

**Untersuchungen zum Optimierungspotential
von Erwärmzeit und Eigenschaftsprofil
von Stählen im Presshärteprozess**

**vom Fachbereich 13 –
Bau- und Umweltingenieurwissenschaften
der Technischen Universität Darmstadt**

zur Erlangung des Grades
Doktor-Ingenieur (Dr.-Ing.)

**genehmigte Dissertation von
Dipl.-Ing. (FH) Stefan Fritz**

Erstgutachter: Prof. Dr.-Ing. Jens Schneider
Zweitgutachter: Prof. Dr.-Ing. Stefan Kolling

Darmstadt 2021

Fritz, Stefan:

Untersuchungen zum Optimierungspotential von Erwärmzeit und Eigenschaftsprofil von Stählen im Presshärteprozess

Darmstadt, Technische Universität Darmstadt,

Jahr der Veröffentlichung der Dissertation auf TUprints: 2022

URN: urn:nbn:de:tuda-tuprints-206384

Tag der mündlichen Prüfung: 01.03.2021

Veröffentlicht unter CC BY-SA 4.0 International

<https://creativecommons.org/licenses/>

Vorveröffentlichung von Teilergebnissen

Teilergebnisse dieser Dissertation wurden vor Einreichung der Arbeit in der folgenden Literaturquelle veröffentlicht.

S. Fritz, M. A. Pfeiffer und J. Gollnick, „Optimization of austenitization time for press hardening of steels by using Hollomon-Jaffe parameter,“ *Materials Science & Engineering Technology*, Bd. 50, Nr. 2, p. 105, 2019

Inhalt

Nomenklatur	VI
Abbildungsverzeichnis.....	VII
Tabellenverzeichnis	XI
1 Einleitung	1
2 Zielsetzung der Arbeit	2
3 Stand der Technik	3
3.1 Presshärteverfahren	3
3.1.1 IHU-Presshärten.....	3
3.1.2 Aufheiz und Abkühlstrategien.....	4
3.1.3 Werkstoffentwicklungen	5
3.2 Austenitisierungsprozess.....	7
3.3 Modelle zur Beschreibung des Austenitisierungsvorgangs.....	11
3.4 Hollomon-Jaffe-Parameter.....	12
3.5 Martensitische Umwandlung.....	15
3.6 Kathodische Tauchlackierung.....	16
4 Versuchswerkstoffe und Vorgehensweise.....	17
4.1 Basischarakterisierung der eingesetzten Werkstoffe.....	17
4.1.1 Chemische Analyse.....	17
4.1.2 Metallographische Untersuchung	18
4.1.3 Zugeigenschaften und Härte	21
4.1.4 Aufstellung prozessbeschreibender ZTU-Schaubilder.....	23
4.2 Ermittlung des Zeit-Temperatur-Austenitisierungsverhaltens	32
4.2.1 Ansatz zur Prozessbeschreibung.....	32
4.2.2 Isotherme Austenitisierungsversuche.....	33
4.2.3 Validierungsversuche	34
4.2.4 Messungen zur Temperaturverteilung.....	35
4.3 Entwicklung einer angepassten Zugprobengeometrie	36
4.3.1 Auslegung der Probengeometrie.....	36
4.3.2 Experimentelle Qualifizierung der Probenform.....	38

4.4	Bestimmung der Zugeigenschaften in Abhängigkeit des Wärmebehandlungszustands.....	40
4.4.1	Wärmebehandlung der Zugproben	40
4.4.2	Durchführung der Zugversuche	42
5	Versuchsauswertung	43
5.1	Austenitierungsverhalten.....	43
5.1.1	Auswertung der isothermen Austenitierungsversuche	43
5.1.2	Auswertung der prozessnahen Austenitierungsversuche	48
5.1.3	Auswertung Probertemperatur.....	49
5.1.4	Bestimmung von Werkstoffparametern	50
5.1.5	Berechnung der Austenitierungszeit.....	54
5.2	Zugeigenschaften	62
5.2.1	Methodik der Auswertung	62
5.2.2	Ergebnisse zur Qualifizierung der entwickelten Kleinzugprobengeometrie	63
5.2.3	Versuchsergebnisse wärmebehandelte Zugproben.....	70
6	Diskussion	79
6.1	Interpretation Versuchsergebnisse: Austenitierungsversuche.....	79
6.1.1	Austenitierungsversuche isotherm	79
6.1.2	Austenitierungsversuche prozessnah.....	83
6.2	Interpretation Versuchsergebnisse: Zugversuche.....	84
6.3	Diskussion der Vorgehensweise	87
6.3.1	Werkstoffauswahl.....	87
6.3.2	Ansatz zur Prozessbeschreibung.....	88
6.3.3	Verfahren zur Berechnung der Austenitierungszeit.....	89
7	Zusammenfassung und Ausblick.....	93
8	Literaturverzeichnis.....	95
9	Anhang.....	103
9.3	Kapitel 3	103
9.3.1	Datenblatt X46Cr13.....	103
9.3.2	JMatPro® (Version 7.0) - Hilfeseite Austenitkorngrößenberechnung.....	108
9.4	Kapitel 4	109

9.4.1	Chemische Analyse der Versuchswerkstoffe	109
9.4.2	Datenblätter der Versuchswerkstoffe.....	110
9.4.3	Auswertung Zugversuche: A ₅₀ - und A ₈₀ -Proben (Anlieferungszustand)	113
9.4.4	Messwerte Härteprüfung Anlieferungszustand	114
9.4.5	Datenblatt Kathodische Tauchlackierung	115
9.4.6	Messwerte Härtemessungen ZTU	116
9.4.7	Wärmebehandlungsparameter Validierungsversuche	117
9.5	Kapitel 5	118
9.5.1	Gleichungen zur Parameterberechnung für Offset-Methode [87] [92]	118
9.5.2	Messdaten Auswertung isotherme Austenitisierungsversuche.....	119
9.5.3	Messdaten Auswertung Validierungsversuche.....	121
9.5.4	Auswertung Zugversuche: Kleinzugproben (Anlieferungszustand, unbearbeitet)	122
9.5.5	Messkurven Temperaturprofil Kleinzugproben.....	123
9.5.6	Messwerte Härteprofil Kleinzugproben gehärtet.....	127
9.5.7	Berechnung des querschnittsabhängigen Lastaufnahmevermögens	127
9.5.8	Auswertung Zugversuche: Kleinzugproben (wärmebehandelt).....	128
9.6	Kapitel 6	138
9.6.1	Datenblatt X15Cr13.....	138

Nomenklatur

<i>Symbol</i>	<i>Beschreibung</i>
IHU	Innenhochdruck-Umformen
α -Phase	Ferrit
α' -Phase	Martensit
γ -Phase	Austenit
A_{c1}	Starttemperatur Austenitumwandlung
A_{c3}	Endtemperatur Austenitumwandlung
M_s	Starttemperatur Martensitumwandlung
M_f	Endtemperatur Martensitumwandlung
ZTA	Zeit-Temperatur-Austenitisierungsschaubild
ZTU	Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild
JMAK	Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorow
H	Hollomon-Jaffe Parameter
H_{erf}	erforderlicher Wert des Hollomon-Jaffe Parameters
T	Temperatur
t	Zeit
C	Werkstoffkonstante
KTL	Kathodische Tauchlackierung
wt %	Masseanteil
l_0	Anfangsmesslänge
A ₅₀ -Probe	Zugprobe mit Messlänge 50 mm
A ₈₀ -Probe	Zugprobe mit Messlänge 80 mm
A ₄ -Probe	Zugprobe mit Messlänge 4 mm
HV	Härte nach Vickers
T1 (T2, T3)	Messpunkt Thermoelement 1 (2, 3)
σ	Standardabweichung
T_A	Aktivierungstemperatur
t_{erf}	erforderliche Zeit
R_m	Zugfestigkeit
$R_{p0,2}$	Dehngrenze (0,2 %)
A_g	Gleichmaßdehnung
A	Bruchdehnung
w_B	spezifische Arbeitsaufnahme

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1: Ausformung eines Bauteils in gekühltem Werkzeug.....	3
Abbildung 2: Stähle zum Bau von Karosseriestrukturteilen (blau: Kaltformstähle, rot: Warmformstähle)...	7
Abbildung 3: Austenitisierungsprozess schematisch:	
a) Ausgangsgefüge: ferritisch-perlitisch, b) Ausgangsgefüge: verteilte Karbide in Ferrit	9
Abbildung 4: Isothermes ZTA schematisch (Punktlinie: isotherme Temperaturführung).....	11
Abbildung 5: Kontinuierliches ZTA schematisch (Punktlinie: konstante Temperaturführung).....	11
Abbildung 6: Schematische Darstellung eines ZTU	16
Abbildung 7: Nichtmetallische Einschlüsse 22MnB5 (200-fache Mikroskop-Vergrößerung)	18
Abbildung 8: Nichtmetallische Einschlüsse X15Cr13 (200-fache Mikroskop-Vergrößerung).....	18
Abbildung 9: Gefügestruktur 22MnB5 (500-fache Mikroskop-Vergrößerung).....	19
Abbildung 10: Gefügestruktur 22MnB5 (1000-fache Mikroskop-Vergrößerung).....	20
Abbildung 11: Gefügestruktur X15Cr13 (500-fache Mikroskop-Vergrößerung).....	20
Abbildung 12: Gefügestruktur X15Cr13 (1000-fache Mikroskop-Vergrößerung).....	21
Abbildung 13: Spannungs-Dehnungs-Diagramm (technisch)	
22MnB5 und X15Cr13 im Anlieferungszustand.....	22
Abbildung 14: Probengeometrie zur dilatometrischen Umwandlungsuntersuchung.....	23
Abbildung 15: ZTU-Schaubild 22MnB5 (kontinuierlich).....	24
Abbildung 16: Schliffbild 22MnB5 575 Ks ⁻¹ (alk. Salpetersäure, 1000-fache Mikroskop-Vergrößerung)....	25
Abbildung 17: Schliffbild 22MnB5 100 Ks ⁻¹ (alk. Salpetersäure, 1000-fache Mikroskop-Vergrößerung)....	25
Abbildung 18: Schliffbild 22MnB5 30 Ks ⁻¹ (alk. Salpetersäure, 1000-fache Mikroskop-Vergrößerung).....	26
Abbildung 19: Schliffbild 22MnB5 25 Ks ⁻¹ (alk. Salpetersäure, 1000-fache Mikroskop-Vergrößerung).....	26
Abbildung 20: Schliffbild 22MnB5 20 Ks ⁻¹ (alk. Salpetersäure, 1000-fache Mikroskop-Vergrößerung).....	27
Abbildung 21: Schliffbild 22MnB5 5 Ks ⁻¹ (alk. Salpetersäure, 1000-fache Mikroskop-Vergrößerung).....	27
Abbildung 22: ZTU-Schaubild X15Cr13 (kontinuierlich).....	28
Abbildung 23: Schliffbild X15Cr13 575 Ks ⁻¹	
(wssg. Salz-/Salpetersäure, 1000-fache Mikroskop-Vergrößerung).....	29
Abbildung 24: Schliffbild X15Cr13 10 Ks ⁻¹	
(wssg. Salz-/Salpetersäure, 1000-fache Mikroskop-Vergrößerung).....	29
Abbildung 25: Schliffbild X15Cr13 5 Ks ⁻¹	
(wssg. Salz-/Salpetersäure, 1000-fache Mikroskop-Vergrößerung).....	30
Abbildung 26: Schliffbild X15Cr13 3 Ks ⁻¹	
(wssg. Salz-/Salpetersäure, 1000-fache Mikroskop-Vergrößerung).....	30
Abbildung 27: Einfluss KTL-Simulation auf Härte (Streubreite entspricht Standardabweichung).....	31
Abbildung 28: Ansatz zur Berechnung der Austenitisierungszeit	32
Abbildung 29: Versuchskammer Dilatometer	33
Abbildung 30: Temperaturführung Validierungsversuche 22MnB5.....	34

Abbildung 31: Temperaturführung Validierungsversuche X15Cr13	34
Abbildung 32: Anordnung Thermoelemente zur Messung der Temperaturverteilung in Ringproben	36
Abbildung 33: Einspannvorrichtung in der Probenkammer des Dilatometers.....	37
Abbildung 34: Geometrie Kleinzugprobe (Maßangaben in mm).....	38
Abbildung 35: Anordnung Messpunkte Temperaturprofil Kleinzugprobe.....	39
Abbildung 36: Thermoelemente aufgeschweißt auf Kleinzugprobe.....	39
Abbildung 37: Messpunkte Härteprofil Kleinzugprobe.....	39
Abbildung 38: Wärmebehandlung Zugprobe im Dilatometer	
a) Zugprobe eingebaut b) Zugprobe erwärmt	41
Abbildung 39: a) Versuchsaufbau mit optischer Dehnungsmessung	
b) Zugprobe mit Punktemuster vor Prüfung.....	42
Abbildung 40: Bestimmung M_s -Temperatur mittels Offset-Methode.....	44
Abbildung 41: Härtemessung an Ringprobe schematisch	44
Abbildung 42: M_s -Temperaturen 22MnB5 isotherm.....	45
Abbildung 43: Martensithärte 22MnB5 (isotherm).....	45
Abbildung 44: M_s -Temperaturen X15Cr13 isotherm.....	46
Abbildung 45: Martensithärte X15Cr13 (isotherm).....	46
Abbildung 46: Minimale M_s -Temperatur beider Werkstoffe im Vergleich.....	47
Abbildung 47: Maximalhärte beider Versuchswerkstoffe im Vergleich	47
Abbildung 48: Austenitisierungsversuch prozessnah 22MnB5: M_s -Temperaturen und Härte.....	48
Abbildung 49: Austenitisierungsversuch prozessnah X15Cr13: M_s -Temperaturen und Härte.....	49
Abbildung 50: Messungen Temperaturdifferenz in Ringproben (Werkstoff 22MnB5)	50
Abbildung 51: Messpunkte minimale M_s -Temperatur (isotherme Versuche 22MnB5) in Temperatur-Zeit-Diagramm.....	51
Abbildung 52: Messpunkte maximale Härte (isotherme Versuche X15Cr13) in Temperatur-Zeit-Diagramm.....	51
Abbildung 53: Temperatur über Zeit: berechnete Parameter 22MnB5.....	53
Abbildung 54: Temperatur über Zeit: berechnete Parameter X15Cr13.....	53
Abbildung 55: Numerische Integration Temperatur-Zeit-Kurve (schematisch)	54
Abbildung 56: Numerische Integration: Zeit t und Schrittweite Δt in Abhängigkeit des Zeitschritts i (schematisch).....	55
Abbildung 57: Phasenanteile temperaturabhängig 22MnB5 (JMatPro®-Berechnung, gleichgewichtsnah).....	56
Abbildung 58: Phasenanteile temperaturabhängig X15Cr13 (JMatPro®-Berechnung, gleichgewichtsnah).....	56
Abbildung 59: Zunahme Parameter H mit Prozesszeit (22MnB5, $T_A=A_{c1}$).....	57
Abbildung 60: Härte und M_s -Temperatur 22MnB5 bei t_{erf} (berechnet über numerische Integration ab A_{c1}).....	57
Abbildung 61: Zunahme Parameter H mit Prozesszeit (X15Cr13, $T_A=A_{c1}$).....	58

Abbildung 62: Härte und M_s -Temperatur X15Cr13 bei t_{erf} (berechnet über numerische Integration ab A_{c1})	58
Abbildung 63: Härte in Abhängigkeit von H (X15Cr13).....	59
Abbildung 64: Zusammenhang zwischen Härte und H - Mittelwert-Gerade in ausgewähltem Bereich (X15Cr13).....	60
Abbildung 65: Härte in Abhängigkeit von H (22MnB5)	60
Abbildung 66: Zusammenhang zwischen Härte und H - Mittelwert-Gerade in ausgewähltem Bereich (22MnB5).....	61
Abbildung 67: Probe im Zugversuch: a) bei Versuchsbeginn, b) kurz vor Probenbruch, c) nach Versuchsende (Probe 22MnB5/130s/#3, linkes Kamerabild, Dehnungsfeld in Zugrichtung in a) und b) überlagert)	62
Abbildung 68: Temperaturprofil Kleinzugprobe im Wärmebehandlungszyklus	63
Abbildung 69: Temperaturprofil Kleinzugprobe im Wärmebehandlungszyklus	64
Abbildung 70: Härteprofil Kleinzugprobe entlang Probenlängsachse	66
Abbildung 71: Lastaufnahmevermögen Kleinzugprobe 22MnB5 gehärtet (berechnet, entlang Probenlängsachse).....	66
Abbildung 72: Lastaufnahmevermögen Kleinzugprobe X15Cr13 gehärtet (berechnet, entlang Probenlängsachse).....	67
Abbildung 73: Spannungs-Dehnungs-Diagramm 22MnB5 (technisch, geglättet): Kleinzugproben im Anlieferungszustand.....	68
Abbildung 74: Spannungs-Dehnungs-Diagramm X15Cr13 (technisch, geglättet): Zugproben im Anlieferungszustand.....	68
Abbildung 75: Spannungs-Dehnungs-Diagramm 22MnB5 (technisch): Normzug- und Kleinzugprobe im Vergleich	69
Abbildung 76: Spannungs-Dehnungs-Diagramm X15Cr13 (technisch): Normzug- und Kleinzugprobe im Vergleich	70
Abbildung 77: Spannungs-Dehnungs-Diagramm 22MnB5 (technisch): unterschiedliche Austenitisierungszeiten, KTL-Simulation bei 170 °C.....	71
Abbildung 78: Mechanische Kennwerte 22MnB5 (unterschiedliche Austenitisierungszeiten, KTL-Simulation bei 170 °C)	71
Abbildung 79: Spannungs-Dehnungs-Diagramm X15Cr13 (technisch): Austenitisierungszeit 390 s, keine KTL-Simulation	72
Abbildung 80: Spannungs-Dehnungs-Diagramm X15Cr13 (technisch): unterschiedliche Austenitisierungszeiten, KTL-Simulation bei 170 °C.....	73
Abbildung 81: Mechanische Kennwerte X15Cr13 (unterschiedliche Austenitisierungszeiten, KTL-Simulation bei 170 °C)	73
Abbildung 82: Spannungs-Dehnungs-Diagramm X15Cr13 (technisch): unterschiedliche Austenitisierungszeiten, KTL-Simulation bei 200 °C.....	74

Abbildung 83: Mechanische Kennwerte X15Cr13 (unterschiedliche Austenitisierungszeiten, KTL-Simulation bei 200 °C)	75
Abbildung 84: Festigkeitskennwerte X15Cr13: KTL-Simulation bei 200 °C und 170 °C im Vergleich.....	76
Abbildung 85: Dehnungskennwerte X15Cr13: KTL-Simulation bei 200 °C und 170 °C im Vergleich.....	76
Abbildung 86: Festigkeitskennwerte 22MnB5 und X15Cr13 im Vergleich.....	77
Abbildung 87: Dehnungskennwerte 22MnB5 und X15Cr13 im Vergleich.....	77
Abbildung 88: Spezifisches Arbeitsaufnahmevermögen w_B : 22MnB5 und X15Cr13 im Vergleich.....	78
Abbildung 89: Korngröße in Abhängigkeit zur Austenitisierungszeit und Zeitpunkte homogener Austenit (22MnB5, isotherm, JMatPro®-Berechnung).....	82
Abbildung 90: Korngröße in Abhängigkeit zur Austenitisierungszeit und Zeitpunkte homogener Austenit (X15Cr13, 22MnB5, isotherm, JMatPro®-Berechnung)	82
Abbildung 91: Korngröße in Abhängigkeit zur Austenitisierungszeit und Zeitpunkte homogener Austenit (X15Cr13, 22MnB5, prozessnahe Temperaturführung, JMatPro®-Berechnung).....	83
Abbildung 92: Temperatur über Zeit: berechnete alternative Parameter X15Cr13	88
Abbildung 93: Berechnungsergebnis für t_{erf_Ac1} in Abhängigkeit zur Anzahl der Zeitschritte (22MnB5) ...	90
Abbildung 94: Berechnungsergebnis für t_{erf_Ac1} in Abhängigkeit zur Anzahl der Zeitschritte (X15Cr13) ...	90
Abbildung 95: Vergleich von Ergebnissen aus Berechnungen und Versuch für t_{erf}	91

Tabellenverzeichnis

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung der Versuchswerkstoffe [wt %].....	17
Tabelle 2: Mechanische Kennwerte 22MnB5 und X15Cr13 im Anlieferungszustand (Normzugproben, Streubreite entspricht Standardabweichung).....	22
Tabelle 3: Parameter für dilatometrische Umwandlungsversuche zur ZTU Aufstellung.....	23
Tabelle 4: Wärmebehandlungsparameter KTL-Simulation.....	31
Tabelle 5: Versuchsparameter isotherme Austenitisierungsversuche.....	33
Tabelle 6: Wärmebehandlungsparameter Validierungsversuche.....	35
Tabelle 7: Versuchsprogramm Wärmebehandlung der Zugproben (weitere KTL-Behandlungsparameter nach Tabelle 4).....	41
Tabelle 8: Berechnete Parameter zur Bestimmung der M_s -Temperatur mittels Offset-Methode.....	44
Tabelle 9: Temperaturdifferenzen Ringproben bei Maximaltemperatur (Werkstoff 22MnB5).....	49
Tabelle 10: Zeitpunkte min. M_s -Temperatur (22MnB5) und max. Härte (X15Cr13).....	51
Tabelle 11: Berechnete Werte der Parameter H [-], C [-] Standardabweichung σ	52
Tabelle 12: Umwandlungspunkte der Versuchswerkstoffe und berechnete Zeiten von t_{erf}	59
Tabelle 13: Temperaturabweichungen im Wärmebehandlungszyklus (22MnB5).....	65
Tabelle 14: Temperaturabweichungen im Wärmebehandlungszyklus (X15Cr13).....	65
Tabelle 15: Mechanische Kennwerte 22MnB5 und X15Cr13 im Anlieferungszustand (Kleinzugproben, Streubreite entspricht Standardabweichung).....	69
Tabelle 16: Auflistung mechanischer Kennwerte 22MnB5 (Mittelwerte, KTL-Simulation bei 170 °C).....	72
Tabelle 17: Auflistung mechanischer Kennwerte X15Cr13 (Mittelwerte, KTL-Simulation bei 170 °C).....	74
Tabelle 18: Auflistung mechanischer Kennwerte X15Cr13 (Mittelwerte, KTL-Simulation bei 200 °C).....	75
Tabelle 19: Auflistung mechanischer Kennwerte (Mittelwerte) 22MnB5 (KTL 170 °C) und X15Cr13 (KTL 200 °C).....	78

1 Einleitung

Mobilität spielt für das moderne gesellschaftliche Leben eine wichtige Rolle. Das Bedürfnis nach individueller Mobilität ist eine Herausforderung, mit der sich insbesondere die Automobilindustrie mit immer neuen Lösungsansätzen beschäftigt. Die Anforderungen an die Fahrzeuge werden vielseitiger und komplexer. Die gegenläufigen Wünsche nach immer mehr Komfort, verbesserten Fahrleistungen und hoher Fahrgastsicherheit im Crashfall bei gleichzeitig geringem Kraftstoffverbrauch sind neben Effizienzverbesserungen vor allem durch Leichtbau vereinbar. Gesetzliche Regelungen zum Insassenschutz und europäische Verordnungen zur Begrenzung des Schadstoffausstoßes treiben die Entwicklung neuer Leichtbaukonzepte zusätzlich voran [1]. Der Anteil der Karosseriestruktur am Gesamtgewicht moderner Fahrzeuge beträgt bis zu 40 % und bietet daher großes Leichtbaupotential [2]. Der werkstoffliche Leichtbauansatz verfolgt das Ziel, das Gewicht von Bauteilen durch den Einsatz optimierter Werkstoffe zu senken. Dabei spielen Leichtbauwerkstoffe eine zentrale Rolle. Als moderne Leichtbauwerkstoffe eignen sich neben Metallen geringer Dichte wie Aluminium oder Magnesium hochfeste Stahlwerkstoffe besonders gut [3] [4]. Bei lastgerechter Bauteilauslegung ermöglicht eine erhöhte Werkstofffestigkeit eine Reduzierung der Bauteildicke. Durch die somit erreichte Materialeinsparung sinkt neben dem Bauteilgewicht auch der benötigte Bauraum. Der Trend zum vermehrten Einsatz hoch- und höherfester Stähle hat dazu geführt, dass diese einem Anteil von über 60 % der Karosseriestruktur entsprechen können [5]. Hohe Umformgrade bei geringen Formtoleranzen auf diesem oder sogar höherem Festigkeitsniveau sind bislang nur mit Hilfe des Presshärteverfahrens realisierbar.

Der Leichtbautrend in der Automobilindustrie führt zur serienmäßigen Anwendung und Weiterentwicklung neuer Fertigungsverfahren. Das Presshärten hat dabei in den vergangenen Jahren eine wichtige Rolle gespielt und gilt bisweilen als etabliertes Verfahren. Neue Prozessvarianten ermöglichen bislang unerreichte Gestaltungsfreiheit der Bauteile. Das Presshärten beschränkt sich nicht mehr allein auf die Verarbeitung von Blechtafeln, auch die Herstellung geschlossener Profile zählt heute zum Stand der Technik. Dies wird durch den integrierten Prozessschritt des Innenhochdruck-Umformens (IHU) erreicht, teilweise kombiniert mit einer direkten Wasserabkühlung des Bauteils. Gradierte Materialeigenschaften können dabei durch lokal unterschiedliche Aufheiz- bzw. Abkühlverläufe oder durch eine unterschiedliche chemische Zusammensetzung des Ausgangsmaterials eingestellt werden. Ein großer Anteil der Prozessgesamtdauer fällt bei Nutzung einer konventionellen Ofenprozessroute dem Vorgang des Erwärmens und Austenitisierens des Bauteils zu. Optimierungspotential bieten diesbezüglich induktive oder konduktive Ansätze zur deutlich schnelleren Erwärmung [6]. Entwicklungen werden nicht nur im Bereich der Prozesstechnik, sondern auch zur Qualifizierung verschiedener presshärtegeeigneter Werkstoffe vorangetrieben. Diese Werkstoffentwicklungen zielen auf die Verbesserung mechanischer oder technologischer Eigenschaften, andere Ansätze beschäftigen sich mit einer Verbesserung des Korrosionsschutzes. Die Notwendigkeit zur Kenntnis der material- und wärmebehandlungsabhängigen mechanischen Eigenschaften der zu verarbeiteten Stähle ist Ausgangspunkt dieser Arbeit.

2 Zielsetzung der Arbeit

Ein Schwerpunkt der Arbeit liegt in der Entwicklung einer praktischen und leicht handhabbaren Methodik zur Bestimmung der optimalen Austenitisierungszeit bei prozesstypischer Erwärmung auf Basis eines phänomenologischen Ansatzes. Als optimal wird in dieser Arbeit der Austenitisierungszustand angenommen, der zu den günstigsten mechanischen Eigenschaften des daraus entstehenden martensitischen Gefüges führt. Experimentell gewonnene Werkstoffkennwerte dienen als Grundlage zur Beschreibung des Austenitisierungszustands. Die Methodik soll auf Grund der vielfältigen Prozessvarianten des Presshärtens auf beliebige Aufheizkurven sowie auf Werkstoffe unterschiedlicher Legierungszusammensetzung anwendbar sein. Die Abhängigkeit der mechanischen Eigenschaften verschiedener Stähle vom Austenitisierungszustand wird untersucht.

Als weiteren Leitgedanken dieser Arbeit ist die Qualifizierung eines korrosionsbeständigen Alternativwerkstoffs mit überlegenen mechanischen Eigenschaften gegenüber der Standardgüte 22MnB5 zu nennen. Der Fokus liegt neben der Ermittlung der nötigen Prozessbedingungen und einer Beurteilung der Prozessfähigkeit auf der Untersuchung der prozessbedingten mechanischen Eigenschaften unter Berücksichtigung der zum Teil hohen Abkühlraten und Einflüsse von Nachbehandlungsverfahren.

3 Stand der Technik

3.1 Presshärteverfahren

Das Presshärten verbindet die Fertigungsschritte Umformung auf Endkontur und Einstellung der Werkstoffigenschaften durch Wärmebehandlung in einem Prozess. Dabei wird zunächst härtpbares Stahlblech durch Erwärmung austenitisiert. Im folgenden Prozessschritt erfolgt parallel zur Umformung auf die Bauteilkontur eine Abkühlung durch ein gekühltes Werkzeug einer Presse (direktes Presshärten). Das zunächst weiche, ferritisch-perlitische Ausgangsgefüge des Stahls wird in hartes Martensitgefüge umwandelt. Zugfestigkeiten zwischen 1500 MPa und 1900 MPa sind dadurch heute Stand der Technik [7].

3.1.1 IHU-Presshärten

Das konventionelle Presshärteverfahren ist für die Herstellung einer offenen Bauteilgeometrie aus Blechplatinen geeignet. Eine Verfahrenskombination aus Presshärten und Innenhochdruck-Umformung (IHU-Presshärten) bietet die Möglichkeit zur Herstellung gehärteter, geschlossener Bauteilprofile. Ein meist rohrförmiges Hohlprofil dient dabei als Ausgangshalbzeug. Nach Erwärmung und Austenitisierung wird das Profil in einem Presswerkzeug mit einem Innenhochdruck mittels komprimierten Gases zur finalen Formgebung beaufschlagt. Schematisch sind der Verfahrensablauf und ein typischer Werkzeugaufbau in Abbildung 1 dargestellt.

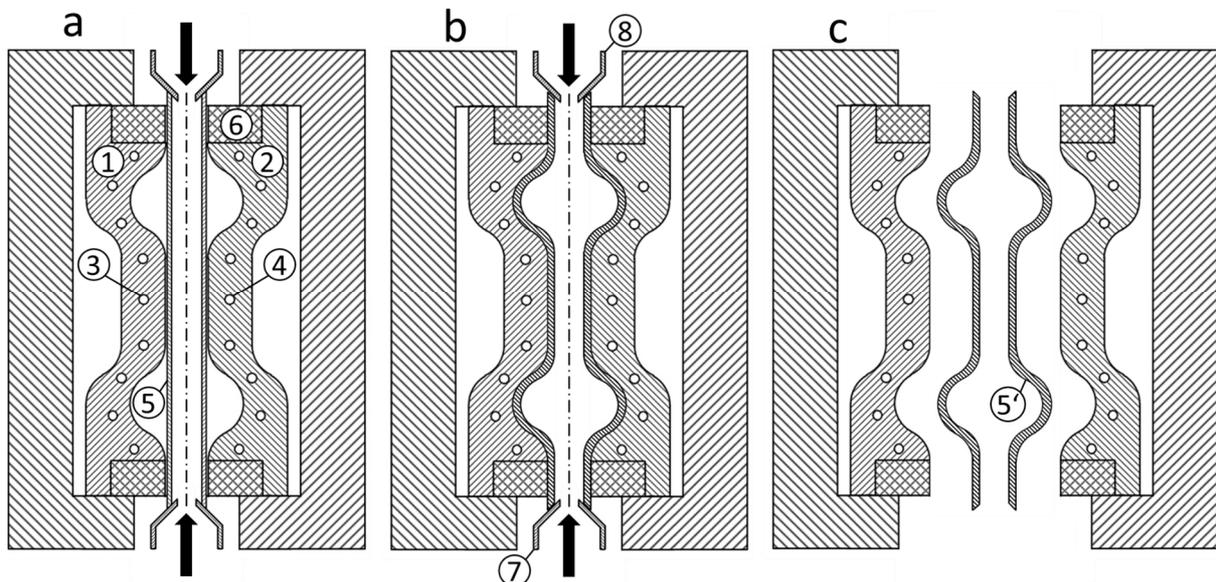


Abbildung 1: Ausformung eines Bauteils in gekühltem Werkzeug

Die beiden Werkzeugelemente (1, 2) sind mit Kühlkanälen versehen (3, 4). Das rohrförmige Ausgangsprofil (5) befindet sich in Abbildung 1a mittig im Werkzeug und wird von ringförmigen Dichtkörpern (6) gehalten. Das Aufbringen des Innendrucks sowie die Einleitung des Kühlmediums (in Abbildung 1 angedeutet mit

Pfeilen) erfolgt über die beiden Andockstempel (7,8) in Abbildung 1b. Nach Zurückfahren der Andockstempel und Öffnung des Werkzeugs kann das umgeformte Bauteil (5') entnommen werden, siehe Abbildung 1c. Die Abkühlphase beginnt bereits während des Bauteiltransfers in das Presswerkzeug. Der Kontakt des Bauteils mit den wassergekühlten Werkzeugelementen beschleunigt die Abkühlung. Falls die erforderliche Abkühlgeschwindigkeit durch den Werkzeugkontakt allein nicht erreicht wird, kann eine ausreichende Abschreckung des Bauteils durch eine abschließende Durchströmung des hohlen Bauteils mit einem Fluid (i.d.R. Wasser) sichergestellt werden [8]. Der direkte Kontakt mit dem flüssigen Abschreckmedium erhöht die Abkühlrate noch einmal erheblich, womit sie deutlich über den typischen Abkühlraten des klassischen Presshärtens liegen kann. Eine Weiterentwicklung der Benteler Automobiltechnik GmbH des ursprünglichen Verfahrens senkt Energie- und Werkzeugkosten durch den Ersatz des flüssigen Abschreckmediums durch gekühltes Gas [9].

Bei Verwendung von niedriglegierten Vergütungsstählen, wie dem 22MnB5, und einer Blechdicke kleiner als 3 mm kann das Werkstoffgefüge, ähnlich dem Presshärten, vollständig martensitisch umgewandelt werden [8]. Geschlossene Bauteile bieten gegenüber offenen Strukturen den Vorteil einer verbesserten Steifigkeit, insbesondere bei Torsionsbelastung. Ferner kann eine Optimierung der Bauraumausnutzung vorgenommen werden, was bei Anwendung auf eine A-Säule im PKW zu einem größeren Sichtfeld für Insassen führen kann [10].

Das Verfahren des Presshärtens steht in direkter Konkurrenz mit einem Kaltumformprozess. Nachteilig sind höhere Kosten durch Anlagenbetrieb und längere Prozesszeiten [11]. Vorteilhaft wirken sich die hohen erreichbaren Zugfestigkeiten (bis 1900 MPa), hohe Umformgrade ohne Verlust von Bruchdehnung sowie die hohe Maßhaltigkeit pressgehärteter Bauteile durch geringe Rückfederung auf die technologischen und mechanischen Eigenschaften aus [12].

3.1.2 Aufheiz und Abkühlstrategien

Einen entscheidenden Einfluss auf diese Eigenschaften haben der Austenitisierungszustand sowie die Abkühlgeschwindigkeit des Werkstoffes während des Härtevorgangs. Die Taktzeiten werden vom Aufheizprozess mitbestimmt. Die Aufheiz- und Haltezeit beträgt bei konventioneller Erwärmung im Kammerofen insgesamt ca. 240 s [13]. Eine Verringerung der Aufheizzeit von Blechplatten auf 20 s ist durch induktive Erwärmung ohne nachteilige Eigenschaftsveränderungen umsetzbar [13]. Die Taktzeit kann alternativ auch durch eine konduktive Erwärmung verringert werden [14]. Die Einstellung unterschiedlicher, an die Belastung angepasster Werkstoffeigenschaften in einem Bauteil ist beim klassischen Presshärten bereits Stand der Technik [15]. Die Eigenschaftsverteilung kann durch eine maßgeschneiderte Wärmebehandlung (Tailored Tempering) verschiedener Bauteilbereiche eingestellt werden. Eine mögliche Verfahrensvariante ist der Einsatz teilgeheizter Werkzeugelemente. Durch den Einsatz partiell geheizter Werkzeugelemente können lokal geringere Abkühlgeschwindigkeiten in einem Bauteil eingestellt werden, wodurch sich in diesen Bereichen ein weiches, aber verformbareres Gefüge ausbildet [16]. Als weitere Möglichkeiten bieten sich die

Einstellung lokal unterschiedlicher Aufheizverläufe bzw. Maximaltemperaturen oder die Einstellung lokal unterschiedlicher chemischer Zusammensetzungen an.

3.1.3 Werkstoffentwicklungen

Die möglichen Umformgrade von Kaltformstählen auf hohem Festigkeitsniveau sind stark eingeschränkt. Forschungsbestrebungen beschäftigen sich daher mit der Optimierung des Umformverhaltens bei weiterer Festigkeitssteigerung dieser Werkstoffe ebenso wie mit der Entwicklung neuer presshärtegeeigneter Güten [17] [18]. Der Bedarf an preisgünstigen Stahlsorten zum Kaltumformen hat die Weiterentwicklung der seit Jahrzehnten bekannten Mehrphasenstähle (Dualphasenstähle (DP), Complexphasenstahl (CP)) vorangetrieben, welche heute mit Zugfestigkeits/Bruchdehnungskombinationen zwischen 500 MPa / 25% und 1180 MPa / 4 % auf dem Markt erhältlich sind [19, 20, p. 1]. Durch ein dreiphasiges Gefüge mit feinen Ausscheidungen im Nanometerbereich (TPN: Three Phase Nano) kann insbesondere die Bruchdehnung auf höherem Festigkeitsniveau gegenüber konventionellen DP/CP-Stählen verbessert werden [21]. Martensitphasenstähle erreichen mittlerweile Zugfestigkeiten bis 1400 MPa [22]. Mikrolegierte, thermomechanisch gewalzte Stähle zeichnen sich durch besonders gute Schweißbarkeit infolge des niedrigen Legierungsgehalts (insbesondere Kohlenstoff) aus und gelten als genormte Standardwerkstoffe [23]. Die hochmanganhaltigen und damit austenitischen TRIP (transformation induced plasticity) und TWIP-(twinning induced plasticity) Stähle nutzen zur Verformung die Mechanismen der martensitischen Phasenumwandlung (TRIP) beziehungsweise der Zwillingsbildung (TWIP), um die entstehenden Gitterspannungen abzubauen. Im Gegensatz zu konventionellen Stählen (Verformungsmechanismus: Versetzungsbewegung) sind dadurch sehr große Bruchdehnungen (60 bis 95%) bei Fließgrenzen von 600 MPa bis 1100 MPa erzielbar [24]. Infolge Weiterentwicklung des TRIP Stahls kann in Kombination mit einer Ausscheidungshärtung (maraging TRIP) das Zugfestigkeitsniveau auf 1500 MPa gesteigert werden [25]. Die ebenfalls auf dem hochmanganhaltigen Legierungskonzept basierenden TRIPLEX-Stähle nutzen bei Verformung den Mechanismus der homogenen Scherbandbildung und ordnen sich dadurch hinsichtlich ihrer Festigkeits-/Verformungskennwerte zwischen den TRIP- und den TWIP-Stählen ein [26]. Die hohen Legierungsgehalte und zum Teil lange Wärmebehandlungsdauer ist kostenintensiv und relativiert somit den wirtschaftlichen Vorteil gegenüber der konventionellen Presshärte-Prozessroute. Das plastische Verformungsvermögen von Stählen ist begrenzt. Durch den Fertigungsschritt einer Kaltumformung von Stahlblech in eine Bauteilkontur wird bereits ein Teil dieses Verformungsvermögens aufgebraucht. Damit verbunden ist ein vom Umformgrad abhängiger Zähigkeitsverlust. Bei einer Warmumformung steht hingegen das gesamte Verformungsvermögen des Werkstoffes für die Bauteilanwendung zur Verfügung, da ein neues Gefüge durch Umwandlung nach der Verformung eingestellt wird. Die damit verbundene Erhöhung der Gestaltungsfreiheit von Bauteilen durch höhere Umformgrade geht mit dem Erhalt des Verformungsvermögens einher.

Der zum Presshärten nahezu ausschließlich eingesetzte Standardwerkstoff ist der 22MnB5 [27]. Der Werkstoff zeichnet sich insbesondere durch hohe Zugfestigkeit (ca. 1500 MPa) in Verbindung mit gebrauchsfähiger Bruchdehnung (ca. 5 %) und einem großen Prozessfenster bei günstigen Materialkosten aus. Die

Verarbeitungs- und prozessbedingten Eigenschaften dieses Werkstoffes und einiger alternativer Güten sind bereits eingehend erforscht und belegt [28]. Weitere Legierungsvarianten (C35, C45, 42CrMo4) für das Presshärten wurden bereits auf ihre Prozessfähigkeit hin untersucht. Die untersuchten Werkstoffe erwiesen sich auf Grund ungeeigneter Prozessfenster bzw. nachteiliger Eigenschaften als untauglich [18]. Mit dem vereinzelt eingesetzten Werkstoff H340LA sind bei erhöhter Bruchdehnung von ca. 15 % nur mittlere Zugfestigkeiten von bis zu 700 MPa erreichbar [15]. Die Entwicklung hochfester Werkstoffe für das Presshärten wird von Stahlherstellern weiter vorangetrieben [29]. Die Festigkeit gehärteter Stähle ist im Wesentlichen vom Kohlenstoffgehalt abhängig [30]. Die zunehmende Gitterverzerrung bei steigendem Kohlenstoffgehalt ist für die Festigkeitszunahme, aber auch für den Verlust an Verformbarkeit verantwortlich. Die Bestrebungen der Stahlentwickler, diese beiden wichtigen Kenngrößen zu optimieren, haben zu den folgenden Stahlentwicklungen für das Presshärten geführt. ThyssenKrupp hat mit dem MBW® 1900 einen Stahl mit gesteigerter Zugfestigkeit auf ca. 1900 MPa bei 4 % Bruchdehnung (A_{80}) zur Marktreife entwickelt, als Resultat einer deutlichen Erhöhung des Kohlenstoffgehalts verglichen mit dem 22MnB5 [22]. Ähnliche Eigenschaften sind bei Verwendung des Stahls 34MnB5 zu erwarten. Die Prozessfähigkeit des Werkstoffs 26MnB5, einer Legierungsvariante mit leicht erhöhtem Kohlenstoffgehalt, wurde für das IHU-Presshärten bestätigt [31]. Ein von Kobe-Steel patentierter Presshärtestahl vereint, basierend auf einem festen Verhältnis der Legierungselemente Titan und Stickstoff, eine Zugfestigkeit von ca. 1500 MPa mit einer Bruchdehnung von ca. 11 % [32]. Mehrphasige pressgehärtete Stähle (DP800) ermöglichen eine Zugfestigkeit von 1400 MPa bei 7,8 % Bruchdehnung [33]. Mit dem lufthärtenden Stahl LH800 kann durch Presshärten mit Luftabkühlung eine maximale Zugfestigkeit von ca. 1000 MPa erzielt werden. [34]. Der Werkstoff 15MnB6 ist dem klassischen 22MnB5 bis auf einen reduzierten Kohlenstoff- und leicht erhöhtem Mangangehalt sehr ähnlich. Dieser Werkstoff wurde in mit einer Zugfestigkeit von 1200 MPa bei erhöhter Bruchdehnung verglichen zum 22MnB5 für das Presshärten qualifiziert [35]. Beim Einsatz martensitischer nichtrostender Stähle sind Zugfestigkeiten von 1800 MPa bei einer Bruchdehnung von 14 % erreichbar [18]. Ein Werkstoff dieser Gruppe wurde mit dem X46Cr13 auf die Eignung für das Presshärten untersucht [36]. Bei einer Zugfestigkeit von ca. 1700 MPa wird eine Bruchdehnung von ca. 5 % erreicht. Durch Erhöhung der Austenitisierungstemperatur von 950 °C auf 1000 °C konnte eine maximale Festigkeit von 1948 MPa erzielt werden, allerdings bei einer Bruchdehnung von unter 4 %. Der X46Cr13 ist durch den hohen Kohlenstoffgehalt nur bedingt korrosionsbeständig und nicht schweißgeeignet [Datenblatt in Anhang 9.3.1] [37, p. 621]. Die einzusetzenden Werkstoffe müssen neben den geforderten mechanischen Eigenschaften eine Eignung zum Schweißen aufweisen, um ein stoffschlüssiges Fügen an weitere Bauteile in Nachfolgeprozessen zu gewährleisten.

Eine Übersicht verwendeter zum Bau von Karosseriestrukturteilen Stahlgüten ist in Abhängigkeit des mechanischen Eigenschaftsprofils in Abbildung 2 veranschaulicht.

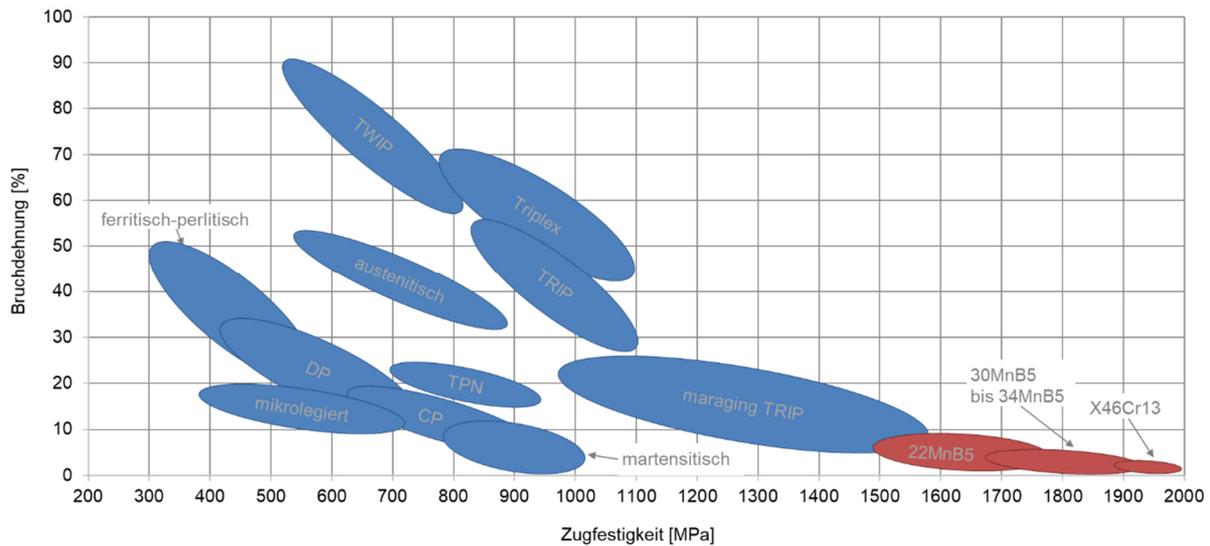


Abbildung 2: Stähle zum Bau von Karosseriestrukturen (blau: Kaltformstähle, rot: Warmformstähle)

3.2 Austenitisierungsprozess

Wärmebehandlungen dienen dazu, das Werkstoffgefüge und die daraus resultierenden mechanischen Eigenschaften gezielt an die gestellten Anforderungen anzupassen. Die Wärmebehandlung des Härtens von Stahl beinhaltet nach DIN 17022-1 das Austenitisieren durch Erwärmung und das Abkühlen des Werkstoffes mit zweckentsprechender Geschwindigkeit, um eine Härtezunahme durch Umwandlung des austenitischen Gefüges (Austenit, γ -Phase) in martensitisches Gefüge (Martensit, α' -Phase) zu erreichen [38]. Ziel ist dabei die Einstellung einer einphasigen Austenitstruktur hoher chemischer Homogenität bei angemessener Korngröße [39, p. 81]. Neben den zur vollständigen Austenitisierung und zur diffusionsgesteuerten Homogenisierung des Gefüges nötigen Zeit, ist die Zeit zum vollständigen Durchwärmen des Bauteils sowie das Wachstum der Austenitkörner zu berücksichtigen. Das Ausgangsgefüge von härtbaren Stählen (Vergütungsstähle) besteht in der Regel aus einem ferritischen Mischkristall (α -Phase). Darin ungelöst enthalten sind in erster Linie Karbide vom Typ Fe_3C (Zementit) und, abhängig von der chemischen Zusammensetzung, weitere Ausscheidungen wie Legierungsmetall-Karbide, Nitride und nichtmetallische Einschlüsse. Während der Aufheizphase beginnt die Umwandlung von Ferrit mit kubisch-raumzentrierter Kristallgitterstruktur in Austenit mit kubisch-flächenzentrierter Kristallgitterstruktur bei der A_{c1} genannten Temperatur und endet bei der A_{c3} genannten Temperatur. Die Lage dieser Umwandlungspunkte wird durch Art und Menge der Legierungselemente, insbesondere des Kohlenstoffgehalts, bestimmt. Je nach chemischer Zusammensetzung und Ausgangsgefügezustand können neben bzw. anstelle von A_{c1} und A_{c3} auch die Umwandlungspunkte A_{c1b} , A_{c1e} oder A_{cc} gemessen werden [40] [41, p. 15]. Die Start- und Endtemperaturen der Austenitumwandlung sind ferner von der Aufheizgeschwindigkeit abhängig und verschieben sich mit Zunahme der Aufheizgeschwindigkeit zu höheren Temperaturen [42] [43]. Die Triebkraft zur Umwandlung bildet die Differenz der freien Enthalpie zwischen Ausgangsphase und austenitischer Phase. Diese steigt mit der Temperatur und bestimmt damit die Austenitkeimbildungs- und Kornwachstumsgeschwindigkeit.

Die Austenitkeimbildung findet in ferritisch-perlitischen Ausgangsgefügen überwiegend zwischen Perlit-Kolonien, im Falle fein verteilter Karbide an deren Grenzflächen zum Ferrit statt [44] [39, pp. 83,91]. Die Karbidstruktur beeinflusst demnach die Struktur der entstehenden Austenitkörner sowie deren Keimbildungsrate, als wichtigster Faktor kann diesbezüglich der Verteilungsgrad der Karbide angeführt werden [45]. Die durch fein verteilte Karbide große Zahl an Keimbildungspunkten führt zu einer feinen Kornstruktur des initial entstehenden Austenits [46]. Das Wachstum der Austenitkeime ist abgeschlossen, sobald die ferritische Struktur vollständig austenitisch umgewandelt ist. Das Lösevermögen des Gefüges für Kohlenstoff ist temperaturabhängig und steigt beim $\alpha \rightarrow \gamma$ Übergang sprunghaft an. Zur Umwandlung von Ferrit in Austenit im Zweiphasengebiet (α / γ) zwischen A_{c1} und A_{c3} ist zunächst eine Kohlenstoffdiffusion aus den Karbiden in die umgebende Matrix nötig. Wenn die temperaturabhängige Sättigungskonzentration von Kohlenstoff im Ferrit überschritten wird, bilden sich Austenitkeime am Karbid. Die Keime wachsen durch Kohlenstoffaufnahme. Die Wachstumsgeschwindigkeit ist dabei abhängig von der Diffusion des Kohlenstoffs zum noch nicht umgewandelten Ferrit [45]. Auch nach vollständiger Gitterumwandlung können im Austenit noch Karbide ungelöst vorliegen. Oberhalb der A_{c3} Temperatur, im einphasigen γ -Gebiet, läuft der Umwandlungsvorgang spontan und diffusionslos ab, die Karbidteilchen werden vom entstehenden Austenit umschlossen. Die Karbide lösen sich durch Kohlenstoffdiffusion in dem austenitischen Gefüge. Die Bindungspartner des Kohlenstoffs im Karbid (z.B. Eisen, Chrom) müssen zur Karbidauflösung ebenfalls diffundieren, was die Geschwindigkeit des Auflöseprozesses mitbestimmt [47]. Angestrebt wird eine teilweise oder vollständige Auflösung der vorhandenen Karbide. Unmittelbar nach der Karbidauflösung ist der Kohlenstoff noch im Bereich der ehemaligen Karbide angereichert vorhanden und nicht homogen im austenitischen Mischkristall verteilt. Die Konzentrationsinhomogenitäten verringern sich bei weiterer Glühung. Metallkundliche Homogenität setzt ferner einen Ausgleich der Seigerungen, die auf unterschiedlich starke Affinität der Legierungselemente zum Kohlenstoff zurückzuführen sind, voraus. Dieser Zustand kann allerdings nur durch lange Glühzeiten oder hohe Haltetemperaturen erreicht werden und ist daher für die praktische Anwendung kaum relevant [48, pp. 115-120, 201] [49]. Die Definition eines technisch homogenen Austenits beruht auf der Verschiebung des Martensit-Startpunktes (M_s) beim Abschrecken von austenitisierten Proben. Dieser Punkt sinkt mit zunehmender Karbidauflösung und Homogenisierung von Kohlenstoff und Legierungselementen zu tieferen Temperaturen. Die Abschreckhärte nimmt mit dem Gehalt an gelöstem Kohlenstoff und mit dem Homogenisierungsgrad zu. Technisch homogener Austenit liegt vor, sobald M_s den niedrigsten Wert erreicht hat [41, p. 20]. Einfluss auf die Austenitisierungsvorgänge haben insbesondere die chemische Zusammensetzung sowie das Ausgangsgefüge des Stahls. Große Karbide mit weiten Abständen untereinander, wie sie beispielsweise bei einem Weichglühgefüge auftreten, hemmen die Homogenisierung des Austenits [50]. Zum Konzentrationsausgleich müssen in legierten Stählen, die auch Karbide in Verbindung mit Legierungsmetallen enthalten, nach der Karbidauflösung neben dem Kohlenstoff auch die Legierungselemente diffundieren. Die Diffusionsgeschwindigkeit solcher Substitutionsatome, wie beispielsweise Chrom, ist im Eisengitter erheblich geringer als die des interstitiell gelösten Kohlenstoffs. Die Folge ist eine deutliche Verlangsamung des Homogenisierungsprozesses. Eine grobe

Karbidstruktur führt ebenfalls zu längeren Homogenisierungszeiten, da die Diffusionswege der Atome größer werden [44]. Der gesamte Austenitisierungsprozess ist in Abbildung 3 schematisch dargestellt.

Der Austenitisierungszustand wird neben der Verteilung der Elemente auch durch die Korngröße des Austenits beschrieben. Die Kornstruktur soll während des Austenitisierungsvorgangs fein und gleichmäßig bleiben [39, p. 1]. Die Austenitkorngröße hat einen erheblichen Einfluss auf die Härbarkeit und die Eigenschaften des daraus entstehenden martensitischen Gefüges. Die Zähigkeit des Martensits wird durch feines Austenitkorn positiv beeinflusst [51, pp. 54-56]. Die Austenitkorngröße nimmt mit Austenitisierungstemperatur und -zeit zu [52]. Die Wachstumsrate der Austenitkörner steigt mit der Temperatur, da die Atombeweglichkeit zunimmt. Thermodynamische Triebkraft ist die mit dem Abbau von Korngrenzen verbundene Energieabnahme. Zum Kornwachstum ist eine Bewegung der Korngrenzen notwendig. Die Beweglichkeit kann durch ungelöste Karbide oder durch andere Ausscheidungen stark behindert sein, da diese Teilchen bei einer Korngrenzenbewegung mitdiffundieren müssten. Entscheidende Bedeutung kommt daher der Menge und Verteilung von feinen, temperaturbeständigen und wachstumshemmenden Karbiden und Nitriden zu, welche beim Austenitisierungsvorgang zur Erhaltung eines feinen Kornes nicht gelöst werden sollten.

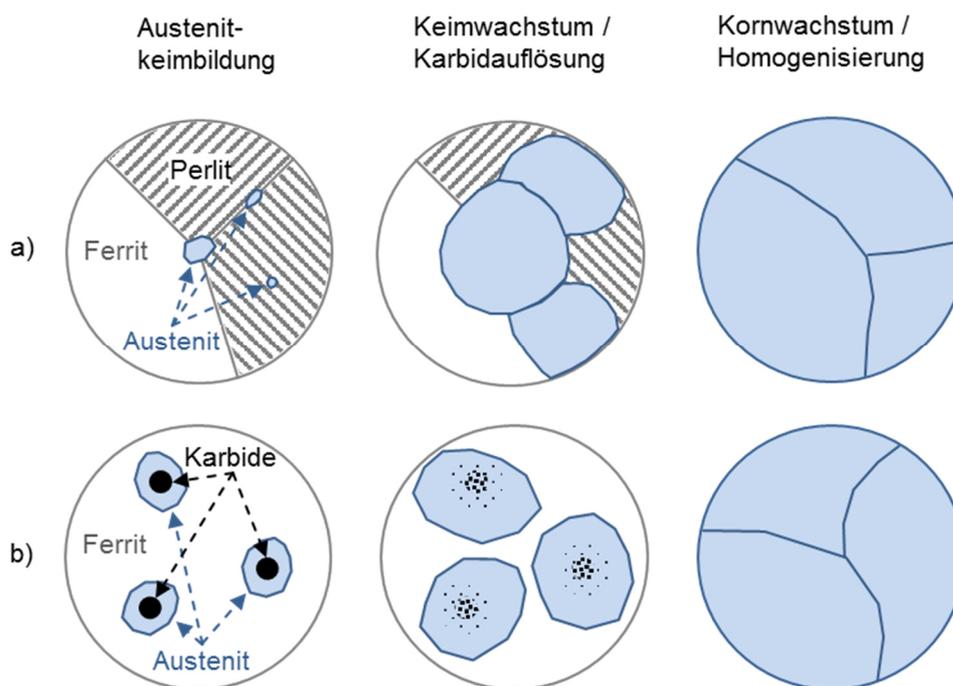


Abbildung 3: Austenitisierungsprozess schematisch:

a) Ausgangsgefüge: ferritisch-perlitisch, b) Ausgangsgefüge: verteilte Karbide in Ferrit

Härtbarkeitssteigernde Elemente wie bspw. Chrom wirken karbidstabilisierend und verzögern die Karbidauflösung [53] [54]. Ein deutlicher Einfluss kornwachstumshemmender Karbide bzw. Nitride im Stahlgefüge wird bei Temperaturen bis ca. 1020 °C beobachtet [39, p. 74]. Bei Auflösung der Partikel steigt die Korngröße drastisch an, was insbesondere oberhalb von 1100 °C festzustellen ist [48, pp. 207-209] [39, pp. 74,77].

Der Austenitisierungszustand beeinflusst das Umwandlungsverhalten und die damit verbundenen technologischen Eigenschaften des Stahls. Die resultierenden mechanischen Eigenschaften sind vom Grad der Karbidauflösung, der Homogenität der gelösten Elemente und der Korngröße im Austenit abhängig. Nach DIN 17022-1 ist eine ausreichende Menge an Kohlenstoff in Lösung zu bringen, um die geforderte Härte zu erreichen [38]. Zu lange Austenitisierungszeiten können als unwirtschaftlich betrachtet werden. Als optimaler Austenitisierungszustand wird in dieser Arbeit der Bereich minimaler Martensitstarttemperatur oder der Bereich maximaler Härte betrachtet, da in diesen Bereichen eine weitgehende Karbidauflösung und -homogenisierung bei moderater Korngrößenzunahme und geringer Austenitisierungszeit zu erwarten ist. Dieser Zustand verspricht die günstigsten mechanischen Eigenschaften des aus diesem Gefüge entstehenden Martensits.

Der Prozess der Austenitbildung kann isotherm als Funktion der Zeit in einem Zeit-Temperatur-Austenitisierungsdiagramm (ZTA) grafisch dargestellt werden. In einem ZTA sind die durch bestimmte Zeit-Temperatur-Verläufe bei einer Austenitisierung hervorgerufenen Gefügebestandteile aufgetragen. Konkret können die temperatur- und zeitabhängigen Umwandlungs- und Homogenisierungspunkte sowie die Austenitkorngröße abgelesen werden. Dabei wird zwischen isothermen und kontinuierlichen ZTA unterschieden. Zur Erstellung von isothermen ZTA werden Proben einem schnellen Aufheizvorgang mit konstanter Aufheizrate und anschließender Haltedauer auf verschiedenen konstanten Temperaturniveaus unterzogen. Die Messung der Umwandlungsstart- und Endpunkte erfolgt dilatometrisch über die Längenausdehnung der Probe. Der Austenitisierungsfortschritt kann metallographisch und anhand von Härtemessungen an abgeschreckten Proben validiert werden. Ein Steilabfall der Härte stellt sich bei unvollständiger Austenitisierung ein [39, pp. 85,86]. Die Größe der ehemaligen Austenitkörner kann nach DIN EN ISO 643 infolge einer Ätzbehandlung mikrophotographisch bestimmt werden [55]. Das Vorgehen zur Erstellung kontinuierlichen ZTA ist analog. Die Temperaturführung erfolgt dabei allerdings ausschließlich in Form von verschiedenen konstanten Aufheizraten, ohne isotherme Haltezeit. ZTA sind nur entlang der Isothermen bzw. der Aufheizlinien zu lesen. Schematisch ist ein isothermes und ein kontinuierliche ZTA in Abbildung 4 und Abbildung 5 dargestellt.

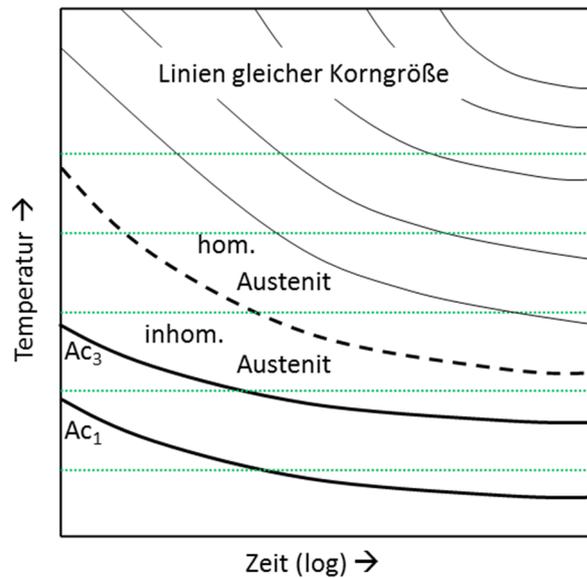


Abbildung 4: Isothermes ZTA schematisch
(Punktlinie: isotherme Temperaturführung)

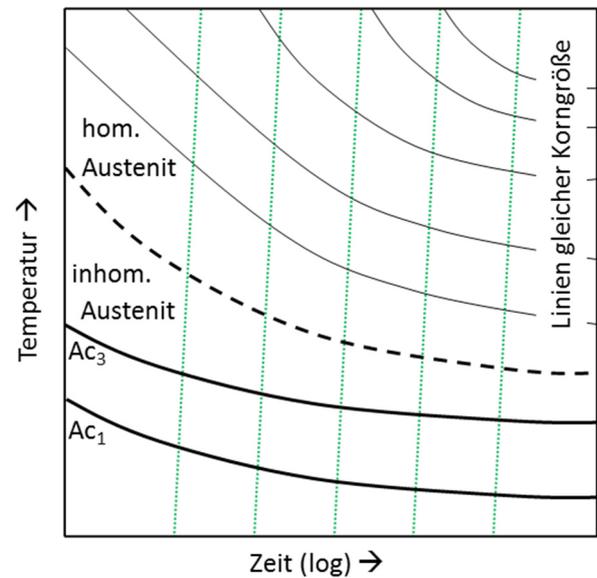


Abbildung 5: Kontinuierliches ZTA schematisch
(Punktlinie: konstante Temperaturführung)

Um den notwendigen Austenitisierungszustand für eine nachfolgende Härtung zu gewährleisten, beinhalten industrielle Aufheizprozesse in der Regel eine Aufheiz- und eine Haltephase. Die Aufheizrate bis zur Halte-temperatur ist bei konventioneller Erwärmung im Ofen nicht konstant. Moderne Ansätze zur konduktiven Erwärmung ermöglichen differenzierte Aufheizvorgänge mit definierter inhomogener Temperaturverteilung in einem Bauteil [13]. Jedes ZTA ist nur für den darin untersuchten Werkstoff entsprechend dessen chemischer Zusammensetzung und Ausgangsgefüges gültig. Bei isothermen ZTA ist zu beachten, dass auch bei hoher Aufheizgeschwindigkeit, insbesondere bei hohen Temperaturen, bereits Austenitisierungsvorgänge ablaufen können [41, pp. 23-27]. Demnach sind isotherme ZTA nur für den darin gewählten Aufheizverlauf valide. Isotherme und kontinuierliche ZTA können zur Beschreibung realer Aufheizkurven nicht sinnvoll kombiniert werden. Eine Übertragbarkeit von ZTA auf industrielle Austenitisierungsprozesse mit veränderlichen Aufheizverläufen ist aus den genannten Gründen nur näherungsweise möglich.

3.3 Modelle zur Beschreibung des Austenitisierungsvorgangs

Eine statistische Theorie zu Kristallisationsvorgängen in Metallen wurde von Kolmogorov formuliert [56]. Mehl und Johnson veröffentlichten daraufhin ihre Arbeit über die Reaktionskinetik von Keimbildung und -wachstum [57]. In einer Reihe aus drei Veröffentlichungen betrachtete Avrami darüber hinaus die zeitabhängige Umwandlungskinetik sowie die Kornbildung und die entstehenden Gefüge [58] [59] [60]. Die diesen Arbeiten zugrunde liegende Beschreibung der Prozesse ist heute als Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorow-(JMAK-)Gleichung bekannt (Gl. 3.1).

$$f_v = 1 - \exp\left(\left[\frac{-\pi}{3}\right] N G^3 t^4\right) \quad (3.1)$$

Dieser Ansatz besagt, dass der Anteil der entstehenden Phase f_v von der Keimbildungsrate N , der Wachstumsrate G sowie der Zeit t abhängig ist. Der Einfluss der Temperatur auf diesen Prozess ergibt sich aus

den temperaturabhängigen Größen N und G . Damit lässt sich der Ablauf einer Phasenumwandlung für den Fall einer isothermen Zustandsänderung beschreiben [61]. Für den Vorgang der Austenitisierung ist neben der Phasenumwandlung $\alpha \rightarrow \gamma$ auch die Auflösungskinetik der im entstehenden Austenit vorhandenen Karbide zu berücksichtigen. Das von Molinder entwickelte Modell geht von der Annahme aus, dass die Auflösungsrate von Karbiden rein von der Kohlenstoffdiffusion in den umgebenden Austenit abhängig ist und demzufolge anhand der Fick'schen Gesetze in bereits vollständig umgewandeltem Austenit berechnet werden kann [62]. Judd und Paxton bestätigten diese Annahme für eine reine Eisen-Kohlenstofflegierung, beobachteten aber auch ein Einfluss von weiteren Legierungselementen bei deren Anwesenheit [63]. Das Modell von Jacot und Rappaz kombiniert die Prozesse der Austenitumwandlung, der Austenithomogenisierung und des Austenitkornwachstums auf Grundlage eines gekoppelten Ansatzes aus Diffusionsmodell und Monte-Carlo Simulation [64]. Ein Modell zur Beschreibung des Austenitisierungsfortschritts für beliebige Temperatur-Zeit-Aufheizkurven auf Basis dilatometrischer Messungen wird in der Arbeit von Dykhuzen et al. vorgeschlagen [65]. Die Anwendbarkeit des Avrami-Modells auf kontinuierliche Aufheizraten wurde in der Arbeit von Caballero et al. aufgezeigt [45]. Der JMAK-Ansatz findet in erweiterter Form unter Berücksichtigung diffusionsgesteuerten Keimwachstums und Karbidauflösung auch in modernen Beschreibungen des Austenitisierungsprozesses Anwendung [44] [66] [67]. Die genannten Arbeiten beschränken die Anwendung der Modelle auf überwiegend ferritisch-perlitische Ausgangsgefüge unlegierter bis niedriglegierter Stähle. Die kommerzielle Software JMatPro® dient zur Berechnung von legierungs- und wärmebehandlungsabhängigen Gefügestrukturen und Materialeigenschaften von Stählen und weiteren Metallen. Die Umwandlungsprozesse werden nach verschiedenen Modellen und Methoden berechnet. Der Berechnung von Phasenanteilen bei der $\gamma \rightarrow \alpha$ Umwandlung (Abkühlprozess) liegt ebenfalls die JMAK-Gleichung zu Grunde, während die Austenitkorngröße nach einem modifizierten Ansatz der Arrhenius-Gleichung berechnet wird [68] [Anhang 9.3.2].

3.4 Hollomon-Jaffe-Parameter

Die Wärmebehandlung des Anlassens gehärteter Stähle entspricht einer Glühbehandlung unterhalb der A_{c1} -Temperatur. Das Anlassen ermöglicht eine gezielte Einflussnahme auf die Härte des Werkstoffs, indem durch Temperaturerhöhung die Atombeweglichkeit erhöht und somit verstärkt Diffusion ermöglicht wird. Die Verspannung des martensitischen Gefüges nimmt ab, während sich Karbidausscheidungen bilden [69, pp. 182-183]. Die Abnahme der Gitterspannungen geht mit einem Härteverlust einher. Anlassvorgänge sind allein auf diffusionsgesteuerte Prozesse zurückzuführen [70]. Eine Beschreibung des Einflusses von Temperatur und Zeit auf den Fortschritt thermisch aktivierter Prozesse, wie sie beim Anlassen gehärteter Stähle auftreten, wurde von Hollomon und Jaffe formuliert [71]. Der Hollomon-Jaffe Parameter H basiert auf der Annahme, dass die durch den Anlassvorgang herbeigeführte Änderung der Mikrostruktur auf Grundlage der Arrhenius-Gleichung (Gl. 3.2) beschrieben werden kann, mit deren Hilfe die Reaktionsgeschwindigkeit k in Abhängigkeit der Temperatur T bei Reaktionen in der chemischen Kinetik berechnet wird [72].

$$k = Ae^{-\frac{Q}{RT}} \quad (3.2)$$

Abhängig ist die Reaktionsgeschwindigkeit ferner von der Aktivierungsenergie Q , der universellen Gaskonstanten R sowie dem präexponentiellem Faktor A . Hollomon und Jaffe zeigten, dass Gl. 3.2 bei Anlassvorgängen für verschiedene Temperatur-Zeit-Kombinationen einen konstanten Wert C annimmt (Gl. 3.3). In Gleichung 3.3 wird für den Faktor A zur Bestimmung eines zeitabhängigen Reaktionsfortschritts vereinfacht die Zeit t eingesetzt. Die Reaktionsgeschwindigkeitskonstante k wird somit zum Parameter C , dessen Dimension in Gleichung 3.3 der von t entspricht. Daraus folgt, dass Temperatur und Zeit bei konstanter Reaktionsgeschwindigkeit gegeneinander ausgetauscht werden können. Dieser Zusammenhang wurde auch in späteren Arbeiten beobachtet [73].

$$C = te^{-\frac{Q}{RT}} \quad (3.3)$$

Die Aktivierungsenergie Q ist damit eine Funktion des Reaktionsfortschritts und kann zusammen mit der Gaskonstanten R zum Hollomon-Jaffe-Parameter H zusammengefasst werden. Dieser lässt sich nach Logarithmierung von Gl. 3.3 und einem Vorzeichenwechsel für eine konstante Temperatur T entsprechend Gl. 3.4 formulieren [71].

$$H = T[\ln(t) + C] \quad (3.4)$$

C ist darin eine werkstoffabhängige Konstante. Die Zeit t entspricht einer Zeitspanne von 0 bis zum Zeitpunkt t ($t > 0$). Mit Hilfe dieses Zusammenhangs ist es möglich, eine äquivalente Anlassstemperatur oder -zeit für einen bestimmten Reaktionsfortschritt zu berechnen, der im Falle von Anlassvorgängen anhand von Änderungen der Härte indirekt gemessen werden kann. Murphy und Woodhead verglichen in ihrer Arbeit die praktische Anwendbarkeit verschiedener Parameter zur Berechnung des Härteverlustes beim Anlassen. Der Hollomon-Jaffe-Parameter bietet demnach die beste Übereinstimmung mit den Versuchsergebnissen über einen weiten Temperaturbereich [73]. Es ist zu beachten, dass dieser Parameter das Werkstoffverhalten rein phänomenologisch beschreibt, da es Murphy und Woodhead trotz der guten Korrelation mit den experimentell gewonnenen Messwerten nicht gelang, die zur exakten Beschreibung der Umwandlungskinetik notwendigen theoretischen Anforderungen des Hollomon-Jaffe-Parameters zu erfüllen. Die für isotherm ablaufende Prozesse geeignete Formulierung in Gl. 3.4 kann nach einer Differentiation in integraler Form ausgedrückt werden (Gl. 3.5, anwendbar für technisch relevante Zeitspannen $\rightarrow t_n > 0$).

$$\frac{d}{dt}e^H = \frac{d}{dt}e^{T[\ln(t)+C]}$$

$$\frac{d}{dt}e^H = Te^{TC}t^{T-1}$$

$$e^H = \int_0^{t_n} T e^{TC} t^{T-1} dt$$

$$H = \ln \int_0^{t_n} T e^{CT} t^{T-1} dt \quad (3.5)$$

Diese Gleichung ist in der Literatur als eine additive, verallgemeinerte Formulierung des Hollomon-Jaffe Parameters bekannt und ermöglicht die Berechnung von H bei veränderlichen Temperatur-Zeit-Verläufen [74]. Das Einsetzen einer nicht konstanten Temperatur-Zeit-Funktion $T(t)$ in Gl. 3.5 ist nicht zulässig, da dies zur Vernachlässigung des Anteils des Temperaturgradienten $\frac{d}{dt}T(t)$ führen würde, wodurch nur eine Näherungslösung für langsame Temperaturänderungen berechnet werden könnte. Exakte Werte für H kann auch Gl. 3.5 nur für Zeitintervalle konstanter Temperatur liefern, daher werden in dieser Arbeit veränderliche Temperatur-Zeit-Verläufe durch Addition von Zeitsegmenten konstanter Temperatur angenähert. Ein Vergleich von Gl. 3.4 und Gl. 3.5 zeigt, dass diese Formulierungen nicht konsistent in Bezug auf die physikalischen Dimensionen sind. Physikalische Dimensionen sind in einer Logarithmus-Funktion bedeutungslos und finden demnach keine Berücksichtigung [75]. Für diese Arbeit wird daher als sinnvoll erachtet, die physikalischen Größen Temperatur T in Kilokelvin $\left[\frac{kK}{kK}\right]$ und Zeit t in Stunden $\left[\frac{h}{h}\right]$ als dimensionslose Größen in den Berechnungen der Gleichungen 3.4, 3.5 und 5.2 zu berücksichtigen. Einheitenlos sind demzufolge auch der Parameter H und die Werkstoffkonstante C.

Die Validität des Hollomon-Jaffe-Parameters in Bezug das Anlassverhalten wurde von Janjušević et al. [76] für einen hochfesten niedriglegierten (HSLA) Stahl sowie von Wei [77] für einen hochlegierten gehärteten Stahl (13Cr5Ni2Mo) experimentell nachgewiesen. Danach kann jedem Wert des Parameters ein bestimmtes Eigenschaftsprofil zugeordnet werden. Die auf dem Hollomon-Jaffe-Parameter aufbauende Arbeit von Larson und Miller [78] erweiterte das Anwendungsfeld auf das Versagen bei Kriechvorgängen in Metallen durch Einführung des äquivalenten Larson-Miller-Parameters. Der daraus resultierende Zusammenhang zwischen Härte und Kriechschädigung wurde von Furtado et al. [79] am Beispiel eines Warmarbeitsstahls bestätigt. Larson und Salmas [80] zeigten, dass auch Rekristallisation und Kornwachstum durch diesen Zusammenhang beschreibbar sind. Die Vorgänge im Werkstoffgefüge beim Austenitisieren von Stahl sind, ähnlich denen des Anlassens, ausschließlich diffusionsgesteuert [42]. Den Gleichungen zur Berechnung von Diffusionskoeffizienten in Feststoffen liegt die Arrhenius-Gleichung zugrunde, wie sie auch in einigen in 3.3 diesbezüglich zitierten Ansätzen zur Beschreibung der Umwandlungskinetik des Austenitisierungsprozesses die Grundlage bilden [81]. Die Anwendbarkeit des Hollomon-Jaffe-Parameters zur Bestimmung des Austenitisierungsfortschritts und den davon abhängigen mechanischen Eigenschaften wird in dieser Arbeit untersucht.

3.5 Martensitische Umwandlung

Das Ziel des Härtens von Stahl ist die Erhöhung von Härte und Festigkeit durch Einstellung eines martensitischen Gefügestands. Werden härtbare Stähle nach der Austenitisierung mit geringer Geschwindigkeit abgekühlt, beginnt zunächst die Ausscheidung und das Wachstum von Ferritkeimen im Austenit. Durch das geringe Lösungsvermögen von Kohlenstoff im Ferrit reichert sich dieser im restlichen Austenit an, bis sich schließlich Perlit als lamellenförmige Anordnung von Zementit und Ferrit ausscheidet. Voraussetzung für diese Prozesse ist die bei hohen Temperaturen vorhandene Diffusionsfähigkeit von Eisen- und Kohlenstoffatomen. Es entsteht ein ferritisch-perlitisches Gefüge, das bei Anwesenheit von karbidbildenden Legierungselementen zusätzlich entsprechende Karbide enthalten kann. Wird die Abkühlgeschwindigkeit erhöht, können zunächst bainitische Gefügeanteile entstehen. Martensitisches Gefüge (α') entsteht, wenn die Abkühlgeschwindigkeit einen kritischen Wert überschreitet und die kubisch-flächenzentrierte, austenitische Auskristallgitterstruktur diffusionslos in eine tetragonal verzerrte, kubisch-raumzentrierte Kristallgitterstruktur umwandelt. Diese athermale Umwandlung zeichnet sich dadurch aus, dass das Martensitwachstum bei der M_s -Temperatur einsetzt und bei weiterer Unterkühlung bis zum Umwandlungsende bei der Martensitfinish- (M_f) Temperatur fortschreitet. Die Ausbreitung erfolgt dabei plötzlich und kaskadenartig in Form einer Schubdeformation einer Gruppe von Atomen des Kristallgitters, wodurch Gitterspannungen infolge der Volumenzunahme abgebaut werden [82] [48, p. 151]. Die thermodynamische Triebkraft zur Umwandlung ist die Differenz der freien Enthalpie der unterschiedlichen Gitterstrukturen. Die Ausbreitungsgeschwindigkeit kann dabei die Geschwindigkeit von Versetzungsbewegungen erreichen [83]. Der durch die hohe Umwandlungsgeschwindigkeit und die niedrigen Umwandlungstemperaturen belegte diffusionslose Charakter des Prozesses führt dazu, dass die chemische Zusammensetzung des ursprünglichen Austenitkorns vom entstehenden Martensit übernommen wird [82]. Die tetragonale Verzerrung des kubisch-raumzentrierten Gitters ist auf die Lage der Kohlenstoff-Einlagerungsatome zurückzuführen. Die Lage der M_s -Temperatur ist von den Gehalten an Legierungselementen sowie von der Austenitkorngröße abhängig [84] [85].

Die Umwandlungspunkte bei Unterkühlung des Austenits und die entstehende Gefügestruktur kann in Abhängigkeit der Abkühlgeschwindigkeit in Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubildern (ZTU) dargestellt werden (schematische Darstellung in Abbildung 6).

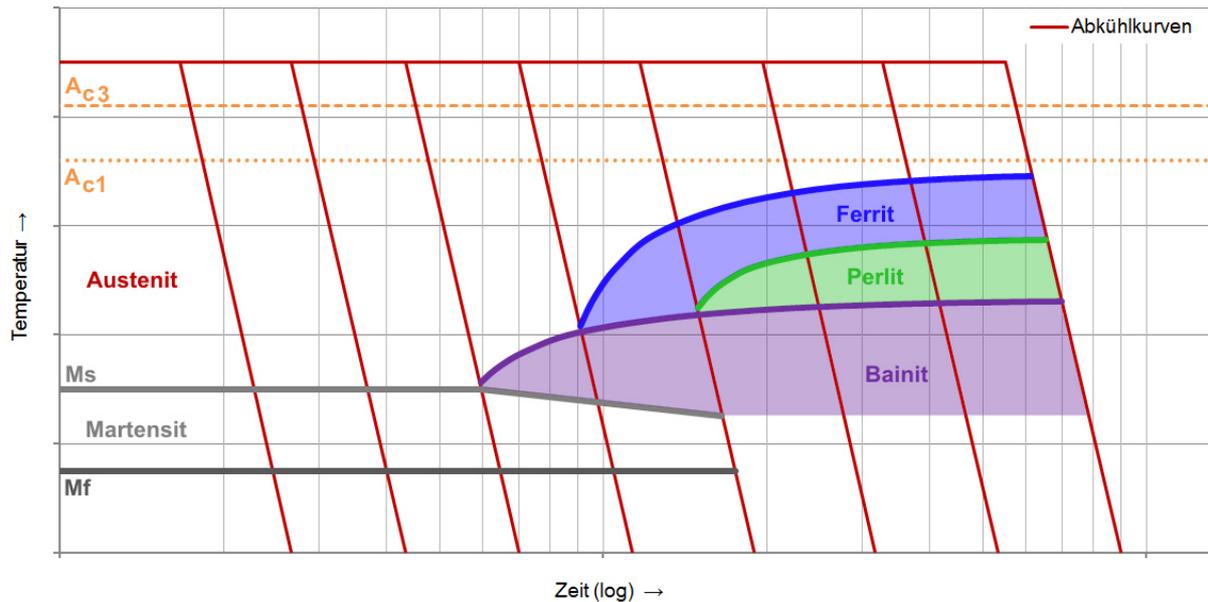


Abbildung 6: Schematische Darstellung eines ZTU

Aus ZTU können notwendige Prozessparameter zur Wärmebehandlung abgeleitet und die resultierenden Materialeigenschaften abgeschätzt werden. Die Härte wird üblicherweise am Ende der jeweiligen Abkühlkurve angegeben. Jedes ZTU ist nur für die jeweils angegebene Legierungszusammensetzung und den angegebenen Austenitisierungszustand valide.

3.6 Kathodische Tauchlackierung

Ein Standardverfahren zum Korrosionsschutz von Karosseriebauteilen ist die Kathodische Tauchlackierung (KTL). Es handelt sich dabei um ein Lackierverfahren zur organischen Beschichtung von Bauteilen mittels Gleichstrom in einem Tauchbad. Die häufig epoxidharzbasierten Polymere fungieren an der Bauteiloberfläche als anhaftende Korrosionsschutzinhibitoren [86]. Die Prozesskette gliedert sich in die Teilschritte der Vorbehandlung, der KTL-Beschichtung und des Trocknens/Einbrennens des Lacks. Die Vorbehandlung umfasst die Prozesse der Entfettung, Zinkphosphatierung und Passivierung [87]. In einem der KTL-Beschichtung nachgeschalteten Prozess werden flüchtige Bestandteile des Lacks abgedunstet (Trocknen) und eine Aushärtung durch Vernetzung der Polymerstruktur (Einbrennen) herbeigeführt. Die Einstellung der Prozessparameter Zeit und Temperatur ist nach Herstellervorgaben zu wählen. Typischerweise erfolgt diese Behandlung im Temperaturbereich zwischen 170 °C und 200 °C bei einer Dauer von 20 Minuten [88] [Datenblatt Anhang 9.4.5]. Dieser Prozess kann bei gehärteten Stählen ähnlich einer Anlassbehandlung wirken und somit die Materialeigenschaften beeinflussen.

4 Versuchswerkstoffe und Vorgehensweise

Als Versuchswerkstoffe werden die kaltgewalzten Stahllegierungen 22MnB5 (Werkstoffnummer 1.5528, SSAB) in der Blechdicke 2,0 mm und X15Cr13 (Werkstoffnummer 1.4024, ThyssenKrupp) in der Blechdicke 1,85 mm ausgewählt. Der 22MnB5 ist der für das industrielle Presshärten eingesetzte Standardwerkstoff. Der X15Cr13 ist ein nach DIN EN 10020 korrosionsbeständiger und zum Härten geeigneter möglicher Alternativwerkstoff, dessen Tauglichkeit für die Verarbeitung in einem presshärteähnlichen Wärmebehandlungszyklus in dieser Arbeit untersucht wird [89]. Aus wirtschaftlicher Sicht liegen die Materialkosten des X15Cr13 auf Grund des höheren Legierungsgehaltes über denen des 22MnB5, dennoch zählt der X15Cr13 durch die Abwesenheit weiterer Legierungselemente nebst Chrom zu den preisgünstigsten korrosionsbeständigen Stahllegierungen. Auf die Basischarakterisierung dieser Werkstoffe (4.1) folgt in diesem Kapitel eine Beschreibung der experimentellen Vorgehensweise (4.2 bis 4.4).

4.1 Basischarakterisierung der eingesetzten Werkstoffe

Die Versuchswerkstoffe werden im angelieferten und unverarbeiteten Zustand hinsichtlich ihrer chemischen Zusammensetzung, ihres strukturellen Aufbaus des Werkstoffgefüges und ihrer grundlegenden mechanischen Eigenschaften untersucht. Zur Beurteilung des Einflusses von Härteprozessen auf das Werkstoffgefüge werden Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubilder (ZTU) erstellt. Diese dienen zur Abschätzung möglicher Prozessfenster für das Härten.

In diesem Kapitel werden zusätzlich zu den Beschreibungen der experimentellen Vorgehensweisen auch die Ergebnisse der Basischarakterisierung ausgewertet und analysiert, da diese Erkenntnisse wertvoll für das Verständnis des Werkstoffverhaltens sind und damit die Grundlage zur Planung der weiterführenden Versuche (4.2 bis 4.4) bilden.

4.1.1 Chemische Analyse

Die chemische Zusammensetzung der Versuchswerkstoffe wird mittels Spektralanalyse (Belec Vario Lab) bestimmt. Die Legierungsgehalte sind Tabelle 1 als Mittelwerte aus jeweils fünf Messungen (vollständige Messdaten in Anhang 9.4.1) zu entnehmen.

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Ti	B
22MnB5	0,255	0,274	1,204	0,020	0,004	0,004	0,230	0,035	0,0028
X15Cr13	0,159	0,284	0,374	0,025	0,009	0,105	13,36	0,016	-

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung der Versuchswerkstoffe [wt %]

Die gemessene chemische Zusammensetzung der Werkstoffe stimmt mit den Schmelzenanalysen der Hersteller (Anhang 9.4.1) weitgehend überein. Der von der Schmelzenanalyse abweichende gemessene Kohlenstoffgehalt des 22MnB5 kann auf die Unsicherheit bei emissionsspektroskopischer Kohlenstoffbestimmung zurückzuführen sein [90].

4.1.2 Metallographische Untersuchung

Die werkstofflichen Gefügestrukturen werden anhand von lichtmikroskopischen Aufnahmen (Keyence VHX) beurteilt.



Abbildung 7: Nichtmetallische Einschlüsse 22MnB5 (200-fache Mikroskop-Vergrößerung)



Abbildung 8: Nichtmetallische Einschlüsse X15Cr13 (200-fache Mikroskop-Vergrößerung)

Nichtmetallische Einschlüsse sind im geschliffenen (Körnung P1000) und polierten (Körnung 3 μm) Probenzustand bei beiden Werkstoffen zu erkennen (Abbildung 7, Abbildung 8). Die durch Einschlüsse ausgehende Kerbwirkung führt unter Beanspruchung zu Spannungsspitzen, deren Größe in erster Linie von der Einschlussgröße abhängt [91]. Ein niedriger Reinheitsgrad wirkt sich demzufolge vor allem negativ auf die Dauerfestigkeit aus. Die Einschlüsse im 22MnB5 sind überwiegend von globularer Struktur und entsprechen in ihrer Größe maximal ca. der Klasse K1 nach DIN 50602:1985-09. Im X15Cr13 sind die Einschlüsse kleiner und weniger häufig. Ein Einfluss auf statische mechanische Eigenschaften oder auf die Isotropie der Werkstoffe ist auf Grund der Größe und Struktur der Einschlüsse nicht zu erwarten.

Nach einer Ätzbehandlung der Proben mit alkoholischer Salpetersäure (22MnB5) und wässriger Salz-/Salpetersäure (X15Cr13) wird die Gefügestruktur der Werkstoffe sichtbar. Die Ausgangsgefüge beider Werkstoffe bestehen aus einer ferritischen Matrix mit eingebetteten Karbiden (Abbildung 9 bis Abbildung 12). Im 22MnB5 sind perlitische Gefügeanteile zu erkennen. Im Gefüge des X15Cr13 liegen fein verteilte Karbide innerhalb der Ferritkörner vor. Die Kornstruktur des X15Cr13 ist deutlich feiner als die des 22MnB5.



Abbildung 9: Gefügestruktur 22MnB5 (500-fache Mikroskop-Vergrößerung)

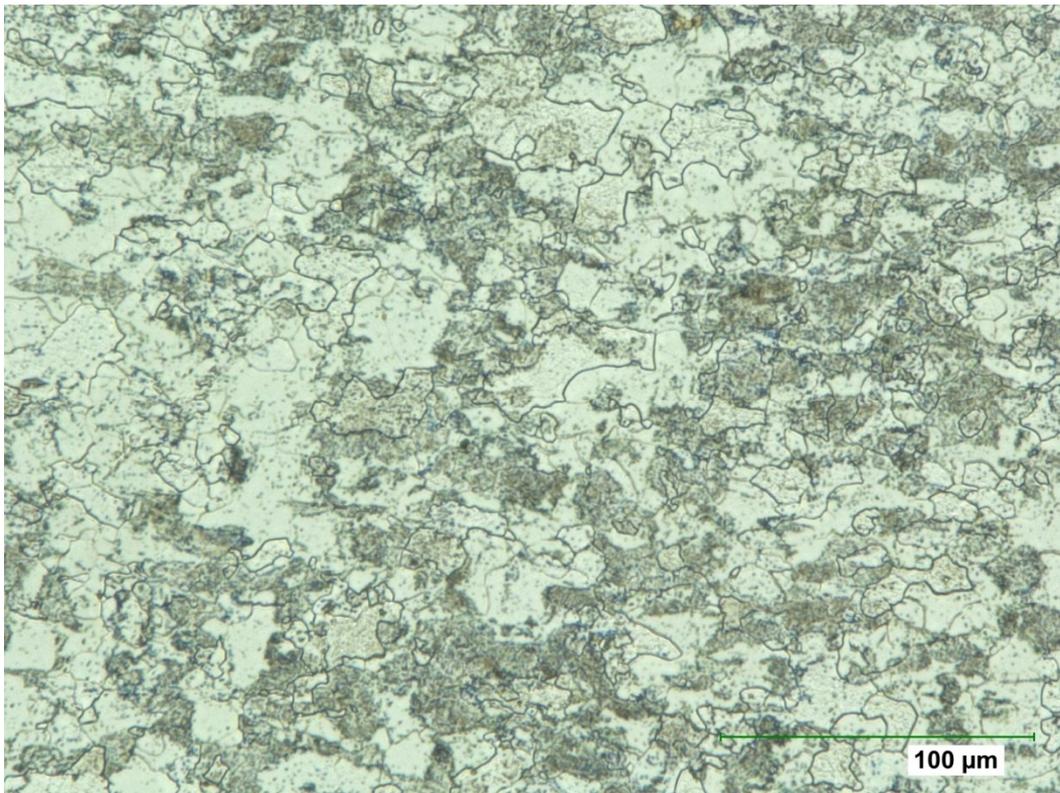


Abbildung 10: Gefügestruktur 22MnB5 (1000-fache Mikroskop-Vergrößerung)



Abbildung 11: Gefügestruktur X15Cr13 (500-fache Mikroskop-Vergrößerung)

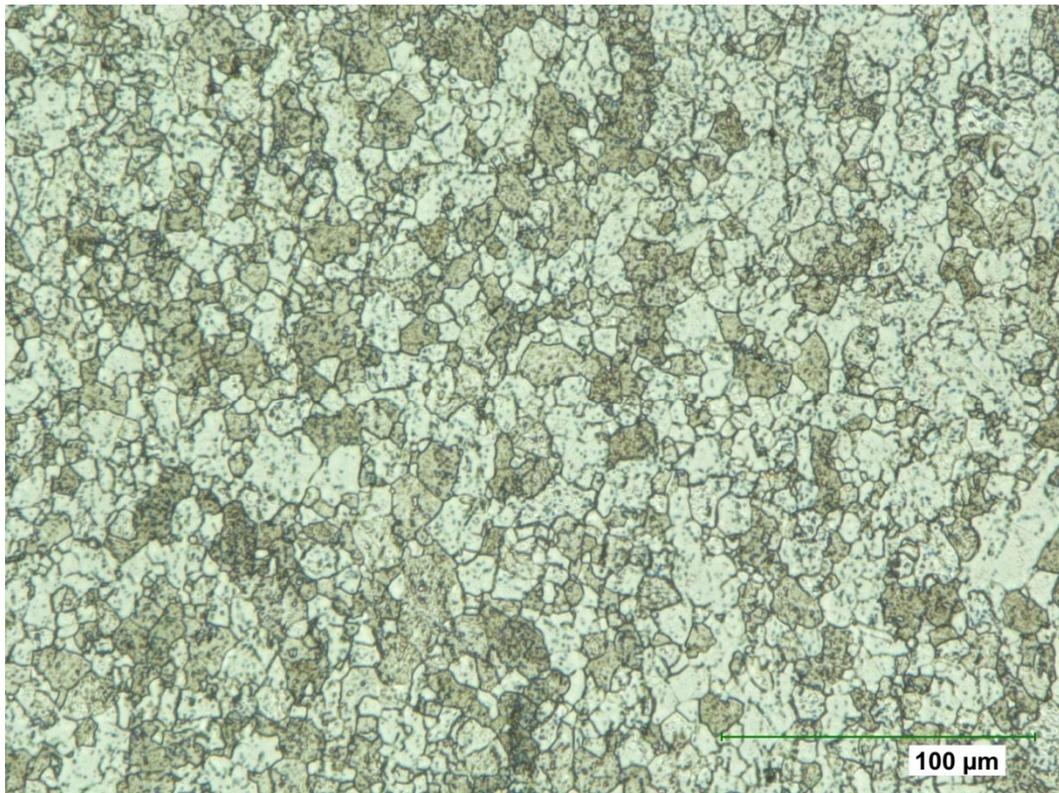


Abbildung 12: Gefügestruktur X15Cr13 (1000-fache Mikroskop-Vergrößerung)

4.1.3 Zugeigenschaften und Härte

Zur Bestimmung der Zugeigenschaften der Werkstoffe werden Zugversuche entsprechend den Vorgaben aus dem Stahl-Eisen-Prüfblatt 1240 (SEP 1240) an einer Universalprüfmaschine mit Spindelantrieb (Hege- wald & Peschke inspekt 100) mit taktiler Wegmessung durchgeführt [92]. Die Geometrie der Zugproben entspricht der zur Prüfung von Blechwerkstoffen typischen Form H nach DIN 50125 [93]. Untersucht werden Proben mit Anfangsmesslängen (l_0) von 50 mm und 80 mm. In der vorliegenden Arbeit werden diese Normzugproben in Anlehnung an die normentsprechende Bruchdehnungsindizierung anhand der Anfangsmesslänge als „A₅₀-Probe“ und „A₈₀-Probe“ bezeichnet [94]. Die Proben werden mittels Wasserstrahlschnitt aus dem Material entnommen, die Längsachse der Proben liegt dabei parallel zur Walzrichtung des Blechs. Zur Gewährleistung des quasi-statischen Charakters der Zugversuche sowie einer möglichst guten Vergleichbarkeit der verschiedenen Probengeometrien wird für die Anfangsdehnrate aller Zugversuche $\frac{d\varepsilon}{dt} = \frac{v_T}{L_0} = 0,004 \frac{1}{s}$ gewählt. Die Prüfung erfolgt demzufolge mit einer konstanten Prüfgeschwindigkeit $v_{T\ A80} = 0,32 \frac{mm}{s}$ für die A₈₀-Probe und $v_{T\ A50} = 0,2 \frac{mm}{s}$ für die A₅₀-Probe. Das resultierende technische Spannungs-Dehnungs-Verhalten des 22MnB5 und des X15Cr13 ist in Abbildung 13 dargestellt (Mittelwertkurven aus jeweils drei Versuchen, vollständige Messkurven in Anhang 9.4.3). Die daraus ermittelten mechanischen Kennwerte sind in Tabelle 2 aufgeführt.

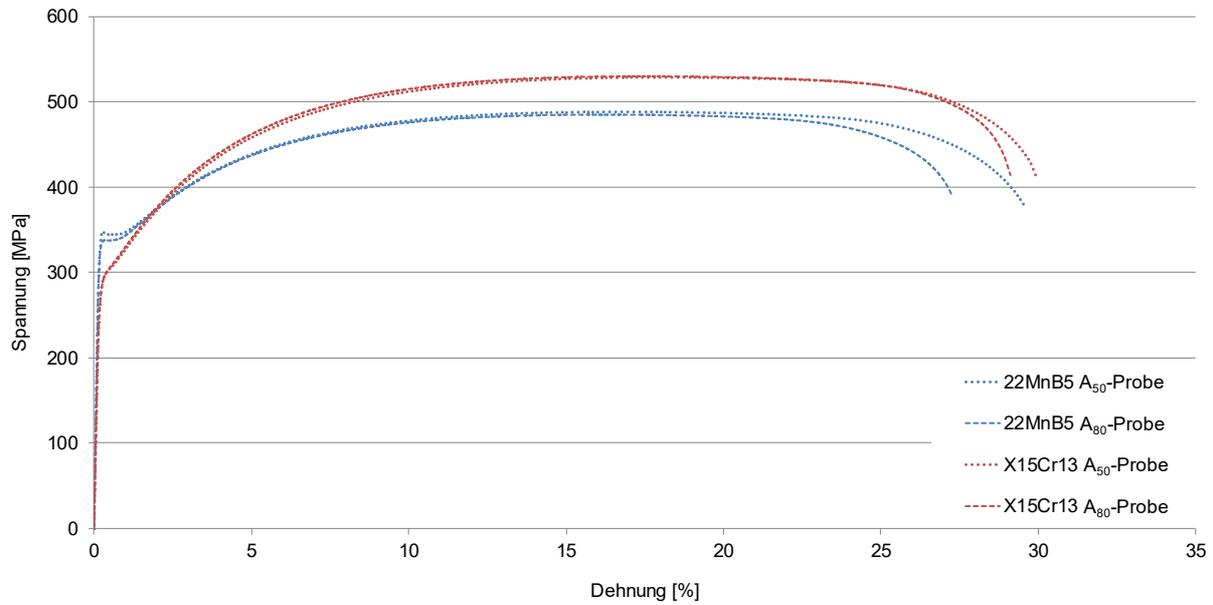


Abbildung 13: Spannungs-Dehnungs-Diagramm (technisch) 22MnB5 und X15Cr13 im Anlieferungszustand

	22MnB5 (A ₅₀)	22MnB5 (A ₈₀)	X15Cr13 (A ₅₀)	X15Cr13 (A ₈₀)
Zugfestigkeit R _m [MPa]	488 ± <1	485 ± 1	529 ± 1	530 ± 2
Dehngrenze (0,2 %) R _{p0,2} [MPa]	345 ± <1	338 ± 2	297 ± 1	297 ± 2
Gleichmaßdehnung A _g [%]	16,8 ± 0,1	16,2 ± 0,3	17,7 ± 0,3	17,2 ± 0,1
Bruchdehnung A ₅₀ /A ₈₀ [%]	29,3 ± 0,1	27,1 ± 0,4	29,7 ± 0,4	28,9 ± 0,2

Tabelle 2: Mechanische Kennwerte 22MnB5 und X15Cr13 im Anlieferungszustand (Normzugproben, Streubreite entspricht Standardabweichung)

Im unbehandelten Anlieferungszustand weisen beide Werkstoffe einen qualitativ ähnlichen Spannungs-Dehnungs-Verlauf auf. Leichte Unterschiede sind bei den Festigkeitskennwerten festzustellen, die Dehnungskennwerte beider Werkstoffe sind ähnlich. Der Einfluss der Probengeometrie auf die Dehnungskennwerte ist erwartungsgemäß erkennbar. Zurückzuführen ist dies auf den zur Verformung günstigeren Spannungszustand der schmaleren A₅₀-Probe im Vergleich zur breiteren A₈₀-Probe im Bereich der Einschnürung unter Zugbelastung. Ein Einfluss der Probengeometrie auf die Festigkeitskennwerte wird hingegen nicht beobachtet. Die ermittelten Kennwerte aus den Zugversuchen entsprechen den Angaben der Hersteller (Anhang 9.4.3).

Die Härte der Werkstoffe wird mit einer Universal Härteprüfmaschine (EMCO-TEST M4C) nach Vickers mit einer Prüflast von 98,1 N gemessen. Der aus jeweils fünf Messungen gemittelte Härtewert beträgt für den 22MnB5 162 HV 10 und für den X15Cr13 163 HV 10 (vollständige Messdaten in Anhang 9.4.4).

Die untersuchten mechanischen Eigenschaften und chemischen Zusammensetzungen der Versuchswerkstoffe liegen im erwarteten Korridor (siehe Anhang 9.4.1 und 9.4.2) und weisen keine Auffälligkeiten auf,

wodurch die Tauglichkeit der Werkstoffe für die nachfolgenden Untersuchungen (siehe 4.2 bis 4.4) vorausgesetzt werden kann.

4.1.4 Aufstellung prozessbeschreibender ZTU-Schaubilder

Die ZTU-Schaubilder werden auf Grundlage von dilatometrischen Umwandlungsversuchen an Proben der Versuchswerkstoffe in Anlehnung an das Stahl-Eisen-Prüfblatt 1681 (SEP 1681) erzeugt [95]. Die Proben werden mittels Wasserstrahlschnitt aus dem Blech entnommen und entsprechen der in Abbildung 14 dargestellten Geometrie.

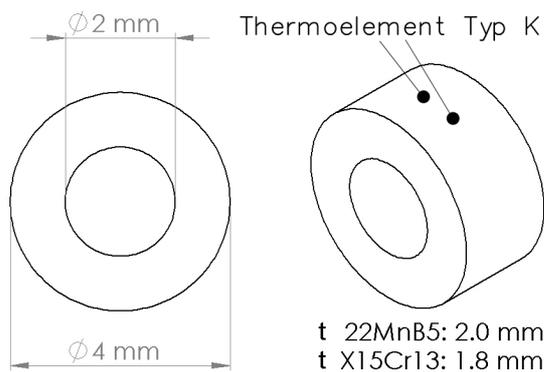


Abbildung 14: Probengeometrie zur dilatometrischen Umwandlungsuntersuchung

Die Probenlänge t ergibt sich aus der jeweiligen Blechdicke. Die ringförmige Probengeometrie ermöglicht deutlich höhere Aufheiz- bzw. Abkühlraten verglichen mit zylindrischen Probekörpern. Die Versuche werden an einem Abschreck- und Umformdilatometer (BÄHR Dil 805A/D) durchgeführt. Die Probentemperatur wird mit einem Thermoelement Typ K (aufgeschweißt) gemessen. Die Probekörper werden unter Vakuum induktiv auf ein konstantes Temperaturniveau erwärmt und nach einer definierten Haltezeit durch einen Helium-Gasstrom mit einer konstanten Rate abgekühlt. Die Parameter der Versuche (Tabelle 3) sind denen eines industriellen Presshärteprozesses nachempfunden. Entsprechend dem beschriebenen Versuchsaufbau können Abkühlraten bis 575 Ks^{-1} realisiert werden. Versuche mit hohen Abkühlraten sind insbesondere vor dem Hintergrund moderner Verfahrensvarianten des Presshärtens wie beispielsweise dem bereits beschriebenen IHU-Presshärteverfahren mit direkter Wasserabkühlung interessant, da in diesem Falle durch direkten Wasserkontakt des Bauteils deutlich höhere Abkühlraten als bei klassischen Presshärteprozessen auftreten können.

	Aufheizrate [Ks^{-1}]	Haltezeittemperatur [$^{\circ}\text{C}$]	Haltezeit [s]	Abkühlraten [Ks^{-1}]
22MnB5	5,95	950	60	575 bis 1
X15Cr13	5,95	1100	200	575 bis 1

Tabelle 3: Parameter für dilatometrische Umwandlungsversuche zur ZTU Aufstellung

Die Auswertung der Längenänderung der Proben lässt Rückschlüsse auf Umwandlungsprozesse im untersuchten Material zu und ermöglicht somit die Aufstellung kontinuierlicher ZTU-Schaubilder nach Stahl-Eisen-Prüfblatt 1680 (SEP 1680) [40]. Zur Minimierung der Messwertstreuung findet zur Bestimmung der Martensitstarttemperatur die Offset Methode nach Yang und Bhadeshia [96] Anwendung. Schliffbilder der Proben geben Aufschluss über die Gefügezusammensetzung und validieren die dilatometrisch ermittelten Umwandlungspunkte. Die mechanischen Eigenschaften können anhand der Härte der Proben abgeschätzt werden (HV 10, Mittelwert aus jeweils fünf Messungen an zwei Proben pro Werkstoff). Das ZTU-Schaubild des 22MnB5 ist in Abbildung 15 dargestellt, die zugehörigen Schliffbilder in Abbildung 16 bis Abbildung 21. Zur vollständigen Martensitumwandlung sollte die Abkühlgeschwindigkeit über 30 K/s^{-1} liegen. Im entsprechenden Schliffbild (Abbildung 18) sind noch geringe Mengen an Karbidausscheidungen zu erkennen. Eine Verringerung der Abkühlrate führt zu größeren Gefügeanteilen an Zwischenstufengefüge und Ferrit (Abbildung 19 bis Abbildung 21) bei stark sinkender Härte. Die Härte nimmt mit steigender Abkühlrate, auch nach Überschreiten der oberen kritischen Abkühlgeschwindigkeit, stetig bis auf einen Maximalwert von 534 HV 10 zu. Dies kann auf eine Verfeinerung des Martensitstruktur infolge hoher Abkühlraten zurückzuführen sein. Im Schliffbild dieser Probe (Abbildung 16) erscheint die Struktur feiner als bei niedrigeren Abkühlraten.

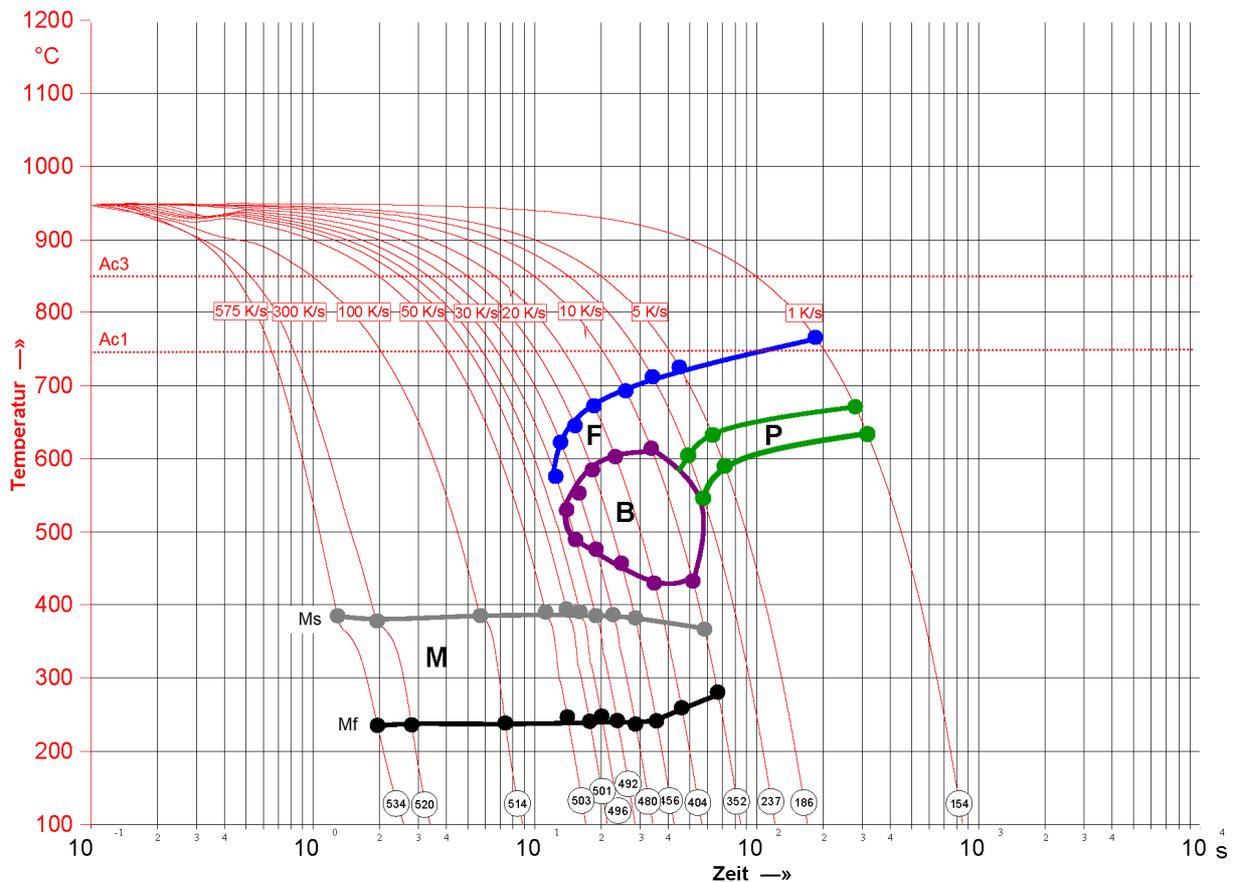


Abbildung 15: ZTU-Schaubild 22MnB5 (kontinuierlich)



Abbildung 16: Schliffbild 22MnB5 575 Ks^{-1} (alk. Salpetersäure, 1000-fache Mikroskop-Vergrößerung)

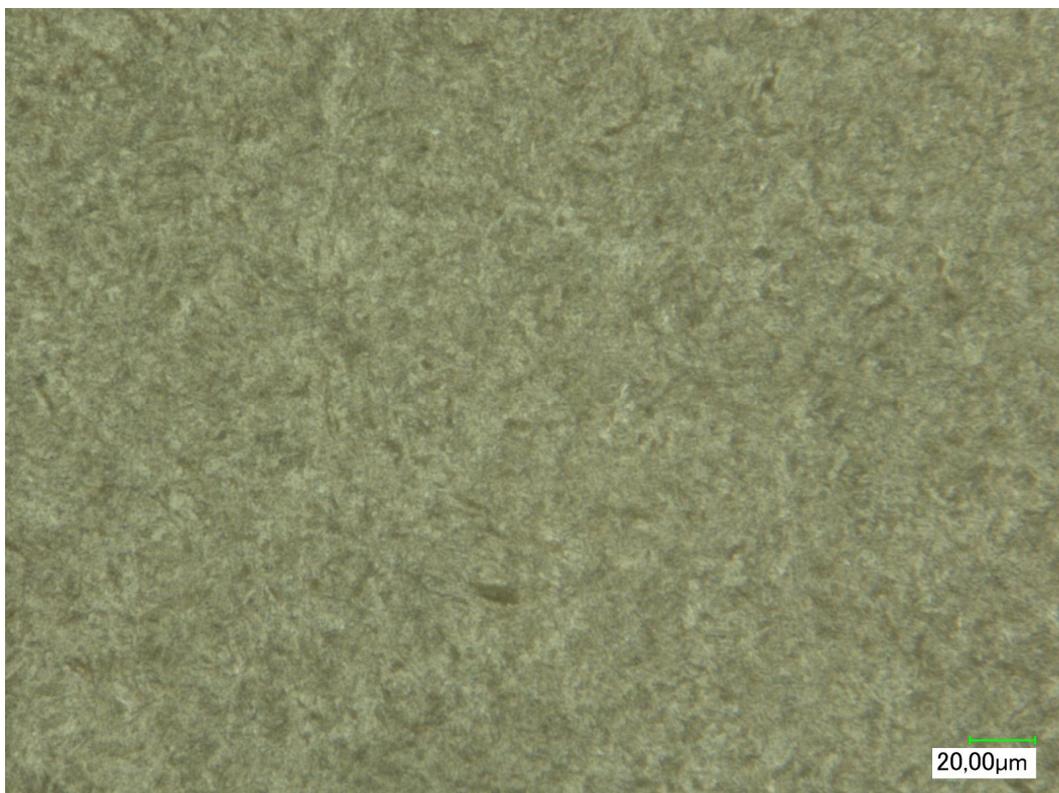


Abbildung 17: Schliffbild 22MnB5 100 Ks^{-1} (alk. Salpetersäure, 1000-fache Mikroskop-Vergrößerung)

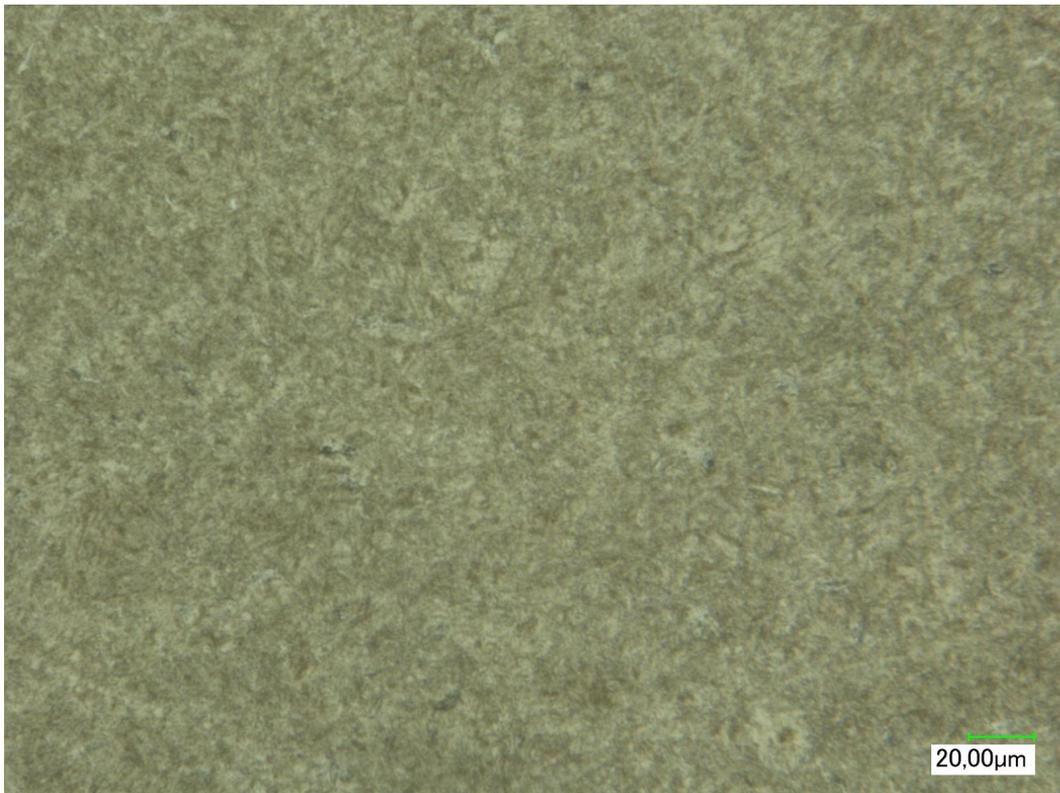


Abbildung 18: Schliffbild 22MnB5 30 Ks⁻¹ (alk. Salpetersäure, 1000-fache Mikroskop-Vergrößerung)

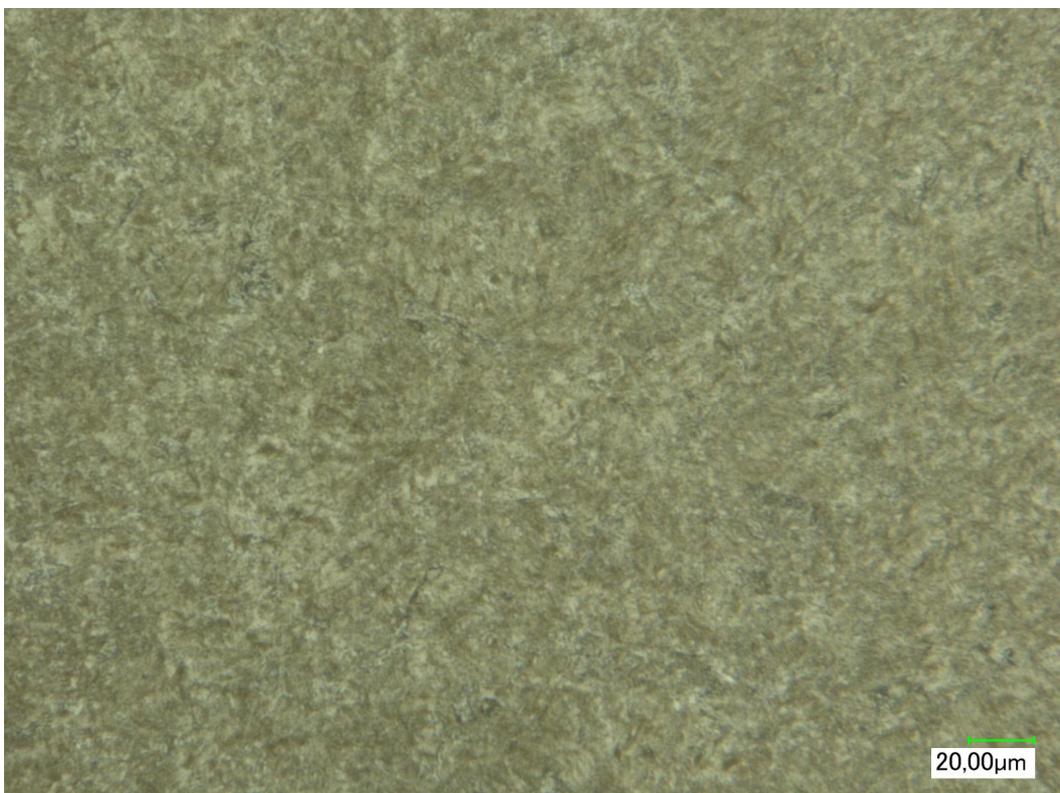


Abbildung 19: Schliffbild 22MnB5 25 Ks⁻¹ (alk. Salpetersäure, 1000-fache Mikroskop-Vergrößerung)

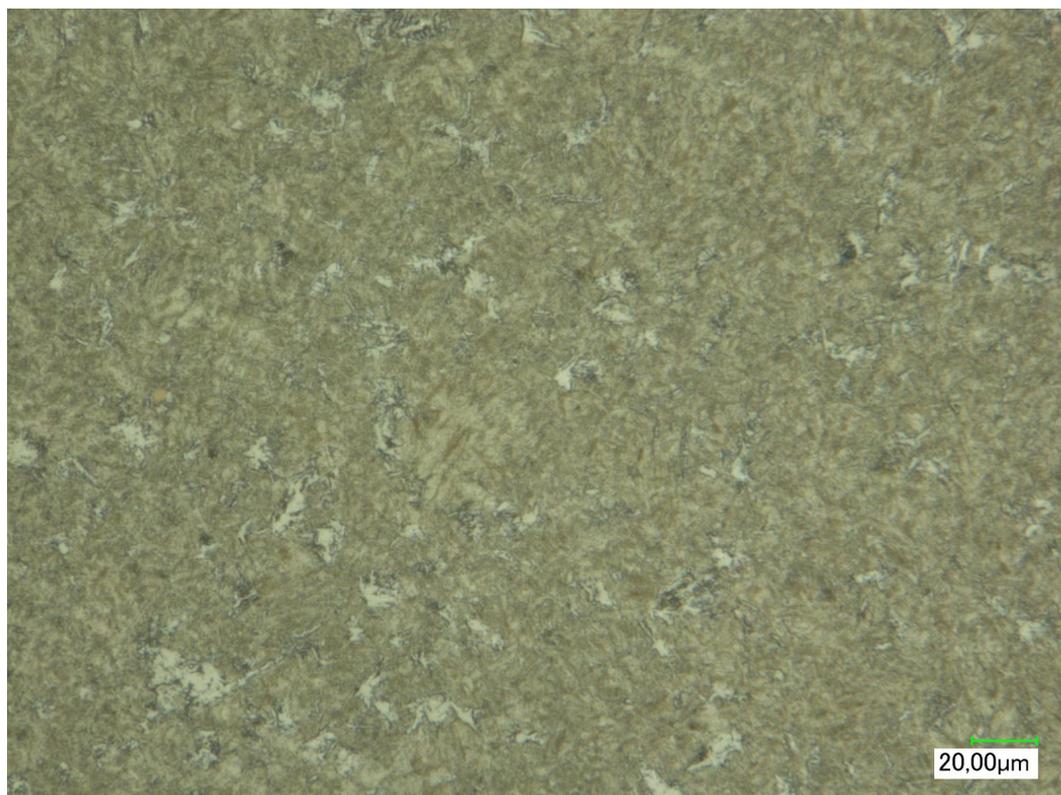


Abbildung 20: Schliffbild 22MnB5 20 Ks⁻¹ (alk. Salpetersäure, 1000-fache Mikroskop-Vergrößerung)

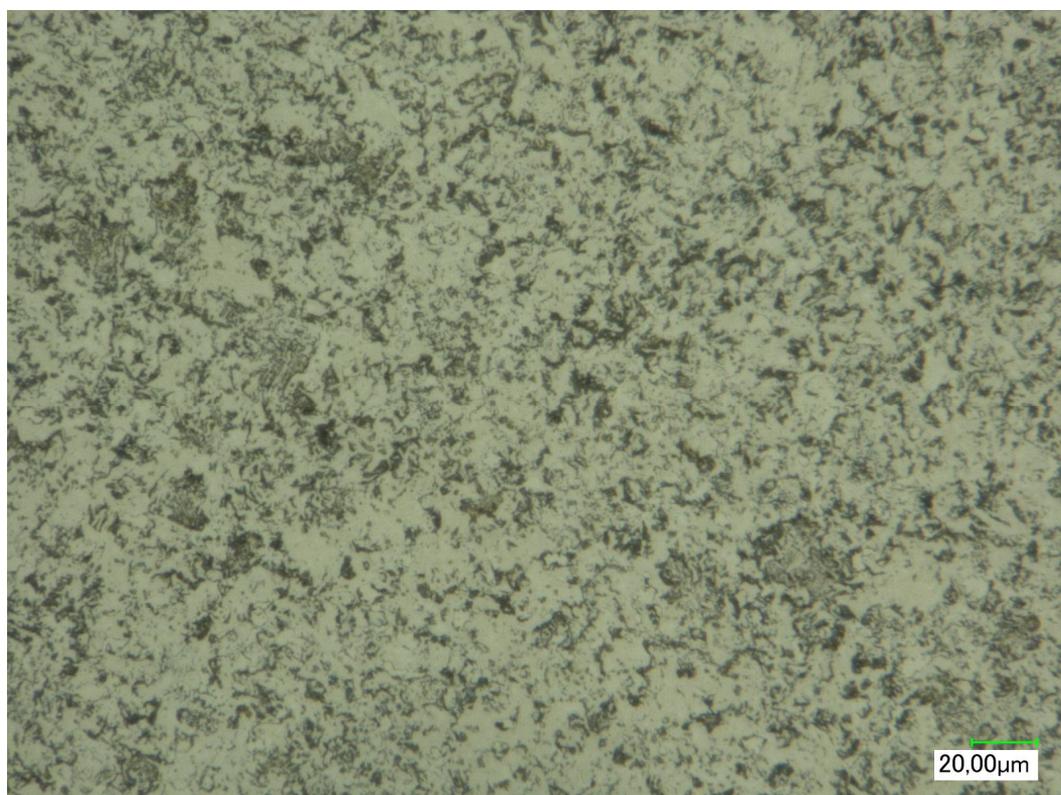


Abbildung 21: Schliffbild 22MnB5 5 Ks⁻¹ (alk. Salpetersäure, 1000-fache Mikroskop-Vergrößerung)

Dem ZTU-Schaubild des X15Cr13 (Abbildung 22) ist zu entnehmen, dass der Werkstoff, verglichen mit dem 22MnB5, selbst bei sehr niedrigen Abkühlraten noch vollständig martensitisch umwandelt. Dies resultiert in einem deutlich größeren Prozessfenster für das Härten. Analog zum Verhalten des 22MnB5 zeigt auch der X15Cr13 eine mit steigender Abkühlrate zunehmende Härte bei vollständig martensitischem Gefüge, allerdings wird der maximale Härtewert von 598 HV₁₀ bereits bei einer Abkühlrate von 100 Ks⁻¹ erreicht und fällt bei weiterer Erhöhung der Abkühlrate wieder leicht ab. Markante Unterschiede im Gefüge dieser Proben können nicht festgestellt werden (siehe Schlibfbilder Abbildung 23 und Abbildung 24). Bei Abkühlraten von ≥ 5 Ks⁻¹ beginnen sich Karbide auszuscheiden, deren Gefügeanteile bei weiterer Verlangsamung der Abkühlung zunehmen (siehe Schlibfbilder Abbildung 25 und Abbildung 26). Dieser Prozess geht mit einer deutlichen Härteabnahme einher. Die Martensitstarttemperatur (M_s -Temperatur) sowie die Martensitendtemperatur (M_f -Temperatur) des X15Cr13 befinden sich unterhalb derer des 22MnB5, liegen allerdings deutlich über Raumtemperatur, wodurch eine vollständige Martensitumwandlung ohne nachträglich erforderliche Tiefkühlbehandlung sichergestellt ist.

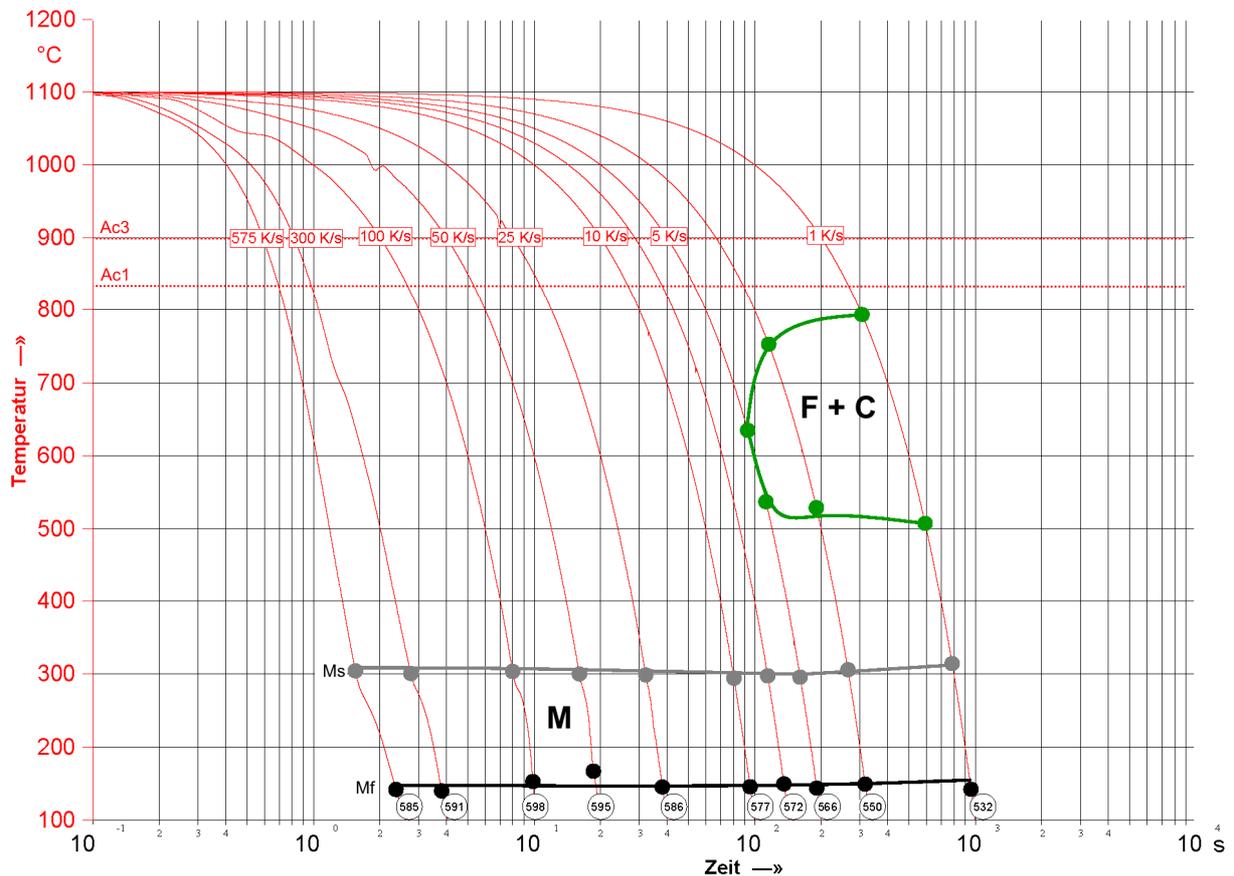


Abbildung 22: ZTU-Schaubild X15Cr13 (kontinuierlich)

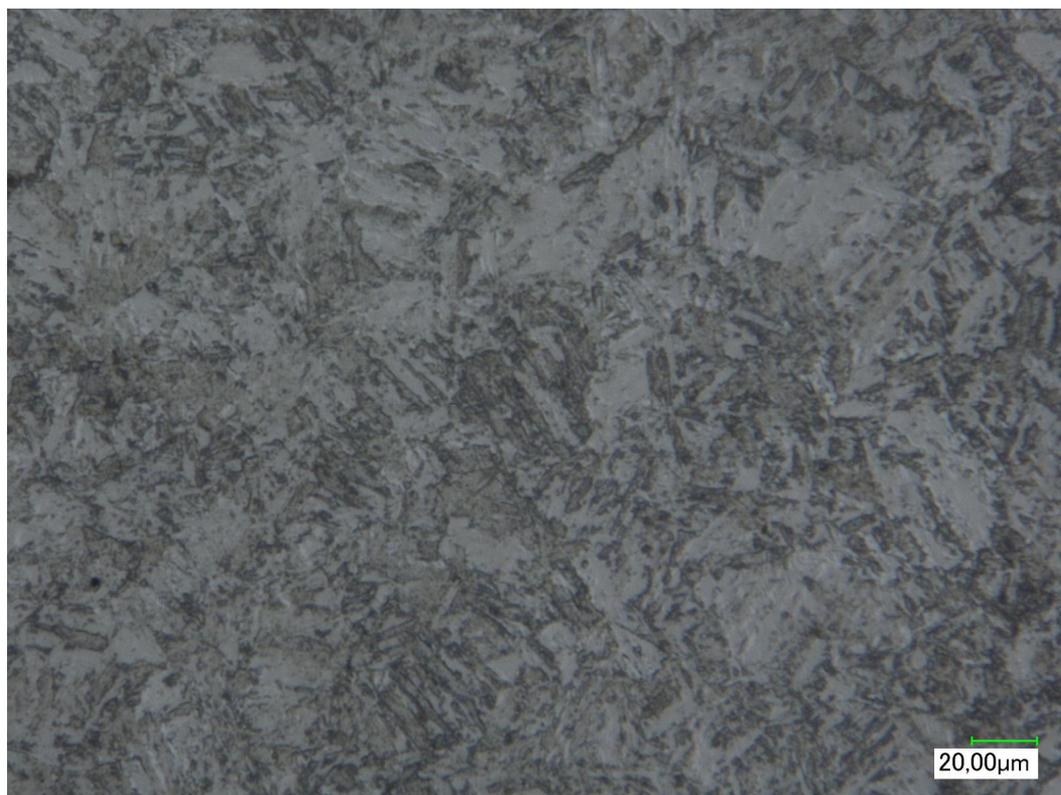


Abbildung 23: Schliffbild X15Cr13 575 Ks⁻¹ (wssg. Salz-/Salpetersäure, 1000-fache Mikroskop-Vergrößerung)

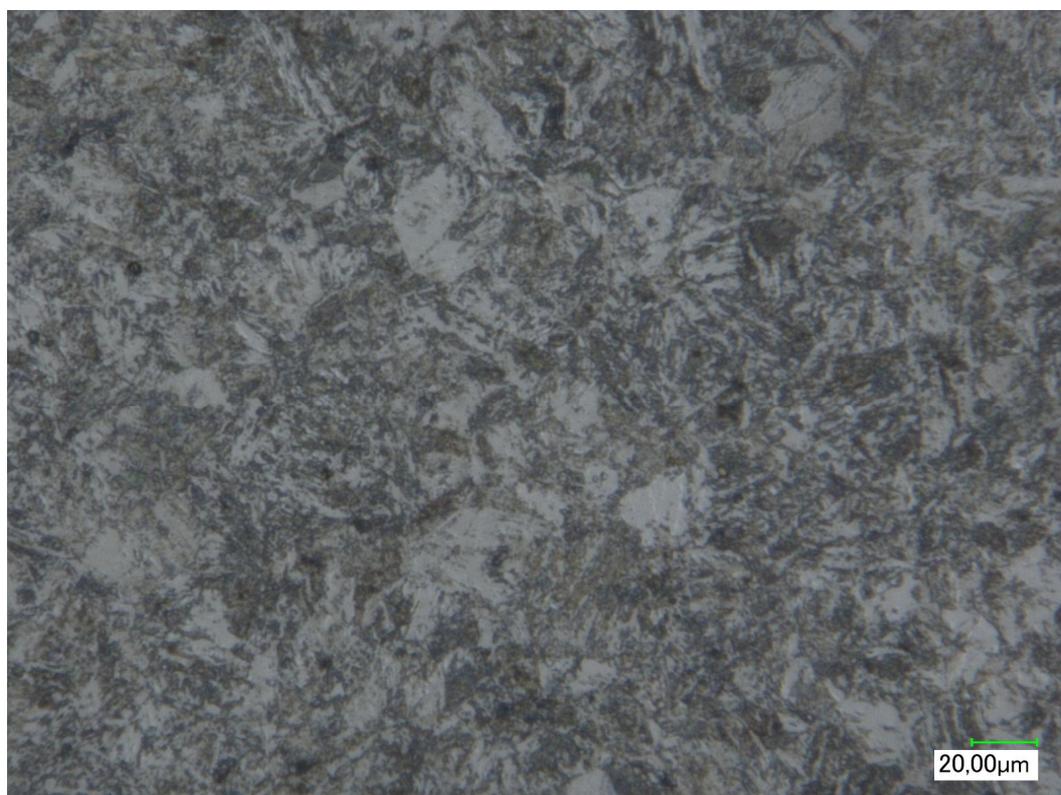


Abbildung 24: Schliffbild X15Cr13 10 Ks⁻¹ (wssg. Salz-/Salpetersäure, 1000-fache Mikroskop-Vergrößerung)

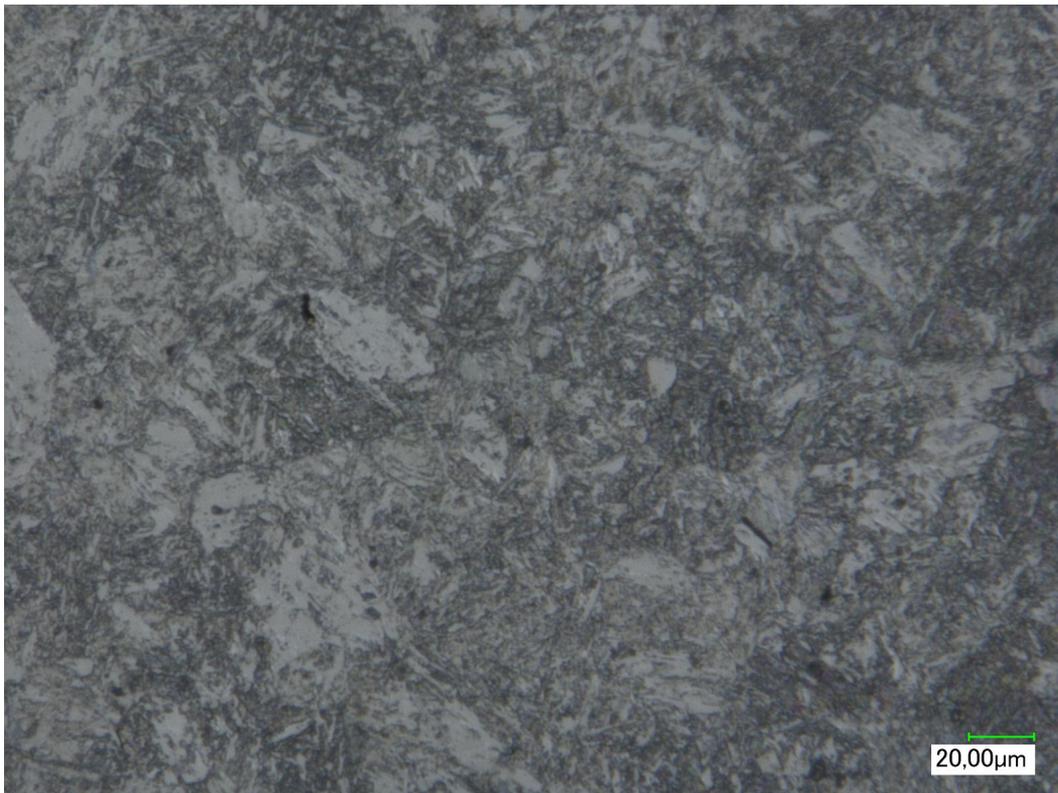


Abbildung 25: Schliffbild X15Cr13 5 Ks⁻¹ (wssg. Salz-/Salpetersäure, 1000-fache Mikroskop-Vergrößerung)



Abbildung 26: Schliffbild X15Cr13 3 Ks⁻¹ (wssg. Salz-/Salpetersäure, 1000-fache Mikroskop-Vergrößerung)

Der potentielle Einfluss des Energieeintrags durch eine KTL-Behandlung auf die Materialeigenschaften wird anhand von Messungen der Härte untersucht. Dazu werden jeweils zwei weitere Proben pro Werkstoff entsprechend den ZTU-Wärmebehandlungszyklen zusätzlich einer dem KTL-Aushärteprozess ähnlichen Wärmebehandlung unterzogen. Die Parameter dieser KTL-Simulation orientieren sich am SEP 1240 und sind Tabelle 4 zu entnehmen [92]. Die gemessene Härte dieser Proben ist in Abbildung 27 den Härtewerten der ZTU-Proben ohne KTL-Simulation gegenübergestellt (Mittelwerte aus jeweils fünf Messwerten zweier Proben, vollständige Messwerte in Anhang 9.4.6).

Aufheizrate [Ks ⁻¹]	Haltezeit [s]	Abkühlrate [Ks ⁻¹]
1	1200	1

Tabelle 4: Wärmebehandlungsparameter KTL-Simulation

Die KTL-Simulation entspricht einer Anlassbehandlung bei niedriger Temperatur, wodurch sich das martensitische Gefüge von Werkstoffen entspannen kann. Die Härte des X15Cr13 nimmt infolge dieser Behandlung deutlich ab, woraus auf einen Abbau zuvor hoher Gitterspannungen geschlossen werden kann. Dies kann sich wiederum positiv auf die Verformungsfähigkeit des Werkstoffs auswirken. Die Härte des 22MnB5 bleibt hingegen unbeeinflusst. Zu bemerken ist ferner, dass die maximale Härte des X15Cr13 selbst nach KTL-Simulation noch klar über der des 22MnB5 liegt. Vorteile des X15Cr13 im Hinblick auf Festigkeitskennwerte sind demnach zu erwarten.

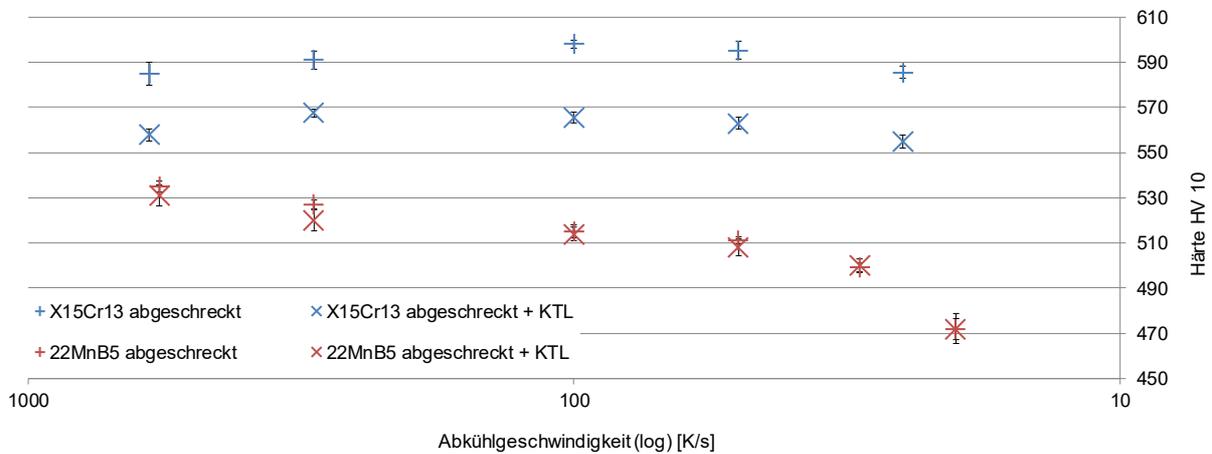


Abbildung 27: Einfluss KTL-Simulation auf Härte (Streubreite entspricht Standardabweichung)

4.2 Ermittlung des Zeit-Temperatur-Austenitierungsverhaltens

Das Austenitierungsverhalten der Versuchswerkstoffe ist zeit- und temperaturabhängig. Aufschluss über dieses Verhalten geben die in 4.2.2 beschriebenen Austenitierungsversuche. Die Grundlage für die Ausgestaltung des Versuchsprogramms bilden die in 4.2.1 getroffenen Annahmen zur Beschreibung des Austenitierungsprozesses.

4.2.1 Ansatz zur Prozessbeschreibung

Der Austenitierungsprozess soll auf Grundlage des Hollomon-Jaffe-Parameters beschrieben werden. Der Wert des Parameters H soll demzufolge den Austenitierungsfortschritt widerspiegeln und nimmt mit zunehmender Austenitierungstemperatur und -zeit zu. Gesucht ist der erforderliche Wert des Hollomon-Jaffe-Parameters H_{erf} , bei dem ein optimaler Austenitierungszustand (entsprechend den Ausführungen in Kapitel 3.2) des Werkstoffs erreicht ist. H_{erf} ist neben Temperatur und Zeit auch abhängig von der Werkstoffkonstanten C , die es ebenfalls zu ermitteln gilt. Die Kenntnis dieser Parameter ermöglicht eine Übertragung der Reaktionsmechanismen von isotherm ablaufenden Prozessen auf beliebige bzw. Industrieprozessen angenäherte Temperaturführungen, woraus sich nach Gl. 3.5 eine Möglichkeit zur Berechnung der nötigen Austenitierungszeit bei gegebenem Temperatur-Zeit-Verlauf ableiten lässt (graphisch in Abbildung 28 veranschaulicht).

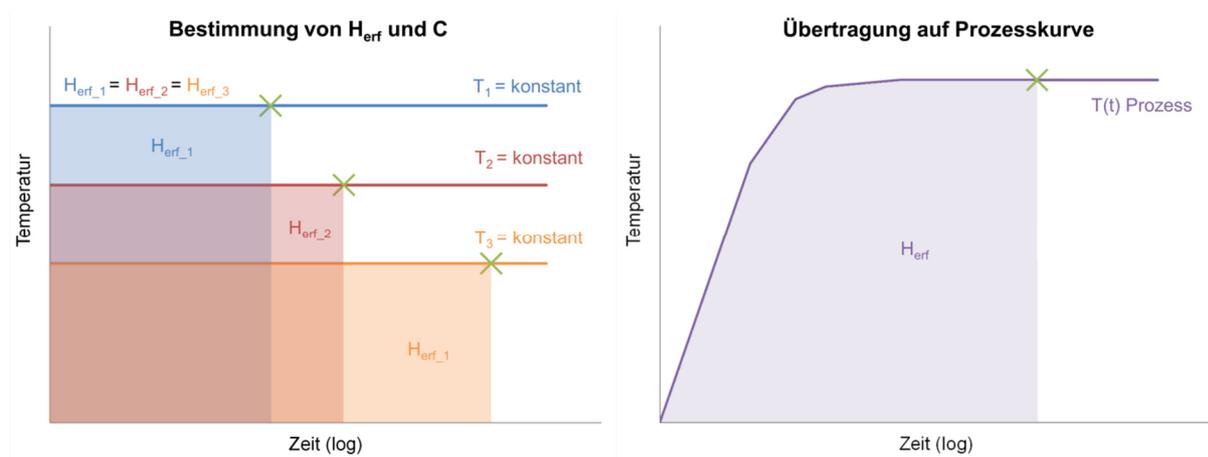


Abbildung 28: Ansatz zur Berechnung der Austenitierungszeit

Eine detaillierte Beschreibung des Vorgehens bei Auswertung und Berechnung wird in Kapitel 5.1 vorgenommen.

4.2.2 Isotherme Austenitisierungsversuche

Die Parameter H_{erf} und C werden für die Versuchswerkstoffe aus der Auswertung von isothermen Austenitisierungsversuchen bestimmt. Die bereits in 4.1.4 beschriebenen Proben (Abbildung 14) werden im Dilatometer unter Vakuum auf unterschiedliche konstante Temperaturniveaus erwärmt und nach definierten Haltezeiten abgeschreckt. Hohe Aufheiz- und Abkühlraten minimieren den Beitrag zum Reaktionsfortschritt der Austenitisierung während der Aufheiz- und Abkühlphase. Das Versuchsprogramm (jeweils zwei Proben pro Versuchssetup) ist Tabelle 5 zu entnehmen.

	Temperatur [°C]	Haltezeiten [s]	Aufheizrate [Ks ⁻¹]	Abkühlrate [Ks ⁻¹]
22MnB5	900	3; 10; 30; 40; 50; 60; 100; 300	760	100
	930	3; 10; 20; 28; 30; 40; 60; 100; 300		
	1000	0,02; 1; 3; 6; 10; 100; 300		
X15Cr13	1000	30; 100; 300; 1000; 1700; 3000		
	1050	10; 30; 100; 300; 560; 1000		
	1100	3; 10; 30; 100; 200; 300		
	1150	0,01; 3; 10; 30; 100; 300		

Tabelle 5: Versuchsparameter isotherme Austenitisierungsversuche

Zur Temperaturmessung werden Thermoelemente (Typ K) mittig auf den äußeren Mantelflächen der Proben aufgeschweißt. Glasrohre fungieren als Probenhalter. Die Einbausituation der Proben in der Versuchskammer zeigt Abbildung 29, bevor sie mittig innerhalb der eingehausten Induktionsspule platziert werden. Zur Abkühlung wird Helium durch die Probe und auf die äußere Mantelfläche geleitet.

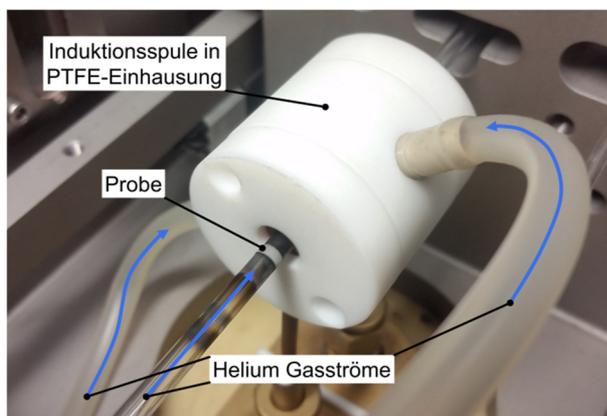


Abbildung 29: Versuchskammer Dilatometer

Im Anschluss an die Wärmebehandlung werden Härtemessungen nach Vickers durchgeführt. Die M_s -Temperaturen werden dilatometrisch bestimmt.

4.2.3 Validierungsversuche

Mit einer analogen Vorgehensweise zu den isothermen Versuchen werden Proben nun einem dem Fertigungsprozess angenäherten Wärmebehandlungszyklus unterzogen. Die gewählte Temperatur-Zeit-Führung für den 22MnB5 wird durch lineare Segmente einer Thermoelement-Messung (aufgeschweißt) des Fertigungsprozesses (Linde+Wiemann GmbH) angenähert (Abbildung 30).

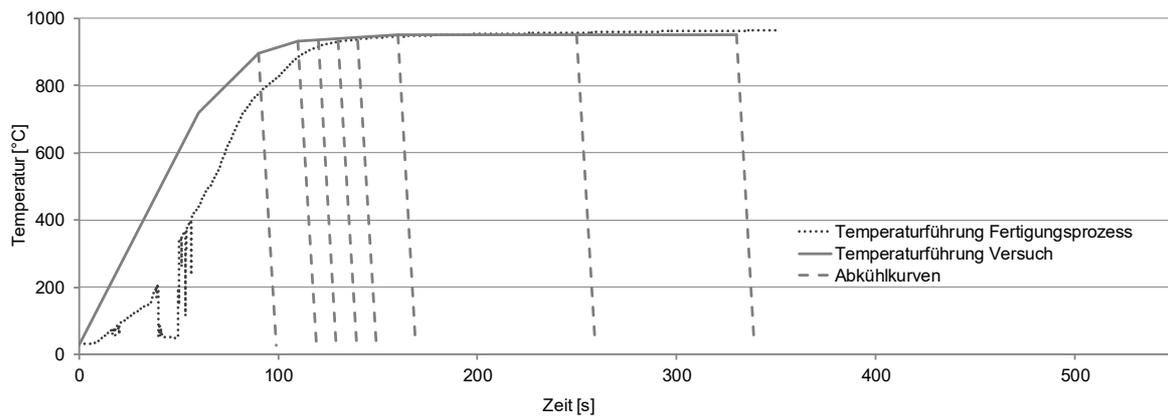


Abbildung 30: Temperaturführung Validierungsversuche 22MnB5

Für den Werkstoff X15Cr13 liegen keine Messwerte aus einem Fertigungsprozess vor, da dieser im industriellen Presshärten bislang keine Anwendung findet. Aus diesem Grund wird eine Aufheizkurve eines Blechs aus X15Cr13 im Laborofen (Nabertherm) mittels Thermoelementmessung (Typ K, aufgeschweißt) als Grundlage für die Temperaturführung im Versuch aufgezeichnet (Abbildung 31). Die Maximaltemperatur von 1100 °C orientiert sich an aus der Literatur bekannten Austenitisierungstemperaturen ähnlicher Stähle, um die maximal mögliche Härte zu erreichen [97, p. 185] [98].

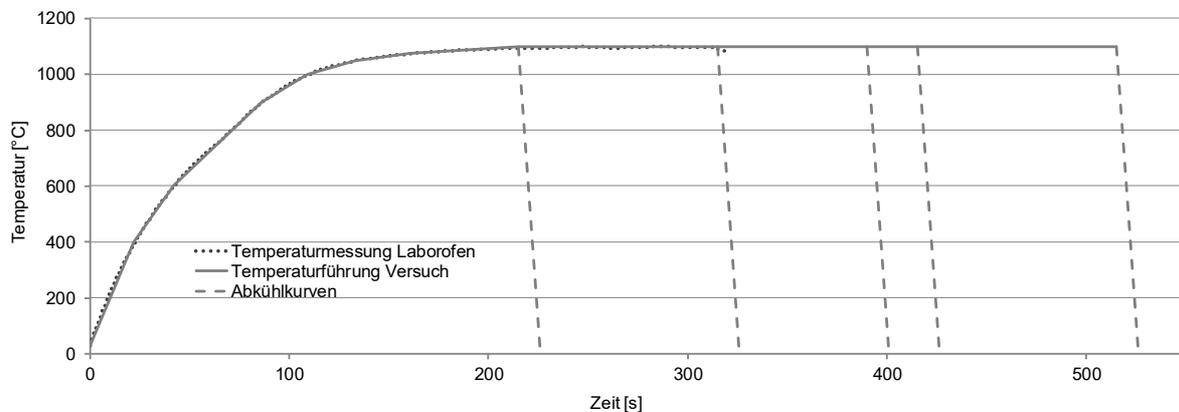


Abbildung 31: Temperaturführung Validierungsversuche X15Cr13

Der Abkühlvorgang wird nach unterschiedlichen Austenitisierungszeiten gestartet. Anschließende Messungen der Härte der Proben und der M_s -Temperaturen (dilatometrisch) bilden die Grundlage für die

Versuchsauswertung. Eine Übersicht der Versuchsparameter der in Abbildung 30 und Abbildung 31 gezeigten Wärmebehandlungszyklen sind für beide Versuchswerkstoffe in Tabelle 6 angegeben (vollständige Angaben siehe Anhang 9.4.7).

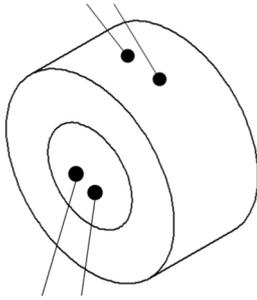
	Start Abkühlvorgang bei Temperatur [°C]	Start Abkühlvorgang nach Zeit [s]	Abkühlrate [Ks ⁻¹]
22MnB5	896,0	90	100
	931,0	110	
	934,8	120	
	938,6	130	
	942,4	140	
	950,0	160	
	950,0	250	
	950,0	330	
X15Cr13	1100,0	215	
	1100,0	315	
	1100,0	390	
	1100,0	415	
	1100,0	515	

Tabelle 6: Wärmebehandlungsparameter Validierungsversuche

4.2.4 Messungen zur Temperaturverteilung

Die gewählte Probenform lässt in Verbindung mit den genannten Aufheiz- und Abkühlverfahren eine inhomogene Temperaturverteilung innerhalb der Proben erwarten. Zur Bestimmung der Temperaturdifferenz zwischen äußerer und innerer Ringfläche, werden Proben des 22MnB5 mit jeweils zwei Thermoelementen versehen (innere und äußere Mantelfläche des Rings, siehe Abbildung 32) und gemäß der isothermen und prozessnahen Temperaturführung wärmebehandelt. Die Temperaturregelung erfolgt dabei jeweils auf das äußere Thermoelement I.

Thermoelement I Typ K



Thermoelement II Typ K

Abbildung 32: Anordnung Thermoelemente zur Messung der Temperaturverteilung in Ringproben

4.3 Entwicklung einer angepassten Zugprobengeometrie

Zur Prüfung von Zugeigenschaften metallischer Flacherzeugnisse werden konventionell Zugproben der Form H nach DIN 50125 verwendet [93]. Gebräuchlich sind insbesondere die Probenformen A₈₀ und A₅₀, wie sie in dieser Arbeit zur Basischarakterisierung des Ausgangsmaterials zur Anwendung kommen. Eine herkömmliche Wärmebehandlung solcher Proben in einem Laborofen kann der Anforderung einer definierten und den Temperatur-Zeit-Verläufen aus 4.2.3 entsprechenden Wärmebehandlung nicht mit zufriedenstellender Reproduzierbarkeit gerecht werden. Problematisch ist dabei insbesondere die Sicherstellung einer homogenen Abkühlung des Auswertebereichs der Probe mit definierter, konstanter Abkühlrate. Ferner ist eine Beeinflussung des Materialverhaltens infolge von Oxidschichtbildung oder randschichtentkohlten Bereichen zu vermeiden. Die genannten Anforderungen lassen sich durch eine Wärmebehandlung von Zugproben im Dilatometer erfüllen, woraus sich die Notwendigkeit der Entwicklung einer für diesen Zweck angepassten Zugprobengeometrie ergibt.

4.3.1 Auslegung der Probengeometrie

Die Einspannvorrichtung in der Probenkammer des Dilatometers setzt die Randbedingungen für die Probengröße (Abbildung 33). Eine symmetrische Wärmebehandlung des mittigen Probenbereichs ist bei einer Gesamtprobenlänge von 59 mm gegeben. Die Norm zu Zugprüfungsverfahren metallischer Werkstoffe bei Raumtemperatur DIN EN ISO 6892-1 sieht eine solch geringe Probengröße nicht vor [94]. Die darin enthaltenen geometrischen Rahmenbedingungen zu Probenformen können demzufolge nur eingeschränkt eingehalten werden, wodurch die Vergleichbarkeit der Versuchsergebnisse mit Normzugproben nur bedingt gegeben ist. Die Auslegung der Probengeometrie orientiert sich an den Anforderungen der Einstellung homogener und definierter Materialeigenschaften im Auswertebereich der Probe sowie einer reproduzierbaren Ermittlung von Materialkennwerten aus der Zugprüfung der Proben.

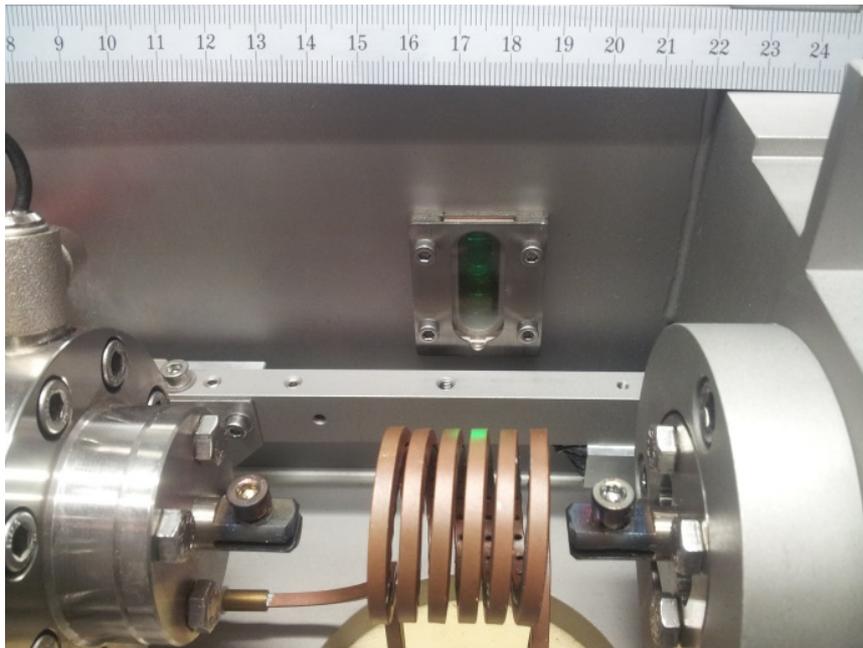


Abbildung 33: Einspannvorrichtung für Zugproben in der Probenkammer des Dilatometers

Im Dilatometer kann die Probe nicht komplett, sondern nur in einer Zone von ca. ± 5 mm Abstand von der Mitte der Probenlängsachse gezielt wärmebehandelt werden. Daraus resultiert ein Festigkeitsunterschied zwischen dem gehärteten Auswertebereich der Zugprobe und den unbehandelten, weichen Probenköpfen. Um sicherzustellen, dass die Probe im Zugversuch innerhalb des gehärteten Auswertebereichs versagt, muss die Probenbreite in diesem Bereich entsprechend reduziert werden. Zu erwarten ist eine Differenz der Fließgrenze von ca. 1100 MPa (gehärteter Bereich) zu 350 MPa (Anlieferungszustand, Kopfbereich) nach Datenblatt (Anhang 9.4.2). Aus Vorversuchen ist bekannt, dass zur Vermeidung einer Überhitzung der Kanten im Kopfbereich der Probe die maximale Kopfbreite auf 12 mm zu begrenzen ist. Die Breite im Auswertebereich der Probe wird auf 2 mm festgelegt, um einen quadratischen und damit symmetrischen Querschnitt in diesem Bereich einzustellen. Dies wirkt sich erwartungsgemäß zuträglich auf die Homogenität der Temperatur in diesem Bereich aus. Ferner ist durch den relativ zur Kopfbreite kleinen Querschnitt ein Probenversagen in diesem Bereich wahrscheinlich. Der gewählte Übergangsradius von 4 mm bildet einen Kompromiss zwischen den konkurrierenden Anforderungen eines schnell ansteigenden Probenquerschnitts in Richtung des niederfesten Probenbereichs und einer deutlichen Begrenzung der Kerbwirkung im Bereich des Querschnittsübergangs. Zudem kann eine Messschulter von 1 mm Länge integriert werden, wodurch eine taktile Dehnungsmessung im Dilatometer ermöglicht wird. Eine Dehnungsmessung während der Wärmebehandlung ist für die in dieser Arbeit behandelten Versuche zwar nicht erforderlich, erschließt aber die Option einer Kombination von Zugumformung und Wärmebehandlung im Dilatometer in weiterführenden Versuchen. Eine kurze Messlänge bietet die Möglichkeit einer großen Zugumformung im Dilatometer, ohne das homogene Temperaturfeld der Induktionsspule zu verlassen. Ein weiterer Vorteil einer kurzen Messlänge ist die Umsetzbarkeit hoher Dehnraten in dynamischen Zugversuchen, die ebenfalls für weiterführende Betrachtungen geplant sind. Die parallele Messlänge der Probe wird demzufolge auf 4 mm festgelegt. Die auf Basis der vorangegangenen Überlegungen ausgelegte Probengeometrie ist in Abbildung 34 dargestellt.

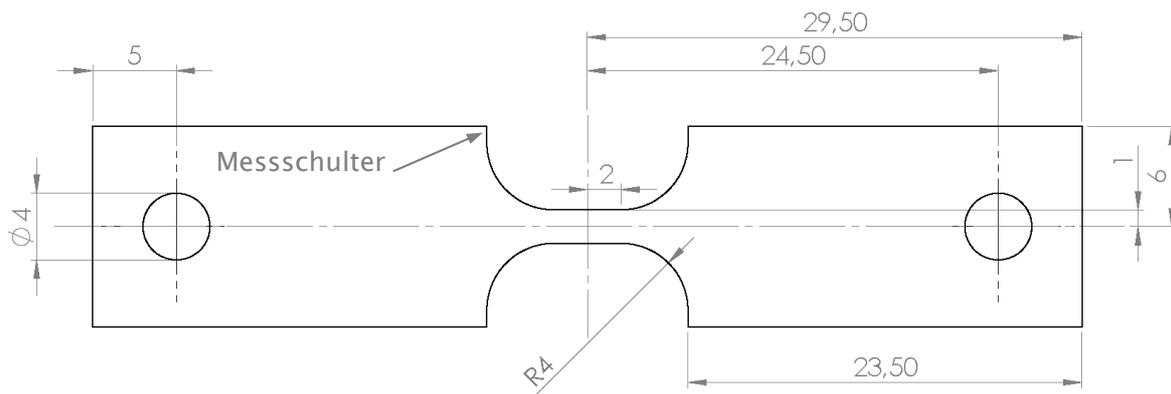


Abbildung 34: Geometrie Kleinzugprobe (Maßangaben in mm)

Die entwickelte Zugprobe wird im Fortgang dieser Arbeit als „Kleinzugprobe“ bezeichnet. Die Bruchdehnungsindizierung „A₄“ wird in Anlehnung an DIN EN ISO 6892-1 entsprechend der Anfangsmesslänge 4 mm vorgenommen [94]. Die Proben werden für die nachfolgenden Untersuchungen mittels Wasserstrahl-schnitt aus den Blechen entnommen, die Probendicke entspricht demnach den jeweiligen Blechdicken.

4.3.2 Experimentelle Qualifizierung der Probenform

Die Eignung der Kleinzugprobengeometrie zur homogenen Wärmebehandlung des parallelen Auswertebereichs im Dilatometer wird anhand von Messungen des Temperaturprofils während der Wärmebehandlung sowie des resultierenden Härteprofils dieses Bereiches untersucht. Die werkstoffabhängigen Aufheizkurven der in 4.2.3 beschriebenen Temperatur-Zeit-Verläufe werden für diese Versuche übernommen. Die Haltezeit auf Maximaltemperatur wird für den 22MnB5 auf den industrieüblichen Wert von 170 s festgelegt. Für den X15Cr13 wird, analog zu den Wärmebehandlungsparametern der ZTU-Erstellung in 4.1.4, eine Haltezeit von 200 s gewählt. Die Höhe der Abkühlrate kann die Homogenität des Temperaturfeldes in der Probe beeinflussen. Insbesondere an den Querschnittsübergängen vom parallelen Auswertebereich zum Kopfbereich ist durch die Volumenzunahme mit einer trägeren Temperaturanpassung als in der Probenmitte zu rechnen. Zur Reduzierung dieses Trägheitseffekts ist die Abkühlrate möglichst gering zu halten, sie muss aber dennoch oberhalb der oberen kritischen Abkühlrate liegen. Die Abkühlrate wird demzufolge auf 50 Ks⁻¹ festgelegt und gewährleistet damit, entsprechend den ZTU-Schaubildern in 4.1.4, eine vollständig martensitische Gefügewandlung beider Werkstoffe. Die Probentemperatur wird mittig entlang der Probenlängsachse sowie jeweils 2 mm entfernt im Bereich der Querschnittsübergänge gemessen, die Anordnung der Messpunkte ist Abbildung 38 zu entnehmen. Dazu werden Thermolemente Typ K an diesen Stellen durch Punktschweißen angebracht, siehe Abbildung 36. Der Temperatur-Zeit-Verlauf wird aufgezeichnet. Die Temperatur wird dabei jeweils auf das mittlere Thermolement (T1) geregelt.

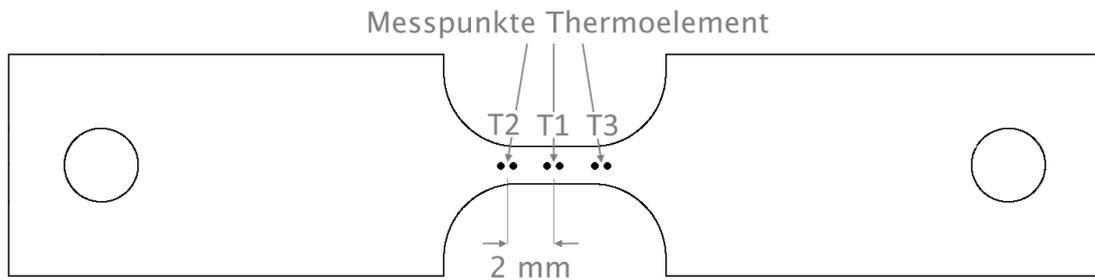


Abbildung 35: Anordnung Messpunkte Temperaturprofil Kleinzugprobe

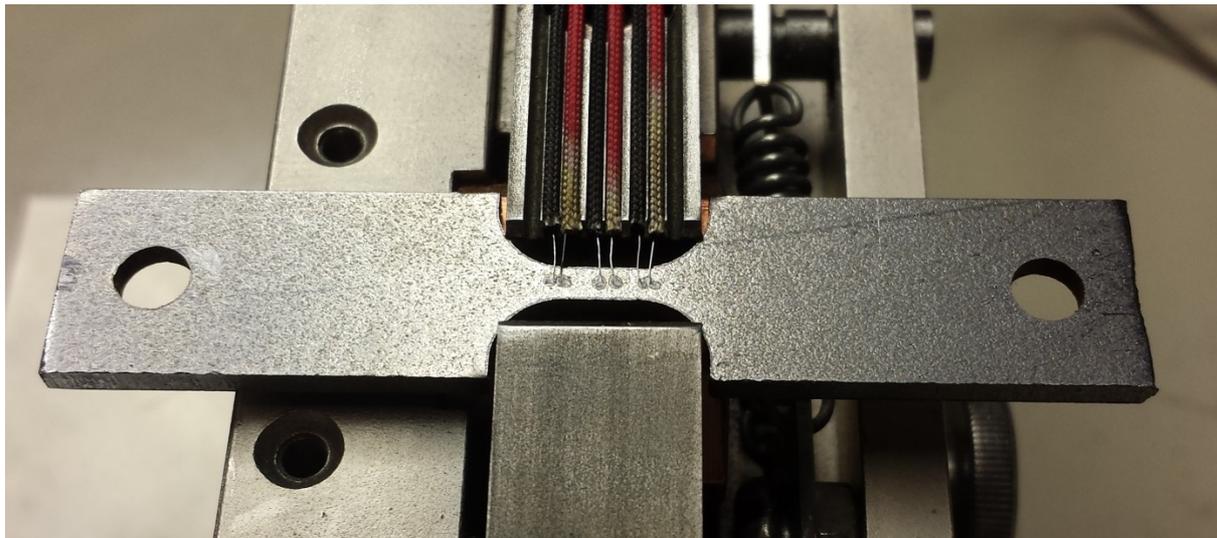


Abbildung 36: Thermoelemente aufgeschweißt auf Kleinzugprobe

Im Anschluss an die Wärmebehandlung wird die Härte mittig entlang der Probenlängsachse gemessen. Die Messung erfolgt an jeweils zehn Punkten jeder Probe, der Abstand der Messpunkte zueinander beträgt dabei jeweils 1 mm (siehe Abbildung 37). Anwendung findet dabei die Vickers-Kleinkrafthärteprüfung mit einer Prüfkraft von 4 N (HV 0,4), um durch ausreichende räumliche Distanz eine Beeinflussung benachbarter Messwerte auszuschließen [99]. Aus dem so ermittelten Härteprofil kann im Nachgang eine Aussage über die Homogenität der Materialeigenschaften abgeleitet werden. Die genannten Untersuchungen erfolgen an jeweils drei Proben der beiden Versuchswerkstoffe.

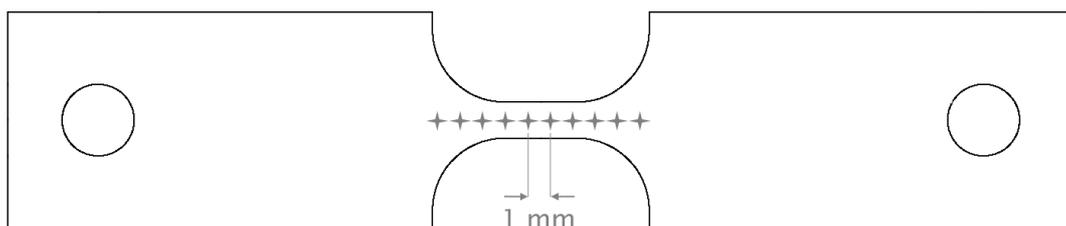


Abbildung 37: Messpunkte Härteprofil Kleinzugprobe

In Zugversuchen wird die Eignung der Kleinzugproben zur Ermittlung von Materialkennwerten untersucht. Zur Gewährleistung valider Ergebnisse müssen die Proben innerhalb des wärmebehandelten, parallelen Auswertebereichs versagen. Zu prüfen ist ferner, ob eine hinreichend genaue und reproduzierbare Messung der Probenverformung erzielt werden kann, um verlässliche Angaben über das Spannungs-Dehnungs-Verhalten treffen zu können. Die Zugversuche werden mit Proben im Anlieferungszustand ohne zusätzliche Wärmebehandlung durchgeführt, um die Ergebnisse mit A₅₀- und A₈₀-Normzugproben auf Korrelation prüfen zu können. Auf die Prüfung wärmebehandelter Proben wird an dieser Stelle mit dem Verweis auf die entsprechenden Zugversuche in 4.4 verzichtet. Für die genannten Normzugproben liegen keine Referenzwerte in analogem Wärmebehandlungszustand vor, die zu Vergleichszwecken herangezogen werden könnten. Die Methodik zur Durchführung der Zugversuche wird nachfolgend in 4.4.2 beschrieben. Zugversuche werden an jeweils drei Proben der beiden Versuchswerkstoffe durchgeführt.

4.4 Bestimmung der Zugeigenschaften in Abhängigkeit des Wärmebehandlungszustands

Die mechanischen Eigenschaften sollen in Abhängigkeit des Austenitisierungszustands bestimmt werden. Die in 4.2.3 durchgeführten Härtemessungen lassen nur näherungsweise Rückschlüsse auf mechanische Werkstoffeigenschaften zu. Zugversuche geben Aufschluss über die mechanischen Kennwerte der Werkstoffe und sind daher ein wichtiger Bestandteil zur Charakterisierung von Werkstoffeigenschaften. Es werden Zugproben nach der in 4.3 beschriebenen Kleinprobengeometrie mittels Wasserstrahlschnitt aus den Blechen der Versuchswerkstoffe 22MnB5 und X15Cr13 entnommen. Die Proben werden wärmebehandelt und anschließend geprüft.

4.4.1 Wärmebehandlung der Zugproben

Die Wärmebehandlung der Zugproben wird zur Gewährleistung einer definierten und reproduzierbaren Temperatur-Zeit-Führung im Dilatometer vorgenommen. Die Zugproben werden mittig innerhalb der Induktionsspule platziert, das Thermoelement (Typ K) ist mittig auf dem zu prüfenden Probenbereich aufgeschweißt (Abbildung 38). Die Einstellung eines Vakuums minimiert atmosphärische Einflüsse bei hohen Temperaturen auf den Werkstoff, welche sich in Form von Randschichtentkohlung oder Oxidschichtbildung auswirken könnten. Analog zu den in 4.2.3 beschriebenen Versuchen, erfolgt die Erwärmung entsprechend der beschriebenen prozessnahen Temperaturführungen mit anschließender Abkühlung zu den in Tabelle 6 definierten Zeitpunkten. Abweichend von den vorangegangenen Versuchen mit Ringproben, wird die konstante Abkühlrate für die Zugproben auf 50 Ks⁻¹ reduziert, wodurch ein homogenes Temperaturfeld und damit eine homogene Eigenschaftsverteilung innerhalb des zu prüfenden Probenbereichs (entsprechend der Ausführungen in 4.3) sichergestellt werden kann. Die kritische Abkühlgeschwindigkeit beider Versuchswerkstoffe wird auch bei 50 Ks⁻¹ noch deutlich überschritten und gewährleistet somit eine vollständige martensitische Umwandlung. Die Ergebnisse der Voruntersuchungen zu den ZTU-Schaubildern (4.1.4) lassen einen deutlichen Einfluss einer KTL-Behandlung auf die mechanischen Eigenschaften des X15Cr13 erwarten. Zur Quantifizierung dieses Einflusses werden X15Cr13 Zugproben im Anschluss an die einfache Härtung unterschiedlich nachbehandelt.

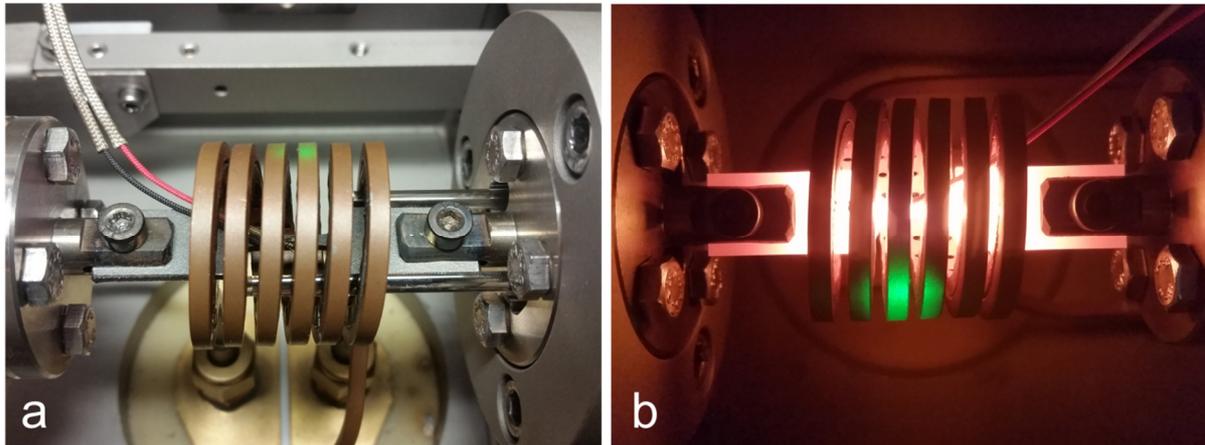


Abbildung 38: Wärmebehandlung Zugprobe im Dilatometer a) Zugprobe eingebaut b) Zugprobe erwärmt

	Start Abkühlvorgang bei Temperatur [°C]	Start Abkühlvorgang nach Zeit [s]	Abkühlrate [Ks ⁻¹]	KTL-Simulation bei 170 °C	KTL-Simulation bei 200 °C	Keine KTL-Simulation
22MnB5	896,0	90	50	x		
	931,0	110		x		
	934,8	120		x		
	938,6	130		x		
	942,4	140		x		
	950,0	160		x		
	950,0	250		x		
	950,0	330		x		
X15Cr13	1100,0	215	x	x		
	1100,0	315	x	x		
	1100,0	390	x	x	x	
	1100,0	415	x	x		
	1100,0	515	x	x		

Tabelle 7: Versuchsprogramm Wärmebehandlung der Zugproben (weitere KTL-Behandlungsparameter nach Tabelle 4)

So umfasst das Versuchsspektrum für diesen Werkstoff neben der Standard KTL-Simulation eine Variante bei erhöhter Temperatur sowie eine weitere Variante gänzlich ohne KTL-Simulation, um Aussagen über

das Anlassverhalten treffen zu können. Die Zugproben des 22MnB5 werden alle einer Standard-KTL-Simulation unterzogen. Zwar ist dadurch keine maßgebliche Eigenschaftsveränderung zu erwarten, dennoch ist die KTL-Behandlung ein sich typischerweise an das Presshärten anschließendes Standardverfahren und soll daher für diese Untersuchungen Berücksichtigung finden. Das Versuchsprogramm zur Wärmebehandlung der Zugproben ist Tabelle 7 zu entnehmen. Es werden jeweils drei Proben jeder Kombination zur Zugprüfung hergestellt.

4.4.2 Durchführung der Zugversuche

Die Zugversuche werden an einer Universalprüfmaschine mit Spindeltrieb (Instron 5566, Kraftmessdose 10 kN) in Anlehnung an die Prüfrichtlinien des SEP 1240 sowie der DIN EN ISO 6892-1 durchgeführt [92] [94]. Aus der konstanten Prüfgeschwindigkeit von $0,016 \frac{mm}{s}$ resultiert für diese Probengeometrie, analog der Flachzugproben A₈₀ und A₅₀ (4.1.3), die Anfangsdehnrate von $0,004 \frac{1}{s}$ für quasi-statische Zugversuche. Die Dehnung des Probekörpers wird optisch mit einem 3D-Verformungssensor (GOM Aramis) vermessen (Versuchsaufbau in Abbildung 39a). Das dabei zugrunde liegende Prinzip der digitalen Bildkorrelation erfordert eine Präparation der Proben mit einem stochastischen Punktemuster (Abbildung 39b) [100]. Den mit einer Frequenz von 6 Hz aufgezeichneten Bildern wird simultan der jeweils aktuell gemessene Wert der Kraft zugeordnet. Aus diesen Informationen werden im Nachgang Spannungs-Dehnungs-Diagramme berechnet. Es werden jeweils drei Zugproben jeder Kombination aus Tabelle 7 geprüft.

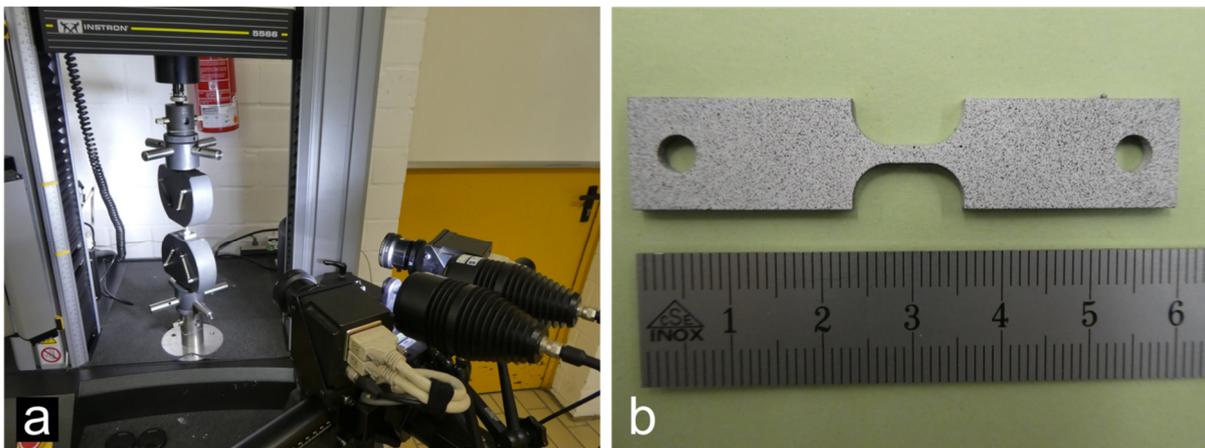


Abbildung 39: a) Versuchsaufbau mit optischer Dehnungsmessung b) Zugprobe mit Punktemuster vor Prüfung

5 Versuchsauswertung

Dieses Kapitel beinhaltet die Auswertung der in Kapitel 4 beschriebenen Versuche und die daraus resultierenden Ergebnisse. Entsprechend der experimentellen Vorgehensweise werden zunächst die Austenitisierungsversuche ausgewertet und der in 4.2.1 veranschaulichte Ansatz zur Prozessbeschreibung auf die Ergebnisse angewendet. Nachfolgend werden die mechanischen Kennwerte als Ergebnis aus den Zugversuchen dargestellt und auf Korrelation mit den vorangegangenen Ergebnissen untersucht.

5.1 Austenitisierungsverhalten

Die nachfolgend aufgeführten Ergebnisse der isothermen Austenitisierungsversuche bilden die Grundlage zur Bestimmung der Parameter H_{erf} und C . Die Möglichkeit der Beschreibung des Reaktionsfortschrittes des Austenitisierungsvorgangs auf Basis des Hollomon-Jaffe-Parameters wird geprüft und auf eine prozessnahe Temperaturführung übertragen.

5.1.1 Auswertung der isothermen Austenitisierungsversuche

Zur Auswertung der isothermen Austenitisierungsversuche werden die M_s -Temperaturen während des Abkühlvorgangs sowie die Härte der abgeschreckten Proben im Anschluss an die in Tabelle 5 ersichtlichen Wärmebehandlungszyklen gemessen.

Die temperaturabhängige relative Längenänderung der Proben, gemessen über einen Differentialtransformator, dient als Grundlage zur Bestimmung der M_s -Temperaturen. Eine Gefügeumwandlung beginnt, wenn die Längenänderungs-Temperatur-Kurve von einer Geraden abweicht und endet, wenn die Kurve wieder in eine Gerade einläuft (siehe SEP 1681 [95]). Als Umwandlungsstartpunkt wird nach SEP 1680 der Zeitpunkt angenommen, bei dem ca. 1 % des Gefüges von Austenit in Martensit umgewandelt ist [40]. Um die M_s -Temperaturen reproduzierbar zu bestimmen und mögliche Einflüsse einer manuellen Bestimmung des Umwandlungspunktes auszuschließen, wird die in 4.1.4 bereits erwähnte Offset-Methode nach YANG und BHADESHIA zur Bestimmung der M_s -Temperatur eingesetzt. Dazu wird eine Ausgleichsgerade an die Längenänderungs-Temperatur-Kurve vor der Umwandlung zwischen 420 °C und 650 °C angelegt, da in diesem Bereich der Ausdehnungskoeffizient des Austenits als konstant angenommen werden kann [96]. Die unterschiedlichen Gitterparameter (Seitenlängen der atomaren Elementarzelle) von Austenit und Martensit können legierungsabhängig berechnet werden. Auf Basis dieser Gitterparameter wird ein Dehnungs-Offset für die zuvor erwähnte Ausgleichsgerade berechnet, bei dem 1 % des Probenvolumens martensitisch umgewandelt ist. Die den Berechnungen zugrunde liegenden Gleichungen sind aus der Literatur bekannt und können in Anhang 9.5.1 eingesehen werden [96] [101]. Die M_s -Temperatur ist demnach am Schnittpunkt der Offset-Geraden mit der Längenänderungs-Temperatur-Kurve des Versuchs erreicht (veranschaulicht in Abbildung 40). Für die Versuchswerkstoffe 22MnB5 und X15Cr13 ergeben sich aus den Berechnungen die in Tabelle 8 aufgeführten Parameter. Die angegebenen Standardabweichungen der M_s -

Temperaturmesswerte entsprechen dem arithmetischen Mittelwert der Standardabweichungen der Messwerte aller Versuche mit dem jeweiligen Werkstoff, um trotz der geringen Probenanzahl pro Versuchssetup eine insgesamt akzeptable Streubreite angeben zu können.

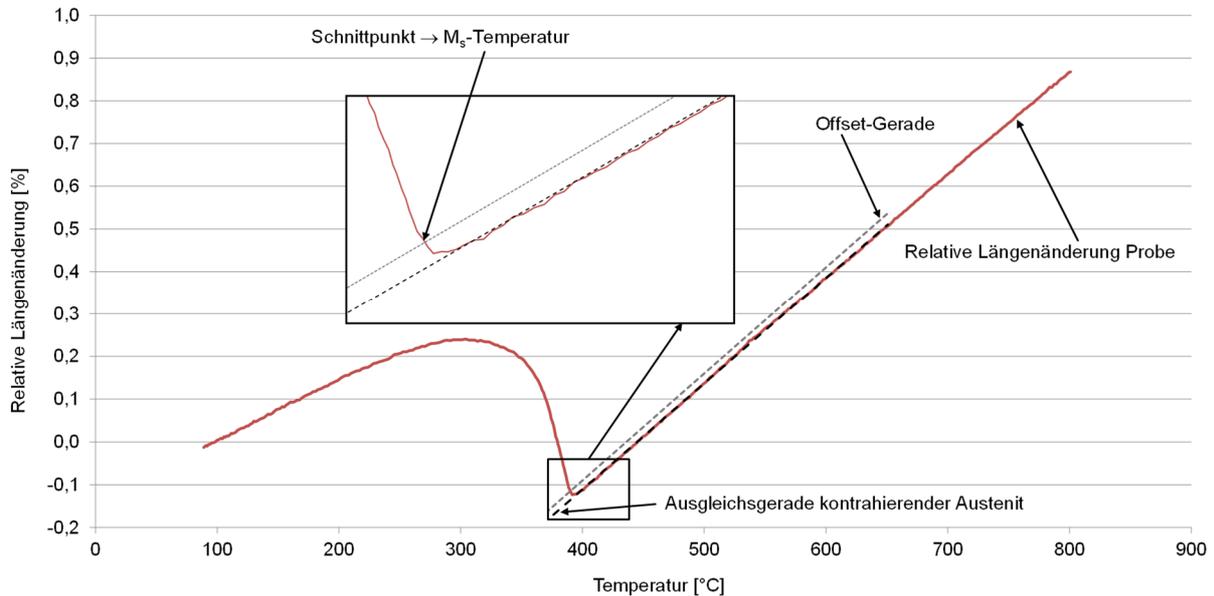


Abbildung 40: Bestimmung M_s -Temperatur mittels Offset-Methode

	Gitterparameter [nm]	Dehnungs-Offset für 1 % Martensit [%]
22MnB5	0,28747	0,01103
X15Cr13	0,28786	0,01122

Tabelle 8: Berechnete Parameter zur Bestimmung der M_s -Temperatur mittels Offset-Methode

Die Härtemessungen werden nach Vickers (HV 10) mittig auf den Stirnflächen der Proben nahe dem Thermoelement durchgeführt, schematisch dargestellt in Abbildung 41. Zuvor wird ca. 0,5 mm der Probenlänge abgetragen, um Einflüsse möglicher Randschichtveränderungen auf die Messwerte auszuschließen. Es werden jeweils fünf Härtemessungen an jeder Probe vollzogen.

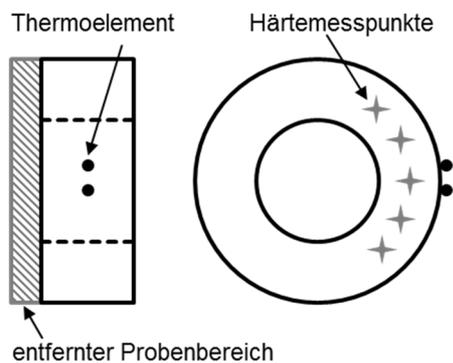


Abbildung 41: Härtemessung an Ringprobe schematisch

Die Auswertung der isothermen Austenitierungsversuche mit dem Werkstoff 22MnB5 resultiert in den in Abbildung 42 und Abbildung 43 dargestellten Ergebnissen als Mittelwerte der gemessenen M_s -Temperaturen und Härte. Die M_s -Temperaturen sinken mit fortschreitender Austenitierungszeit auf ein ausgeprägtes Minimum, bevor sie wieder deutlich ansteigen. Dieser Effekt ist bei allen untersuchten Temperaturniveaus zu beobachten. Diese Minima verschieben sich bei Verringerung der Austenitierungstemperaturen zu späteren Zeitpunkten und zu niedrigeren Temperaturen. Die Auswertung der Härtemessungen zeigt einen deutlichen Anstieg der Härte, bis zu diesen Zeitpunkten ein Niveau der maximal erzielbaren Härte erreicht ist.

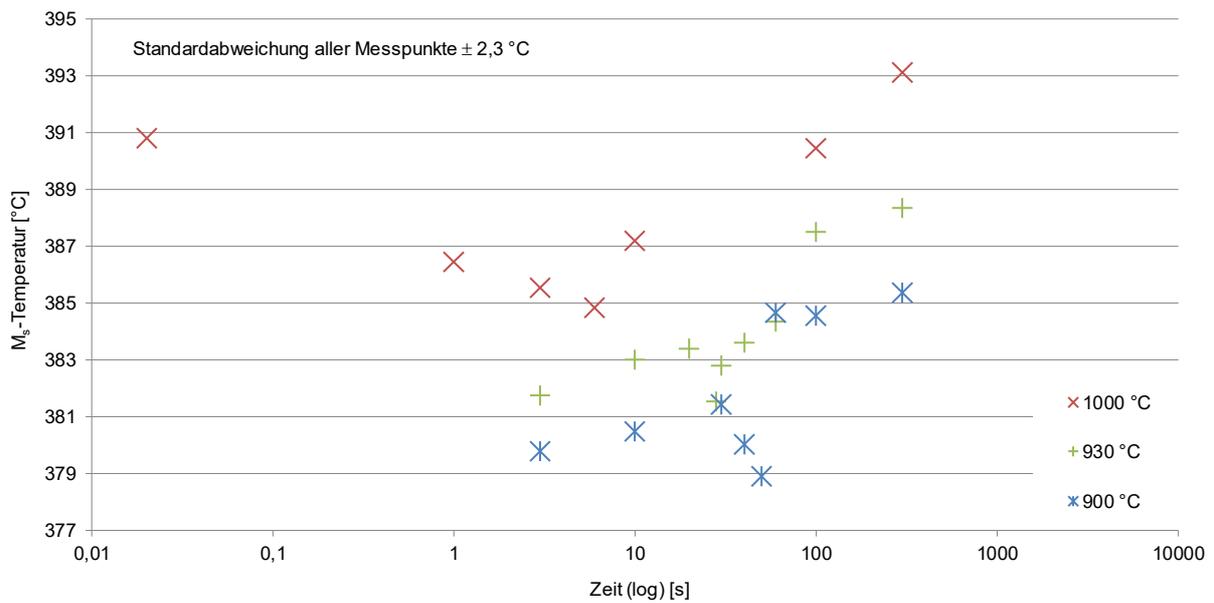


Abbildung 42: M_s -Temperaturen 22MnB5 isotherm

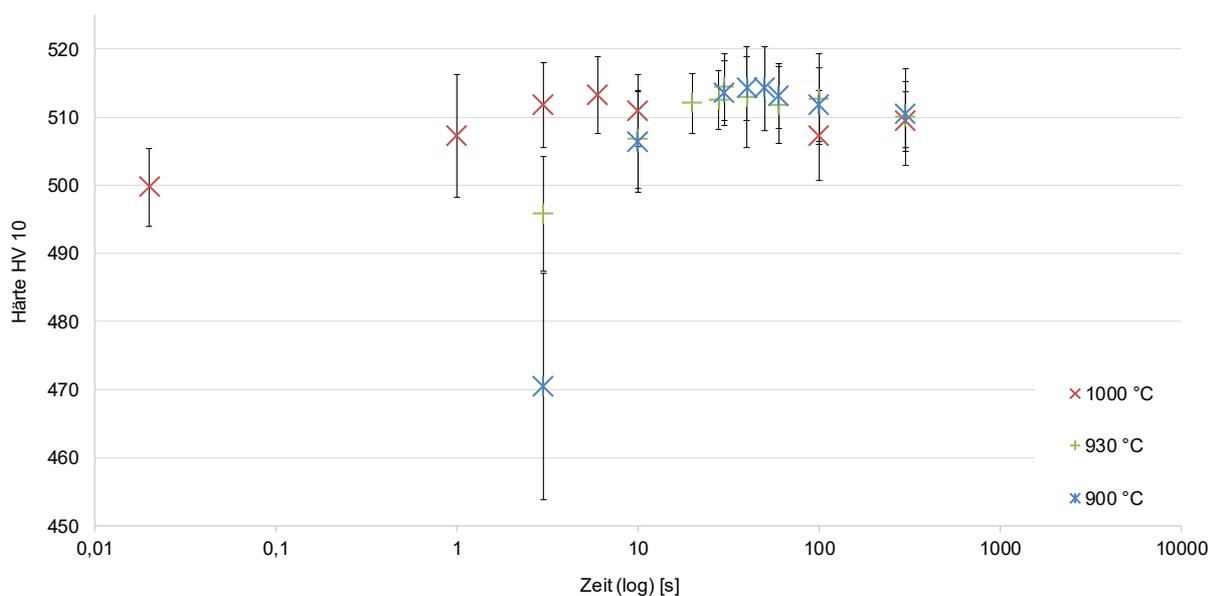


Abbildung 43: Martensithärte 22MnB5 (isotherm)

Die gemittelten Messwerte der M_s -Temperaturen und Härte des X15Cr13 sind in Abbildung 44 und Abbildung 45 aufgetragen. Die M_s -Temperaturen sinken für jede untersuchte Austenitisierungstemperatur zeitabhängig auf ein Minimum und weisen damit einen dem 22MnB5 qualitativ ähnlichen Verlauf auf. Die Austenitisierungszeit zur Erreichung dieser Minima verringert sich bei Erhöhung der Austenitisierungstemperatur. Die Auswertung der Härte des Werkstoffs zeigt für jede untersuchte Austenitisierungstemperatur eine stetige Härtezunahme bis zu einem ausgeprägten Maximalwert. Dieses Maximum verschiebt sich mit Zunahme der Temperatur zu kürzeren Zeiten. Das bei den Austenitisierungstemperaturen von 1150 °C, 1100 °C und 1050 °C gemessene Niveau der Maximalhärte wird bei der Austenitisierungstemperatur von 1000 °C nicht erreicht.

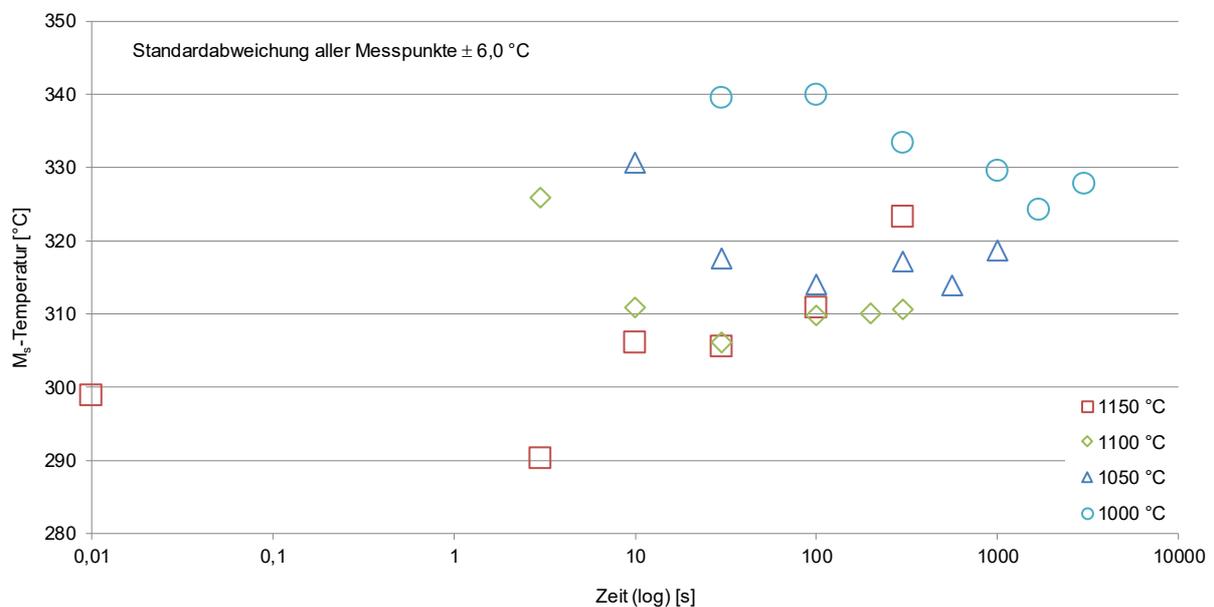


Abbildung 44: M_s -Temperaturen X15Cr13 isotherm

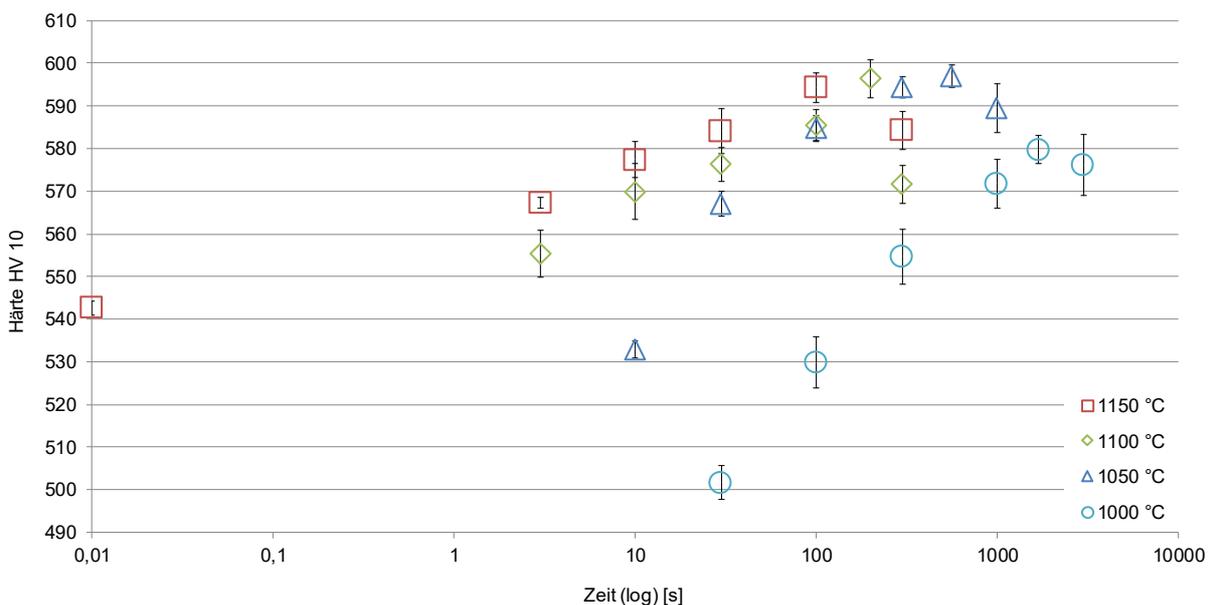


Abbildung 45: Martensithärte X15Cr13 (isotherm)

Die gemessenen M_s -Temperaturen weisen nicht bei allen Temperaturniveaus ein mit dem Härtemaximum zeitlich korrelierendes Minimum auf. Eine Korrelation dieser Punkte ist nur bei den beiden niedrigen Austenitisierungstemperaturen von 1000 °C und 1050 °C festzustellen, nicht aber bei 1100 °C und 1150 °C.

Die Differenz der absoluten Werte der M_s -Temperatur Minima beider Versuchswerkstoffe wird im direkten Vergleich ersichtlich (Abbildung 46), die Martensitumwandlung beginnt in der Abkühlphase bei X15Cr13 deutlich später als bei 22MnB5. Auffällig ist, dass die Werte der M_s -Temperatur für den 22MnB5 mit sinkender Austenitisierungstemperatur abnehmen, während sie für den X15Cr13 mit sinkender Austenitisierungstemperatur zunehmen.

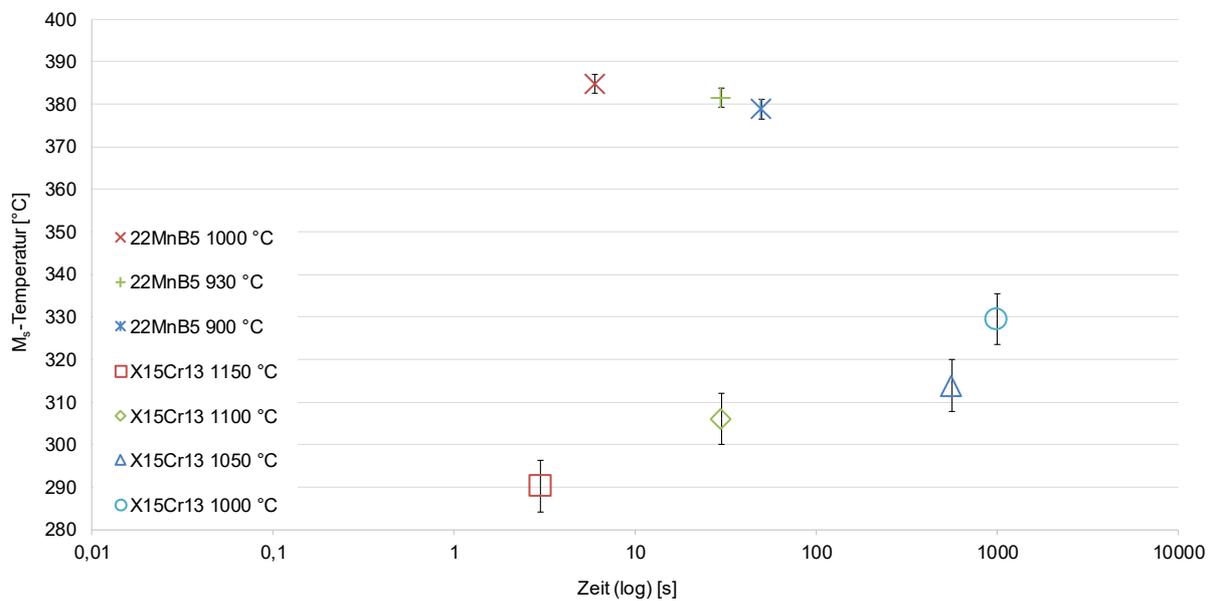


Abbildung 46: Minimale M_s -Temperatur beider Werkstoffe im Vergleich

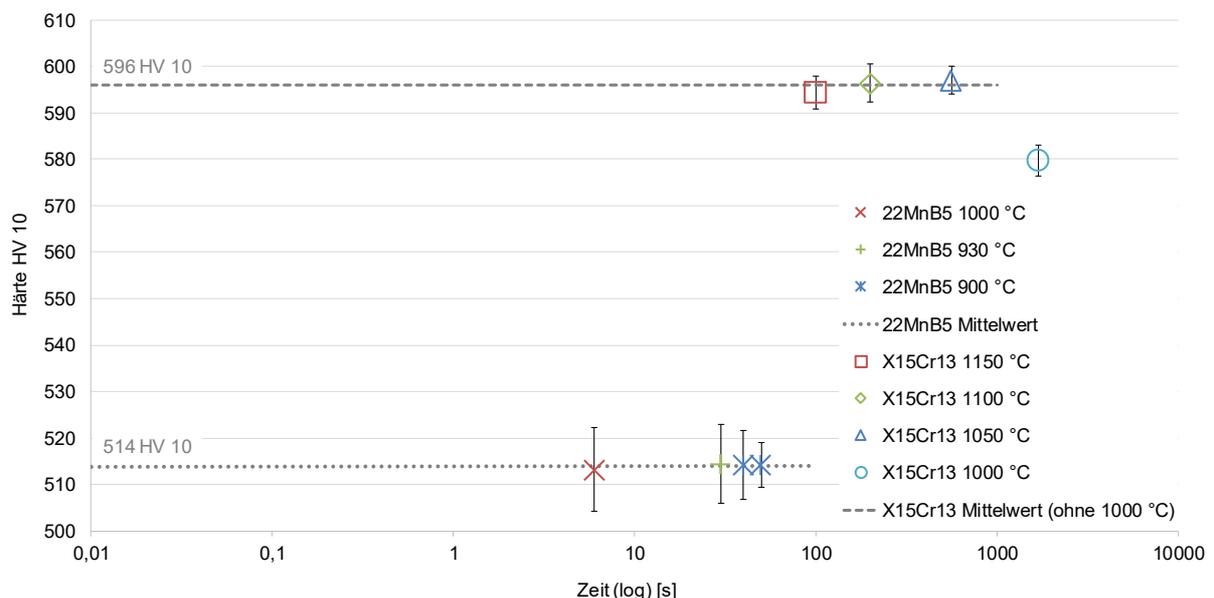


Abbildung 47: Maximalhärte beider Versuchswerkstoffe im Vergleich

Ein direkter Vergleich der Maximalhärte der beiden Versuchswerkstoffe ist in Abbildung 47 aufgetragen. Daraus geht eine deutlich höhere erzielbare Härte des X15Cr13 gegenüber dem 22MnB5 hervor. Das werkstoffabhängige Niveau der Maximalhärte (siehe Mittelwerte) wird bei allen Austenitisierungstemperaturen bei beiden Werkstoffen erreicht, mit Ausnahme des 1000 °C Versuchs des X15Cr13. Eine Auflistung der vollständigen Messdaten der Auswertung der isothermen Austenitisierungsversuche findet sich in Anhang 9.5.2.

5.1.2 Auswertung der prozessnahen Austenitisierungsversuche

Die Auswertung der prozessnahen Austenitisierungsversuche erfolgt analog zu der in 5.1.1 beschriebenen Vorgehensweise im Anschluss an die in Tabelle 6 aufgeführten Wärmebehandlungszyklen. Die Ergebnisse der Versuche mit dem Werkstoff 22MnB5 sind in Abbildung 48 einzusehen. Die M_s -Temperatur sinkt nach einem kurzen Anstieg auf einen Minimalwert bei einer Zeit von 130 s, gefolgt von einer Zunahme bei fortschreitender Zeit. Die Härte steigt mit zunehmender Zeit auf ein Niveau von 518 HV 10 (Mittelwert der Messungen von 110 s bis 330 s), welches damit geringfügig über der aus den isothermen Versuchen ermittelten Maximalhärte von 514 HV 10 liegt. Zeitlich korreliert das Minimum der M_s -Temperatur mit dem Erreichen dieses Härteniveaus.

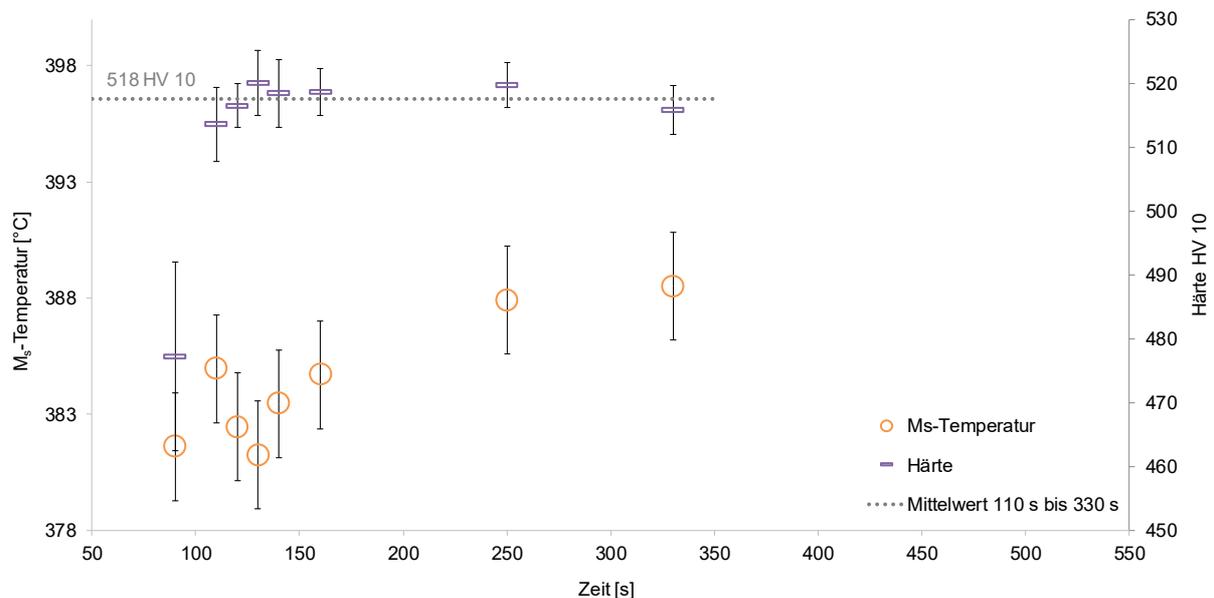


Abbildung 48: Austenitisierungsversuch prozessnah 22MnB5: M_s -Temperaturen und Härte

Ein ähnliches Verhalten ist bei Auswertung der Versuche mit X15Cr13 zu beobachten, siehe Abbildung 49. Nach einer bei fortschreitender Zeit leichten Zunahme der M_s -Temperatur sinkt diese auf einen Minimalwert bei 415 s und steigt darauffolgend. Ein Anstieg der Härte auf ein Niveau maximaler Härte von 597 HV 10 (Mittelwert der Messungen von 390 s bis 515 s) ist ab einer Zeit von 390 s zu verzeichnen. Dieses Härteniveau korreliert mit dem der isothermen Versuche von 596 HV 10. Das Minimum der M_s -Temperatur ist mit 415 s dem Erreichen der Maximalhärte bei 390 s zeitlich leicht versetzt.

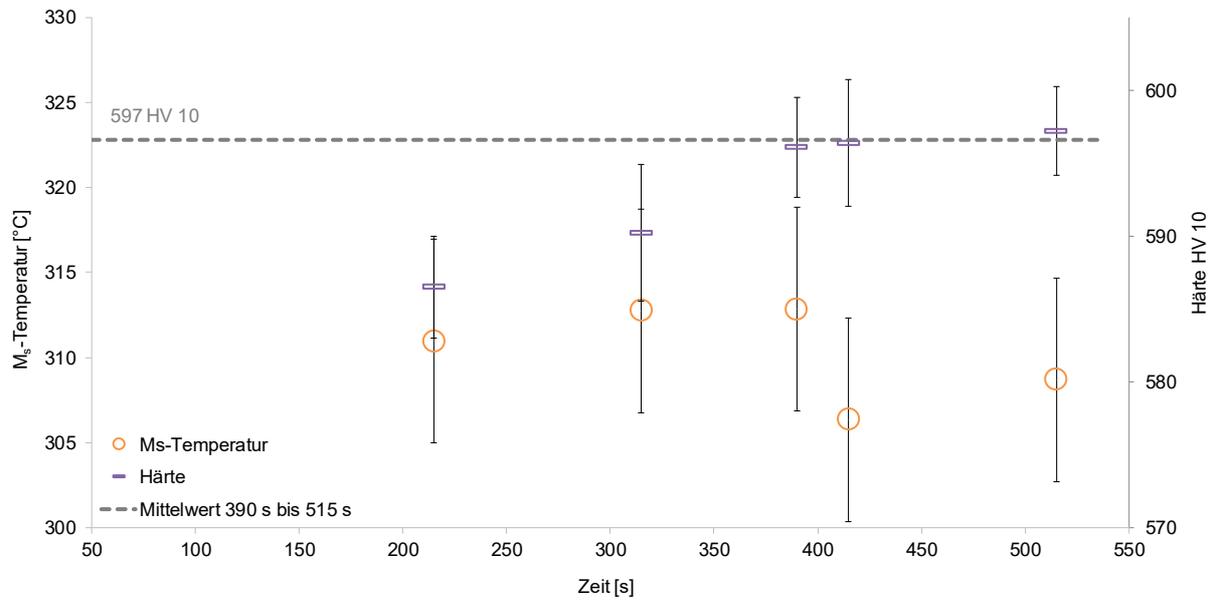


Abbildung 49: Austenitisierungsversuch prozessnah X15Cr13: M_s -Temperaturen und Härte

Die vollständigen Messdaten der prozessnahen Austenitisierungsversuche sind in Anhang 9.5.3 aufgelistet.

5.1.3 Auswertung Proben temperatur

Die Temperaturmesskurven der in 4.2.4 beschriebenen Versuche zur Bestimmung der Temperaturverteilung in den Ringproben sind in Abbildung 50 dargestellt. Während des zügigen Aufheiz- und Abkühlvorgangs der isothermen Versuche ist praktisch keine Temperaturdifferenz zwischen Innen- und Außenfläche der Proben festzustellen. Für die Spanne der Haltezeit auf Maximaltemperatur ergibt sich eine Temperaturdifferenz mit geringeren Temperaturen auf der Innen- als auf der Außenfläche (Tabelle 9). Dieser Effekt ist bei allen isothermen Versuchen zu beobachten. Die Temperaturdifferenz nimmt mit sinkender Maximaltemperatur ab. Während der prozessnahen Temperaturführung nimmt die Temperaturdifferenz mit der absoluten Temperatur zu, bis sie ab der Maximaltemperatur einen konstanten Wert erreicht (Tabelle 9). Wie bei den isothermen Versuchen, ist keine Temperaturdifferenz während der Abkühlphase messbar. Die Werte der Temperaturdifferenzen in Tabelle 9 entsprechen dem Mittelwert der Temperaturdifferenzen in der Zeitspanne bei Maximaltemperatur.

Versuch	1000 °C isotherm	930 °C isotherm	900 °C isotherm	Prozess
Temperaturdifferenz Innen/Außen [°C]	29,9	27,2	25,8	25,9
Standardabweichung [°C]	0,6	0,3	0,4	0,2

Tabelle 9: Temperaturdifferenzen Ringproben bei Maximaltemperatur (Werkstoff 22MnB5)

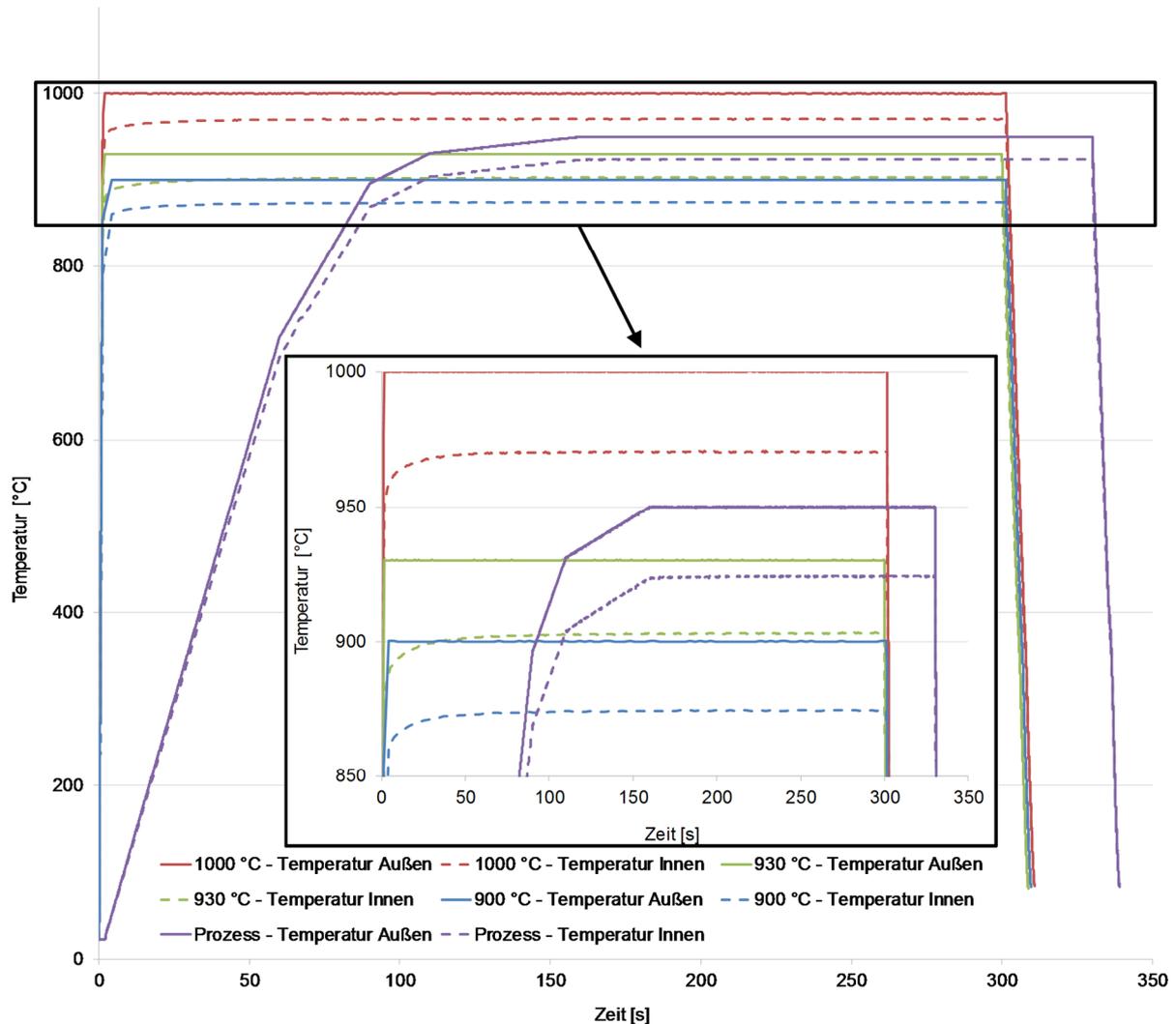


Abbildung 50: Messungen Temperaturdifferenz in Ringproben (Werkstoff 22MnB5)

5.1.4 Bestimmung von Werkstoffparametern

Zur Bestimmung des zur optimalen Austenitisierung notwendigen Werts des Hollomon-Jaffe Parameters (H_{erf}) und der Konstanten C (Gl. 3.4) werden die in 5.1.1 ermittelten Messpunkte der minimalen M_s -Temperatur für den 22MnB5 und die Messpunkte der maximalen Härte für den X15Cr13 der isothermen Versuche zu Grunde gelegt. Vor dem Hintergrund der mangelnden Korrelation der Lage der minimalen M_s -Temperaturen mit den deutlich ausgeprägten Härtemaxima erscheint eine Beurteilung des Austenitisierungszustandes auf Grundlage der M_s -Temperatur beim X15Cr13 nicht sinnvoll. Die genannten Messpunkte sind in Tabelle 10 aufgeführt und werden werkstoffspezifisch in Temperatur-Zeit-Diagrammen aufgetragen, siehe Abbildung 51 und Abbildung 52. Diese Diagramme können als vereinfachte, isotherme ZTA-Diagramme betrachtet werden, aus denen die nötige Austenitisierungszeit temperaturabhängig abgelesen werden kann.

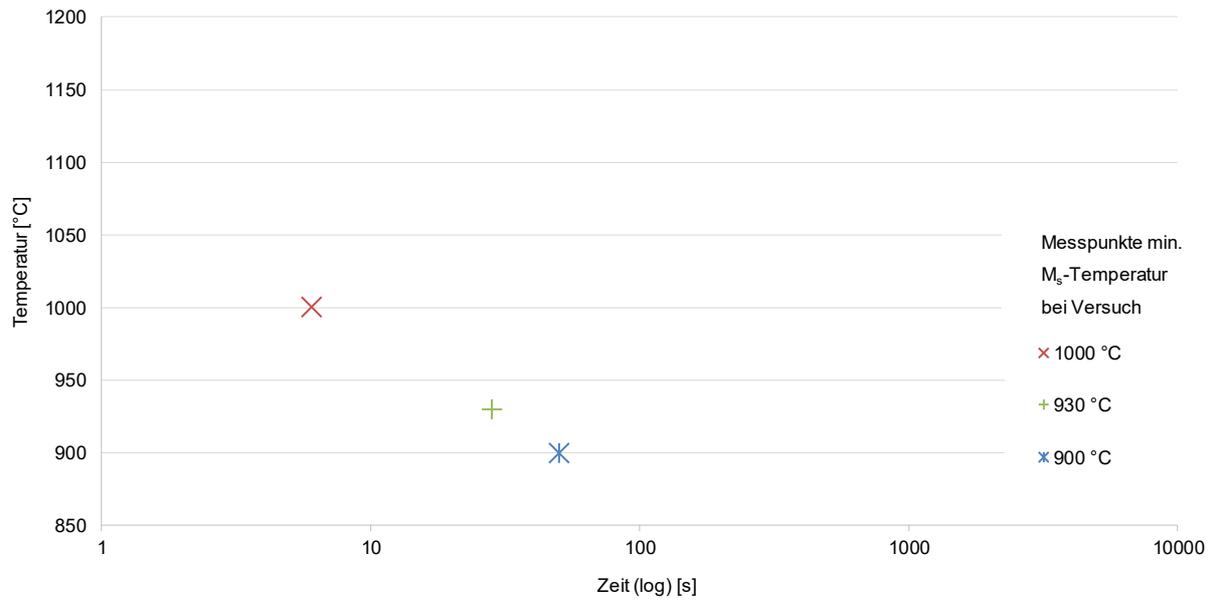


Abbildung 51: Messpunkte minimale M_s -Temperatur (isotherme Versuche 22MnB5) in Temperatur-Zeit-Diagramm

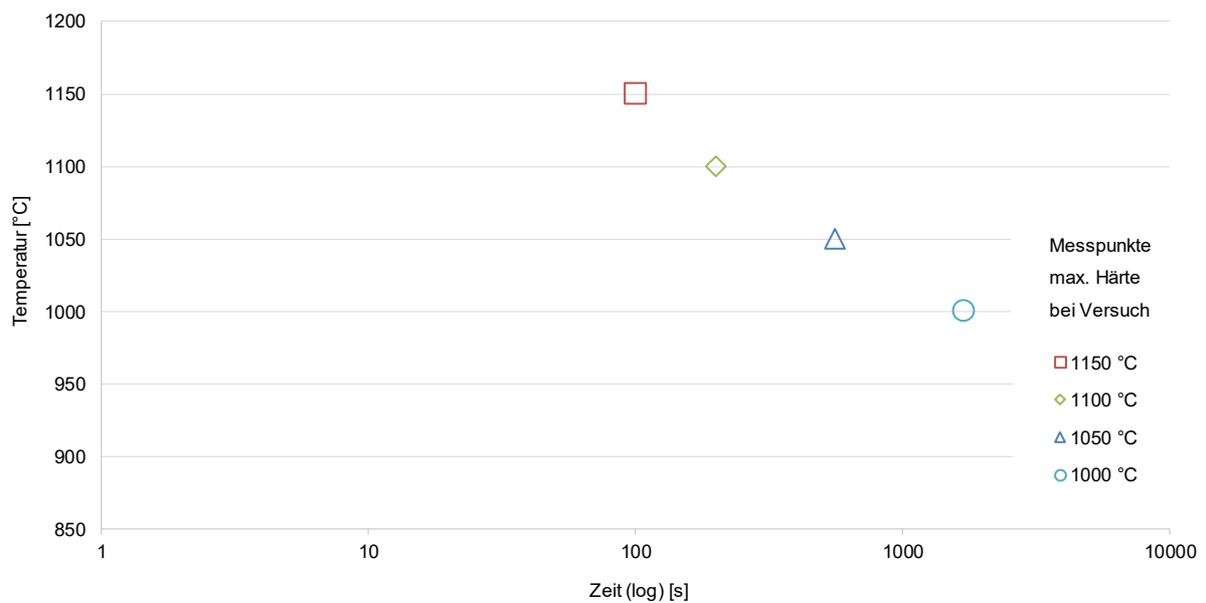


Abbildung 52: Messpunkte maximale Härte (isotherme Versuche X15Cr13) in Temperatur-Zeit-Diagramm

Versuch bei Temperatur [°C] (isotherm)	900	930	1000	1050	1100	1150
Zeitpunkt min. M_s -Temperatur 22MnB5 [s]	50	28	6	-	-	-
Zeitpunkt max. Härte X15Cr13 [s]	-	-	1700	560	200	100

Tabelle 10: Zeitpunkte min. M_s -Temperatur (22MnB5) und max. Härte (X15Cr13)

Für die Berechnung der Konstanten C wird Gl. 3.4 unter der Annahme herangezogen, dass diese für alle pro Werkstoff gemessenen Wertepaare aus Zeit und Temperatur aus Tabelle 10 idealerweise den gleichen Wert für H liefert (graphisch bereits in Abbildung 28 veranschaulicht). Aus dieser Annahme kann die Bedingung aus Gl. 5.1 abgeleitet werden, womit C über die Minimierung der Standardabweichung des Parameters H der einzelnen Messpunkte ermittelt werden kann.

$$\min \sqrt{\text{Varianz}(H\{C, [t_1, t_2, \dots, t_n], [T_1, T_2, \dots, T_n]\})} \quad (5.1)$$

Der Hollomon-Jaffe Parameter H berechnet sich mit den resultierenden Konstanten C für die gemessenen Wertepaare aus Zeit und Temperatur minimaler Martensitstarttemperatur (22MnB5) und maximaler Martensithärte (X15Cr13) nach Gl. 3.4. Die Ergebnisse sind in Tabelle 11 aufgeführt. Das arithmetische Mittel dieser Werte wird als den zur Einstellung eines optimalen Austenitisierungszustands erforderlichen Betrag des Hollomon-Jaffe Parameters H_{erf} für den jeweiligen Werkstoff angenommen.

	H _{900 °C}	H _{930 °C}	H _{1000 °C}	H _{1050 °C}	H _{1100 °C}	H _{1150 °C}	H _{erf}	C
22MnB5	32,007	32,128	32,036	-	-	-	32,057	31,56
$\sigma_{22\text{MnB5}}$							0,063	
X15Cr13	-	-	34,540	34,427	34,315	34,578	34,465	27,88
σ_{X15Cr13}							0,119	

Tabelle 11: Berechnete Werte der Parameter H [-], C [-] Standardabweichung σ

Auf Basis dieses Ansatzes können die nötigen Austenitisierungszeiten für beliebige Austenitisierungstemperaturen berechnet werden. Aus dem in Gl. 3.4 beschriebenen Zusammenhang lassen sich die in Abbildung 53 und Abbildung 54 eingetragenen Kurven unter Berücksichtigung der ermittelten Parameter H_{erf} und C ableiten. Diese Kurven können als Ausgleichsfunktion auf Basis des gewählten Ansatzes durch die Messpunkte mit sichtlich guter Übereinstimmung verstanden werden. Eine Extrapolation der Kurven über den untersuchten Temperaturbereich hinaus ist in den Diagrammen angedeutet.

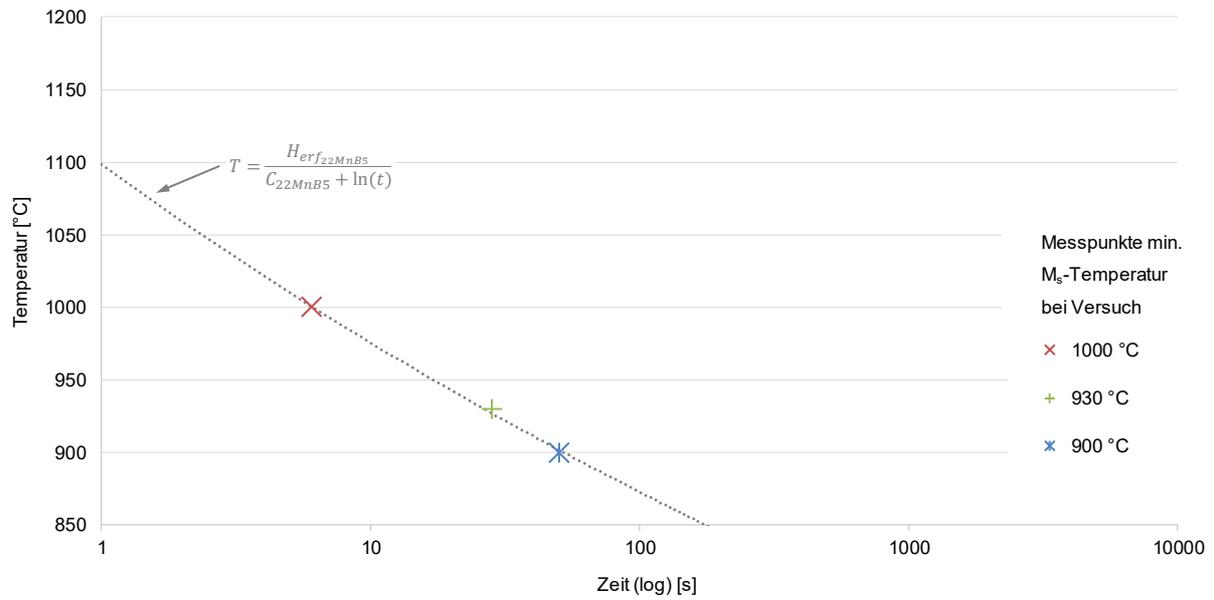


Abbildung 53: Temperatur über Zeit: berechnete Parameter 22MnB5

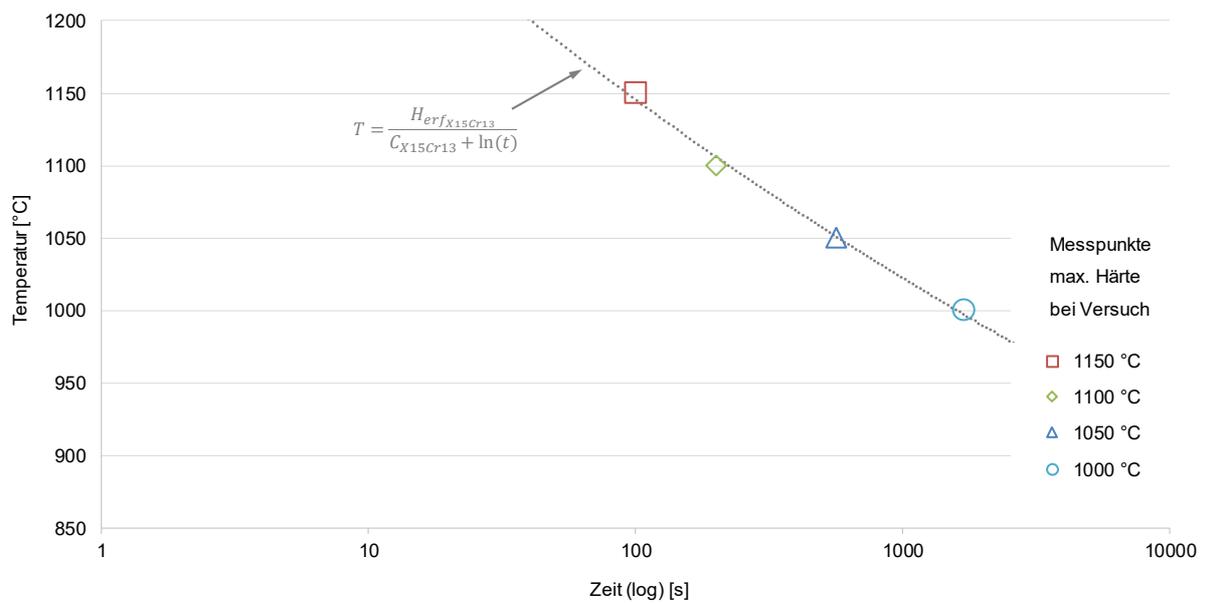


Abbildung 54: Temperatur über Zeit: berechnete Parameter X15Cr13

5.1.5 Berechnung der Austenitisierungszeit

Der Hollomon-Jaffe-Parameter H wird für die prozessnahen Temperatur-Zeit-Verläufe mit veränderlicher Aufheizrate der Validierungsversuche (Abbildung 48, Abbildung 49) nach Gl. 3.5 berechnet. Die Integration erfolgt, entsprechend der Ausformulierung in Gl. 5.2, numerisch mittels Trapezregel (schematisch dargestellt in Abbildung 55). Das Ergebnis dieser Berechnung ist demzufolge als Näherungslösung zu verstehen, dessen Genauigkeit mit Verkleinerung der Schrittweiten Δt_i zunimmt. Um dem logarithmischen Einfluss der Zeit auf den Reaktionsfortschritt Rechnung zu tragen, sind die Schrittweiten Δt_i dabei logarithmisch zu skalieren, wodurch die Größe der Zeitschritte exponentiell zunimmt (schematisch dargestellt in Abbildung 56). Hinreichend genaue Ergebnisse werden bei Unterteilung der untersuchten Zeitspannen in 500 Zeitschritte erreicht, eine weitere Verkleinerung der Schrittweiten führt zu keiner relevanten Ergebnisverbesserung.

$$H = \ln \left[\left(\frac{T_A + T_{t_1}}{2} \right) e^{C \left(\frac{T_A + T_{t_1}}{2} \right)} (\Delta t_1)^{\left(\frac{T_A + T_{t_1}}{2} \right) - 1} + \sum_{i=2}^n \left(\frac{T_{t_{i-1}} + T_i}{2} \right) e^{C \left(\frac{T_{t_{i-1}} + T_i}{2} \right)} (\Delta t_i)^{\left(\frac{T_{t_{i-1}} + T_i}{2} \right) - 1} \right] \quad (5.2)$$

- T_A : Aktivierungstemperatur $\left[\frac{kK}{kK} \right]$
- T_{t_i} : Temperatur bei Zeitschritt i $\left[\frac{kK}{kK} \right]$
- t_{T_A} : Zeit bei Aktivierungstemperatur T_A (log) $\left[\frac{h}{h} \right]$
- t_i : Zeit bei Zeitschritt i (log) $\left[\frac{h}{h} \right]$
- n : Anzahl Zeitschritte

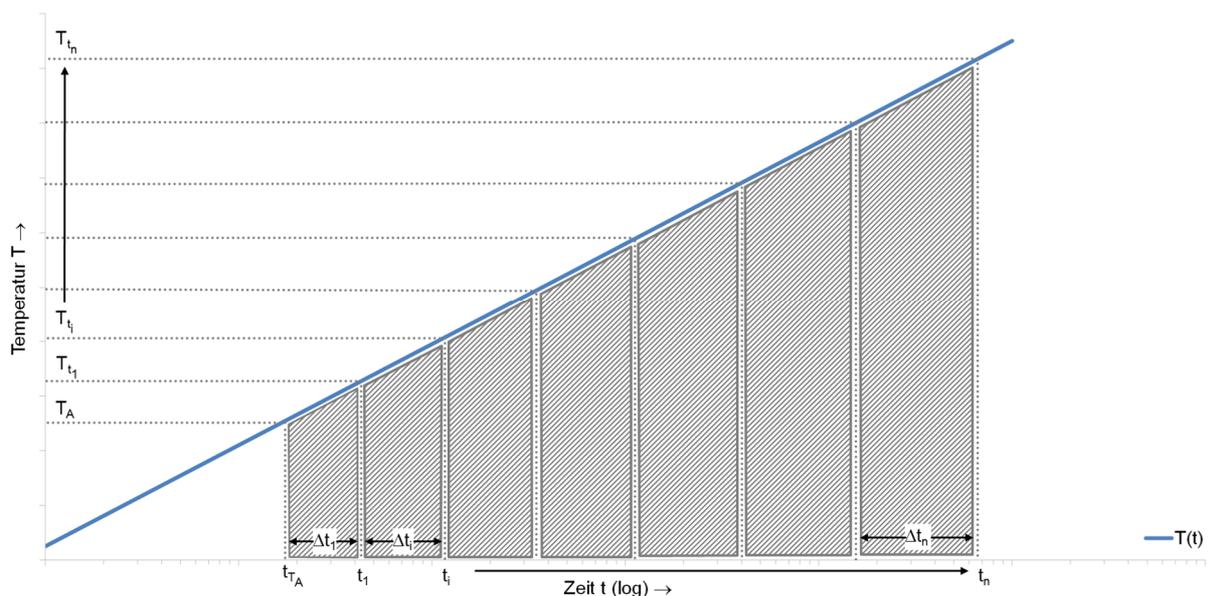


Abbildung 55: Numerische Integration Temperatur-Zeit-Kurve (schematisch)

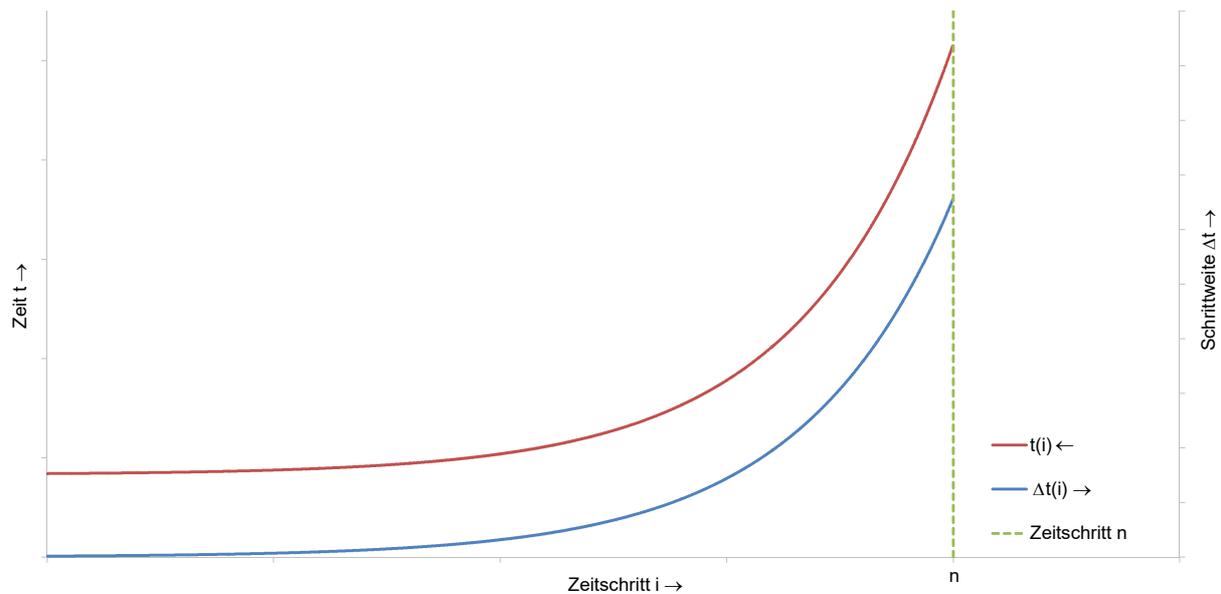


Abbildung 56: Numerische Integration: Zeit t und Schrittweite Δt in Abhängigkeit des Zeitschritts i (schematisch)

Während bei den isothermen Versuchen der Anteil der Aufheizphase am Austenitisierungsfortschritt bedingt durch hohe Aufheizraten als vernachlässigbar gering betrachtet wird, kann dieser bei prozessnaher Temperatur-Zeit-Führung mit geringeren Aufheizraten hingegen relevant sein. Daraus folgt die Notwendigkeit der Definition eines Startpunktes für die Berechnung von H nach Gl. 5.2 bei einer Aktivierungstemperatur T_A , welche beim Zeitpunkt t_{TA} erreicht ist. Als Grundlage zur Bestimmung einer Aktivierungstemperatur werden die Phasenzusammensetzungen der Versuchswerkstoffe temperaturabhängig für eine gleichgewichtsnahe Erwärmung mit Hilfe der kommerziellen Software JMatPro® berechnet (Abbildung 57 (22MnB5) und Abbildung 58 (X15Cr13)). Eine vernachlässigbar geringe Auflösung des überwiegend in Form von Zementit gebundenen Kohlenstoffs des 22MnB5 tritt demnach ab einer Temperatur von ca. 500 °C bis zum Beginn der $\alpha \rightarrow \gamma$ Kristallgitterumwandlung auf. Ab dieser Umwandlungstemperatur lösen sich bei Temperaturerhöhung die Karbide zunehmend im sich bildenden Austenit. Die vollständige Zementitauflösung ist bereits vor der vollständigen Austenitumwandlung abgeschlossen. Die Auflösung der Metallkarbide im X15Cr13, überwiegend vom Typ $M_{23}C_6$, beginnt ebenfalls mit der austenitischen Kristallgitterumwandlung und schreitet mit steigender Temperatur fort. Die Grafik zeigt, dass zur vollständigen Auflösung der Karbide eine Temperatur von mindestens 958 °C nötig ist. Die Lage der Umwandlungspunkte verschiebt sich mit zunehmender Aufheizgeschwindigkeit zu höheren Temperaturen. Die Umwandlungstemperaturen A_{c1} und A_{c3} der Versuchswerkstoffe im prozessnahen Wärmebehandlungszyklus werden dilatometrisch nach SEP 1681 ermittelt (Tabelle 12). Start und Ende der Karbidauflösung sind auf Basis der vorliegenden Längenänderungs-Temperatur-Kurven nicht eindeutig zu bestimmen. Basierend auf den zuvor genannten Erkenntnissen werden die A_{c1} - und A_{c3} -Temperaturen der Versuchswerkstoffe als niedrigst- (A_{c1}) bzw. höchstmögliche (A_{c3}) sinnvolle Aktivierungstemperaturen in Betracht gezogen und den Berechnungen zu Grunde gelegt.

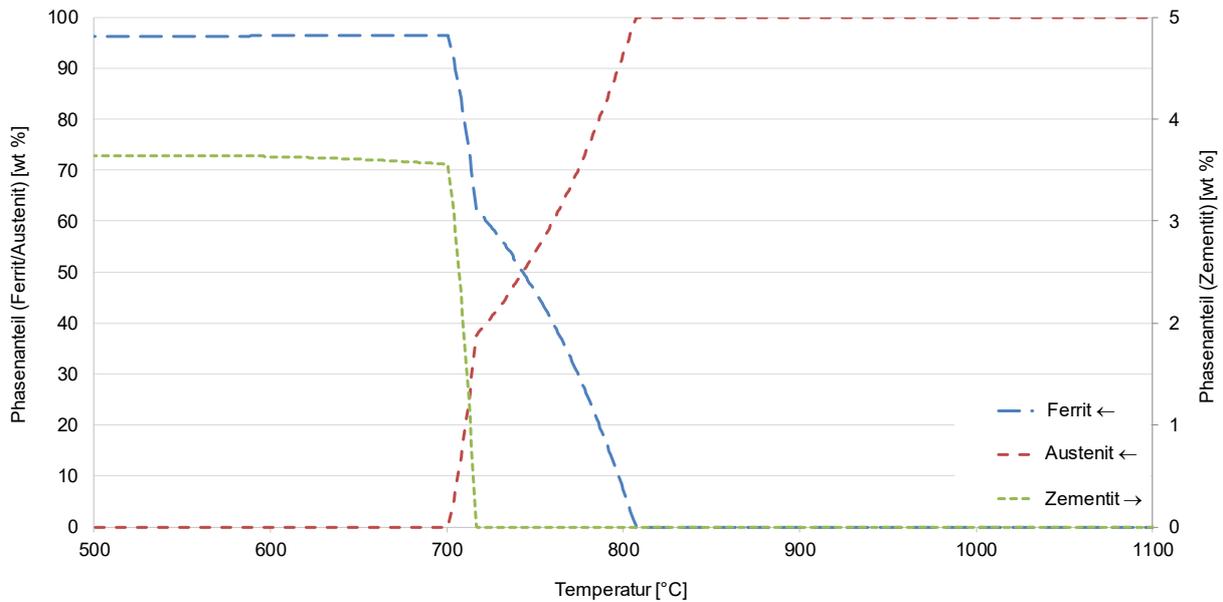


Abbildung 57: Phasenanteile temperaturabhängig 22MnB5 (JMatPro®-Berechnung, gleichgewichtsnah)

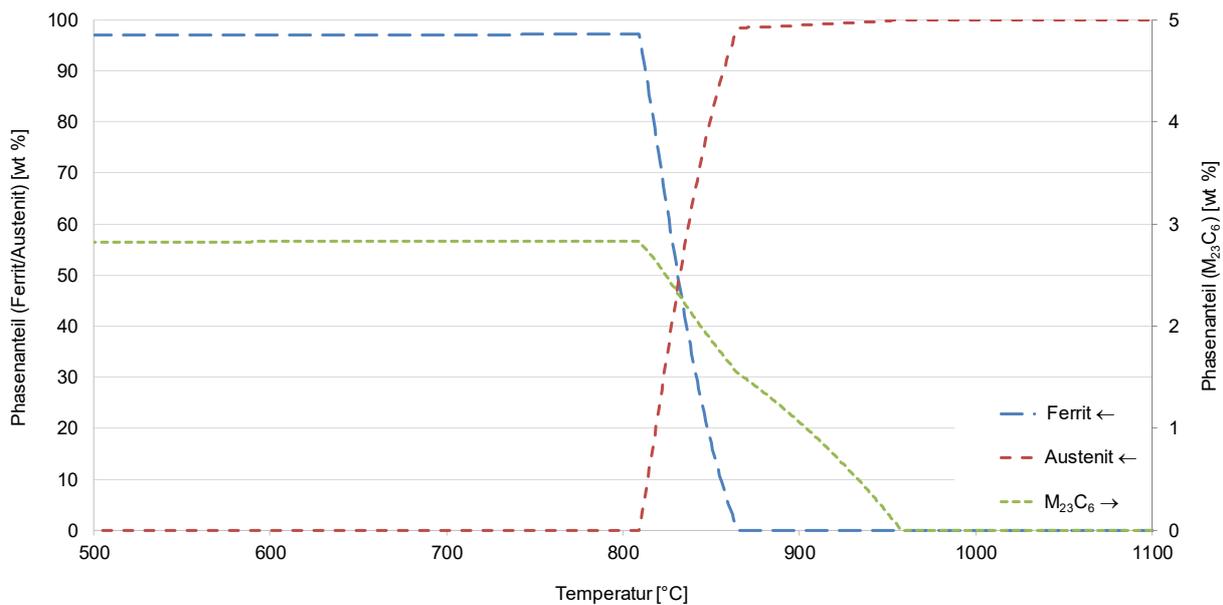


Abbildung 58: Phasenanteile temperaturabhängig X15Cr13 (JMatPro®-Berechnung, gleichgewichtsnah)

Der für die prozessnahe Temperaturführung berechnete Parameter H ist für den 22MnB5 in Abhängigkeit der Zeit in Abbildung 59 aufgetragen, wobei die Aktivierungstemperatur in dieser Berechnung der A_{c1} -Temperatur entspricht. Der Hollomon-Jaffe Parameter nimmt mit der Zeit zu und erreicht den in 5.1.4 ermittelten Wert $H_{\text{erf}_{22\text{MnB5}}}$ von 32,057 nach der dazu erforderlichen Zeit $t_{\text{erf}_{Ac1}}$ von 115,1 s. Dieser Zeitpunkt verschiebt sich auf den Wert $t_{\text{erf}_{Ac3}}$ von 118,7 s, wenn als Aktivierungstemperatur die A_{c3} -Temperatur angenommen wird.

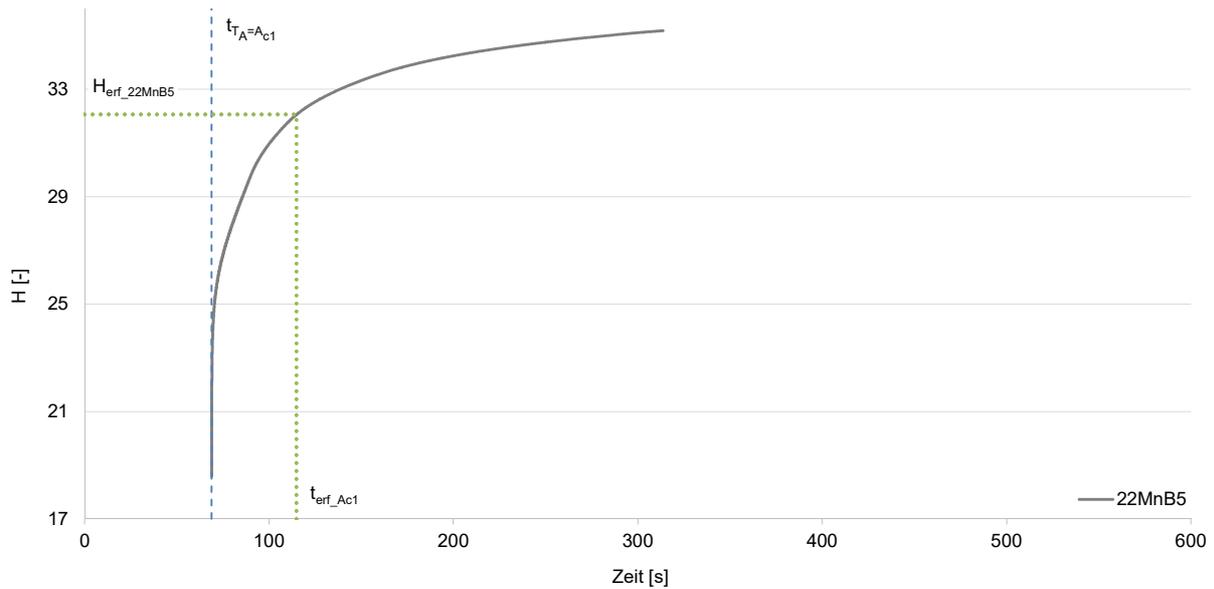


Abbildung 59: Zunahme Parameter H mit Prozesszeit (22MnB5, $T_A=A_{c1}$)

Zu den berechneten Zeitpunkten t_{erf_Ac1} und t_{erf_Ac3} ist mit einer Härte zwischen 514 HV 10 und 517 HV 10 zu rechnen, womit das Niveau der Maximalhärte von 518 HV 10 als erreicht betrachtet werden kann. Die M_s -Temperatur ist bei diesen Zeitpunkten allerdings noch nicht minimal (Abbildung 60).

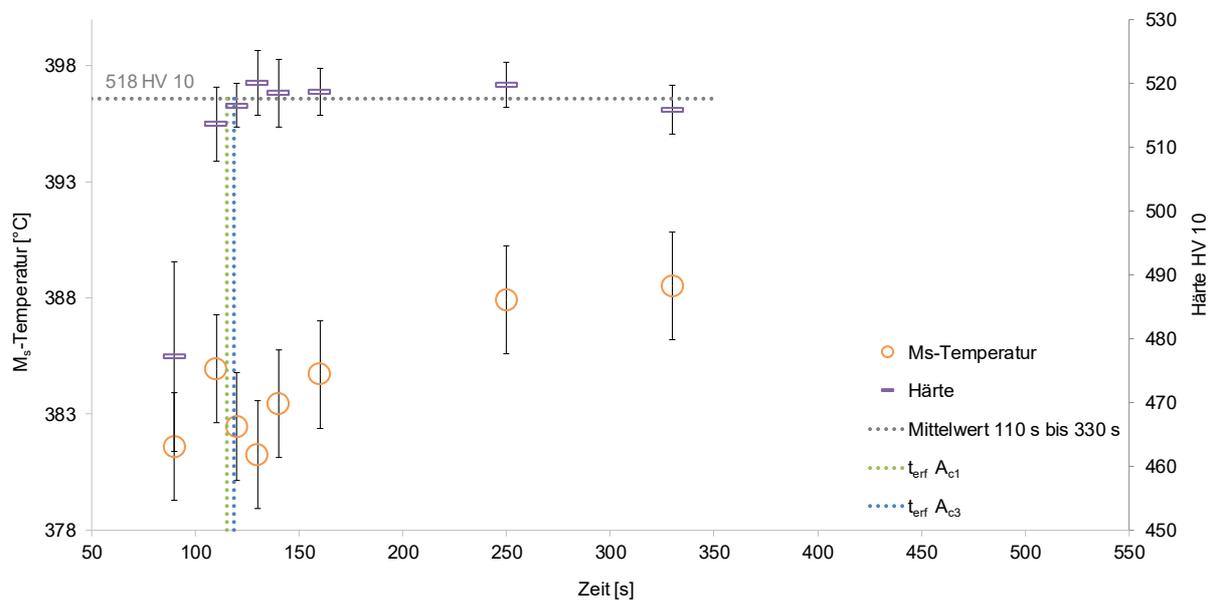


Abbildung 60: Härte und M_s -Temperatur 22MnB5 bei t_{erf} (berechnet über numerische Integration ab A_{c1}/A_{c3})

Für den X15Cr13 ergibt die Berechnung von H über der Prozesszeit den in Abbildung 61 dargestellten Verlauf ($T_A=A_{c1}$). Der Wert $H_{erf_X15Cr13}$ von 34,465 wird nach der Zeit t_{erf_Ac1} von 343,6 s erreicht. Die A_{c3} -Temperatur des X15Cr13 beträgt für den vorliegenden Aufheizverlauf 964 °C und entspricht damit nahezu der aus Abbildung 58 entnommenen Mindesttemperatur zur vollständigen Karbidauflösung von 958 °C. Auf Basis dieser Aktivierungstemperatur berechnet sich die Zeit t_{erf_Ac3} auf 350,6 s.

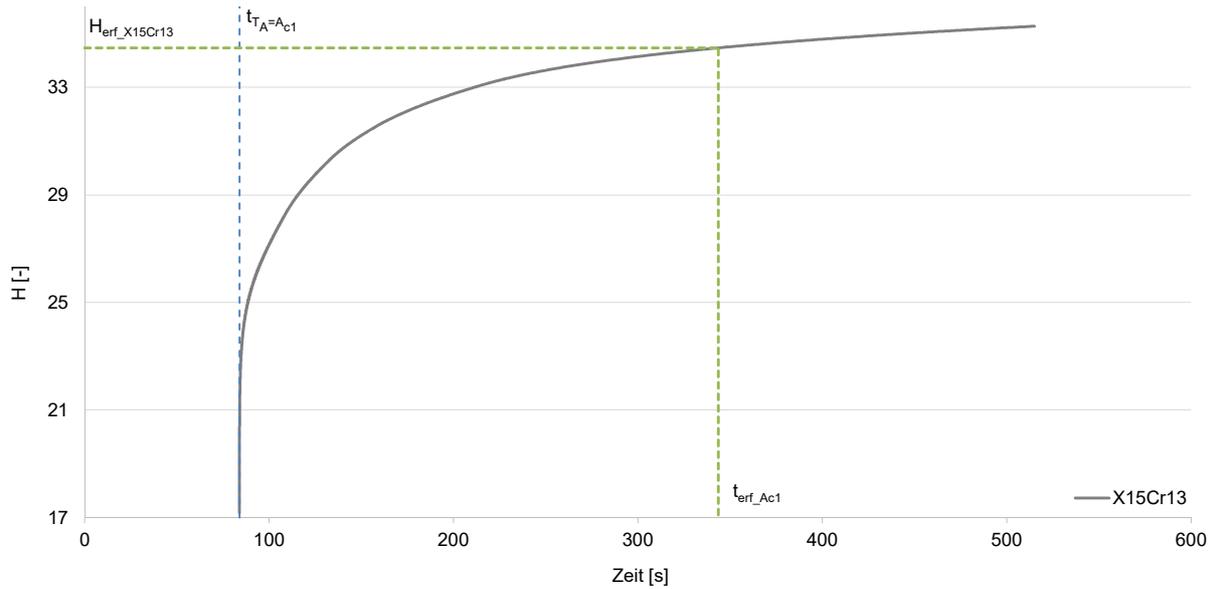


Abbildung 61: Zunahme Parameter H mit Prozesszeit (X15Cr13, $T_A=A_{c1}$)

Die zu den Zeitpunkten $t_{erf_{Ac1}}$ und $t_{erf_{Ac3}}$ zu erwartenden Härtewerte des X15Cr13 liegen zwischen 590 HV 10 und 596 HV 10 und erreichen damit nahezu das Niveau der Maximalhärte von 597 HV 10 (Abbildung 62). Die gemessenen Umwandlungspunkte sowie die berechneten Zeiten t_{erf} beider Versuchswerkstoffe sind in Tabelle 12 zusammengefasst.

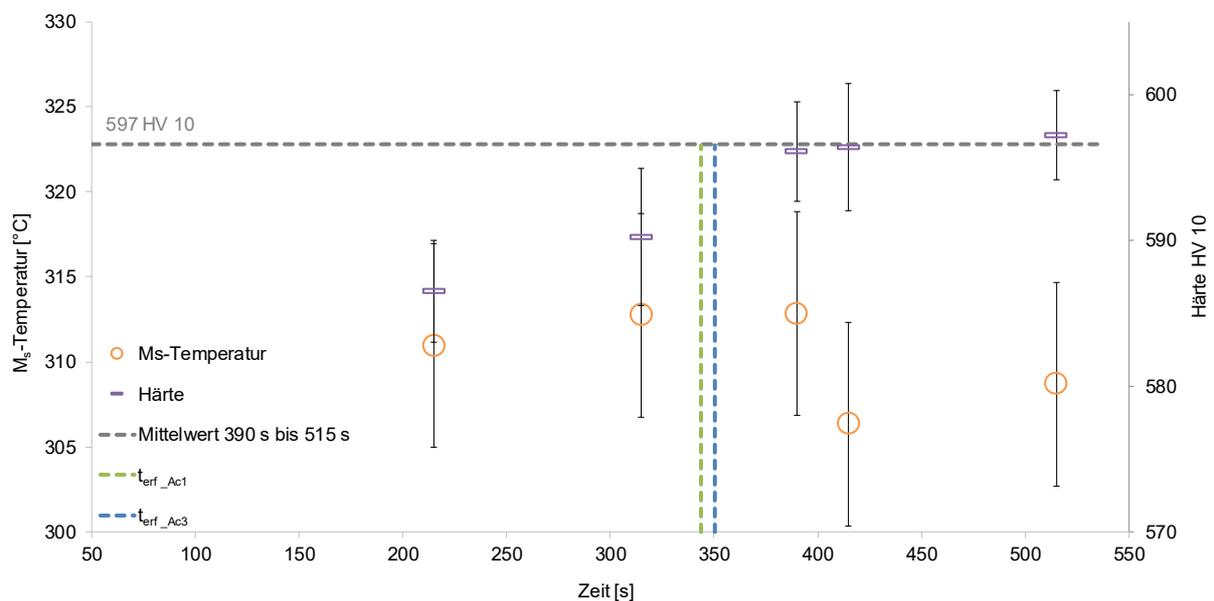


Abbildung 62: Härte und M_s -Temperatur X15Cr13 bei t_{erf} (berechnet über numerische Integration ab A_{c1}/A_{c3})

	Berechnung von $t_{\text{erf_Ac1}}$: Aktivierungstemperatur $T_{\Lambda} = A_{c1}$			Berechnung von $t_{\text{erf_Ac3}}$: Aktivierungstemperatur $T_{\Lambda} = A_{c3}$		
	A_{c1} -Temperatur [°C]	Zeit bei A_{c1} -Temperatur [s]	$t_{\text{erf_Ac1}}$ [s]	A_{c3} -Temperatur [°C]	Zeit bei A_{c3} -Temperatur [s]	$t_{\text{erf_Ac3}}$ [s]
22MnB5	764	68	115,1	870	86	118,7
X15Cr13	879	83	343,6	964	101	350,6

Tabelle 12: Umwandlungspunkte der Versuchswerkstoffe und berechnete Zeiten von t_{erf}

Die Härte der Werkstoffe ist in Abhängigkeit des Hollomon-Jaffe Parameters der isotherm und prozessnah wärmebehandelten Proben des X15Cr13 in Abbildung 63 und Abbildung 64 sowie des 22MnB5 in Abbildung 65 und Abbildung 66 aufgetragen. Mit der Zunahme des Hollomon-Jaffe Parameters bis H_{erf} ist bei allen Versuchen des X15Cr13 eine Härtesteigerung verbunden (Abbildung 63). Im Bereich zwischen 555 HV 10 und der Maximalhärte 597 HV 10 beschreiben die Kurven der isothermen Versuche bei 1050 °C, 1100 °C und 1150 °C sowie die des Validierungsversuchs einen ähnlichen Verlauf. Eine aus diesen Versuchen resultierende lineare Mittelwertkurve bildet unter Berücksichtigung der Messunsicherheit näherungsweise alle Messpunkte dieser Versuche ab (Abbildung 64). Die Messpunkte des isothermen Versuchs bei der Temperatur 1000 °C bleiben bei dieser Betrachtung unberücksichtigt, da die Maximalhärte bei diesem Versuch nicht erreicht wird.

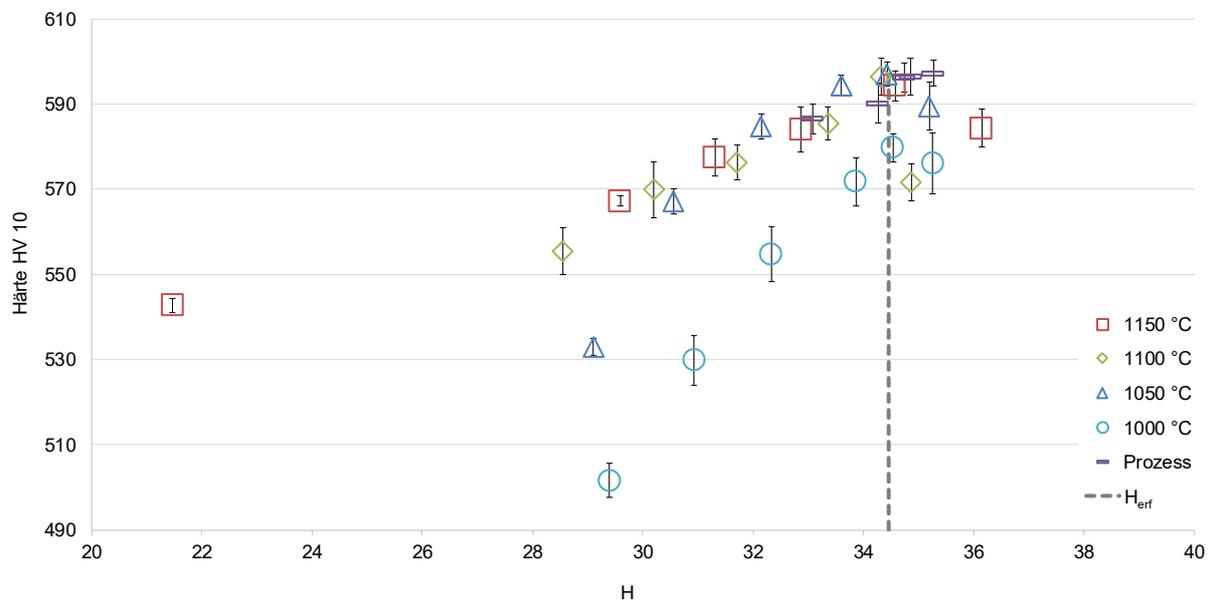


Abbildung 63: Härte in Abhängigkeit von H (X15Cr13)

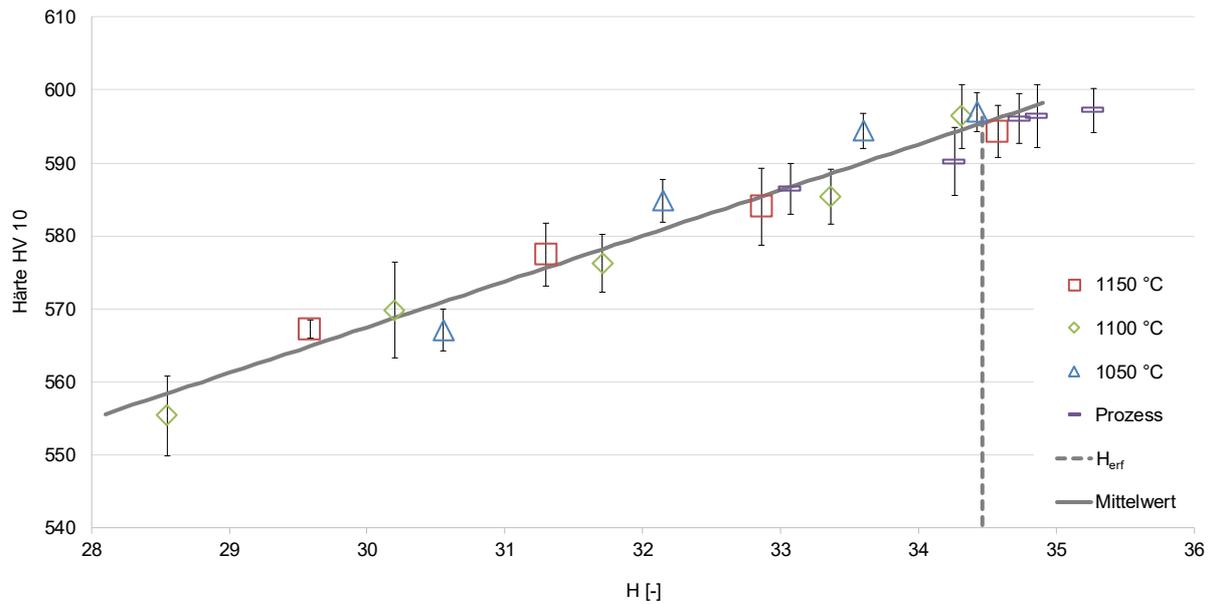


Abbildung 64: Zusammenhang zwischen Härte und H - Mittelwert-Gerade in ausgewähltem Bereich (X15Cr13)

Die Messpunkte der Härte des 22MnB5 zeigen, aufgetragen über dem Hollomon-Jaffe Parameter, einen deutlichen Anstieg bis zur Erreichung von H_{erf} und damit einen dem des X15Cr13 qualitativ ähnlichen Verlauf, siehe Abbildung 65. Die nähere Betrachtung der Härtemesswerte zwischen $H=28$ und H_{erf} offenbart in Abbildung 66, dass diese Punkte durch eine lineare Mittelwertkurve hingegen nur mäßig abgebildet werden können und sich somit ein dem X15Cr13 ähnlicher Zusammenhang zwischen dem Hollomon-Jaffe Parameter und der Härte für den 22MnB5 nicht ableiten lässt.

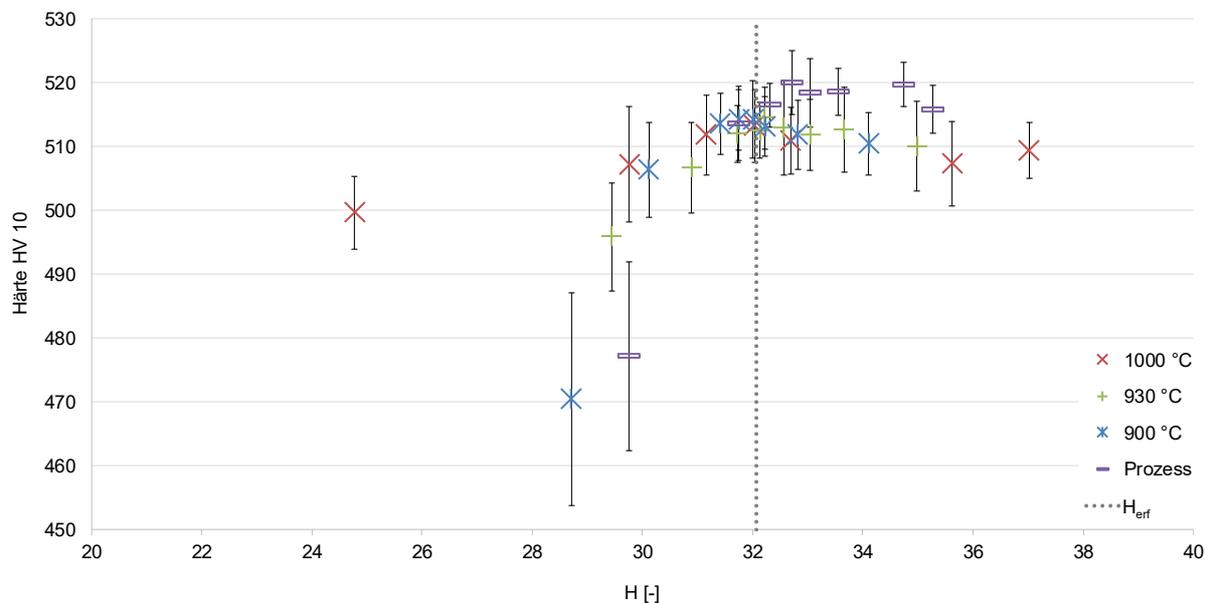


Abbildung 65: Härte in Abhängigkeit von H (22MnB5)

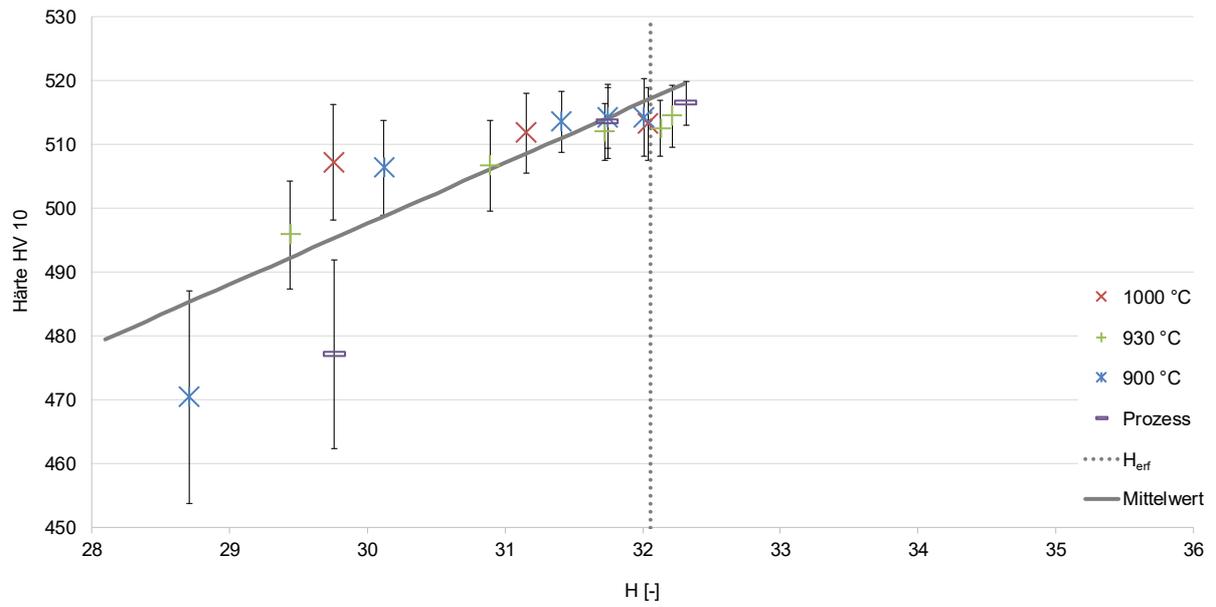


Abbildung 66: Zusammenhang zwischen Härte und H - Mittelwert-Gerade in ausgewähltem Bereich (22MnB5)

5.2 Zugeigenschaften

In diesem Kapitel werden die in 4.4.2 beschriebenen Zugversuche der nach 4.4.1 unterschiedlich wärmebehandelten Zugproben ausgewertet. Einer Beschreibung der Vorgehensweise bei der Datenauswertung folgt die Darstellung des Materialverhaltens in Abhängigkeit des Wärmebehandlungszustands.

5.2.1 Methodik der Auswertung

Aus den aufgezeichneten Messdaten von Zugkraft und Dehnung werden technische Spannungs-Dehnungs-Diagramme berechnet. Die Dehnung der Zugprobe wird optisch über das Prinzip der digitalen Bildkorrelation mit einem Zweikamerasystem gemessen. Dabei werden beide Kamerabilder in ein gemeinsames Koordinatensystem überführt und untereinander korreliert. Über den Vergleich von in zeitlichem Abstand zueinander aufgezeichneten Bildern können Verschiebungen und Verformungen berechnet werden [102]. Ein typischer Ablauf der hier betrachteten Zugversuche ist beispielhaft in Abbildung 67 dargestellt.

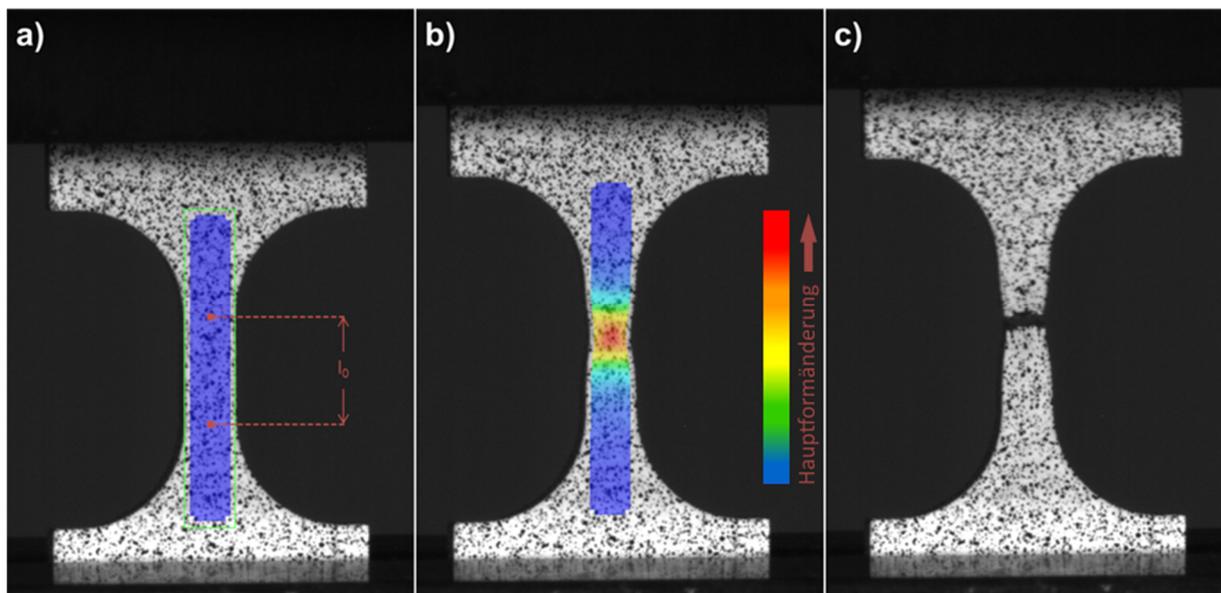


Abbildung 67: Probe im Zugversuch: a) bei Versuchsbeginn, b) kurz vor Probenbruch, c) nach Versuchsende (Probe 22MnB5/130s/#3, linkes Kamerabild, Dehnungsfeld in Zugrichtung in a) und b) überlagert)

Die technische Dehnung ε in Zugrichtung wird über das Verhältnis von Längenänderung Δl zur Anfangsmesslänge $l_0=4$ mm auf Basis des Zusammenhangs $\varepsilon = \frac{\Delta l}{l_0}$ berechnet. Die von der Kraftmessdose der Zugprüfmaschine gelieferten Messwerte der Kraft in Zugrichtung werden zusammen mit den Bildern auf einer Messkarte aufgezeichnet und diesen zugeordnet. Bezogen auf den Ausgangsquerschnitt der Probe wird aus diesen Werten die technische Spannung berechnet. Die Zugfestigkeit (R_m) entspricht dem Maximalwert der erreichten technischen Spannung. Zur Bestimmung des Fließbeginns wird die 0,2-%-Dehngrenze ($R_{p0,2}$) ermittelt, welche der technischen Spannung bei 0,2 % plastischer Dehnung entspricht. Das Verformungsvermögen des Werkstoffs kann anhand von Dehnungskennwerten eingeschätzt werden. Die Gleichmaßdehnung (A_g) entspricht dem Wert der plastischen Dehnung bei maximaler Spannung, die Bruchdehnung (A) dem Wert der plastischen Dehnung bei Probenbruch. Die vom technischen Spannungs-Dehnungs-

Diagramm eingenommene Fläche beschreibt das spezifische Arbeitsaufnahmevermögen bis zum Bruch (w_B), welches sich auf Basis der aufgenommenen Arbeit bis zum Bruch (W_B) und des Probenvolumens (V) oder durch Integration der Spannung (σ) nach der Dehnung (ϵ) bis zur Dehnung beim Bruch (ϵ_B) entsprechend der Formulierung $w_B = \frac{W_B}{V} = \int_0^{\epsilon_B} \sigma d\epsilon$ [J/mm³ oder MPa] berechnen lässt. In dieser Arbeit wird w_B durch Numerische Integration des technischen Spannungs-Dehnungs-Verlaufs auf Basis der Trapezregel ermittelt. Der Vorteil eines hohen Energieaufnahmevermögens von Werkstoffen ist insbesondere im Hinblick auf sicherheitsrelevante Strukturbauteile im PKW für den Fall einer Crash-induzierten Belastung relevant.

5.2.2 Ergebnisse zur Qualifizierung der entwickelten Kleinzugprobengeometrie

Die in 4.3.2 beschriebenen Versuche zur Eignungsfeststellung der Kleinzugprobengeometrie für die genannten Anforderungen werden im Folgenden ausgewertet. Die Messergebnisse des Temperaturprofils des parallelen Auswertebereichs der Proben sind für den Werkstoff 22MnB5 in Abbildung 68 und für den Werkstoff X15Cr13 in Abbildung 69 dargestellt. Die Diagramme enthalten die jeweiligen Temperatur-Zeit-Kurven an den in Abbildung 35 bereits gezeigten drei Positionen der Kleinzugprobe. Dargestellt sind in diesen Diagrammen jeweils die Mittelwertkurven aus den drei durchgeführten Versuchen, die vollständigen Messdaten aller untersuchten Proben sind in Anhang 9.5.5 aufgetragen. Die Heiz- und Kühlleistung des Dilatometers wird auf die Temperatur des mittigen Probenbereichs (Temperatur 1) geregelt. Diese Kurve folgt dem vorprogrammierten Temperatur-Zeit-Verlauf praktisch ohne erkennbare Abweichungen und kann daher als Referenztemperatur betrachtet werden. Eine Ausnahme bildet dabei nur die Phase der Martensitumwandlung, da erwartungsgemäß von dieser Kristallgitterumwandlung durch Energiefreisetzung eine leichte Temperaturerhöhung ausgelöst wird. Dieser Effekt tritt bei beiden Werkstoffen in ähnlich starker Ausprägung auf.

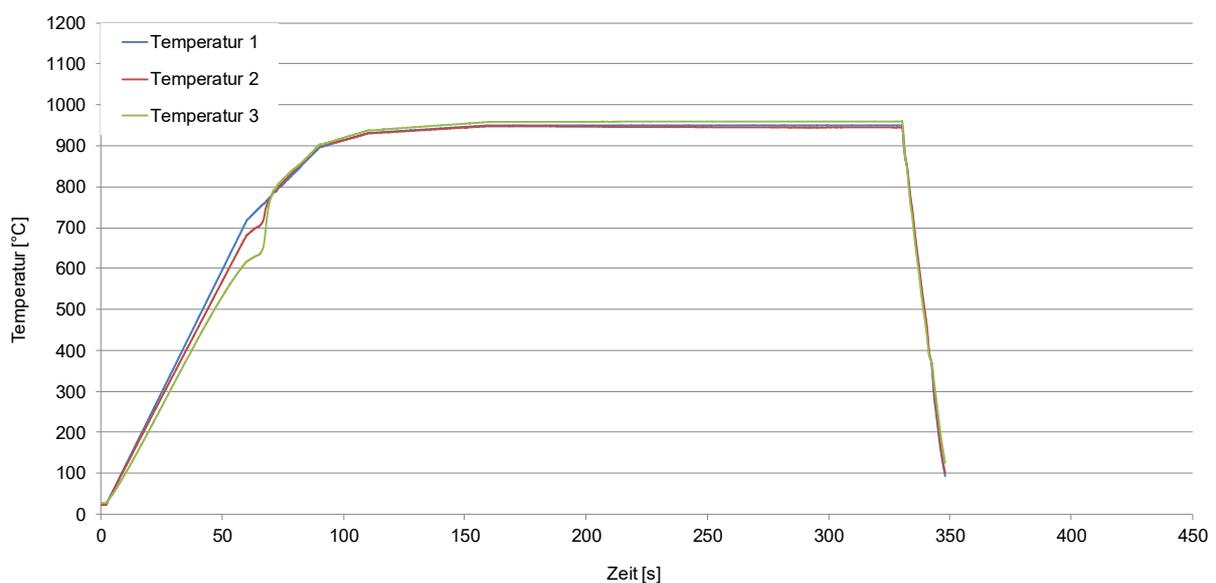


Abbildung 68: Temperaturprofil Kleinzugprobe im Wärmebehandlungszyklus (22MnB5, Mittelwertkurven aus jeweils drei Messungen)

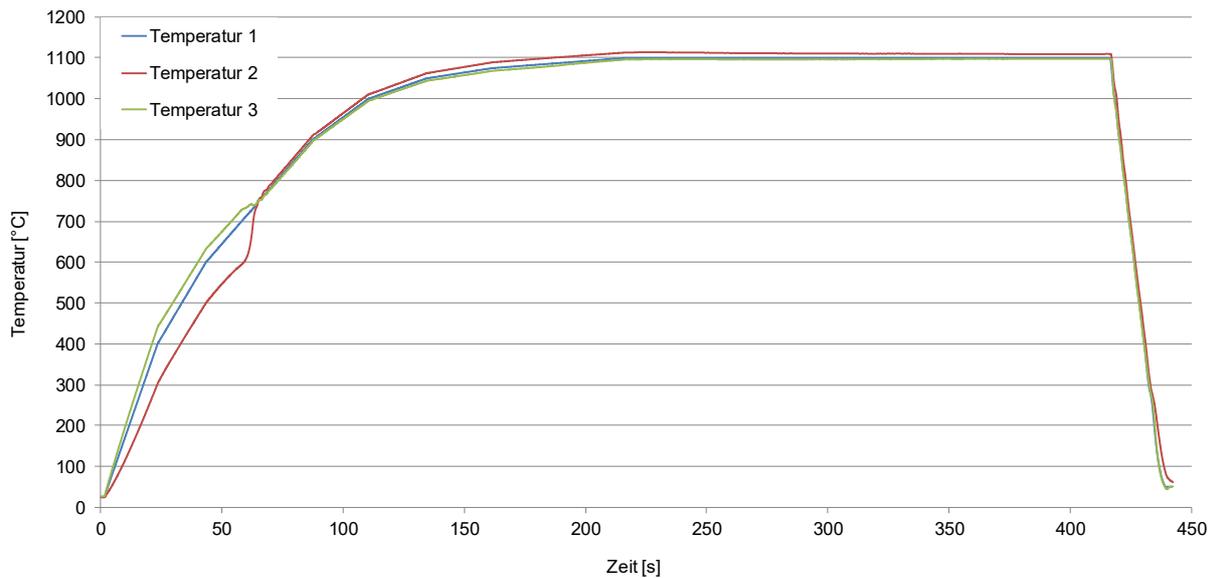


Abbildung 69: Temperaturprofil Kleinzugprobe im Wärmebehandlungszyklus (X15Cr13, Mittelwertkurven aus jeweils drei Messungen)

Im niedrigen Temperaturbereich fallen während der Aufheizphase bei beiden Werkstoffen deutliche Abweichungen der Messstellen T2 und T3 (Temperatur 2, Temperatur 3) zur Referenztemperatur T1 (Temperatur 1) auf. Eine maßgebliche Angleichung der drei Temperaturen erfolgt im Übergangsbereich der magnetischen Eigenschaft des Ferromagnetismus in Paramagnetismus (Curie-Temperatur), welche nach einer Berechnung mit der kommerziellen Software JMatPro® für die Versuchswerkstoffe 766 °C (22MnB5) und 771 °C (X15Cr13) beträgt und die Versuchsergebnisse somit bestätigen.

Der für die Analyse relevante Temperaturbereich erstreckt sich vom Umwandlungspunkt A_{c1} bis zum Ende der Martensitumwandlung. Die aus den Messdaten berechneten Abweichungen in diesem Temperaturfenster finden sich in Tabelle 13 (22MnB5) und Tabelle 14 (X15Cr13). Neben den absoluten Temperaturabweichungen in Form eines Offsets sind in der Tabelle auch die Abweichungen von der Aufheiz- bzw. Abkühlrate (apostrophiert) aufgetragen. Die darin enthaltenen Werte zur absoluten Temperaturabweichung ergeben sich über die Differenzen der Ist- zu den Referenztemperaturen. Die Angaben zu den jeweiligen Aufheiz- und Abkühlraten entsprechen den Steigungen an die Kurven angelegter linearer Regressionsgeraden. Die gekennzeichneten Werte entsprechen jeweils dem Mittelwert des angegebenen Temperaturbereichs, um auch bei veränderlicher Temperatur und Aufheizrate Rückschlüsse auf Abweichungen ziehen zu können. Alle Abweichungen liegen im Bereich von $\leq 6\%$. Der Einfluss dieser Unterschiede auf die Gefügeausbildung wird als vernachlässigbar gering betrachtet. Generell ist zu beobachten, dass die Abweichungen während der Abkühlphase auf Grund der höheren Rate tendenziell größer ausfallen als während der Aufheizphase. Auf Basis dieser Ergebnisse ist von einer weitestgehend homogenen Wärmebehandlung des untersuchten und für die Zugprüfung relevanten Probenbereichs auszugehen.

22MnB5		Aufheizvorgang (A_{c1} bis max. Temperatur)	Haltephase (bei max. Temperatur)	Abkühlvorgang (max. Temperatur bis 120 °C)
Referenz Rate $T1'$ [Ks^{-1}]		1,48*	-	-49,48
Referenz Temperatur $T1$ [°C]		911,3*	950,0	528,9*
Abweichung Temperatur 2	$T2'-T1'$ [Ks^{-1}]	-0,08 (\cong -5,2 %)	-	0,94 (\cong -1,9 %)
	$T2-T1$ [°C]	-0,3 (\cong -0,03 %)	-4,7 (\cong -0,5 %)	6,4 (\cong 1,2 %)
Abweichung Temperatur 3	$T3'-T1'$ [Ks^{-1}]	0,01 (\cong 0,7 %)	-	2,94 (\cong -6,0 %)
	$T3-T1$ [°C]	7,5 (\cong -0,8 %)	9,7 (\cong 1,0 %)	3,6 (\cong 0,7 %)

* Mittelwert Temperaturbereich A_{c1} bis max. Temperatur (Aufheizvorgang)
bzw. max. Temperatur bis 120 °C (Abkühlvorgang)

Tabelle 13: Temperaturabweichungen im Wärmebehandlungszyklus (22MnB5)

X15Cr13		Aufheizvorgang (A_{c1} bis max. Temperatur)	Haltephase (bei max. Temperatur)	Abkühlvorgang (max. Temperatur bis 120 °C)
Referenz Rate $T1'$ [Ks^{-1}]		1,35*	-	-49,28
Referenz Temperatur $T1$ [°C]		1042,7*	1100,0	605,9*
Abweichung Temperatur 2	$T2'-T1'$ [Ks^{-1}]	0,03 (\cong 2,3 %)	-	1,02 (\cong -2,1 %)
	$T2-T1$ [°C]	12,1 (\cong 1,2 %)	10,2 (\cong 0,9 %)	15,5 (\cong 2,6 %)
Abweichung Temperatur 3	$T3'-T1'$ [Ks^{-1}]	-0,01 (\cong -0,6 %)	-	0,47 (\cong -0,9 %)
	$T3-T1$ [°C]	-6,1 (\cong -0,6 %)	-4,1 (\cong -0,4 %)	-16,1 (\cong -2,7 %)

* Mittelwert Temperaturbereich A_{c1} bis max. Temperatur (Aufheizvorgang)
bzw. max. Temperatur bis 120 °C (Abkühlvorgang)

Tabelle 14: Temperaturabweichungen im Wärmebehandlungszyklus (X15Cr13)

Die Wärmebehandlung der Kleinzugproben resultiert in den in Abbildung 70 ersichtlichen Härteprofilen der beiden Versuchswerkstoffe. Die Härtewerte sind über dem Abstand zur Probenmitte entlang der Probenlängsachse aufgetragen (Mittelwerte aus jeweils drei Messungen an drei Proben, vollständige Messwerte in Anhang 9.5.6). Beide Werkstoffe bilden ein konstantes Niveau maximaler Härte im mittleren parallelen Auswertebereich der Proben aus, während mit weiter zunehmendem Abstand zur Mitte die Härte deutlich abnimmt. Die Werte der maximalen Härte von 498 HV 0,4 des 22MnB5 und 584 HV 0,4 des X15Cr13

korrelieren mit den ZTU Angaben der entsprechenden Abkühlgeschwindigkeit von 50 Ks^{-1} (siehe 4.1.4) und können daher als plausibel betrachtet werden.

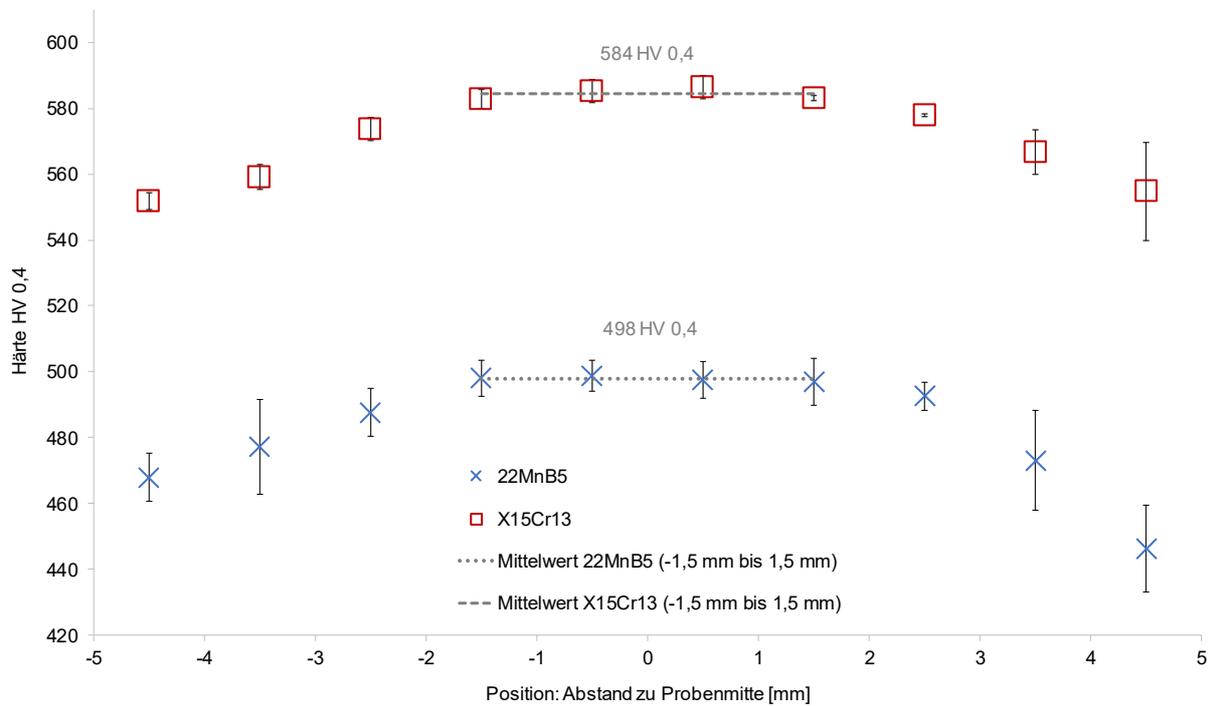


Abbildung 70: Härteprofil Kleinzugprobe entlang Probenlängsachse

Auf Basis dieses Härteprofils kann eine Vorhersage über den Probenbereich getroffen werden, in dem das Versagen während einer Zugprüfung voraussichtlich eintritt. Zu diesem Zweck wird das Lastaufnahmevermögen der Proben in Abhängigkeit zu deren Querschnitt berechnet und analog zum Härteprofil über den Abstand zur Probenmitte aufgetragen, siehe Abbildung 71 (22MnB5) und Abbildung 72 (X15Cr13). Nach DIN EN ISO 18265 kann eine Umwertung von Härte in Zugfestigkeit vorgenommen werden [103].

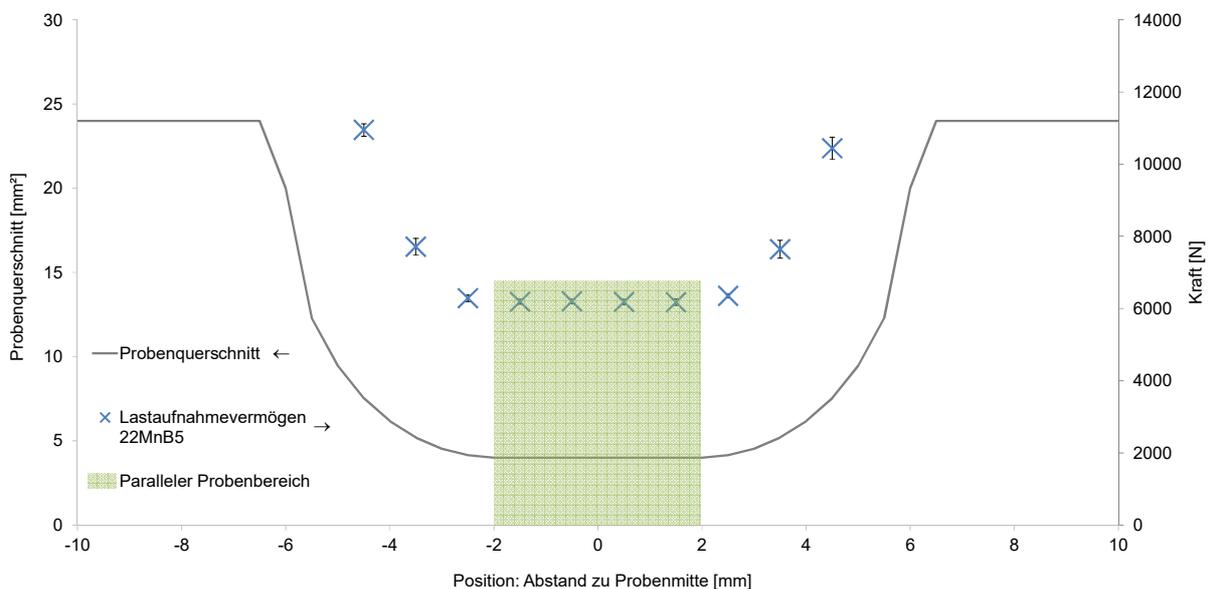


Abbildung 71: Lastaufnahmevermögen Kleinzugprobe 22MnB5 gehärtet (berechnet, entlang Probenlängsachse)

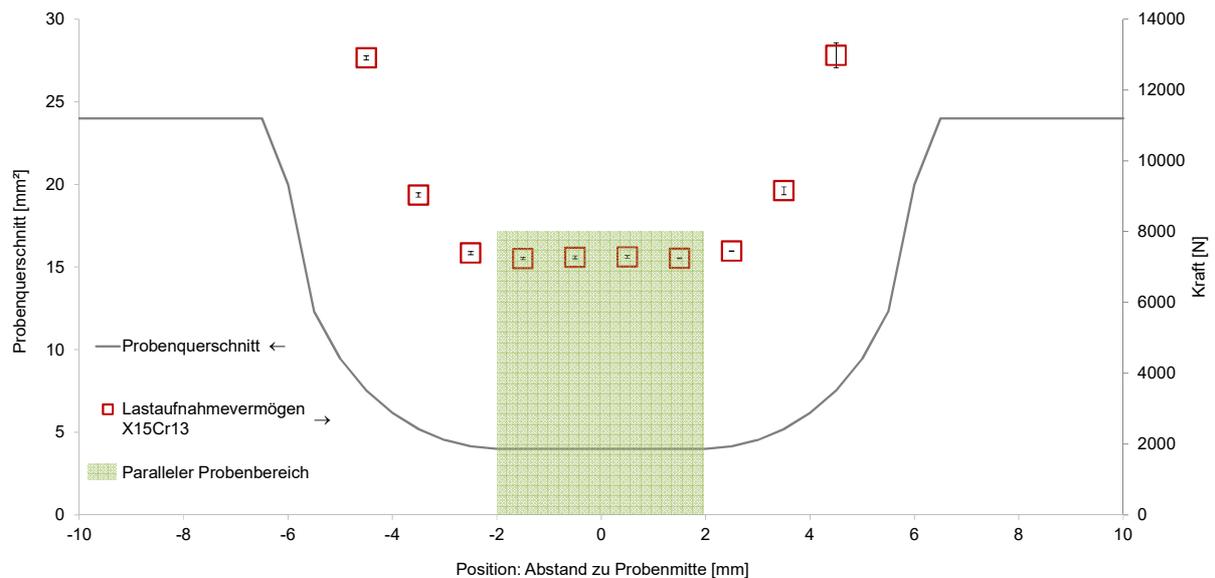


Abbildung 72: Lastaufnahmevermögen Kleinzugprobe X15Cr13 gehärtet (berechnet, entlang Probenlängsachse)

Eine solche Umwertung sieht die Norm für Stähle in vergütetem Zustand bis zu einer maximalen Härte von 470 HV vor. Der Umrechnungsfaktor dieses Härtevalues in Zugfestigkeit [MPa] beträgt 3,106. Um eine Abschätzung des Probenversagens auch bei den vorliegenden höheren Härtevalues vornehmen zu können, werden anhand dieses Faktors alle Werte der Härteprofile in Zugfestigkeit umgerechnet. Das in Abbildung 71 und Abbildung 72 aufgetragene, querschnittsabhängige Lastaufnahmevermögen wird durch Multiplikation der berechneten Zugfestigkeit mit dem jeweils lokal vorliegenden Querschnitt ermittelt (vollständige Werte in Anhang 9.5.7). Der parallele Auswertebereich der Probe erträgt demzufolge die geringste Last, was auf ein dortiges Versagen im Falle einer Zugprüfung schließen lässt. Es sei angemerkt, dass die DIN EN ISO 18265 den angewendeten Faktor nur für kleinere Härtevalues vorsieht und eine mögliche Spannungserhöhung infolge des Querschnittsübergangs in dieser Betrachtung unberücksichtigt bleibt, weshalb die Vorhersagen zum Probenversagen lediglich als Abschätzung verstanden werden können. Zusammenfassend bleibt festzuhalten, dass die Ergebnisse der Untersuchungen zum Temperatur- und Härteprofil der Kleinzugprobe die Eignung zur Wärmebehandlung im Dilatometer und anschließender Zugprüfung bestätigen.

Die Auswertung der Zugversuche mit den in 4.3 entwickelten Kleinzugproben der Versuchswerkstoffe im Anlieferungszustand resultiert in den technischen Spannungs-Dehnungs-Diagrammen der Abbildung 73 (22MnB5) und Abbildung 74 (X15Cr13). Dargestellt sind darin die Messkurven der jeweils drei geprüften Proben sowie eine daraus berechnete Mittelwertkurve. Das angewendete optische Verfahren zur Dehnungsmessung führt zu einer hohen Messwertstreuung bei großen Verformungen. Die abgebildeten Kurven sind daher ab Eintreten der Unschärfe unter Verwendung des gleitenden Mittelwerts der 20 vorhergehenden Messwerte geglättet. Der dadurch entstehende Versatz der geglätteten zu den unbearbeiteten Spannungswerten wird durch einen entsprechenden Offset der geglätteten Werte ausgeglichen. Das Glätten der Kurven liefert einen schwankungsarmen Mittelwert der Messstreuung und ist insbesondere für eine verlässliche

Aussage über die Bruchdehnung erforderlich. Die unbearbeiteten Kurven der Versuche sind in Anhang 9.5.4 einzusehen.

Ähnlich zu den Erkenntnissen der geprüften Normzugproben (4.1.3), zeigt auch diese Auswertung eine höhere Zugfestigkeit, Gleichmaßdehnung und Bruchdehnung bei geringerer Dehngrenze des X15Cr13 gegenüber dem 22MnB5 (Tabelle 15). Die Festigkeitskennwerte der Kleinzugproben liegen bei beiden Werkstoffen etwas über den Angaben der technischen Werkstoffdatenblätter, die Dehnungskennwerte liegen hingegen deutlich darüber. Es bleibt zu berücksichtigen, dass sich diese Angaben auf Normzugproben beziehen.

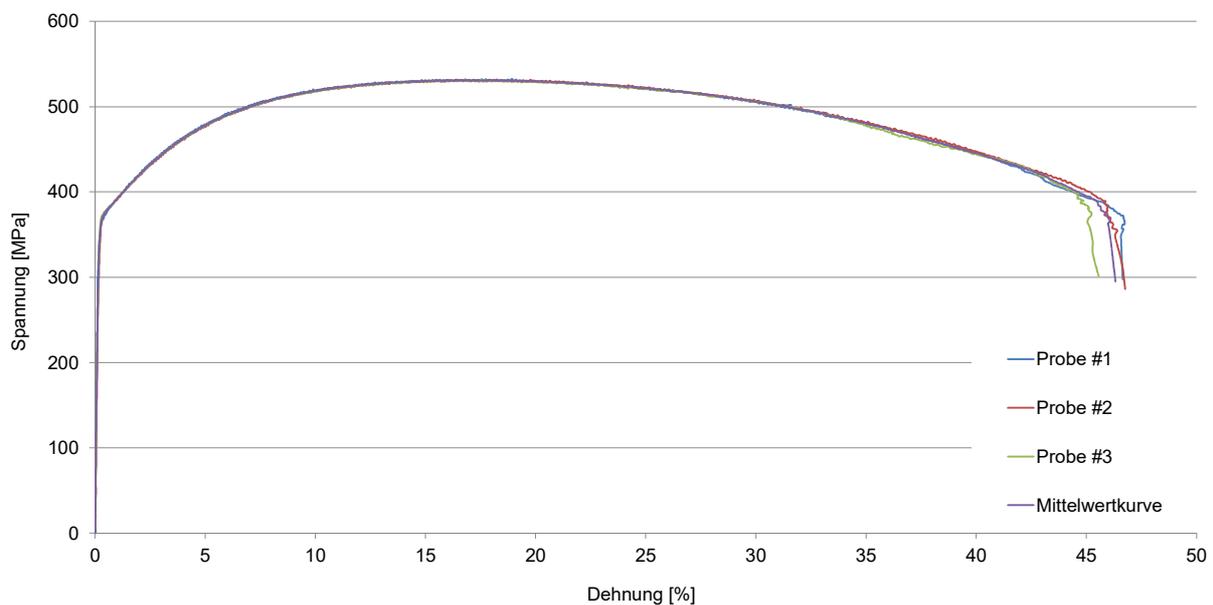


Abbildung 73: Spannungs-Dehnungs-Diagramm 22MnB5 (technisch, geglättet): Kleinzugproben im Anlieferungszustand

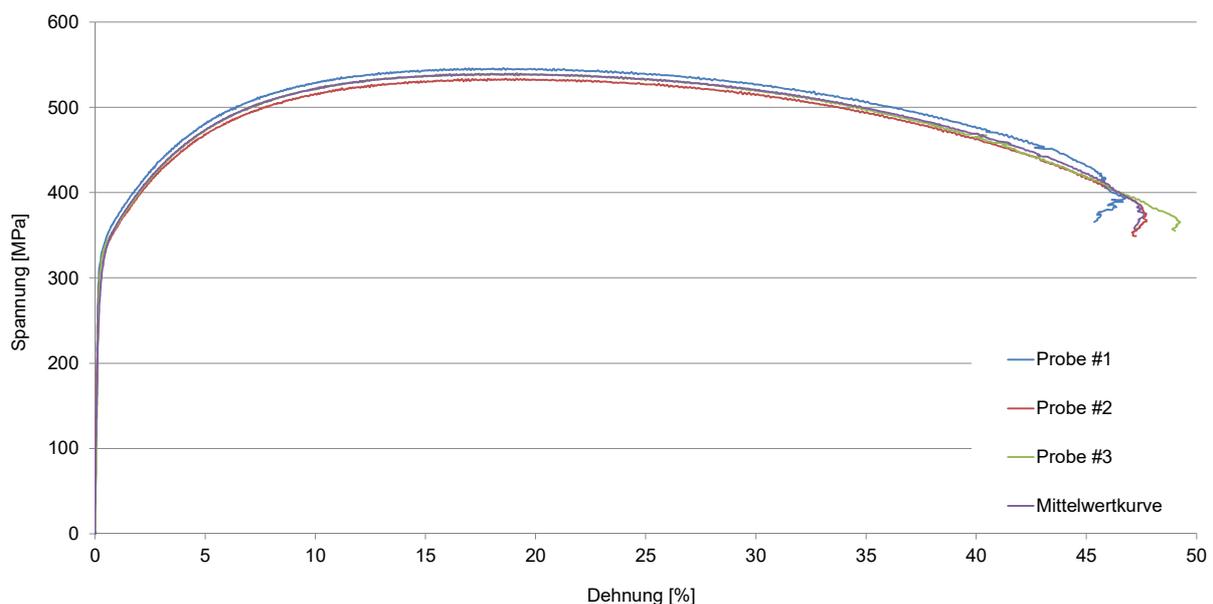


Abbildung 74: Spannungs-Dehnungs-Diagramm X15Cr13 (technisch, geglättet): Zugproben im Anlieferungszustand

	22MnB5	X15Cr13
Zugfestigkeit R_m [MPa]	532 ± 1	540 ± 6
Dehngrenze (0,2 %) $R_{p0,2}$ [MPa]	372 ± 4	330 ± 4
Gleichmaßdehnung A_g [%]	$17,9 \pm 0,8$	$19,2 \pm 0,8$
Bruchdehnung A_4 [%]	$46,2 \pm 0,7$	$47,8 \pm 1,2$

Tabelle 15: Mechanische Kennwerte 22MnB5 und X15Cr13 im Anlieferungszustand (Kleinzugproben, Streubreite entspricht Standardabweichung)

Ein direkter Vergleich der Ergebnisse von Norm- und Kleinzugproben beider Werkstoffe kann anhand von Abbildung 75 und Abbildung 76 gezogen werden. Aufgetragen sind darin die Mittelwertkurven aus den jeweiligen drei Versuchen. Die Messkurven der Kleinzugproben unterscheiden sich deutlich von denen der Normzugproben. Das Spannungsniveau der Kleinzugproben liegt, insbesondere beim 22MnB5, erkennbar über dem der Normzugproben. Stark ausgeprägt ist die Differenz der Bruchdehnungen. Hier zeigt sich der massive Einfluss der Probengeometrie auf Festigkeit- und Dehnungskennwerte. Eine Übertragbarkeit der Ergebnisse der verschiedenen Geometrie Varianten ist demnach bezogen auf die Festigkeitskennwerte nur eingeschränkt möglich, bezogen auf die Dehnungskennwerte kann kein Zusammenhang abgeleitet werden.

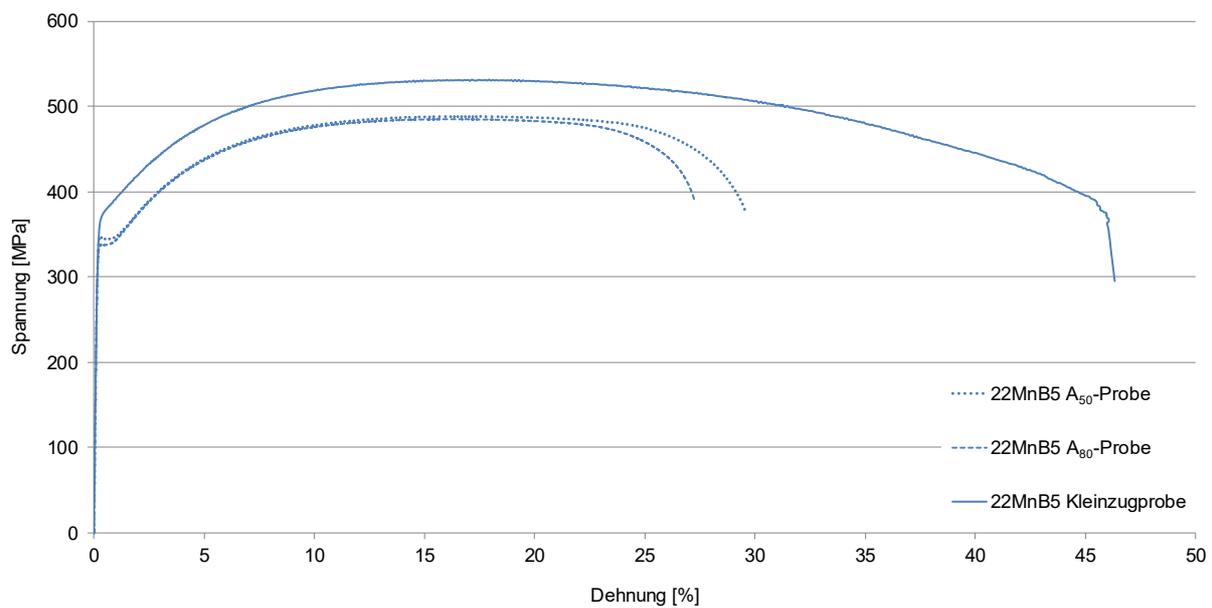


Abbildung 75: Spannungs-Dehnungs-Diagramm 22MnB5 (technisch): Normzug- und Kleinzugprobe im Vergleich (Anlieferungszustand)

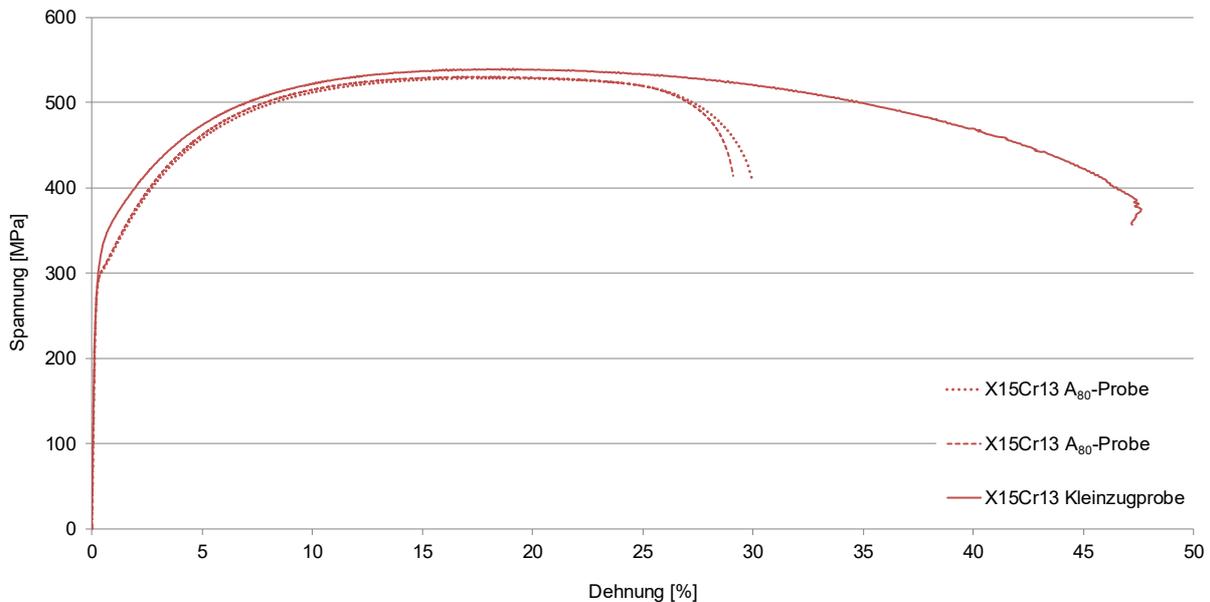


Abbildung 76: Spannungs-Dehnungs-Diagramm X15Cr13 (technisch): Normzug- und Kleinzugprobe im Vergleich (Anlieferungszustand)

Aus den ermittelten Spannungs-Dehnungs-Diagrammen der Versuche mit den Kleinzugproben können die mechanischen Kennwerte Zugfestigkeit, Dehngrenze, Gleichmaßdehnung und Bruchdehnung bestimmt werden. Die geringen Standardabweichungen der Kennwerte sowie die gute Korrelation der Kurvenverläufe der verschiedenen Versuche lassen auf ein hohes Maß an Reproduzierbarkeit der Messergebnisse schließen. Der Bruch tritt bei allen untersuchten Proben im Bereich der parallelen Messlänge auf. Die Kleinzugprobe erfüllt damit die in 4.3.2 genannten Anforderungen an die Auswertbarkeit der Zugversuche.

5.2.3 Versuchsergebnisse wärmebehandelte Zugproben

Die in diesem Kapitel dargestellten Spannungs-Dehnungs-Kurven entsprechen einer Mittelwertkurve aus drei Versuchen, die dafür zugrunde liegenden Spannungs-Dehnungs-Diagramme aller Versuche können in Anhang 9.5.8 eingesehen werden. Analog dazu sind auch die aufgeführten mechanischen Kennwerte ein Mittelwert basierend auf den drei jeweiligen Messkurven der Versuche. Der bei allen untersuchten Proben aufgetretene Bruch innerhalb des parallelen Auswertebereichs bestätigt die Validität der Versuche. Die Standardabweichungen der Kennwerte in den Tabellen 16 bis 18 sind den zugehörigen grafischen Darstellungen Abbildung 78, Abbildung 81 und Abbildung 83 zu entnehmen.

Aus der Auswertung der Zugversuche mit den Proben des 22MnB5 (nach KTL-Simulation bei 170 °C) resultieren die in Abbildung 77 aufgetragenen Messkurven.

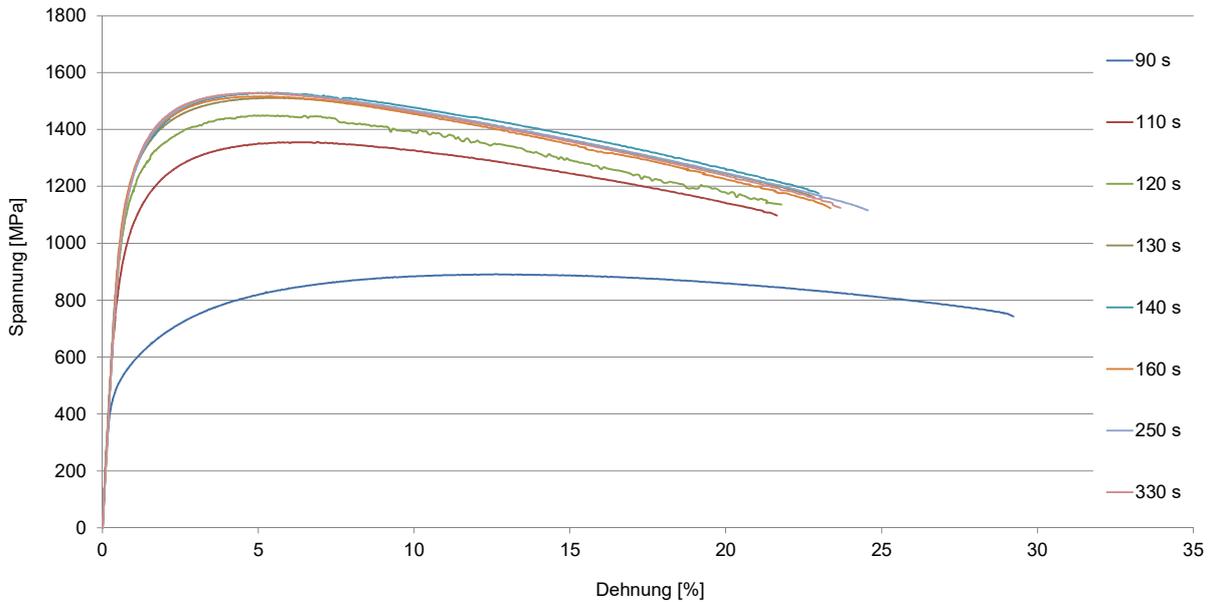


Abbildung 77: Spannungs-Dehnungs-Diagramm 22MnB5 (technisch): unterschiedliche Austenitisierungszeiten, KTL-Simulation bei 170 °C

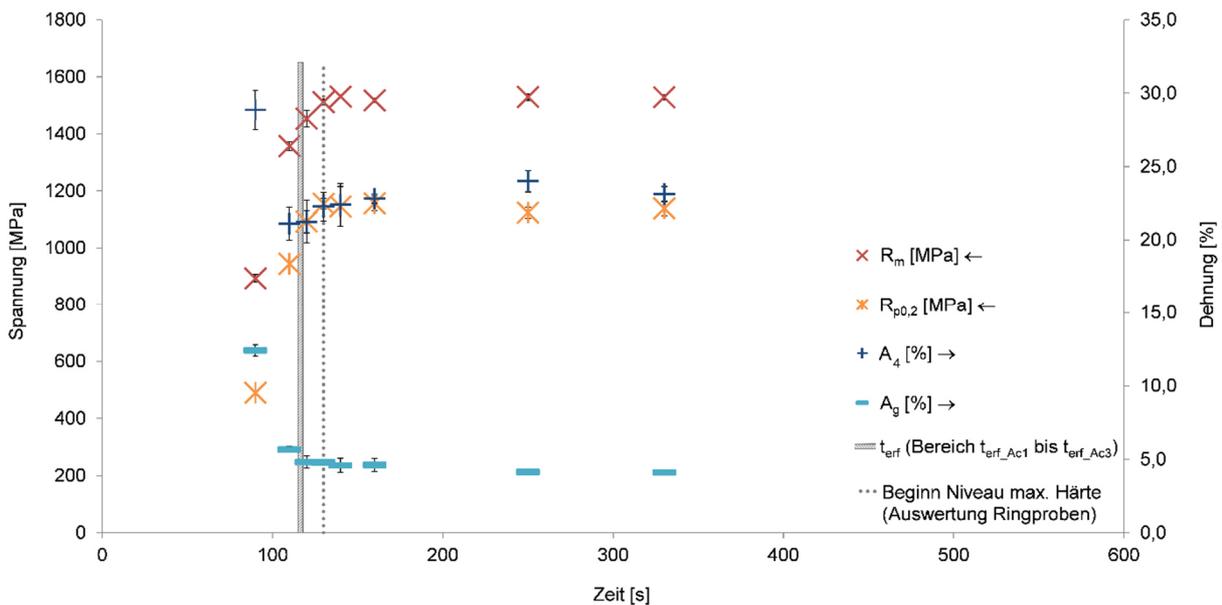


Abbildung 78: Mechanische Kennwerte 22MnB5 (unterschiedliche Austenitisierungszeiten, KTL-Simulation bei 170 °C)

Es ist ein von der Austenitisierungszeit abhängiges Materialverhalten festzustellen, wobei insbesondere die Festigkeit bis zu einer Zeit von 130 s erkennbar zunimmt. Zur Verdeutlichung dieses Zusammenhangs sind die aus den Kurven abzuleitenden mechanischen Kennwerte über der Austenitisierungszeit in Abbildung 78 aufgetragen, die Zahlenwerte finden sich in Tabelle 16.

Neben einer Zunahme von Zugfestigkeit und Dehngrenze bis zu einem Plateau ab ca. 130 s, verzeichnet in diesen Bereich auch die Bruchdehnung einen Zuwachs. Eine Ausnahme bildet diesbezüglich die nach 90 s abgekühlte Probe mit der relativ höchsten Bruchdehnung und den niedrigsten Festigkeitskennwerten. Während Festigkeit und Bruchdehnung mit der Austenitisierungszeit zunehmen, ist eine Verringerung der

Gleichmaßdehnung zu beobachten. Die Messwerte liegen in einem engen Streuband und können demzufolge als vertrauenswürdig betrachtet werden.

Das von der Austenitisierungszeit abhängige mechanische Verhalten deckt sich mit den Ergebnissen der Auswertung der Austenitisierungsversuche mit 22MnB5-Ringproben (5.1.2), woraus ein konstantes maximales Härteniveau ebenfalls ab einer Austenitisierungszeit von 130 s bestimmt werden konnte. Bei der in 5.1.5 berechneten Austenitisierungszeit t_{erf} für den 22MnB5 (dargestellt als Bereich von $t_{\text{erf_Ac1}} = 115,1$ s bis $t_{\text{erf_Ac3}} = 118,7$ s in Abbildung 78) für diesen Werkstoff werden die Maximalwerte der Festigkeitskennwerte und der Bruchdehnung annähernd, aber noch nicht vollständig erreicht.

Prozesszeit [s]	90	110	120	130	140	160	250	330
R_m [MPa]	894	1358	1453	1512	1531	1518	1530	1528
$R_{p0,2}$ [MPa]	490	945	1093	1156	1145	1157	1124	1139
A_g [%]	12,4	5,7	4,8	4,8	4,6	4,6	4,1	4,1
A_4 [%]	28,9	21,1	21,2	22,3	22,4	22,8	24,0	23,1

Tabelle 16: Auflistung mechanischer Kennwerte 22MnB5 (Mittelwerte, KTL-Simulation bei 170 °C)

Auf Grundlage der Hinweise aus den Ergebnissen der Basischarakterisierung (4.1.4) werden die mechanischen Eigenschaften des Werkstoffs X15Cr13 zusätzlich in Abhängigkeit des Nachbehandlungsverfahrens der KTL-Simulation untersucht. Gänzlich ohne eine an die Wärmebehandlung nachgeschaltete KTL-Simulation zeigt der X15Cr13 (Austenitisierungszeit 390 s) ein sprödes Versagen der Proben, abzulesen aus dem technischen Spannungs-Dehnungs-Diagramm (Abbildung 79). Die Bruchdehnung beträgt $0,30\% \pm 0,12\%$, plastische Verformung ist damit praktisch nicht vorhanden. Die Zugfestigkeit liegt mit einem Wert von 1359 ± 118 MPa deutlich unter dem Niveau des 22MnB5.

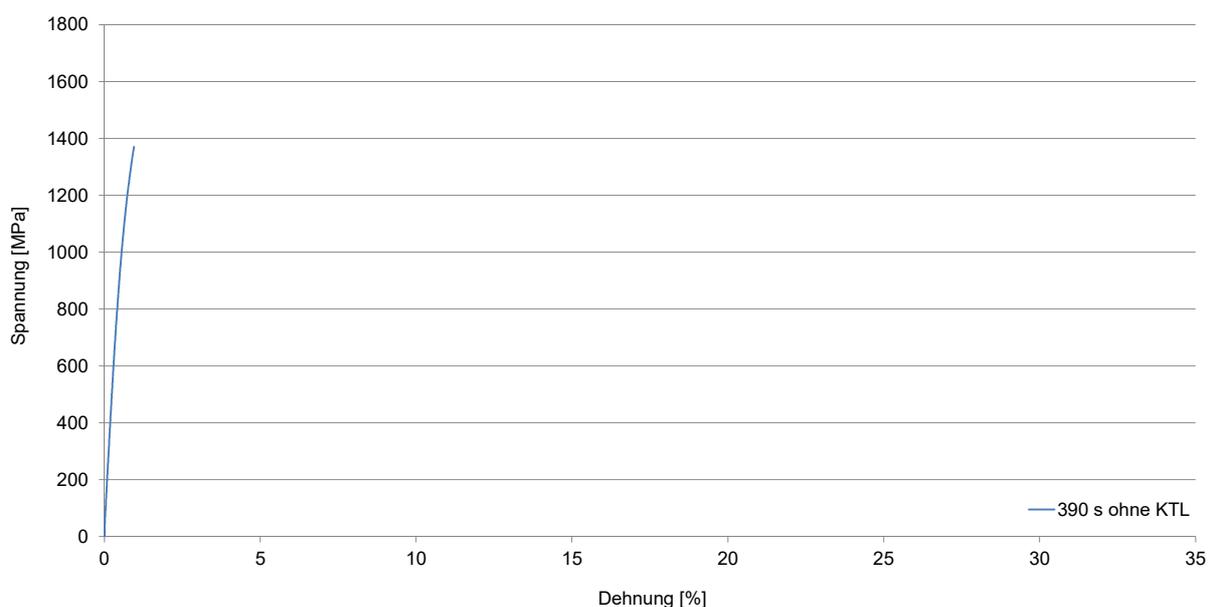


Abbildung 79: Spannungs-Dehnungs-Diagramm X15Cr13 (technisch): Austenitisierungszeit 390 s, keine KTL-Simulation

Das Materialverhalten verändert sich bei Nachbehandlung der Proben mit der Standard KTL-Simulation bei 170 °C maßgeblich. Die ausgewerteten Messkurven des X15Cr13 in diesem Wärmebehandlungszustand sind in Abhängigkeit der Austenitisierungszeit in Abbildung 80 dargestellt.

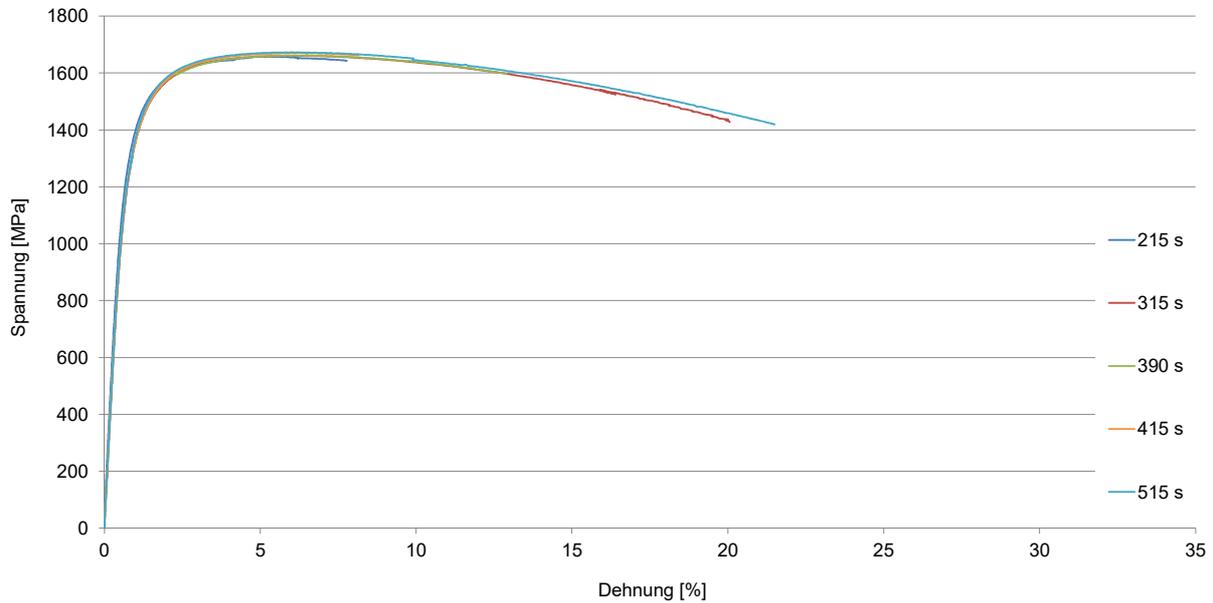


Abbildung 80: Spannungs-Dehnungs-Diagramm X15Cr13 (technisch): unterschiedliche Austenitisierungszeiten, KTL-Simulation bei 170 °C

Alle Kurven zeigen einen für duktile Metalle typischen Verlauf, gekennzeichnet durch ausgeprägte plastische Verformung und einem Abfall der technischen Spannung bei fortschreitender Dehnung infolge einer Einschnürung der Probe. Die aus diesen Messkurven ermittelten mechanischen Kennwerte sind in Abbildung 81 dargestellt, die zugehörigen Zahlenwerte sind in Tabelle 17 einzusehen.

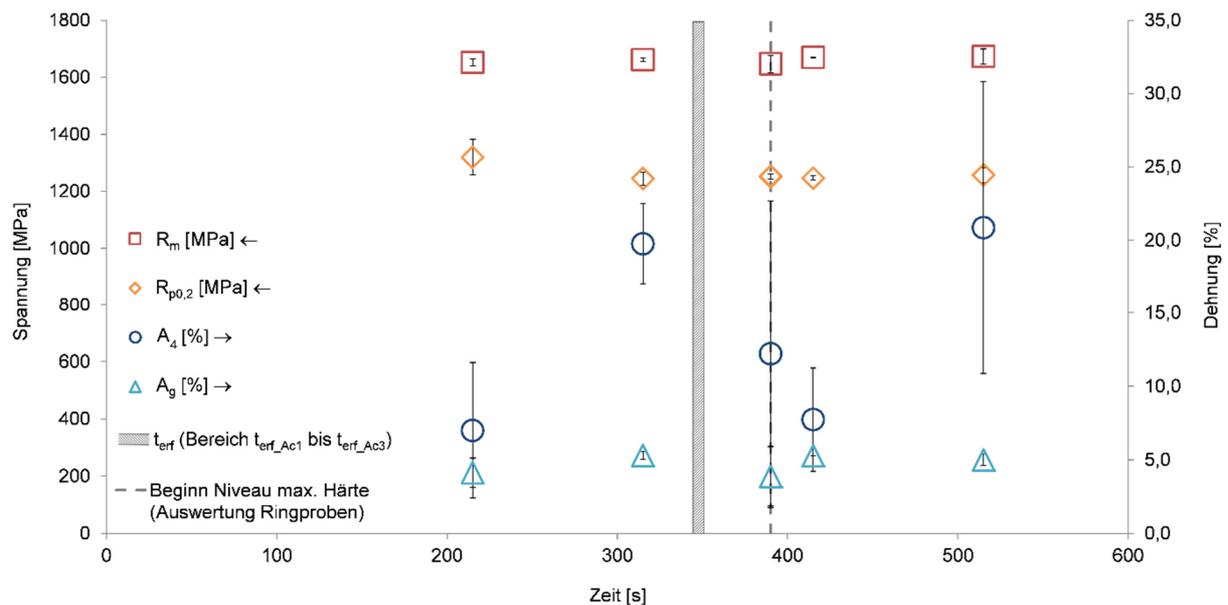


Abbildung 81: Mechanische Kennwerte X15Cr13 (unterschiedliche Austenitisierungszeiten, KTL-Simulation bei 170 °C)

Daraus ist ersichtlich, dass die Werte von Zugfestigkeit und Dehngrenze im untersuchten Zeitraum, weitgehend unbeeinflusst von der Austenitisierungszeit, nahezu konstant ausfallen. Auffällig sind die stark schwankenden Messwerte der Bruchdehnung in Verbindung mit einer großen Messwertstreuung, wodurch eine verlässliche Aussage über das plastische Deformationsvermögen des Werkstoffs in diesem Wärmebehandlungszustand nicht getroffen werden kann. Die Werte der Gleichmaßdehnung unterliegen hingegen einer deutlich geringeren Messwertschwankung.

Ein aus den Ergebnissen der Auswertung der Austenitisierungsversuche mit X15Cr13-Ringproben (5.1.2) zu erwartender Festigkeitsanstieg mit zunehmender Austenitisierungszeit ist nicht zu beobachten. Die in 5.1.5 berechnete Austenitisierungszeit t_{erf} für den X15Cr13 (dargestellt als Bereich von $t_{\text{erf_Ac1}} = 343,6$ s bis $t_{\text{erf_Ac3}} = 350,6$ s in Abbildung 81) liegt innerhalb des konstanten Festigkeitsniveaus.

Prozesszeit [s]	215	315	390	415	515
R_m [MPa]	1652	1662	1647	1670	1673
$R_{p0,2}$ [MPa]	1320	1245	1253	1247	1257
A_g [%]	4,1	5,3	3,9	5,3	5,0
A_4 [%]	7,0	19,8	12,2	7,7	20,9

Tabelle 17: Auflistung mechanischer Kennwerte X15Cr13 (Mittelwerte, KTL-Simulation bei 170 °C)

Der Einfluss einer Temperaturerhöhung während der KTL-Simulation von 170 °C auf 200 °C auf das Materialverhalten des X15Cr13 wird in den folgenden Betrachtungen ersichtlich. Die Spannungs-Dehnungs-Kurven der bei 200 °C nachbehandelten Zugproben sind in Abbildung 82 aufgetragen.

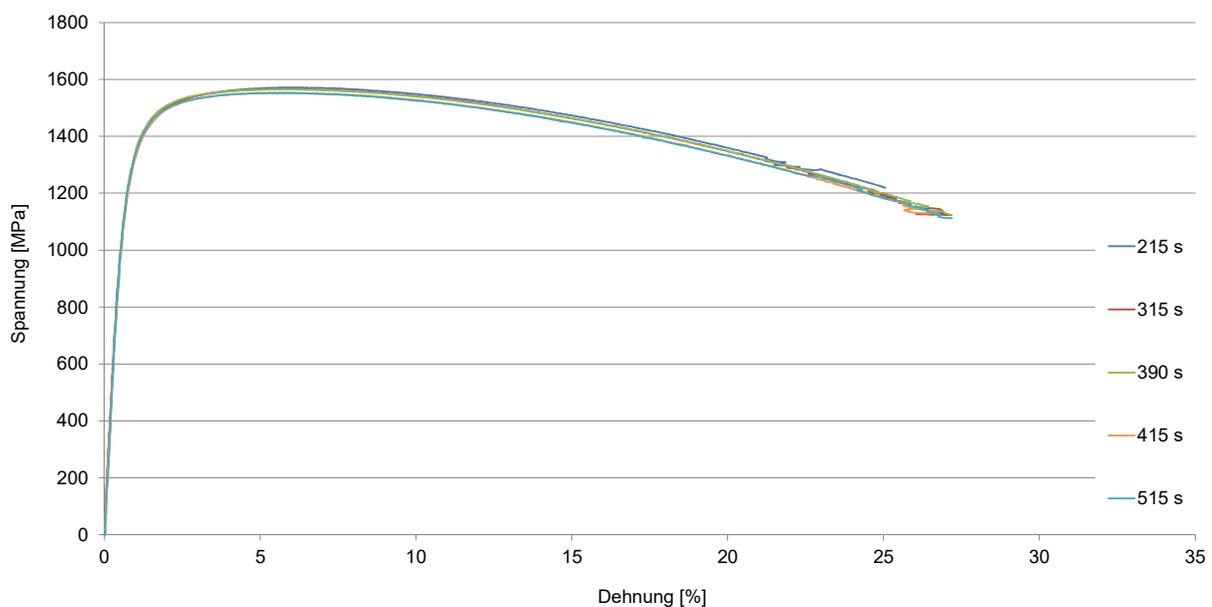


Abbildung 82: Spannungs-Dehnungs-Diagramm X15Cr13 (technisch): unterschiedliche Austenitisierungszeiten, KTL-Simulation bei 200 °C

Alle Kurven weisen darin ein ähnliches Verformungsverhalten auf, welches insbesondere bei direktem Vergleich der mechanischen Kennwerte (Abbildung 83 und Tabelle 18) deutlich wird. In diesem Wärmebehandlungszustand können sowohl die Festigkeitskennwerte, als auch die Dehnungskennwerte als nahezu konstant und unabhängig von der Austenitisierungszeit betrachtet werden. Eine abweichende Ausnahme bildet der Versuch mit Abkühlung nach 215 s Austenitisierungszeit. Zu diesem Zeitpunkt ist die maximale Bruchdehnung noch nicht vollständig ausgeprägt.

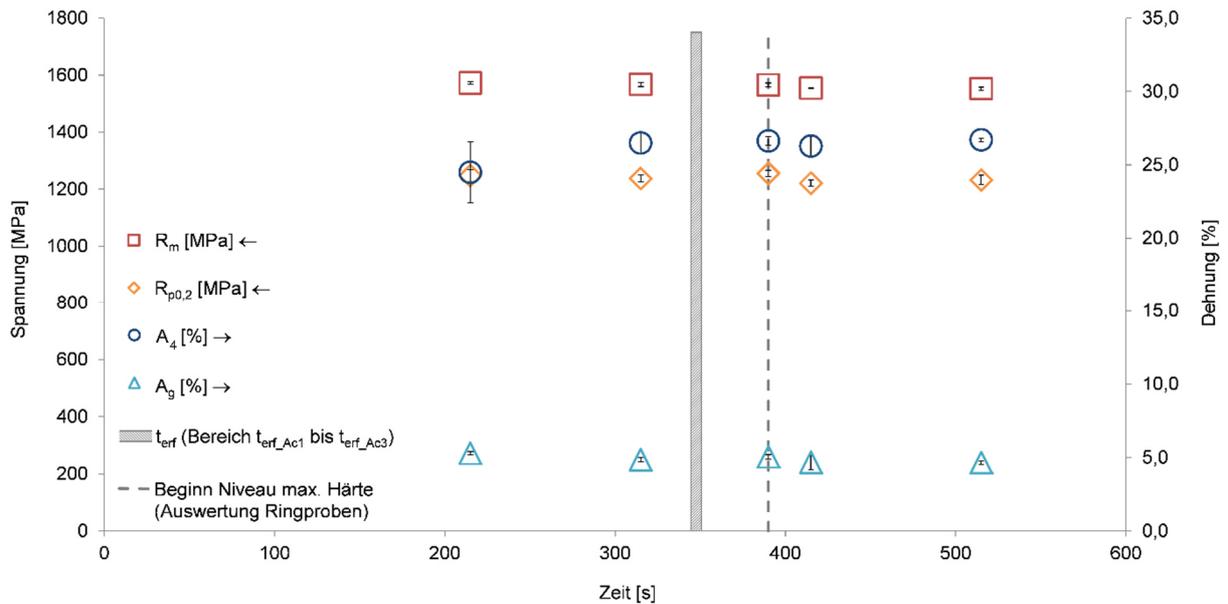


Abbildung 83: Mechanische Kennwerte X15Cr13 (unterschiedliche Austenitisierungszeiten, KTL-Simulation bei 200 °C)

Prozesszeit [s]	215	315	390	415	515
R _m [MPa]	1572	1567	1566	1554	1553
R _{p0,2} [MPa]	1248	1237	1256	1221	1233
A _g [%]	5,3	4,9	5,0	4,7	4,6
A ₄ [%]	24,5	26,5	26,6	26,3	26,7

Tabelle 18: Auflistung mechanischer Kennwerte X15Cr13 (Mittelwerte, KTL-Simulation bei 200 °C)

Zur Verdeutlichung des Effekts der Temperaturvariation bei der KTL-Simulation auf das Materialverhalten des X15Cr13 werden in Abbildung 84 die Festigkeitskennwerte und in Abbildung 85 die Dehnungskennwerte der beiden Varianten gegenübergestellt. Infolge der KTL-Temperaturerhöhung reduziert sich die Zugfestigkeit, während die Dehngrenze praktisch unverändert bleibt.

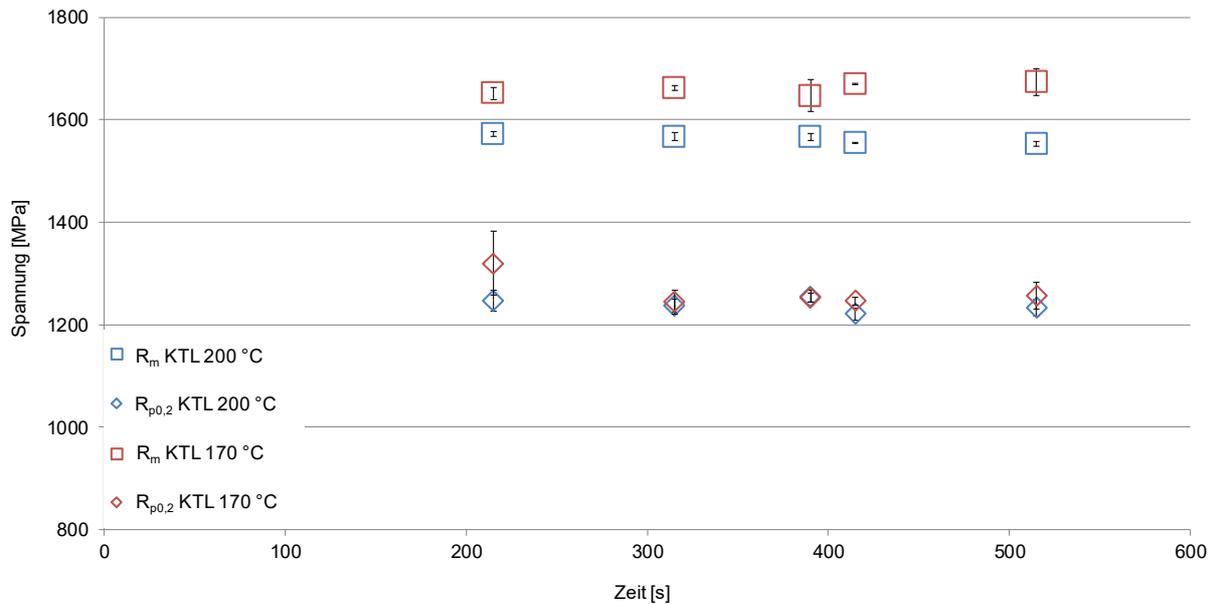


Abbildung 84: Festigkeitskennwerte X15Cr13: KTL-Simulation bei 200 °C und 170 °C im Vergleich

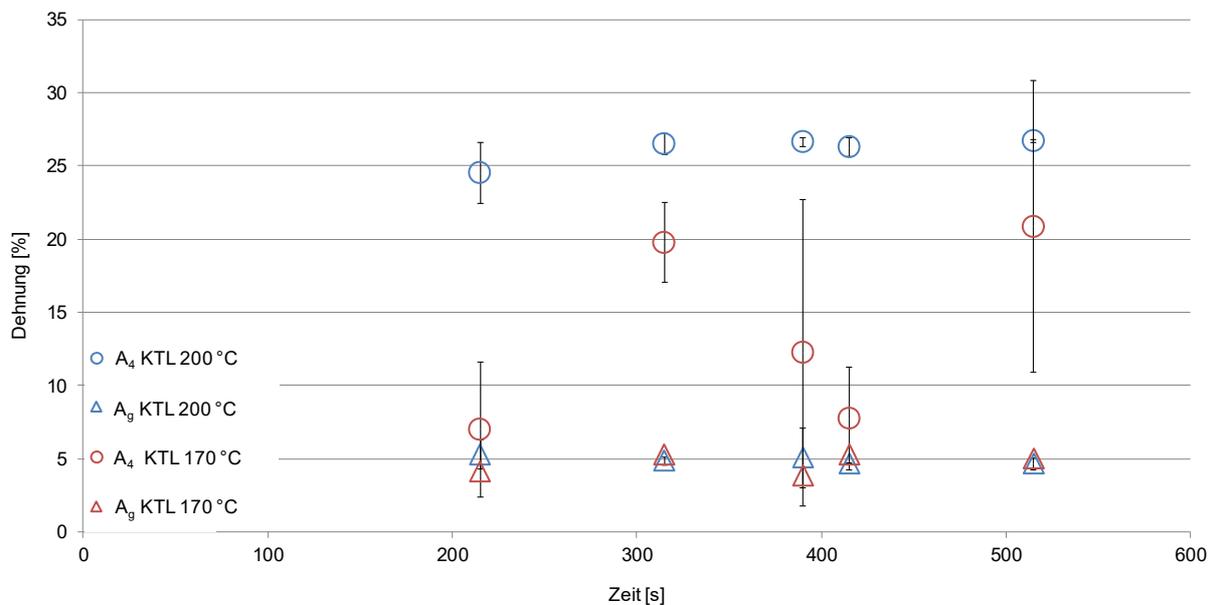


Abbildung 85: Dehnungskennwerte X15Cr13: KTL-Simulation bei 200 °C und 170 °C im Vergleich

Bei Betrachtung der Dehnungskennwerte zeigt sich im Vergleich der Varianten ein deutlicher Einfluss der KTL-Simulationstemperatur auf das plastische Deformationsverhalten des X15Cr13. Die Temperaturerhöhung führt zu einer maßgeblichen Zunahme der Bruchdehnung über das gesamte Zeitspektrum bei Minimierung der Messwertstreuung. Ferner reduziert sich die Schwankung der Gleichmaßdehnung.

Die zeitabhängigen mechanischen Eigenschaften beider Versuchswerkstoffe sind in Abbildung 86 für die Festigkeitskennwerte und in Abbildung 87 für die Dehnungskennwerte gegenübergestellt. Darin wird der Wärmebehandlungszustand bester mechanischer Eigenschaften des X15Cr13 (KTL-Simulation bei 200 °C) zum Vergleich mit den Kennwerten des 22MnB5 (KTL-Simulation bei 170 °C) herangezogen.

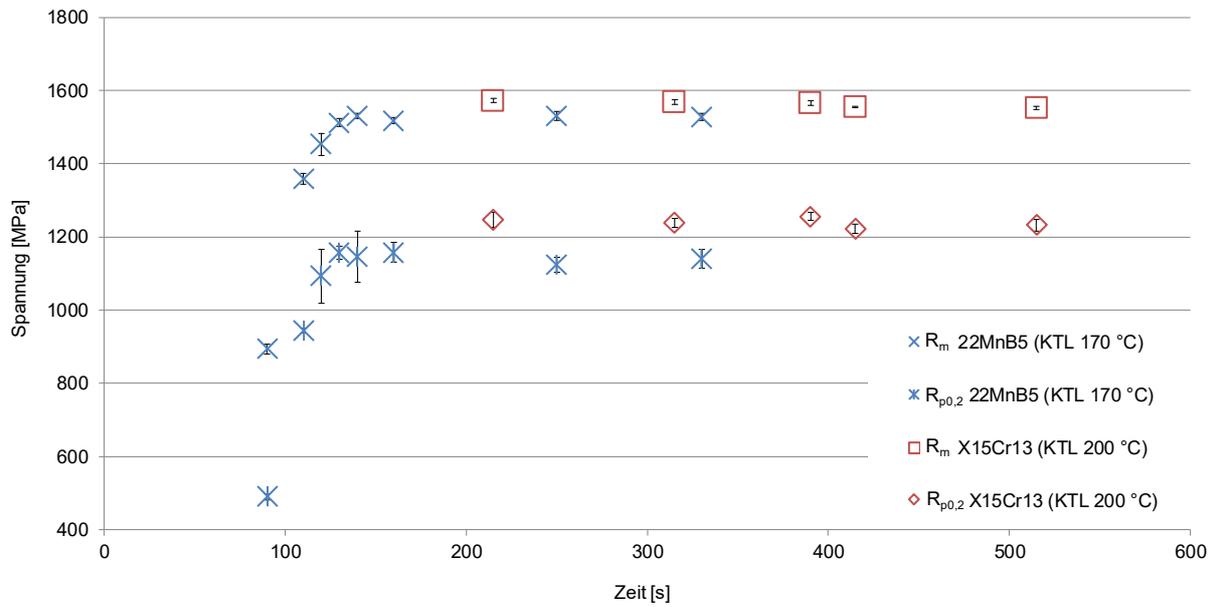


Abbildung 86: Festigkeitskennwerte 22MnB5 und X15Cr13 im Vergleich

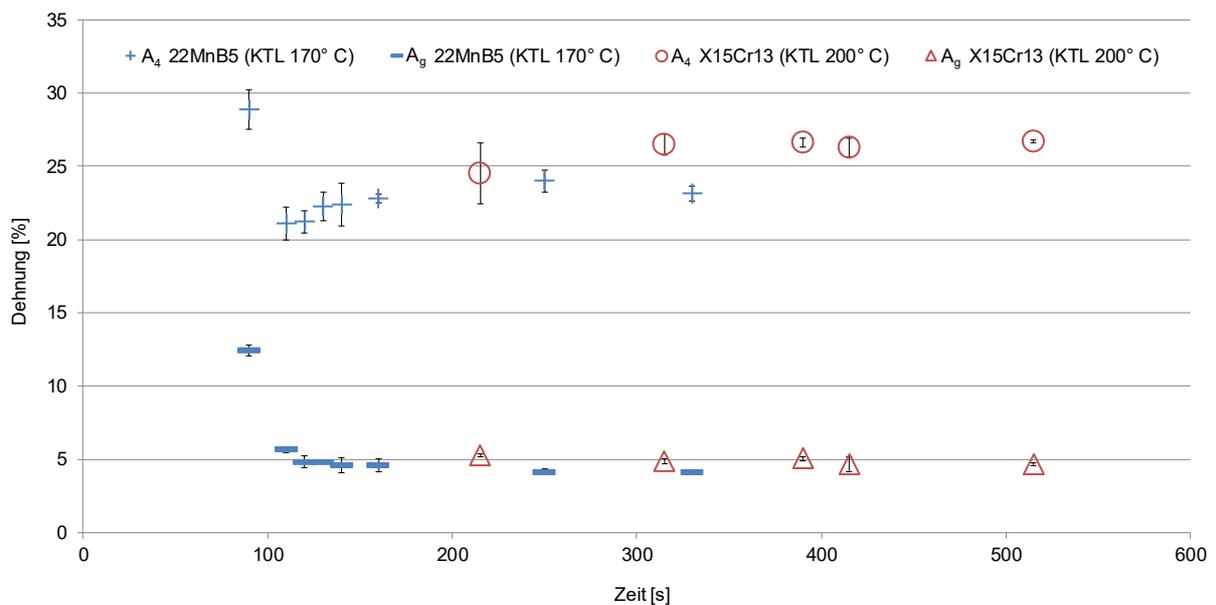


Abbildung 87: Dehnungskennwerte 22MnB5 und X15Cr13 im Vergleich

Das Niveau der erreichbaren Zugfestigkeit des X15Cr13 liegt geringfügig über dem des 22MnB5, die Differenz der erreichbaren Dehngrenze fällt dagegen deutlicher zugunsten des X15Cr13 aus. Der Vergleich der Dehnungskennwerte attestiert dem X15Cr13 ein vorteilhaftes plastisches Dehnungsvermögen, was insbesondere an den Werten der Bruchdehnung zu beobachten ist. Bei beiden Werkstoffen zeigt sich ein leichter Abfall der Gleichmaßdehnung mit zunehmender Austenitisierungszeit, während die Bruchdehnung auf ein konstantes Niveau ansteigt. Eine Übersicht der konkreten Werte der untersuchten Eigenschaften beider Versuchswerkstoffe liefert Tabelle 19, die darin enthaltenen Werte sind als Mittelwerte der jeweiligen Eigenschaftsgröße im angegebenen Zeitraum zu verstehen.

	22MnB5 (130 s bis 330 s)	X15Cr13 (315 s bis 515 s)
Mittelwert R_m [MPa]	1524 ± 8	+2,4 % → 1560 ± 8
Mittelwert $R_{p0,2}$ [MPa]	1144 ± 14	+8,1 % → 1237 ± 15
Mittelwert A_g [%]	4,5 ± 0,3	+7,9 % → 4,8 ± 0,2
Mittelwert A_4 [%]	22,9 ± 0,7	+15,7 % → 26,5 ± 0,2

Tabelle 19: Auflistung mechanischer Kennwerte (Mittelwerte) 22MnB5 (KTL 170 °C) und X15Cr13 (KTL 200 °C)

Die Auswertung des spezifischen Arbeitsaufnahmevermögens w_B resultiert in den in Abbildung 88 dargestellten Ergebnissen. Analog zu den vorangegangenen Eigenschaftsvergleichen, werden dieser Betrachtung die gleichen Wärmebehandlungszustände der beiden Versuchswerkstoffe zugrunde gelegt.

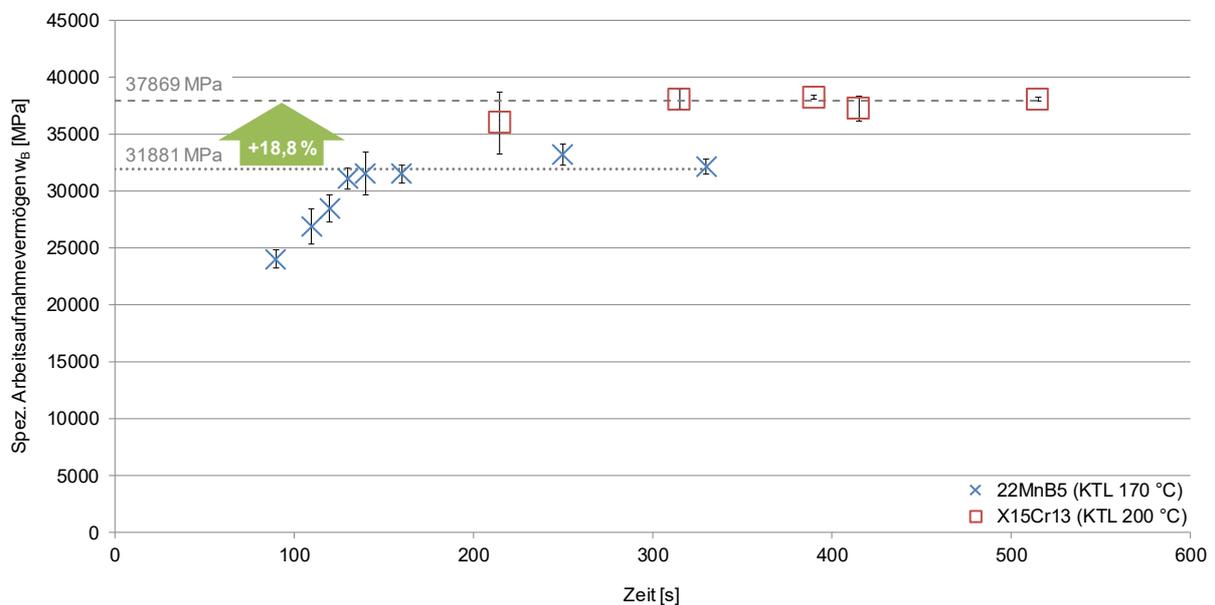


Abbildung 88: Spezifisches Arbeitsaufnahmevermögen w_B : 22MnB5 und X15Cr13 im Vergleich

Das spezifische Arbeitsaufnahmevermögen des 22MnB5 steigt infolge zunehmender Zugfestigkeit und Bruchdehnung bis auf einen Wert von 31881 ± 828 MPa (Werte zwischen 130 s und 330 s gemittelt), der ab einer Austenitisierungszeit von 130 s als erreicht betrachtet werden kann. Dies entspricht der minimalen Prozesszeit, um die bestmöglichen mechanischen Eigenschaften zu erhalten. Dieses Ergebnis steht im Einklang mit den in 5.1.2 gewonnenen Erkenntnissen, nach denen die minimale M_s -Temperatur und der Beginn des Niveaus maximaler Härte ebenfalls nach einer Zeit von 130 s erreicht werden. Die Werte des X15Cr13 bleiben hingegen weitgehend unverändert, es stellt sich zwischen 315 s und 390 s ein Mittelwert von 37869 ± 454 MPa ein. Bei der in 5.1.2 ermittelten Zeit zur Erreichung der Maximalhärte von 390 s ist das maximale spezifische Arbeitsaufnahmevermögen des X15Cr13 voll ausgeprägt. Die Werte des spezifischen Arbeitsaufnahmevermögens des X15Cr13 liegen um 18,8 % über denen des 22MnB5. Abschließend bleibt festzuhalten, dass sich alle Untersuchten mechanischen Eigenschaften des X15Cr13 gegenüber denen des 22MnB5 als vorteilhaft erweisen.

6 Diskussion

Im Folgenden werden die Versuchsergebnisse zum Austenitisierungsverhalten und zu den gemessenen mechanischen Eigenschaften der Versuchswerkstoffe auf Plausibilität geprüft und interpretiert. Die Werkstoffauswahl und das werkstoffliche Optimierungspotential des X15Cr13 wird diskutiert. Die Tauglichkeit der methodischen Vorgehensweise auf Basis des gewählten Ansatzes zur Berechnung der Austenitisierungszeit wird bewertet.

6.1 Interpretation Versuchsergebnisse: Austenitisierungsversuche

Die Untersuchungen zur Temperaturverteilung in den Ringproben während der Wärmebehandlungszyklen bescheinigen der gewählten Probengeometrie eine gute Eignung für hohe Aufheiz- und Abkühlraten, da in diesen Phasen praktisch keine Temperaturabweichung zwischen Innen- und Außenfläche der Probe festzustellen ist. Relevante Temperaturdifferenzen stellen sich hingegen während der Haltephase auf Maximaltemperatur ein. Bei prozessnaher Temperaturführung ist eine Zunahme dieser Differenz mit steigender Temperatur und sinkender Aufheizrate zu beobachten. Bei Erwärmung durch Hochfrequenz Induktion fließen Wirbelströme innerhalb der Probe. Die Stromdichte ist dabei im Inneren der Probe geringer als im oberflächennahen Bereich (Skin-Effekt), woraus eine ungleichmäßige Erwärmung resultiert [104]. Eine Reduktion des Probenquerschnitts durch Vergrößerung der innenliegenden Bohrung könnte demzufolge zur Homogenisierung des Temperaturprofils beitragen. Die gemessenen Temperaturdifferenzen sind bei der Interpretation der Ergebnisse aus den Austenitisierungsversuchen zu berücksichtigen.

6.1.1 Austenitisierungsversuche isotherm

Das Austenitisierungsverhalten der Versuchswerkstoffe wurde anhand von Messungen der M_s -Temperatur und der Härte untersucht. Die Auswertung der M_s -Temperaturen zeigt bei beiden Werkstoffen den erwarteten qualitativen Verlauf, gekennzeichnet durch eine Abnahme und anschließende Zunahme des Werts mit fortschreitender Zeit. Die Abnahme bis zu einem Tiefpunkt ist auf die zunehmende Lösung und Verteilung von Kohlenstoff und Legierungselementen aus den Karbiden im Austenit zurückzuführen [41, p. 20]. Die Prozesse der Karbidauflösung und Homogenisierung überlagern sich und lassen sich im dilatometrischen Versuch nicht eindeutig trennen. Überlagert wird dieser Prozess von der gegenläufig wirkenden Zunahme der Austenitkorngröße, welche einen Anstieg der M_s -Temperatur zur Folge hat [85]. Demnach ist der Volumenanteil des entstehenden Martensits proportional zur Austenitkorngröße, wodurch bei großen Körnern die M_s -Temperatur bereits bei höheren Temperaturen gemessen werden kann. Die anfängliche Zunahme der M_s -Temperaturen der isothermen Versuche mit 22MnB5 bei den beiden niedrigeren Austenitisierungstemperaturen 900 °C und 930 °C bis zu der Zeit von 10 s können auf die zuvor beschriebenen Temperaturdifferenzen innerhalb der Probe zurückzuführen sein, da für dieses Temperatur-Zeit-Fenster eine unvollständige Austenitisierung im inneren Probenbereich zu erwarten ist. Diese noch in der Austenitumwandlung befindlichen Bereiche könnten auf Grund der geringen Korngröße für die zunächst geringen M_s -Temperaturen entsprechend dem Korngrößeneffekt verantwortlich sein. Dieses Phänomen ist bei dem Werkstoff X15Cr13 nicht zu beobachten, hier ist auf Grund der höheren Temperaturen und längeren Zeiten

der isothermen Versuche nicht von einer unvollständigen Austenitisierung auszugehen. Die Temperaturniveaus der 22MnB5 M_s -Temperaturen steigen mit der Austenitisierungstemperatur und damit auch mit der Korngröße, beim X15Cr13 sinken sie hingegen unerwartet. Dieses von der Austenitisierungstemperatur abhängige Verhalten ist aus der Literatur bekannt [105]. Zur Erklärung dieses Phänomens werden Anhäufungen von Leerstellen angeführt, die an Versetzungen anheften und damit die Martensitumwandlung behindern [105]. Die Leerstellenkonzentration in Kristallen nimmt mit der Temperatur zu und könnte somit zur Abnahme der M_s -Temperatur führen. Eine alternative Erklärung könnte die mit zunehmender Lösung von Kohlenstoff und Chrom bei höheren Temperaturen verbundene Mischkristallverfestigung des Austenits liefern, welche ebenfalls die Martensitumwandlung behindern und zu niedrigeren Temperaturen verschieben kann [106]. Verglichen mit dem ferritisch-perlitischen Standardwerkstoff 22MnB5 sind zur Auflösung der relativ stabilen Chromkarbide des X15Cr13 deutlich höhere Austenitisierungstemperaturen und längere -zeiten nötig. Auf Grund des erhöhten Chromgehalts stellt sich eine niedrigere M_s -Temperatur ein.

Die zu den Absolutwerten relativ hohe Standardabweichung der gemessenen M_s -Temperaturen verdeutlicht die Notwendigkeit einer Validierung der gemessenen Tiefpunkte mittels Härtemessungen. Die Härte des 22MnB5 verändert sich in Abhängigkeit zur Austenitisierungszeit. Die Karbide sind im Ausgangsgefüge bereits relativ fein verteilt, weshalb die Auflösung und Verteilung zügig bei überschaubarer Härtezunahme abläuft. Die Zeitpunkte bei den Maximalwerten korrelieren mit denen der M_s -Temperatur und validieren diese somit als Grundlage für die weiteren Berechnungen. Auffällig ist der sehr geringe Härtewert bei geringer Austenitisierungstemperatur- und zeit, welcher auf eine unvollständige Austenitisierung mit demzufolge unvollständiger Martensitbildung im Gefüge zurückzuführen ist. Die zeitabhängigen Härteverläufe des X15Cr13 sind hingegen von einem stetigen und deutlichen Anstieg der Härte bis auf einen Maximalwert gekennzeichnet. Die nötigen hohen Temperaturen zum Erreichen der maximalen Martensithärte durch vollständige Auflösung der Chromkarbide sind für ähnlich hochchromhaltige Stähle aus der Literatur bekannt [107]. Die relativ geringe Diffusionsgeschwindigkeit von Chrom im Austenit sowie die verzögernde Wirkung des Chroms auf die Kohlenstoffdiffusion könnte den Homogenisierungsprozess der Legierungselemente im Austenit verlangsamen [97, p. 187]. Die maximale Martensithärte wird bei den isothermen 1000 °C-Versuchen nicht erreicht. Zur vollständigen Auflösung aller Chromkarbide ist diese Temperatur zu gering [108]. Die Härtesteigerung ist auf fortschreitende Karbidauflösung bei Temperaturen über 1050 °C zurückzuführen [109] [110]. Das Minimum der Martensitstarttemperatur der isothermen 1000 °C-Versuche korreliert mit dem Maximum der Martensithärte. Mit Zunahme der Austenitisierungstemperatur verschiebt sich das Minimum der Martensitstarttemperatur im Vergleich zur Maximalhärte zu deutlich kürzeren Zeiten. Eine Erklärung dafür könnte eine durch hohe Temperaturen ausgelöste Kornvergrößerung sein, die zu einem vorzeitigen Anstieg der Martensitstarttemperatur führen könnte. Daher werden die Zeitpunkte der maximalen Härte bei diesem Werkstoff als zuverlässiger als die der M_s -Temperaturen betrachtet und dienen daher als Grundlage für die weiteren Berechnungen. Trotz des geringeren Kohlenstoffgehalts des X15Cr13 gegenüber dem 22MnB5 fällt die erzielbare Härte auf Grund des hohen Chromgehalts deutlich höher aus.

Eine gute Korrelation der gemessenen M_s -Temperaturen und Härtewerte der isothermen Austenitisierungsversuche mit den Werten der erstellten ZTU Schaubilder plausibilisieren die Ergebnisse.

Eine metallographische Bestimmung der primären Austenitkorngrößen führt, mit den zur Verfügung stehenden Mitteln, zu keinen aussagekräftigen Ergebnissen. Durch eine konventionelle Behandlung der vorbereiteten Proben mit dem Ätzmittel nach Bechet-Beaujard (wässrige fünfprozentige Pikrinsäure, 0,5 % Natriumalkylsulfonat) können die primären Austenitkorn Grenzen in durchgeführten Versuchen nicht großflächig eindeutig sichtbar gemacht werden. Der geringe Phosphorgehalt der Versuchswerkstoffe könnte zu einer zu geringen Phosphorkonzentration an den Korngrößen führen, um ein zufriedenstellendes Ergebnis mit einer Ätzbehandlung bei Raumtemperatur zu erzielen [111]. In modifizierten Verfahren wird der Pikrinsäureanteil deutlich erhöht oder die Ätzlösung auf nahezu Siedetemperatur erhitzt, was in der Literatur zu aussagekräftigen Ergebnissen bei verschiedenen Stählen führt [112] [113] [111]. Auf die Anwendung dieser Verfahrensvarianten muss in den Untersuchungen dieser Arbeit unter Berücksichtigung von Sicherheitsaspekten verzichtet werden, da Pikrinsäure nach GHS (Globally Harmonised System of Classification and Labelling of Chemicals) als explosiver Stoff eingestuft ist. Zur Abschätzung der zu erwartenden Austenitkorngrößen wird daher auf Berechnungen mit JMatPro® zurückgegriffen. Die auf Grundlage der isothermen Temperaturführungen berechneten Austenitkorngrößen der beiden Versuchswerkstoffe sind in Abbildung 89 und Abbildung 90 dargestellt. Den Darstellungen ist zu entnehmen, dass der Einfluss der Temperatur dem der Zeit auf die Korngrößenzunahme deutlich überwiegt. Wegen der nötigen höheren Austenitisierungstemperaturen wachsen die Austenitkörner im X15Cr13 gegenüber denen im 22MnB5 maßgeblich stärker. Eine deutliche Zunahme der Korngröße des X15Cr13 ist entsprechend der Literatur insbesondere bei Temperaturen zwischen 1075 °C und 1200 °C zu erwarten, was durch das Berechnungsergebnis bestätigt wird (siehe Abbildung 90) [107]. Die zuvor beschriebene Annahme eines vorzeitigen Anstiegs der M_s -Temperatur des X15Cr13 auf Grund massiver Korngrößenzunahme bei hohen Temperaturen wird damit untermauert.

Es bleibt allerdings zu beachten, dass der Einfluss kornwachstumshemmender Ausscheidungen in der Berechnung unberücksichtigt bleibt, was anhand der beiden deckungsgleichen 1000 °C-Versuchskurven in Abbildung 90 deutlich wird.

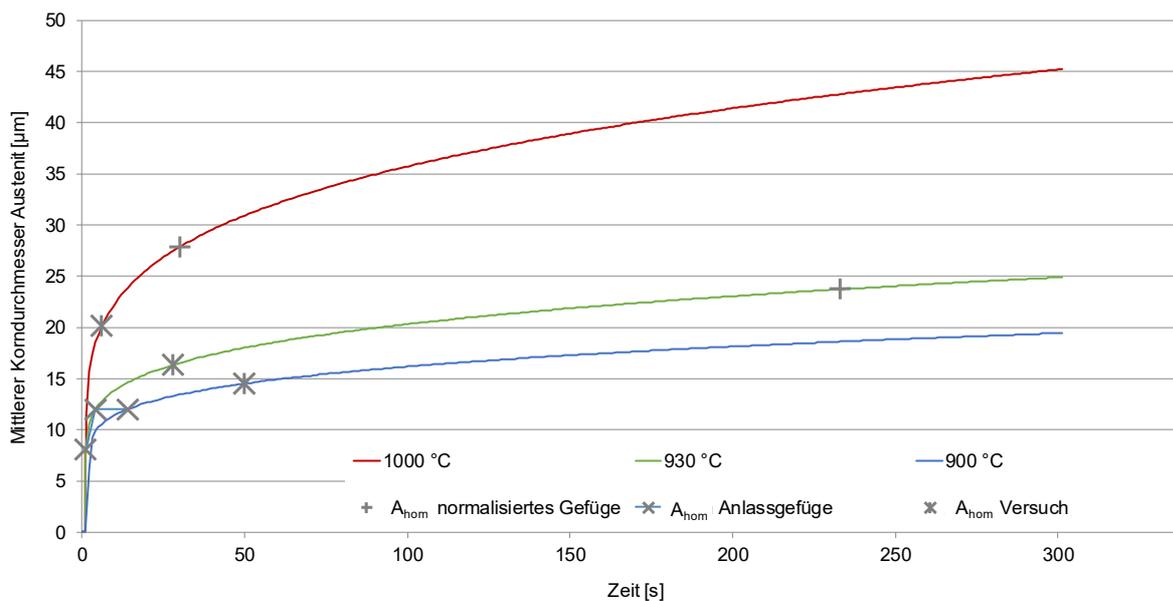


Abbildung 89: Korngröße in Abhängigkeit zur Austenitisierungszeit und Zeitpunkte homogener Austenit (22MnB5, isotherm, JMatPro®-Berechnung)

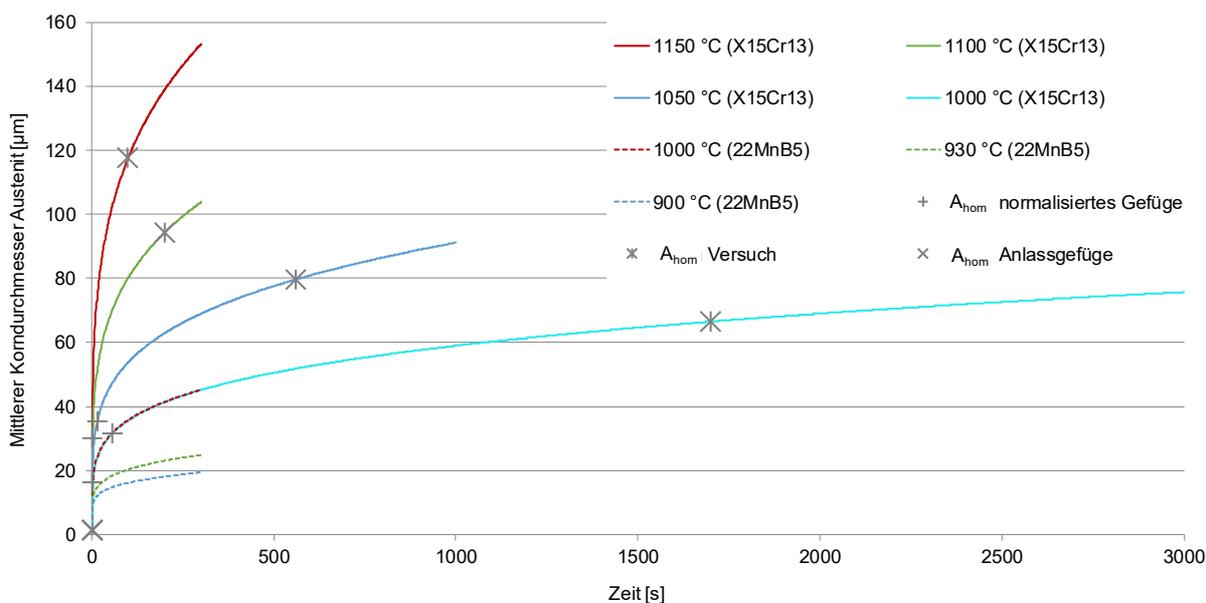


Abbildung 90: Korngröße in Abhängigkeit zur Austenitisierungszeit und Zeitpunkte homogener Austenit (X15Cr13, 22MnB5, isotherm, JMatPro®-Berechnung)

Der Einfluss des Ausgangsgefüges auf die zur Homogenisierung nötige Austenitisierungstemperatur und -zeit ist in 3.2 beschrieben und findet auch bei der JMatPro®-Berechnung Berücksichtigung. Eingetragen sind in Abbildung 89 und Abbildung 90 zusätzlich die berechneten und aus den Versuchen ermittelten Zeitpunkte des Erreichens eines homogenen Austenits (A_{hom}). A_{hom} wird bei feinem Anlassgefüge des 22MnB5 deutlich früher als bei größerem normalisiertem Gefüge erreicht. In der untersuchten Zeitspanne des 900 °C-Versuchs tritt nach der Berechnung bei normalisiertem Gefüge keine vollständige Austenithomogenisierung ein. Die aus den Versuchen ermittelten Zeiten liegen dazwischen. Dies ist insofern plausibel, als dass das Ausgangsgefüge des 22MnB5 feiner als normalisiertes ferritisch perlitisches Gefüge, aber größer als Anlassgefüge ist. Für den X15Cr13 zeigt sich ein gänzlich verschiedenes Verhalten. Der Berechnung

nach ist A_{hom} bei Anlassgefüge praktisch bereits im Augenblick der Austenitumwandlung und bei normalem Gefüge bereits nach äußerst kurzen Haltezeiten erreicht. Die Auswertung der Versuche liefert hingegen weitaus spätere Zeitpunkte. Festzuhalten bleibt, dass die gemessenen Ergebnisse für den Zeitpunkt von A_{hom} durch die Berechnungen nur sehr unpräzise reproduziert werden können. Die Streubreite der Rechenergebnisse für den niedriglegierten Stahl 22MnB5 ist groß, da die tatsächlich vorliegende Ausprägung des Ausgangsgefüges der Berechnung nicht detailliert zu Grunde liegt. Für den hochlegierten Stahl X15Cr13 können keine plausiblen Zeitpunkte für A_{hom} berechnet werden. Die aus den Versuchen ermittelten Zeiten werden deutlich unterschätzt. Dies ist vermutlich darauf zurückzuführen, dass die im Gegensatz zu Zementit deutlich unterschiedliche Auflösungskinetik von Chromkarbiden bei der Berechnung nicht in ausreichendem Maß berücksichtigt wird. Eine Anwendung dieser Berechnung zur Austenithomogenisierung auf hochlegierte Stähle scheint demzufolge nur bedingt zielführend.

6.1.2 Austenitisierungsversuche prozessnah

Die gute Korrelation von M_s -Temperatur Tiefpunkt mit dem Erreichen der Maximalhärte des 22MnB5 bei prozessnaher Temperaturführung deutet auf eine weitgehend abgeschlossene Austenitisierung in diesem Zeitfenster hin. Die zugrunde liegende Aufheizkurve lässt eine unvollständige Austenitumwandlung bei der Austenitisierungszeit von 90 s erwarten, wodurch die niedrige Härte und M_s -Temperatur bei diesem Zeitpunkt zu erklären ist. Das Niveau der Maximalhärte entspricht dem der isothermen Versuche und der entsprechenden Abkühlkurve des ZTU bei 100 Ks^{-1} . Die Maximalhärte des X15Cr13 korreliert ebenfalls mit dem der isothermen Versuche und des ZTU. Die bereits bei den isothermen Versuchen festgestellte und nachvollzogene leichte zeitliche Diskrepanz zwischen minimaler M_s -Temperatur und dem Erreichen der Maximalhärte zeigt der X15Cr13 auch bei prozessnaher Temperaturführung in ähnlicher Weise. An dieser Stelle wird daher noch einmal ein Vergleich der berechneten Korngrößenentwicklung (JMatPro®) beider Werkstoffe für den prozessnahen Aufheizverlauf angeführt (Abbildung 91).

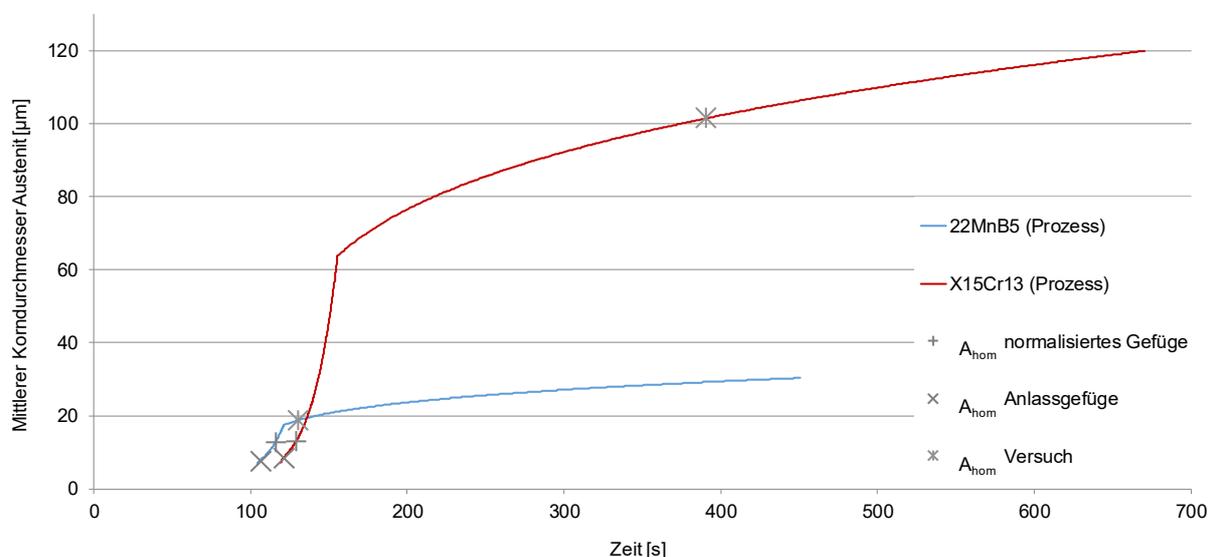


Abbildung 91: Korngröße in Abhängigkeit zur Austenitisierungszeit und Zeitpunkte homogener Austenit (X15Cr13, 22MnB5, prozessnahe Temperaturführung, JMatPro®-Berechnung)

Die Aufheizkurven der prozessnahen Versuche werden für diese Berechnung linearisiert, woraus sich konstante Aufheizraten von $7,65 \text{ Ks}^{-1}$ (22MnB5) und $6,92 \text{ Ks}^{-1}$ (X15Cr13) ergeben. Zu beachten bleibt, dass dies nur einer Annäherung an die ursprünglichen Aufheizkurven des Versuchs entspricht. Erwartungsgemäß zeigt auch diese Betrachtung den maßgeblichen Einfluss der höheren Austenitisierungstemperatur des X15Cr13 auf die Austenitkorngröße und somit auch auf die M_s -Temperatur. Das Augenmerk sei in dieser Grafik auf die berechneten Zeitpunkte zur Erreichung von A_{hom} gelegt. Die dafür nötige Zeit wird für den 22MnB5, unabhängig vom Ausgangsgefüge, bezogen auf das Versuchsergebnis leicht unterschätzt. Deutlicher tritt die Diskrepanz bei Betrachtung des X15Cr13 zu Tage, die aus den Versuchen ermittelte Zeit zur Austenithomogenisierung von 390 s wird nach der Berechnung erheblich unterschätzt. Das sich mit Zunahme der Prozesszeit ausbildende, leicht abnehmende Härteniveau deckt sich für den 22MnB5 mit Erkenntnissen aus der Literatur, liegt darin auf Grund geringerer Abkühlraten allerdings niedriger [18]. Demzufolge ist die Maximalhärte ab einer Prozesszeit von ca. 150 s ausgeprägt. Allerdings ist zu beachten, dass in der genannten Untersuchung keine Messdaten für frühere Zeitpunkte vorliegen. Vergleichbare Messdaten für den X15Cr13 sind aus der Literatur nicht bekannt.

6.2 Interpretation Versuchsergebnisse: Zugversuche

Die Auswertung der Untersuchungen zur Qualifizierung der Kleinzugproben zeigt ein homogenes Temperaturfeld über den Auswertebereich der Probe für die Zugprüfung in den entscheidenden Temperatur-Zeit-Bereichen bei beiden Versuchswerkstoffen. Die sich einstellenden Temperaturdifferenzen von Probenmitte zum Bereich des Querschnittsübergangs sind als vernachlässigbar gering einzuschätzen. Einflüsse auf die resultierenden Materialeigenschaften sind daraus nicht zu erwarten. Die zum Teil deutlichen Abweichungen zu Beginn der Aufheizphase treten ausschließlich vor der $\alpha \rightarrow \gamma$ Umwandlung auf und sind daher für die Betrachtungen in dieser Arbeit nicht relevant. Der Temperatur-Offset der äußeren Probenbereiche während des Abkühlvorgangs ist beim X15Cr13 stärker ausgeprägt als beim 22MnB5. Ursächlich dafür könnte die mit $27 \text{ Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$ (X15Cr13, bei $20 \text{ }^\circ\text{C}$) und $45 \text{ Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$ (22MnB5, bei $20 \text{ }^\circ\text{C}$) unterschiedliche Wärmeleitfähigkeit der Werkstoffe sein [114] [115]. Auf Grund der praktisch konstanten Abkühlrate im gesamten Auswertebereich, ist nicht von einem Einfluss der geringen Offsets der absoluten Temperatur auf die Werkstoffeigenschaften auszugehen. Die gemessenen Härteprofile entlang der Probenlängsachse bestätigen die Annahme einer homogenen Wärmebehandlung. Die Härte nimmt erwartungsgemäß ab dem Ende des parallelen Probenbereichs mit zunehmendem Abstand zur Probenmitte stark ab, was auf die sinkende Abkühlgeschwindigkeit infolge der Querschnittserweiterung zurückzuführen ist. Die Härtewerte des Auswertebereichs fallen auf Grund der niedrigeren Abkühlrate (50 Ks^{-1}), verglichen mit den Ringproben-Versuchen (100 Ks^{-1}), mit 498 HV 0,4 (22MnB5) und 584 HV 0,4 (X15Cr13) erwartungsgemäß geringer aus, korrelieren aber mit den gemessenen Werten der ZTU-Schaubilder der entsprechenden Abkühlkurve. Die Berechnungen zur Lastaufnahmefähigkeit bescheinigen der Kleinzugprobe für den Zugversuch ein wahrscheinliches Probenversagen innerhalb des wärmebehandelten Auswertebereichs. Das Spannungs-Dehnungs-Verhalten weist für den unbehandelten Probenzustand bei großen Dehnungen hohe Streubreiten auf. Die nachlassende Präzision der optischen Dehnungsmessung wird durch die zunehmend starke Verzerrung des

aufgebrachten Punktemusters auf der Probe hervorgerufen. Die Anwendung des Filters führt zu einer Glättung der Messkurven und resultiert in einer schwankungsarmen Mittelwertkurve, was für die Auswertung als zweckmäßig betrachtet werden kann. Das Spannungs-Dehnungs-Verhalten beider Versuchswerkstoffe entspricht dem qualitativen Verlauf der Normproben. Die gemessenen Kennwerte weichen allerdings, insbesondere in Bezug auf die Dehnung, von denen der Normproben ab. Ursächlich hierfür ist die unterschiedliche Probengeometrie. Die Kenngrößen Zugfestigkeit und Bruchdehnung sind, abgesehen von Dehnrates, ebenfalls von Probendurchmesser und Probenlänge abhängig. Mit zunehmender Probenlänge ist mit einer Abnahme der Zugfestigkeit zu rechnen, da statistisch mehr Schwachstellen als Bereiche mit niedrigerer Zugfestigkeit in der Probe vorliegen. Für das Versuchsergebnis ist jeweils der schwächste Bereich der Zugprobe maßgeblich. Die Bruchdehnung A der Zugprobe kann durch Summe aus Gleichmaßdehnung A_g und zusätzlicher Dehnung des eingeschnürten Probenbereichs A_e ausgedrückt werden. Der Dehnungsanteil des Einschnürbereichs A_e an der Bruchdehnung steigt mit abnehmender Anfangsmesslänge L_0 , wodurch an kürzeren Proben eine größere Bruchdehnung gemessen wird [116]. Ein weiterer Einfluss kann der geometrisch bedingte Unterschied im Spannungszustand der eingeschnürten Probenbereiche der verschiedenen Probenformen unter Zugbelastung darstellen. Eine leicht erhöhte Festigkeit und stark überhöhte Bruchdehnung ähnlicher Kleinzugproben im Vergleich zu Normproben ist demnach typisch und in der Literatur bereits dokumentiert [18]. Die Qualifizierung der Kleinzugproben kann, trotz eingeschränkter Übertragbarkeit der Zugkurven auf gängige Normproben, abschließend als erfolgreich bewertet werden, da alle in 4.3 genannten Anforderungen erfüllt werden.

Das Spannungs-Dehnungsverhalten der wärmebehandelten 22MnB5-Zugproben verändert sich in Abhängigkeit zur Austenitisierungszeit. Die Annahme einer unvollständig martensitischen Gefügeausbildung infolge unvollständiger Austenitisierung bei einer Prozesszeit von 90 s wird durch die hohe Dehnung bei geringer Festigkeit der zugehörigen Kurve im Spannungs-Dehnungs-Diagramm bestätigt. Ähnlich den Härteauswertungen der Ringproben-Versuche, stellt sich auch hier ein ab einer Prozesszeit von 130 s ein nahezu konstantes Festigkeits- und Bruchdehnungsniveau ein. Dies weist auf eine praktisch vollständige Ausprägung der mechanischen Eigenschaften und validiert somit diesen Zeitpunkt. Der bei fortschreitender Prozesszeit festgestellte Abfall der Gleichmaßdehnung bei konstantem Festigkeits- und Bruchdehnungsniveau könnte auf den ebenfalls leicht abfallenden Fließbeginn (0,2 %-Dehngrenze) zurückzuführen sein und stimmt mit ähnlichen Beobachtungen in der Literatur überein [18]. Die Literaturangaben zu den mechanischen Kennwerten in Abhängigkeit der Prozesszeit liegen allerdings nur für ein Zeitfenster von ca. 210 s bis 600 s vor. Die Literaturangabe der Gleichmaßdehnung deckt sich mit den Erkenntnissen aus dieser Arbeit, die angegebene Zugfestigkeit von ca. 1600 MPa liegt auf Grund der höheren Abkühlgeschwindigkeit etwas über den hier gemessenen Werten. Auf eine Prüfung von 22MnB5-Kleinzugproben ohne eine KTL-Simulationsbehandlung bei 170 °C wird im Rahmen dieser Arbeit verzichtet, da durch diese Behandlung (bezugnehmend auf die Ergebnisse aus 4.1.4) keine nennenswerte Eigenschaftsänderung zu erwarten ist.

Der Einfluss einer der Härtung nachgeschalteten KTL-Simulation auf die Eigenschaften des X15Cr13 ist auf Basis der in 4.1.4 gewonnenen Erkenntnisse hingegen zu erwarten. Ohne diese Nachbehandlung zeigt sich ein sprödes Werkstoffversagen im Zugversuch, gekennzeichnet durch ein praktisch gänzlich Ausbleiben plastischer Verformung. Die Zugfestigkeit bleibt mit 1359 MPa deutlich unter den Erwartungen, die sich aus der hohen Härte und den Vergleichswerten des 22MnB5 ergeben. Der Werkstoff ist in diesem Zustand nicht gebrauchsfähig. Eine KTL-Simulation bei 170 °C verändert das Werkstoffverhalten im Zugversuch deutlich. Es bildet sich über das gesamte untersuchte Spektrum der Austenitisierungszeiten ein einheitlich hohes Niveau von Zugfestigkeit und Dehngrenze aus. Die Dehnungskennwerte, insbesondere die Bruchdehnung, schwanken hingegen in Abhängigkeit der Prozesszeit stark und weisen ferner eine jeweils hohe Messwertstreuung auf. Dieses Verhalten deutet auf eine unzureichende Entspannung des Martensitgefüges hin, mit der Folge eines im Übergang von spröde zu duktil befindlichen Bruchverhaltens. Das Muster dieses Versagensverhaltens infolge niedriger Anlasstemperaturen ist für ähnliche Stähle aus der Literatur bekannt [117]. Der Werkstoff kann in diesem Zustand auf Grund der großen Unsicherheit des Dehnungsverhaltens ebenfalls nicht als gebrauchsfähig eingestuft werden. Eine Temperaturerhöhung der KTL-Simulation auf 200 °C minimiert die Schwankungsbreite und Standardabweichungen der Dehnungskennwerte erheblich. Die Festigkeitskennwerte bleiben über das untersuchte Zeitfenster weitgehend unverändert. Die Erhöhung der Anlass temperatur von 170 °C auf 200 °C hat einen leichten Abfall der Zugfestigkeit zur Folge, diese liegt aber dennoch über den Werten des 22MnB5. Ein aus den Ergebnissen der Auswertung der Austenitisierungsversuche mit X15Cr13-Ringproben (5.1.2) zu erwartender Festigkeitsanstieg mit zunehmender Austenitisierungszeit wird nicht beobachtet, da durch die Anlassbehandlung das Festigkeitsniveau gesenkt und diese Unterschiede ausgeglichen werden. Die Bruchdehnung steigt anfänglich und verbleibt ab einer Prozesszeit von 315 s auf konstantem Niveau, das deutlich über dem des 22MnB5 liegt. Dies spricht für eine weitgehend abgeschlossene Austenitisierung ab diesem Zeitpunkt, der damit allerdings vor dem zuvor bestimmten Zeitpunkt von 390 s liegt. Zu berücksichtigen ist auch hierbei der Einfluss der Anlassbehandlung auf die Ergebnisse der Zugproben im Gegensatz zu den ausschließlich gehärteten Ringproben. Die großen zeitlichen Abstände der Messpunkte führen ferner zu einer nur mäßigen Präzision bei der Bestimmung der nötigen Zeit zur Erreichung von A_{hom} . Die von der Austenitisierungszeit in weiten Teilen unabhängige Ausprägung eines konstanten Eigenschaftsprofils bescheinigt dem X15Cr13 ein breites Prozessfenster. In diesem Zustand ist der Werkstoff durchaus gebrauchsfähig und in Bezug auf die mechanischen Eigenschaften dem 22MnB5 deutlich überlegen. Dies bezeugt vor allem das gegenüber dem 22MnB5 um 18,8 % höhere spezifische Arbeitsaufnahmevermögen des X15Cr13, welches insbesondere für die Anwendung in crashrelevanten Fahrzeugstrukturen Optimierungspotential birgt. Mit der ebenfalls nichtrostenden martensitischen Stahlgüte X46Cr13 werden, allerdings bei deutlich höherem Kohlenstoffgehalt, Bruchdehnungen zwischen 4 % und 5 % bei einer Zugfestigkeit von 1700 MPa bis 1900 MPa in einer ähnlichen Prozessroute erzielt. Aus der Literatur sind keine ausführlichen Untersuchungen zu den Eigenschaften des Versuchswerkstoffs X15Cr13 in vergleichbaren Wärmebehandlungszuständen bekannt. Abschließend bleibt festzuhalten, dass sowohl die gemittelten Messkurven, als auch die bestimmten Kennwerte aus

den Zugversuchen sehr geringe Standardabweichungen und einen Probenbruch stets im Auswertebereich aufweisen. Die Ergebnisse können demzufolge als verlässlich betrachtet werden.

6.3 Diskussion der Vorgehensweise

6.3.1 Werkstoffauswahl

Die getroffene Auswahl der Versuchswerkstoffe erweist sich in Bezug auf die Anforderungen und die Zielsetzung der Arbeit als zielführend. Die Standardgüte für das Presshärten 22MnB5 ist zwar in Hinblick auf deren Eigenschaften weitgehend erforscht, dennoch wird mit den vorliegenden Erkenntnissen zur Abhängigkeit von Eigenschaften vom Austenitisierungszustand der Forschungsstand erweitert. Ferner dienen die Ergebnisse des 22MnB5 als Referenz für den untersuchten Alternativwerkstoff X15Cr13.

Die vorteilhaften mechanischen Eigenschaften des X15Cr13 wurden bereits eingehend erörtert. Als weiteren Mehrwert bietet der als „nichtrostender Stahl“ eingestufte Werkstoff eine gute Korrosionsbeständigkeit unter Witterungs- und Feuchtbedingungen [118] [Anhang 9.6.1]. Das Korrosionsverhalten wird in dieser Arbeit nicht untersucht. Eine Wärmebehandlung kann sich nachteilig auf die Korrosionsbeständigkeit des Werkstoffs auswirken. So kann eine Anlassbehandlung zu einer Veränderung der Kohlenstoffstruktur und zur Ausscheidung von Chromkarbiden führen, wodurch das für den Korrosionsschutz erforderliche gelöste Chrom abgebunden werden kann [119] [117]. Die Ausscheidung von Chromkarbiden und die damit verbundene Abnahme des Korrosionswiderstands beginnt ab einer Anlasstemperatur von ca. 480 °C, welche mit der Anlasstemperatur von 200 °C in dieser Arbeit deutlich unterschritten wird [120, p. E 50]. Daher ist auch nach der Wärmebehandlung mit einer guten Korrosionsresistenz zu rechnen. Ferner kann sich die Austenitisierungstemperatur auf das Korrosionsverhalten auswirken. Nach der Literatur ist die beste Korrosionsbeständigkeit für einen ähnlichen Stahlwerkstoff bei einer Austenitisierungstemperatur von 1050 °C gegeben [121]. Weiterführende Untersuchungen zu den korrosionsspezifischen Einflüssen der jeweilig gewählten Prozessroute sind zu empfehlen. Auf Grund des geringeren Kohlenstoffgehalts bietet der X15Cr13 eine bessere Korrosionsbeständigkeit als der ebenfalls als „nichtrostend“ eingestufte Werkstoff X46Cr13, der vom Hersteller nur als mittelmäßig korrosionsbeständig eingeordnet wird [Anhang 9.3.1]. Eine gute Schweißbarkeit kann für weitere Verarbeitungsschritte nach dem Presshärten erforderlich sein. Mit steigendem Kohlenstoffgehalt martensitischer Stähle steigt die Kaltrissgefahr und die Schweißneigung nimmt ab [122, pp. 3-58]. Es wird für Schweißkonstruktionen ein maximaler Kohlenstoffgehalt von 0,15 % empfohlen, um eine Aufhärtung von Schweißgut und Wärmeeinflusszone zu vermeiden. Der Werkstoff X46Cr13 ist nicht schweißgeeignet [37, p. 621][Anhang 9.3.1]. Der X15Cr13 ist hingegen bedingt schweißbar und kann somit bei ausreichender Vorwärmung schweißtechnisch verarbeitet werden [122, pp. 3-58][Anhang 9.6.1]. Die Vorteile des in dieser Arbeit untersuchten Alternativwerkstoffs X15Cr13 gegenüber dem für das Presshärteverfahren bereits erprobten X46Cr13 sind auf Basis der zuvor genannten Erkenntnisse offensichtlich. Verglichen mit dem 22MnB5 ist die Schweißneigung des X15Cr13 hingegen ungünstiger. Als nachteilig können ferner die höheren Materialkosten auf Grund des hohen Chromgehalts sowie die nötigen höheren Austenitisierungstemperaturen angeführt werden, die zu einer Kostensteigerung des

Presshärteprozesses führen können. Dennoch sind Austenitisierungs- und Umformtemperaturen von bis zu 1100 °C im Presshärteverfahren heute Stand der Technik und bringen den vorteilhaften Effekt einer Kraftreduktion zur Umformung und somit vermindertem Werkzeugverschleiß mit sich [123]. Eine Anwendung der in dieser Arbeit entwickelten Methode zur Bestimmung des Austenitisierungszustands auf die gewählten Versuchswerkstoffe ist aus der Literatur nicht bekannt.

6.3.2 Ansatz zur Prozessbeschreibung

Das zeit- und temperaturabhängige Austenitisierungsverhalten der beiden Versuchswerkstoffe ist aus den isothermen Austenitisierungsversuchen bekannt. Auf Basis der Temperatur-Zeit Wertepaare bei angenommener vollständiger Austenitisierung werden die Parameter H_{erf} und C bestimmt, um den Prozess mit Hilfe der Gleichungen nach Hollomon und Jaffe zu beschreiben. Die gewählte Berechnungsvorschrift für C erweist sich zur Bestimmung des Parameters H_{erf} bei minimaler Standardabweichung als zielführend, da die Berechnungsergebnisse somit bestmöglich an die Messergebnisse angepasst werden. Die Verwendung der Wertepaare bei minimaler M_s -Temperatur erscheint für den 22MnB5 unstrittig, da diese Minima mit den Maxima der Härte zeitlich korrelieren. Die Härtemaxima sind schwach ausgeprägt und liegen innerhalb der Messwertstreuung. Für den X15Cr13 ist hingegen die zu verwendende Datengrundlage zu diskutieren, begründet durch die beschriebene und begründete zeitliche Diskrepanz dieser Werte. Als Alternative zu den Wertepaaren bei Maximalhärte, die in dieser Arbeit die Grundlage für die Berechnung bilden, werden in der folgenden Betrachtung die der M_s -Temperaturen zur Berechnung der Parameter herangezogen. Dadurch ändern sich die Parameter C von 27,88 auf 89,02 und H_{erf} von 34,465 auf 114,987. Aufgetragen im Temperatur-Zeit-Diagramm sind die Messpunkte bei minimaler M_s -Temperatur und die Kurven auf Basis des Ansatzes mit den alternativen Werten der Parameter H_{erf} und C in Abbildung 92.

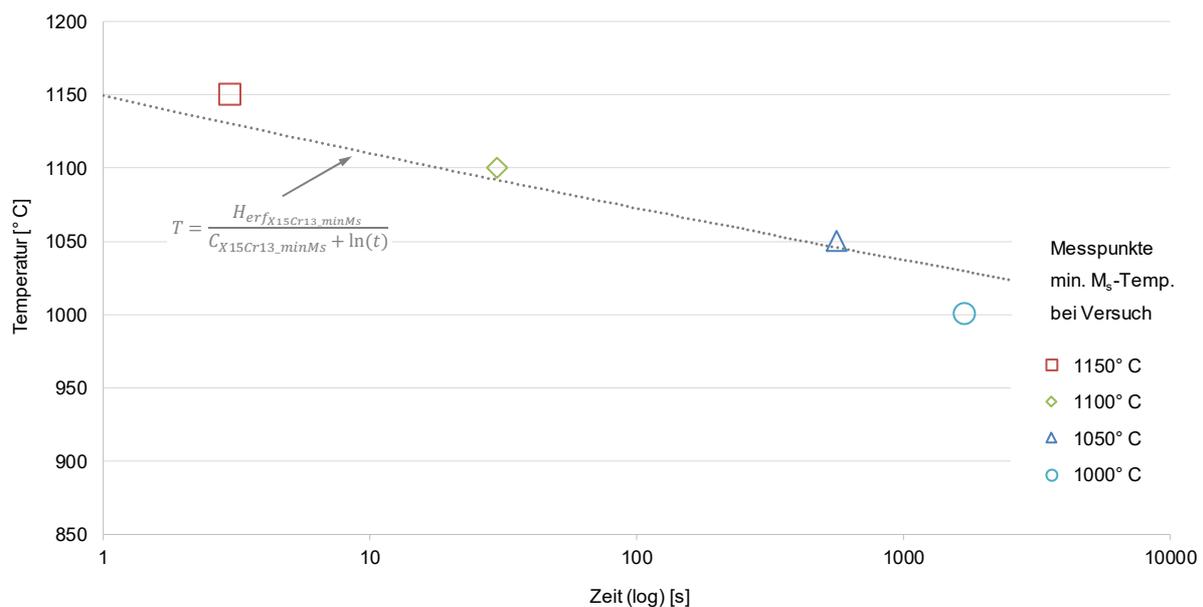


Abbildung 92: Temperatur über Zeit: berechnete alternative Parameter X15Cr13

Die strukturelle Lage der Messpunkte unterscheidet sich stark von der ursprünglichen und der des 22MnB5 (vergleiche Abbildung 53 und Abbildung 54). Die Messpunkte können von der Berechnungskurve kaum abgebildet werden. Diese Betrachtung gilt demnach als weiteres Indiz für mangelnde Plausibilität der M_s -Temperatur Minima als Datengrundlage für die Berechnungen und unterstreicht die Schlüssigkeit der ursprünglichen Datengrundlage auf Basis der Messpunkte bei maximaler Härte.

Eine Extrapolation der Berechnungskurven über die äußeren Messpunkte hinaus ist für beide Werkstoffe nur bedingt zu empfehlen, da die Grenzen der Übereinstimmung mit Messergebnissen nicht bekannt sind. Für eine verlässliche Bestimmung dieser Grenzen sind deutlich mehr Messpunkte bei höheren und niedrigeren Temperaturen erforderlich. Mit dem gewählten Ansatz lassen sich die Ergebnisse der isothermen Versuche beider Werkstoffe bei guter Übereinstimmung abbilden. Die zuvor aufgeführten JMatPro®-Berechnungen, welchen ein Berechnungsansatz auf Basis der JMAK-Gleichung zu Grunde liegt, bilden die Versuchsergebnisse hingegen wesentlich unpräziser ab. Eine Unterscheidung von Karbidauflösungs- und Homogenisierungsprozessen ist auf Basis der vorliegenden Daten nicht möglich. Die Notwendigkeit einer solchen Trennung ist entsprechend der Zielsetzung der Arbeit nicht gegeben, da der Austenitisierungszustand gesucht ist, infolgedessen die günstigsten mechanischen Eigenschaften des resultierenden martensitischen Gefüges hervorgehen. Die Versuchsergebnisse legen nahe, dass dieser Zustand bei den in Tabelle 10 eingetragenen Messpunkten vorliegt und mit den ermittelten Werten aus Tabelle 11 auf Basis des Ansatzes nach Hollomon und Jaffe temperatur- oder zeitabhängig berechnet werden kann.

6.3.3 Verfahren zur Berechnung der Austenitisierungszeit

Den Berechnungen zur Austenitisierungszeit liegt die Annahme zugrunde, dass der optimale Austenitisierungszustand vorliegt, sobald der entsprechende Wert von H_{erf} erreicht ist. Diese Annahme hat sich für die isothermen Temperatur-Zeit-Verläufe bereits als praktikabel erwiesen und wird auf die Anwendbarkeit auf prozesstypische Aufheizverläufe hin überprüft. Das Modell sieht als Berechnungsgrundlage Gl. 3.5 vor. Die daraus abgeleitete Gl. 5.2 überträgt diese Vorschrift in eine numerisch berechenbare Form, in die die linearen Segmente der Aufheizverläufe eingesetzt werden können. Zunächst stellt sich hierbei die Frage nach der nötigen Auflösung, um hinreichend genaue Ergebnisse erzielen zu können. Beispielhaft sind daher die Ergebnisse für $t_{\text{erf_Ac1}}$ über der Anzahl der numerischen Zeitschritte der Berechnung für den 22MnB5 in Abbildung 93 und für den X15Cr13 in Abbildung 94 aufgetragen.

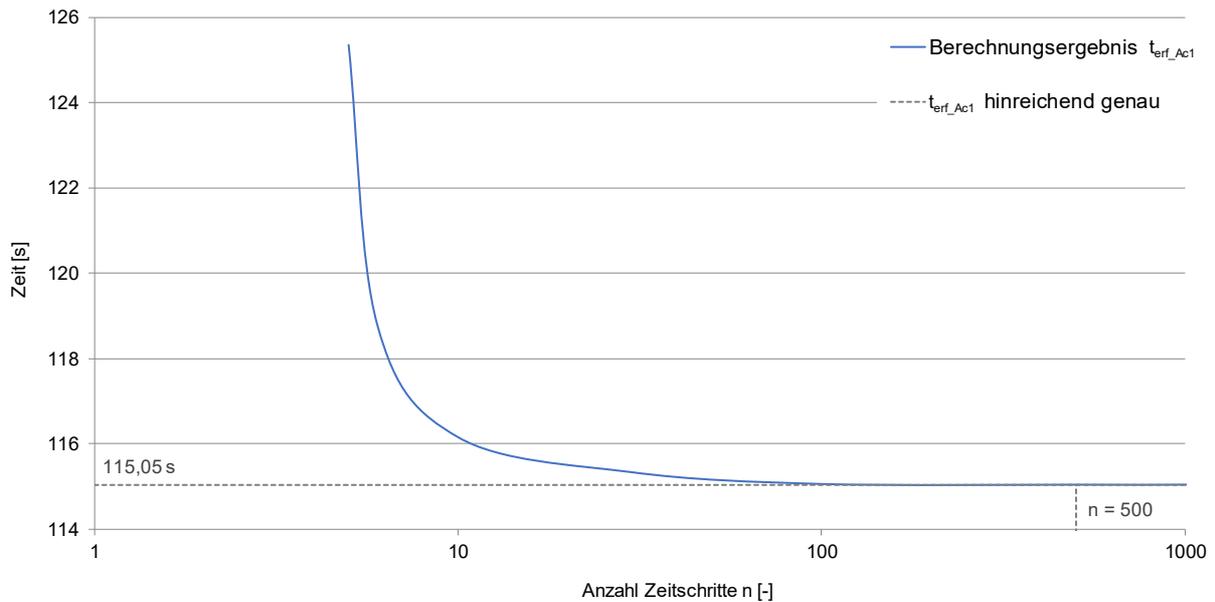


Abbildung 93: Berechnungsergebnis für $t_{\text{eref_Ac1}}$ in Abhängigkeit zur Anzahl der Zeitschritte (22MnB5)

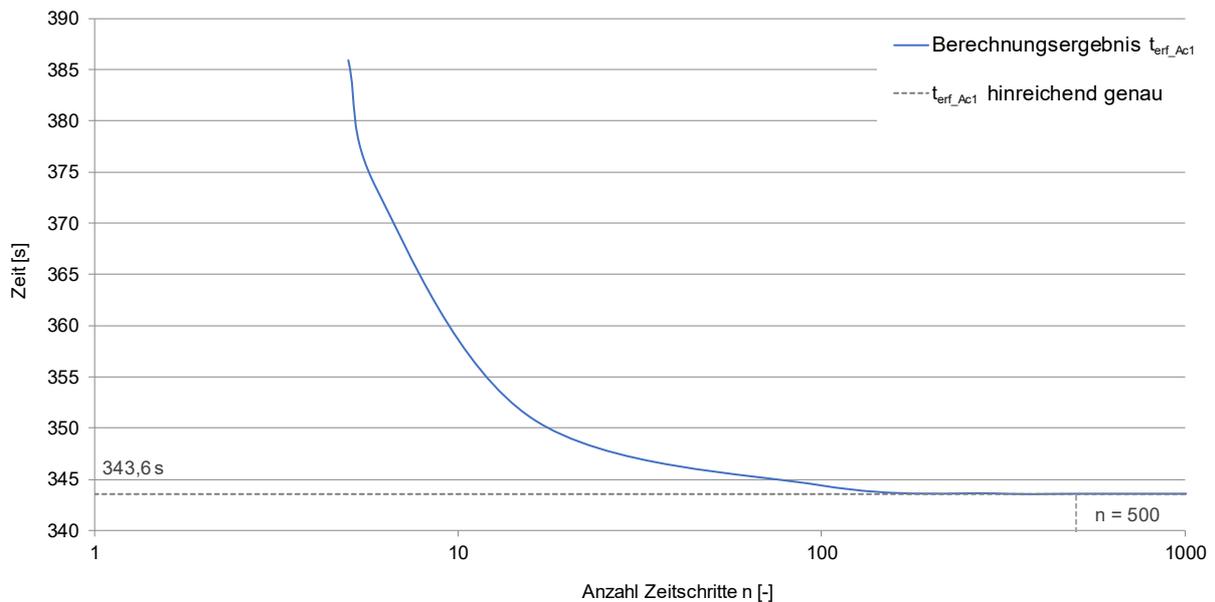


Abbildung 94: Berechnungsergebnis für $t_{\text{eref_Ac1}}$ in Abhängigkeit zur Anzahl der Zeitschritte (X15Cr13)

Aus diesen Betrachtungen geht hervor, dass für die unterschiedlichen Aufheizverläufe beider Werkstoffe, unabhängig von der Prozessgesamtzeit, ab einer Auflösung von 500 Zeitschritten hinreichend genaue Berechnungsergebnisse erzielt werden.

Die numerische Integration bedarf der Definition eines Startpunktes, ab dem die Umwandlungsprozesse ablaufen können. Als solche bieten sich die Umwandlungspunkte A_{c1} oder A_{c3} mit jeweiligen Vor- und Nachteilen an. Theoretisch ist weder A_{c1} noch A_{c3} ein idealer Startpunkt. Die Kristallgitterstruktur wandelt bei den gewählten Aufheizraten nicht schlagartig im gesamten Werkstoffvolumen zu einem bestimmten Zeitpunkt um, sondern sukzessive bis zur vollständigen Umwandlung. Ab der A_{c1} -Temperatur beginnt der $\alpha \rightarrow \gamma$ Umwandlungsprozess. Im entstehenden Austenit können sich bereits Karbide lösen, während im

restlichen, nicht umgewandelten Gefügeanteil noch das ferritische Ausgangsgefüge vorliegt. So ist nach JMatPro®-Berechnung für den 22MnB5 der gesamte Zementit bereits vor dem Erreichen der A_{c3} -Temperatur im entstehenden Austenit gelöst (vergleiche Abbildung 57). Die A_{c1} -Temperatur entspricht demnach einem zu frühen Startpunkt. Bei Erreichung der A_{c3} -Temperatur ist hingegen die $\alpha \rightarrow \gamma$ Umwandlung vollständig abgeschlossen, während Karbidauflösungsprozesse in Teilen des Gefüges bereits stattgefunden haben. Die A_{c3} -Temperatur entspricht demnach einem zu späten Startpunkt. Der theoretisch ideale Startpunkt liegt folglich zwischen diesen Temperaturen. Der Unterschied der berechneten Zeit t_{erf} für beide Startpunkte kann mit 3,0 % (22MnB5) und 2,0 % (X15Cr13) als gering eingeschätzt werden. Dies verdeutlicht, dass der exakten Lage des Startpunktes eine untergeordnete Rolle zuzuschreiben ist. Veranschaulicht sind diese Unterschiede sowie ein Vergleich zum Versuchsergebnis und zu den JMatPro®-Berechnungen aus 6.1.2 in Abbildung 95.

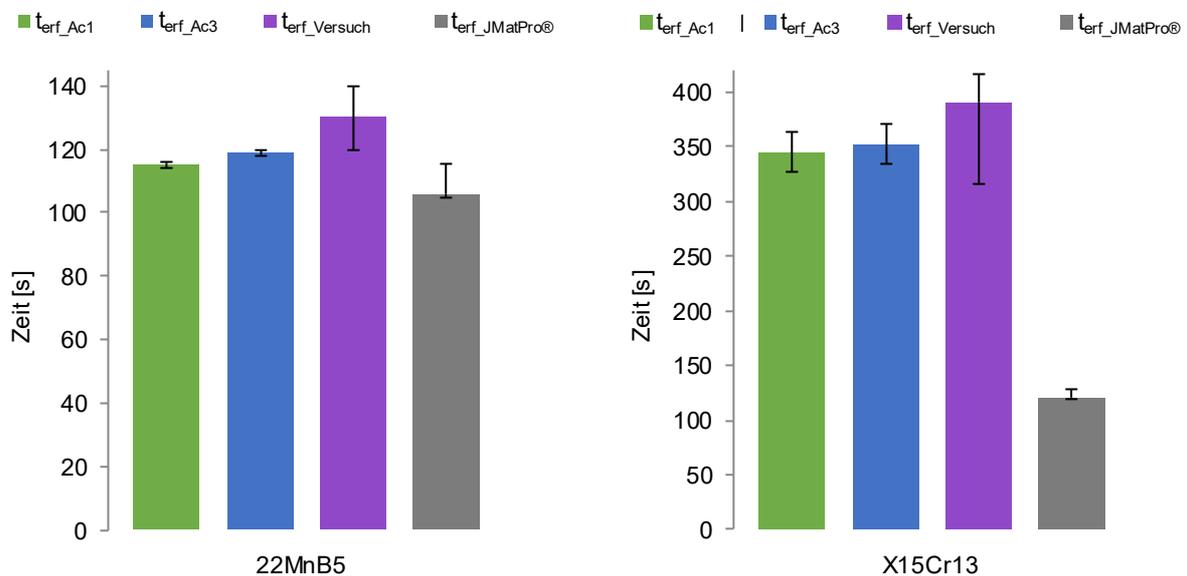


Abbildung 95: Vergleich von Ergebnissen aus Berechnungen und Versuch für t_{erf}

Eingetragen sind im Diagramm zusätzlich die zu erwartende Streubreite der berechneten Zeiten, die sich aus der Standardabweichung von H_{erf} ergibt. Diese fällt für den X15Cr13 höher aus, da ein größerer Zeitbereich mit einer begrenzten Anzahl an Messpunkten abgedeckt wird. Die Streubreite der gemessenen Zeit t_{erf} entspricht mit dem zeitlichen Abstand zu den nächsten Messpunkten einer konservativen Abschätzung und fällt daher entsprechend großzügig aus. Insgesamt können die Streubreiten als überschaubar betrachtet werden. Die empirisch ermittelten und validierten Zeiten $t_{\text{erf_Versuch}}$ werden von den Berechnungen auf Basis des Hollomon-Jaffe Ansatzes bei beiden Werkstoffen leicht unterschätzt. Es zeigt sich, dass die in dieser Arbeit angewendete Berechnungsmethode für die Fälle der hier diskutierten Ausgangssituationen zu einer besseren Näherung an das Versuchsergebnis führt als die der kommerziellen Software, insbesondere im Falle des hochlegierten Stahls X15Cr13.

Ein direkter Zusammenhang zwischen dem sich aus dem Aufheizverlauf ergebenden Hollomon-Jaffe Parameter H und der erzielbaren Werkstoffhärte kann auf Basis der X15Cr13-Versuchsergebnisse für den Temperaturbereich 1050 °C bis 1150 °C und den Härtebereich von 555 HV 10 bis 597 HV 10 festgestellt werden. Daraus resultiert eine Vorhersagbarkeit der Werkstoffhärte infolge der Austenitisierungsparameter innerhalb dieses Fensters. Die mit der Zunahme von H verbundene Härtesteigerung ist auf fortschreitende Karbidauflösung bei Temperaturen über 1050 °C zurückzuführen [109] [110]. Ein analog ausgeprägtes Verhalten wird für den 22MnB5 nicht beobachtet. Dies könnte darauf zurückzuführen sein, dass die sich im Austenit schnell lösenden, feinen Karbide des Typs Fe_3C zu einer vergleichsweise geringen Härtesteigerung führen.

7 Zusammenfassung und Ausblick

Der Austenitisierungsvorgang ist bei klassischer Ofenerwärmung ein zeit- und energieintensiver Prozessschritt der Fertigungsroute des Presshärtens und dient zur Einstellung eines härtbaren Ausgangsgefüges, welches bei geeigneter Abkühlung in martensitisches Gefüge umwandelt. Ein möglichst homogener und feinkörniger Austenit wirkt sich positiv auf die mechanischen Eigenschaften des resultierenden Martensits aus. Konventionell bilden Zeit-Temperatur-Austenitisierungsdiagramme oder Erfahrungswerte die Grundlage zur Ermittlung von Austenitisierungstemperatur und -zeit. In dieser Arbeit wird eine Methodik entwickelt, um die passende Austenitisierungszeit zur Erzielung günstiger mechanischer Werkstoffeigenschaften bei prozesstypischer Erwärmungs- und Abkühlstrategie zu berechnen. Die Anwendbarkeit auf niedrig- und hochlegierte Stähle wird untersucht. Als Versuchswerkstoff dient neben dem Standardwerkstoff 22MnB5 die Stahlgüte X15Cr13 mit dem Ziel, einen korrosionsbeständigen Alternativwerkstoff mit überlegenen mechanischen Eigenschaften für den Presshärteprozess zu qualifizieren. Der Austenitisierungszustand wird in Abhängigkeit des Reaktionsfortschritts auf Basis des Hollomon-Jaffe Parameters beschrieben. Die dazu nötigen Werkstoffkennwerte der Stähle 22MnB5 und X15Cr13 werden aus Austenitisierungsversuchen im Dilatometer für isotherme Temperaturführung bestimmt und anhand eines prozessnahen Aufheizverlaufs validiert. Messungen von Härte und Martensitstarttemperatur der abgeschreckten Proben geben dabei Aufschluss über den Austenitisierungszustand. Zur Bestimmung der mechanischen Eigenschaften in Abhängigkeit des Wärmebehandlungszustands in Zugversuchen werden Kleinzugproben entwickelt, welche sich sowohl zur gezielten Wärmebehandlung im Dilatometer als auch zur Zugprüfung mit optischer Dehnungsmessung eignen.

Die Ergebnisse der isothermen Austenitisierungsversuche lassen sich mit dem gewählten Ansatz gut abbilden. Die empirisch ermittelten und validierten erforderlichen Austenitisierungszeiten werden von den Berechnungen auf Basis des Hollomon-Jaffe Ansatzes bei beiden Werkstoffen leicht unterschätzt, liegen aber innerhalb der zu erwartenden Streubreite. Im Vergleich zu konventionellen Berechnungsansätzen, wie sie auch kommerzieller Software zu Grunde liegen, liefert die hier verwendete Methode insbesondere für den hochlegierten Stahl X15Cr13 eine bessere Näherung an die Versuchsergebnisse. Zur vollständigen Ausprägung der mechanischen Eigenschaften ist für den 22MnB5 eine Prozesszeit von ca. 130 s erforderlich, woraus ein Optimierungspotential für den industriellen Prozess resultiert. Zur vollständigen Austenitisierung des X15Cr13 sind hingegen höhere Temperaturen und größere Zeitspannen erforderlich. Ohne Anlassbehandlung in Form eines KTL-Prozesses wird die maximale Härte nach einer Prozesszeit von ca. 390 s erreicht. Es zeigt sich, dass der Werkstoff in diesem Zustand infolge des spröden Bruchverhaltens weder ausreichende Festigkeit noch Verformungsfähigkeit aufweist, um ihn als gebrauchsfähig einstufen zu können. Eine KTL-Behandlung bei einer Temperatur von 200 °C verleiht dem Werkstoff indes ein breites Zeitfenster zur Austenitisierung, worin mit konstant hohen Festigkeits- und Verformungskennwerten zu rechnen ist, welche die Kennwerte des 22MnB5 deutlich übertreffen. Ein direkter Zusammenhang zwischen dem sich aus dem Aufheizverlauf ergebenden Hollomon-Jaffe Parameters und der erzielbaren Werkstoffhärte kann in Grenzen abgeleitet werden.

Weiterführende Untersuchungen sind in Hinblick auf die Verarbeitungseigenschaften des X15Cr13 zu empfehlen. Kenntnisse über das Werkstoffverhalten bei Warmumformung sowie die Interaktion mit dem Presswerkzeug sind zu gewinnen. Zur Gewährleistung einer schweißtechnischen Verarbeitung des Werkstoffs ohne nachteilige Eigenschaftsveränderung sind geeignete Schweißparameter und Schweißzusatzwerkstoffe zu bestimmen. Die Korrosionsbeständigkeit aus diesem Werkstoff hergestellter Bauteile ist unter Betriebsbedingungen empirisch zu bestätigen. Eine abschließende Validierung des zu erwartenden Werkstoffverhaltens unter realitätsnaher Belastung könnte anhand von zerstörenden Bauteilversuchen erfolgen.

Die vorliegende Arbeit zeigt das werkstoffliche Optimierungspotential für Presshärtestähle hinsichtlich der mechanischen Eigenschaften beispielhaft an einem Alternativwerkstoff auf. Hochfeste Stähle werden als wirtschaftlich attraktive Alternative zu anderen Leichtbauwerkstoffen voraussichtlich auch in Zukunft eine tragende Rolle in PKW-Karosseriestrukturen spielen. Die Erschließung eines breiteren Spektrums an Werkstoffen für das Presshärten vor dem Hintergrund stetig steigender technischer, technologischer und wirtschaftlicher Anforderungen an die Bauteile könnte ein interessantes Tätigkeitsfeld zukünftiger Forschungsaktivitäten darstellen.

8 Literaturverzeichnis

- [1] VERORDNUNG (EG) Nr. 443/2009 DES EUROPÄISCHEN PARLAMENTS UND DES RATES, 23.04.2009.
- [2] C. Brünglinghaus, „Karosserie-Leichtbau: ein 100 Milliarden-Markt entsteht,“ *lightweightdesign*, p. 1, 21 10 2013.
- [3] J. Staeves, *Höherfeste Stähle für die Karosserie*, München: Vortrag an der TU München, 2004.
- [4] H. Ferkel und O. Hoffmann, „Entwicklungen und Potenziale für den Werkstoff Stahl,“ *Lightweight Design*, 06 2012.
- [5] O. Eichhorn, „Der neue Polo - wertig und dynamisch,“ in *Aachener Karosserietage 2009*, Aachen, 2009.
- [6] L. Ickert, L. Eckstein, D. Thomas und T. Tröster, *FAT-Schriftenreihe 244*, 2012: Verband der Automobilindustrie, 2012.
- [7] ThyssenKrupp InCar plus, „Warmumformung maßgeschneidert,“ *ATZ extra*, p. 3, 10 2014.
- [8] A. Sundgren, M. Lindberg und G. Berglund, „Method for manufacturing quenched thin-walled metal hollow casing by blow-moulding“. Deutschland Patent DE69803588D1, 17 07 2001.
- [9] J. Dr. Dörr und R. Garcia Gomez, „Innenhochdruck-Umformverfahren“. Deutschland Patent DE 102007018395 B4, 17 02 2011.
- [10] „Schlanke A-Säule: Bessere Sicht, weniger Gewicht,“ *ATZ extra*, 10 2014.
- [11] R. Neugebauer, A. Sterzing und A. Gröschel, „Prozessgröße Temperatur - Warmumformung von Karosseriewerkstoffen,“ in *4. Chemnitzer Kolloquium: Werkstoffe und Technologien*, Chemnitz, 2005.
- [12] S. Jüttner und O. Schwedler, „Formhärten im Automobilbau: 1. Wissenschaftliche Grundlagen,“ in *Autouni*, Wolfsburg, 2013.
- [13] T. Tröster und J. Niewel, „Einsatz des induktiven Erwärmens und Ermittlung der entsprechenden Prozessfenster für das Presshärten,“ Verlag und Vertriebsgesellschaft mbH, Düsseldorf, 2014.
- [14] B.-A. Behrens und S. Hübner, „Verfahren zum induktiven Erwärmen eines Blechs und Erwärmungseinrichtung dafür“. Deutschland Patent DE 10 2014 102 033.2, 22 09 2016.
- [15] Feuser, P. S., Ein Ansatz zur Herstellung von pressgehärteten Karosseriekomponenten mit maßgeschneiderten Eigenschaften: Temperierte Umformwerkzeuge. Prozessfenster, Prozesssimulation und funktionale Untersuchung. Dissertation., Bamberg: Meisenbach Verlag, 2012.
- [16] S. Sikora, J. Banik, S. Graff, R. Laurenz und F.-J. Lenze, „Tailored Tempering - Maßgeschneiderte Werkstoffeigenschaften für warmumgeformte Bauteile,“ *ThyssenKrupp techforum*, pp. 11 - 15, 01 2012.
- [17] K. Pudenz, „Automobiler Leichtbau mit Stahl,“ *SpringerProfessional*, 12 02 2013.

- [18] B.-A. e. a. Behrens, „Untersuchung der Eignung alternativer Blechwerkstoffe für das Presshärten,“ Europäische Forschungsgesellschaft für Blechverarbeitung e.V., Hannover, 2013.
- [19] T. Schulz und T. Müller, „Hochfeste Stähle unterstützen den Leichtbau im Automobilbereich,“ *Stahl+Technik*, Nr. 6/7, p. 92, 04 06 2019.
- [20] Y. Granbom, Structure and mechanical properties of dual phase steels - An experimental and theoretical analysis, Stockholm: Royal Institute of Technology, 2010.
- [21] D. Quitter, „Stahlentwicklung global,“ *konstruktionspraxis*, 18 01 2011.
- [22] Thyssen Krupp Steel AG, *Produktinformationsblatt: Martensitphasen-Stahl MS-W®*, Firmenschrift, 2013.
- [23] DIN EN 10268:2013-12.
- [24] O Grässel, L Krüger, G Frommeyer, L.W Meyer, „High strength Fe–Mn–(Al, Si) TRIP/TWIP steels development — properties — application,“ *International Journal of Plasticity*, Bd. 16, Nr. 10–11, pp. 1391-1409, 2000.
- [25] D. Raabe, D. Ponge, O. Dmitrieva und B. Sander, „Designing Ultrahigh Strength Steels with Good Ductility by Combining Transformation Induced Plasticity and Martensite Aging,“ *Advanced Engineering Materials*, pp. 547 - 555, Band 11 2009.
- [26] G. Frommeyer und R. Rablbauer, „Entwicklung hochfester und supraduktiler Leichtbaustähle für die Verkehrstechnik,“ Max-Planck-Gesellschaft, 2006.
- [27] J. Lechler, „Beschreibung und Modellierung des Werkstoffverhaltens von presshärtbaren Bor-Manganstählen,“ Meisenbach, Bamberg, 2008.
- [28] M. Naderi, Hot Stamping of Ultra High Strength Steels, Aachen: RWTH Aachen, 2008, Dissertation.
- [29] R. Köpke, „China hat zu viele Kapazitäten aufgebaut,“ *VDI Nachrichten*, Nr. 38, 18.09.2015.
- [30] D. Liedtke, *Merkblatt 450: Wärmebehandlung von Stahl – Härten, Anlassen, Vergüten, Bainitisieren*, Düsseldorf: Wirtschaftsvereinigung Stahl, 2005.
- [31] A. Paul, C. Fäth, F. Schieck, W.-G. Drossel und N. Pierschel, „Wirkmedienbasiertes Presshärten von 26MnB5 am Beispiel einer komplexen Bauteilgeometrie,“ in *Tagungsband zum 8. Erlanger Workshop Warmblechformung 2013*, Erlangen, 2013.
- [32] T. Murakami, J. Naitou, K. Okita und S. Ikeda, „STEEL SHEET FOR HOT PRESSING USE, PRESS-FORMED PRODUCT, AND METHOD FOR MANUFACTURING PRESS-FORMED PRODUCT“, Japan Patent 20150027602, 29 01 2015.
- [33] T. Svec und M. Merklein, „Hot Stamping - Process Window for the Austenitization of a Dualphase Steel,“ in *4th International Conference Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel*, Wissenschaftliche Scripten, 2013.
- [34] M. Braun und E. Schleichert, „Kennwerte nach Maß - Lufthärtbare Vergütungsstähle,“ *Konstruktion - Zeitschrift für Produktentwicklung und Ingenieur-Werkstoffe*, pp. IW5-IW6, Ausgabe 09/2006.

- [35] T. Tröster, H. Block, T. Marten und N. Weiß, „Crash performance of the new press hardenable steel 15MnB6,“ in *MATFEM Conference 2014*, Schloss Hohenkammer, 2014.
- [36] E. Meza-García, A. Rautenstrauch, V. Kräusel und D. Landgrebe, „Press hardening of a martensitic stainless steel sheet alloy for manufacturing a side sill demonstrator with tailored properties,“ in *5th International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High Performance Steel*, Toronto, 2015.
- [37] C. Bouché, M. Dubbel, A. Leitner und F. Sass, *Dubbels Taschenbuch für den Maschinenbau*, Berlin, Heidelberg: Springer, 1966.
- [38] DIN 17022-1:1994-10, *Begriffe der Wärmebehandlung von Eisenwerkstoffen*.
- [39] C. R. Brooks, *Principles of the austenitisation of steels*, London u.a.: Elsevier Applied Science, 1992.
- [40] SEP 1680:1990-12, *Aufstellung von Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubildern für Eisenlegierungen*.
- [41] J. Orlich, A. Rose und P. Wiest, *Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle*, Düsseldorf: Stahleisen m. b. H., 1973.
- [42] A. Katsamas, „A computational study of austenite formation kinetics in rapidly heated steels,“ *Surface and Coatings Technology*, Bd. 201, Nr. 14, p. 6414, 2007.
- [43] Spezzapria, M. et al., „Effect of Prior Microstructure and Heating Rate on the Austenitization Kinetics of 39NiCrMo3 Steel,“ *steel research int.*, Bd. 5, Nr. 88, pp. 1-10, 2017.
- [44] M. Schwenk, *Numerische Modellierung der induktiven Ein- und Zweifrequenzrandschichthärtung*, Karlsruhe: KIT Scientific Publishing, 2012.
- [45] F. G. Caballero, C. Capdevila und C. García de Andrés, „Influence of scale parameters of pearlite on the kinetics of anisothermal pearlite-to-austenite transformation in a eutectoid steel,“ *Scripta Materialia*, Bd. 42, Nr. 12, p. 1159, 2000.
- [46] G. Sheard und J. Nutting, „Influence of iron carbide morphology on nucleation and grain growth of austenite,“ *Metals Technology*, Bd. 7, Nr. 1, p. 192, 1980.
- [47] P. Malecki und A. Barbacki, „On the mechanism of cementite dissolution in austenite,“ *steel research*, Bd. 59, Nr. 3, p. 121, 1988.
- [48] W. Jäniche, W. Dahl und H.-F. Klärner, *Werkstoffkunde Stahl Band 1: Grundlagen*, Berlin: Springer, 1984.
- [49] G. R. Speich, A. Szirmai und M. J. Richards, in *Transactions of the Metallurgical Society of AIME 245*, 1969, pp. 1063-1074.
- [50] Dr.-Ing. D. Liedtke, *Merkblatt 450 - Wärmebehandlung von Stahl*, Düsseldorf: Wirtschaftsvereinigung Stahl, 2005.
- [51] E. C. Bain, *Functions of the Alloying Elements in Steel*, Cleveland: American Society for Metals, 1939.
- [52] A. M. Richard, „Influence of heating rate and temperature on austenite grain size during reheating steel,“ in *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, Napitupulu, 2017.

- [53] J. Grosch, B. Kocjancic und G. Reichelt, „Geschwindigkeitsbestimmende Vorgänge bei der Kurzzeitaustenitisierung,“ *Härtereitechnische Mitteilungen*, Bd. 39, Nr. 5, p. 199, 1984.
- [54] N. S. Bailey, W. Tan und Y. C. Shin, „Predictive modeling and experimental results for residual stresses in laser hardening of AISI 4140 steel by a high power diode laser,“ *Surface and Coatings Technology*, Bd. 203, Nr. 14, p. 2003, 2009.
- [55] DIN EN ISO 643:2017, *Mikrophotographische Bestimmung der erkennbaren Korngröße [Entwurf]*.
- [56] A. Kolmogoroff, „Zur Statistik der Kristallisationsvorgänge in Metallen,“ *Izv. Akad. Nauk SSSR Ser. Mat.*, Bd. 1, Nr. 3, p. 355, 1937.
- [57] W. A. Johnson und R. F. Mehl, „Reaction Kinetics in Processes of Nucleation and Growth,“ *Transactions of the American Institute of Mining and Metallurgical Engineers*, Nr. 135, p. 416, 1939.
- [58] M. Avrami, „Kinetics of Phase Change. I General Theory,“ *J. Chem. Phys.*, Bd. 7, Nr. 12, p. 1107, 1939.
- [59] M. Avrami, „Kinetics of Phase Change. II Transformation-Time Relations for Random Distribution of Nuclei,“ *J. Chem. Phys.*, Bd. 8, Nr. 2, p. 212, 1940.
- [60] M. Avrami, „Kinetics of Phase Change. III Granulation, Phase Change, and Microstructure,“ *J. Chem. Phys.*, Bd. 9, Nr. 2, p. 177, 1940.
- [61] M. C. Weinberg, D. P. Birnie III und V. A. Shneidman, „Crystallization kinetics and the JMAK equation,“ *Journal of Non-Crystalline Solids*, Bd. 219, p. 89, 1997.
- [62] G. Molinder, „A quantitative study of the formation of austenite and the solution of cementite at different austenitizing temperatures for a 1.27% carbon steel,“ *Acta Metallurgica*, Bd. 4, Nr. 6, p. 565, November 1956.
- [63] R. R. Judd und H. W. Paxton, „Kinetics of austenite formation from spheroidized ferrite-carbide aggregate,“ *Transactions of the Metallurgical Society of Aime*, Bd. 242, p. 206, 1968.
- [64] A. Jacot und M. Rappaz, „A COMBINED MODEL FOR THE DESCRIPTION OF AUSTENITIZATION, HOMOGENIZATION AND GRAIN GROWTH IN HYPOEUTECTOID Fe–C STEELS DURING HEATING,“ *Acta mater.*, Bd. 47, Nr. 5, p. 1645, 1998.
- [65] R. C. Dykhuizen, C. V. Robino und G. A. Knorovsky, „A method for extracting phase change kinetics from dilatation for multistep transformations: Austenitization of a low carbon steel,“ *Metallurgical and Materials Transactions B*, Bd. 30, Nr. 1, p. 107, 1999.
- [66] T. Mioković, V. Schulze, O. Vöhringer und D. Löhe, „Prediction of phase transformations during laser surface hardening of AISI 4140 including the effects of inhomogeneous austenite formation,“ *Materials Science and Engineering: A*, Bde. %1 von %2435-436, p. 547, 2006.
- [67] F. Liu, F. Sommer, C. Bos und E. J. Mittemeijer, „Analysis of solid state phase transformation,“ *International Materials Reviews*, Bd. 52, Nr. 4, p. 193, 2007.

- [68] N. Saunders, Z. Guo, X. Li, A. P. Miodownik und J.-P. Schillé, „Using JMatPro to Model Materials Properties and Behavior,“ *JOM*, p. 60, 2003.
- [69] H.-J. Bargel und G. Schulze, *Werkstoffkunde*, Berlin Heidelberg: Springer, 2008.
- [70] R.E. Reed-Hill, *Physical Metallurgy Principles*, D. Van Nostrand Co.: New York, 1973, pp. 701-747.
- [71] Hollomon, J.H., Jaffe, L.D., „Time-temperature relations in tempering steel“. *Trans. AIME*, v. 162, 1943, pp. 223-249..
- [72] S. Arrhenius, „Über die Reaktionsgeschwindigkeit bei der Inversion von Rohrzucker durch Säuren,“ *Zeitschrift für Physikalische Chemie*, Bd. 4, Nr. 1, pp. 226-248, 1889.
- [73] Murphy, S. & Woodhead, J.H. *MT* (1972) 3: 727. doi:10.1007/BF02642758.
- [74] T. Réti, M. Gergely und P. Tardy, „Mathematica treatment of non-isothermal transformations,“ *Materials Science and Technology*, pp. 365-372, Volume 3 1987.
- [75] C. F. Matta, L. Massa, A. V. Gubskaya und E. Knoll, „Can One Take the Logarithm or the Sine of a Dimensioned Quantity or a Unit? Dimensional Analysis Involving Transcendental Functions,“ *Journal of Chemical Education*, Bd. 88, Nr. 1, pp. 67-70, 2011.
- [76] Z. JANJUŠEVI, Z. GULIŠIJA, M. MIHAILOVI und A. PATARI, „The investigation of applicability of the Hollomon-Jaffe equation on tempering the HSLA steel,“ *Chemical Industry and Chemical Engineering Quarterly*, 09 2009.
- [77] Y. Wei, *Microstructural characterization and mechanical properties of super 13% Cr steel*, The University of Sheffield, 2005.
- [78] F. R. Larson and J. Miller: *Trans. ASME*, 1952, vol. 74, p. 765..
- [79] Furtado, H. C., L. H. De Almeida, and I. Le May. "Damage and Remaining Life Estimation in High Temperature Plant With Variable Operating Conditions." *OMMI* 5.1 (2008): 1-10..
- [80] F. R. Larson and J. Salmas: *Trans. ASM*, 1954, vol. 46, pt. 2, pp. 1377–97..
- [81] W. Jost, *Diffusion in solids, liquids, gases*, New York: Academic Press Inc., 1960.
- [82] H. K. D. H. Bhadeshia, „Martensite in steels,“ *Materials Science and Metallurgy*, <http://www.msm.cam.ac.uk/phase-trans/2002/martensite.html>, 2002.
- [83] H. K. D. H. Bhadeshia, „Martensitic Transformation,“ in *Encyclopedia of Materials: Science and Technology*, Elsevier Science Ltd., 2001, p. 5203.
- [84] H. K. D. H. Bhadeshia, „Driving force for martensitic transformation in steels,“ *Metal Science*, Bd. 15, p. 175, 1981.
- [85] H.-S. Yang und H. K. D. H. Bhadeshia, „Austenite Grain Size and the Martensite–Start Temperature,“ *Scripta Materialia*, Bd. 60, p. 493, 2009.
- [86] K.-H. Grosse-Brinkhaus, „Elektrotauchlackierung - was ist das eigentlich?,“ *Gesellschaft Deutscher Chemiker e.V. (GDCh) / BASF Coatings AG*, <http://archiv.aktuelle-wochenschau.de/2006/woche49b/woche49b.html>, 2006.

- [87] D. Rosenau-Tornow, „Ganzheitlich prozessorientierte Entscheidungsunterstützung am Beispiel der Automobillackierung : Ein Beitrag zum industriellen Stoffstrommanagement,“ Institut für Geographie und Geoökologie der TU Braunschweig, Braunschweig, 2005 (urn:nbn:de:gbv:084-7107).
- [88] T. O. L. K. P. S. H. S. C. Gerstenberger, „Processing and characterization of cathodic dip coated metal/composite-laminates,“ *ARCHIVES OF CIVIL AND MECHANICAL ENGINEERING*, Bd. 16, pp. 497-472, 2016.
- [89] DIN EN 10020:2000-06, *Begriffsbestimmung für die Einteilung der Stähle*.
- [90] H. K. K.-H. L. W. Aukskel, „Zur Frage der Kohlenstoffbestimmung bei emissionspektrometrischen Verwechslungsprüfungen an Stählen,“ *Arch. Eisenhuettenwes.Archiv fuer das Eisenhuettenwesen*, Bd. 53, Nr. 12, pp. 475-478, 1982.
- [91] R. Yakura, M. Matsuda, D. T. Sakai und D. A. Ueno, „Effect of Inclusion Size on Fatigue Properties in Very High Cycle Region of Low Alloy Steel Used for Solid type Crankshaft,“ *Kobelco Technology Review* , Nr. 35, p. 1, 2017.
- [92] SEP 1240:2006-07, *Prüf- und Dokumentationsrichtlinie für die experimentelle Ermittlung mechanischer Kennwerte von Feinblechen aus Stahl für die CAE-Berechnung*.
- [93] DIN 50125:2016-12, *Prüfung metallischer Werkstoffe – Zugproben*.
- [94] *DIN EN ISO 6892-1: 2017-05, Metallische Werkstoffe – Zugversuch – Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur (ISO 6892-1:2016)*.
- [95] SEP 1681:1998-06, *Richtlinien für Vorbereitung, Durchführung und Auswertung dilatometrischer Umwandlungsuntersuchungen an Eisenlegierungen*.
- [96] H. K. D. H. B. H.-S. Yang, „Uncertainties in dilatometric determination of martensite start temperature,“ *Materials Science and Technology*, Bd. 23, Nr. 5, pp. 556-560, 2007.
- [97] F. Rapatz, H. Krainer und J. Frehser , *Die Edelstähle*, Heidelberg: Springer, 1962.
- [98] M. D. T. Lilian D. Barlow, „Effect of the austenitising heat treatment on the microstructure and hardness of martensitic stainless steel AISI 420,“ *Journal of Materials Engineering and Performance*, Bd. 21, Nr. 7, pp. 1327-1336, 2012.
- [99] DIN EN ISO 6507-1:2006-03, *Metallische Werkstoffe – Härteprüfung nach Vickers – Teil 1: Prüfverfahren (ISO 6507-1:2005)*.
- [100] GOM GmbH, *Grundlagen der digitalen Bildkorrelation und Dehnungsberechnung - Technical White Paper*, 2018.
- [101] H. K. D. H. Bhadeshia, S. A. David, J. M. Vitek und R. R. W. , „Stress induced transformation to bainite in Fe–Cr–Mo–C pressure vessel steel,“ *Materials Science and Technology* , Bd. 7, Nr. 8, p. 686, 1991.
- [102] M. Burger, F. Neitzel und R. Lichtenberger, „Einsatzpotential der digitalen Bildkorrelation,“ in *Ingenieurvermessung 17*, Graz, Österreich, 2017.

- [103] DIN EN ISO 18265:2014-02, *Metallische Werkstoffe – Umwertung von Härtewerten (18265:2004-02)*.
- [104] H. Wayne Beatty und D. G. Fink, *Standard Handbook for Electrical Engineers*, McGraw-Hill Professional, 2013.
- [105] M. C. Tsai, C. S. Chiou, J. S. Du und J. R. Yang, „Phase transformation in AISI 410 stainless steel,“ *Materials Science and Engineering*, Bd. A332, p. 1, 2002.
- [106] G. Gosh und G. B. Olson, „Kinetics of F.C.C. → B.C.C. heterogeneous martensitic nucleation—I. The critical driving force for athermal nucleation,“ *Acta Metallurgica et Materialia*, Bd. 42, Nr. 10, p. 3361, 1994.
- [107] L. D. Barlow und M. Du Toit, „Effect of Austenitizing Heat Treatment on the Microstructure and Hardness of Martensitic Stainless Steel AISI 420,“ *Journal of Materials Engineering and Performance*, Bd. 21, Nr. 7, p. 1327, 2012.
- [108] S. Salem, „Alloyed steel intended for hot rolling mill rolls,“ *Metal Science and Heat Treatment*, Bd. 35, Nr. 11, p. 657, 1993.
- [109] A. Rajasekhar, G. Madhusudhan Reddy, C. Mohandas und V. S. R. Murthi, „Influence of austenitizing temperature on microstructure and mechanical properties of AISI 431 martensitic stainless steel electron beam welds,“ *Materials and Design*, Bd. 30, p. 1612, 2009.
- [110] I. Calliari, M. Zanesco, M. Dabalà, K. Brunelli und E. Ramous, „Investigation of microstructure and properties of a Ni–Mo martensitic stainless steel,“ *Materials and Design*, Bd. 29, Nr. 1, p. 246, 2008.
- [111] G. F. Vander Voort, „Revealing Prior-Austenite Grain Boundaries in Heat Treated Steels,“ *Microsc. Microanal.*, Bd. 16, Nr. 2, p. 774, 2010.
- [112] P. Baldinger, G. Posch und A. Kneissl, „Pikrinsäureätzung zur Austenitkorncharakterisierung mikrolegierter Stähle,“ *Praktische Metallographie*, Bd. 31, Nr. 5, p. 252, 1994.
- [113] L. Zhang und D. C. Guo, „A general etchant for revealing prior-austenite grain boundaries in steels,“ *Materials Characterization*, Bd. 30, Nr. 4, p. 299, 1993.
- [114] H.-J. Wink und D. Krätschmer, „Charakterisierung und Modellierung des Bruchverhaltens von Punktschweißverbindungen in pressgehärteten Stählen,“ in *LS-Dyna Forum*, Ulm, 2012.
- [115] H. Wohlfahrt, „Simulation der Vorgänge im Schmelzbad beim Laserstrahlschweißen zur Voraussage von Nahtausbildung, Gefüge, erzug und Schweißspannungen : Schlußbericht,“ Technische Universität Braunschweig, Braunschweig, 2001.
- [116] P. Fischer, „Einfluß von Probenlänge, Dehngeschwindigkeit, und Drahtdurchmesser auf die Bruchlast und Bruchdehnung beim Zugversuch an Drähten,“ *Draht-Welt*, Bd. 52, Nr. 2, pp. 61-66, 1966.
- [117] A. Nasery Isfahany, H. Saghafian und G. Borhani, „The effect of heat treatment on mechanical properties and corrosion behavior of AISI420 martensitic stainless steel,“ *Journal of Alloys and Compounds*, Bd. 509, Nr. 9, p. 3931, 2011.

- [118] D. E. 10088-2:2005-09, *Nichtrostende Stähle - Teil 2: Technische Lieferbedingungen für Blech und Band aus korrosionsbeständigen Stählen für die allgemeine Verwendung (DIN EN 10088-2:1995-08)*.
- [119] R. Godec und V. Doleček, „Influence of different heat treatments on corrosion resistance of martensitic stainless steels,“ *Materials and Corrosion*, Bd. 45, Nr. 9, p. 517, 1994.
- [120] K.-H. Grote und J. Feldhusen, *Dubbel: Taschenbuch für den Maschinenbau*, Berlin: Springer, 2006.
- [121] Siska Prifharni, Moch. Syaiful Anwar und dan Efendi Maburri, „The Influence of Heat Treatment on Microstructure and Corrosion Resistance of 13Cr-1Mo Martensitic Stainless Steel,“ *Widyariset*, Bd. 2, Nr. 1, p. 9, 2016.
- [122] voestalpine Böhler Welding Austria GmbH, *Böhler-Handbuch "Wissenswertes für den Schweißer"*, Kapfenberg: voestalpine Böhler Welding Austria GmbH, 2013.
- [123] D. Quitter, „Warmumformung von Edelstahl in nur einem Prozessschritt,“ *konstruktionspraxis*, 15 03 2013.

9 Anhang

9.3 Kapitel 3

9.3.1 Datenblatt X46Cr13

Corrodur 4034

WERKSTOFFDATENBLATT
X46Cr13
1.4034

NICHTTROTENDER MARTENSITISCHER CHROM-STAHL

CHEMISCHE ZUSAMMENSETZUNG (IN MASSEN-% NACH DIN EN 10088-3)

	C	Si	Mn	P	S	Cr
min.	0,43	-	-	-	-	12,5
max.	0,5	1,0	1,0	0,04	0,03	14,5

CHEMISCHE ZUSAMMENSETZUNG (IN MASSEN-% NACH ASTM A276)

	C	Si	Mn	P	S	Cr
min.	0,15	-	-	-	-	12,0
max.	-	1,0	1,0	0,04	0,03	14,0

Kundenspezifische Einschränkungen der Normanalyse sind nach Rücksprache mit der Deutschen Edelstahlwerke GmbH möglich.

VERWENDUNGSHINWEISE

Corrodur 4034 zeichnet sich durch die Möglichkeit einer hohen Härteannahme, verbunden mit einer guten Korrosionsbeständigkeit in mäßig aggressiven Medien aus. Aufgrund seines höheren Kohlenstoffgehaltes ist dieser Stahl besser härtbar als Corrodur 4031. Corrodur 4034 wird für Schneidwerkzeuge in der Lebensmittelindustrie, chirurgische Instrumente und für Wälzlager eingesetzt.

BESONDERE EIGENSCHAFTEN

- » ferromagnetische Güte
- » härtbar auf 55 HRC
- » hochglanzpolierbar

NORMEN UND BEZEICHNUNGEN

DIN EN 10088-3	1.4034 X46Cr13
AISI	420
UNS	S42000
B.S.	420S45
AFNOR	Z44C14 / Z38C13M
GOST	40Ch13
UNE	F.3405

ALLGEMEINE EIGENSCHAFTEN

Korrosionsbeständigkeit	mittel
Mechanische Eigenschaften	ausgezeichnet
Schmiedbarkeit	gut
Schweißneigung	schlecht
Spanbarkeit	schlecht

12/01/2016 2015-0040 Seite 01



Corrodur 4034

WERKSTOFFDATENBLATT
X46Cr13
1.4034
PHYSIKALISCHE EIGENSCHAFTEN

Dichte in kg/dm ³	7,7
Elektrischer Widerstand bei 20°C in (Ω mm ²)/m	0,55
Magnetisierbarkeit	vorhanden
Wärmeleitfähigkeit bei 20°C in W/(m K)	30
Spezifische Wärmekapazität bei 20°C in J/(kg K)	460
E-Modul in GPa bei	
» 20°C	215
» 100°C	212
» 200°C	205
» 300°C	200
» 400°C	190
Mittlerer Wärmeausdehnungskoeffizient in 10 ⁻⁶ K ⁻¹	
» 20°C - 100°C	10,5
» 20°C - 200°C	11,0
» 20°C - 300°C	11,5
» 20°C - 400°C	12,0

ANWENDUNGSGEBIETE

- » Maschinenbau
- » Medizintechnik
- » Pharmazeutische Industrie
- » Schneidwarenindustrie
- » Wälzlagerindustrie
- » Automobilindustrie

VERARBEITUNG

Automatenbearbeitung	selten
Spangebende Verarbeitung	ja
Freiform- und Gesenkschmieden	selten
Kaltumformung	selten
Kaltstauchen	nicht üblich
Polierbarkeit	ja

**TEMPERATUREN FÜR
WARMUMFORMUNG UND WÄRMEBEHANDLUNG****WARMUMFORMUNG**

Temperatur in °C	Abkühlung
1100 - 800	Ofen, Luft, langsame Abkühlung

WÄRMEBEHANDLUNG

Temperatur in °C	Abkühlung
Weichglühen (+A)	750 - 850 Ofen, Luft, langsame Abkühlung
Vergüten ¹ (+QT850 ²)	
» Härten	950 - 1050 Luft, Öl, schnelle Abkühlung
» Anlassen	650 - 700 Luft
Spannungs- armglühen (+SR)	200 -

- ¹ Corrodur 4034 wird selten vergütet.
Diese Güte wird meist gehärtet eingesetzt.
² Index hinter QT steht für die minimale Festigkeit

Bei der Wärmebehandlung sollte der Temperaturbereich zwischen 425°C und 525°C aufgrund der 475°C-Versprödung möglichst schnell durchlaufen werden.



Corrodur 4034

WERKSTOFFDATENBLATT
X46Cr13
1.4034
KORROSIONSBESTÄNDIGKEIT
(PREN = 12,5 – 14,5)

Corrodur 4034 zeigt sowohl eine gute Korrosionsbeständigkeit in aggressiven, nicht chloridhaltigen Medien, wie Seifen, Lösungsmitteln und organischen Säuren als auch in Wasser und Wasserdampf. Jedoch ist Corrodur 4034 im Lieferzustand nicht gegen interkristalline Korrosion beständig.

Aufgrund der Ausscheidung von Chromkarbiden und der Bildung von angrenzenden chromverarmten Bereichen sollte Corrodur 4034 nicht im weichgeglühten oder hochangelassenen Zustand verwendet werden, wenn eine gute Korrosionsbeständigkeit gewünscht ist. Die beste Korrosionsbeständigkeit liegt im vergüteten Zustand mit polierter Oberfläche vor.

Angriffsmittel	Konzentration	Temperatur	Beständigkeit
NaCl	gesättigt	20°C	Gefahr der Lochkorrosion
Meerwasser	-	20°C	Gefahr der Lochkorrosion
Wasserdampf	-	400°C	beständig
Salpetersäure	7 %	20°C	beständig
Schwefelsäure	1 %	20°C	unbeständig
Ameisensäure	10 %	20°C	kaum beständig

Grundlage dieser Korrosionsbeständigkeitsangaben sind Laborversuche mit reinen Angriffsmitteln und optimalen Probenkörpern. Hinweis: Bei diesen Ergebnissen handelt es sich um eine unverbindliche Angabe.

SCHWEISSEN

Im Allgemeinen sollte Corrodur 4034 nicht geschweißt werden. Kann das Schweißen nicht vermieden werden, sind entsprechende Vorsichtsmaßnahmen zu ergreifen (Vorwärmung auf 350°C - 400°C, Wärmenachbehandlung bei ca. 650°C).

SCHMIEDEN

Zuerst muss eine langsame Erwärmung auf über 800°C erfolgen, gefolgt von einer schnelleren Aufheizung auf Temperaturen von 1050°C bis 1150°C. Geschmiedet wird zwischen 1100°C und 800°C mit anschließender, langsamer Abkühlung im Ofen oder in trockenen Aschen.



Corrodur 4034

WERKSTOFFDATENBLATT
X46Cr13
1.4034
MECHANISCHE EIGENSCHAFTEN BEI RAUMTEMPERATUR
IM WÄRMEBEHANDELTEN ZUSTAND NACH DIN EN 10088-3

Ø in mm	Wärmebehandlungs- zustand	Härte in HB	R _{p0,2} in MPa	R _m in MPa	Z in %	A ₅ in %		AV in J	
						längs	quer	längs	quer
alle	+A	≤ 245	-	≤ 800	-	-	-	-	-
≤ 160	+QT800 ¹	-	≥ 650	800 - 1000	-	≥ 10	-	≥ 12	-

¹ Index hinter QT steht für die minimale Festigkeit

Für dickere Abmessungen (d > 160 mm) müssen die mechanischen Eigenschaften vereinbart werden oder die Lieferung erfolgt in Anlehnung an die angegebenen Werte.

SPANENDE BEARBEITUNG

Die Bearbeitbarkeit von Corrodur 4034 hängt direkt von der Härte und Festigkeit (ähnlich der bekannter Baustahlgüten gleicher Härte) ab. Für das Zerspanen von Corrodur 4034 (+A, R_m: 700 - 800 MPa) schlagen wir Ihnen folgende Schnittbedingungen (mit beschichtetem Hartmetall) vor:

SCHNITTBEDINGUNGEN

Bearbeitungsart	Schnittgeschwindigkeit in m/min	Spantiefe in mm	Vorschub in mm/U	Werkzeugwinkel		
				Spanwinkel	Freiwinkel	Neigungswinkel
Bohren	40 - 100	-	0,05 - 0,16	140° Spitzenwinkel	140° Spitzenwinkel	-
Drehen	80 - 200	6	0,1 - 0,5	10° - 16°	6° - 8°	-4° und 4°
Fräsen	140 - 295	-	0,15 - 0,3	-	-	-

Schnittdaten sind als Anhaltswerte zu sehen und dienen nur zu einer Einschätzung der Bearbeitungsparameter. Analysevarianten zur Optimierung der Zerspanungseigenschaften auf Anfrage.

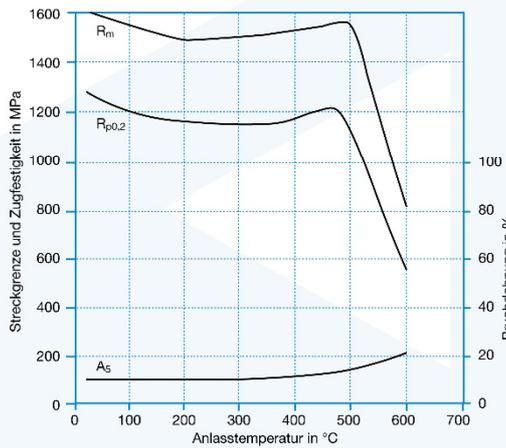
12/01/2016 2015-0040 2015-0040 Seite 04

DEUTSCHE EDELSTAHLWERKE

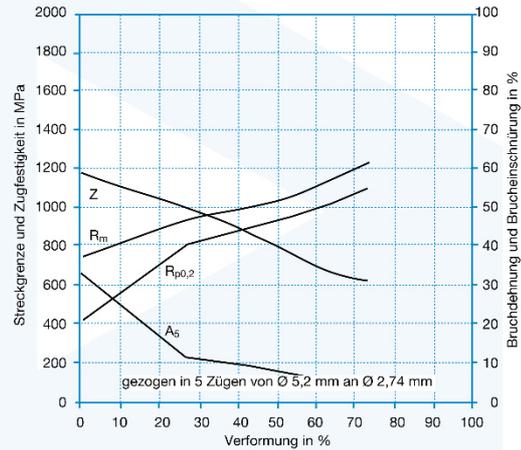

Corrodur 4034

WERKSTOFFDATENBLATT
X46Cr13
1.4034

ANLASSSCHAUBILD



VERFESTIGUNGSDIAGRAMM



LIEFERMÖGLICHKEITEN

Walzdraht	Ø 5,5 - 30,0 mm
Stabstahl	Ø 5,5 - 320,0 mm
Blankstahl in Stäben	Ø 5,0 - 250,0 mm
Blankstahl in Ringen	Ø 5,0 - 20,0 mm

Ausführungen: weichgeglüht, vergütet, gebeizt, gezogen, geschmiedet, gerichtet, geschält und geschliffen.
Abmessungen > 320 mm nach Rücksprache.

Unser gesamtes Lieferprogramm (Rohblöcke, Strangguss etc.) finden Sie in der Broschüre „Hightech-Lösungen für die Welt von morgen“ auf unserer Homepage www.dew-stahl.com.

Wir behalten uns ausdrücklich vor, die Inhalte unserer Datenblätter ohne gesonderte Ankündigung jederzeit zu verändern, zu löschen und/oder in sonstiger Weise zu bearbeiten. Irrtümer und Druckfehler vorbehalten.

Deutsche Edelstahlwerke GmbH
 Auestr. 4
 58452 Witten
 Fon: +49 (0) 2302 29 - 0
 Fax: +49 (0) 2302 29 - 4000

info@dew-stahl.com
www.dew-stahl.com

12/01/2016 2015-0040 Seite 05

SCHMOLZ + BICKENBACH GROUP



9.3.2 JMatPro® (Version 7.0) - Hilfeseite Austenitkorngrößenberechnung

Estimation of the austenite grain size

Grain size of general steels is calculated using the formula below:

$$D^a = Ct \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right)$$

where grain size D in mm, a and C are material constants, Q is the activation energy and R the gas constant, the temperature T in Kelvin, and time t in second. Generally $a=4$, $C=0.4948 \times 10^{14} \text{ mm}^4/\text{second}$, and $Q/R=63900$ give satisfactory results.

- Input the temperature and the time at temperature.
- Press  to calculate the grain size in ASTM and microns
- If you have entered this calculation from another property calculation, the *Paste back* button will copy the result back to the initial calculation window.

9.4 Kapitel 4

9.4.1 Chemische Analyse der Versuchswerkstoffe

22MnB5

Nr	C	Si	Mn	P	S	Cu	Al	Cr	Mo	Ni	V	Ti	Nb	Co	W	Pb	B
1	0,256	0,269	1,206	0,019	0,004	0,004	0,037	0,228	0,014	0,017	0,013	0,034	0	0,013	0,009	0	0,0028
2	0,261	0,273	1,202	0,02	0,005	0,004	0,098	0,23	0,016	0,018	0,014	0,036	0	0,014	0,013	0	0,0029
3	0,25	0,277	1,205	0,02	0,004	0,004	0,052	0,232	0,015	0,018	0,014	0,034	0	0,015	0,013	0	0,0028
4	0,252	0,273	1,203	0,02	0,004	0,005	0,061	0,23	0,015	0,017	0,014	0,034	0	0,014	0,014	0	0,0028
5	0,254	0,278	1,205	0,021	0,005	0,005	0,063	0,232	0,015	0,017	0,015	0,035	0	0,017	0,016	0	0,0029
Mittelwert	0,255	0,274	1,204	0,02	0,004	0,004	0,062	0,23	0,015	0,018	0,014	0,035	0	0,015	0,013	0	0,0028
Standard- abweichung	0,004	0,004	0,002	0,001	0,001	0,001	0,022	0,002	0,001	0,001	0,001	0,001	0,000	0,002	0,003	0,000	0,000

X15Cr13

Nr	C	Si	Mn	P	S	Cu	Al	Cr	Mo	Ni	V	Ti	Nb	Co	W	
1	0,160	0,276	0,371	0,025	0,009	0,103	0,000	13,25	0,089	0,243	0,076	0,016	0,000	0,037	0,045	
2	0,159	0,287	0,380	0,025	0,009	0,105	0,000	13,37	0,089	0,244	0,077	0,016	0,000	0,039	0,053	
3	0,163	0,282	0,366	0,025	0,009	0,104	0,000	13,35	0,088	0,245	0,076	0,016	0,000	0,039	0,049	
4	0,159	0,284	0,378	0,026	0,009	0,104	0,000	13,38	0,089	0,245	0,077	0,016	0,000	0,039	0,051	
5	0,156	0,290	0,372	0,026	0,009	0,107	0,000	13,46	0,089	0,247	0,078	0,017	0,001	0,040	0,055	
Mittelwert	0,159	0,284	0,373	0,025	0,009	0,105	0,000	13,36	0,089	0,245	0,077	0,016	0,000	0,039	0,051	
Standard- abweichung		0,003	0,005	0,006	0,001	0,000	0,002	0,000	0,075	0,000	0,001	0,001	0,000	0,000	0,001	0,004

Alle Angaben in wt%

9.4.2 Datenblätter der Versuchswerkstoffe

22MnB5

SSAB

Sida 1 (1)

SSAB EMEA AB, SE-781 84 BORLÄNGE, Sweden

Kontrollintyg 3.1 EN 10 204 - 3.1	A02	Utfärdande avdelning Kvalitetsavdelningen	A05	Köparens ordernr	A07	Vårt ordernr AB1397-23	A08	Fakturanr 7107905	A19	Intygnr och datum 14583400 2013-12-02	A03																					
Köpare A11 TRIAL MATERIAL STOCK GÖTEBORG GODSGATAN 8 418 79 GÖTEBORG	82073	Produkt B01 Kv klockugnsglödgd plåt rullar	Märkning Tillverkare, MATERIALID	B06	Standard Doccol Stålsort DOCOL 1500 BOR A	B02	Antal B08 1	Dimensioner [mm] T 2 B 1250 L 0	B09-B11	Vikt [kg] 10600	B12	Lev. tillst. B04	Referens nummer B16																			
Intygmottagare TRIAL MATERIAL STOCK GÖTEBORG GÖTEBORG	A06	Kundens märke	A06	8 418 79	B15	MATERIALID 90-7703-503904B	B07	Kemisk sammansättning					C71-C82	Carbon equivalent etc Ceqv = C + Mn/6 + (Ni + Cu)/15 + (Cr + Mo + V)/5	C93-C99																	
Charge 66-7703	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Ti	Cu	Al	Nb	B	N	Ceqv	232	27	1.18	.009	.001	.20	.11	.03	.01	.04	.01	.035	.001	.0030	.004	.48
Provvyp C04	Verkskod C00	Provstav position C01	Riktning C02	Behandling B05	Provvav typ C10	Temp [gr C] C03	Provresultat C03	Produktionstid: 2013-11-30																								

Härmed intygas att ovannämnt material uppfyller orderns fordringar.	Z02	Intyget är framställt elektroniskt och giltigt utan signering Material Testing/ L Smedh/ M Eriksson/ L Söderqvist	Z01	A22	A04 DOCOL HIGH STRENGTH STEEL www.docol.com	PRODCOL/EMEA
--	-----	--	-----	-----	---	--------------

Docol PHS 1500

General Product Description

Hardenable boron steel for the automotive industry. Available as both hot rolled and cold rolled. Docol PHS 1500 steels are specially developed for parts and components that are manufactured by both direct and indirect hot stamping. Applications include safety parts such as door impact beams, bumper systems and B-pillar reinforcements. Yield and tensile strengths below are approximate values after stamped/die-quenched.

Dimension range

Docol PHS CR1500/ UC: thickness 0.70-3.00 mm, width up to 1500 mm, length up to 8500 mm.

Docol PHS HR1500/ UC: thickness 2.00-12.0 mm, width up to 1610 mm, length up to 16000 mm.

Slitting to narrow coils and cutting to sheets are available upon request.

Mechanical Properties

Steelgrade	Product Type	Thickness (mm)	Coating	Yield strength R _e Typical (MPa)	Tensile strength R _m Typical (MPa)	Elongation A ₈₀ Typical (%)
Docol PHS CR 1500	Annealed	0.70- 3.00	UC	340	480	28
Docol PHS CR 1500	Hot stamping	0.70- 3.00	UC	1100	1500	6
Docol PHS HR 1500	Annealed	2.00- 12.00	UC	350	530	25
Docol PHS HR 1500	Hot stamping	2.00- 12.00	UC	1100	1500	10

The mechanical properties are tested transverse to the direction of rolling.

Chemical Composition

Steelgrade	C (%)	Si (%)	Mn (%)	P (max %)	S (max %)	Cr (%)	B (%)
Docol PHS CR 1500	0.20- 0.25	0.20- 0.35	1.00- 1.35	0.030	0.010	0.14- 0.26	0.0015- 0.0050
Docol PHS HR 1500	0.20- 0.25	0.20- 0.35	1.00- 1.35	0.030	0.010	0.14- 0.26	0.0015- 0.0050

Tolerances

Cold-rolled (UC): Tolerances in accordance to EN10131.

Hot-rolled (UC): Tolerances in accordance to EN10051.

Customized dimensional and shape tolerances are available on request.

Fabrication and Other Recommendations

For information concerning fabrication, see SSAB's brochures on www.ssab.com or consult Tech Support, techsupport@ssab.com.

Appropriate health and safety precautions must be taken when bending, welding, cutting, grinding or otherwise working on the product.

Contact Information

www.ssab.com/contact

X15Cr13

STAHL KREBS

Edelstähle
Stahlhandel

ERNST KREBS KG

Dellenfeld 38 – 40
42653 Solingen
Telefon (0212) 5969-0
Telefax (0212) 596946-48

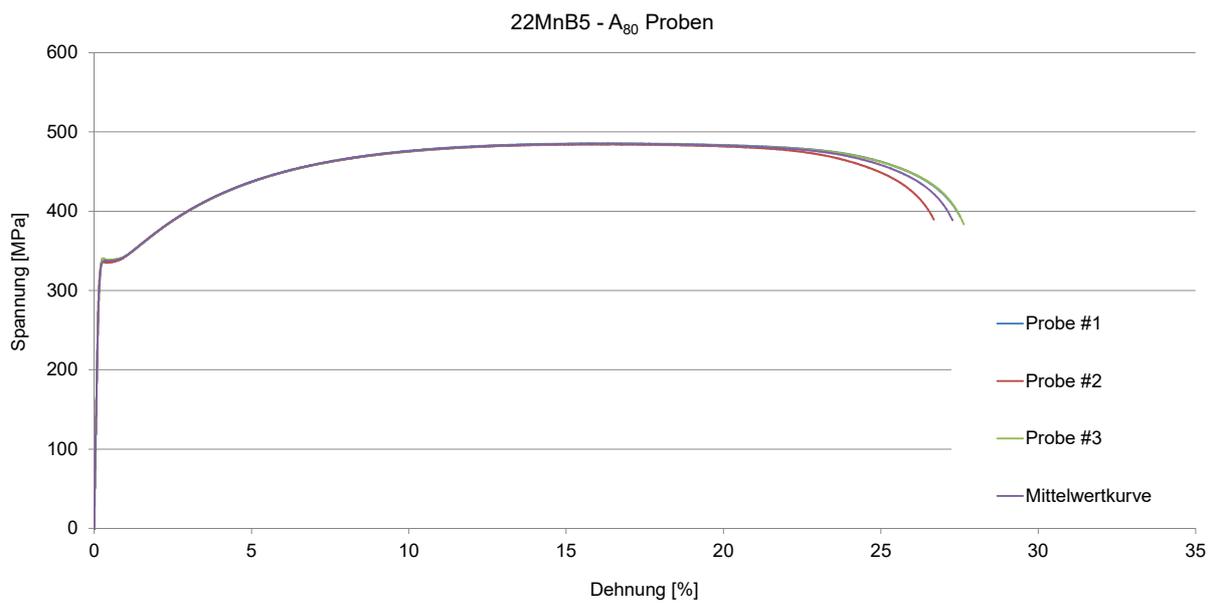
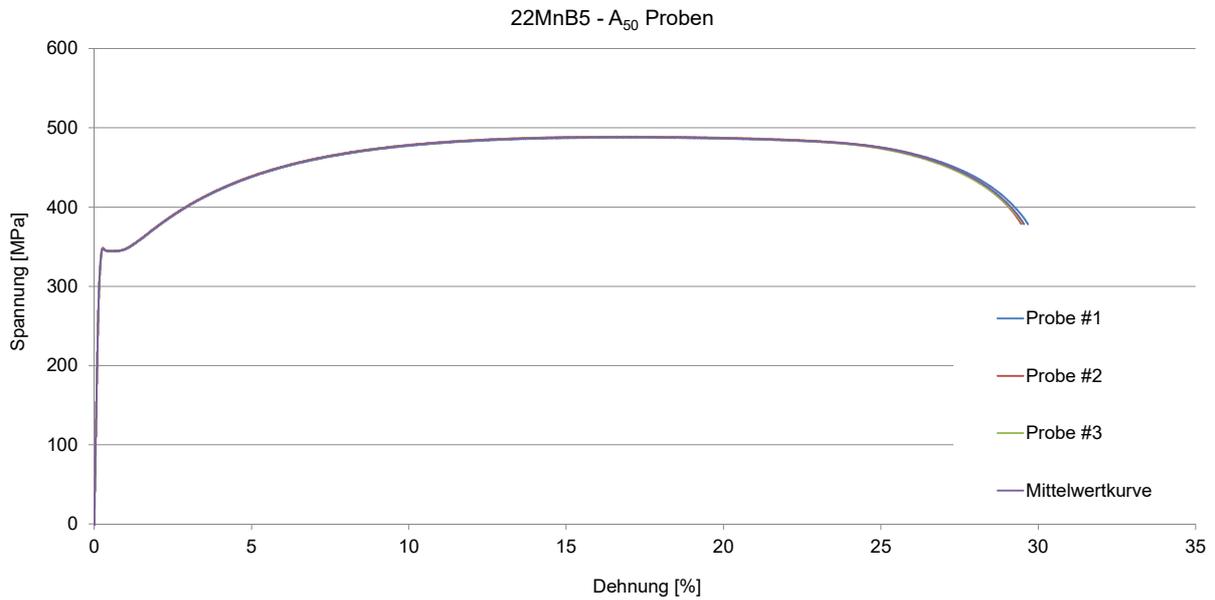
ERNST KREBS KG Postfach 10 06 25 42606 Solingen

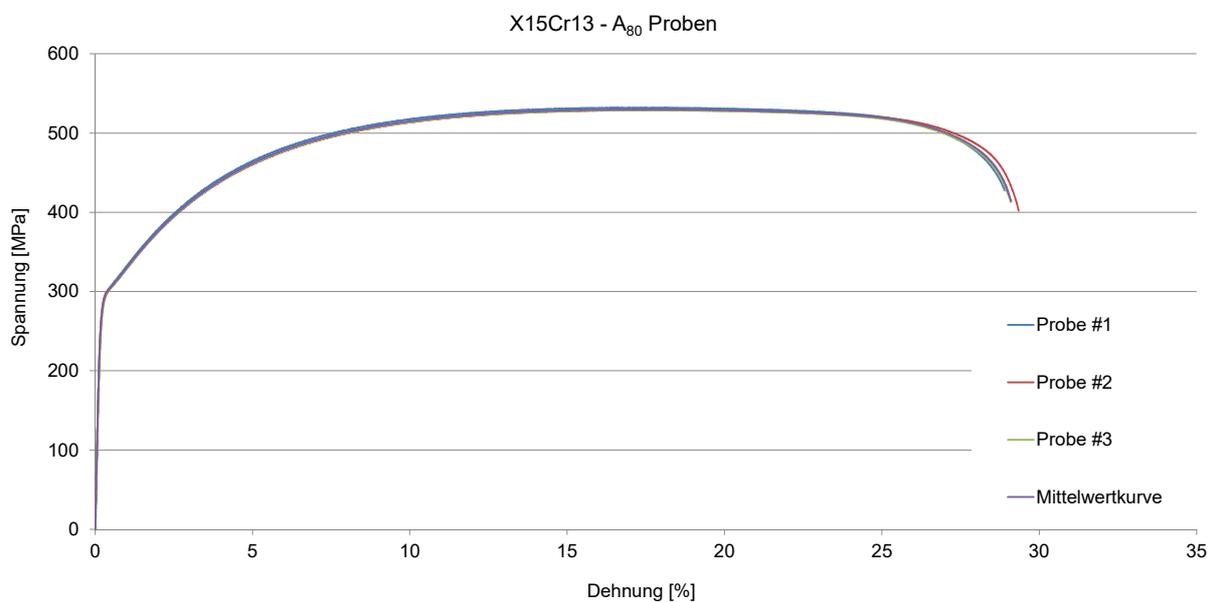
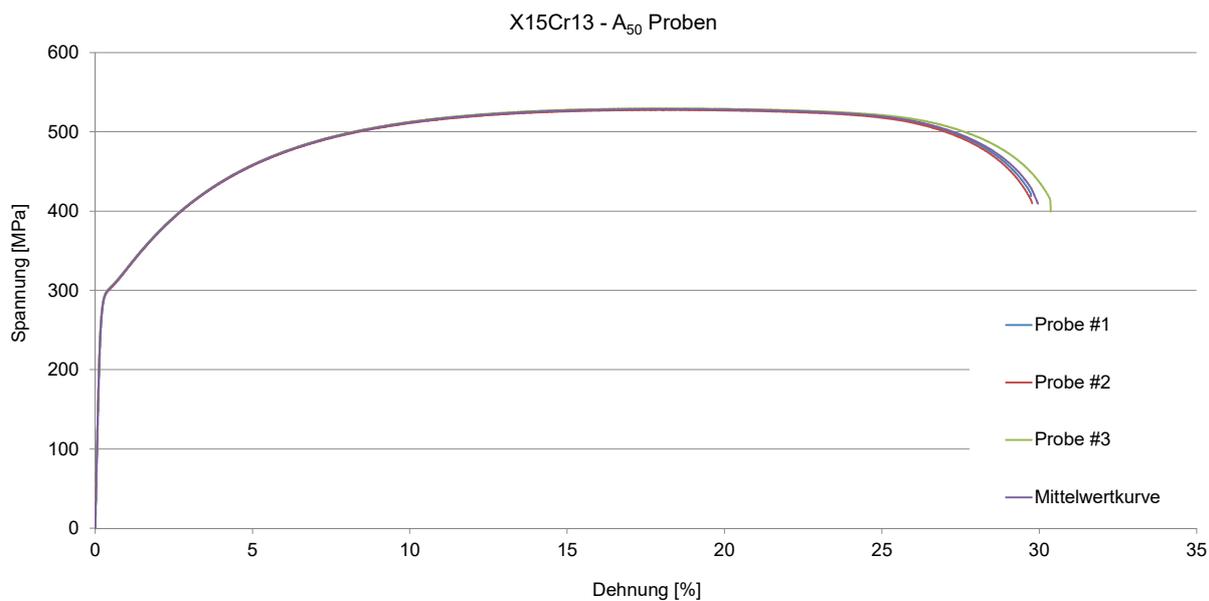
Lieferschein

Datum 19.06.2015

Ihre Best. Per Email
Versand Courier Service
Gesamtgewicht 9 kg

Material	Gewicht kg
W.-Nr. 1.4024 div. Streifen 1,80 x 280 x 300 bzw. 405 mm Charge: 849694 C % Si % Mn % P % S % Cr % 0,157 0,27 0,4 0,023 0,004 13,3000 Dehnung A80 : 28% Zugfestigkeit: 530 N/qmm Streckgrenze Rp 0,2% : 310	Netto 8 kg

9.4.3 Auswertung Zugversuche: A₅₀- und A₈₀-Proben (Anlieferungszustand)



9.4.4 Messwerte Härteprüfung Anlieferungszustand

	22MnB5	X15Cr13
Messwerte HV 10	162	163
	163	162
	162	163
	161	163
	162	163
∅	162 ± <1	163 ± <1

9.4.5 Datenblatt Kathodische Tauchlackierung

KTL**Kathodische Tauchlackierung****Vorbereitung**

Es stehen insgesamt 24 Vorbehandlungszonen und 2 KTL-Becken zur Verfügung. Die zu beschichtenden Teile durchlaufen in einem Tauchkorb, an Vorrichtungen hängend, je nach Grundmaterial und Anlieferungszustand die jeweils erforderlichen Vorbehandlungsstufen.

Für Stahl, Gusswerkstoffe und verzinktes Material ist eine Zinkphosphatierung oder eine chromfreie Konversion vorgesehen. Teile aus Aluminium- und Magnesiumlegierungen werden in separaten Vorbehandlungszonen mit chromfreien Konversionsschichten versehen. Magnesiumwerkstoffe können vor der eigentlichen KTL-Beschichtung in einem Haftwassertrockner zwischengetrocknet werden. In der Vorbehandlung steht somit eine, nach neuesten Erkenntnissen in puncto Qualität, Flexibilität und Umweltverträglichkeit ausgelegte Anlagen- und Verfahrenstechnik zur Verfügung. Dies, sowie die laufende analytische Überwachung aller Bäder durch unser qualifiziertes Labor, ist die Grundlage für eine gleichbleibend hohe Güte der anschließend folgenden KTL-Beschichtung.

KTL-Beschichtung

Wie die konventionellen Lacke, so bestehen auch die Elektrotauchlacke aus den drei Hauptkomponenten Bindemittel, Pigmente und Lösemittel. Bei den Elektrotauchlacken besteht das Lösemittel bis auf einen Anteil von < 2 % organischer Substanzen nur aus Wasser.

Durch das in Einsatz befindliche schwermetallfreie Lacksystem ist es möglich, gleichmäßige Schichtdicken von 10 bis 35 µm (Dickschichtqualität) abzuschleifen. Das Lackmaterial zeichnet sich durch ein gutes Umgriffverhalten aus, d. h. es ist auch eine sehr gute Beschichtung in Hohlräumen und an schwer zugänglichen Stellen am Bauteil möglich.

Für die KTL-Beschichtungen stehen zwei in die Anlage integrierte, von einander unabhängige Tauchbecken zur Verfügung. Damit kann optimal auf die verschiedensten Lackieranforderungen reagiert werden.

Lacksystem:	Epoxidbasis, schwarz
Einbrenntemperatur:	180 °C bis 200 °C
Anlagenkapazität:	bis zu 18.500 m ² /Arbeitstag
Nutzbare Tauchbeckengröße:	(3,2 x 1,7 x 1,0) m

Die EU-Altautorichtlinie ist für Vorbehandlung und KTL-Lackierung erfüllt.

Eigenschaften des Beschichtungssystems**Gebräuchliches Grundmaterial**

Stahl, Eisenwerkstoffe, Guss, verzinkte Eisenwerkstoffe, Aluminium, Magnesium

Gebräuchliche Schichtdicken

Mittelwert 15 µm bis 35 µm (Dickschichtqualität)

Korrosionsschutz

Es werden weltweit die Spezifikationen der Automobilindustrie erfüllt.

z. B. bei Eisenwerkstoffen

Salzsprühnebeltest DIN EN ISO 9227 NSS mit Ritzspur:

≥ 240 h mit R10, KR1, m0/g0, Wb1

Kondenswasserkonstantklima DIN 50017-KK:

≥ 240 h mit m0/g0

Korrosionswechselltest VDA 621-415 mit Ritzspur:

≥ 10 Zyklen mit KR2, m2/g3, Wb2

z. B. bei verzinkten Materialien

Kondenswasserkonstantklima DIN 50017-KK:

≥ 240 h ohne Zinkkorrosion, m0/g0

Korrosionswechselltest VW PV 1210 mit Ritzspur:

≥ 15 Zyklen ohne Zinkkorrosion mit m0/g0, Wb2,5

z. B. bei Leichtmetallen Al, Mg

Salzsprühnebeltest DIN EN ISO 9227 CASS mit Ritzspur:

≥ 240 h mit R10, KR1, m0/g0, Wb1

Kondenswasserkonstantklima DIN 50017-KK:

≥ 240 h, m0/g0

Korrosionswechselltest VDA 621-415 mit Ritzspur:

≥ 6 Zyklen mit R10, KR2, m1/g1, Wb1,5

Haftung

Gitterschnitt Gt 0-1

Übertackierbarkeit

KTL-Lackierungen werden oft als Grundierung für Pulver- und Nasslacke eingesetzt.

Chemikalienbeständigkeit

Ohne Änderung der Eigenschaften gegen gebräuchliche Kraftstoffe, Bremsflüssigkeiten, Öle und Lösemittel.

Hinweis

Weitere Beschichtungseigenschaften teilen wir Ihnen auf Anfrage gerne mit.

Die hier beschriebenen Beschichtungseigenschaften sind Durchschnittswerte typischer KTL-Systeme und variieren in Abhängigkeit von Beschichtungsaufbau und Werkstück. Deshalb müssen sie generell teilespezifisch überprüft werden.

Folgende Standorte bieten die kathodische Tauchlackierung an:

BENSELER

**BENSELER Beschichtungen
GmbH & Co. KG**
70806 Kornwestheim
Heinkelstraße 1-3

Telefon: 07154-1787-0
Telefax: 07154-1787-698
E-Mail: info@benseler.de
www.benseler.de

BENSELER

**BENSELER Beschichtungen Sachsen
GmbH & Co. KG**
09669 Frankenberg
Chernitzer Straße 61B

Telefon: 037206-661-0
Telefax: 037206-661-14
E-Mail: info@benseler.de
www.benseler.de

Stand: September 2010

9.4.6 Messwerte Härtemessungen ZTU

22MnB5 abgeschreckt

(Härtemessungen an einer Probe)

Abkühlrate [K/s]	575	300	100	50	40	35	30	25	20	15	10	7	5	1
Härtemessung #1 HV10 [-]	537	528	515	511	514	505	500	489	465	415	364	244	185	158
Härtemessung #2 HV10 [-]	532	529	519	512	513	506	498	487	475	416	375	231	184	141
Härtemessung #3 HV10 [-]	538	528	511	511	513	510	503	486	475	416	376	205	186	157
Härtemessung #4 HV10 [-]	535	524	513	511	512	504	498	475	466	419	345	251	189	158
Härtemessung #5 HV10 [-]	535	527	515	508	511	509	497	478	480	427	328	247	172	157
Mittelwert HV10 [-]	535	527	515	511	513	507	499	483	472	419	358	236	183	154
Standardabweichung HV10 [-]	2	2	3	2	1	3	2	6	6	5	21	19	7	7

22MnB5 abgeschreckt + KTL

Abkühlrate [K/s]	575	300	100	50			30		20		10			
Härtemessung #1 HV10 [-]	524	520	515	509			500		471		257			
Härtemessung #2 HV10 [-]	524	518	515	504			500		471		265			
Härtemessung #3 HV10 [-]	531	515	516	504			495		471		263			
Härtemessung #4 HV10 [-]	527	515	512	513			505		473		255			
Härtemessung #5 HV10 [-]	531	513	509	509			501		471		259			
Härtemessung #6 HV10 [-]	532	527	513	505			502		471		238			
Härtemessung #7 HV10 [-]	531	523	521	505			502		469		253			
Härtemessung #8 HV10 [-]	535	522	512	513			500		481		265			
Härtemessung #9 HV10 [-]	540	524	516	512			497		479		221			
Härtemessung #10 HV10 [-]	530	523	512	509			498		465		221			
Mittelwert HV10 [-]	531	520	514	508			500		472		250			
Standardabweichung HV10 [-]	5	5	3	4			3		5		17			

X15Cr13 abgeschreckt

Abkühlrate [K/s]	600	300	100	50				25		10	7	5	3	1
Härtemessung #1 HV10 [-]	580	592	599	599				588		577	576	563	549	527
Härtemessung #2 HV10 [-]	580	596	599	600				584		582	571	563	547	532
Härtemessung #3 HV10 [-]	587	592	596	596				588		580	571	567	546	528
Härtemessung #4 HV10 [-]	582	587	600	600				587		578	575	564	550	523
Härtemessung #5 HV10 [-]	584	584	599	593				585		578	568	564	547	525
Härtemessung #6 HV10 [-]	578	591	598	593				584		577	575	571	552	534
Härtemessung #7 HV10 [-]	587	592	600	588				589		576	572	567	553	536
Härtemessung #8 HV10 [-]	593	587	596	596				587		572	572	565	550	538
Härtemessung #9 HV10 [-]	592	593	598	591				581		578	572	568	552	536
Härtemessung #10 HV10 [-]	585	595	595	595				582		573	572	567	550	538
Mittelwert HV10 [-]	585	591	598	595				586		577	572	566	550	532
Standardabweichung HV10 [-]	5	4	2	4				3		3	2	3	2	6

X15Cr13 abgeschreckt + KTL

Abkühlrate [K/s]	600	300	100	50				25		10	7	5	3	1
Härtemessung #1 HV10 [-]	558	569	567	563				552		559	558	550	544	532
Härtemessung #2 HV10 [-]	560	568	565	559				553		557	555	554	541	531
Härtemessung #3 HV10 [-]	560	568	568	563				554		549	555	553	544	530
Härtemessung #4 HV10 [-]	552	569	568	565				553		560	552	546	549	530
Härtemessung #5 HV10 [-]	559	565	569	568				553		557	555	547	546	531
Härtemessung #6 HV10 [-]	559	569	563	563				554		557	557	546	542	532
Härtemessung #7 HV10 [-]	557	564	564	562				558		557	549	546	532	527
Härtemessung #8 HV10 [-]	560	568	565	559				560		560	554	550	544	538
Härtemessung #9 HV10 [-]	559	567	562	564				558		558	550	548	543	531
Härtemessung #10 HV10 [-]	554	569	563	563				553		555	554	552	542	531
Mittelwert HV10 [-]	558	568	565	563				555		557	554	549	543	531
Standardabweichung HV10 [-]	3	2	2	3				3		3	3	3	4	3

9.4.7 Wärmebehandlungsparameter Validierungsversuche

	Temperatur-Zeit-Führung		Abkühlvorgang		
	Temperatur [° C]	Zeit [s]	Start Abkühlvorgang bei Zeit [s]	Start Abkühlvorgang nach Zeit [s]	Abkühlrate [Ks ⁻¹]
22MnB5	25	0	896	90	100
	718	60	931	110	100
	896	90	934,8	120	100
	931	110	938,6	130	100
	950	160	942,4	140	100
	950	330	950	160	100
			950	250	100
			950	330	100
X15Cr13	25	0			
	400	22			
	600	42			
	900	86			
	1000	109	1100	215	100
	1050	133	1100	315	100
	1075	160	1100	390	100
	1100	215	1100	415	100
	515	1100	515	100	

9.5 Kapitel 5

9.5.1 Gleichungen zur Parameterberechnung für Offset-Methode [96] [101]

Gleichung zur Berechnung des Gitterparameters für Martensit:

$$a_{\alpha} = 0,28664 + (3a_{Fe}^2)^{-1} \times [(a_{Fe} - 0,0279x_C^{\alpha})^2(a_{Fe} + 0,2496x_C^{\alpha}) - a_{Fe}^3] - 0,003x_{Si}^{\alpha} + 0,006x_{Mn}^{\alpha} + 0,007x_{Ni}^{\alpha} + 0,031x_{Mo}^{\alpha} + 0,005x_{Cr}^{\alpha} + 0,0096x_V^{\alpha}$$

a_{α} : Gitterparameter Martensit

x_i^{α} : Legierungsgehalt Element i in α -Phase [mol-%]

$a_{Fe} = 0,28664 \text{ nm}$: Gitterparameter reines Eisen

Gleichung zur Berechnung des Gitterparameters für Austenit:

$$a_{\gamma} = 0,3573 + 3,3 \times 10^{-1}w_C^{\gamma} + 9,5 \times 10^{-3}w_{Mn}^{\gamma} - 2 \times 10^{-3}w_{Ni}^{\gamma} + 6 \times 10^{-3}w_{Cr}^{\gamma} + 3,1 \times 10^{-2}w_{Mo}^{\gamma} + 1 \times 10^{-2}w_V^{\gamma}$$

a_{γ} : Gitterparameter Austenit

x_i^{γ} : Legierungsgehalt Element i in α -Phase [wt %]

Gleichung zur Berechnung des Dehnungs-Offsets:

$$\varepsilon_0 = [a_{\gamma}^{-3}(2Va_{\alpha}^3 + (1 - V)a_{\gamma}^3)]^{\frac{1}{3}} - 1$$

ε_0 : Dehnungs-Offset

V : Martensitisch umgewandelter Gefügeanteil (in dieser Arbeit 1 %)

9.5.2 Messdaten Auswertung isotherme Austenitisierungsversuche

22MnB5

Temperatur [° C]	900	900	900	900	900	900	900	900	900
Zeit [s]	3	10	30	40	50	60	100	300	
Ms-Temperatur [°C] Probe #1	375,7	379,6	379,8	380,2	379,4	387,4	380,8	382,9	
Ms-Temperatur [°C] Probe #2	383,9	381,4	383,1	379,9	378,4	381,9	388,3	387,8	
Ms-Temperatur [°C] Probe #3						384,7			
Mittelwert Ms-Temperatur [°C]	379,8	380,5	381,5	380,1	378,9	384,7	384,6	385,4	
Standardabweichung Ms-Temp.	2,3	2,3	2,3	2,3	2,3	2,3	2,3	2,3	
Probe #1 Härtemessung HV10 #1	489	508	521	511	513	514	503	513	
Probe #1 Härtemessung HV10 #2	467	491	519	520	518	516	518	510	
Probe #1 Härtemessung HV10 #3	476	515	510	519	508	521	508	511	
Probe #1 Härtemessung HV10 #4	495	506	509	519	518	518	515	513	
Probe #1 Härtemessung HV10 #5	493	504	520	518	504	505	509	505	
Probe #1 Härtemessung HV10 #6	450					513			
Probe #2 Härtemessung HV10 #1	455	510	512	511	513	506	509	508	
Probe #2 Härtemessung HV10 #2	464	504	509	510	510	512	508	502	
Probe #2 Härtemessung HV10 #3	472	499	512	513	524	511	515	511	
Probe #2 Härtemessung HV10 #4	447	514	514	515	513	515	512	511	
Probe #2 Härtemessung HV10 #5	467	513	509	506	521	513	521	520	
Probe #2 Härtemessung HV10 #6									
Mittelwert Härte HV10	470	506	514	514	514	513	512	510	
Standardabweichung Härte HV10	16,6	7,4	4,8	4,7	6,1	4,7	5,4	4,9	

Temperatur [° C]	930	930	930	930	930	930	930	930	930
Zeit [s]	3	10	20	28	30	40	60	100	300
Ms-Temperatur [°C] Probe #1	381,8	382,3	383,9	380,4	383,3	383,1	385,7	390	388,8
Ms-Temperatur [°C] Probe #2	381,7	383,7	382,9	382,7	382,3	386,8	383	385	387,9
Ms-Temperatur [°C] Probe #3						380,9			
Mittelwert Ms-Temperatur [°C]	381,8	383,0	383,4	381,6	382,8	383,6	384,4	387,5	388,4
Standardabweichung Ms-Temp.	2,3	2,3	2,3	2,3	2,3	2,3	2,3	2,3	2,3
Probe #1 Härtemessung HV10 #1	499	508	511	516	510	523	512	500	514
Probe #1 Härtemessung HV10 #2	481	491	518	510	512	511	511	508	513
Probe #1 Härtemessung HV10 #3	505	515	510	506	519	520	506	515	515
Probe #1 Härtemessung HV10 #4	503	506	511	519	519	508	518	522	519
Probe #1 Härtemessung HV10 #5	492	504	504	515	515	524	520	520	518
Probe #1 Härtemessung HV10 #6	508	510				503		512	
Probe #2 Härtemessung HV10 #1	496	510	516	512	518	518	516	510	500
Probe #2 Härtemessung HV10 #2	497	504	511	518	511	508	503	505	511
Probe #2 Härtemessung HV10 #3	502	499	513	508	505	505	516	519	497
Probe #2 Härtemessung HV10 #4	486	514	518	510	515	506	508	516	509
Probe #2 Härtemessung HV10 #5	485	513	508	511	520	519	508	512	504
Probe #2 Härtemessung HV10 #6	496					510			510
Mittelwert Härte HV10	496	507	512	513	514	513	512	513	510
Standardabweichung Härte HV10	8,4	7,1	4,4	4,3	4,9	7,4	5,6	6,7	7,1

Temperatur [° C]	1000	1000	1000	1000	1000			1000	1000
Zeit [s]	0,02	1	3	6	10			100	300
Ms-Temperatur [°C] Probe #1	391	386,9	384,8	384,9	385,8			389	396,8
Ms-Temperatur [°C] Probe #2	390,6	386	386,3	384,8	388,6			391,9	389,4
Ms-Temperatur [°C] Probe #3	390,7								
Mittelwert Ms-Temperatur [°C]	390,8	386,5	385,6	384,9	387,2			390,5	393,1
Standardabweichung Ms-Temp.	2,3	2,3	2,3	2,3	2,3			2,3	2,3
Probe #1 Härtemessung HV10 #1									
Probe #1 Härtemessung HV10 #2	494	505	515	514	512			513	502
Probe #1 Härtemessung HV10 #3	502	502	513	503	520			506	515
Probe #1 Härtemessung HV10 #4	510	515	519	516	505			519	504
Probe #1 Härtemessung HV10 #5		515	513	523	518			503	506
Probe #1 Härtemessung HV10 #6	503	496	508	515	516			512	512
Probe #2 Härtemessung HV10 #1	492	513	514	513	508			501	508
Probe #2 Härtemessung HV10 #2	501	515	519	514	503			502	513
Probe #2 Härtemessung HV10 #3	497	499	501	505	509			501	511
Probe #2 Härtemessung HV10 #4	506	494	502	513	508			502	513
Probe #2 Härtemessung HV10 #5	495	518	514	516	510			514	513
Probe #2 Härtemessung HV10 #6	497				511				506
Mittelwert Härte HV10	500	507	512	513	511			507	509
Standardabweichung Härte HV10	5,7	9,0	6,3	5,7	5,3			6,6	4,3

X15Cr13

Temperatur [° C]	1000	1000	1000	1000	1000	1000
Zeit [s]	30	100	300	1000	1700	3000
Ms-Temperatur [°C] Probe #1	337	337,8	329,0	333,3	326,5	322,5
Ms-Temperatur [°C] Probe #2	342,1	342,0	331,0	325,8	321,9	333,2
Ms-Temperatur [°C] Probe #3			340,1			
Mittelwert Ms-Temperatur [°C]	339,6	339,9	333,4	329,6	324,2	327,9
Standardabweichung Ms-Temp.	6,0	6,0	6,0	6,0	6,0	6,0
Probe #1 Härtemessung HV10 #1	499	532	559	577	576	576
Probe #1 Härtemessung HV10 #2	499	523	558	572	576	572
Probe #1 Härtemessung HV10 #3	504	528	558	575	581	559
Probe #1 Härtemessung HV10 #4	499	523	567	578	575	573
Probe #1 Härtemessung HV10 #5	494	524	552	577	578	578
Probe #2 Härtemessung HV10 #1	505	538	558	565	584	580
Probe #2 Härtemessung HV10 #2	508	537	549	564	584	576
Probe #2 Härtemessung HV10 #3	503	527	546	565	582	585
Probe #2 Härtemessung HV10 #4	503	529	548	576	581	581
Probe #2 Härtemessung HV10 #5	502	537	552	568	580	581
Mittelwert Härte HV10	502	530	555	572	580	576
Standardabweichung Härte HV10	3,9	5,9	6,4	5,7	3,3	7,2

Temperatur [° C]	1050	1050	1050	1050	1050	1050
Zeit [s]	10	30	100	300	560	1000
Ms-Temperatur [°C] Probe #1	323,7	321,2	312,5	312,1	303,2	322,9
Ms-Temperatur [°C] Probe #2	337,5	313,9	315,6	322,2	313,9	314,5
Ms-Temperatur [°C] Probe #3						
Mittelwert Ms-Temperatur [°C]	330,6	317,6	314,1	317,2	313,9	318,7
Standardabweichung Ms-Temp.	6,0	6,0	6,0	6,0	6,0	6,0
Probe #1 Härtemessung HV10 #1	536	565	584	596	595	581
Probe #1 Härtemessung HV10 #2	532	569	589	593	596	589
Probe #1 Härtemessung HV10 #3	532	564	585	595	602	592
Probe #1 Härtemessung HV10 #4	532	564	582	593	600	581
Probe #1 Härtemessung HV10 #5	531	584	598	598	596	592
Probe #2 Härtemessung HV10 #1	535	564	581	596	599	599
Probe #2 Härtemessung HV10 #2	534	571	588	593	595	591
Probe #2 Härtemessung HV10 #3	530	568	582	591	598	587
Probe #2 Härtemessung HV10 #4	535	568	584	593	593	595
Probe #2 Härtemessung HV10 #5	532	571	589	592	596	588
Mittelwert Härte HV10	533	567	585	594	597	590
Standardabweichung Härte HV10	2,0	2,9	2,9	2,2	2,7	5,7

Temperatur [° C]	1100	1100	1100	1100	1100	1100
Zeit [s]	3	10	30	100	200	300
Ms-Temperatur [°C] Probe #1	326,7	320,4	307,7	305,4	314,5	309,3
Ms-Temperatur [°C] Probe #2	325	301,4	304,5	314,1	305,6	311,8
Ms-Temperatur [°C] Probe #3						
Mittelwert Ms-Temperatur [°C]	325,9	310,9	306,1	309,8	310,1	310,6
Standardabweichung Ms-Temp.	6,0	6,0	6,0	6,0	6,0	6,0
Probe #1 Härtemessung HV10 #1	558	565	577	584	599	573
Probe #1 Härtemessung HV10 #2	560	578	578	589	602	575
Probe #1 Härtemessung HV10 #3	563	578	572	588	602	572
Probe #1 Härtemessung HV10 #4	559	575	575	585	599	568
Probe #1 Härtemessung HV10 #5	557	575	572	591	593	578
Probe #1 Härtemessung HV10 #6		567	576	582		
Probe #2 Härtemessung HV10 #1	547	572	576	588	599	567
Probe #2 Härtemessung HV10 #2	557	559	572	588	591	573
Probe #2 Härtemessung HV10 #3	553	565	575	578	591	568
Probe #2 Härtemessung HV10 #4	554	560	585	587	592	565
Probe #2 Härtemessung HV10 #5	546	571	581	581	596	577
Probe #2 Härtemessung HV10 #6		573	584			
Mittelwert Härte HV10	555	570	576	585	596	572
Standardabweichung Härte HV10	5,5	6,5	4,0	3,8	4,4	4,4

Temperatur [° C]	1150	1150	1150	1150	1150	1150
Zeit [s]	0,01	3	10	30	100	300
Ms-Temperatur [°C] Probe #1	299,2	286,1	306,0	310,3	311,6	321,4
Ms-Temperatur [°C] Probe #2	298,6	294,4	306,3	300,9	310,1	325,2
Ms-Temperatur [°C] Probe #3						
Mittelwert Ms-Temperatur [°C]	298,9	290,25	306,15	305,6	310,85	323,3
Standardabweichung Ms-Temp.	6,0	6,0	6,0	6,0	6,0	6,0
Probe #1 Härtemessung HV10 #1	542	568	581	592	588	585
Probe #1 Härtemessung HV10 #2	542	568	578	584	591	591
Probe #1 Härtemessung HV10 #3	546	568	584	589	598	585
Probe #1 Härtemessung HV10 #4	544	567	581	588	596	589
Probe #1 Härtemessung HV10 #5	543	565	581	588	593	584
Probe #2 Härtemessung HV10 #1	541	568	573	581	599	584
Probe #2 Härtemessung HV10 #2	543	568	573	584	593	575
Probe #2 Härtemessung HV10 #3	544	568	571	581	595	581
Probe #2 Härtemessung HV10 #4	541	567	576	577	598	582
Probe #2 Härtemessung HV10 #5	541	565	576	576	592	587
Mittelwert Härte HV10	543	567	577	584	594	584
Standardabweichung Härte HV10	1,6	1,2	4,3	5,3	3,5	4,4

9.5.3 Messdaten Auswertung Validierungsversuche

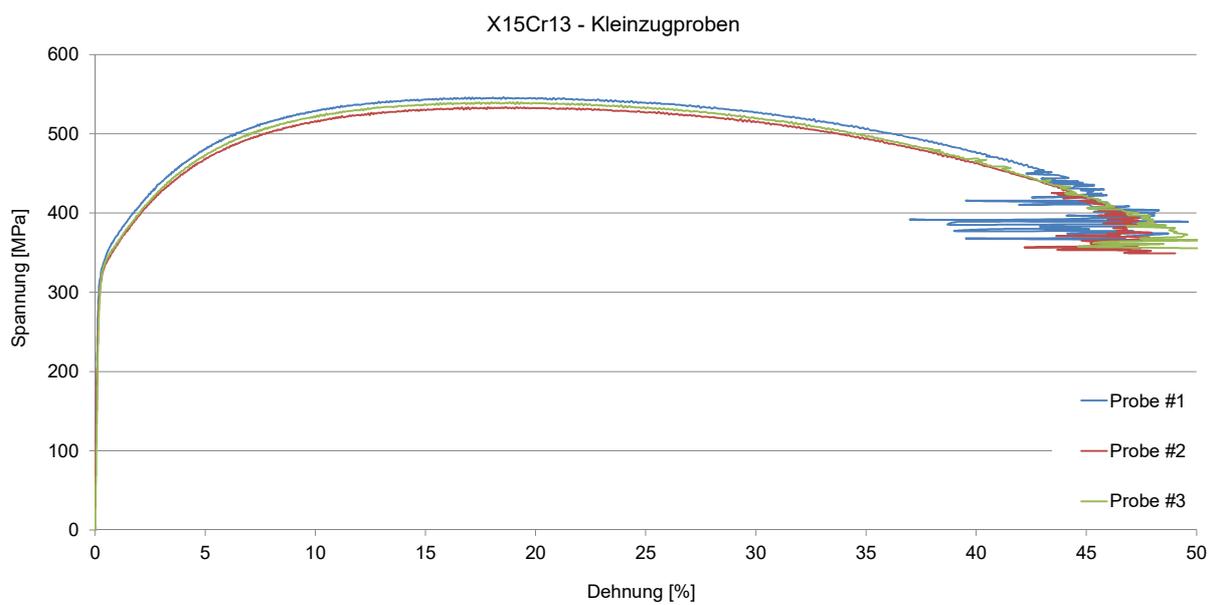
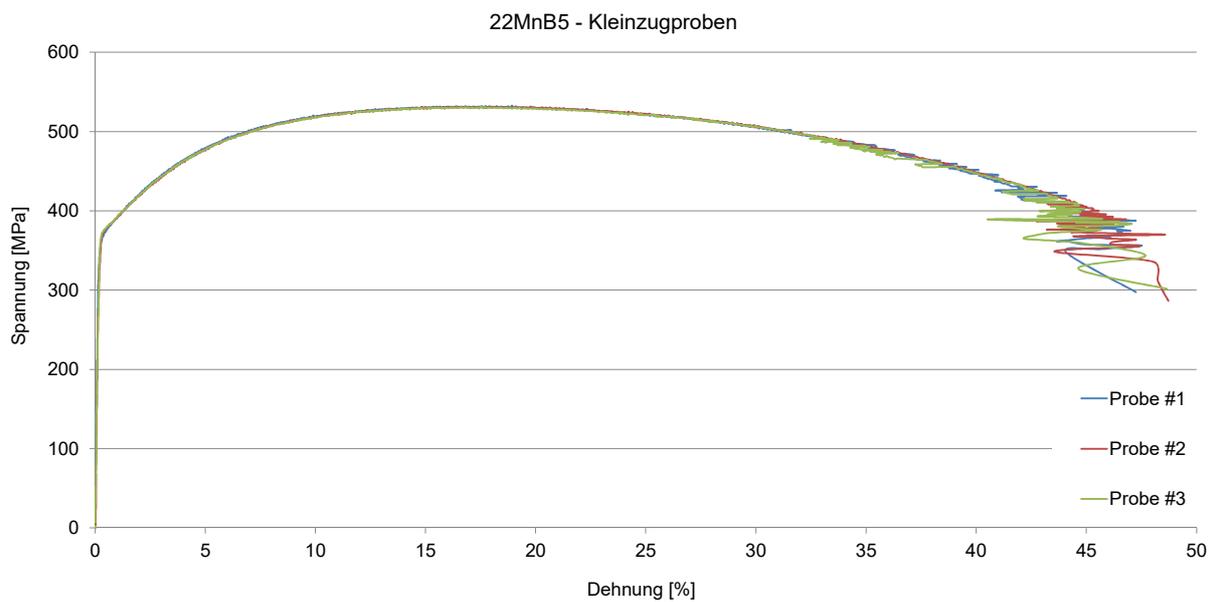
22MnB5

Temperatur [° C]	896,0	931,0	934,8	938,6	942,4	950,0	950,0	950,0
Zeit [s]	90	110	120	130	140	160	250	330
Ms-Temperatur [°C] Probe #1	382,6	383,7	383,2	381,6	382,5	383,0	387,5	389,2
Ms-Temperatur [°C] Probe #2	380,6	386,2	381,7	380,9	384,4	386,4	388,3	387,8
Mittelwert Ms-Temperatur [°C]	381,6	385,0	382,5	381,3	383,5	384,7	387,9	388,5
Standardabweichung Ms-Temp.	2,3	2,3	2,3	2,3	2,3	2,3	2,3	2,3
Probe #1 Härtemessung HV10 #1	492	522	521	530	523	512	522	515
Probe #1 Härtemessung HV10 #2	487	512	516	524	518	519	516	515
Probe #1 Härtemessung HV10 #3	487	518	513	516	528	523	522	515
Probe #1 Härtemessung HV10 #4		510	519	521	512	518	524	513
Probe #1 Härtemessung HV10 #5		520	512	522	514	516	523	515
Probe #2 Härtemessung HV10 #1	452	512	512	521	525	520	522	515
Probe #2 Härtemessung HV10 #2	473	508	521	512	513	518	514	514
Probe #2 Härtemessung HV10 #3	472	515	516	515	518	516	520	523
Probe #2 Härtemessung HV10 #4		516	519	520	515	525	518	511
Probe #2 Härtemessung HV10 #5		503	516	519	518	519	516	522
Mittelwert Härte HV10	477	514	517	520	518	519	520	516
Standardabweichung Härte HV10	14,8	5,8	3,4	5,0	5,4	3,7	3,5	3,8

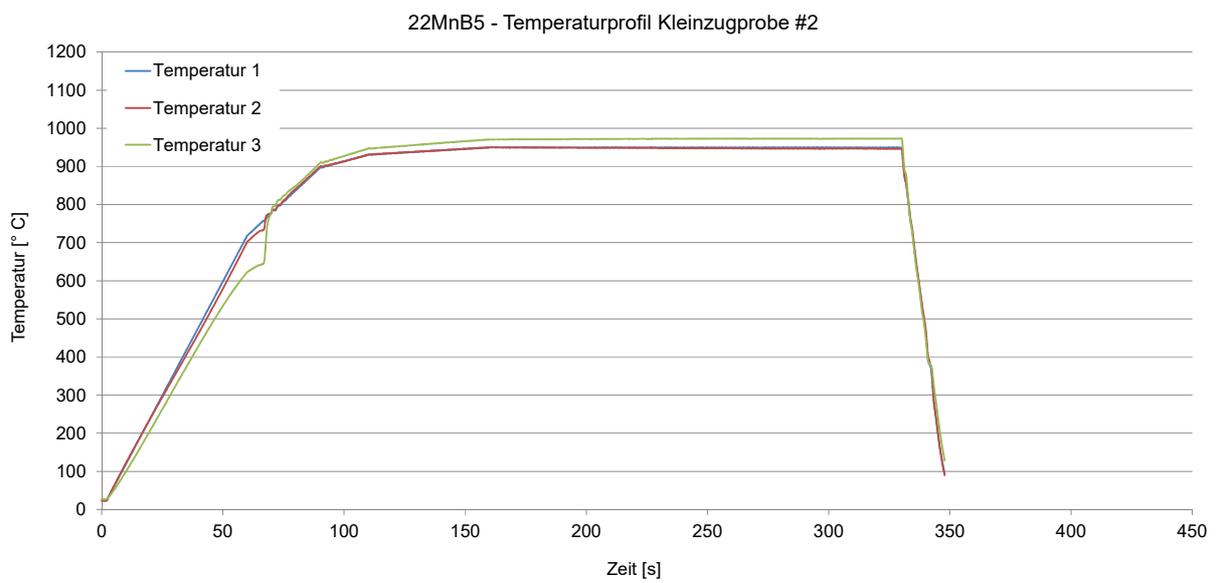
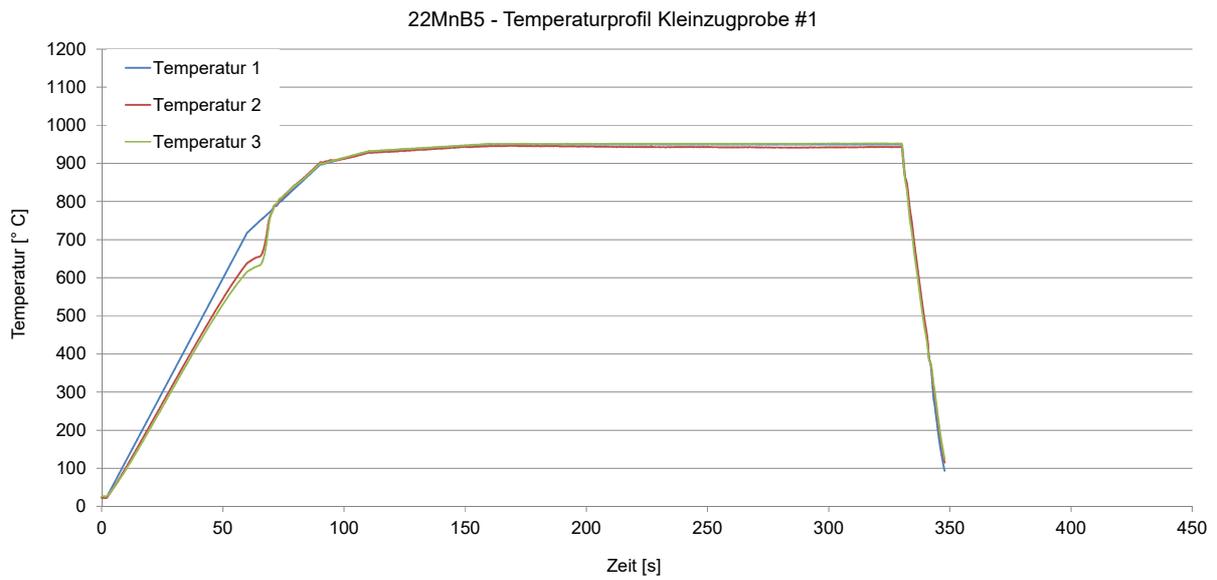
X15Cr13

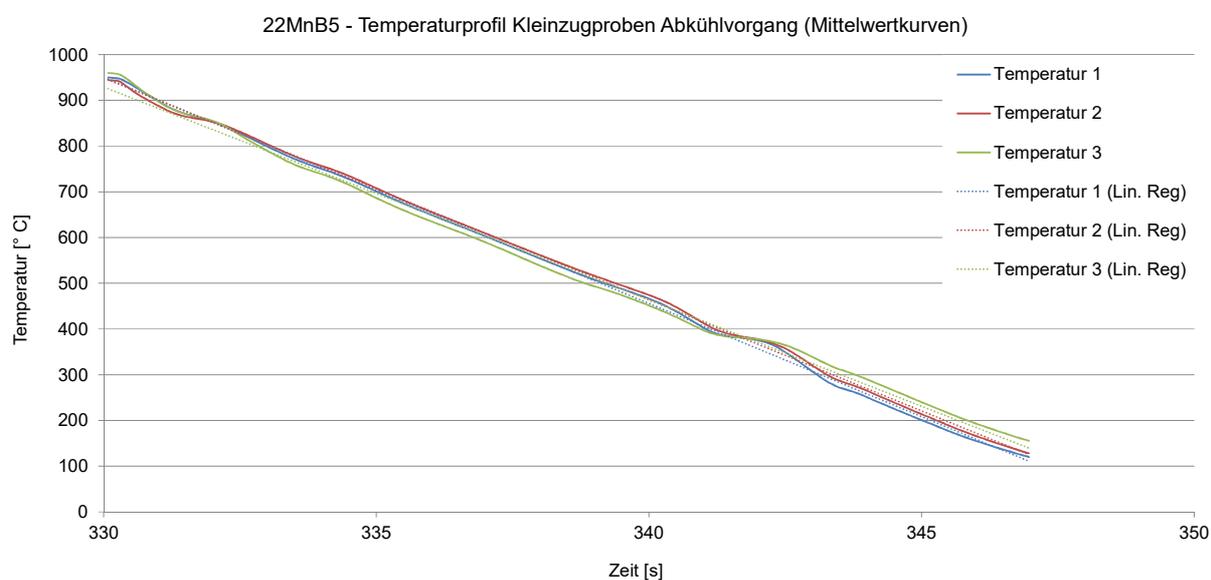
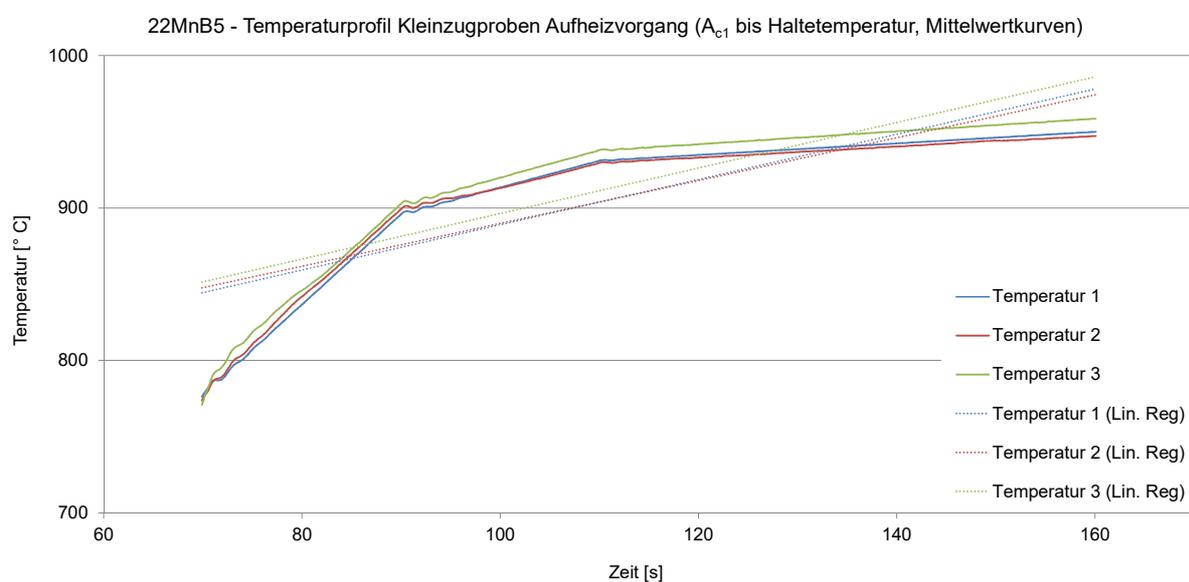
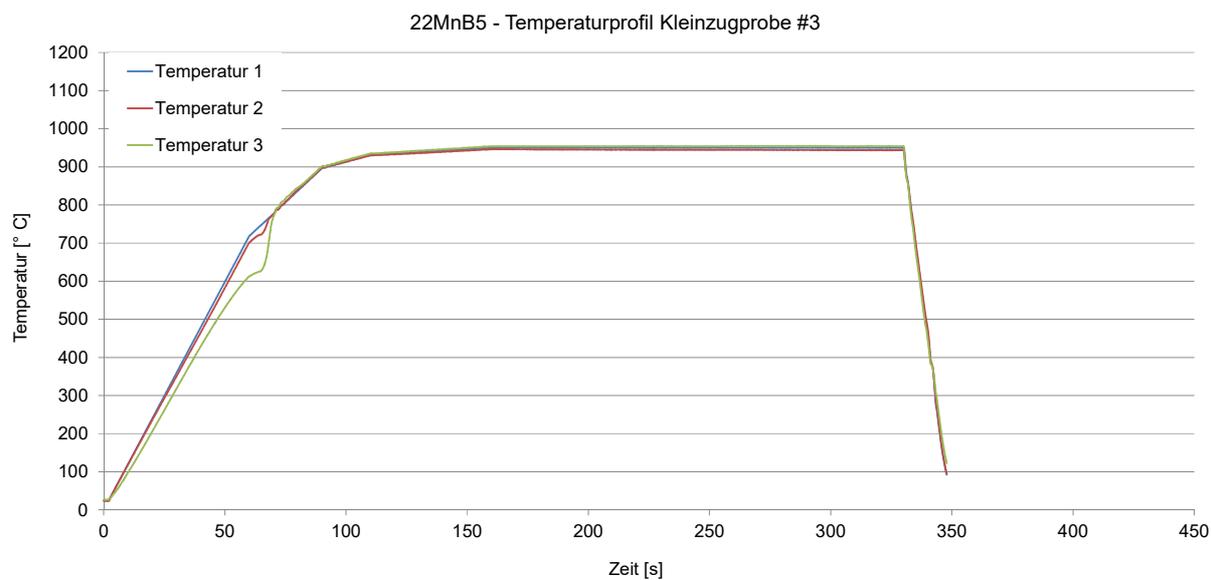
Temperatur [° C]	1100,0	1100,0	1100,0	1100,0	1100,0
Zeit [s]	215	315	390	415	515
Ms-Temperatur [°C] Probe #1	308,2	313,9	319,7	309,8	311,0
Ms-Temperatur [°C] Probe #2	313,7	311,6	306,0	302,9	306,4
Mittelwert Ms-Temperatur [°C]	311,0	312,8	312,9	306,4	308,7
Standardabweichung Ms-Temp.	6,0	6,0	6,0	6,0	6,0
Probe #1 Härtemessung HV10 #1	582	593	593	602	596
Probe #1 Härtemessung HV10 #2	589	595	596	593	592
Probe #1 Härtemessung HV10 #3	584	595	595	596	598
Probe #1 Härtemessung HV10 #4	588	587	595	599	603
Probe #1 Härtemessung HV10 #5	582	592	593	602	598
Probe #2 Härtemessung HV10 #1	591	593	602	593	598
Probe #2 Härtemessung HV10 #2	589	580	598	599	598
Probe #2 Härtemessung HV10 #3	585	588	600	589	598
Probe #2 Härtemessung HV10 #4	584	587	591	598	593
Probe #2 Härtemessung HV10 #5	591	592	598	593	598
Mittelwert Härte HV10	587	590	596	596	597
Standardabweichung Härte HV10	3,5	4,7	3,4	4,3	3,0

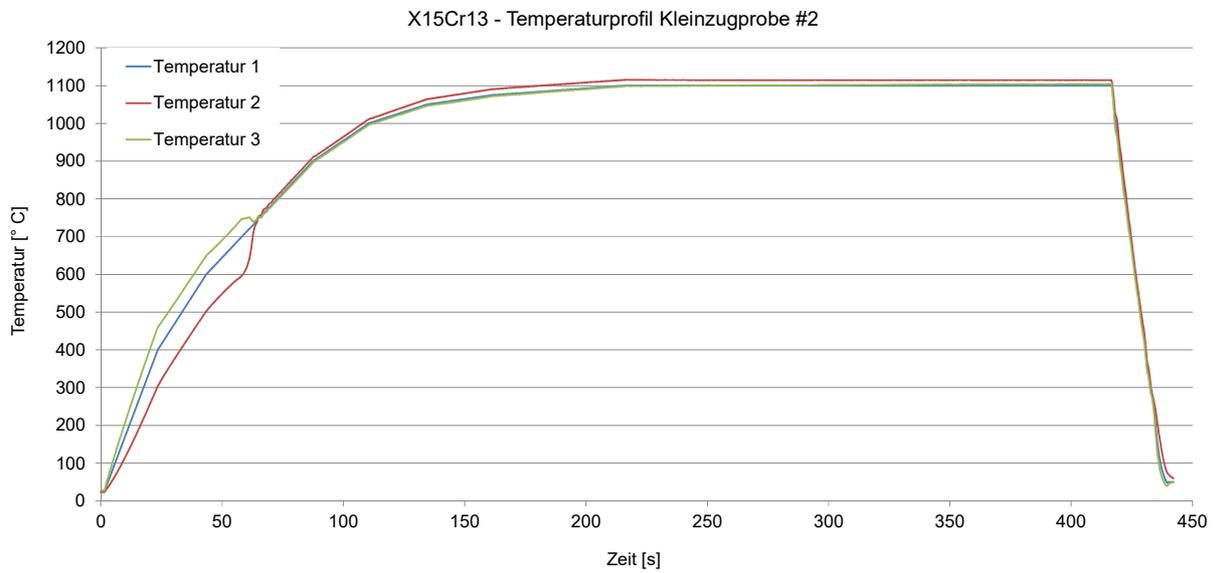
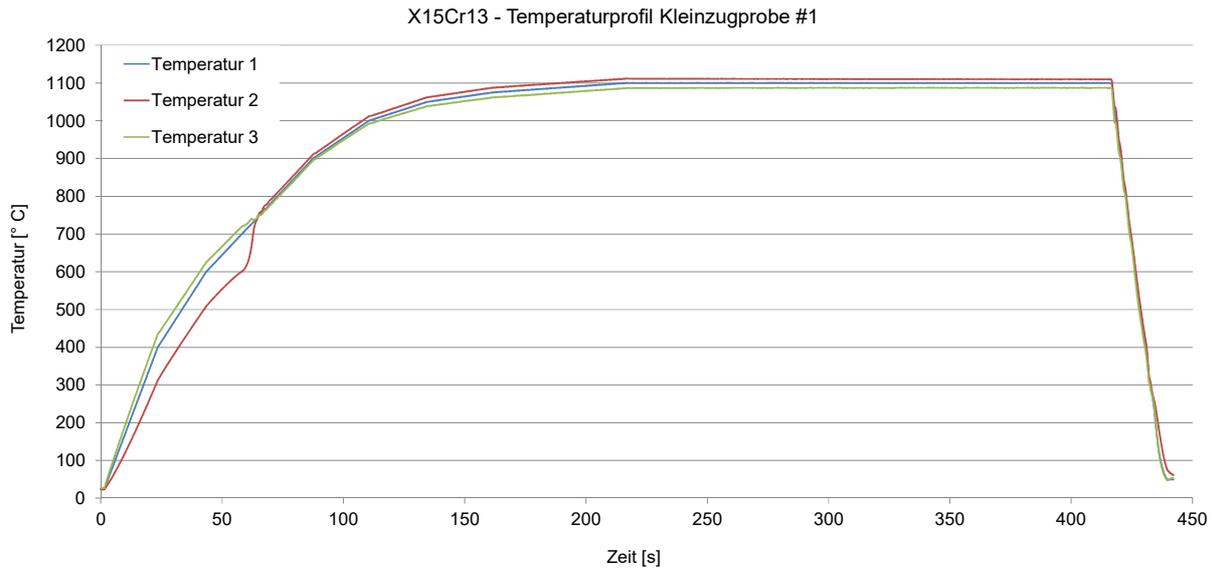
9.5.4 Auswertung Zugversuche: Kleinzugproben (Anlieferungszustand, unbearbeitet)

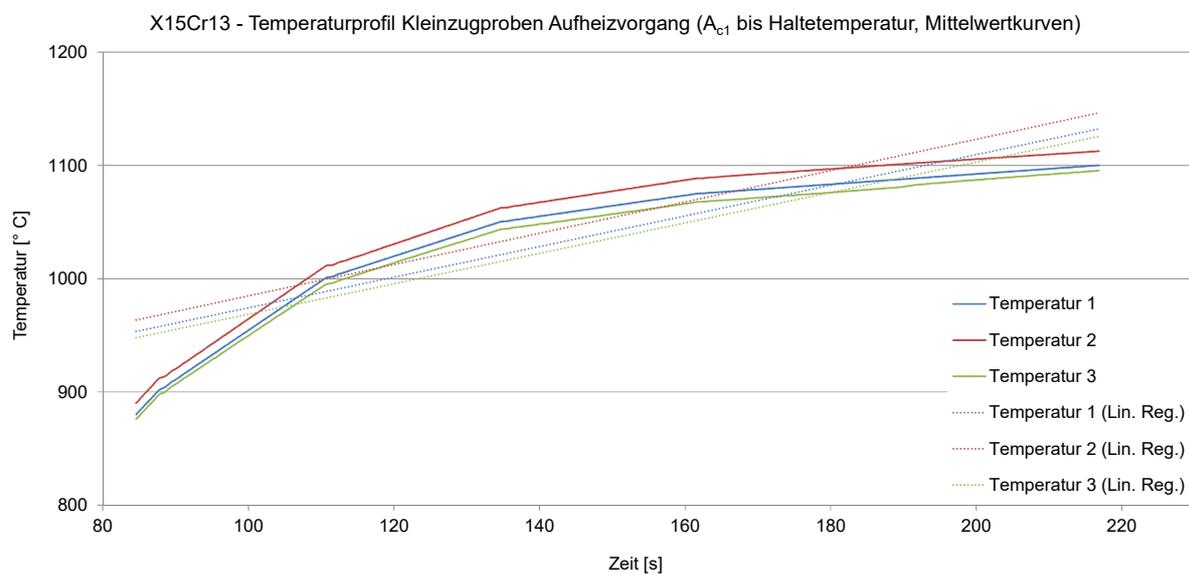
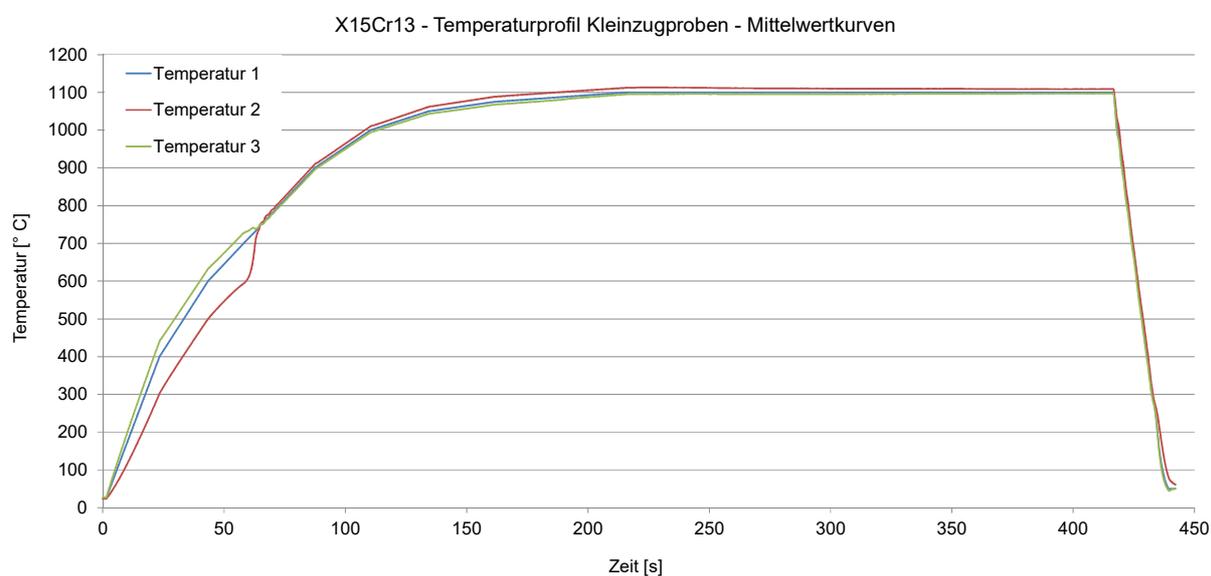
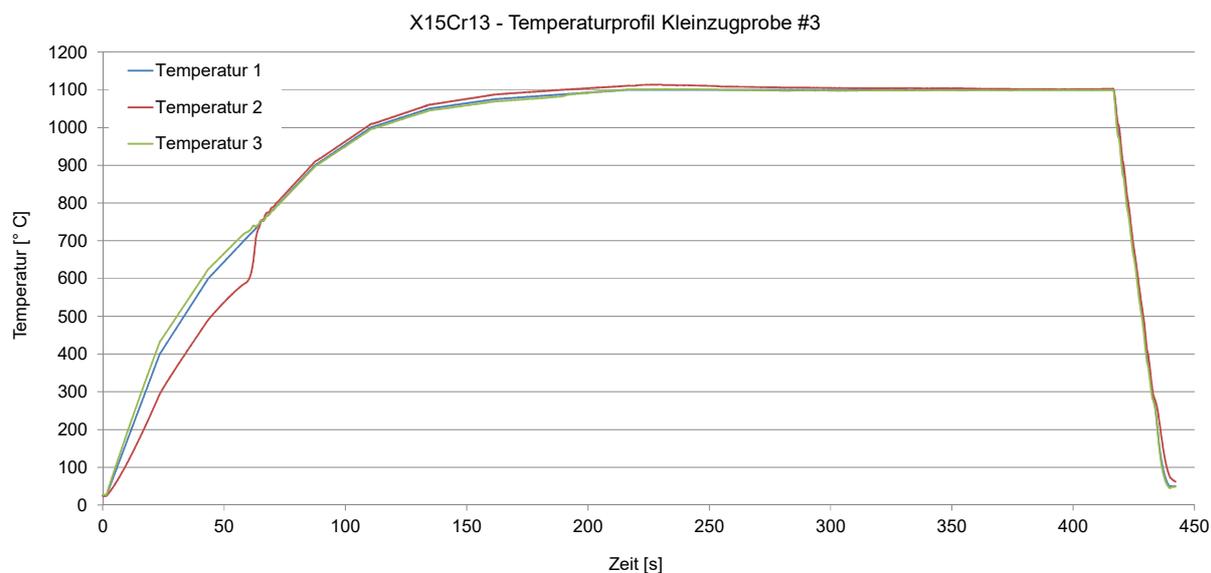


9.5.5 Messkurven Temperaturprofil Kleinzugproben









9.5.6 Messwerte Härteprofil Kleinzugproben gehärtet

22MnB5

Position: Abstand zu

Probenmitte [mm]	-4,5	-3,5	-2,5	-1,5	-0,5	0,5	1,5	2,5	3,5	4,5
Härte HV0,4 Probe #1 [-]	465,3	485,1	492,8	497,8	503,3	504,1	503,1	497,0	489,4	440,1
Härte HV0,4 Probe #2 [-]	476,3	486,3	490,7	503,7	499,3	493,9	498,7	492,3	459,5	437,5
Härte HV0,4 Probe #3 [-]	462,3	460,8	479,4	492,7	493,8	494,5	489,0	488,6	470,2	461,4
Mittelwert Härte HV0,4 [-]										
Probe #1 bis #3	468,0	477,4	487,6	498,0	498,8	497,5	497,0	492,6	473,1	446,3
Standardabweichung										
Härte HV0,4 [-]	7,4	14,4	7,2	5,5	4,7	5,7	7,2	4,2	15,2	13,1
Mittelwert Härte HV0,4 [-]										
(-1,5mm bis 1,5 mm)				497,8	497,8	497,8	497,8			

X15Cr13

Position: Abstand zu

Probenmitte [mm]	-4,5	-3,5	-2,5	-1,5	-0,5	0,5	1,5	2,5	3,5	4,5
Härte HV0,4 Probe #1 [-]	550,0	561,9	577,5	584,9	582,7	584,0	582,7	577,5	573,2	539,2
Härte HV0,4 Probe #2 [-]	550,9	554,9	572,2	579,6	589,2	584,9	582,5	578,5	559,7	569,0
Härte HV0,4 Probe #3 [-]	554,8	560,8	571,0	583,8	584,0	590,3	583,8	577,6	567,0	555,9
Mittelwert Härte HV0,4 [-]										
Probe #1 bis #3	551,9	559,2	573,6	582,8	585,3	586,4	583,0	577,8	566,6	554,7
Standardabweichung										
Härte HV0,4 [-]	2,5	3,8	3,4	2,8	3,4	3,4	0,7	0,5	6,8	14,9
Mittelwert Härte HV0,4 [-]										
(-1,5mm bis 1,5 mm)				584,4	584,4	584,4	584,4			

9.5.7 Berechnung des querschnittsabhängigen Lastaufnahmevermögens

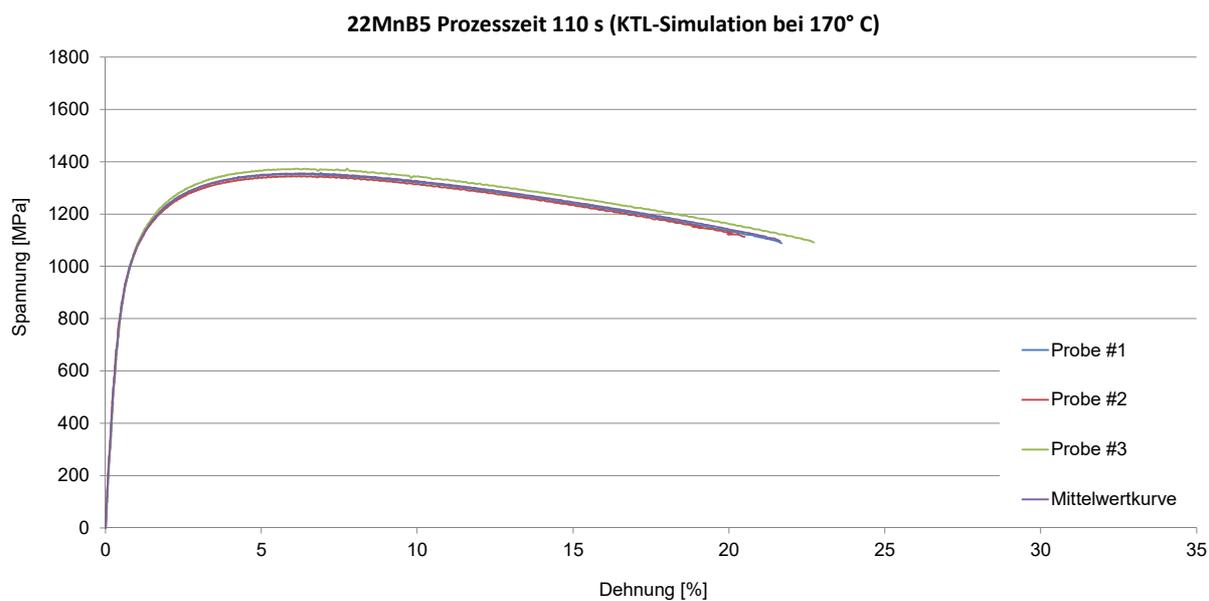
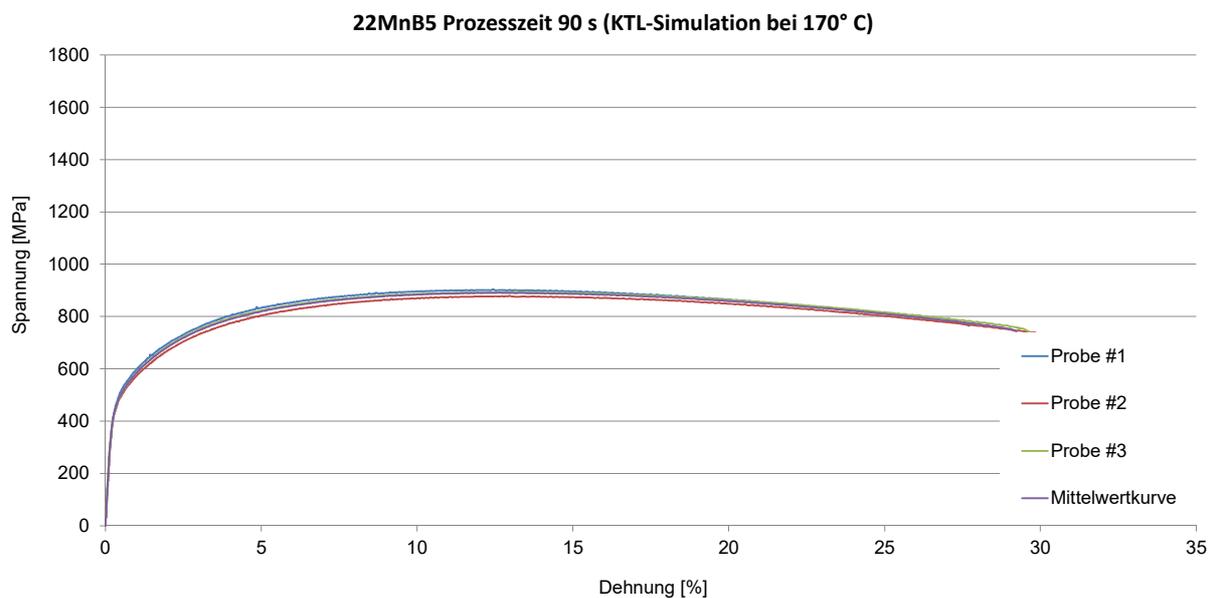
22MnB5

Pos. [mm]	Probenbreite [mm]	Querschnittsfläche [mm ²]	Härte HV0,4 [-] (Mittelwerte)	Zugfestigkeit berechnet (Faktor 3,106) [MPa]	Kraft bis R _m [N]	Standardabweichung
-4,5	3,765	7,53	468,0	1454	10947	172,1
-3,5	2,6	5,2	477,4	1483	7711	232,5
-2,5	2,075	4,15	487,6	1515	6286	92,9
-1,5	2	4	498,0	1547	6188	68,4
-0,5	2	4	498,8	1549	6198	59,0
0,5	2	4	497,5	1545	6182	70,9
1,5	2	4	497,0	1544	6175	89,7
2,5	2,075	4,15	492,6	1530	6351	54,7
3,5	2,6	5,2	473,1	1470	7641	244,8
4,5	3,765	7,53	446,3	1386	10440	306,3

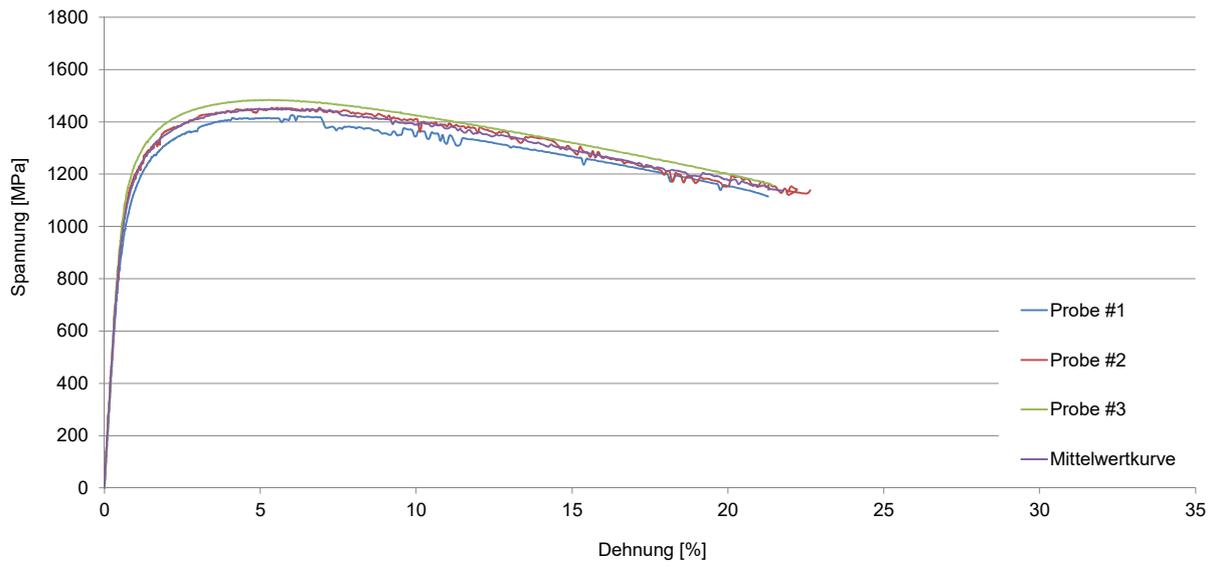
X15Cr13

Pos. [mm]	Probenbreite [mm]	Querschnittsfläche [mm ²]	Härte HV0,4 [-] (Mittelwerte)	Zugfestigkeit berechnet (Faktor 3,106) [MPa]	Kraft bis R _m [N]	Standardabweichung
-4,5	3,765	7,53	551,9	1714	12909	59,2
-3,5	2,6	5,2	559,2	1737	9033	61,2
-2,5	2,075	4,15	573,6	1782	7394	44,3
-1,5	2	4	582,8	1810	7241	35,1
-0,5	2	4	585,3	1818	7272	42,7
0,5	2	4	586,4	1822	7286	42,4
1,5	2	4	583,0	1811	7244	8,6
2,5	2,075	4,15	577,8	1795	7449	6,9
3,5	2,6	5,2	566,6	1760	9153	109,5
4,5	3,765	7,53	554,7	1723	12975	349,0

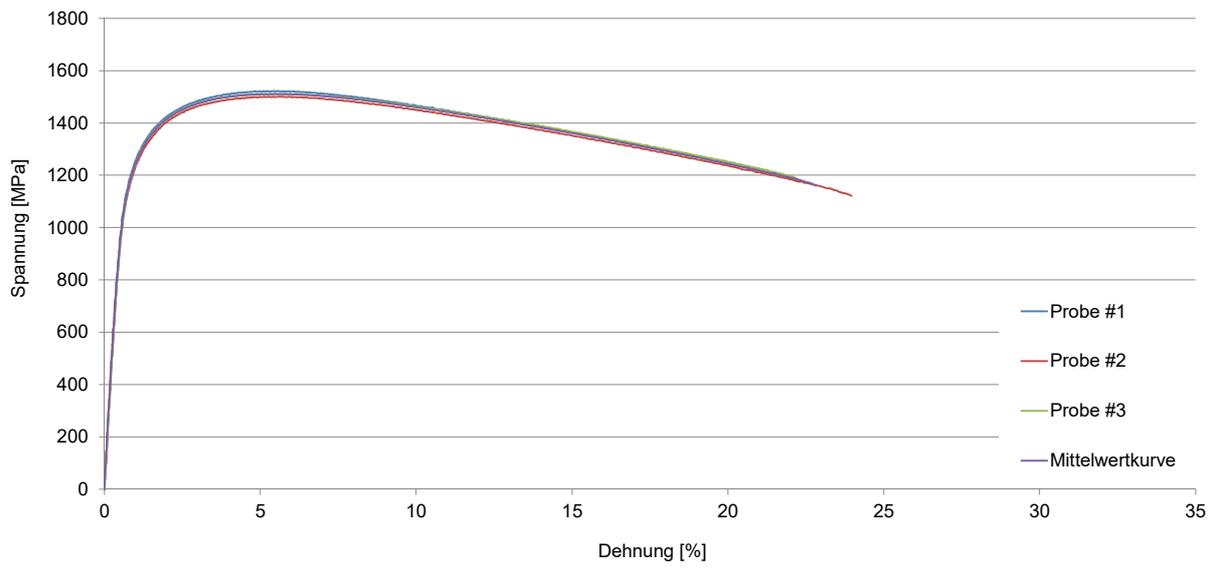
9.5.8 Auswertung Zugversuche: Kleinzugproben (wärmebehandelt)

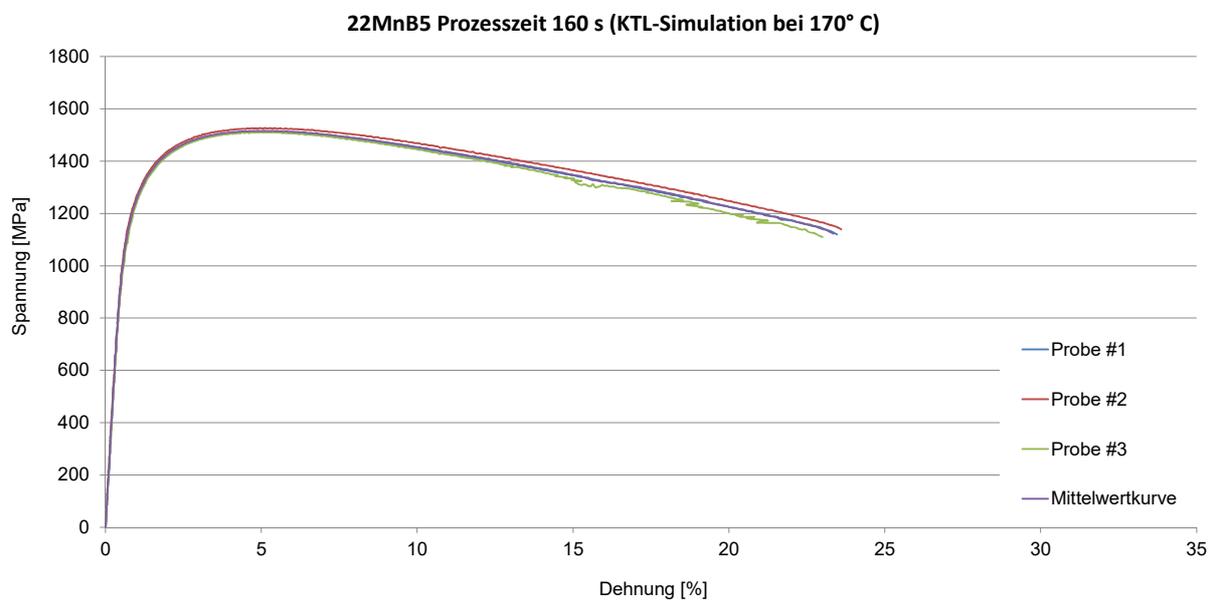
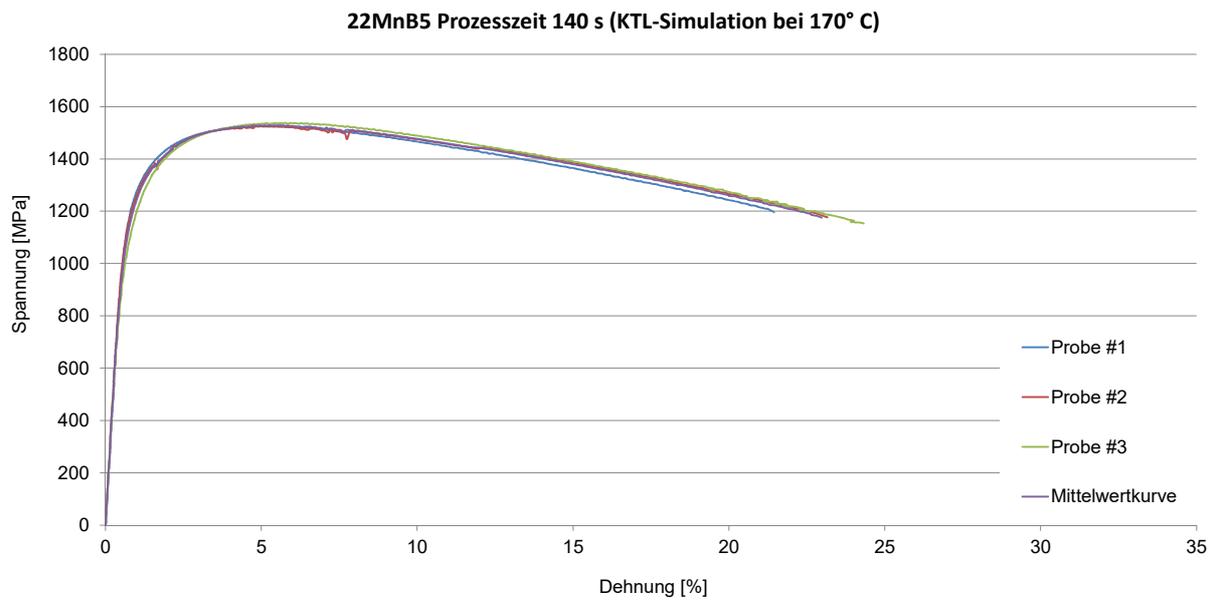


22MnB5 Prozesszeit 120 s (KTL-Simulation bei 170° C)

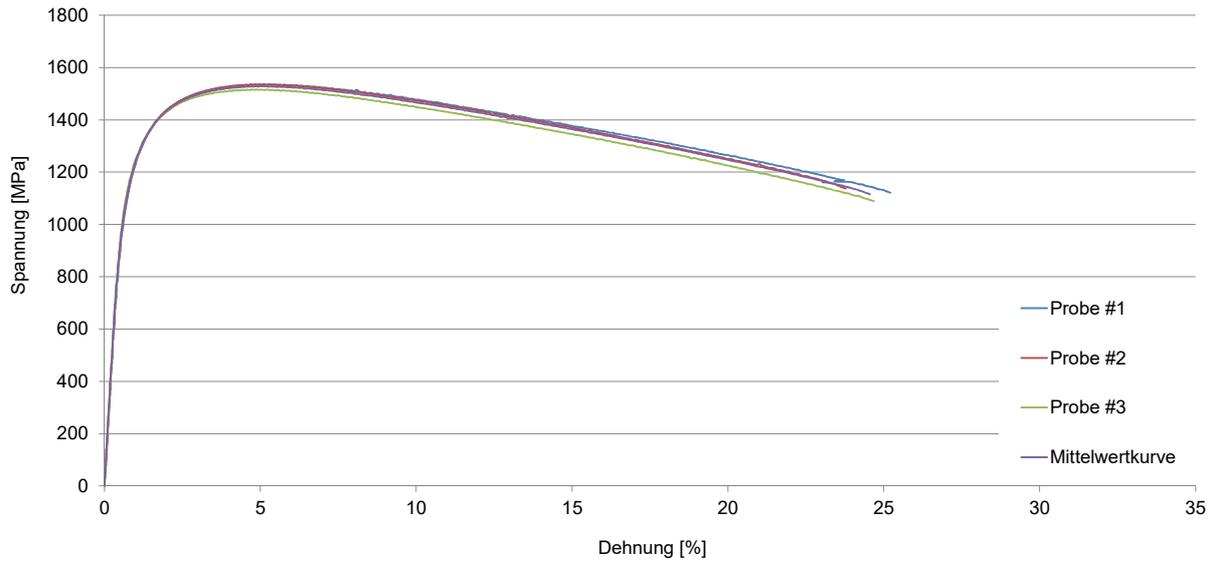


22MnB5 Prozesszeit 130 s (KTL-Simulation bei 170° C)

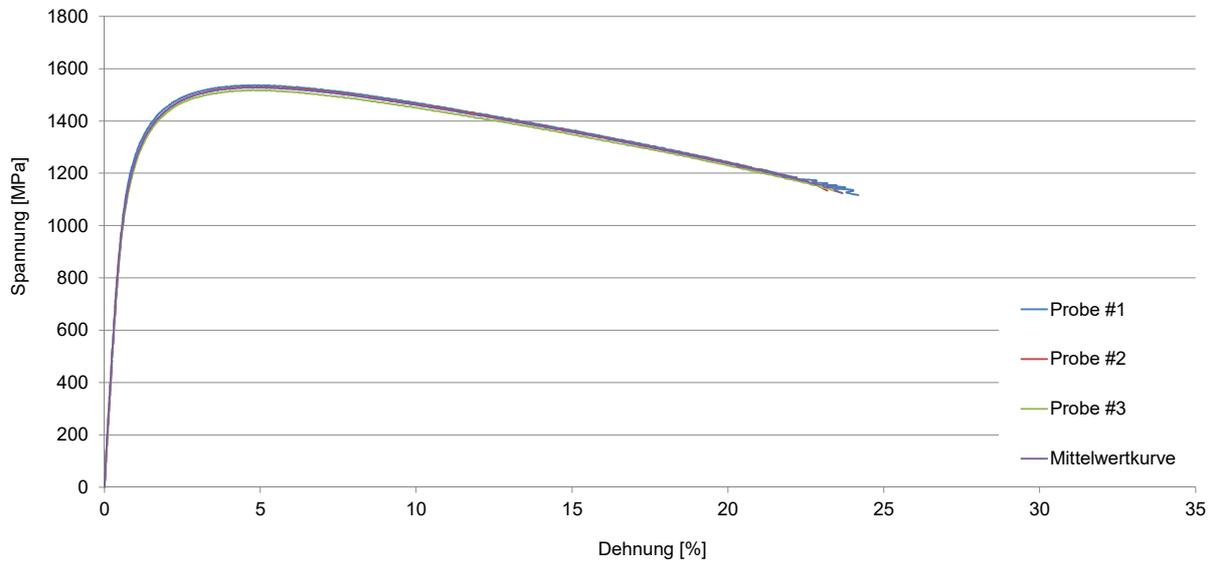


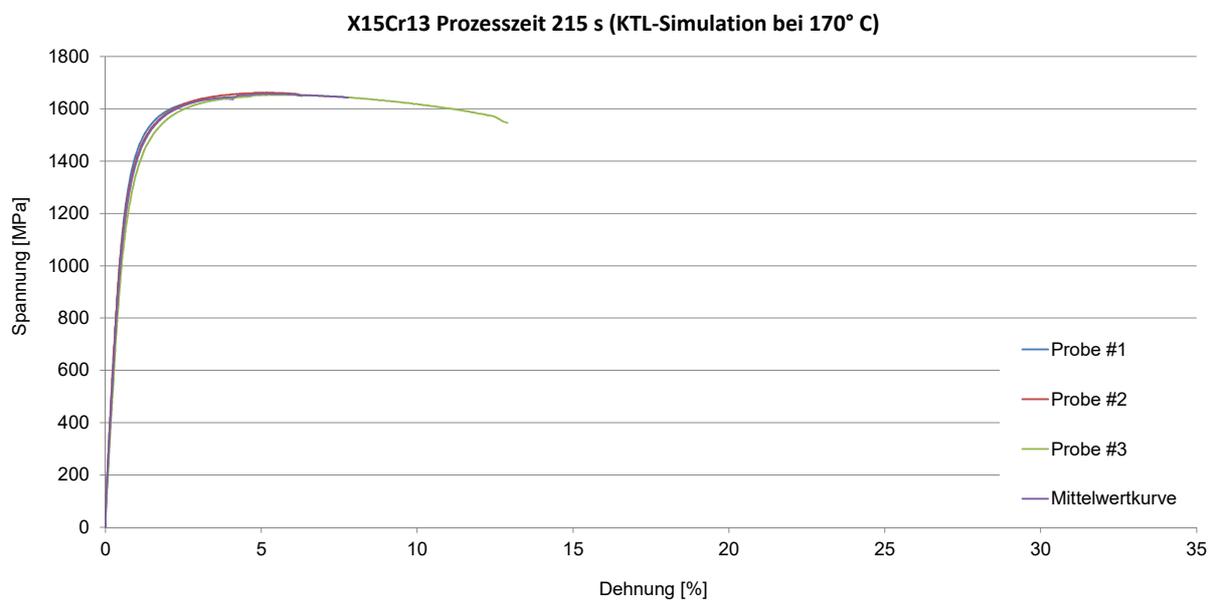
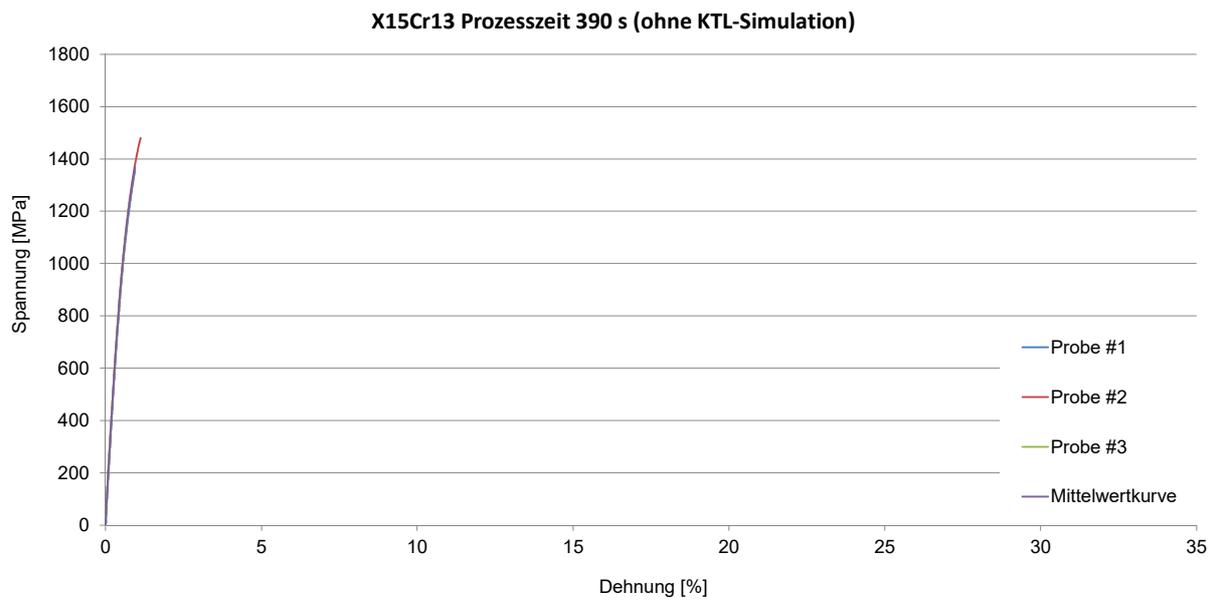


22MnB5 Prozesszeit 250 s (KTL-Simulation bei 170° C)

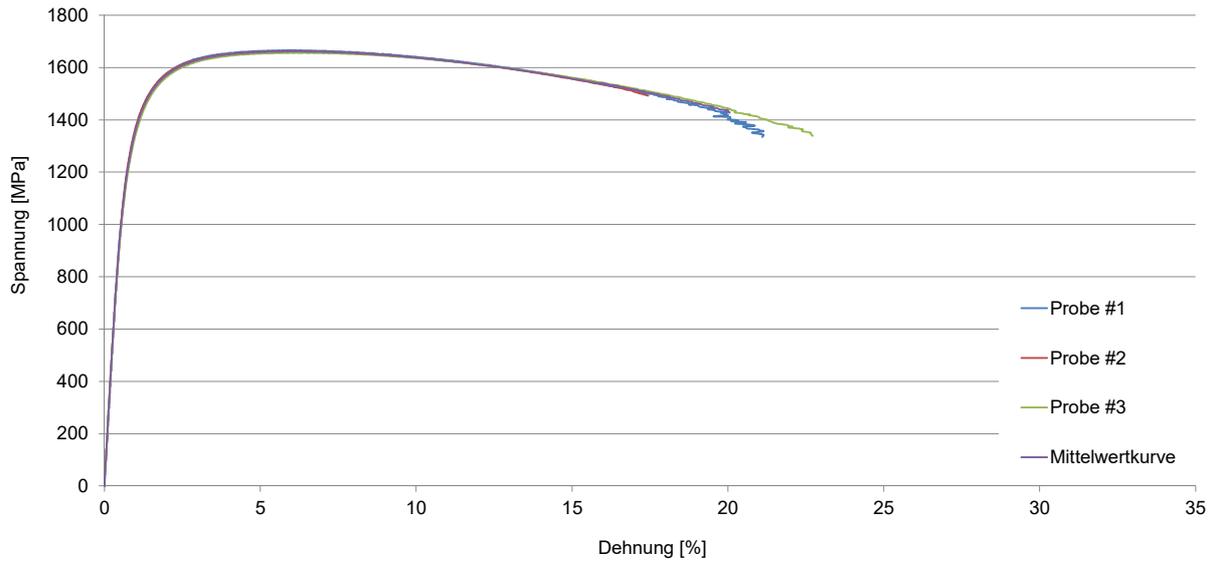


22MnB5 Prozesszeit 330 s (KTL-Simulation bei 170° C)

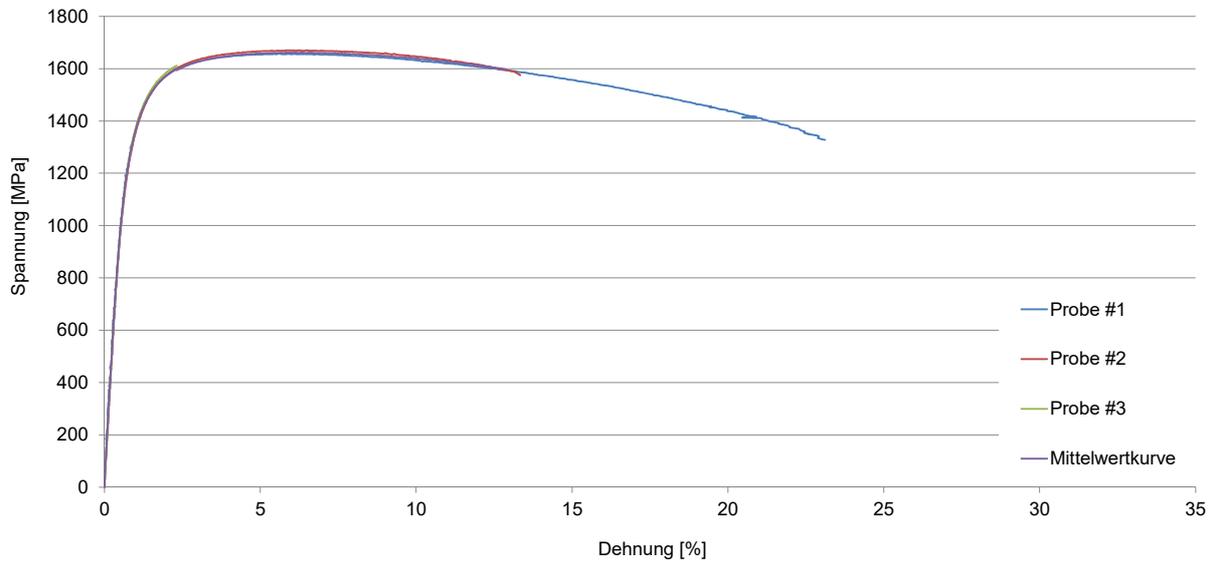


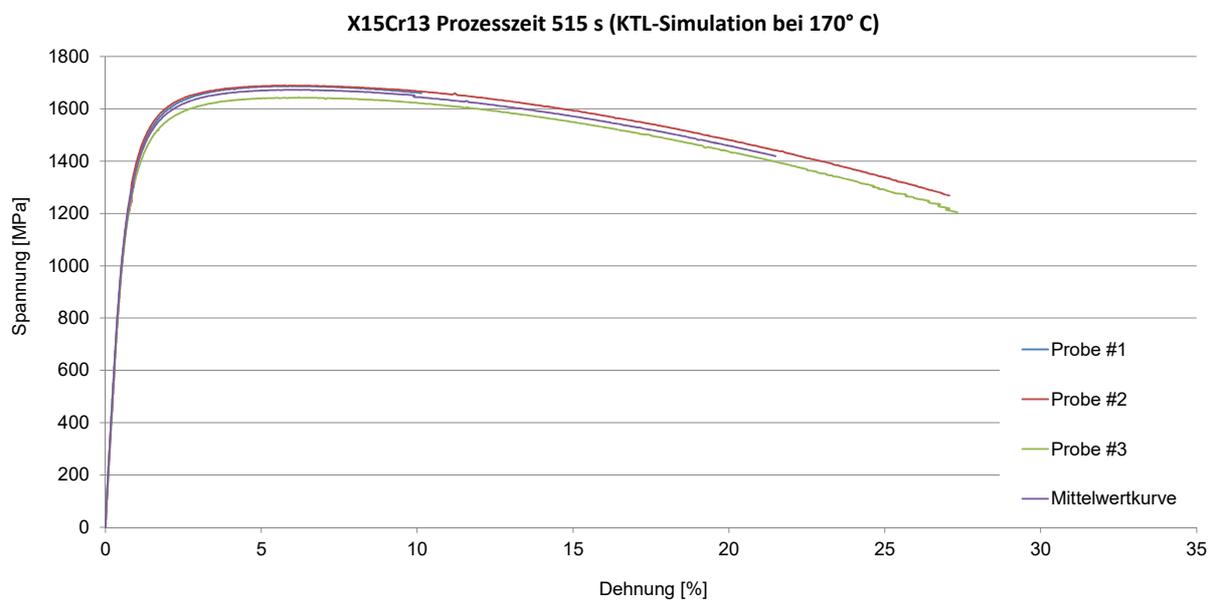
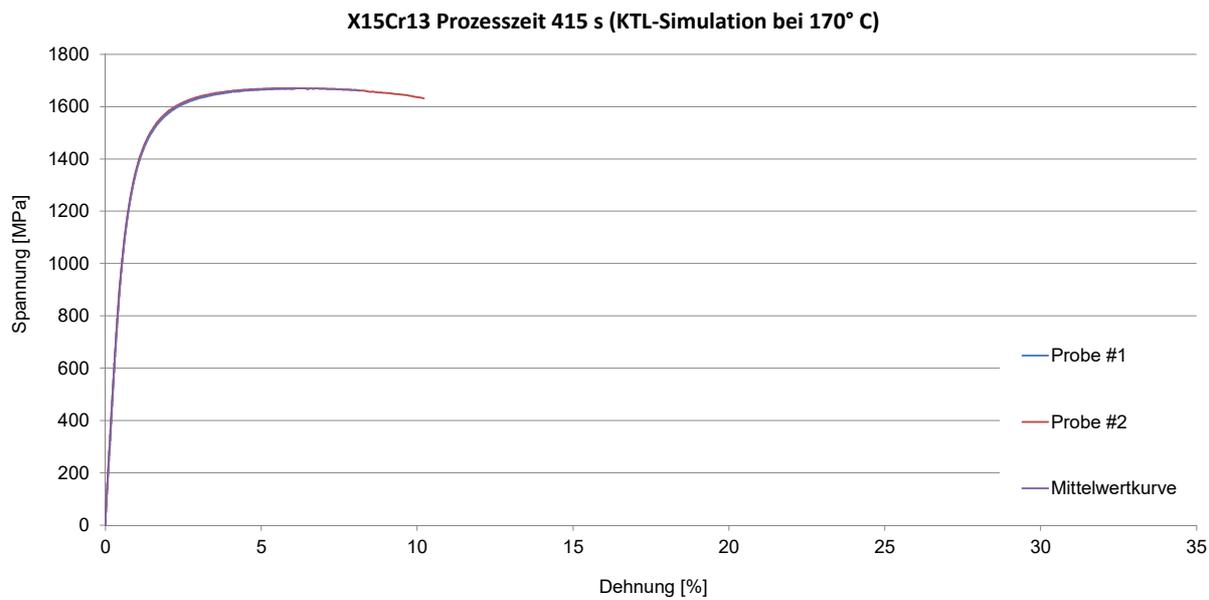


X15Cr13 Prozesszeit 315 s (KTL-Simulation bei 170° C)

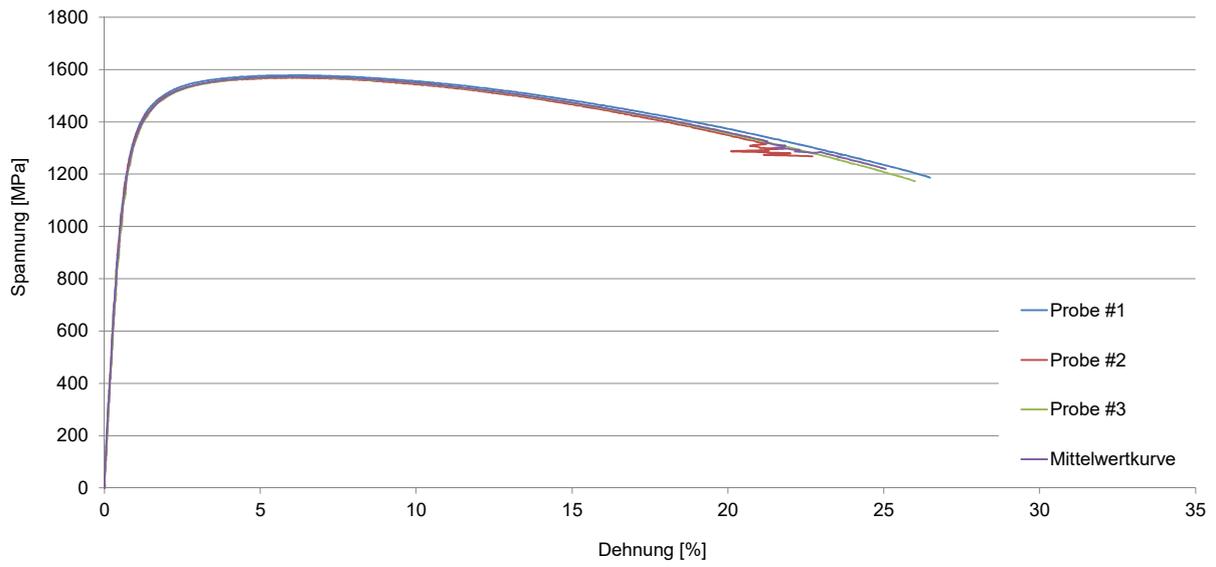


X15Cr13 Prozesszeit 390 s (KTL-Simulation bei 170° C)

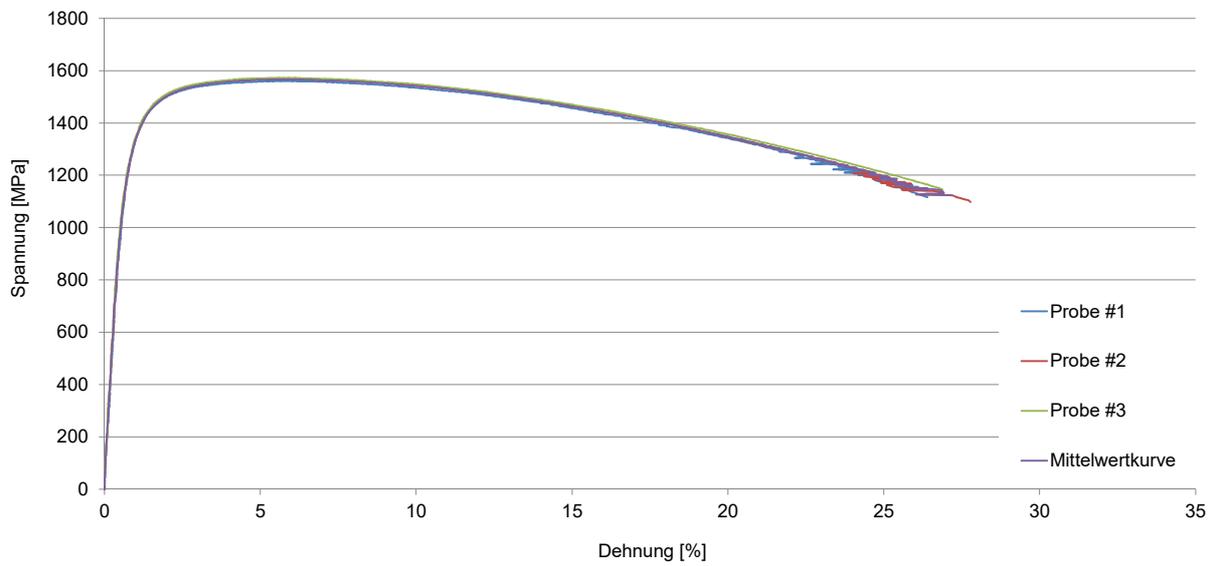


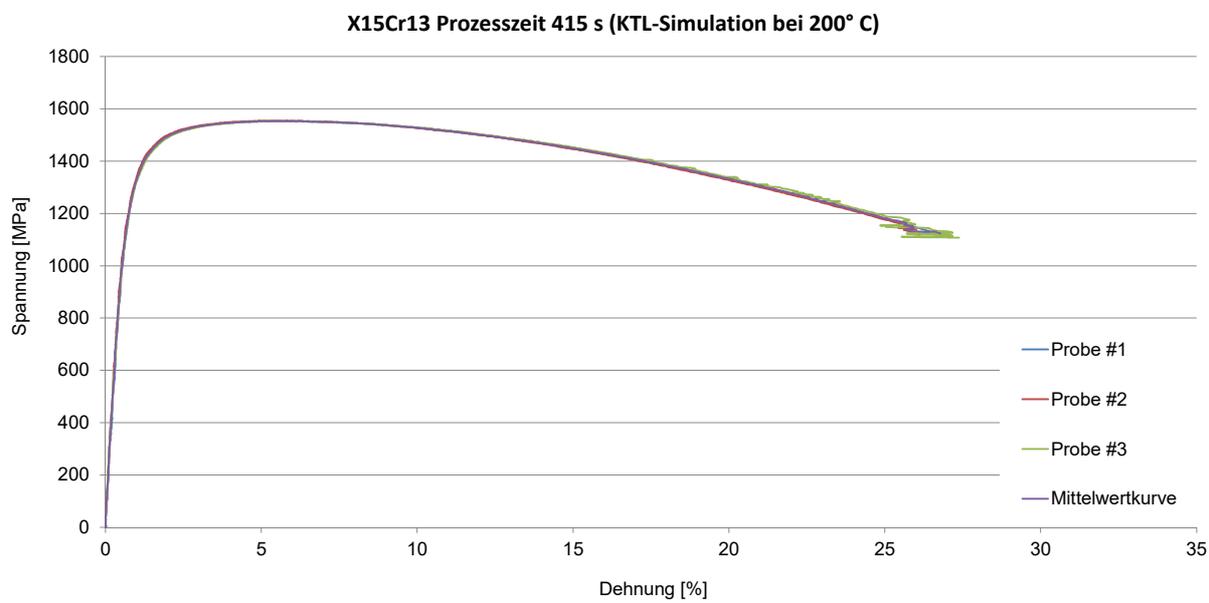
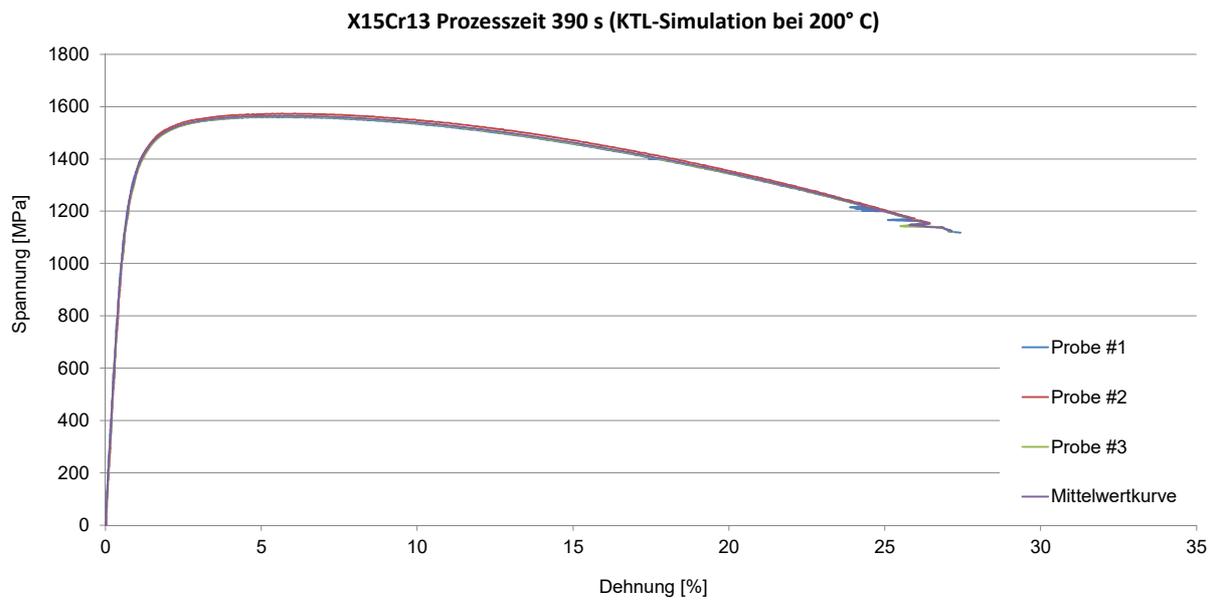


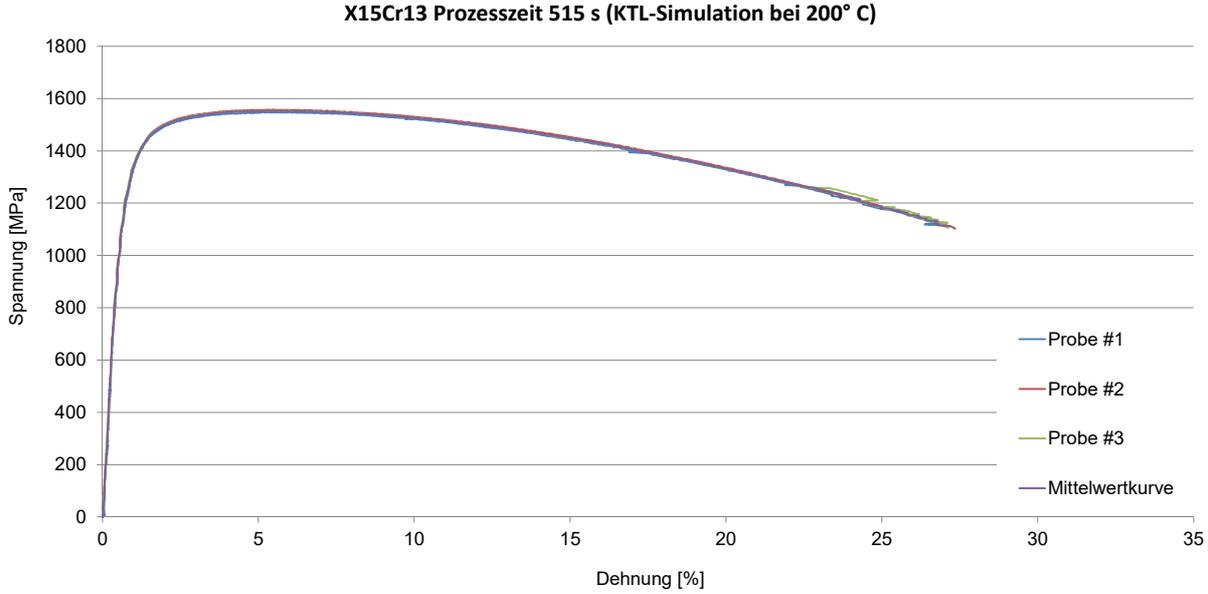
X15Cr13 Prozesszeit 215 s (KTL-Simulation bei 200° C)



X15Cr13 Prozesszeit 315 s (KTL-Simulation bei 200° C)







9.6 Kapitel 6

9.6.1 Datenblatt X15Cr13

Specification Sheet: Alloy 410

(UNS S41000) / W.Nr. 1.4006

General Purpose 12% Chromium Martensitic Stainless Steel Possessing High Strength and Hardness Combined with Good Corrosion Resistance

Alloy 410 (UNS S41000) is a 12% Chromium Martensitic stainless steel that can be heat treated to obtain a wide range of mechanical properties. The alloy has good corrosion resistance along with high strength and hardness. In the annealed condition 410 is ductile and may be formed. It remains magnetic in both the annealed and heat treated conditions.

Applications

- Cutlery
- Petroleum Refining and Petrochemical Processing Equipment
- Ore Processing
- Sugar Processing
- Gate Valves
- Press Plates

Standards

ASTMA 240
ASMESA 240
AMS5504

Oxidation Resistance

Alloy 410 resists oxidation up to 1292°F (700°C) continuously, and up to 1500°F (816°C) on an intermittent basis.

Chemical Analysis

Weight % (all values are maximum unless a range is otherwise indicated)

Chromium	11.5 min.–13.5 max.	Phosphorus	0.04
Nickel	0.75	Sulfur	0.03
Carbon	0.08 min.–0.15 max.	Silicon	1.0
Manganese	1.0	Iron	Balance

Physical Properties

Density 0.280 lbs/in ³ 7.75 g/cm ³	Specific Heat 0.11 BTU/lb-°F @ 70°F 460 J/kg-°C @ 20°C
Electrical Resistivity 29.5 Microhm-in at 75°F 75 Microhm-cm at 24°C	Modulus of Elasticity 28.5 x 10 ⁶ psi 196 GPa
Melting Range 2560–2625°F 1404–1440°C	Thermal Conductivity 212°F (100°C) 10.6 BTU-in/ft ² -hr-°F 18.3 W/m-°C

Mechanical Properties

Typical Values at 68°F (20°C)

Yield Strength 0.2% Offset		Ultimate Tensile Strength		Elongation in 2 in.	Hardness
psi	(MPa)	psi	(MPa)	%	(max.)
42,000	290	74,000	510	34	96 Rb

Corrosion Resistance

Alloy 410 is resistant to atmospheric conditions, water and some chemicals. It can be used in environments containing weak or diluted acetic acid, naptha, nitric acid and sulfuric acid. The alloy is also resistant to acids contained in foods.

410 can also be used in slightly chlorinated and desaerated water. It performs well in oil and gas applications where desaerated and low hydrogen sulfide exist. However, the alloy is prone to chloride attack, particularly in oxidizing conditions.

410 operates well in environments requiring moderate corrosion resistance and high mechanical properties.



SANDMEYER STEEL COMPANY

ONE SANDMEYER LANE • PHILADELPHIA, PA 19116-3598
800-523-3663 • +1-215-464-7100 • FAX +1-215-677-1430

www.SandmeyerSteel.com

*Providing Solutions, With Materials and
Value Added Products, for Process Industries*

Alloy 410 09/17

Fabrication Data

Heat Treatment

Annealing—Heat slowly to 1500–1650°F (816–899°C), cool to 1100°F (593°C) in furnace, air cool

Process Annealing—Heat to 1350–1450°F (732–788°C), air cool

Hardening—Heat to 1700–1850°F (927–1010°C), air cool or oil quench. Follow by stress-relief or temper

Stress Relieving—Heat to 300–800°F (149–427°C) for 1 to 2 hours, air cool

Tempering—Heat to 1100–1400°F (593–760°C) for 1 to 4 hours, air cool

Cold Forming

The alloy can be cold worked with moderate forming in the annealed condition.

Hot Forming

It is typically done in the 1382–2102°F (750–1150°C) range followed by air cooling. For smaller plate deformation such as bending, preheating should be done in the 212–572°F (100–300°C) temperature range. If a plate undergoes substantial deformation it should undergo a re-anneal or stress-relieving treatment at about 1202°F (650°C).

Machining

Alloy 410 is best machined in the annealed condition at surface speeds of 60–80 feet (18.3–24.4m) per minute. Post machining decontamination and passivation are recommended.

Welding

Due to its martensitic structure, Alloy 410 has limited weldability because of its hardenability. A post weld heat treatment should be considered to assure the attainment of the required properties. When weld filler is needed, AWS E/ER 410, 410 NiMo and 309L are the most widely specified.

The information and data in this product data sheet are accurate to the best of our knowledge and belief, but are intended for informational purposes only, and may be revised at any time without notice. Applications suggested for the materials are described only to help readers make their own evaluations and decisions, and are neither guarantees nor to be construed as express or implied warranties of suitability for these or other applications.



**SANDMEYER
STEEL COMPANY**