

Montanuniversität Leoben

**Einfluss der Legierungselemente auf die
bainitische Umwandlung von
Warmarbeitsstählen**



Die vorliegende Arbeit wurde am Department Metallkunde und Werkstoffprüfung der Montanuniversität Leoben in Kooperation mit Böhler Edelstahl GmbH Kapfenberg durchgeführt.

Leoben, 12.02.2008

Eidesstattliche Erklärung

Ich erkläre an Eides statt, dass ich diese Arbeit selbstständig verfasst, andere als die angegebenen Quellen und Hilfsmittel nicht benutzt und mich auch sonst keiner unerlaubten Hilfsmittel bedient habe.

Affidavit

I declare in lieu of oath, that I wrote this thesis and performed the associated research myself, using only literature cited in this volume.

Datum

Unterschrift

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand im Rahmen meines Studiums Werkstoffwissenschaften am Department Metallkunde und Werkstoffprüfung an der Montanuniversität Leoben in Zusammenarbeit mit der Böhler Edelstahl GmbH Kapfenberg.

Herrn Univ. Prof. Dipl.- Ing. Dr. mont. Helmut Clemens danke ich für die Möglichkeit, diese Arbeit am Department Metallkunde und Werkstoffprüfung zu verfassen.

Sehr herzlich bedanken möchte ich mich bei Herrn Dipl.- Ing. Dr. mont. Harald Leitner, der mir im gesamten Verlauf der Diplomarbeit mit seinem umfassenden Wissen immer wieder Denkanstöße zur Lösung von Problemen gegeben hat.

Besonderer Dank gilt Frau Dipl.- Ing. Svea Mayer für ihre ausgezeichnete und tatkräftige Unterstützung zur Entstehung dieser Arbeit.

Dank gilt auch den Projektpartnern der Böhler Edelstahl GmbH Kapfenberg für die Ermöglichung dieses Projektes. Insbesondere möchte ich mich bei Herrn Dipl.- Ing. Dr. Ingo Siller für die sehr gute Zusammenarbeit bedanken.

Mein Dank gilt allen Mitarbeiterinnen und Mitarbeitern des Departments Metallkunde und Werkstoffprüfung, die mich in meiner Tätigkeit unterstützt haben.

Bei meiner Familie und meiner Freundin möchte ich mich aufs aller herzlichste bedanken, dass sie mir ein Studium ermöglichten und mir bei all den Problemen, die während dieser Zeit auf mich zukamen, stets beistanden.

Inhaltsverzeichnis

Abbildungsverzeichnis.....	III
Tabellenverzeichnis.....	VIII
Abkürzungsverzeichnis	X
1 Einleitung und Ziel der Arbeit	1
2 Theoretische Grundlagen.....	4
2.1 Warmarbeitsstähle	4
2.2 Auftretende Gefügebestandteile	7
2.2.1 Martensit.....	8
2.2.2 Bainit.....	11
2.2.2.1 Oberer Bainit	12
2.2.2.2 Unterer Bainit	13
2.3 ZTU Diagramme.....	16
2.4 Wirkungsweise der Legierungselemente	18
2.4.1 Kohlenstoff.....	22
2.4.2 Molybdän	24
2.4.3 Mangan.....	26
2.4.4 Chrom	28
2.4.5 Nickel	30
2.4.6 Silizium	31
2.4.7 Vanadium.....	33
3 Experimentelles.....	36
3.1 Ausgangsprobenmaterial	36
3.2 Laserlegieren	37
3.3 Gleichgewichtsberechnungen	40
3.4 Dilatometermessungen	41
3.4.1 Auswertung der Abkühlkurven	43
3.5 Lichtmikroskopie	44
3.6 Rasterelektronenmikroskopie.....	46
4 Ergebnisse	47
4.1 Molybdän	49
4.1.1 Gleichgewichtsberechnungen.....	49
4.1.2 Dilatometermessungen	52
4.1.3 Metallographische Untersuchungen.....	54
4.1.3.1 Lichtmikroskopie.....	54
4.1.3.2 Rasterelektronenmikroskopie	57
4.1.4 Interpretation.....	62
4.2 Mangan	62
4.2.1 Gleichgewichtsberechnungen	62
4.2.2 Dilatometermessungen	64
4.2.3 Metallographische Untersuchungen.....	67
4.2.3.1 Lichtmikroskopie.....	67
4.2.3.2 Rasterelektronenmikroskopie	70
4.2.4 Interpretation.....	76
4.3 Chrom	77
4.3.1 Gleichgewichtsberechnungen	77
4.3.2 Dilatometermessungen	79
4.3.3 Metallographische Untersuchungen.....	81

4.3.3.1	Lichtmikroskopie.....	81
4.3.3.2	Rasterelektronenmikroskopie	83
4.3.4	Interpretation.....	86
4.4	Nickel	87
4.4.1	Gleichgewichtsberechnungen	87
4.4.2	Dilatometermessungen	89
4.4.3	Metallographische Untersuchungen.....	92
4.4.3.1	Lichtmikroskopie.....	92
4.4.3.2	Rasterelektronenmikroskopie	94
4.4.4	Interpretation.....	99
4.5	Silizium.....	100
4.5.1	Gleichgewichtsberechnungen	100
4.5.2	Dilatometermessungen	101
4.5.3	Metallographische Untersuchungen.....	103
4.5.3.1	Lichtmikroskopie.....	103
4.5.3.2	Rasterelektronenmikroskopie	105
4.5.4	Interpretation.....	109
4.6	Kohlenstoff	110
4.6.1	Gleichgewichtsberechnungen	110
4.6.2	Dilatometermessungen	112
4.6.3	Metallographische Untersuchungen.....	113
4.6.3.1	Lichtmikroskopie.....	113
4.6.3.2	Rasterelektronenmikroskopie	115
4.6.4	Interpretation.....	117
4.7	W400 (X37CrMoV5-1).....	118
4.7.1	Gleichgewichtsberechnungen	118
4.7.2	Dilatometermessungen	118
4.7.3	Metallographische Untersuchungen.....	119
4.7.3.1	Lichtmikroskopie.....	119
4.7.3.2	Rasterelektronenmikroskopie	120
4.7.4	Interpretation.....	121
5	Zusammenfassung.....	122
6	Literaturverzeichnis	136
7	Anhang.....	140

Abbildungsverzeichnis

Abb. 1.1: Druckgusswerkzeug [1].....	1
Abb. 1.2: Kurbelgehäuse aus Leichtmetalldruckguss [2].....	2
Abb. 1.3: a) Instrumententafelträger und b) Innentür aus Leichtmetalldruckguss [2]...3	3
Abb. 2.1: Schmelzmetallurgische Herstellungsverfahren von Warmarbeits-stählen [7]	6
Abb. 2.2: Umschmelzverfahren vs. Zähigkeit von verschiedenen Herstellgütern [7]	6
Abb. 2.3: Umschmelzverfahren vs. Schuss von verschiedenen Herstellgütern [7].....	7
Abb. 2.4: Gefügeumwandlung eines Stahls mit 0.45% C in Abhängigkeit der Abkühlgeschwindigkeit [10].....	8
Abb. 2.5: Austenit-Martensit Umwandlung [12]	9
Abb. 2.6: Martensitbildung durch a) Gleitung und b) Zwillingsbildung [10].....	9
Abb. 2.7: a) Lanzettenmartensit und b) Plattenmartensit [3]	9
Abb. 2.8: Einfluss des C-Gehalts auf Martensitstarttemperatur M_s und Martensitfinishtemperatur M_f [10]	10
Abb. 2.9: Schematische Darstellung der Bainitbildung [13].....	11
Abb. 2.10: Bildung oberer Bainit, schematisch.....	13
Abb. 2.11: Oberer Bainit, TEM Aufnahme [10]	13
Abb. 2.12: Bildung unterer Bainit (hohe Versetzungsdichte), schematisch	14
Abb. 2.13: Bildung unterer Bainit (niedrige Versetzungsdichte), schematisch	15
Abb. 2.14: Unterer Bainit, TEM Aufnahme [10]	16
Abb. 2.15: Kontinuierliches ZTU Diagramm (W400) mit TA von 990°C und 15 min Haltezeit [8]	17
Abb. 2.16: Einfluss der Legierungselemente auf die eutektoide Temperatur [20]	18
Abb. 2.17: Einfluss der Legierungselemente auf den eutektoiden C-Gehalt [20]	18
Abb. 2.18: Einfluss der Legierungselemente auf das Umwandlungsverhalten von a) unlegierten b) bzw. b1) niedriglegierten und c) bzw. c1) hochlegierten Stählen [3]	21
Abb. 2.19: Fe-C-Diagramm	22
Abb. 2.20: Abhängigkeit der B_s -Temperatur vom C-Gehalt [21].....	23
Abb. 2.21: Phasendiagramm Fe-Mo [20].....	25
Abb. 2.22: Abhängigkeit der B_s -Temperatur vom Mo-Gehalt [21].....	25
Abb. 2.23: Phasendiagramm Fe-Mn [20].....	27
Abb. 2.24: Abhängigkeit der B_s -Temperatur vom Mn-Gehalt [21].....	27
Abb. 2.25: a) Phasendiagramm Fe-Cr [20] und b) Temperaturabhängigkeit der $\gamma \rightarrow \alpha$ Umwandlungen (I=Perlitbildung, II= B_s -Temperatur, III=Lattenmartensit, IV=Plattenmartensit) in Fe-Cr Legierungen vom Cr-Gehalt [24].....	28
Abb. 2.26:Karbide bei Fe-C-Cr Legierungen im vergüteten Zustand [20].....	29
Abb. 2.27: Phasendiagramm Fe-Ni [20]	31
Abb. 2.28: Phasendiagramm Fe-Si [20]	32
Abb. 2.29: Abhängigkeit der B_s -Temperatur vom Si-Gehalt [21]	33
Abb. 2.30: Phasendiagramm Fe-V [10]	34
Abb. 2.31: Karbide bei Fe-C-V Legierungen im vergüteten Zustand [20]	35
Abb. 3.1: Laserlegieren im Laserzentrum Leoben [49].....	38
Abb. 3.2: Zwei Legierungsspuren (17_1 und 17_3) mit skizzierten Dilatometerproben [49].....	40
Abb. 3.3: Temperaturprogramm zur Bestimmung der Bainitumwandlung	42
Abb. 3.4: Probe im Abschreckdilatometer bei 1050°C [52].....	42

Abb. 3.5: Abkühlkurve der Probe 11_2 bei martenistischer Umwandlung.....	43
Abb. 3.6: Abkühlkurve der Probe 9_2 bei bainitischer und martensitischer Umwandlung	44
Abb. 4.1: ZTU Diagramm der Probe 9_2 mit 2% Mo und einer TA von 990°C mit einer Haltezeit von 30 min.....	52
Abb. 4.2: ZTU Diagramm der Proben 10_1 und 10_2 mit 3.53% Mo und einer TA von 1048°C mit einer Haltezeit von 30 min	53
Abb. 4.3: ZTU Diagramm der Probe 11_2 mit 4.72% Mo und einer TA von 1116°C mit einer Haltezeit von 30 min	53
Abb. 4.4: ZTU Diagramm der Proben 28_1 und 11_1 mit 5.49% Mo und einer TA von 1155°C mit einer Haltezeit von 30 min	54
Abb. 4.5: LIMI-Bild der Probe 9_2 mit 2% Mo und einer TA von 990°C, abgeschreckt mit $\lambda=1$ (Korngröße ASTM 7)	55
Abb. 4.6: LIMI-Bild der Probe 10_2 mit 3.55% Mo und einer TA von 1049°C, abgeschreckt mit $\lambda=1$ (Korngröße ASTM 6)	55
Abb. 4.7: LIMI-Bild der Probe 11_2 mit 4.72% Mo und einer TA von 1116°C, abgeschreckt mit $\lambda=1.5$ (Korngröße ASTM 7)	56
Abb. 4.8: LIMI-Bild der Probe 28_1 mit 5.49% Mo und einer TA von 1155°C, abgeschreckt mit $\lambda=0.5$ (Korngröße ASTM 5 bis 0).....	56
Abb. 4.9: REM-Bild der Probe 9_2 mit 2% Mo und einer TA von 990°C, abgeschreckt mit $\lambda=0.5$	57
Abb. 4.10: REM-Bild der Probe 10_2 mit 3.55% Mo und einer TA von 1049°C, abgeschreckt mit $\lambda=1$	58
Abb. 4.11: REM-Bild der Probe 11_2 mit 4.72% Mo und einer TA von 1116°C, abgeschreckt mit $\lambda=1.5$	58
Abb. 4.12: REM-Bild der Probe 28_1 mit 5.49% Mo und einer TA von 1149°C, abgeschreckt mit $\lambda=0.5$	59
Abb. 4.13: ZTU Diagramm der Probe 27_2 mit 0.45% Mn und einer TA von 990°C mit einer Haltezeit von 30 min	65
Abb. 4.14: ZTU Diagramm der Probe 26_1 mit 0.55% Mn und einer TA von 990°C mit einer Haltezeit von 30 min	65
Abb. 4.15: ZTU Diagramm der Probe 26_2 mit 0.65% Mn und einer TA von 990°C mit einer Haltezeit von 30 min	66
Abb. 4.16: ZTU Diagramm der Probe 25_1 mit 0.71% Mn und einer TA von 990°C mit einer Haltezeit von 30 min	66
Abb. 4.17: ZTU Diagramm der Probe 25_2 mit 0.90% Mn und einer TA von 990°C mit einer Haltezeit von 30 min	67
Abb. 4.18: LIMI-Bild der Probe 27_2 mit 0.45% Mn und einer TA von 990°C, abgeschreckt mit $\lambda=1.5$ (Korngröße ASTM 7)	68
Abb. 4.19: LIMI-Bild der Probe 26_1 mit 0.55% Mn und einer TA von 990°C, abgeschreckt mit $\lambda=1.5$ (Korngröße ASTM 8)	68
Abb. 4.20: LIMI-Bild der Probe 26_2 mit 0.65% Mn und einer TA von 990°C, abgeschreckt mit $\lambda=1.5$ (Korngröße ASTM 7)	69
Abb. 4.21: LIMI-Bild der Probe 25_1 mit 0.71% Mn und einer TA von 990°C, abgeschreckt mit $\lambda=2$ (Korngröße ASTM 8)	69
Abb. 4.22: LIMI-Bild der Probe 25_2 mit 0.90% Mn und einer TA von 990°C, abgeschreckt mit $\lambda=1.5$ (Korngröße ASTM 8)	70
Abb. 4.23: REM-Bild der Probe 27_2 mit 0.45% Mn und einer TA von 990°C, abgeschreckt mit $\lambda=0.3$	71

Abb. 4.24: REM-Bild der Probe 26_1 mit 0.55% Mn und einer TA von 990°C, abgeschreckt mit $\lambda=0.5$	71
Abb. 4.25: REM-Bild der Probe 26_2 mit 0.65% Mn und einer TA von 990°C, abgeschreckt mit $\lambda=0.5$	72
Abb. 4.26: REM-Bild der Probe 25_1 mit 0.71% Mn und einer TA von 990°C mit einer Haltezeit von 30min, abgeschreckt mit $\lambda=0.5$	72
Abb. 4.27: REM-Bild der Probe 25_2 mit 0.90% Mn und einer TA von 990°C, abgeschreckt mit $\lambda=0.7$	73
Abb. 4.28: ZTU Diagramm der Probe 15_1 mit 5.78% Cr und einer TA von 997°C mit einer Haltezeit von 30 min	79
Abb. 4.29: ZTU Diagramm der Probe 13_2 mit 6.60% Cr und einer TA von 991°C mit einer Haltezeit von 30 min	80
Abb. 4.30: ZTU Diagramm der Probe 29_1 mit 7.81% Cr und einer TA von 990°C mit einer Haltezeit von 30 min	80
Abb. 4.31: LIMI-Bild der Probe 15_1 mit 5.78% Cr und einer TA von 997°C, abgeschreckt mit $\lambda=6$ (Korngröße ASTM 7)	81
Abb. 4.32: LIMI-Bild der Probe 13_2 mit 6.60% Cr und einer TA von 991°C, abgeschreckt mit $\lambda=4$ (Korngröße ASTM 7)	82
Abb. 4.33: LIMI-Bild der Probe 29_1 mit 7.81% Cr und einer TA von 990°C, abgeschreckt mit $\lambda=8$ (Korngröße ASTM 5 bis 7)	82
Abb. 4.34: REM-Bild der Probe 15_1 mit 5.78% Cr und einer TA von 997°C, abgeschreckt mit $\lambda=2$	83
Abb. 4.35: REM-Bild der Probe 13_2 mit 6.60% Cr und einer TA von 991°C, abgeschreckt mit $\lambda=0.3$	84
Abb. 4.36: REM-Bild der Probe 29_1 mit 7.81% Cr und einer TA von 990°C, abgeschreckt mit $\lambda=0.5$	84
Abb. 4.37: ZTU Diagramm der Probe 20_2 mit 0.64% Ni und einer TA von 972°C mit einer Haltezeit von 30 min	90
Abb. 4.38: ZTU Diagramm der Probe 19_1 mit 1.71% Ni und einer TA von 976°C mit einer Haltezeit von 30 min	90
Abb. 4.39: ZTU Diagramm der Probe 19_2 mit 2.61% Ni und einer TA von 979°C mit einer Haltezeit von 30 min	91
Abb. 4.40: ZTU Diagramm der Probe 20_1 mit 4.16 % Ni und einer TA von 985°C mit einer Haltezeit von 30 min	91
Abb. 4.41: LIMI-Bild der Probe 20_2 mit 0.64% Ni und einer TA von 979°C, abgeschreckt mit $\lambda=2$ (Korngröße ASTM 7)	92
Abb. 4.42: LIMI-Bild der Probe 19_1 mit 1.71% Ni und einer TA von 976°C, abgeschreckt mit $\lambda=15$ (Korngröße ASTM 8)	93
Abb. 4.43: LIMI-Bild der Probe 19_2 mit 2.61% Ni und einer TA von 979°C, abgeschreckt mit $\lambda=12$ (Korngröße ASTM 8)	93
Abb. 4.44: LIMI-Bild der Probe 20_1 mit 4.16% Ni und einer TA von 985°C, abgeschreckt mit $\lambda=25$ (Korngröße ASTM 7)	94
Abb. 4.45: REM-Bild der Probe 20_2 mit 0.64% Ni und einer TA von 972°C, abgeschreckt mit $\lambda=0.4$	95
Abb. 4.46: REM-Bild der Probe 19_1 mit 1.71% Ni und einer TA von 976°C, abgeschreckt mit $\lambda=2$	95
Abb. 4.47: REM-Bild der Probe 19_2 mit 2.61% Ni und einer TA von 979°C, abgeschreckt mit $\lambda=2$	96
Abb. 4.48: REM-Bild der Probe 20_1 mit 4.16% Ni und einer TA von 985°C, abgeschreckt mit $\lambda=4$	96

Abb. 4.49: ZTU Diagramm der Probe 24_2 mit 0.53% Si und einer TA von 1001°C mit einer Haltezeit von 30 min	102
Abb. 4.50: ZTU Diagramm der Probe 22_1 mit 1.20% Si und einer TA von 1034°C mit einer Haltezeit von 30 min	102
Abb. 4.51: ZTU Diagramm der Probe 22_2 mit 1.63% Si und einer TA von 1055°C mit einer Haltezeit von 30 min	103
Abb. 4.52: LIMI-Bild der Probe 24_2 mit 0.53% Si und einer TA von 1001°C, abgeschreckt mit $\lambda=2$ (Korngröße ASTM 8)	104
Abb. 4.53: LIMI-Bild der Probe 22_1 mit 1.20% Si und einer TA von 1034°C, abgeschreckt mit $\lambda=4$ (Korngröße ASTM 8)	104
Abb. 4.54: LIMI-Bild der Probe 22_2 mit 1.63% Si und einer TA von 1055°C, abgeschreckt mit $\lambda=8$ (Korngröße ASTM 8)	105
Abb. 4.55: REM-Bild der Probe 24_2 mit 0.53% Si und einer TA von 1001°C, abgeschreckt mit $\lambda=0.3$	106
Abb. 4.56: REM-Bild der Probe 22_1 mit 1.20% Si und einer TA von 1034°C, abgeschreckt mit $\lambda=0.3$	106
Abb. 4.57: REM-Bild der Probe 22_2 mit 1.63% Si und einer TA von 1055°C, abgeschreckt mit $\lambda=2$	107
Abb. 4.58: ZTU Diagramm der Probe 30_2 mit 0.40% C und einer TA von 1020°C mit einer Haltezeit von 30 min	112
Abb. 4.59: ZTU Diagramm der Probe 33_1 mit 0.50% C und einer TA von 1059°C mit einer Haltezeit von 30 min	113
Abb. 4.60: LIMI-Bild der Probe 30_2 mit 0.40% C und einer TA von 1020°C, abgeschreckt mit $\lambda=8$ (Korngröße ASTM 7)	114
Abb. 4.61: LIMI-Bild der Probe 33_1 mit 0.50% C und einer TA von 1059°C, abgeschreckt mit $\lambda=10$ (Korngröße ASTM 00)	114
Abb. 4.62: REM-Bild der Probe 30_2 mit 0.40% C und einer TA von 1020°C, abgeschreckt mit $\lambda=2$	115
Abb. 4.63: REM-Bild der Probe 33_1 mit 0.50% C und einer TA von 1059°C, abgeschreckt mit $\lambda=10$	116
Abb. 4.64: ZTU Diagramm der Probe 13_1 (W400) mit einer TA von 1004°C und einer Haltezeit von 30 min	119
Abb. 4.65: LIMI-Bild der Probe 13_1 (W400) mit einer TA von 1004°C, abgeschreckt mit $\lambda=4$ (Korngröße ASTM 6)	120
Abb. 4.66: REM-Bild der Probe 13_1 (W400) mit einer TA von 1004°C und einer Haltezeit von 30 min, abgeschreckt mit $\lambda=0.7$	120
Abb. 5.1: Zusammenfassung der Wirkung des Legierungselements Mo	125
Abb. 5.2: Zusammenfassung der Wirkung des Legierungselements Mn	127
Abb. 5.3: Zusammenfassung der Wirkung des Legierungselements Cr	129
Abb. 5.4: Zusammenfassung der Wirkung des Legierungselements Ni	131
Abb. 5.5: Zusammenfassung der Wirkung des Legierungselements Si	132
Abb. 5.6: Zusammenfassung der Wirkung des Legierungselements C	134
Abb. 5.7: Einfluss der Legierungselemente auf die bainitische Umwandlung (Größe und Richtung der Pfeile entsprechen der Gewichtung der Verschiebung der Bainitbildung)	135
Abb. 7.1: Abkühlkurven der Probe 9_2 mit 2% Mo und einer TA von 990°C mit einer Haltezeit von 30min	149
Abb. 7.2: Abkühlkurven der Proben 10_1 und 10_2 mit 3.53% Mo und einer TA von 1048°C mit einer Haltezeit von 30 min	150

Abb. 7.3: Abkühlkurven der Probe 11_2 mit 4.72% Mo und einer TA von 1116°C mit einer Haltezeit von 30 min.....	150
Abb. 7.4: Abkühlkurven der Proben 11_1 und 28_1 mit 5.49% Mo und einer TA von 1149°C mit einer Haltezeit von 30 min	151
Abb. 7.5: Abkühlkurven der Probe 27_2 mit 0.45% Mn und einer TA von 990°C mit einer Haltezeit von 30 min.....	151
Abb. 7.6: Abkühlkurven der Probe 26_1 mit 0.55% Mn und einer TA von 990°C mit einer Haltezeit von 30 min.....	152
Abb. 7.7: Abkühlkurven der Probe 26_2 mit 0.65% Mn und einer TA von 990°C mit einer Haltezeit von 30 min.....	152
Abb. 7.8: Abkühlkurven der Probe 25_1 mit 0.71% Mn und einer TA von 990°C mit einer Haltezeit von 30 min.....	153
Abb. 7.9: Abkühlkurven der Probe 25_2 mit 0.90% Mn und einer TA von 990°C mit einer Haltezeit von 30 min.....	153
Abb. 7.10: Abkühlkurven der Probe 15_1 mit 5.78% Cr und einer TA von 997°C mit einer Haltezeit von 30 min.....	154
Abb. 7.11: Abkühlkurven der Probe 13_2 mit 6.60% Cr und einer TA von 991°C mit einer Haltezeit von 30 min.....	154
Abb. 7.12: Abkühlkurven der Probe 29_1 mit 7.81% Cr und einer TA von 990°C mit einer Haltezeit von 30 min.....	155
Abb. 7.13: Abkühlkurven der Probe 20_2 mit 0.64% Ni und einer TA von 972°C mit einer Haltezeit von 30 min.....	155
Abb. 7.14: Abkühlkurven der Probe 19_1 mit 1.71% Ni und einer TA von 976°C mit einer Haltezeit von 30 min.....	156
Abb. 7.15: Abkühlkurven der Probe 19_2 mit 2.61% Ni und einer TA von 979°C mit einer Haltezeit von 30 min.....	156
Abb. 7.16: Abkühlkurven der Probe 20_1 mit 4.16% Ni und einer TA von 985°C mit einer Haltezeit von 30 min.....	157
Abb. 7.17: Abkühlkurven der Probe 24_2 mit 0.53% Si und einer TA von 1001°C mit einer Haltezeit von 30 min.....	157
Abb. 7.18: Abkühlkurven der Probe 22_1 mit 1.20% Si und einer TA von 1034°C mit einer Haltezeit von 30 min.....	158
Abb. 7.19: Abkühlkurven der Probe 22_2 mit 1.63% Si und einer TA von 1055°C mit einer Haltezeit von 30 min.....	158
Abb. 7.20: Abkühlkurven der Probe 30_2 mit 0.40% C und einer TA von 1020°C mit einer Haltezeit von 30 min.....	159
Abb. 7.21: Abkühlkurven der Probe 33_1 mit 0.5% C und einer TA von 1059°C mit einer Haltezeit von 30 min.....	159
Abb. 7.22: Abkühlkurven der Probe 13_1 (W400) mit einer TA von 1004°C mit einer Haltezeit von 30 min.....	160

Tabellenverzeichnis

Tab. 3.1: Chemische Zusammensetzung des Warmarbeitsstahls W400 [m.-%] [8]..	36
Tab. 3.2: Legierungsvorgaben [m.-%]	39
Tab. 3.3: Gültigkeitsbereich für TCFE2 [51]	41
Tab. 3.4: Schleif- und Polieranweisung	45
Tab. 4.1: Vergleich der chemischen Zusammensetzungen [m.-%]	48
Tab. 4.2: Phasen der Mo-Varianten bei der jeweiligen TA	50
Tab. 4.3: Vergleich der verschiedenen TAs	51
Tab. 4.4: Chemische Zusammensetzung Bulk und Matrix von Legierungsspur 9_2 [m.-%].....	59
Tab. 4.5: Chemische Zusammensetzung Bulk und Matrix von Legierungsspur 10_2 [m.-%].....	60
Tab. 4.6: Chemische Zusammensetzung Bulk und Matrix von Legierungsspur 11_2 [m.-%].....	61
Tab. 4.7: Chemische Zusammensetzung Bulk und Matrix von Legierungsspur 28_1 [m.-%].....	61
Tab. 4.8: Phasen der Mn-Varianten bei der jeweiligen TA	63
Tab. 4.9: Vergleich der verschiedenen TAs	64
Tab. 4.10: Chemische Zusammensetzung Bulk und Matrix von Legierungsspur 27_2 [m.-%].....	73
Tab. 4.11: Chemische Zusammensetzung Bulk und Matrix von Legierungsspur 26_1 [m.-%].....	74
Tab. 4.12: Chemische Zusammensetzung Bulk und Matrix von Legierungsspur 26_2 [m.-%].....	74
Tab. 4.13: Chemische Zusammensetzung Bulk und Matrix von Legierungsspur 25_1 [m.-%].....	75
Tab. 4.14: Chemische Zusammensetzung Bulk und Matrix von Legierungsspur 25_2 [m.-%].....	75
Tab. 4.15: Phasen der Cr-Varianten bei der jeweiligen TA	77
Tab. 4.16: Vergleich der verschiedenen TAs.....	78
Tab. 4.17: Chemische Zusammensetzung Bulk und Matrix von Legierungsspur 15_1 [m.-%].....	85
Tab. 4.18: Chemische Zusammensetzung Bulk und Matrix von Legierungsspur 13_2 [m.-%].....	85
Tab. 4.19: Chemische Zusammensetzung Bulk und Matrix von Legierungsspur 29_1 [m.-%].....	86
Tab. 4.20: Phasen der Ni-Varianten bei der jeweiligen TA.....	88
Tab. 4.21: Vergleich der verschiedenen TAs.....	89
Tab. 4.22: Chemische Zusammensetzung Bulk und Matrix von Legierungsspur 20_2 [m.-%].....	97
Tab. 4.23: Chemische Zusammensetzung Bulk und Matrix von Legierungsspur 19_1 [m.-%].....	98
Tab. 4.24: Chemische Zusammensetzung Bulk und Matrix von Legierungsspur 19_2 [m.-%].....	98
Tab. 4.25: Chemische Zusammensetzung Bulk und Matrix von Legierungsspur 20_1 [m.-%].....	99
Tab. 4.26: Phasen der Si-Varianten bei der jeweiligen TA	100
Tab. 4.27: Vergleich der verschiedenen TAs.....	101

Tab. 4.28: Chemische Zusammensetzung Bulk und Matrix von Legierungsspur 24_2 [m.-%].....	108
Tab. 4.29: Chemische Zusammensetzung Bulk und Matrix von Legierungsspur 22_1 [m.-%].....	108
Tab. 4.30: Chemische Zusammensetzung Bulk und Matrix von Legierungsspur 22_2 [m.-%].....	109
Tab. 4.31: Phasen der C-Varianten bei der jeweiligen TA.....	110
Tab. 4.32: Vergleich der verschiedenen TAs.....	111
Tab. 4.33: Chemische Zusammensetzung Bulk und Matrix von Legierungsspur 30_2 [m.-%].....	117
Tab. 4.34: Chemische Zusammensetzung Bulk und Matrix von Legierungsspur 33_1 [m.-%].....	117
Tab. 4.35: Phasen des W400 bei der jeweiligen TA.....	118
Tab. 4.36: Vergleich der verschiedenen TAs.....	118
Tab. 4.37: Chemische Zusammensetzung Bulk und Matrix von Legierungsspur 13_1 (W400) [m.-%].....	121
Tab. 5.1: Legierungsvorgaben in m.-%	122
Tab. 7.1: Parameter bei der Probenherstellung.....	140
Tab. 7.2: Zusammensetzung Pulver 9.....	141
Tab. 7.3: Zusammensetzung Pulver 10.....	142
Tab. 7.4: Zusammensetzung Pulver 11.....	142
Tab. 7.5: Zusammensetzung Pulver 12.....	143
Tab. 7.6: Zusammensetzung Pulver 13.....	143
Tab. 7.7: Zusammensetzung Pulver 14.....	144
Tab. 7.8: Zusammensetzung Pulver 15.....	144
Tab. 7.9: Zusammensetzung Pulver 16.....	145
Tab. 7.10: Zusammensetzung Pulver 17.....	145
Tab. 7.11: Zusammensetzung Pulver 23.....	146
Tab. 7.12: Zusammensetzung Pulver 24.....	146
Tab. 7.13: Zusammensetzung Pulver 25.....	147
Tab. 7.14: Zusammensetzung Pulver 26.....	147
Tab. 7.15: Zusammensetzung Pulver 27.....	148
Tab. 7.16: Zusammensetzung Pulver 29.....	148
Tab. 7.17: Zusammensetzung Pulver 30.....	149

Abkürzungsverzeichnis

Abb.....	Abbildung
Ac ₃	α-γ Umwandlungstemperatur (c...chauffage = Erwärmung)
Al.....	Aluminium
Ar.....	Argon
Ar ₃	γ-α Umwandlungstemperatur (r...refroidissement = Abkühlung)
Au.....	Gold
α.....	Ferrit
α _{b, ungesättigt}	ungesättigter bainitischer Ferrit
α _{b, übersättigt}	an Kohlenstoff übersättigter bainitischer Ferrit
Be.....	Beryllium
B _s	Bainitstarttemperatur
B _f	Bainitfinishtemperatur
C.....	Kohlenstoff
Ce.....	Cer
Co.....	Kobalt
Cr.....	Chrom
Cu.....	Kupfer
EDX.....	Energie Dispersive Röntgenspektroskopie
ESU.....	Elektro-Schlacke-Umschmelzverfahren
Fe.....	Eisen
γ.....	Austenit
γ _{angereichert}	mit Kohlenstoff angereicherter Austenit
m.-%.....	Massenprozent
Hf.....	Hafnium
HF.....	Hochfrequenz
krz.....	kubisch-raumzentriert
kfz.....	kubisch-flächenzentriert
λ.....	Abkühlparameter
λ _w	Wärmeleitfähigkeit
LIMI.....	Lichtmikroskop
M _f	Martensitfinishtemperatur
Mn.....	Mangan
Mo.....	Molybdän
M _s	Martensitstarttemperatur

N.....	Stickstoff
Nb.....	Niob
Ni.....	Nickel
OG.....	oberer Grenzwert
P.....	Phosphor
Re.....	Rhenium
REM.....	Rasterelektronenmikroskop
Si.....	Silizium
t.....	Zeit
T.....	Temperatur
T ₀	Temperatur, bei der die freie Energie des Austenits gleich groß wie die freie Energie des bainitischen Ferrits ist
Ta.....	Tantal
TA.....	Austenitierungstemperatur
TA _{Cfalsch}	mit falschen C-Gehalt (Soll-Wert beim Laserlegieren) berechnete Austenitierungstemperatur
TA _{Crichtig}	mit richtigen C-Gehalt (aus chemischer Analyse) berechnete Austenitierungstemperatur
TA _{verwendet}	verwendete Austenitierungstemperatur
Tab.....	Tabelle
TCFE2.....	Thermo-Calc Eisenlegierungen Datenbank
θ.....	Zementit
t _i	Inkubationszeit
Ti.....	Titan
tr _z	tetragonal-raumzentriert
UG.....	unterer Grenzwert
UZTU Diagramm.....	Umform-Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild
V.....	Vanadium
VLBO.....	Vakuum-Lichtbogenofen
v _{ok}	obere kritische Abkühlgeschwindigkeit
v _{uk}	untere kritische Abkühlgeschwindigkeit
W.....	Wolfram
Zn.....	Zink
Zr.....	Zirkon
ZTU Diagramm.....	Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild
ZTA Diagramm.....	Zeit-Temperatur-Austenitierungsschaubild

1 Einleitung und Ziel der Arbeit

In der Automobilindustrie werden viele Karosserieteile aus Leichtmetalllegierungen durch Druckguss hergestellt. Ein verwendeter Werkstoff für Druckgusswerkzeuge (siehe Abb. 1.1) ist der Warmarbeitsstahl W400 der Firma Böhler Edelstahl GmbH Kapfenberg [1]. Durch die rasche Entwicklung im Automobilssektor werden die Gussteile und somit die Werkzeuge immer größer. Heutzutage werden neben den Getriebegehäusen, Kurbelgehäusen (siehe Abb. 1.2) und dergleichen, Verdeckteile, Innentüren und Instrumententafelträger (siehe Abb. 1.3) aus Leichtmetallen durch Druckguss hergestellt [2]. Dabei ist die relative Volumenzunahme der Werkzeuge größer als die relative Oberflächenzunahme, was die Kühlung der Werkzeuge erschwert. Folglich wird die Form einer höheren Wärmebelastung ausgesetzt und thermische Spannungen entstehen. Dies führt zu einer Abnahme der Werkzeugstandzeit und somit zu erhöhten Kosten.



Abb. 1.1: Druckgusswerkzeug [1]

Nicht nur im Betrieb, sondern bereits bei der Herstellung stellt die Volumszunahme ein Problem dar. Denn beim Vergüten des Werkzeuges auf eine gewünschte Oberflächenhärte wird diese durch die Hintergrundwärme nicht mehr erreicht. Die

verzögerte Abkühlung bewirkt die Bildung von unerwünschten Bainit neben dem Martensit.

Ziel dieser Diplomarbeit ist es, den Einfluss verschiedener Legierungselemente auf die Bainitumwandlung herauszufinden. Zu diesem Zweck wurden Proben mit verschiedenen Legierungsabstufungen ausgehend vom W400 vom Laserzentrum Leoben hergestellt. Dabei wurden die Elemente Molybdän (Mo), Mangan (Mn), Chrom (Cr), Nickel (Ni), Silizium (Si), Vanadium (V) und Kohlenstoff (C) in vorgegebenen Gehalten variiert. Zur Kontrolle der chemischen Zusammensetzung der Legierungsvarianten wurden nasschemische Analysen von Böhler Edelstahl GmbH Kapfenberg durchgeführt.

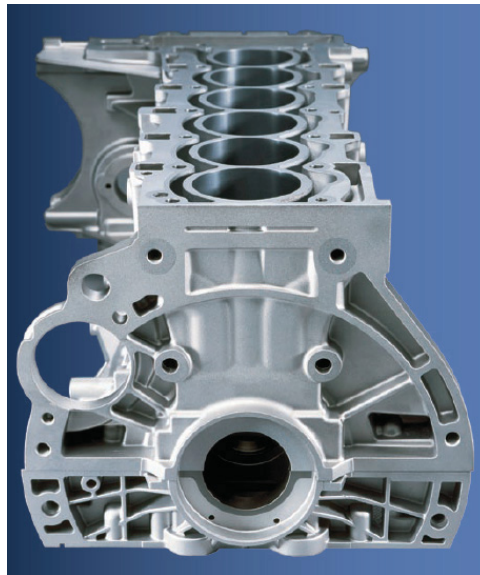


Abb. 1.2: Kurbelgehäuse aus Leichtmetalldruckguss [2]

Mit Hilfe von Thermo-Calc Berechnungen werden die Karbidmengen und Austenitisierungstemperaturen (TA) bestimmt. Die TA ist jene Temperatur, bei der beim Aufheizen der Probe der Ferrit in Austenit übergeht und die Karbide aufgelöst sind. Mit diesen Ergebnissen können die Temperaturprogramme für die bainitische Umwandlung im Dilatometer erstellt werden. Durch die Variation der Abkühlparameter können mit Hilfe des Dilatometers Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubilder (ZTU) anfertigt werden. Durch die Gegenüberstellung der verschiedenen ZTU Diagramme miteinander lässt sich die Inkubationszeit für die Bainitbildung der verschiedenen Legierungsvarianten miteinander vergleichen. Für die Auswertung der ZTU Diagramme ist eine Gefügecharakterisierung notwendig, da die Korngröße des ehemaligen Austenitkorns einen großen Einfluss auf das Umwandlungsverhalten der Stähle hat. Durch eine Kornvergrößerung wird die

Umwandlung zu Bainit verzögert [3]. Die Austenitkorngößenbestimmung erfolgt mittels Lichtmikroskop (LIMI) und der Nachweis von Karbiden mittels Rasterelektronenmikroskop (REM). Mit Hilfe der Energie Dispersiven Röntgenspektroskopie (EDX) wird eine Punktanalyse der Matrix durchgeführt, um deren Legierungsgehalte zu bestimmen, was ebenfalls einen Nachweis für die Karbidauflösung darstellt. Durch den Vergleich der Matrixzusammensetzung mit der nasschemisch bestimmten Zusammensetzung der gesamten Legierung lässt sich auf vorhandene Karbide schließen.

Als Ergebnis dieser Arbeit soll der Stahlhersteller (Böhler Edelstahl GmbH) Informationen über die angegebenen Legierungselemente in Hinblick auf die Bainitbildung erhalten. Diese Informationen können dann zur Verbesserung des Stahls W400 hinsichtlich der geforderten Eigenschaften verwendet werden.

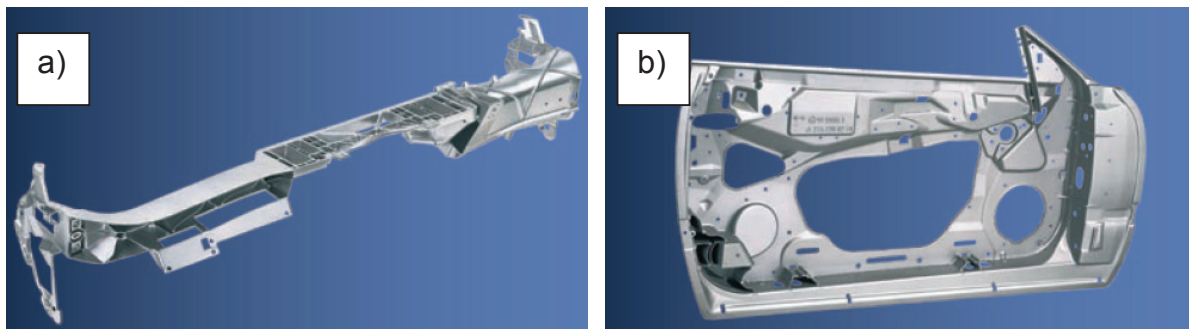


Abb. 1.3: a) Instrumententafelträger und b) Innentür aus Leichtmetalldruckguss [2]

2 Theoretische Grundlagen

2.1 Warmarbeitsstähle

Warmarbeitsstähle sind Werkzeugstähle, die im Einsatz eine über 200°C liegende Dauertemperatur annehmen. Dieser Temperatur sind aus dem Arbeitsspiel herrührende Temperaturspitzen überlagert. Es kommt also durch die Berührung der Werkzeuge mit den heißen Werkstoffen während der Formgebung zu der mechanischen Beanspruchung noch eine thermische hinzu. Aus diesem Grund sind von Warmarbeitsstählen folgende Eigenschaften zu erfüllen [1]:

- Brandrissbeständigkeit
- Hohe Wärmeleitfähigkeit λ_w
- Warmzähigkeit
- Warmfestigkeit
- Anlassbeständigkeit
- Warmverschleißwiderstand
- Geringe Klebeneigung

Eine wichtige Anforderung an Warmarbeitsstähle ist eine hohe Brandrissbeständigkeit. Durch die häufigen Temperaturwechsel im Oberflächenbereich bilden sich netzförmig angeordnete Risse an der Oberfläche. Diese Risse haben eine geringe Breite und reichen nicht weit in das Material. Besitzt der Werkstoff eine hohe Brandrissbeständigkeit, so wird die Bildung dieser Risse verzögert, was zu einer längeren Lebensdauer des Werkzeugs führt und gleichzeitig die Oberflächenqualität des Gussteiles verbessert [1].

Unterstützt wird die Brandrissbeständigkeit durch eine gute Wärmeleitfähigkeit λ_w , einer weiteren bedeutenden Eigenschaft von Warmarbeitsstählen. Eine große λ_w leitet die Wärme an der Oberfläche schneller ab, was zu einer niedrigeren thermischen Beanspruchung führt [4].

Neben den Brandrissen gibt es noch eine andere Art von Rissen, die so genannten Warmrisse. Von Warmarbeitsstählen wird eine gute Warmzähigkeit gefordert, da dadurch Warmrisse vermieden werden können. Diese thermischen Ermüdungsrisse treten besonders bei Werkzeugen mit tiefen Gravuren auf. Warmrisse entstehen aufgrund von Spannungen, welche durch die Temperaturdifferenz zwischen Oberfläche und Kern des Werkzeuges auftreten. Im Unterschied zu den Brandrissen reichen diese weit in das Werkzeug hinein. Den auftretenden Spannungen kann

durch eine hohe Warmzähigkeit entgegen gewirkt und die Rissbildung unterdrückt werden [1].

Warmarbeitsstähle benötigen neben der Warmzähigkeit auch eine hohe Warmfestigkeit. Die auftretenden thermomechanischen Belastungen können sehr groß werden, was eine hohe Warmfestigkeit erfordert [1].

Damit die Warmfestigkeit und Warmzähigkeit erhalten bleiben, ist eine hohe Anlassbeständigkeit erforderlich. Denn durch die Wärmeeinwirkung können ansonsten Änderungen des Gefügezustandes erfolgen, was eine Modifikation der Eigenschaften zur Folge hat [1].

In Bezug auf Änderungen des Gefügezustandes sollten auch schon bei der Wärmebehandlung in Zuge der Herstellung die Maßänderungen gering sein, um eine enge Maßtoleranz der Werkzeugabmessungen zu gewährleisten. Weitere Voraussetzungen für die Formbeständigkeit des Werkzeugs sind ein hoher Widerstand gegen Erosion, Oxidation und Hochtemperaturkorrosion, was durch einen hohen Warmverschleißwiderstand erfüllt wird. Ebenso bedeutend ist eine geringe Klebeneigung gegenüber den zu verarbeitenden Materialien, da ansonsten eine Trennung des Werkstücks vom Werkzeug problematisch ist. Durch die Erfüllung dieser Eigenschaften ist eine hohe Oberflächenqualität der Werkstücke und eine hohe Standzeit der Werkzeuge erzielbar [1].

Neben den Werkstoffeigenschaften ist auch die Handhabung der Werkzeuge im Einsatz wichtig für eine lange Standzeit. Dabei ist zu beachten, dass die Formen langsam und über den gesamten Querschnitt vorgewärmt werden. Die Vorwärmtemperaturen liegen bei niedrigschmelzenden Legierungen bei 150°C und bei hochschmelzenden Legierungen bei 350°C. Somit werden die Temperaturschwankungen abgeflacht, was zu einer Verringerung der Brandrissbildung führt [5].

Bei der Verarbeitung von höherschmelzenden Legierungen wie z.B. Aluminium (Al) und Kupfer (Cu) mittels Druckguss wird der Kaltammerdruckguss verwendet, bei dem Warmhalteofen und Maschine voneinander getrennt sind. Das führt zu geringeren thermischen Werkzeugbelastungen [6].

Um die thermische Werkzeugbelastung weiters zu minimieren, wird das Werkzeug während des Einsatzes gekühlt. Bei der Kühlung der Werkzeuge muss darauf geachtet werden, dass sich keine Spannungsrisse bilden. Deshalb muss die Kühlung auf die Wärmebelastung abgestimmt sein. Eine weitere Möglichkeit, um die Werkzeuglebensdauer zu erhöhen, ist das Spannungsarmglühen. Dabei werden die Werkzeuge bei einer Temperatur von 30-50°C unter Anlass temperatur mehrstündig entspannt [7].

Einen großen Einfluss auf die Eigenschaften und somit auf die Standzeit hat nicht nur die Handhabung der Werkzeuge im Einsatz, sondern auch die Herstellung. Bei der schmelzmetallurgischen Herstellung über die Elektrolichtbogenofenroute (siehe Abb. 2.1) werden je nach Anwendung verschiedene Stahlgüten produziert.

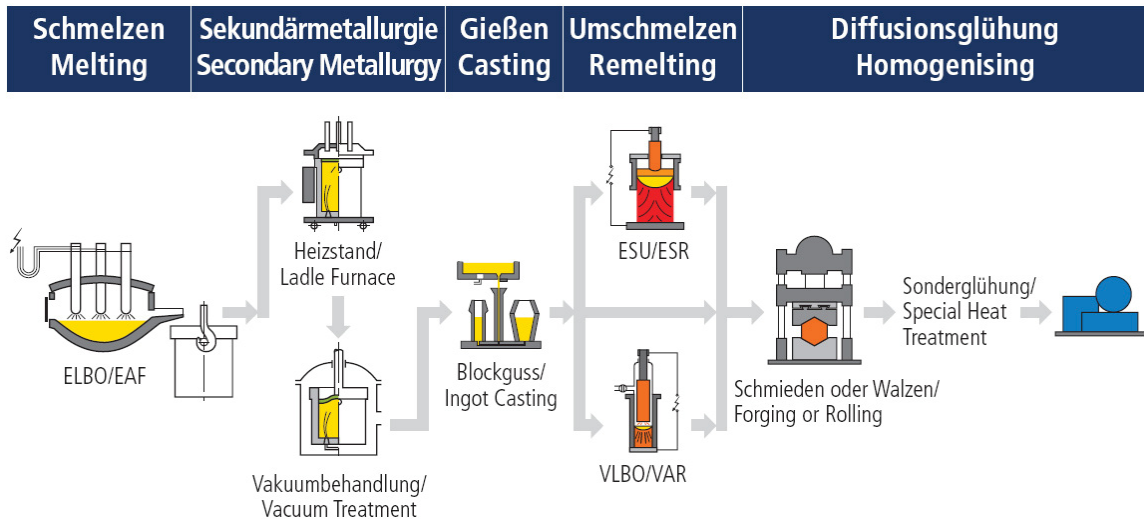


Abb. 2.1: Schmelzmetallurgische Herstellungsverfahren von Warmarbeitsstählen [7]

Dabei werden Warmarbeitsstähle durch 3 Verfahren angefertigt: als konventioneller Blockguss, über das Elektroschlackeumschmelzverfahren (ESU-Verfahren) oder im Vakuumlichtbogenofen (VLBO). Danach erfolgt die Formgebung und anschließend die Wärmebehandlung [7].

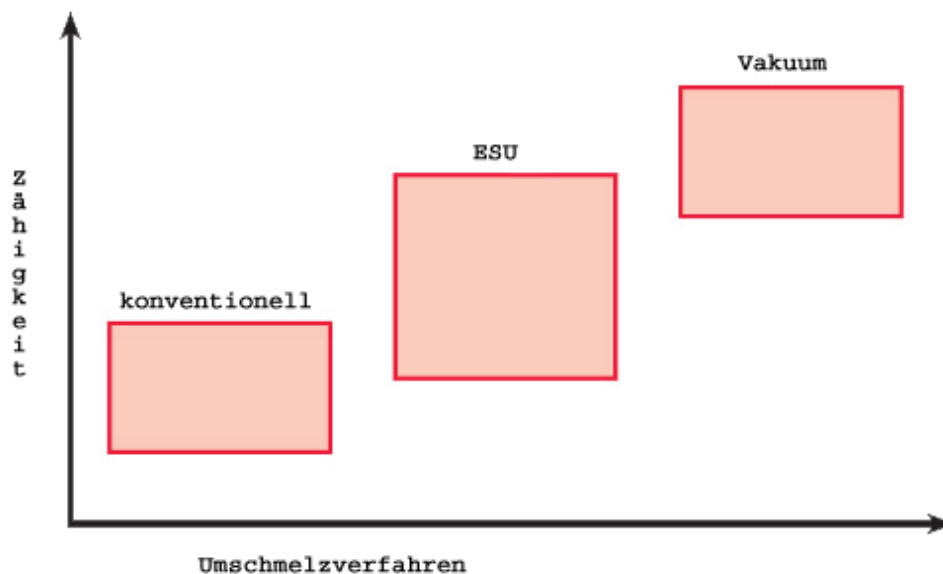


Abb. 2.2: Umschmelzverfahren vs. Zähigkeit von verschiedenen Herstellgütern [7]

Durch die verschiedenen Herstellverfahren haben die Produkte unterschiedliche Eigenschaften. Dies ist auf die verschiedenen Reinheitsgrade und Homogenitäten zurückzuführen. In Abb. 2.2 ist der Unterschied der verschiedenen Herstellgüten auf die Zähigkeit im Allgemeinen zu erkennen [7]. Durch die höhere Zähigkeit kann eine höhere Einsatzhärte eingestellt werden, was zu einer Verbesserung der Lebensdauer führt [7, 8]. Dadurch ergeben sich bei den vakuumerschmolzenen Produkten eine längere Lebensdauer (Abb. 2.3) [7].

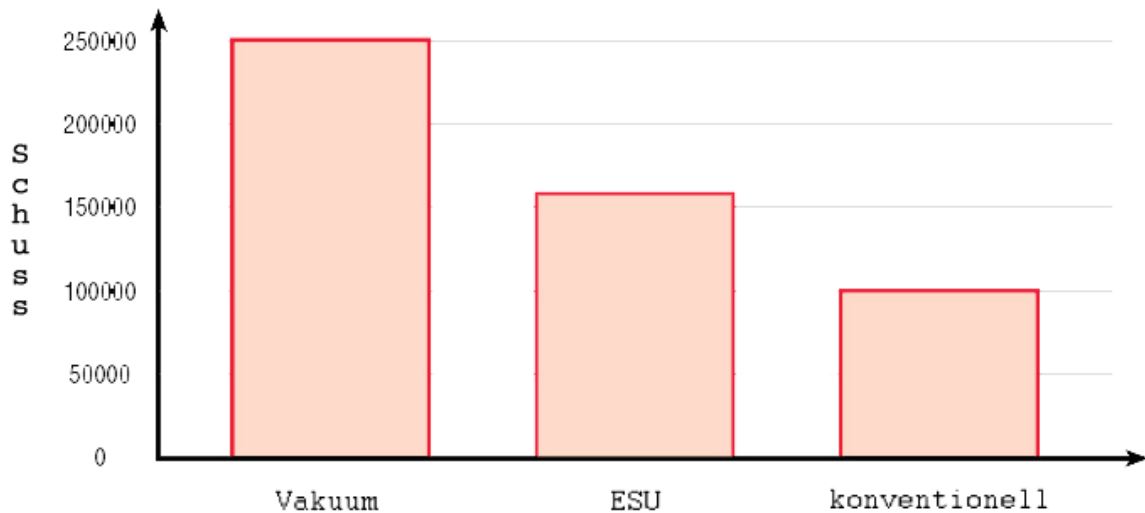


Abb. 2.3: Umschmelzverfahren vs. Schuss von verschiedenen Herstellgüten [7]

Aufgrund ihres Eigenschaftsprofils finden Warmarbeitsstähle bei der Verarbeitung von Leicht- und Schwermetalllegierungen, als Pressdorne, Pressmatrizen, Blockaufnehmer und Druckgusswerkzeuge Anwendung. Weiters werden sie in der Hohlkörperfertigung und als Werkzeuge für die Schrauben-, Mutter-, Nieten- und Bolzenerzeugung eingesetzt [1]. Im Allgemein lässt sich ihr Einsatz auf ca. 30% im Druckguss, 30% beim Strangpressen, 30% beim Schmieden und 10% beim Kunststoffformenbau aufteilen [9].

2.2 Auftretende Gefügebestandteile

Bei den Warmarbeitsstählen ist für eine lange Lebensdauer eine hohe Oberflächenhärte gefordert. Dadurch, dass die Werkzeuge jedoch immer größer werden, treten beim Vergüten Probleme auf. Durch das große Werkstückvolumen werden die geforderten Abkühlgeschwindigkeiten für die Martensitbildung wegen der hohen Hintergrundwärme nicht mehr erreicht. Somit kommt es neben dem Martensit zum Auftreten von unerwünschten Bainit.

2.2.1 Martensit

Aus dem Austenit bilden sich bei einem reinen C-Stahl im Gleichgewicht bei der Abkühlung bei 723°C durch eine diffusionsgesteuerte eutektoidische Reaktion perlitische Gefügeanteile. Wird nun die Abkühlgeschwindigkeit über die untere kritische Abkühlgeschwindigkeit v_{uk} erhöht und die Temperatur dabei erniedrigt, entsteht Martensit. Eine weitere Erhöhung der Abkühlgeschwindigkeit über die obere kritische Abkühlgeschwindigkeit v_{ok} bewirkt die Bildung von 100% Martensit (siehe Abb. 2.4) [10,11].

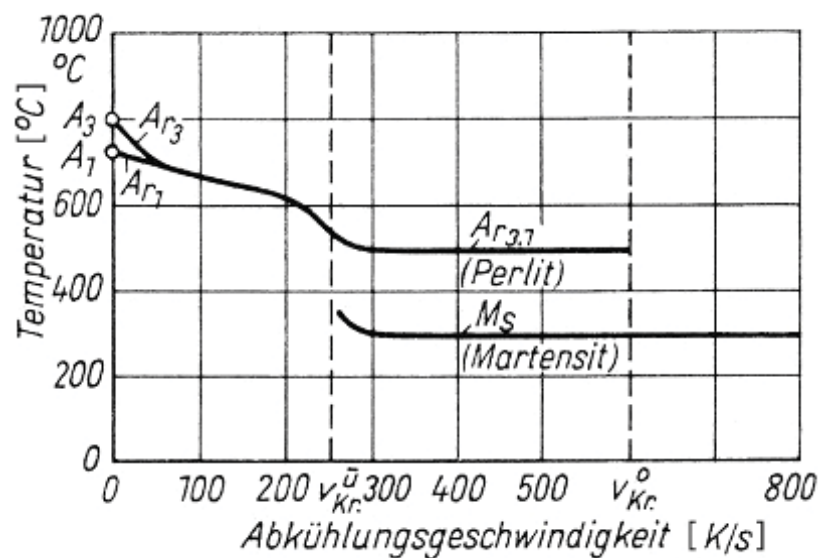


Abb. 2.4: Gefügeumwandlung eines Stahls mit 0,45% C in Abhängigkeit der Abkühlgeschwindigkeit [10]

Die Bildung des Martensit erfolgt diffusionslos durch einen Umklappvorgang. Im Unterschied zu den diffusionsgesteuerten Umwandlungen sind hohe Unterkühlungen notwendig. Die Umwandlung ist athermisch und hört bei Beendigung der Abkühlung auf. Es bilden sich klar umrissene Reliefstrukturen, die durch die Scherverformung bei der Überführung des kfz Austenitgitters in das trz Martensitgitter zustande kommen (siehe Abb. 2.5). Durch die Stauchung und Streckung (Bain'sche Relation) entsteht eine Volumszunahme von ca. 3% [10].

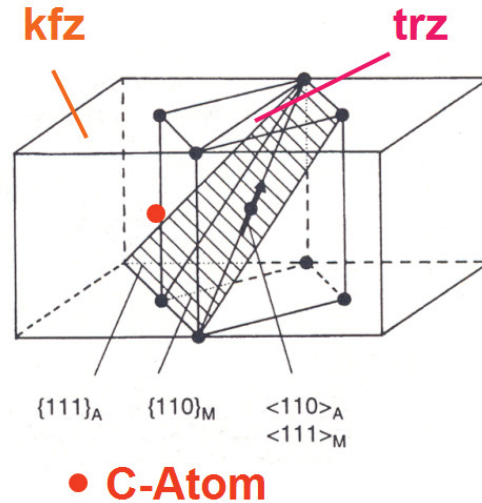


Abb. 2.5: Austenit-Martensit Umwandlung [12]

Die Gitterumwandlung erfolgt entweder durch Gleitung (C-Gehalt < 0.4 m.-%) unter Bildung des „Lanzetten“-Martensit oder durch Zwillingsbildung (C-Gehalt > 0.4 m.-%) unter Bildung des „Platten“-Martensit (siehe Abb. 2.6 und Abb. 2.7) [10].

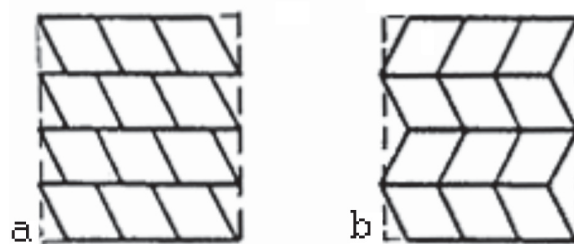


Abb. 2.6: Martensitbildung durch a) Gleitung und b) Zwillingsbildung [10]

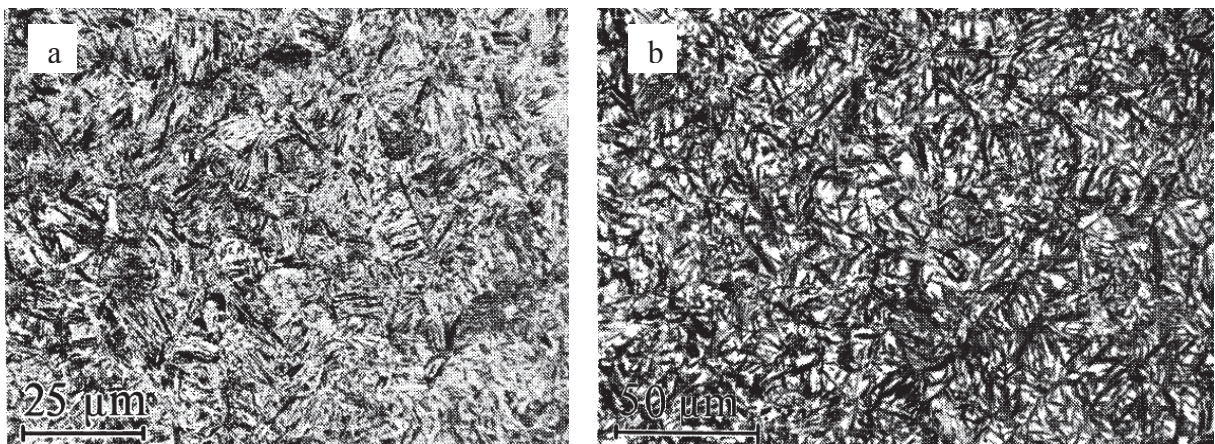


Abb. 2.7: a) Lanzettenmartensit und b) Plattenmartensit [3]

Den Einfluss des C-Gehalts auf die Martensitbildung erkennt man in Abb. 2.8. Durch den C in den Oktaederlücken wird die Umwandlung erschwert und es sind tiefere Temperaturen für die Martensitbildung notwendig. Das kann soweit führen, dass bei Raumtemperatur die Martensitbildung nicht vollständig erfolgt. Als Abhilfe dagegen wird Tiefkühlen oder Anlassen angewandt [10].

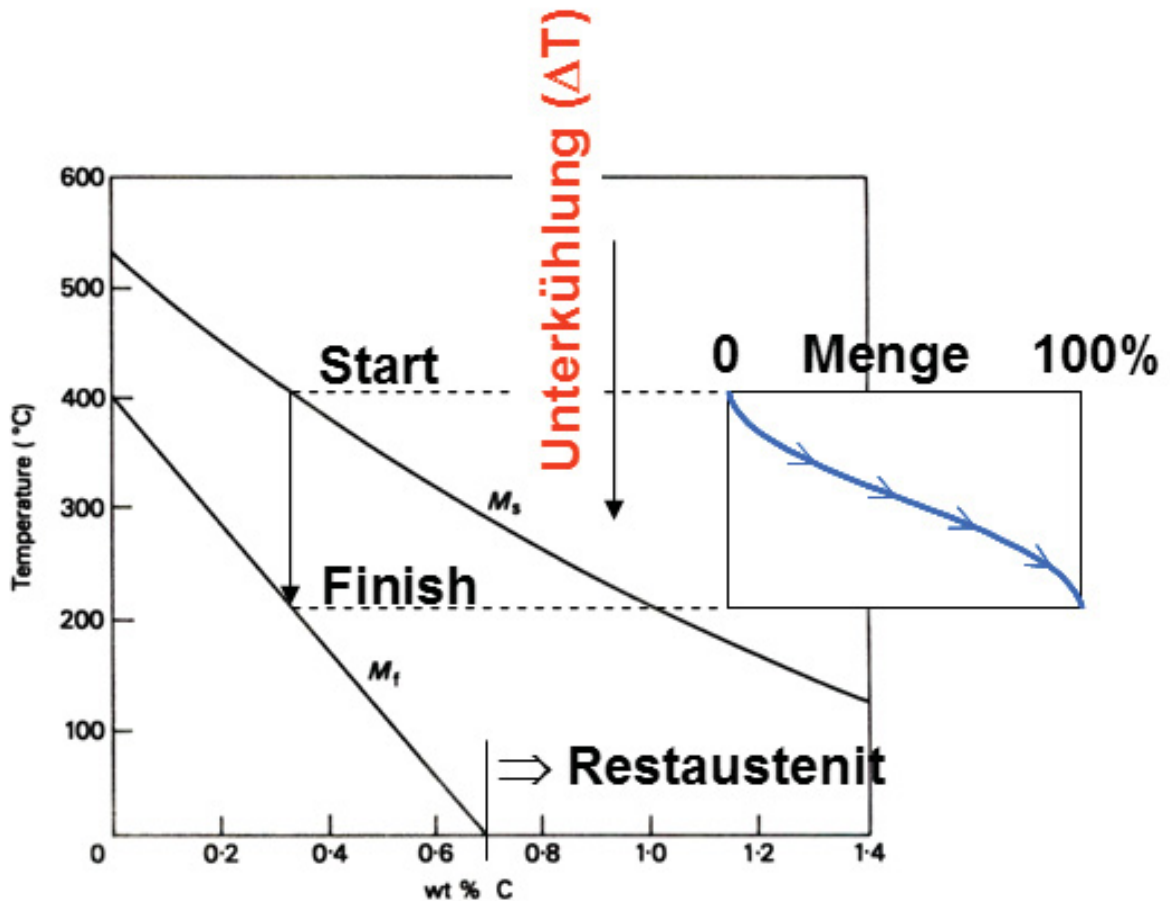


Abb. 2.8: Einfluss des C-Gehalts auf Martensitstarttemperatur M_s und Martensitfinishtemperatur M_f [10]

Doch nicht nur der C hat Einfluss auf M_s , sondern auch die anderen Legierungselemente, wie in Kapitel 2.4 beschrieben wird.

2.2.2 Bainit

Zwischen den beiden Umwandlungsstufen Perlit und Martensit gibt es eine weitere, die Zwischenstufe oder Bainit. Diese Umwandlung hängt vom C- bzw. vom Legierungsgehalt sowie von der Abkühlgeschwindigkeit aus dem Austenitgebiet und von der Bainitbildungstemperatur ab. Bei der bainitischen Umwandlung erfolgen sowohl Umklapp- als auch Diffusionsvorgänge, weshalb ebenfalls unterschiedliche bainitische Gefügearten auftreten.

Stark schematisiert bildet sich durch eine Umklappung proportional zur Zeit aus dem Austenit ein an C übersättigter Ferritkristall $\alpha_{b, \text{übersättigt}}$. Dieser so genannte bainitische Ferrit wächst in Form von Clustern aus dünnen linsenförmigen Plättchen, welche als „Sub-Units“ bezeichnet werden. Diese „Sub-Units“ sind in einem gewissen Ausmaß durch Filme aus Restphasen wie Austenit oder Zementit voneinander getrennt, sodass die Formänderung der Cluster viel leichter erfolgt, als die der einzelnen „Sub-Units“. Die „Sub-Units“ innerhalb eines Clusters neigen dazu, nahezu die gleiche kristallografische Orientierung anzunehmen [10, 13]. Die Umwandlung beginnt im Austenitkorninneren von der Korngrenze oder von Gitterstörstellen ausgehend und führt aufgrund plastischer Relaxationen zu einer hohen Versetzungsdichte [14]. Durch diese wird die Bewegung entlang der Gleitflächen unterdrückt, weshalb sich viele „Sub-Units“ neben bereits existierenden „Sub-Units“ bilden. Es scheidet sich der C entweder in Form von kugeligen bzw. ellipsoidförmigen Zementitkristallen im Ferrit aus (unterer Bainit) oder er diffundiert in die angrenzenden Austenitbereiche und bildet dort Karbide (oberer Bainit), was durch die höhere Diffusionsgeschwindigkeit des C im krz α -Gitter als im kfz γ -Gitter ermöglicht wird [10, 13].

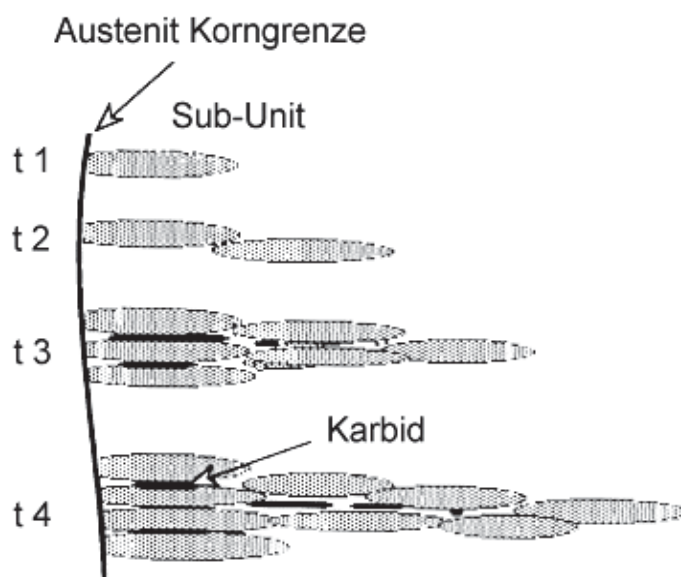


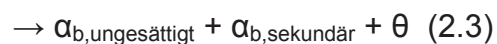
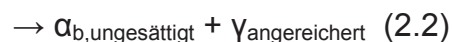
Abb. 2.9: Schematische Darstellung der Bainitbildung [13]

Wie schon erwähnt, erfolgt die Bainitbildung über zwei verschiedene Mechanismen, also einer Mischung aus Perlit- und Martensitbildung. Der Umklappmechanismus für die Entstehung des bainitischen Ferrits verläuft martensitisch, d.h. ohne Diffusion, was an der Orientierungsrelation $[-101]_{\gamma} \parallel [-1-11]_{\alpha} \parallel (111)_{\gamma} \parallel (011)_{\alpha}$ [13] und am Oberflächenrelief [15] zu erkennen ist. Die Karbidausscheidungen im Ferrit und die Migration des C erfolgen diffusionsgesteuert. Weiters ähnlich der Perlitbildung sind Keimbildung und Wachstum und eine Vorzugsorientierung α /Karbid. Durch die geringe Temperatur wird die Diffusion der Fe- und Legierungsatome stark behindert und es kann nur der C diffundieren. Je mehr C aus dem Austenit herausdiffundiert, umso leichter erfolgt der Umklappprozess [16]. Verschiedene Legierungselemente führen zu einer Anreicherung des Austenits mit C, was zur Folge hat, dass die freie Energie des Austenits gleich groß wie die freie Energie des bainitischen Ferrits ist, was durch die T₀ Temperatur gegeben ist. Dadurch ist eine weitere Umwandlung des Austenits in Bainit thermodynamisch nicht mehr möglich („incomplete reaction phenomenon“) [17, 18].

Bei der Bainitbildung unterscheidet man zwischen oberen und unteren Bainit.

2.2.2.1 Oberer Bainit

Beim oberen Bainit, welcher bei höheren Bildungstemperaturen entsteht, sind die Ferritkristalle latten- oder lanzettenförmig ausgebildet (siehe Abb. 2.10 und Abb. 2.11). Die Karbide bestehen aus rhombischen Zementit θ (Fe_3C) und sitzen an den Lattengrenzen im Restaustenit [10, 13]. Bei der Umwandlung von Austenit in oberen Bainit erfolgt eine Entkohlung des bainitischen Ferrits und es laufen folgende Reaktionen ab [13], welche in Abb. 2.10 grafisch dargestellt sind:



Zuerst wachsen bei der Bildung von oberem Bainit an C übersättigte bainitische Ferritplättchen $\alpha_{b,\text{übersättigt}}$. Aus diesen diffundiert der C in den „Restaustenit“, wobei ein an C angereicherter Austenit $\gamma_{\text{angereichert}}$ zwischen den bainitischen Ferritplättchen entsteht. Aus diesem scheidet sich Zementit aus und der Austenit wandelt in sekundären Ferrit $\alpha_{b,\text{sekundär}}$ um [13].

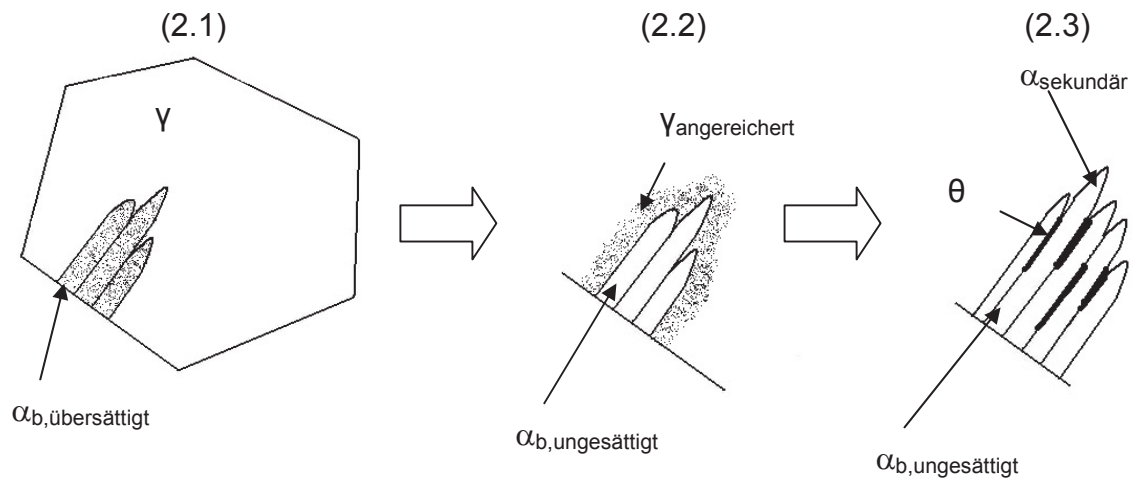


Abb. 2.10: Bildung oberer Bainit, schematisch

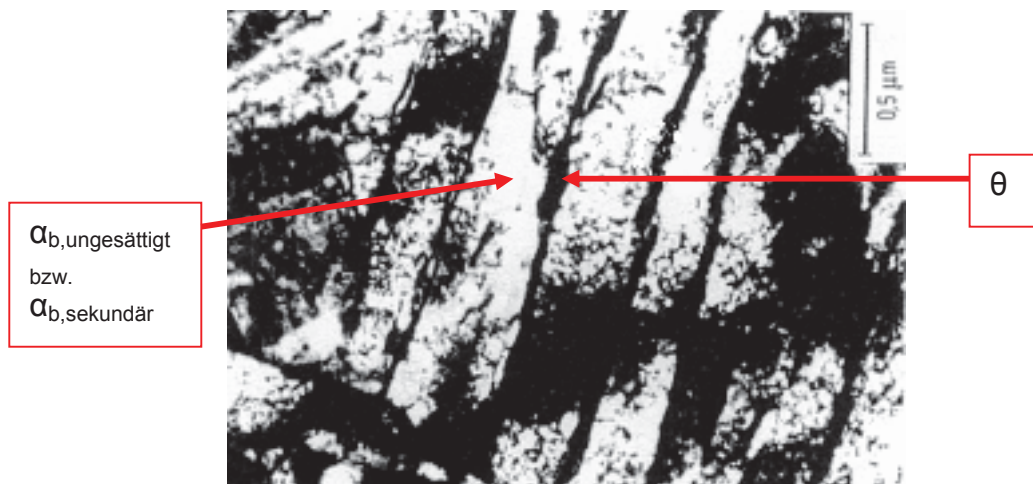


Abb. 2.11: Oberer Bainit, TEM Aufnahme [10]

2.2.2.2 Unterer Bainit

Der untere Bainit entsteht bei tieferen Bildungstemperaturen und besitzt plattenförmigen Ferrit und Zementit (siehe Abb. 2.12) bzw. hexagonale ϵ -Karbide ($\text{Fe}_{2,4}\text{C}$) (siehe Abb. 2.13), welche im Latteninneren sitzen (vgl. Abb. 2.14) [10]. Ob sich ϵ -Karbide bilden, ist von der Versetzungsdichte abhängig. Für die C-Atome ist es bei hohen Versetzungsdichten energetisch günstiger, wenn sie an den Versetzungen segregiert verbleiben, als dass sie ϵ -Karbide bilden. In diesem Fall erfolgt die Zementitausscheidung direkt und nicht über die ϵ -Karbide. Bei einem Stahl

mit 0.20 m.-% C wird die ϵ -Karbidbildung ab einer Versetzungsdichte von $2 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ unterdrückt. Abhängig von der Versetzungsdichte laufen folgende Reaktionen bei der Bildung von unterem Bainit ab [13]:

Hohe Versetzungsdichte ($> 2 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$):

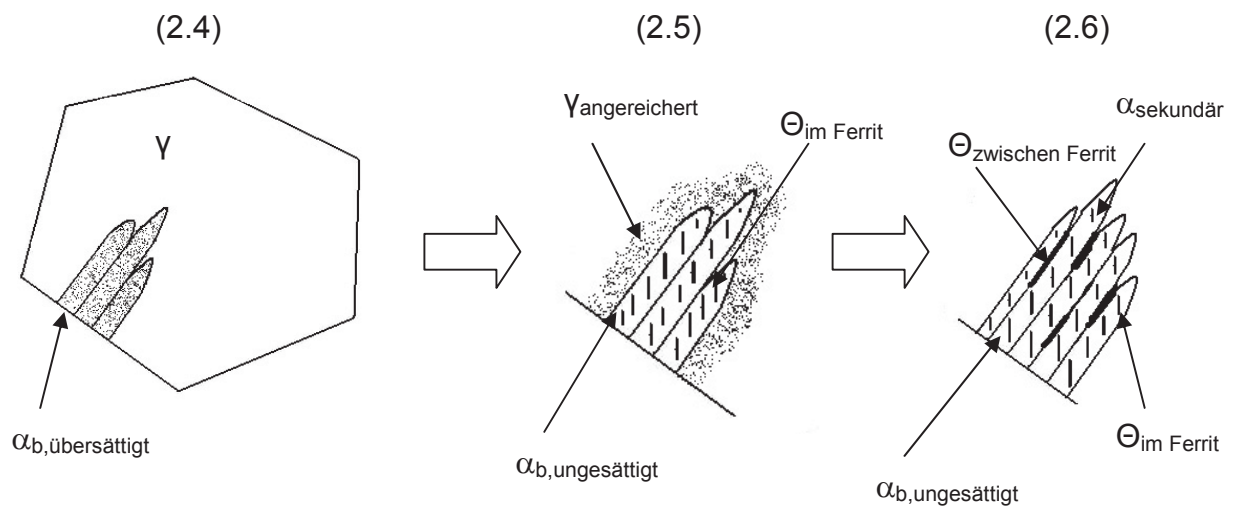
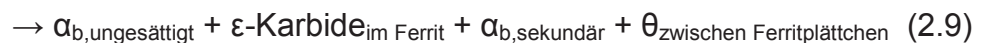


Abb. 2.12: Bildung unterer Bainit (hohe Versetzungsdichte), schematisch

Niedrige Versetzungsdichte ($< 2 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$):



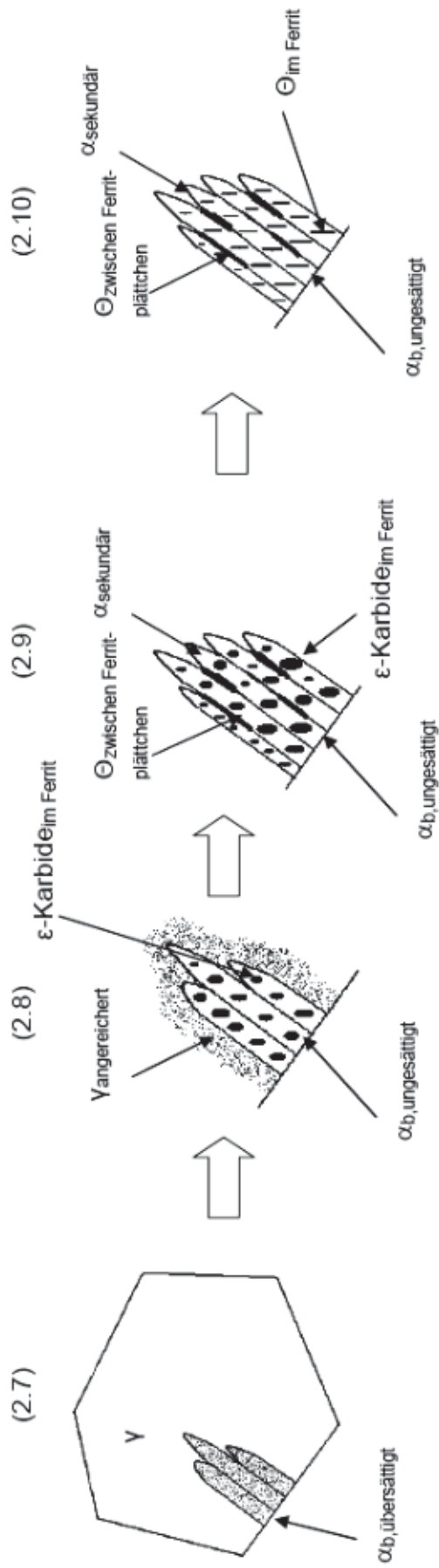


Abb. 2.13: Bildung unterer Bainit (niedrige Versetzungsdichte), schematisch

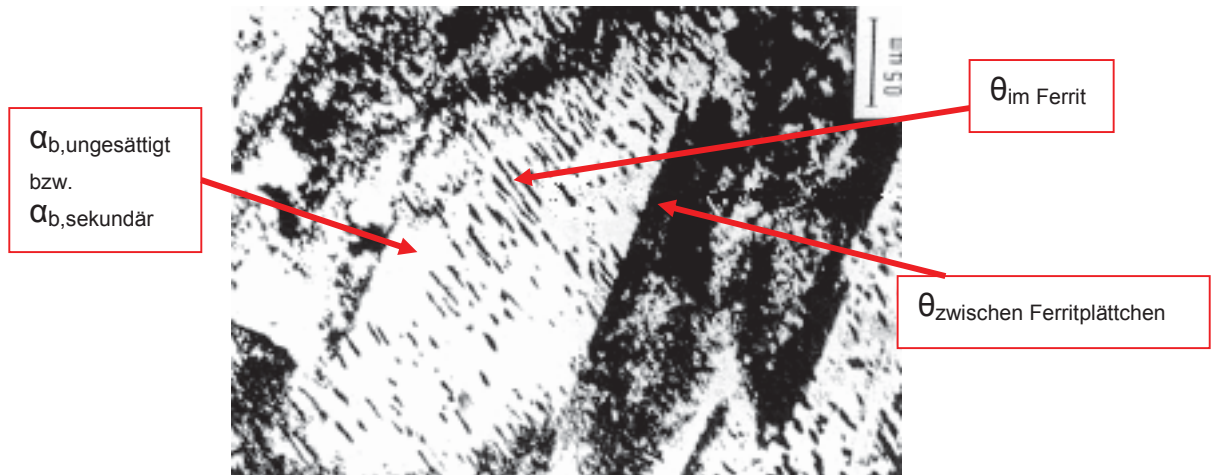


Abb. 2.14: Unterer Bainit, TEM Aufnahme [10]

Die Härte steigt mit tiefer werdender Bildungstemperatur des Bainits, da sich die Diffusionsgeschwindigkeit des C verringert und sich die Karbide feiner ausscheiden. Diese sind aber im Lichtmikroskop nicht mehr detektierbar [16].

Beim unteren Bainit handelt es sich aufgrund der sehr geringen Diffusionsgeschwindigkeit der Legierungselemente um ein reines Fe-Karbid. Je höher die Umwandlungstemperatur wird, umso mehr Legierungselemente diffundieren. Daraus folgt, dass bei ein und demselben Stahl, der einerseits in der Perlitstufe Legierungskarbide und andererseits im Bainit Fe-Karbide ausscheidet, der Legierungsanteil der Grundmatrix des Perlits niedriger ist als der des Bainits. Somit erhält man andere Eigenschaften [16].

2.3 ZTU Diagramme

ZTU Diagramme stellen das Umwandlungsverhalten in Abhängigkeit von Temperatur und Zeit dar. Es gibt zwei Arten von ZTU Diagrammen, das kontinuierliche (siehe Abb. 2.15) und das isotherme ZTU Diagramm. Für die Aufnahme von ZTU Diagrammen werden Proben mit kleinen Massen verwendet, damit der Temperatenausgleich möglichst trägheitslos ablaufen kann [3].

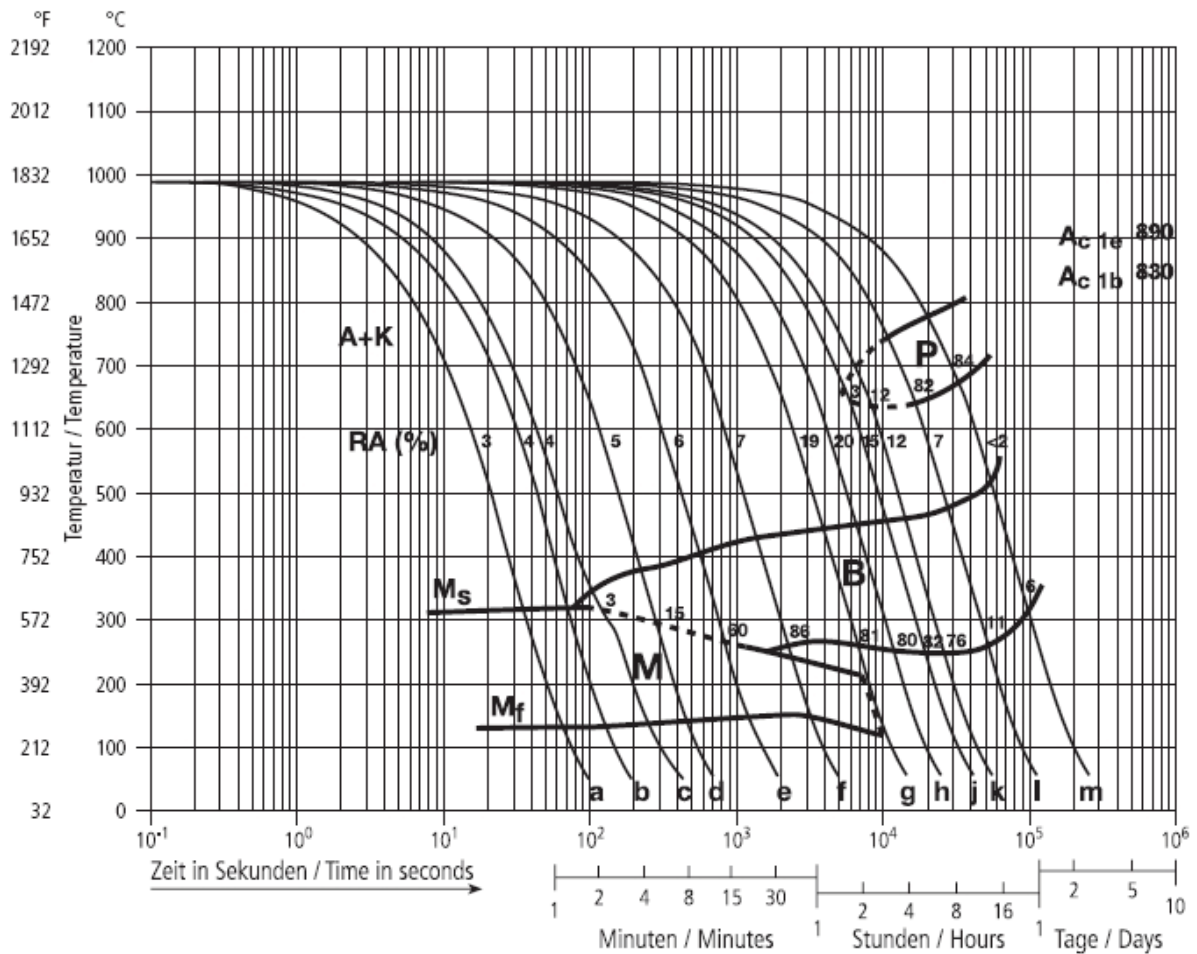


Abb. 2.15: Kontinuierliches ZTU Diagramm (W400) mit TA von 990°C und 15 min Haltezeit [8]

Einen großen Einfluss auf das ZTU Diagramm hat die Austenitisierungstemperatur TA. Mit steigender TA können sich bereits vorhandene Ausscheidungen (wie z.B. Karbide) wieder auflösen. Das führt dazu, dass das Kornwachstum keinen Behinderungen mehr ausgesetzt ist und die Korngröße ansteigt, was zu verzögerter Umwandlung führt. Genauso ist es mit der Austenitierungsdauer. Denn je länger diese ist, umso mehr vergrößert sich das Korn. Durch eine längere Haltezeit können die Legierungselemente besser diffundieren und die Umwandlung wird verzögert. Umgekehrt, wird die TA zu niedrig gewählt, wirken nicht aufgelöste Teilchen als Keime und beschleunigen somit die Umwandlung, d.h. die Bainitbildung erfolgt bei höheren Temperaturen bzw. nach kürzeren Zeiten. Diese Einflüsse sind umso dominierender, je größer die Abkühlgeschwindigkeiten sind [3, 19].

2.4 Wirkungsweise der Legierungselemente

Bei der Wirkungsweise der Legierungselemente auf Fe bzw. Fe-C-Legierungen unterscheidet man zwei große Gruppen. Zur ersten Gruppe zählen jene Elemente, die die A_3 -Temperatur erniedrigen (vgl. Abb. 2.16) und somit das γ -Gebiet erweitern.

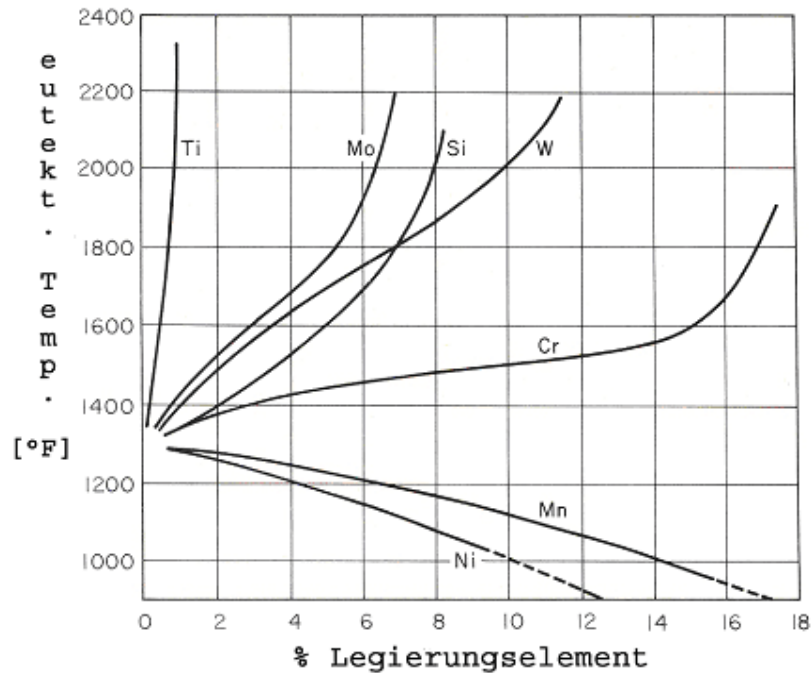


Abb. 2.16: Einfluss der Legierungselemente auf die eutektoide Temperatur [20]

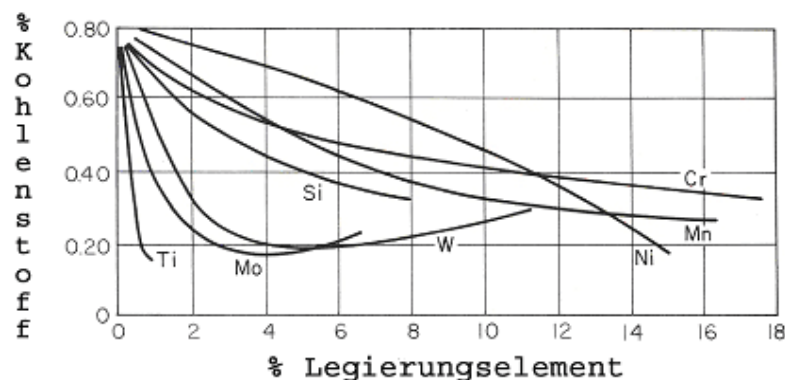


Abb. 2.17: Einfluss der Legierungselemente auf den eutektoiden C-Gehalt [20]

Dazu gehören Ni, Mn, Co und Elemente der Platingruppe. Diese Elemente bilden keine neue Phase. Elemente, die eine neue Phase bilden, sind C, N, Cu, Zn, Au und Re. Für die Stahlerzeugung sind besonders Ni, Mn, Co, C, N und Cu relevant. Mit steigendem C-Gehalt erkennt man im Fe-C-Diagramm die auf den kfz γ -Austenit stabilisierende Wirkung. Dabei wird die Ausbildung des krz α -Ferrits verzögert und die Umwandlung vom krz δ -Ferrit in den kfz γ -Austenit begünstigt. Man spricht

deshalb vom „ γ -Gebiet erweiternden Legierungselement“. Bei höheren Legierungsgehalten wird durch die Bildung von Fe_3C der Abfall der A_3 -Umwandlung gestoppt. Grund dafür ist das begrenzte Lösungsvermögen des γ -Mischkristalls für C [20].

Durch die A_3 -Umwandlung bei tieferen Temperaturen wird die Diffusionsgeschwindigkeit und somit die Bainitbildung verringert. Dadurch nimmt die kritische Abkühlgeschwindigkeit ab und es können bei Verwendung des selben Kühlmediums höhere Einhärtetiefen erreicht werden. Andererseits ist es auch möglich, mildere Kühlmedien zu verwenden, um dieselbe Einhärtetiefe zu erreichen. Das verringert den Verzug und die Rissgefahr. Weiters wird die Diffusion der C Atome durch die im Gitter eingebauten Fremdatome behindert, was wiederum zu einer Verringerung der kritischen Abkühlgeschwindigkeit und Vergrößerung der Einhärtetiefe führt [20].

Die Elemente der zweiten Gruppe erhöhen die A_3 -Temperatur mit steigendem Legierungsgehalt (vgl. Abb. 2.16) [20]. Zu dieser Gruppe der Legierungselemente, die das γ -Gebiet einengen und zu einer vollständigen Abschnürung desselben führen, gehören Cr, W, Mo, V, Ti, Si, Al, P und Be. Weiters gibt es noch Elemente, die das γ -Gebiet einschnüren und eine neue Phase bilden. Diese sind Ta, Nb, Zr und Ce. Da die A_3 -Umwandlung bei höheren Temperaturen stattfindet und somit die Diffusionsgeschwindigkeit größer ist, müsste sich die Einhärtetiefe verringern. Aber durch weitere Einflüsse der Legierungselemente ist das nicht der Fall. Diese bilden nämlich mit dem im Stahl vorhandenen C Karbide und mit dem Fe-Karbid Mischkarbide. Diese Mischkarbide sind umso stabiler, je größer das Atomvolumen ist. Denn mit größerem Atomvolumen steigen auch die Bindungskräfte. In Abhängigkeit der Temperatur und des Legierungsgehalts können sich unterschiedlichste Mischkarbide bilden, wie z.B. M_2C , M_7C_3 oder M_{23}C_6 . Die Sonderkarbide sind stabiler als die Fe-Karbide, weil bei deren Bildung bzw. Auflösung der C und das Legierungselement einen Platzwechsel durch Diffusion vornehmen. Dadurch wird die Umwandlung von Austenit in Ferrit, Perlit oder Bainit sowie die Ausscheidung der Karbide beeinflusst. Aufgrund der höheren Temperatur ist der Effekt der Verzögerung der Umwandlung größer als die Auswirkung der Erhöhung der Diffusionsgeschwindigkeit. Dadurch kommt es zur Steigerung der Einhärtetiefe. Voraussetzung dafür ist jedoch, dass die Karbide vor dem Abschrecken weitgehend im Austenit gelöst sind. Das wird nur durch eine erhöhte Härtetemperatur oder eine ausreichend lange Haltezeit ermöglicht. Eine Kornvergrößerung tritt dabei nicht auf, da die ungelösten Karbide das Kornwachstum hemmen. Wird jedoch keine erhöhte Härtetemperatur angewendet, so wirken die ungelösten Karbide als Keime und fördern eine Umwandlung. Eine weitere Eigenschaft der Karbide ist die Erhöhung der Anlassbeständigkeit durch ihre erschwerte Ausscheidung in der Martensitstufe. Die

Sonderkarbide haben gegenüber den Fe-Karbidern eine höhere Härte und verbessern somit die Verschleißfestigkeit [16].

Bei Werkzeugstählen treten folgende Karbide auf [9]:

- $M_{23}C_6$: in diesem Weichglühkarbid sind hauptsächlich Cr, Fe, Mo und V eingelagert. Es besitzt eine komplexe kfz Gitterstruktur und scheidet sich während der Weichglühbehandlung oder bei sehr hohen Anlasstemperaturen aus.
- M_7C_3 : kommt in hoch Cr-legierten Stählen, mit Fe, Mo und V eingelagert, vor. Die Gitterstruktur ist komplex hexagonal. Es scheidet sich während der eutektoiden Reaktion, im M_2C Zerfall oder sekundär aus der festen Phase aus.
- M_3C : dieses Ungleichgewichtskarbid hat eine orthorhombische Gitterstruktur. Es bildet sich während des Abschreckens an Grenzflächen und stellt eine Keimstelle für Sekundärhärtekarbide (MC , M_2C) dar.
- M_6C : dieses Karbid besitzt eine Fischgrätenform und tritt bevorzugt in W-legierten Stählen, aber auch bei N, Si und Nb als Typ A_4B_2C oder A_3B_3C (A: Fe, Cr, Co, Mn, Ni und V; B: W, Mo, V und Nb) auf. Dieses Karbid mit komplexer kfz Gitterstruktur, scheidet sich während der eutektoiden Reaktion, im M_2C Zerfall oder sekundär aus der festen Phase aus.
- M_2C : dieses Karbid tritt bevorzugt in Mo-legierten Stählen auf und ist hexagonal aufgebaut. Es scheidet sich während der eutektoiden Reaktion, sekundär aus der festen Phase oder als Sekundärhärtekarbid aus.
- MC : das Karbid wird mit V, Nb, Ti, Zr, Hf und Ta gebildet. Die Struktur ist kfz und die Ausscheidung erfolgt
 - primär aus der Schmelze
 - zwischen der Liquidustemperatur und dem Eutektikum
 - während der eutektoiden Reaktion
 - im M_2C Zerfall
 - sekundär aus der festen Phase oder
 - als Sekundärhärtekarbid.

Das Umwandlungsverhalten von Stählen hängt von deren chemischer Zusammensetzung ab. In Abb. 2.18 ist der Einfluss des Legierungsgehalts auf die Form der ZTU Diagramme von Stählen schematisch dargestellt. Dabei ist in Abb. 2.18a ein unlegierter, in Abb. 2.18b und Abb. 2.18b1 ein niedriglegierter und in Abb. 2.18c und Abb. 2.18c1 ein hochlegierter Stahl dargestellt. Es zeigt sich, dass mit zunehmendem Legierungsgehalt die Inkubationszeit t_i ansteigt. t_i ist die Zeit, nach der die Bainitbildung beginnt. Durch die zu längeren Zeiten verschobene Ferrit- und Perlitbildung werden die Phasen Bainit und Martensit bevorzugt. Grund dafür ist, dass bei der Karbidbildung nicht nur der C, sondern auch die Legierungselemente diffundieren müssen. Bei hohen Gehalten an Karbidbildnern kommt es zu einem umwandlungsfreien Bereich zwischen Perlit und Bainit, was in Abb. 2.18c und Abb. 2.18c1 dargestellt ist. Weiters zeigt sich, dass die M_s Temperatur mit zunehmendem Legierungsgehalt abnimmt [3].

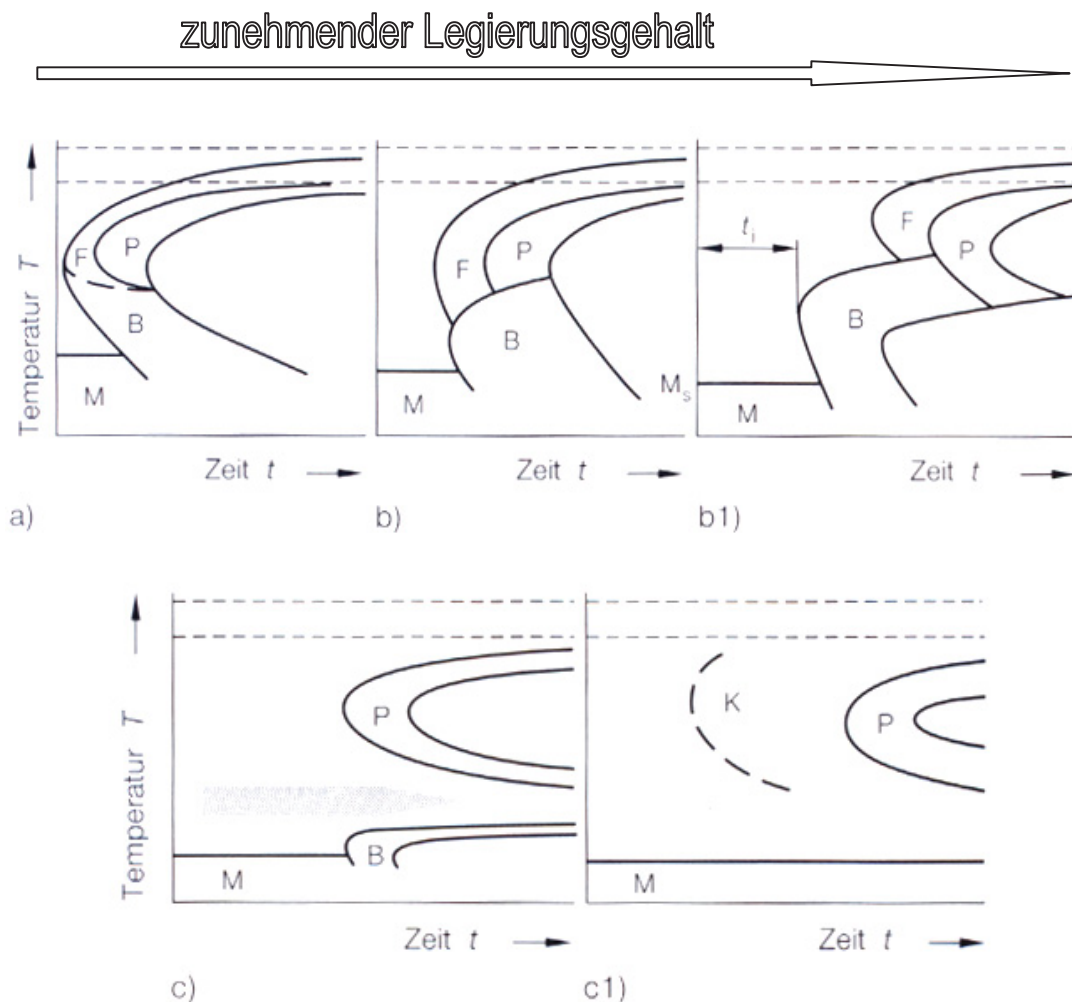


Abb. 2.18: Einfluss der Legierungselemente auf das Umwandlungsverhalten von a) unlegierten b) bzw. b1) niedriglegierten und c) bzw. c1) hochlegierten Stählen [3]

2.4.1 Kohlenstoff

C ist ein Element, das das γ -Gebiet erweitert. Im Stahl kommt es gelöst als Fe_3C oder in elementarer Form als Graphit vor [16].

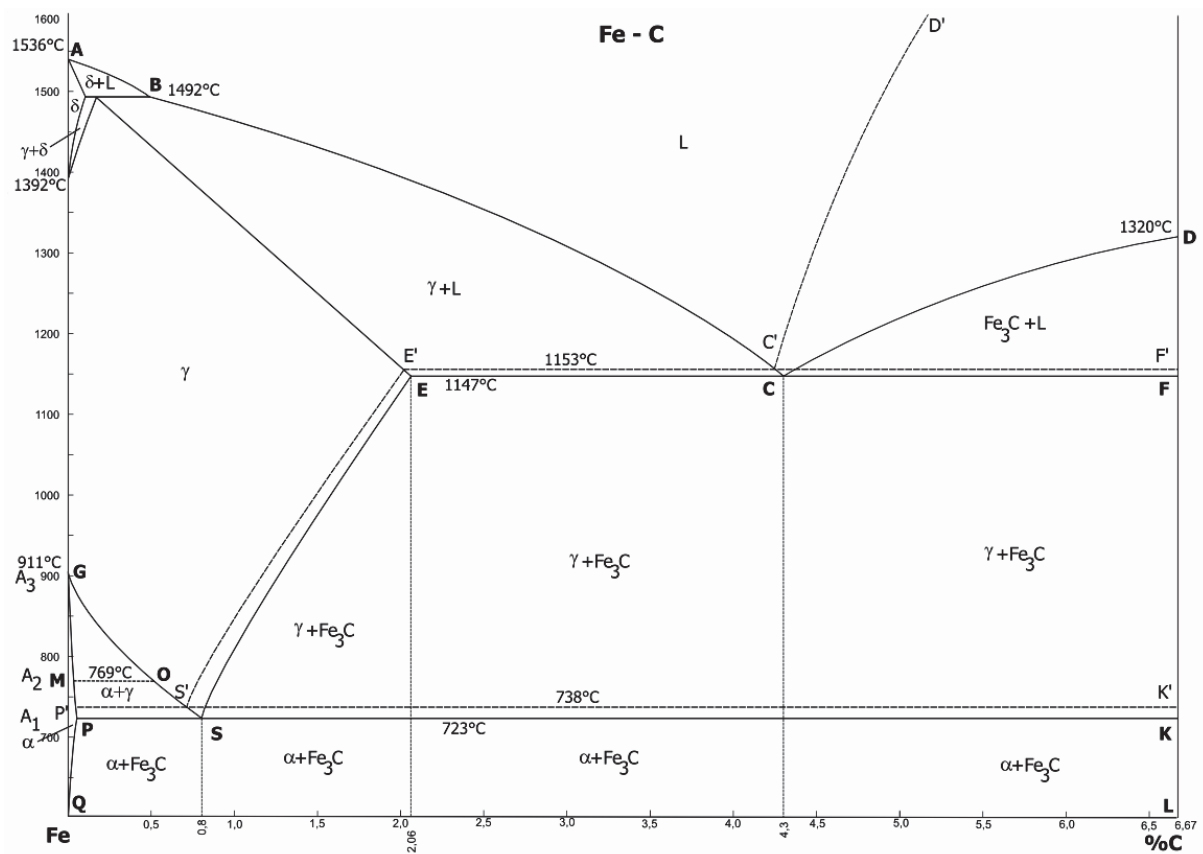


Abb. 2.19: Fe-C-Diagramm

Die kfz γ -Phase besitzt eine große C-Löslichkeit. Diese beträgt bei 1147°C 2.06 m.-% (siehe Abb. 2.19) und nimmt mit sinkender Temperatur ab. Übersteigt nun der C-Gehalt die 2.06 m.-%, so tritt neben der Mischkristallbildung ein Eutektikum auf, das zu einer Verschlechterung der Zähigkeit führt, zurückführbar auf die Sprödigkeit der im Eutektikum vorhandenen Fe-Karbid. Eine weitere Versprödung tritt durch die Martensitbildung auf. Wie in Abb. 2.8 zu sehen ist, hängt die M_s Temperatur vom C-Gehalt ab [16].

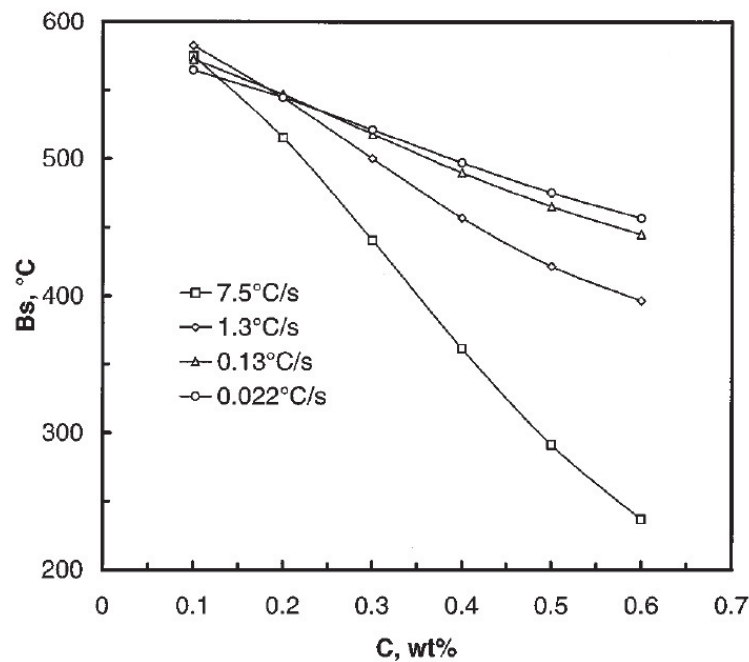


Abb. 2.20: Abhängigkeit der B_s -Temperatur vom C-Gehalt [21]

Mit steigendem C-Gehalt wird die Martensitumwandlung zu tieferen Temperaturen verschoben, was eine höhere Unterkühlung zur Martensitbildung notwendig macht. Das kann sogar soweit führen, dass Tiefkühlen notwendig ist, um den Restaustenit in Martensit umzuwandeln [16].

Weiters wird durch einen steigenden C-Gehalt bis zu 2.5 m.-% die Bainitnase zu längeren Zeiten verschoben [22, 23], was eine Erhöhung der Inkubationszeit der Bainitbildung bedeutet und die B_s -Temperatur umgekehrt proportional zum steigenden C-Gehalt verringert (siehe Abb. 2.20) [21, 24]. Durch die niedrigeren Bildungstemperaturen werden die Bainitplättchen immer feiner, was zu besseren mechanischen Eigenschaften führt. Durch eine Erhöhung des C-Gehaltes wird die Stabilität vom nicht umgewandelten Austenit verbessert und somit die Bainitbildung unterdrückt [25], was mit volumsdiffusionskontrollierten vorbainitischen Reaktionen (Ferrit- und Perlitbildung), die zu einer Anreicherung der C-Konzentration im übrigen Austenit führen, begründet werden kann. Je mehr C sich im Austenit befindet, desto kleiner ist der C Konzentrationsgradient innerhalb des Austenitkorns vor der Umwandlungsfront. Durch die Zunahme des C-Gehalts wird der Unterschied der Gibbs-Energie zwischen Bainit und Austenit verringert, was zu einer Abnahme der Triebkraft für die Bildung von Bainit führt [21].

2.4.2 Molybdän

Mo bildet einerseits eigene Karbide und andererseits mit Fe Mischkarbide. Diese Karbide sind vom Typ M_2C , M_6C und MC . Es engt außerdem das γ -Gebiet ein (vgl. Abb. 2.21). Dabei werden die Ac_3 - und die Ac_1 -Temperaturen erhöht. Die Ar_1 -Umwandlungstemperatur kann aber bis in den Bereich der Bainitbildung erniedrigt werden, sodass bei langsamer Abkühlung ein Großteil der molybdänlegierten Stähle in Bainit umwandelt [16]. Im kontinuierlichen ZTU Diagramm ist der Einfluss des Mo durch eine Verzögerung der B_s - und der B_f -Temperatur und eine Erhöhung des Ferritbereichs zu erkennen, was zu einer Trennung des Bainit- und des Ferritbereiches und somit zu einem metastabilen austenitischen Spalt im ZTU Diagramm führen kann (vgl. Abb. 2.18) [26]. Durch die Zugabe von Mo wird die Aktivierungsenergie für die C-Diffusion im Austenit erhöht und somit der Diffusionskoeffizient für die C-Diffusion erniedrigt. Da bei der Bainitumwandlung Umklapp- als auch Diffusionsvorgänge erfolgen, wird durch die Absenkung der C-Diffusionsgeschwindigkeit die Bainitbildung reduziert und die B_s -Temperatur erniedrigt (siehe Abb. 2.22). Durch die Zugabe von Mo wird die Mikrostruktur verfeinert, auch unabhängig von der Abkühlrate, d.h. es liegt bei jeder Abkühlrate (im Bereich von 1°C/s bis 60°C/s) das gleiche feine Gefüge vor [25]. Auf Grund von Umverteilungen des starken Karbidbildners Mo zwischen bainitischen Ferrit und den Karbiden erfolgt auch eine Verzögerung der Bainitbildung. Effekte wie die Grenzflächenenergie zwischen bainitischen Ferrit und den Karbiden, aber auch die Energie der Karbide mit Ungleichgewichts Fe/Mo Verhältnis reduzieren die thermodynamische Triebkraft, welche für die Diffusionsprozesse des Mo verantwortlich ist. Diese Reduzierung der thermodynamischen Triebkraft kann bis zu 20% betragen, worauf eine starke Verzögerung der Bainitbildung zurückzuführen ist [27].

Durch die verringerte C-Diffusion in Mo-haltigen Stählen steigt der C-Gehalt im verbleibenden Austenit. Dies führt zu einer Absenkung der M_s -Temperatur, da bei der Martensitbildung das Umklappen des Gitters erschwert wird [25, 28].

Durch die starke Verringerung der Perlitbildungsgeschwindigkeit kommt es bei rascher Abkühlung zu einer höheren Einhärtetiefe. Die Kornvergrößerung bleibt wegen der geringen Lösungsgeschwindigkeit und der hohen Lösungstemperatur der Karbide gering. Somit kann die bei höheren Härtetemperaturen verbesserte Anlassbeständigkeit genutzt werden. Zusätzlich wird durch die harten Karbide die Verschleißfestigkeit erhöht. Da diese Karbide der Grundmatrix C entziehen, tritt eine verminderte Härte gegenüber Stählen mit gleichem C-Gehalt, aber ohne Mo-Zusätze, auf. Außerdem erhöht Mo die Warmstreckgrenze und vermindert die Anlasssprödigkeit [9]. Es tritt nämlich beim Anlassen von einigen legierten Stählen

aufgrund der Anreicherung der Austenitkorngrenzen mit Spurenelementen oder Karbiden eine Versprödung auf [29].

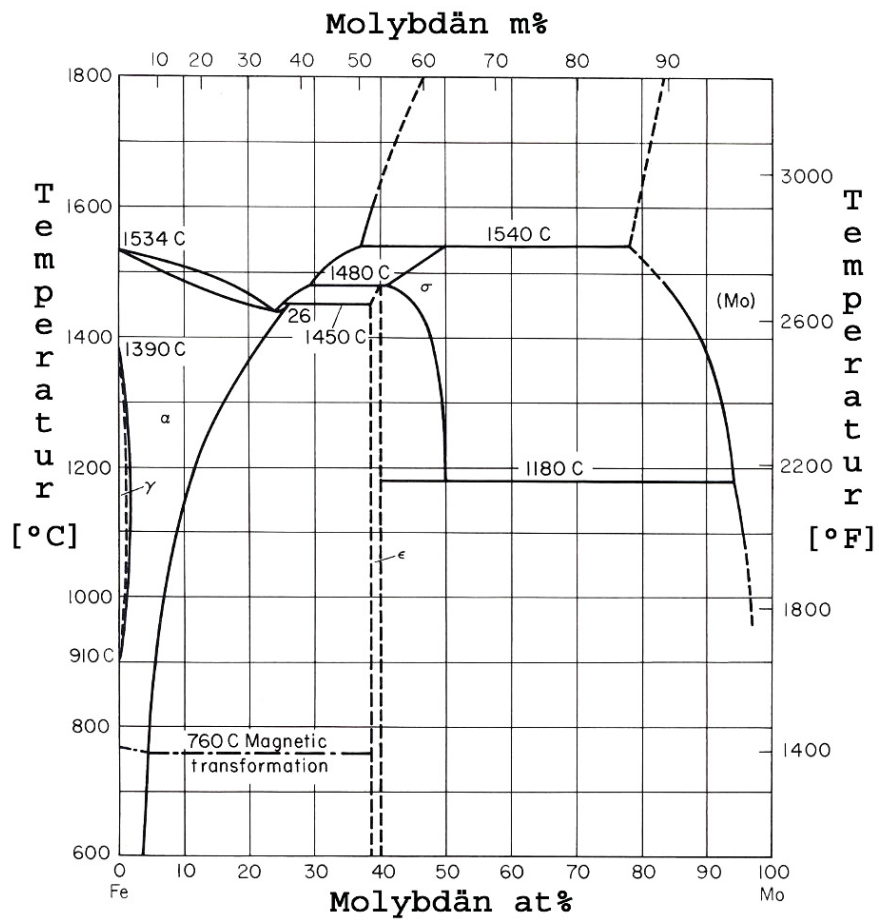


Abb. 2.21: Phasendiagramm Fe-Mo [20]

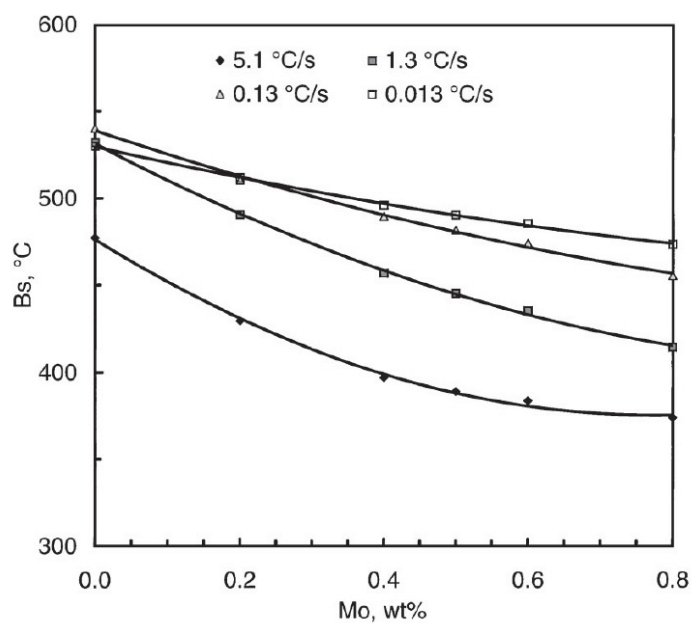


Abb. 2.22: Abhängigkeit der Bs-Temperatur vom Mo-Gehalt [21]

2.4.3 Mangan

Das γ -Gebiet erweiternde Element Mn (vgl. Abb. 2.23) kann sowohl im Reineisen als auch im Fe-Karbid gelöst werden. Reine Mn-Karbide kommen aber trotz ihrer Bildungsmöglichkeit im Stahl nicht vor [16].

Die Einhärtetiefe erhöht sich mit steigendem Mn-Gehalt aufgrund der Einengung des Perlitbereichs, z.B. bei einem Stahl mit 0.9 m.-% Mn auf das vierfache der Einhärtetiefe eines Stahls mit 0.2 m.-% Mn [16, 30].

Durch hohe Mn-Gehalte wird der Stabilitätsbereich des Austenits vergrößert und somit der Beginn der bainitischen Umwandlung unterdrückt. Mn verringert als starker γ -Stabilisator den freien Energieunterschied zwischen bainitischen Ferrit und Austenit, was zu einer Verlängerung der Inkubationszeit führt [21]. Weiters wird die Diffusionsgeschwindigkeit des C im Austenit und die Reaktionstriebkraft herabgesetzt und somit die Bainitbildung verzögert [31, 32]. Die Reaktionstriebkraft ist durch den Unterschied des C-Gehalts vom übersättigten Austenit und vom Ausgangsaustenit definiert [32]. Eine Änderung des Mn-Gehalts bewirkt auch eine Beeinflussung der B_s -Temperatur. Durch die Zunahme des Mn-Gehalts wird die B_s -Temperatur zu geringeren Werten verschoben. Diesen Effekt kann man in Abb. 2.24 erkennen [21].

Die Martensitbildung wird durch das Mn zu tieferen Temperaturen verschoben, was bereits bei Wasserabschreckung eine große Menge an Restaustenit hervorruft. Das Vorhandensein von Karbiden hat auch einen Einfluss auf die Martensitbildung. Durch Auflösen der Karbide bei hoher Temperatur und anschließendem raschen Abschrecken wird die Karbidbildung unterbunden. Ist das nicht der Fall und es scheiden sich doch Karbide aus, so ist deren Umgebung manganarm, was zur Folge hat, dass die M_s -Temperatur steigt [16]. Mn fördert die Martensitbildung an den Korngrenzen, da Mn während der Erstarrung interzellulär segregiert [32].

Bei einem erhöhten Phosphorgehalt ist ab ca. 1.2 m.-% Mn auf die Anlasssprödigkeit zu achten, da beide Elemente verspröden wirken [16].

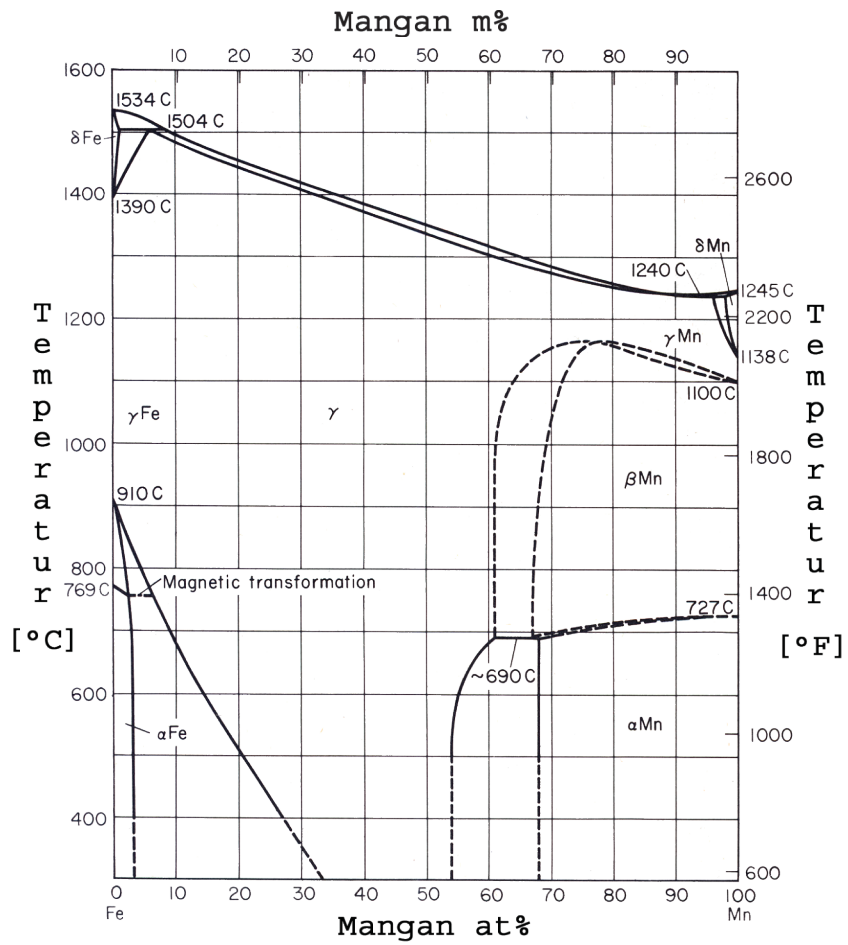


Abb. 2.23: Phasendiagramm Fe-Mn [20]

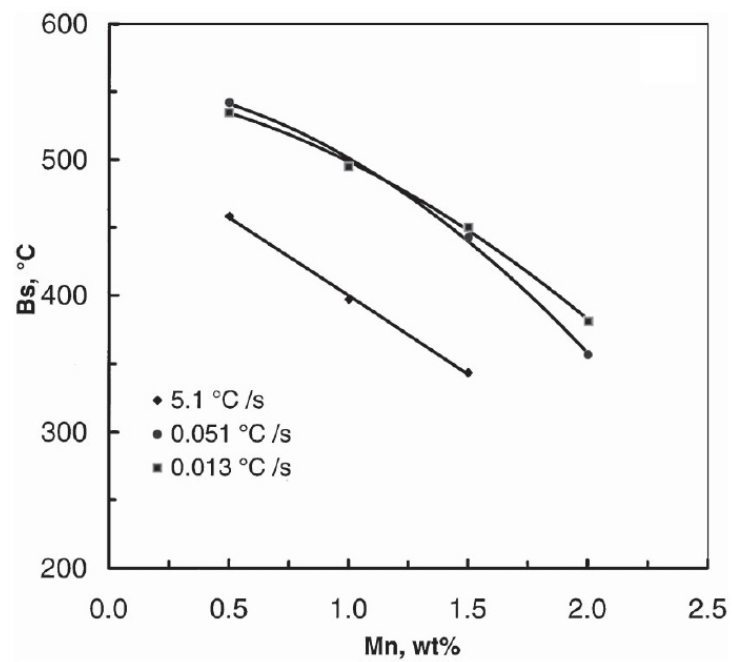


Abb. 2.24: Abhängigkeit der B_s -Temperatur vom Mn-Gehalt [21]

2.4.4 Chrom

Cr engt das γ -Gebiet ein (siehe Abb. 2.25a). Es bildet Cr-Karbid und mit dem Fe Mischkristalle. Dabei wird ein Teil des Fe im Karbid durch Cr ersetzt. Es kann aber auch vorkommen, dass das Fe im Cr-Karbid die Cr-Atome ersetzt, trotz der größeren C-Affinität des Cr gegenüber dem Fe. Folgende Karbide können sich dabei abhängig vom Cr- und C-Gehalt bilden (vgl. Abb. 2.26) [20]:

- Orthorhombischer Zementit $(\text{FeCr})_3\text{C}$ – beinhaltet bis zu 15 m.-% Cr
- Trigonales $(\text{CrFe})_7\text{C}_3$ – beinhaltet mind. 36% m.-% Cr
- Kubisches $(\text{CrFe})_{23}\text{C}_6$ – beinhaltet mind. 70% m.-% Cr

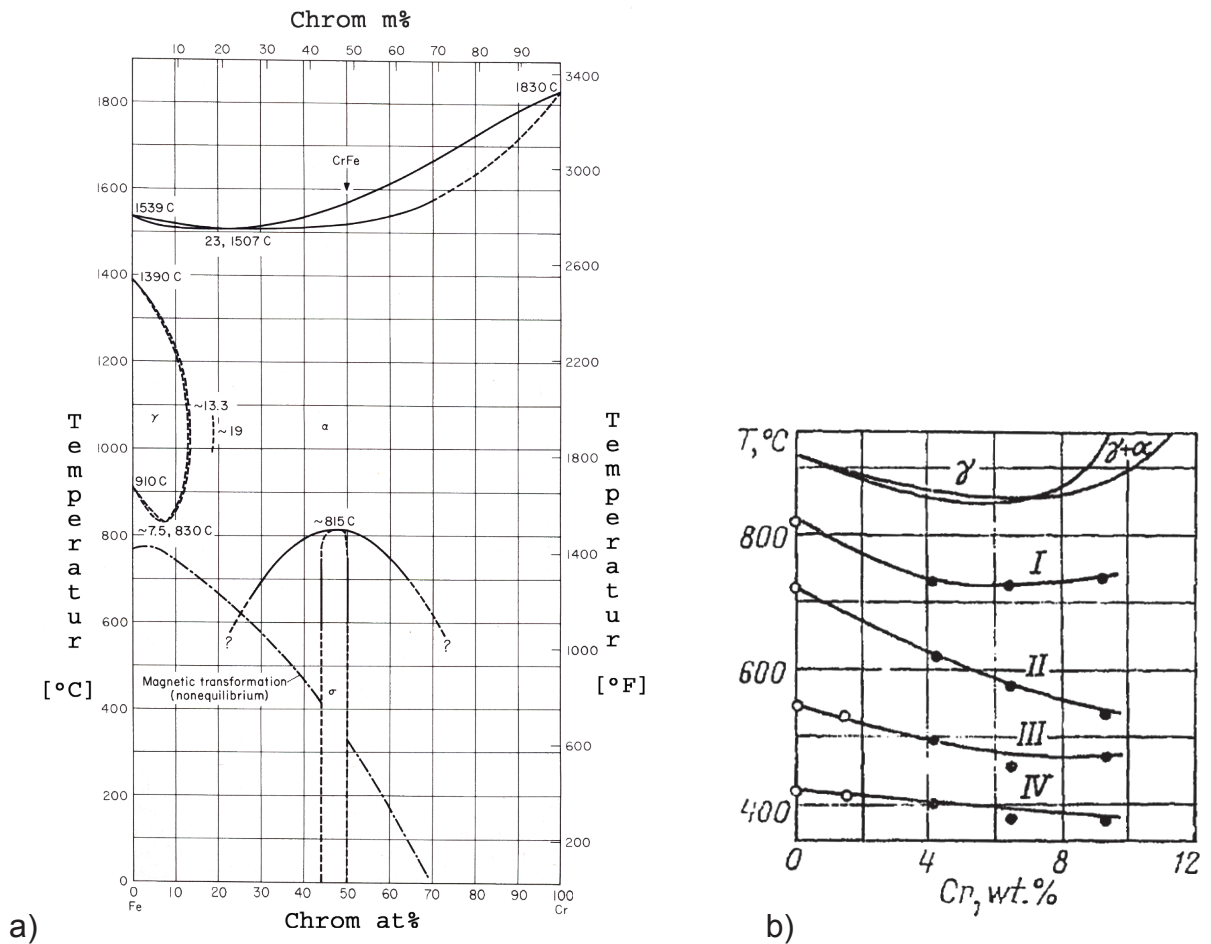


Abb. 2.25: a) Phasendiagramm Fe-Cr [20] und b) Temperaturabhängigkeit der $\gamma \rightarrow \alpha$ Umwandlungen (I=Perlitbildung, II= B_s -Temperatur, III=Lattenmartensit, IV=Plattenmartensit) in Fe-Cr Legierungen vom Cr-Gehalt [24]

Cr verschiebt den eutektoiden Punkt zu niedrigeren C-Gehalten (vgl. Abb. 2.17), was die Karbidbildung verstärkt. Bei 12 m.-% Cr liegt der eutektoide Punkt bei nur

0.2 m.-% C. Bei höheren Cr-Gehalten oder niedrigeren C-Gehalten wird das γ -Gebiet völlig abgeschnürt [8].

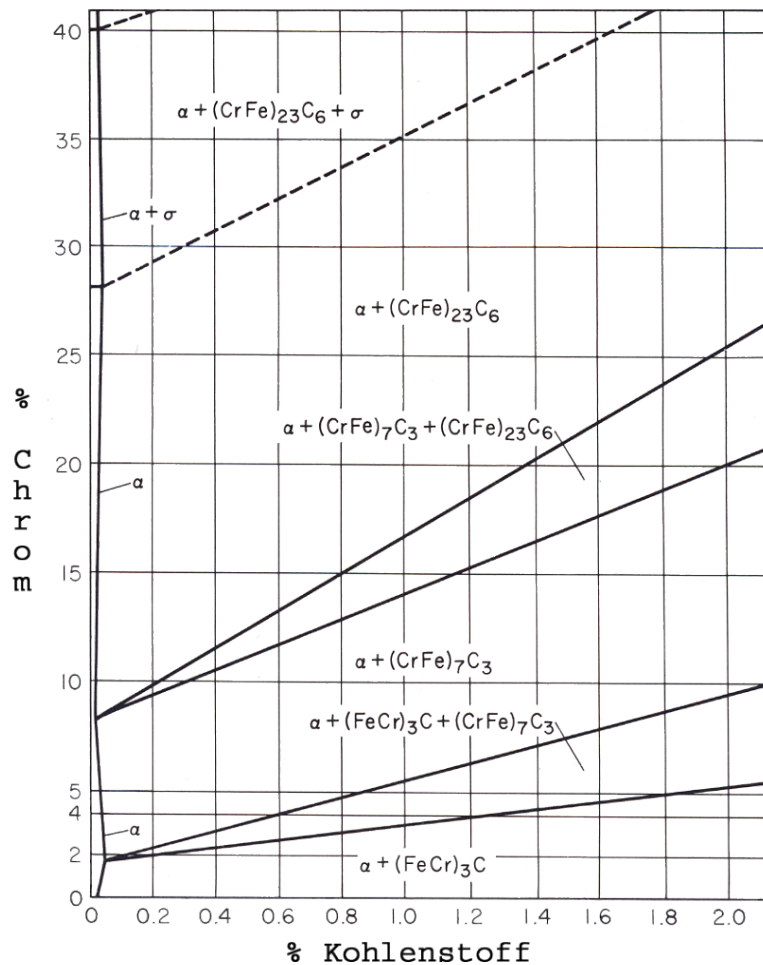


Abb. 2.26: Karbide bei Fe-C-Cr Legierungen im vergüteten Zustand [20]

Cr senkt die M_s -Temperatur, wie in Abb. 2.25b ersichtlich. Dabei ist die Linie III Lattenmartensit und die Linie IV Plattenmartensit. Dies führt in martensitischen Cr-Stählen zur Bildung von Restaustenit. Durch die Tatsache, dass die Cr-Karbide sehr stabil sind, muss die Härtetemperatur erhöht werden, um die Karbide aufzulösen. Andernfalls wäre die Grundmatrix an Cr und C verarmt, was wiederum die M_s -Temperatur erhöht [20, 24]. Sind C und Cr in der Grundmatrix gelöst, wird die C-Diffusion durch das Cr behindert und somit die Karbidausscheidungsgeschwindigkeit verringert. Das führt zu einer Vergrößerung der Einhärtetiefe, die folglich von der Härtetemperatur und der Haltezeit abhängt. Bei einer zu geringen Härtetemperatur (direkt über G-O-S bzw. S-K) werden nur wenige Karbide gelöst und die Perlitbildungsgeschwindigkeit kaum verzögert. Außerdem wirken die ungelösten Karbide als Keime für die Perlitbildung. Solange nicht alle Karbide aufgelöst sind,

kommt es zu keiner Kornvergrößerung, da die Karbide das Kornwachstum behindern [16, 20].

Durch Cr wird die Bainitnase im ZTU Diagramm nach rechts verschoben, was eine Verzögerung der Bainitbildung bedeutet. Der Grund für die Erhöhung der Inkubationszeit für die Bainitbildung ist die Verringerung des Unterschiedes der Gibbs-Energie zwischen bainitischen Ferrit und Austenit [17, 21]. Den Einfluss des Cr-Gehaltes erkennt man in Abb. 2.25b. Mit steigendem Cr-Gehalt wird die B_s -Temperatur (II in Abb. 2.25b) abgesenkt. Das ist auf den „solute drag effect“ zurückzuführen, welcher besagt, dass durch die ausgeschiedenen Cr Atome die Wanderung der Grenzflächen behindert wird [24, 21]. Weiters wird durch eine Erhöhung auf bis zu 4 m.-% Cr die Perlitbildung verzögert (I in Abb. 2.25b) [24].

2.4.5 Nickel

Ni erweitert bereits bei geringen Zusätzen das γ -Gebiet (siehe Abb. 2.27), bildet aber keine Ni-Karbide bzw. Ni-Fe-Mischkarbide. Deshalb ist der Ni-Gehalt in den Karbiden wesentlich niedriger als in der Matrix [20]. Durch die Zugabe von Ni wird jedoch der Cr-Gehalt in den Karbiden erhöht [33].

Weiters wird die Perlitbildung je Prozent Ni um ca. 8°C und in Richtung niedriger C-Gehalte herabgesetzt [20]. Ni-legierte Stähle können durch die Herabsetzung der A_{r3} -Temperatur von niedrigen Härtetemperaturen aus abgeschreckt werden, wodurch die Rissgefahr verringert wird. Wegen der Umwandlungsträgheit ist es beim Härten möglich, zuerst an Luft abzukühlen und dann erst in Wasser abzuschrecken, wodurch die Spannungen klein gehalten werden. Dadurch sind aber entsprechend lange Haltezeiten bei der Wärmebehandlungen (Austenitisieren) notwendig, was jedoch kein Problem darstellt, da keine Kornvergrößerung auftritt [20].

Durch Ni wird die thermische Stabilität des Austenits verbessert, was auf die Reduzierung der Reaktionstriebkraft zurückzuführen ist und somit die Bainitbildung verzögert [32, 34]. Ein weiterer Grund für die Verzögerung der Bainitbildung ist die Wechselwirkung der Ni-Atome mit der wandernden Grenzfläche, dem „Solute drag effect“, was zu einer Herabsetzung der B_s -Temperatur führt. Im Gegensatz zu dieser wird die B_f -Temperatur kaum beeinflusst [35, 36]. Weiters tritt mit steigendem Ni-Gehalt eine Erniedrigung der kritischen Abkühlgeschwindigkeit auf. Ein weiterer Effekt ist die Absenkung der M_s -Temperatur. Dadurch verdoppelt sich die Einhärtetiefe bei eutektoiden Stählen mit einem Ni-Gehalt von ca. 0.2 m.-% [20, 36].

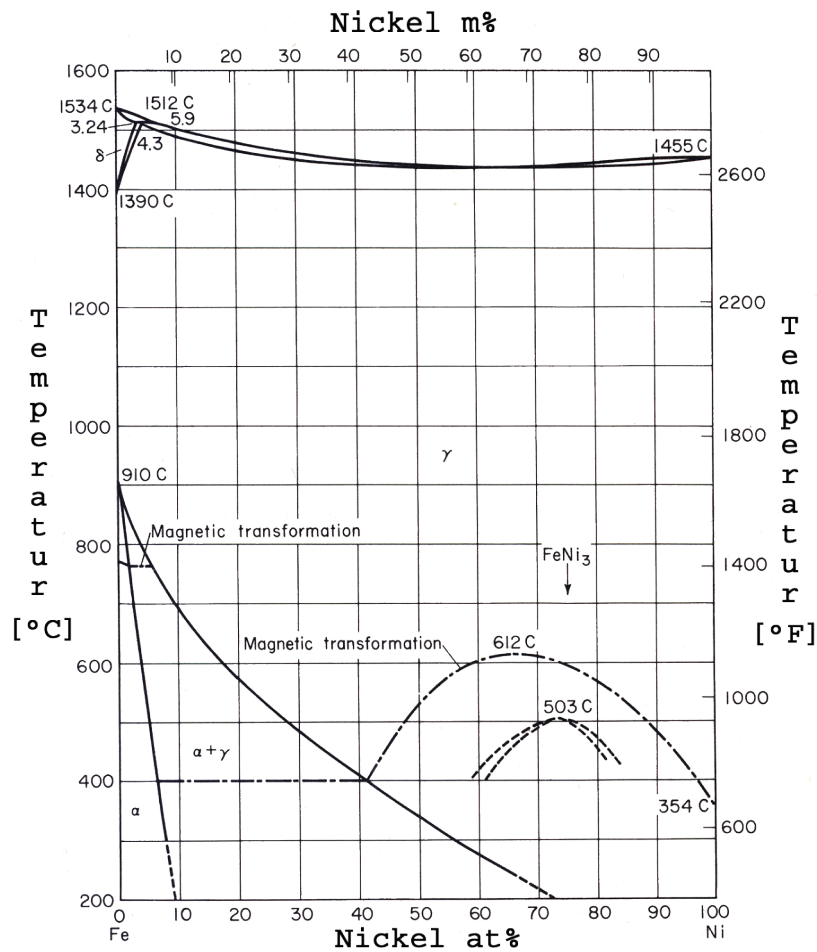


Abb. 2.27: Phasendiagramm Fe-Ni [20]

Durch die Absenkung der M_f -Temperatur unter die Raumtemperatur entsteht beim Härten ein höherer Gehalt an Restaustenit. Die Verschleißbeständigkeit der Werkzeuge wird somit herabgesetzt, da der Restaustenit nicht die Härte von Martensit aufweist. Um den Restaustenit umzuwandeln, ist Tiefkühlen oder Anlassen notwendig [20].

2.4.6 Silizium

Si schnürt das γ -Gebiet ein (vgl. Abb. 2.28) und erhöht durch die Bildung von Si-reichen Oxidschichten (SiO_2) die Zunderbeständigkeit, die Verschleiß- und Anlassbeständigkeit sowie die Säurebeständigkeit. Weiters wird durch Si die Streckgrenze angehoben [37].

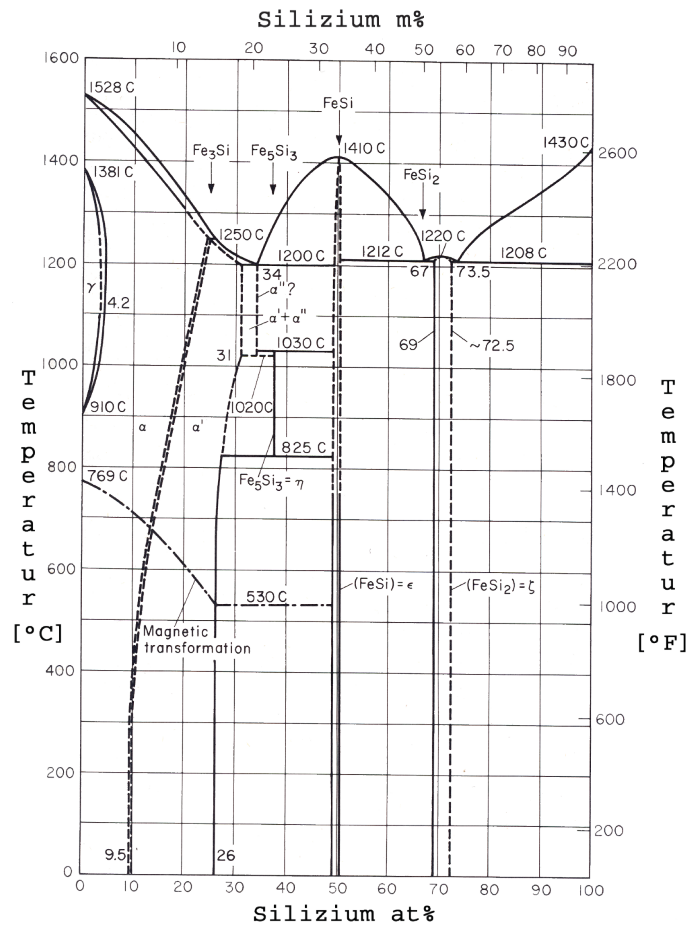


Abb. 2.28: Phasendiagramm Fe-Si [20]

Bei Raumtemperatur beträgt die Löslichkeit des Si in Fe 14 m.-%, was bei geringeren Mengen an Si zur Mischkristallbildung führt. Dadurch kommt es zur Erhöhung der Zugfestigkeit und Streckgrenze, ohne aber die Dehnung wesentlich zu verringern. Ab einem Gehalt von 6.5 m.-% Si bildet sich eine Phase (Fe₃Si) mit Überstruktur aus, welche versprödet wirkt. Das hat zur Folge, dass ab 3 m.-% Si Stähle nicht mehr kalt und ab 7 m.-% Si nur noch erschwert warm umgeformt werden können. Wird eine gute Verformbarkeit und besondere Tiefziehfähigkeit verlangt, so sind hohe Si-Gehalte zu vermeiden [38].

Si vermindert die C-Löslichkeit des Ferrits und die Stabilität der Fe-Karbide. Da Si eine Erstarrung nach dem stabilen System fördert, zerfällt der Zementit bei höheren Si-Gehalten beim Glühen in Fe und Graphit, was zum so genannten Schwarzbruch führt [38].

Durch die Tatsache, dass die Zementitausscheidung aus dem Austenit verhindert wird, wird auch die Bainitbildung verzögert [18, 39]. Ab einem Gehalt von ca.

2 m.-% Si kann es vorkommen, dass sich eine karbidfreie bainitische Mikrostruktur bildet. In diesem Fall besteht die Mikrostruktur aus einer Mischung aus bainitischen Ferrit und aus mit C angereicherten nicht umgewandelten Austenit. Der Grund dafür ist die geringe Mischkristallneigung des Si mit Zementit. Ist soviel C im Austenit gelöst, dass die Bainitbildung thermodynamisch verhindert wird, so spricht man vom „incomplete reaction phenomenon“. Der C-Gehalt im bainitischen Ferrit kann durch Absenken der Umwandlungstemperatur erhöht werden, was auf die größere Versetzungsdichte bei niedrigeren Umwandlungstemperaturen zurückzuführen ist. Der C segregiert an den Versetzungen und wird dadurch an der Bildung von Karbiden gehindert [15, 18]. Der Einfluss des Si-Gehalts auf die B_s -Temperatur ist in Abb. 2.29 ersichtlich.

Durch die Verminderung der kritischen Abkühlgeschwindigkeit vergrößert sich die Einhärtetiefe, da die Martensitbildung gefördert wird [38].

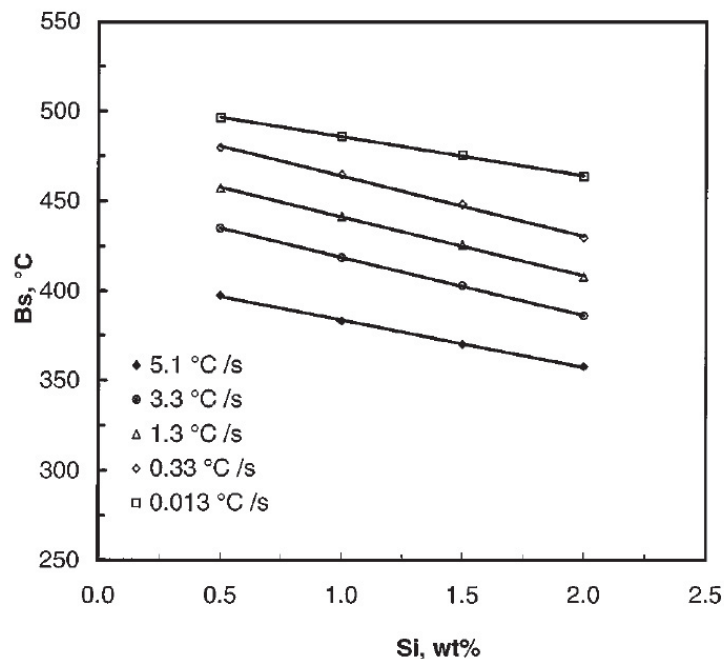


Abb. 2.29: Abhängigkeit der B_s -Temperatur vom Si-Gehalt [21]

2.4.7 Vanadium

V ist ein Ferritbildner, d. h. das γ -Gebiet wird eingeschnürt (siehe Abb. 2.30). V ist neben Nb und Ti wegen seiner hohen Affinität zu C einer der stärksten Karbidbildner. Es bindet den freien C, sodass das System ein Verhalten zeigt, als ob weniger C enthalten wäre. Aus diesem Grund verschieben sich alle Punkte im

Phasendiagramm nach rechts [40]. Durch die harten Karbide werden die Verschleißfestigkeit, die Warmfestigkeit und die Anlassbeständigkeit erhöht [3, 38].

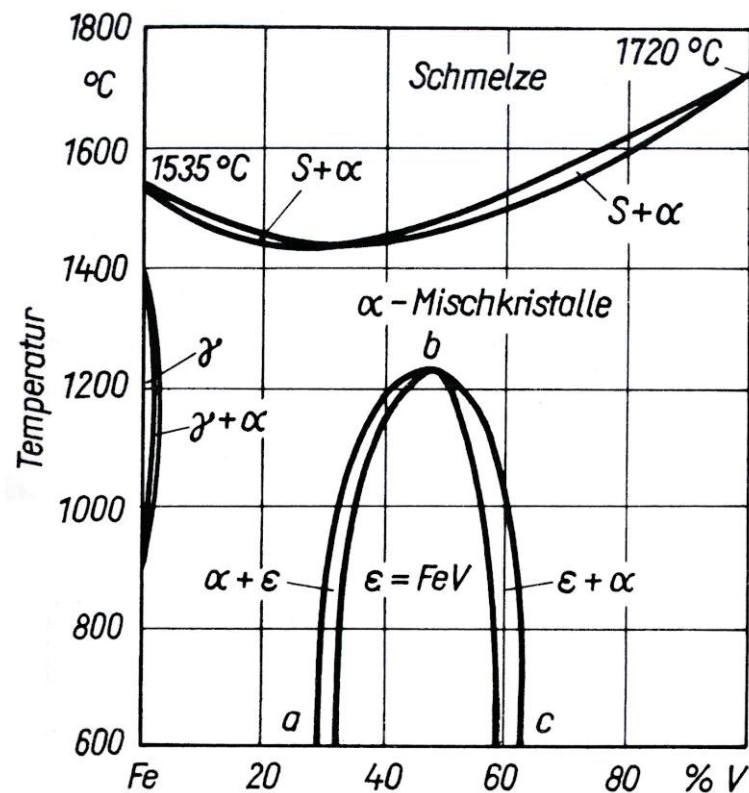


Abb. 2.30: Phasendiagramm Fe-V [10]

Wie aus Abb. 2.31 ersichtlich, bilden sich V_4C_3 und V_3C . Dieses Diagramm ist jedoch nicht vollständig, da die Sigma (σ) Phase bestehend aus FeV nicht eingezeichnet ist [20]. Durch die Tatsache, dass V auch N bindet, erhält man eine feinkörnigere Gussstruktur [41]. Ein weiterer Effekt von V ist die Erhöhung der Streckgrenze [42]. Beim thermomechanischen Walzen führt die Anwesenheit von V als Mikrolegierungselement zu einer starken Verzögerung der Rekristallisation [19]. V bewirkt weiters eine Trennung des Perlit- und des Bainitbereiches im kontinuierlichen ZTU Diagramm und eine Verzögerung der Bainitbildung [43, 44]. Es wird bei Warmarbeitsstählen jedoch nur bis maximal 1% zulegiert [43]. Durch das Zulegieren von V wird die Stabilität des Austenits verbessert, was die Verzögerung der Bainitbildung zur Folge hat. Als einziger Ferritstabilisator erhöht V die A_{r3} Temperatur, wo hingegen die B_s -Temperatur erniedrigt wird. Weiters wird am Ende der Ferritbildung bei langsamer Abkühlung die Perlitbildung unterdrückt und eine Bainit- und/oder Martensitbildung ermöglicht, was bei Stählen ohne V nicht der Fall ist [44].

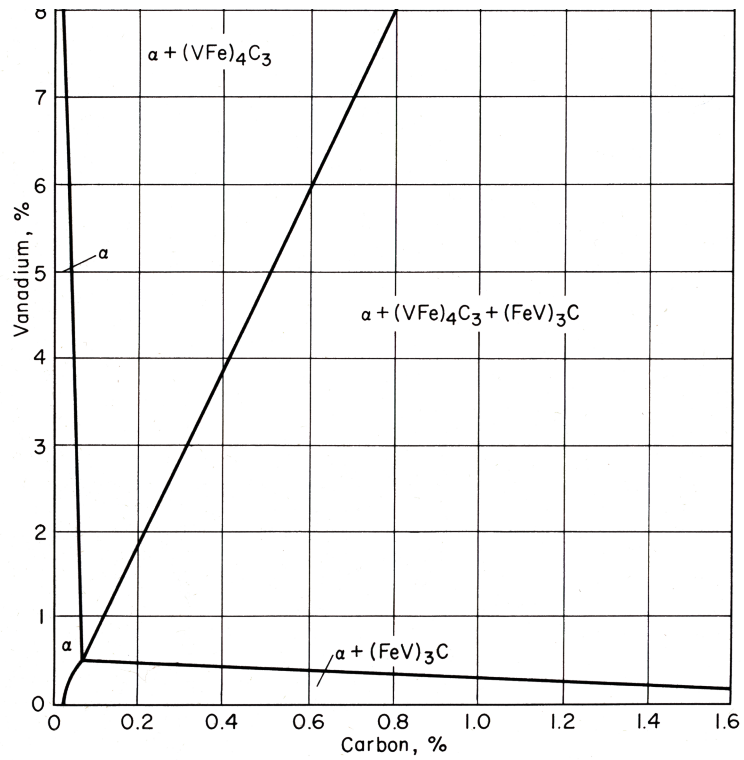


Abb. 2.31: Karbide bei Fe-C-V Legierungen im vergüteten Zustand [20]

3 Experimentelles

3.1 Ausgangsprobenmaterial

Bei dem in dieser Arbeit verwendeten Probenmaterial handelt es sich um den Warmarbeitsstahl des Typs X37CrMoV5-1 (~DIN 1.2343) der Firma Böhler Edelstahl GmbH Kapfenberg mit dem Markennamen W400. Die chemische Zusammensetzung ist in Tab. 3.1 angegeben.

Tab. 3.1: Chemische Zusammensetzung des Warmarbeitsstahls W400 [m.-%] [8]

C	Si	Mn	Cr	Mo	V
0.37	0.20	0.30	5.00	1.30	0.50

Ziel der Werkstoffentwicklung des W400 war es, die Lebensdauer durch eine höhere Einsatzhärte zu steigern. Die größere Einsatzhärte wird durch Ausnutzung des hohen Zähigkeitspotenzials bewirkt, wodurch der W400 gegenüber anderen Warmarbeitsstählen besonders hervorsteicht. Durch die steigende Lebensdauer erhält der Anwender viele Vorteile, wie z.B. geringerer Reparaturaufwand und längere Einsatzzyklen zwischen den Werkzeugreparaturen. Diese Eigenschaften sind nicht nur von der chemischen Zusammensetzung abhängig, sondern auch von der Reinheit der Schmelzeinsatzstoffe, dem Umschmelzverfahren unter Vakuum und der abschließenden Wärmebehandlung. Somit erhält man eine günstige Makro- und Mikrostruktur mit geringem Seigerungsverhalten, niedrigen Gasgehalten und niedrigen Gehalten an unerwünschten Spurenelementen. Das führt zu ausgezeichneter Homogenität und Isotropie, bei hohen Reinheitsgraden und Zähigkeiten, besten Wärmeleitfähigkeiten und Polierbarkeit, höherer Arbeitshärte und guter Bearbeitbarkeit [8].

Der W400 wird hauptsächlich zur Verarbeitung von Leichtmetalllegierungen, in Form hochbeanspruchter Warmarbeitswerkzeuge wie Pressdorne, Pressmatrizen, Werkzeuge für die Hohlkörper-, Schrauben-, Mutter-, Nieten- und Bolzenfertigung verwendet. Weitere Anwendungen sind als Druckgusswerkzeuge, Formpressgesenke, Gesenkeinsätze, Warmscherenmesser und Kunststoffformen [8].

3.2 Laserlegieren

Um die geforderten Legierungsabstufungen zu erhalten, wurde das Ausgangsmaterial aus Kapitel 3.1 mittels Laserlegieren modifiziert. Ein Laserstrahl ermöglicht aufgrund seiner guten Fokussierbarkeit und der damit verbundenen hohen Leistungsdichte (10^4 bis 10^5 W/cm²) sehr hohe Energien in ein kleines Werkstoffvolumen einzubringen [45]. Auf diese Weise werden während des Prozesses Temperaturen bis zu 2000°C erreicht [46]. Da das aufgeschmolzene Volumen im Gegensatz zum Grundmaterial sehr klein ist, existieren sehr hohe Abkühlraten (10^3 bis 10^5 K/s) bei einer kleinen Wärmeeinflusszone. Durch die rasche Erstarrung bildet sich aus dem stark übersättigten Mischkristall ein sehr feines Gefüge. Die erhöhte Löslichkeit der verschiedensten Elemente ändert die Gefügeanteile der Karbide und metastabile Phasen entstehen [47].

Die Zugabe der Legierungselemente erfolgt in Pulverform unter Schutzgas. Das Pulver setzt sich zum Beispiel im Fall der Mo-Variante aus 0.36% C, 73.29% Fe, 4.79% Cr, 20% Mo, 1.36% MnS und 0.2% Si zusammen (siehe Tab. 7.2). Über die Pulverförderrate konnte dann der Mo-Gehalt in der Probe eingestellt werden. Da Pulvermischungen, die aus unterschiedlichen Reinpulvern zusammengemischt wurden, zum Entmischen neigen, wurden die einzelnen Reinpulver getrennt gefördert. Bei der Anlage des Laserzentrums Leoben (siehe Abb. 3.1) ist es möglich, vier Pulver getrennt zu fördern. Wenn mehr Reinpulver benötigt wurden, wurden Mischungen hergestellt, die nur einen geringen Anteil in der Pulvermischung ausmachen und somit nicht zur Entmischung neigen.

Die wichtigsten Parameter beim Laserlegieren sind [48]:

- Laserstrahlleistung
- Strahlmodus
- Fokusslage
- Winkellage des Strahls zur Probenoberfläche
- Beschaffenheit der Probenoberfläche
- Werkstoff
- Art und Menge des eingebrachten Pulvers
- Art und Menge an Prozessgas
- Wechselwirkungszeit (Vorschubgeschwindigkeit)
- Betriebsart (stechend oder schleppend)

Durch diese Parameter wird der Aufmischungsgrad, d.h. der prozentuelle Anteil des Zusatzwerkstoffs in der Legierungsspur, bestimmt [48].

Die Versuchsproben wurden im Laserzentrum Leoben mit einem 6 kW CO₂ Laser der Firma Trumpf hergestellt. Dieser Laser wurde über 7 Umlenkspiegel fokussiert. Man erhält an der Probe eine Leistung von ca. 5200 W. Die Brennweite betrug 300 mm und der Fokus lag bei 8 mm im Werkstück. Der Verfahrweg war 140 mm und die Vorschubgeschwindigkeit 0.2 m/min. Als Schutzgas wurden N₂ und Ar verwendet.

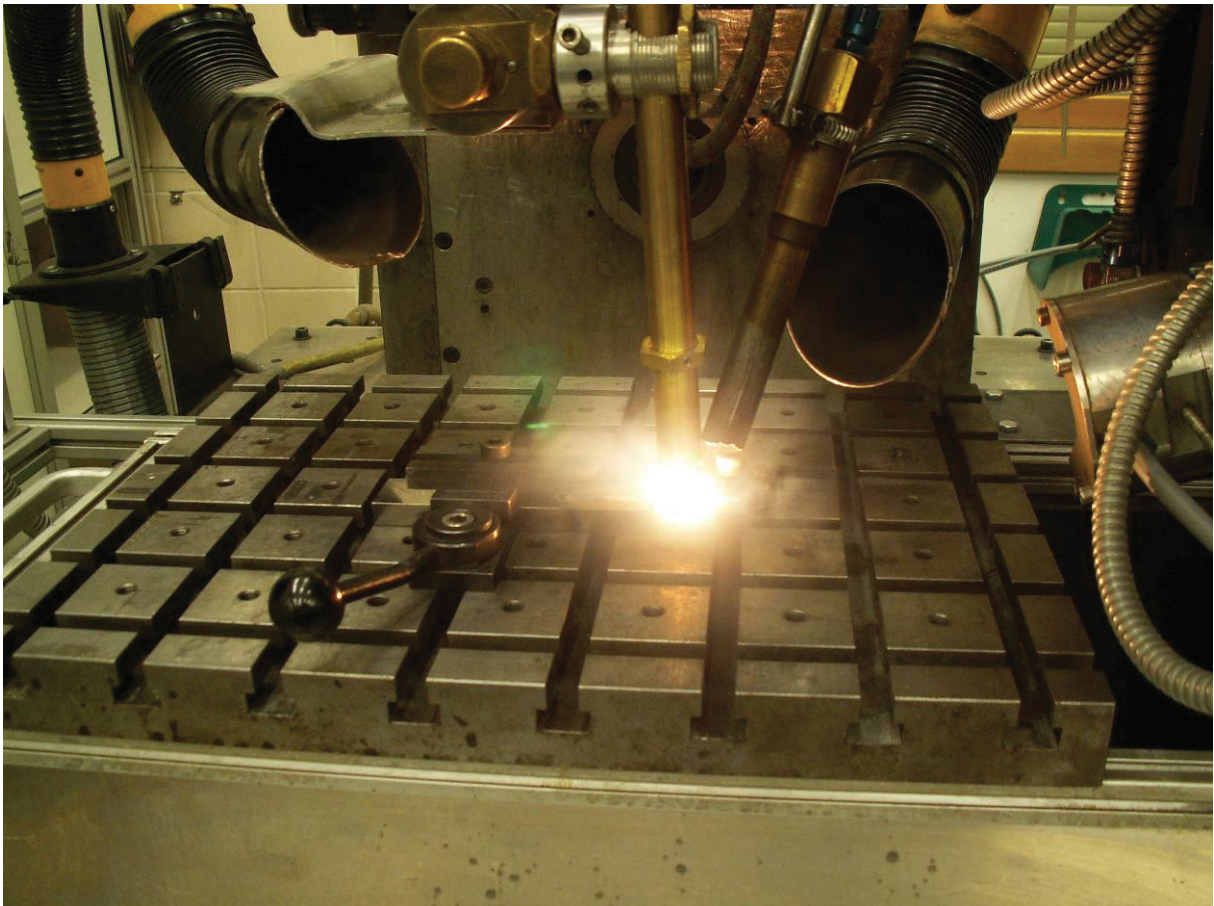


Abb. 3.1: Laserlegieren im Laserzentrum Leoben [49]

Als Grundmaterial diente der Warmarbeitsstahl W400 mit den Abmessungen 10(20) x 25 x 150 mm. Die Legierungsvorgaben sind in Tab. 3.2 zusammengefasst.

Tab. 3.2: Legierungsvorgaben [m.-%]

	Unterer Grenzwert (UG) W400 VMR	Zwischenabstufungen beim Legierungsgehalt			Oberer Grenzwert (OG)
C	0.36	0.45	0.55	0.65	0.80
Si	0.20	0.45	0.80	1.15	1.50
Mn	0.25	0.35	0.50	0.65	0.80
Cr	5.00	5.50	6.50	7.50	8.50
Mo	1.30	2.00	3.00	4.00	5.00
V	0.45	---	---	---	1.00
Ni	0	0.50	1.00	1.50	2.00

Da der zulegierte Gehalt und die jeweiligen Abstufungen klein gewählt wurden, tritt das Problem auf, dass die Pulverförderrate sinkt und die geringen Mengen nicht mehr stabil gefördert werden. Um eine höhere Förderrate einzustellen, wurde der Pulverwirkungsgrad minimiert. Das erfolgte einerseits durch Vergrößerung des Abstandes vom Schmelzbad und andererseits durch Vergrößerung des Düsendurchmessers. Außerdem erwies sich die quantitative Analyse der Spuren als schwierig, da die Auflösungsgrenze der energiedispersiven Röntgenspektroskopie (EDX) größer ist als die vorhandenen Legierungsabstufungen. Deshalb wurde die EDX-Analyse nur als Kontrollfunktion der ersten Versuchslegierungsspuren verwendet. Die genaue quantitative Bestimmung erfolgte mittels nasschemischer Analyse. Mit diesen Ergebnissen wurden die Pulverförderraten für die Zielaufmischung der Legierungsspur berechnet. Die Werte der Pulverförderraten sowie die Zusammensetzung der Legierungspulver sind im Anhang in den Tabellen Tab. 7.1 bis Tab. 7.17 angeführt.

Durch die Tatsache, dass die Dilatometerproben einen Mindestdurchmesser von 2.5 mm haben müssen, ist der Querschnitt der Legierungsspur vorgegeben. Die Breite der Legierungsspur stellte kein Problem dar, jedoch die Tiefe. Um diese zu realisieren, wurde mehr MnS hinzulegiert. Das führte zu einer tieferen, jedoch schmälere Spur, aus der die Dilatometerproben herausgefräst wurden (siehe Abb. 3.2).

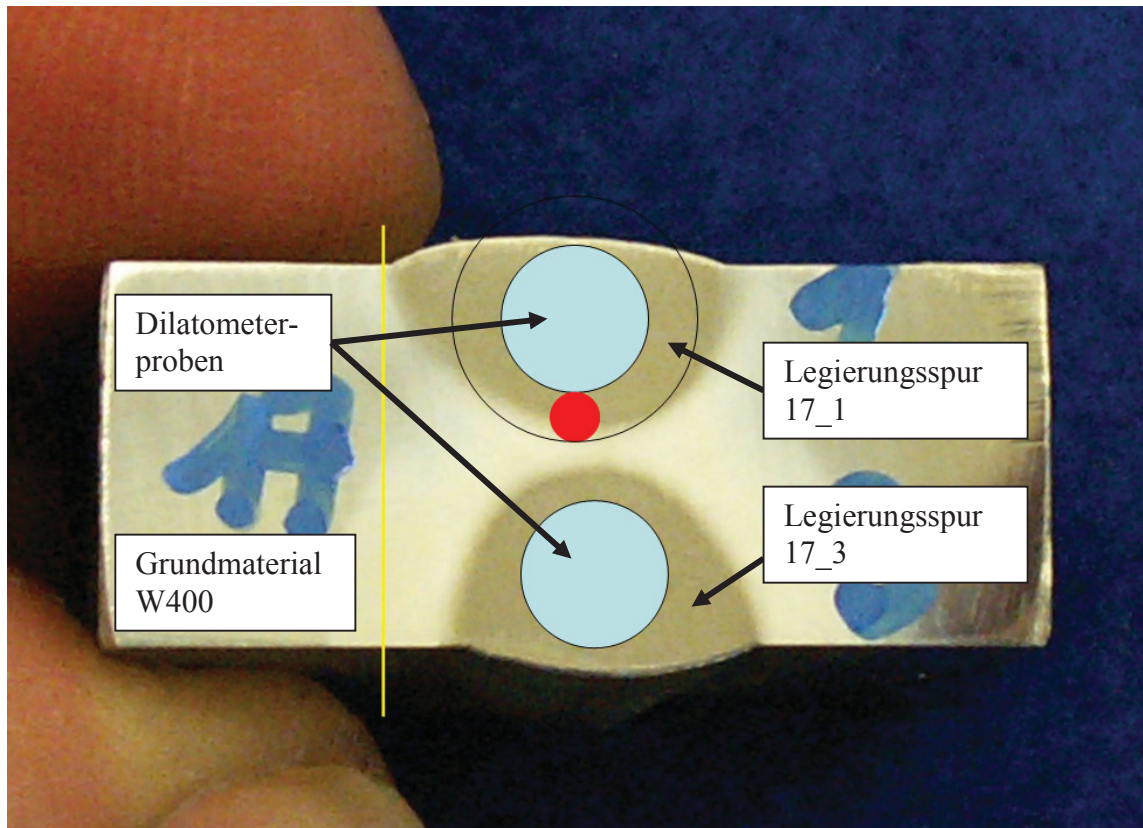


Abb. 3.2: Zwei Legierungsspuren (17_1 und 17_3) mit skizzierten Dilatometerproben [49]

3.3 Gleichgewichtsberechnungen

Zur Bestimmung der TA wurde die Software Thermo-Calc Version „Q on WinNT“ (Copyright (1993, 2000) Foundation for Computational Thermodynamics, Stockholm, Schweden) verwendet. Thermo-Calc ist eine Software, mit der man thermodynamische Berechnungen in mehrkomponentigen Legierungssystemen durchführen kann. Die Berechnungen werden mittels Datenbanken durchgeführt, welche für die verschiedensten Werkstoffgruppen angelegt wurden und sich aus experimentellen Daten zusammensetzen [50].

Für die vorliegende Arbeit wurde die Datenbank „TCFE2 – TCSAB Steels/FE-Alloys Database“ (Version 2.0, 1999) verwendet. Diese deckt alle binären und einige ternäre Systeme in einem 20 Elemente umfassenden Netzwerk ab. Die Datenbank ist für Stähle mit einem Mindestgehalt von 50 m.-% Fe und einem maximalen Legierungsgehalt wie in Tab. 3.3 dargestellt, gültig [51].

Tab. 3.3: Gültigkeitsbereich für TCFE2 [51]

Element	Max [m.-%]	Element	Max [m.-%]	Element	Max [m.-%]	Element	Max [m.-%]
Al	5	Cu	1	Nb	5	Si	5
B	Spuren	Mg	Spuren	Ni	20	Ti	2
C	5	Mn	20	O	Spuren	V	5
Co	15	Mo	10	P	Spuren	W	15
Cr	30	N	1	S	Spuren	Fe	Min 50

Mit Hilfe der Software wurden die gebildeten Karbide bestimmt und anschließend die Temperatur berechnet, bei der diese vollständig aufgelöst vorliegen, die so genannte TA.

3.4 Dilatometermessungen

Mit einem Dilatometer misst man die relative Längenänderung in Abhängigkeit der Temperatur. Es können die verschiedensten Parameter, wie Volumenänderung, linearer differentieller volumetrischer thermischer Ausdehnungskoeffizient, Erweichungspunkt, Transformationspunkt und Dichteänderung bestimmt werden. Diese Daten dienen zur Erstellung von ZTU, UZTU und ZTA Diagrammen [52]. In dieser Diplomarbeit wurden die Messungen am Dilatometer DIL 805 A/D der Firma Bähr Thermoanalyse durchgeführt. Es handelt sich dabei um ein Abschreck- und Umformdilatometer, wobei jedoch nur der Abschreckmodus für die Erstellung von ZTU Diagrammen dient.

Für die Messung wurden zylindrische Vollproben mit den Durchmessern 2.5 mm bzw. 3 mm und einer Länge von 10 mm verwendet. Bei den Versuchen wurden Thermoelemente vom Typ S des Durchmessers 0.3 mm auf die Mantelfläche der Proben mit Hilfe eines Punktschweißgeräts der Firma Bähr Thermoanalyse aufgeschweißt (Stromstärke: 3 Einheiten, Zeit: 3.2 Einheiten). Anschließend wurden die Proben mit einem definierten Zeit-Temperatur-Programm beaufschlagt, welches in Abb. 3.3 dargestellt ist.

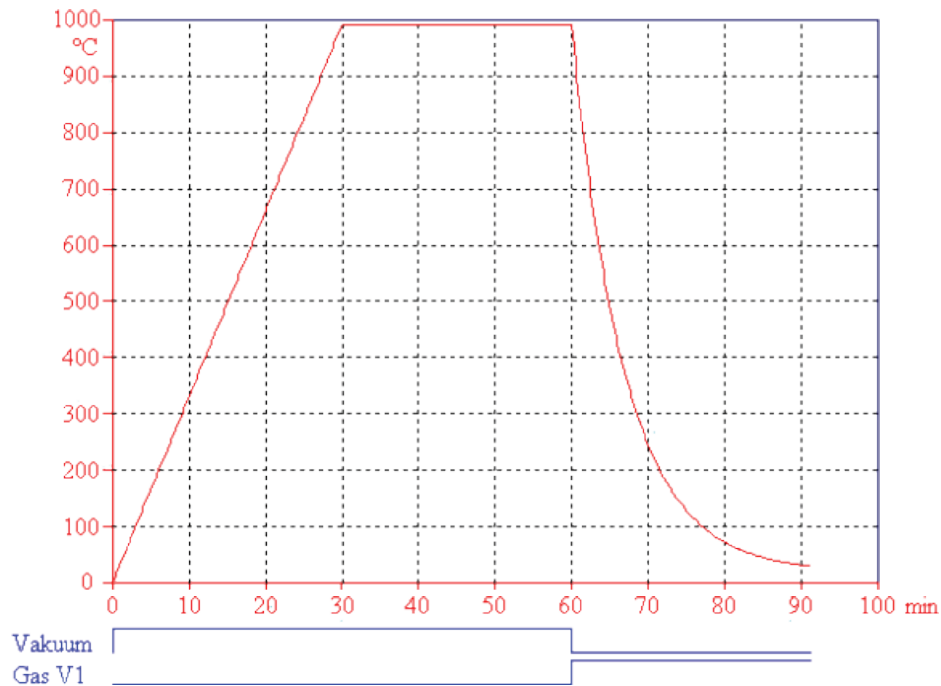


Abb. 3.3: Temperaturprogramm zur Bestimmung der Bainitumwandlung

Die Proben wurden induktiv anhand des vorgegebenen Temperaturprogramms unter Vakuum auf TA aufgeheizt, wobei die Aufheizgeschwindigkeit 0.56 K/s betrug und nach einer Haltezeit von 30 min mit verschiedenen Geschwindigkeiten λ unter Stickstoff exponentiell auf RT abgekühlt wurde. Der λ -Wert ist definiert als:

$$\lambda = \frac{t_{8/5}}{100} \text{ [s]} \quad (3.1)$$

λ Abkühlparameter

$t_{8/5}$ Zeit der Abkühlung von 800°C auf 500°C in Sekunden

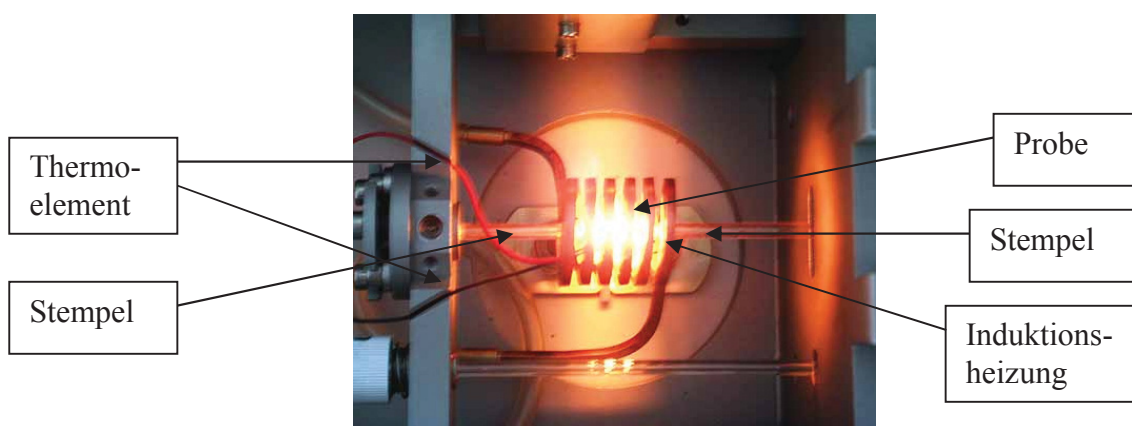


Abb. 3.4: Probe im Abschreckdilatometer bei 1050°C [52]

Die auftretenden Phasenumwandlungen sind aus der relativen Längenänderung in Abhängigkeit der Temperatur ersichtlich. Die Temperatur wird dabei über das Thermoelement (Typ S) gemessen (siehe Abb. 3.4) und die Längenänderung über induktive Wegaufnehmer. Die Daten wie Temperatur, relative Längenänderung, Kraft und HF-Leistung werden mit dem Softwareprogramm WinTA 6.0 aufgezeichnet.

3.4.1 Auswertung der Abkühlkurven

Für die Auswertung der Dilatometerkurven und die Erstellung der ZTU Schaubilder wurde die Software WinTA V7.0 und WinTA V6.2 der Firma Bähr Thermoanalyse verwendet. Eine Aufheiz- und Abkühlkurve ist exemplarisch in Abb. 3.5 dargestellt. Die TA bei dieser Probe betrug 990°C und sie wurde mit einem λ von 0.5 abgeschreckt.

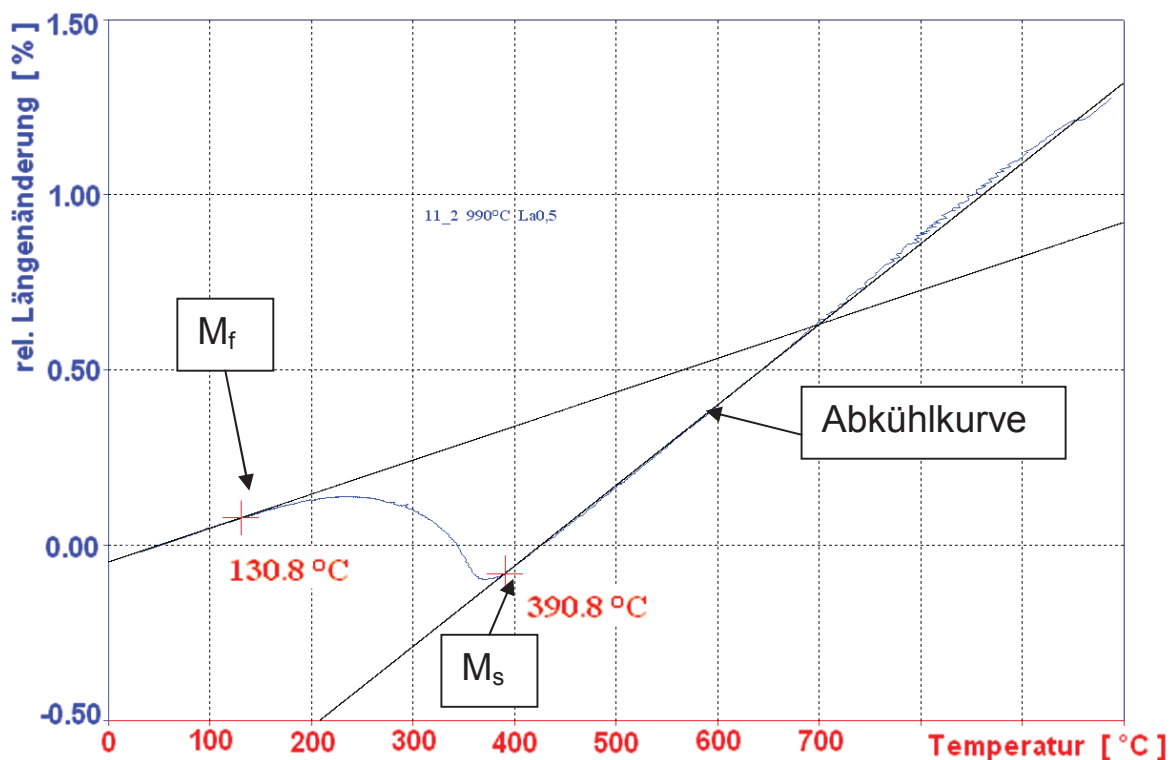


Abb. 3.5: Abkühlkurve der Probe 11_2 bei martensistischer Umwandlung

Für die Bestimmung der Umwandlungstemperaturen werden Tangenten an die Kurve angelegt. Wo die Kurve von diesen Tangenten abweicht, erhält man die Umwandlungstemperaturen. Durch die unterschiedlichen Abkühlgeschwindigkeiten bekommt man unterschiedliche Umwandlungstemperaturen (M_s , M_f , B_s , B_f) [53]. In Abb. 3.5 ist der Beginn der Martensitbildung der Probe bei ca. 391°C zu erkennen.

Die martensitische Umwandlung ist bei ca. 131°C abgeschlossen. Wird nun die Abkühlgeschwindigkeit kleiner, also λ größer, so bildet sich neben dem Martensit noch Bainit. Eine Dilatometerkurve, die beide Umwandlungen zeigt, ist in Abb. 3.6 dargestellt.

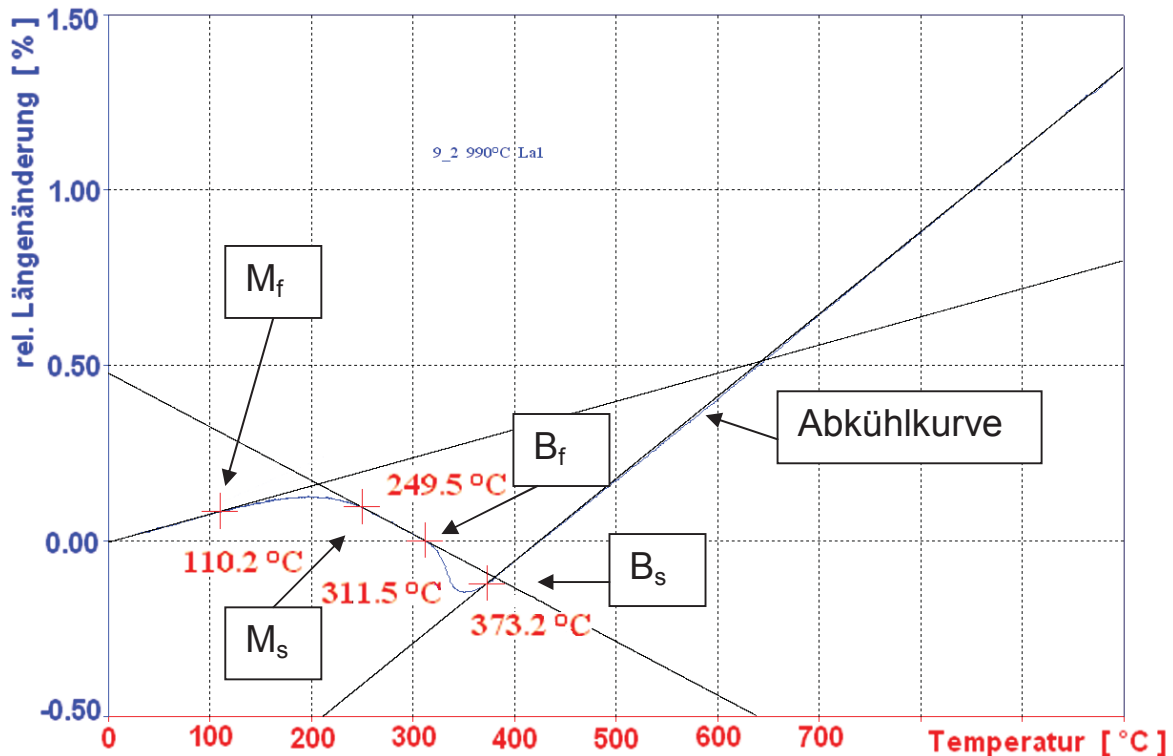


Abb. 3.6: Abkühlkurve der Probe 9_2 bei bainitischer und martensitischer Umwandlung

Bei der hier dargestellten Kurve erfolgt die Bainitbildung bei ca. 373°C und endet bei ca. 312°C. Der Martensit bildet sich bei ca. 250°C. Die M_f-Temperatur liegt bei ca. 110°C. Ein Werkstoff weist einen umwandlungsfreien Bereich zwischen einzelnen Umwandlungsbereichen auf, wenn die Längenänderungs-Temperatur-Kurve über einen Bereich von mindestens 50K eine Gerade bildet. Ansonsten ist die Umwandlung nicht vollständig und der Punkt B_f existiert nicht. Dann wird für M_s = B_f der Wendepunkt der Abkühlkurve genommen [53].

3.5 Lichtmikroskopie

Die lichtmikroskopischen Aufnahmen wurden mit einem Reichert-Jung Polyvar MET Mikroskop durchgeführt. An das Mikroskop ist eine CCD Kamera gekoppelt, die die Bilder an das Bildanalyseprogramm „Analysis“ der Soft Imaging System GmbH leitet.

Um die Aufnahmen zu ermöglichen, mussten die Proben metallographisch präpariert werden. Dazu wurde ein Längsschliff angefertigt, wobei die Probe mittels einer Struers Pronto-Press 20 mit dem leitenden Einbettmittel Polyfast der Firma Struers warmeingebettet wurde. Die Proben wurden dabei 6 Minuten bei 180°C und 20 kN kompaktiert und anschließend 3 Minuten abgekühlt. Danach wurden sie am Struers Polierautomat TegraPol-31 mit den entsprechenden Parametern geschliffen und poliert (siehe Tab. 3.4).

Tab. 3.4: Schleif- und Polieranweisung

Umdrehungen	Scheibe	Körnung	Zeit	Kraft	Zusatz
300 U/min	Struers MD Piano	220	5 min	25 N	Wasser
150 U/min	Struers MD Plan	15 µm	4 min	25 N	Diamantsuspension
150 U/min	Struers MD Pan	6 µm	4 min	25 N	Diamantsuspension
150 U/min	Struers MD Dur	3 µm	4 min	25 N	Diamantsuspension
150 U/min	Struers MD Nap	1 µm	4 min	20 N	Diamantsuspension

Um die ehemaligen Austenitkorngrenzen sichtbar zu machen, wurden die Proben geätzt. Die Rezeptur des Ätzmittels lautet:

100 ml gesättigte wässrige Pikrinsäure
 0.5 ml HCl
 5 ml Agepon

Die Ätzzeiten variierten von 30 bis 90 Sekunden. Nach dem Ätzen wurde der Ätzniederschlag mit einem in Alkohol getränkten Wattebausch gereinigt, mit Wasser und anschließend mit Alkohol abgespült und getrocknet.

Wegen der zum Teil unzureichenden Ätzung der ehemaligen Austenitkorngrenzen wurde ein zweites Ätzmittel angewendet. Die Rezeptur dazu lautet:

300 ml kaltgesättigte Pikrinsäure (unter Ultraschall auflösen)
 20 Tropfen konzentrierte HCl dazugeben und durch ein Filterpapier leeren

Für den Ätzvorgang wurden 40 ml aus der oben genannten Lösung genommen und 2 Tropfen Agepon (Netzmittel) sowie 2 Tropfen konzentrierte HCl beigefügt. Das Ganze wurde in einem Wasserbad auf 80°C erhitzt und die Proben darin 10 Sekunden lang geätzt. Der Ätzniederschlag wurde mit in Alkohol getränkter Watte entfernt und die Probe anschließend getrocknet.

Zur Ermittlung der ASTM Korngrößen wurde das Reichert Univar Lichtmikroskop verwendet, das als Zubehör Schablonen besitzt, die in den Strahlengang eingeführt werden können, um die ASTM Korngrößen bei 100 und 500 facher Vergrößerung zu bestimmen. Bei diesem Verfahren werden die Schablonen über das Gefügebild gelegt und die Korngrößen verglichen.

3.6 Rasterelektronenmikroskopie

Wegen des großen Einflusses auf das Umwandlungsverhalten mussten die Proben auf Karbide untersucht werden, da durch die Karbide das Kornwachstum behindert und die chemische Zusammensetzung der Matrix verändert wird. Dies erfolgte mit einem Rasterelektronenmikroskop (REM). Für die vorliegende Arbeit wurde das REM Zeiss EVO50, gekoppelt mit einem energiedispersiven System (EDX), verwendet. Alle Bilder wurden mit einer Beschleunigungsspannung von 20 kV und im Rückstreuелеktronenkontrast aufgenommen. Voraussetzungen für die REM Untersuchungen waren, dass die zu untersuchenden Proben elektrisch leitend und die Oberfläche poliert sein müssen. Die Probenvorbereitung erfolgte wie beim Lichtmikroskop (siehe Tab. 3.4), jedoch ohne anschließendes Ätzen.

Um die verschiedenen Legierungen miteinander vergleichen zu können, wurde die chemische Zusammensetzung der Matrix bestimmt. Dies erfolgte mithilfe des EDX Systems Inca Dry Cool der Firma Oxford Instruments. Dazu wurden Punktanalysen mit ca. 1µm Durchmesser durchgeführt. Die Fehlergrenze der EDX-Analyse liegt bei ca. 0.30 m.-%.

4 Ergebnisse

Zur Kontrolle der Legierungsgehalte der durch Laserlegieren hergestellten Proben wurden die chemischen Zusammensetzungen ermittelt (siehe Tab. 4.1). Die Elementbestimmung von Si, Mn, Cr, Mo, Ni und V erfolgte nasschemisch bei der Firma Böhler Edelstahl GmbH. Diese Analysen wurden am Beginn der Diplomarbeit durchgeführt, was weitere Berechnungen mit diesen Werten ermöglichte. Es wurde je Legierungsvariante eine Gesamtanalyse und je Legierungsspur aus Kostengründen nur der Gehalt des geänderten Elements bestimmt. Bei der Mo- und Cr-Variante wurden bei den höheren Gehalten die Pulverzusammensetzungen verändert, um die Förderraten bei der Herstellung durch Laserlegieren zu variieren. Aus diesem Grund wurden bei den beiden Varianten zwei Gesamtanalysen durchgeführt. Die Kohlenstoffanalytik wurde bei der Umwelt- und Betriebsanalytik der Voest Alpine durchgeführt. Diese konnte jedoch erst am Ende der Diplomarbeit an den bereits wärmebehandelten Proben erfolgen, da für die Bestimmung des C-Gehalts mindestens 1.5 g Probenmaterial notwendig sind. Aus diesem Grund wurden am Ende der Diplomarbeit die TA mit den neu ermittelten C-Gehalten mithilfe der Software Thermo-Calc nochmals berechnet. Somit ist TA_{Ist} die mit dem Ist C-Gehalt aus der Kohlenstoffanalytik berechnete TA. Da dies wie schon erwähnt erst nach den Versuchen möglich war, wurden die vorher benötigten TAs davor mit dem Soll C-Gehalt vom Laserlegieren berechnet. Deshalb wurde diese TA_{Soll} benannt. Da der C-Gehalt bei den meisten Proben mit den vorgegebenen Gehalten übereinstimmte, änderten sich die TAs kaum. Ausnahmen gab es nur bei den C legierten Varianten. Da bei den Berechnungen mit Thermo-Calc am Anfang ein Fehler auftrat, wurden bei der Mo- und Mn-Variante andere TAs verwendet. Dieser Fehler wurde danach sofort ausgebessert. Da aber die Abweichung der TAs nicht so groß war und auch ein Mangel an Proben herrschte, wurden diese Ergebnisse in die Auswertungen miteinbezogen. Deshalb wurde die Bezeichnung $TA_{verwendet}$ eingeführt, welche außer bei den Mn-Varianten und einer Mo-Variante der TA_{Soll} entspricht.

Die TA ist durch das Auflösen der Karbide definiert. Da jedoch bei den verwendeten Legierungen die Karbide nicht immer aufgelöst sind, wurde auch die Zusammensetzung der Karbide kurz bevor deren Auflösung bestimmt. Die Werte der jeweiligen Legierungsvarianten sind unter den Kapiteln „Gleichgewichtsberechnungen“ (Punkte 4.1.1, 4.2.1, 4.3.1, 4.4.1, 4.5.1, 4.6.1 und 4.7.1) angegeben. Die dort angegebenen Temperaturen sind jene errechneten Temperaturen, bei denen sich die Karbide gerade auflösen. Die angeführten Zusammensetzungen sind somit jene kurz vor der Auflösung.

Tab. 4.1: Vergleich der chemischen Zusammensetzungen [m.-%]

SpurNr.	Aufmischung Soll	Aufmischung Ist:	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	V	C
Mo									
9_2	2.0					2.00			
10_1	2.5					3.53			
10_2	3.0					3.55			0.35
11_1	3.5					5.36			
28_1	4.0					5.49			0.38
11_2	4.0					4.72			0.33
12_1	4.5					5.77			
28_2	5.0		0.21	0.28	4.80	6.65	0.07	0.33	
12_2	5.0		0.23	0.25	4.96	6.78	0.06	0.28	
Cr									
13_1	W400		0.17	0.26	4.79	1.26	0.07	0.41	0.35
13_2	7.0				6.60				0.36
14_1	5.5				5.37				
14_2	7.5				7.26				
15_1	6.5				5.78				0.36
15_2	8.5				8.37				
29_1	9.0				7.81				0.40
16_1	9.0				8.22				
29_2	10.0		0.21	0.28	8.49	1.28	0.07	0.35	
16_2	10.0		0.20	0.27	9.40	1.22	0.07	0.30	
Ni									
19_1	1.0						1.71		0.34
19_2	1.5						2.61		0.31
20_1	2.0		0.20	0.30	4.83	1.29	4.16	0.28	0.30
20_2	0.8						0.64		0.34
21_1	1.0						1.00		
21_2	1.4						1.42		
Si									
22_1	1.2		1.20						0.32
22_2	1.5		1.63	0.28	4.91	1.33	0.07	0.33	0.31
23_1	1.2		1.31						
23_2	1.4		1.45						
24_1	0.5		0.46						
24_2	0.8		0.53						0.34
Mn									
25_1	0.8			0.71					0.33
25_2	0.9		0.20	0.90	4.93	1.26	0.07	0.33	0.32
26_1	0.6			0.55					0.33
26_2	0.7			0.65					0.32
27_1	0.6			0.50					
27_2	0.4			0.45					0.35

Tab. 4.1: Vergleich der chemischen Zusammensetzungen [m.-%] (Fortsetzung)

SpurNr.	Aufmischung Soll	Aufmischung Ist:	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	V	C
C									
30_1	0.45								
30_2	0.50								0.40
31_1	0.55								
31_2	0.60								
32_1	0.65								0.42
32_2	0.70								
33_1	0.80								0.50
33_2	0.85		0.18	0.28	4.52	1.30	0.03	0.35	

Allgemein gilt für die nachfolgenden Ergebnisse, dass bei der Erstellung der ZTU Diagramme das Hauptaugenmerk auf die Bainit- und Martensitbildung gelegt wurde. Aufgrund der Inhomogenität der laserlegierten Proben und wegen der kleinen Probenabmessungen kam es zu Problemen bei der Aufnahme der Abkühlkurven. Deshalb sind aus den ZTU Diagrammen keine genauen Werte, sondern nur Tendenzen zu entnehmen, weshalb der Beginn der Bainitumwandlung strichliert eingezeichnet ist. Alle Abkühlkurven, die für die Erstellung der ZTU Diagramme benötigt wurden, befinden sich im Anhang.

Bei den chemischen Zusammensetzungen sind die Soll-Werte die vorgegebenen Werte beim Laserlegieren, die Ist-Werte die Ergebnisse aus der nasschemischen Analyse und die Matrix-Werte die Resultate der EDX Untersuchungen.

Bei allen folgenden REM-Bildern, welche im Sekundärelektronen-Modus aufgenommen wurden, handelt es sich bei den hellen Phasen um Karbide und bei den dunklen Phasen um Einschlüsse, welche aus MnS bestehen.

4.1 Molybdän

4.1.1 Gleichgewichtsberechnungen

Die Gleichgewichtsberechnungen wurden zur Ermittlung der TA durchgeführt. Dabei ergaben sich TAs im Bereich von 978°C bis 1217°C, bei denen sich die Karbide aufgelöst haben. Aus den Gleichgewichtsberechnungen ist zu erkennen, dass sich bei 2% Mo eine V- und Mo-reiche kubisch-flächenzentrierte Phase, welche mit FCC A1#2 bezeichnet ist, bildet. Dieses MC Karbid enthält laut Thermo-Calc kurz bevor dessen Auflösung ca. 52% V, 29% Mo, 14% C und 5% Cr, wie in Tab. 4.2 dargestellt ist. Ab einem Gehalt von 3.53% Mo entsteht dann M_6C , wobei M hauptsächlich für Mo und Fe steht. Weiters enthält das Karbid noch ca. 4% Cr. Man erkennt mit steigenden Mo-Gehalt eine Vergrößerung des Fe-Gehalts von ca. 36% auf 40%. Ein

weiterer Unterschied zwischen den zwei ausgeschiedenen Phasen ist der C-Gehalt, welcher 14.2% bzw. 2.7% beträgt. Dadurch, dass nicht alle Karbide aufgelöst werden konnten, ist somit der C-Gehalt in der Matrix geringer, was einen Einfluss auf die Umwandlung hat. Denn je kleiner der C-Gehalt ist, umso mehr wird die M_s -Temperatur erhöht und die Bainitbildung wird zu geringeren Zeiten verschoben (siehe Kapitel 2.4.1). Auch die anderen Legierungselemente, die in den Karbiden enthalten sind, werden der Matrix entzogen und führen zu einer Verschiebung der Umwandlung zu Bainit zu kürzeren Zeiten und zu einer steigenden M_s -Temperatur. Für die weiteren Versuche wurden die Proben mit einem Mo-Gehalt von 2%, 3.53%, 4.72% und 5.49%, d.h. mit den Spur Nr. 9_2, 10_1, 11_2 und 28_1 herangezogen.

Tab. 4.2: Phasen der Mo-Varianten bei der jeweiligen TA

Phasen der Probe 9_2 bei 977.27°C in m.-%									
	Mol	Fe	Mo	C	Si	Cr	V	Mn	Ni
FCC A1#1:	1.00	91.86	2.00	0.36	0.23	4.96	0.28	0.25	0.06
FCC A1#2:	0.00	0.48	29.02	14.19	0.00	4.60	51.71	0.01	0.00

Phasen der Probe 10_1 bei 1047.81°C in m.-%									
	Mol	Fe	Mo	C	Si	Cr	V	Mn	Ni
FCC A1#1:	1.00	90.33	3.53	0.36	0.23	4.96	0.28	0.25	0.06
M6C:	0.00	36.26	55.32	2.68	0.00	4.33	1.41	0.00	0.00

Phasen der Probe 10_2 bei 1049.02°C in m.-%									
	Mol	Fe	Mo	C	Si	Cr	V	Mn	Ni
FCC A1#1:	1.00	90.31	3.55	0.36	0.23	4.96	0.28	0.25	0.06
M6C:	0.00	36.29	55.31	2.68	0.00	4.32	1.40	0.00	0.00

Phasen der Probe 11_2 bei 1115.30°C in m.-%									
	Mol	Fe	Mo	C	Si	Cr	V	Mn	Ni
FCC A1#1:	1.00	89.14	4.72	0.36	0.23	4.96	0.28	0.25	0.06
M6C:	0.00	37.81	54.47	2.69	0.00	3.99	1.04	0.00	0.00

Phasen der Probe 11_1 bei 1148.36°C in m.-%									
	Mol	Fe	Mo	C	Si	Cr	V	Mn	Ni
FCC A1#1:	1.00	88.50	5.36	0.36	0.23	4.96	0.28	0.25	0.06
M6C:	0.00	38.54	54.02	2.69	0.00	3.84	0.91	0.00	0.00

Phasen der Probe 28_1 bei 1155.03°C in m.-%									
	Mol	Fe	Mo	C	Si	Cr	V	Mn	Ni
FCC A1#1:	1.00	88.46	5.49	0.36	0.21	4.80	0.33	0.28	0.07
M6C:	0.00	38.67	53.89	2.69	0.00	3.70	1.04	0.00	0.00

Tab. 4.2: Phasen der Mo-Varianten bei der jeweiligen TA (Fortsetzung)

Phasen der Probe 12_1 bei 1168.69°C in m.-%									
	Mol	Fe	Mo	C	Si	Cr	V	Mn	Ni
FCC A1#1:	1.00	88.09	5.77	0.36	0.23	4.96	0.28	0.25	0.06
M6C:	0.00	38.97	53.74	2.70	0.00	3.76	0.84	0.00	0.00

Phasen der Probe 28_2 bei 1210.53°C in m.-%									
	Mol	Fe	Mo	C	Si	Cr	V	Mn	Ni
FCC A1#1:	1.00	87.30	6.65	0.36	0.21	4.80	0.33	0.28	0.07
M6C:	0.00	39.83	53.14	2.70	0.00	3.48	0.84	0.00	0.00

Phasen der Probe 12_2 bei 1216.61°C in m.-%									
	Mol	Fe	Mo	C	Si	Cr	V	Mn	Ni
FCC A1#1:	1.00	87.08	6.78	0.36	0.23	4.96	0.28	0.25	0.06
M6C:	0.00	39.95	53.08	2.70	0.00	3.57	0.70	0.00	0.00

In Tab. 4.3 sind die berechneten und verwendeten TAs angeführt. Wie bereits erwähnt, wurde aufgrund einer fehlerhaften Berechnung zu Beginn der Arbeit bei der Probe 9_2 eine andere TA verwendet. Der Fehler wurde aber nach den ersten Versuchen ausgebessert und die TA_{Soll} neu berechnet. Deshalb weicht die $TA_{\text{verwendet}}$ von der TA_{Soll} in Tab. 4.3 ab. Wegen der geringen Abweichung und einem Mangel an Proben wurden diese Ergebnisse in die Auswertung miteinbezogen. Da bei der Legierung 9_2 eine überhöhte TA verwendet wurde, ist eine Grobkornbildung zu erwarten. Das ist jedoch nicht der Fall, wie in den Gefügeuntersuchungen (Kapitel 4.1.3.1) zu sehen ist.

Tab. 4.3: Vergleich der verschiedenen TAs

SpurNr.	TA_{Soll} [°C]	TA_{Ist} [°C]	$TA_{\text{verwendet}}$ [°C]
9_2	978	975	990
10_1	1048	1047	1048
11_2	1116	1109	1116
28_1	1155	1160	1155

4.1.2 Dilatometermessungen

Um den Einfluss des Mo auf die Bainit- und Martensitbildung zu erkennen, wurden ZTU Diagramme angefertigt. Diese sind in den Abb. 4.1 bis Abb. 4.4 dargestellt. Bei der Legierung mit 2% Mo liegt die Bainitnase bei einer Abkühlgeschwindigkeit von $\lambda < 0.5$, welche technisch nicht realisierbar ist. Deshalb konnte auch die M_s -Temperatur nicht bestimmt werden, da diese als Temperatur vor der Bainitbildung definiert ist. Die M_f -Temperatur im Bereich der Bainitumwandlung befindet sich bei ca. 130°C.

Bei einer Erhöhung des Mo-Gehalts auf 3.53% Mo verschiebt sich die Bainitnase nach rechts zwischen $\lambda=1$ und $\lambda=2$, d.h. die Inkubationszeit für die Bainitbildung hat sich verlängert. Die Martensitbildung beginnt bei ca. 330°C und endet bei ca. 130°C. Wird der Mo-Gehalt weiter auf 4.72% Mo erhöht, erfolgt die Bainitbildung bei $\lambda > 10$. Die genaue Abkühlgeschwindigkeit für die Bainitbildung konnte aus Mangel an Proben nicht bestimmt werden. Die M_s -Temperatur ändert sich nicht und liegt bei ca. 330°C. Die Martensitbildung ist bei ca. 120°C abgeschlossen.

Bei einem Mo-Gehalt von 5.49% Mo hat sich die Bainitnase bis in den Bereich von $\lambda=12$ verschoben. Die Bildung von Martensit wird verzögert und beginnt bei ca. 295°C und endet bei ca. 100°C.

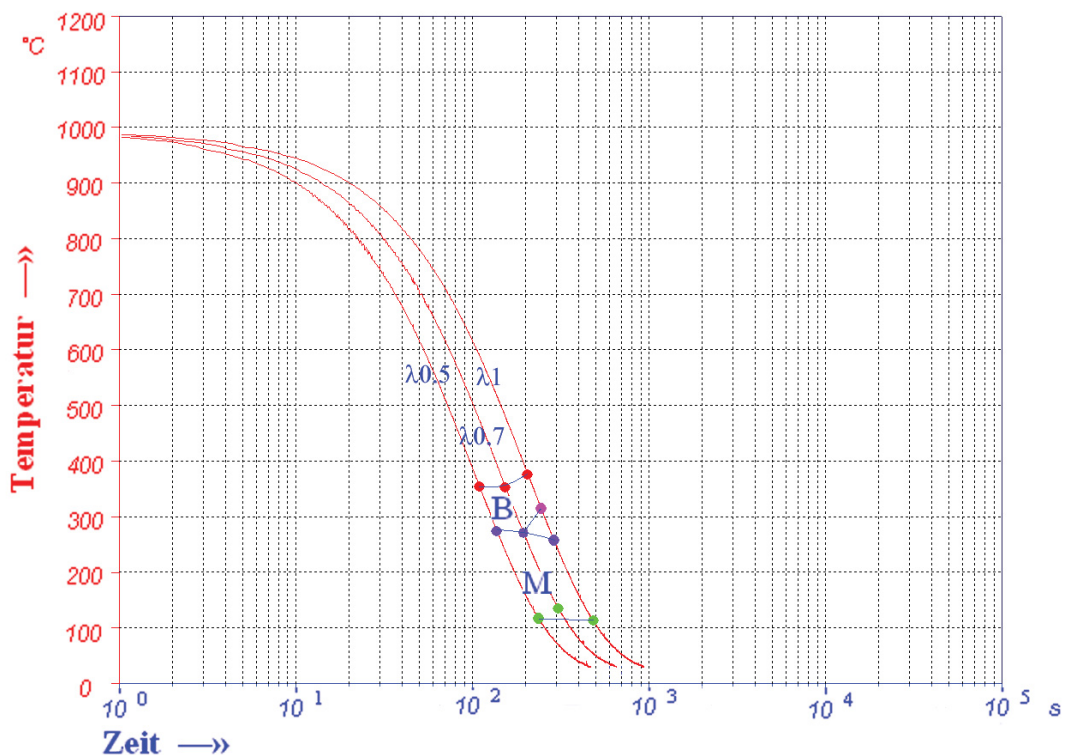


Abb. 4.1: ZTU Diagramm der Probe 9_2 mit 2% Mo und einer TA von 990°C mit einer Haltezeit von 30 min

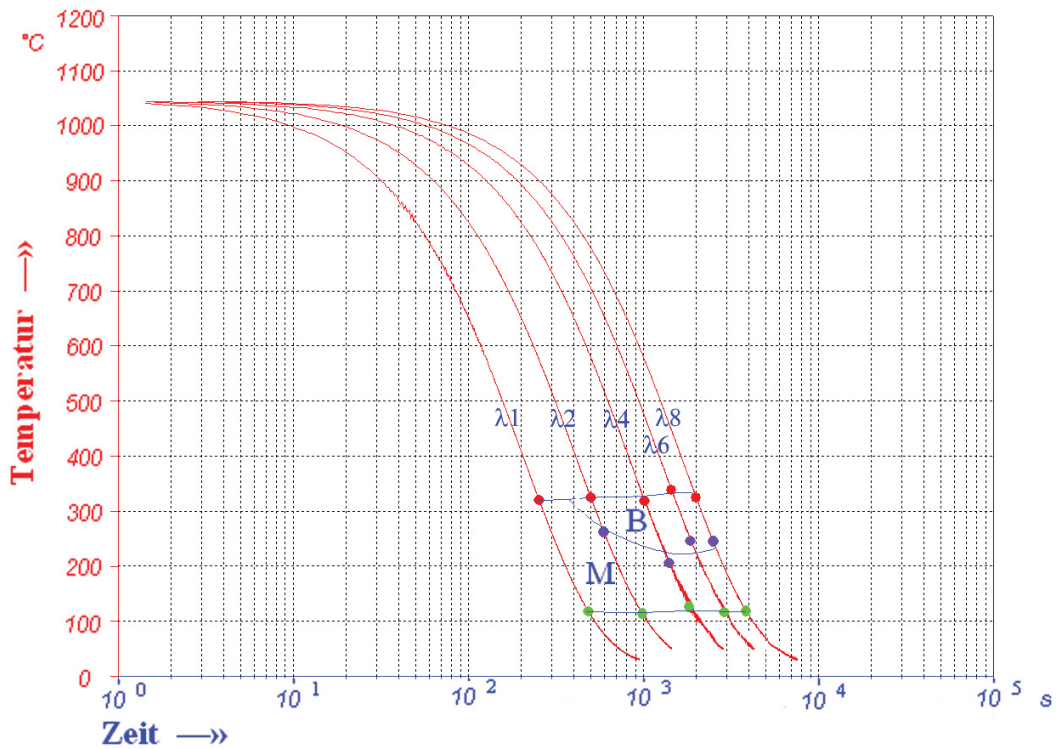


Abb. 4.2: ZTU Diagramm der Proben 10_1 und 10_2 mit 3.53% Mo und einer TA von 1048°C mit einer Haltezeit von 30 min

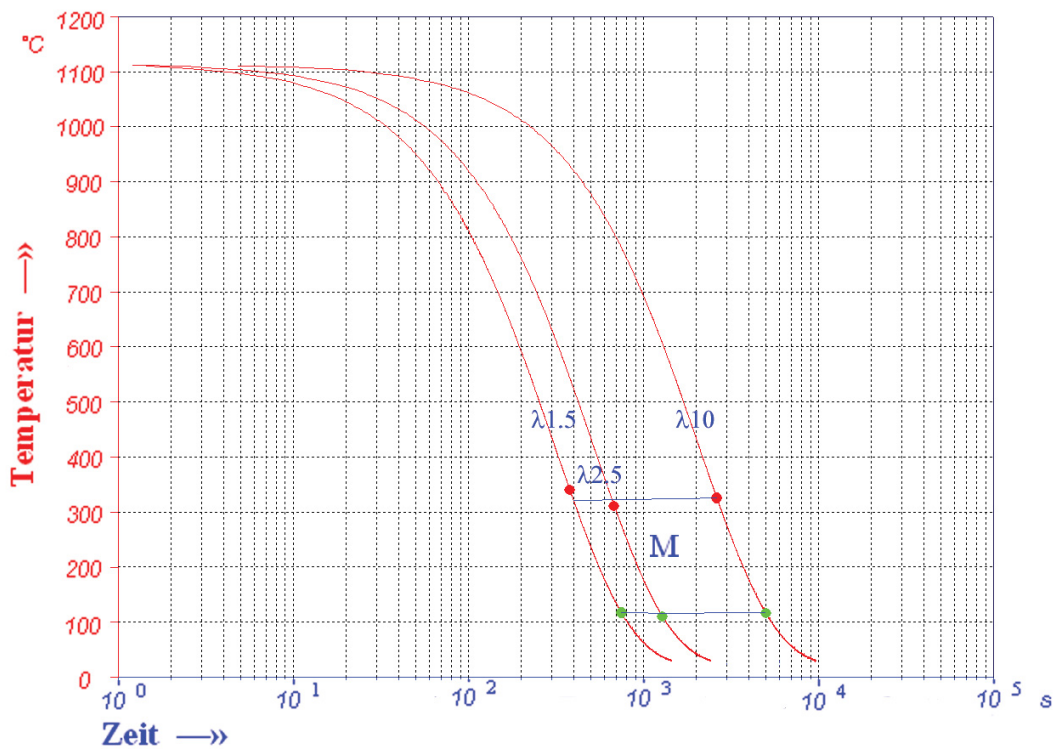


Abb. 4.3: ZTU Diagramm der Probe 11_2 mit 4.72% Mo und einer TA von 1116°C mit einer Haltezeit von 30 min

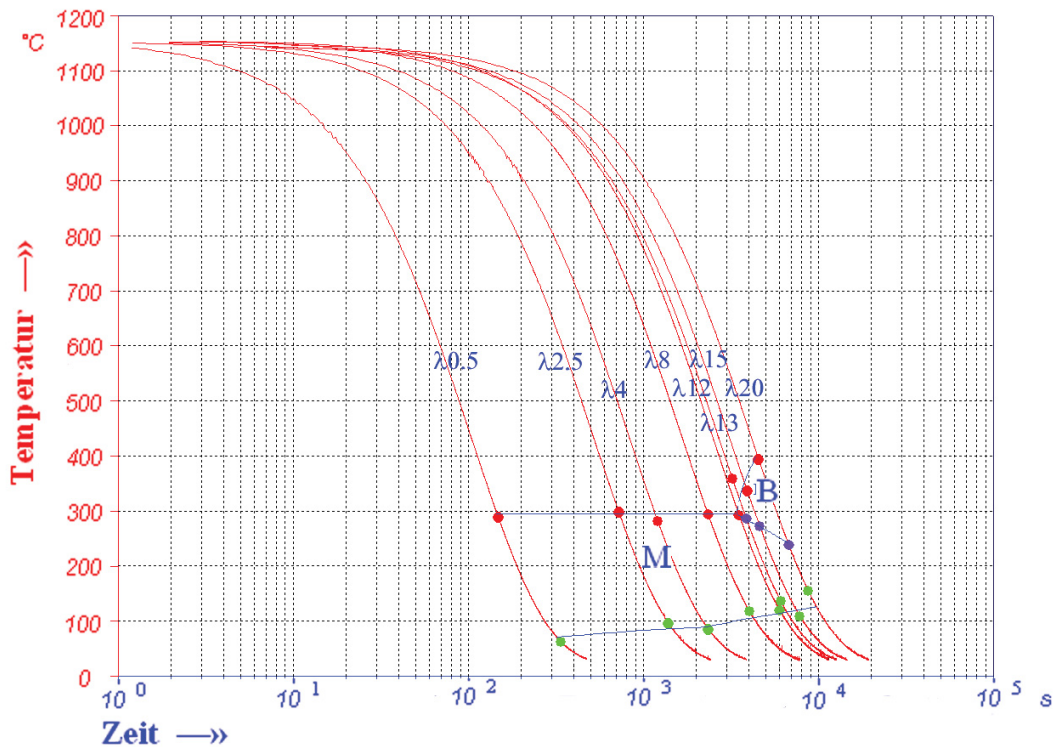


Abb. 4.4: ZTU Diagramm der Proben 28_1 und 11_1 mit 5.49% Mo und einer TA von 1155°C mit einer Haltezeit von 30 min

4.1.3 Metallographische Untersuchungen

4.1.3.1 Lichtmikroskopie

Da die Ausbildung des Gefüges einen großen Einfluss auf das Umwandlungsverhalten von Stählen hat, wurden Gefügebilder von den verschiedenen Proben angefertigt. Aus den lichtmikroskopischen Aufnahmen in Abb. 4.5 bis Abb. 4.7 erkennt man ein feines Korn im Bereich von ATSM 6 und 7 und die Korngrößenverteilung ist homogen. Konträr dazu ist in Abb. 4.8 die Kornvergrößerung des ehemaligen Austenitkorns der Probe 28_1 mit 5.49% Mo deutlich zu erkennen. Es ergibt sich eine Korngröße von ASTM 0. Diese Kornvergrößerung führt zu einer Verzögerung der bainitischen und martensitischen Umwandlung, was beim Vergleich mit den anderen ZTU Diagrammen zu berücksichtigen ist. Ursache für die Vergrößerung des Gefüges ist die hohe TA, die zu einer Auflösung der Karbide führte. Weiters ist bei der Probe 28_1 eine unregelmäßige Korngrößenverteilung bemerkbar. Diese ist ebenfalls auf die Kornvergrößerung zurückzuführen.

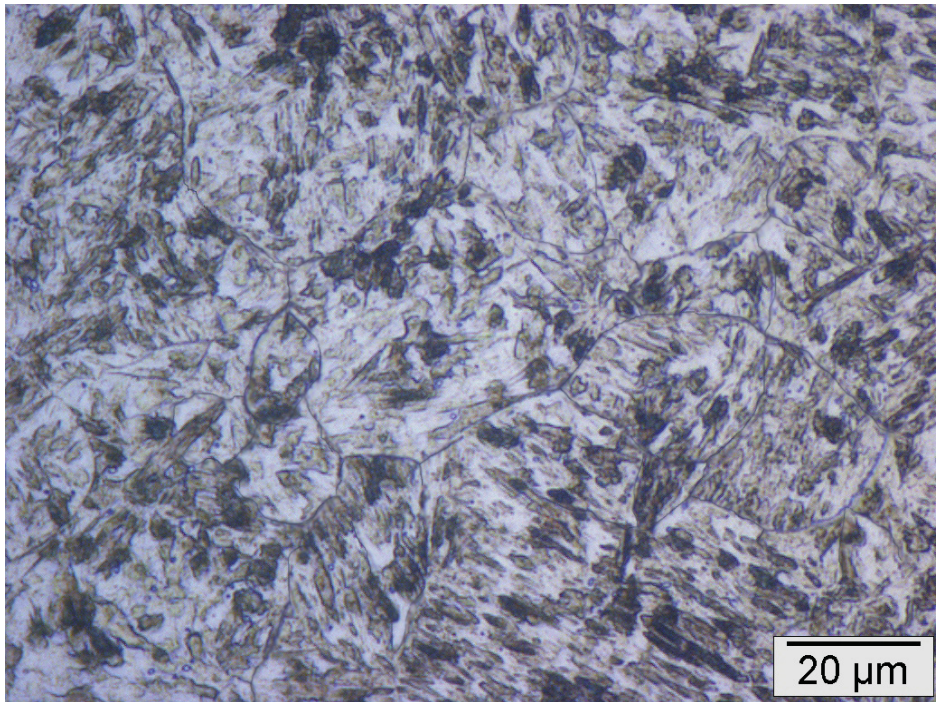


Abb. 4.5: LIMI-Bild der Probe 9_2 mit 2% Mo und einer TA von 990°C, abgeschreckt mit $\lambda=1$ (Korngröße ASTM 7)

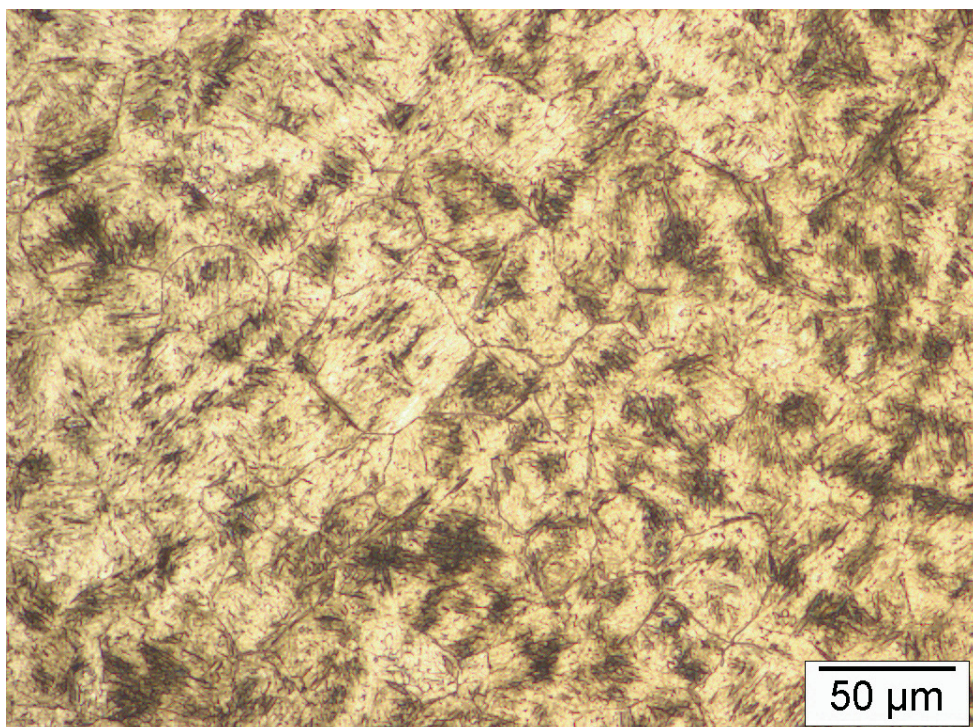


Abb. 4.6: LIMI-Bild der Probe 10_2 mit 3.55% Mo und einer TA von 1049°C, abgeschreckt mit $\lambda=1$ (Korngröße ASTM 6)

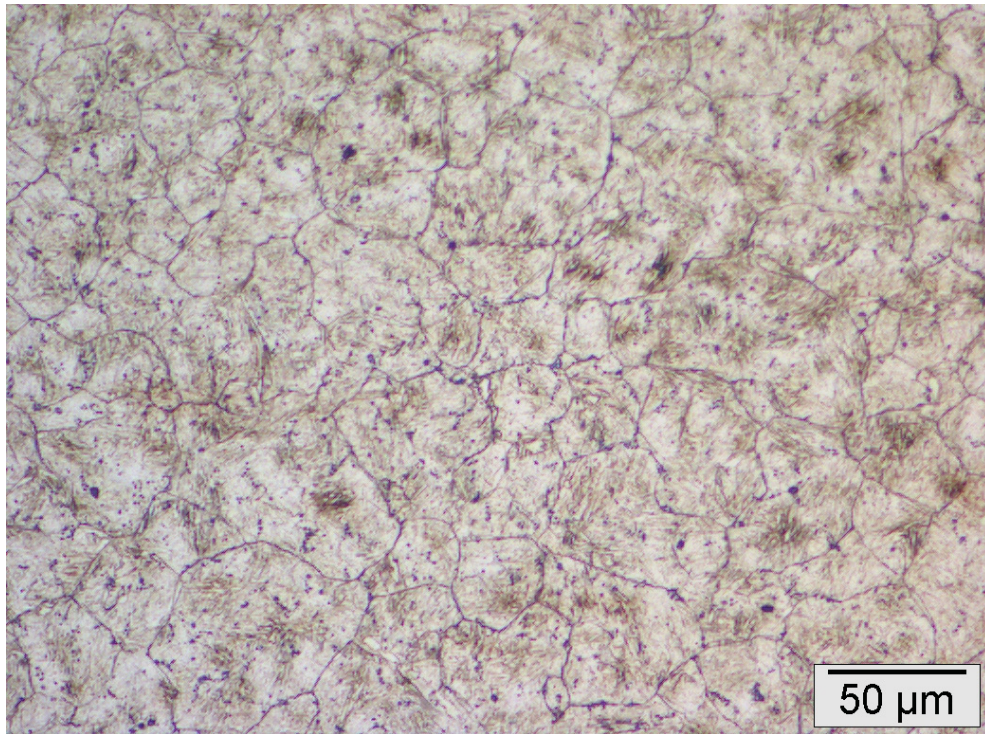


Abb. 4.7: LIMI-Bild der Probe 11_2 mit 4.72% Mo und einer TA von 1116°C, abgeschreckt mit $\lambda=1.5$ (Korngröße ASTM 7)

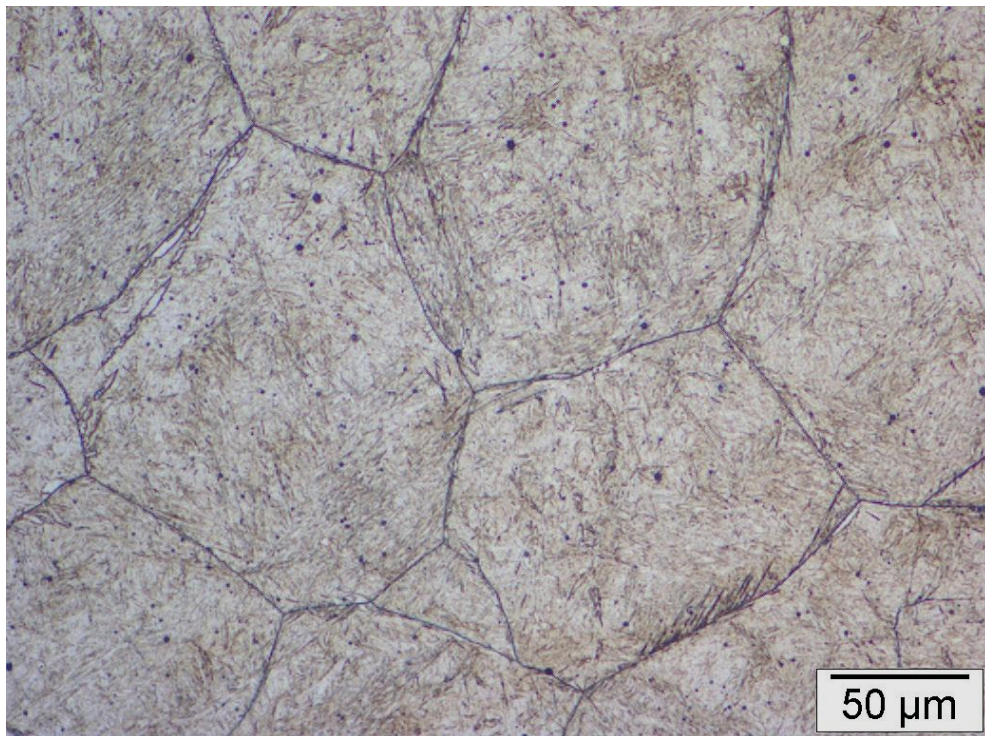


Abb. 4.8: LIMI-Bild der Probe 28_1 mit 5.49% Mo und einer TA von 1155°C, abgeschreckt mit $\lambda=0.5$ (Korngröße ASTM 5 bis 0)

4.1.3.2 Rasterelektronenmikroskopie

Einen großen Einfluss auf die Zusammensetzung der Matrix des Werkstoffs und somit auf das Umwandlungsverhalten haben Karbide, da diese der Matrix die Legierungselemente entziehen. Aus diesem Grund wurden REM Untersuchungen durchgeführt. In den REM-Bildern in Abb. 4.9 bis Abb. 4.12 ist zu erkennen, dass in den Legierungen mit Mo-Gehalten von 2%, 3.53% und 4.72% viele feine Karbide (helle Phasen) vorhanden sind, hingegen bei der Legierung mit 5.49% Mo alle Karbide in Lösung gebracht wurden. Mit Hilfe der Software Analysis wurden die Karbidanteile in den Legierungen bestimmt. Für die Legierung 9_2 ergab sich ein Anteil von 0.27% Karbide, bei der Legierung 10_2 0.49% und bei der Legierung 11_2 0.28%. Durch die Karbide werden die C-, Mo-, Fe-, V- und Cr-Gehalte in der Matrix abgesenkt. Die in allen REM-Bildern vorkommenden dunklen Phasen sind Einschlüsse, welche aus MnS bestehen.

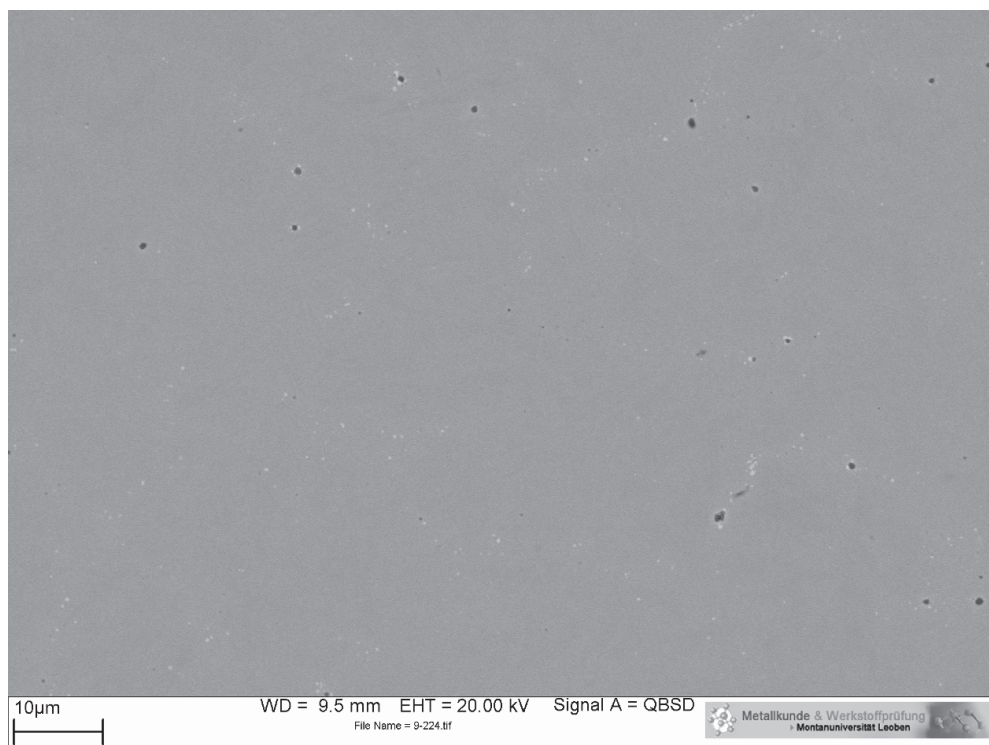


Abb. 4.9: REM-Bild der Probe 9_2 mit 2% Mo und einer TA von 990°C, abgeschreckt mit $\lambda=0.5$

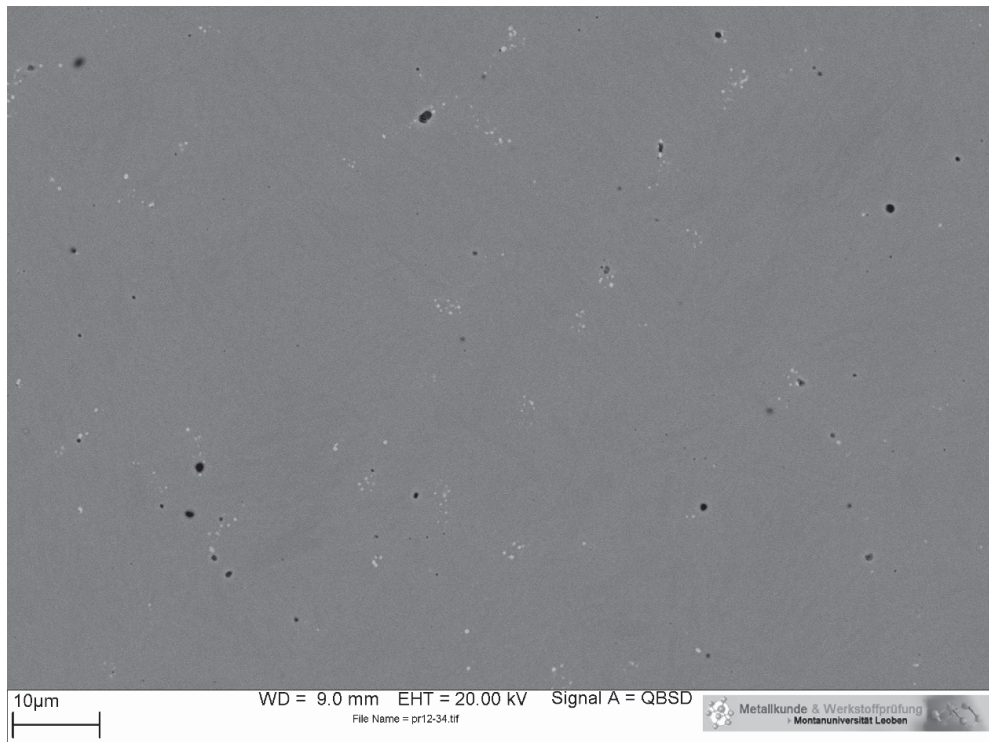


Abb. 4.10: REM-Bild der Probe 10_2 mit 3.55% Mo und einer TA von 1049°C, abgeschreckt mit $\lambda=1$

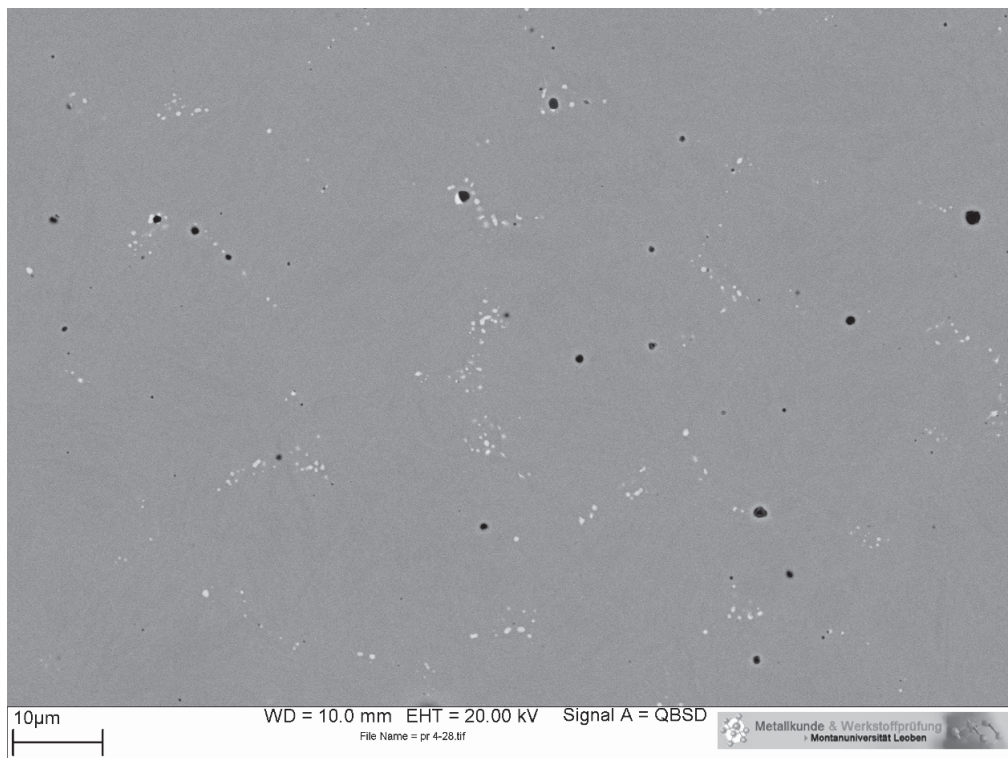


Abb. 4.11: REM-Bild der Probe 11_2 mit 4.72% Mo und einer TA von 1116°C, abgeschreckt mit $\lambda=1.5$

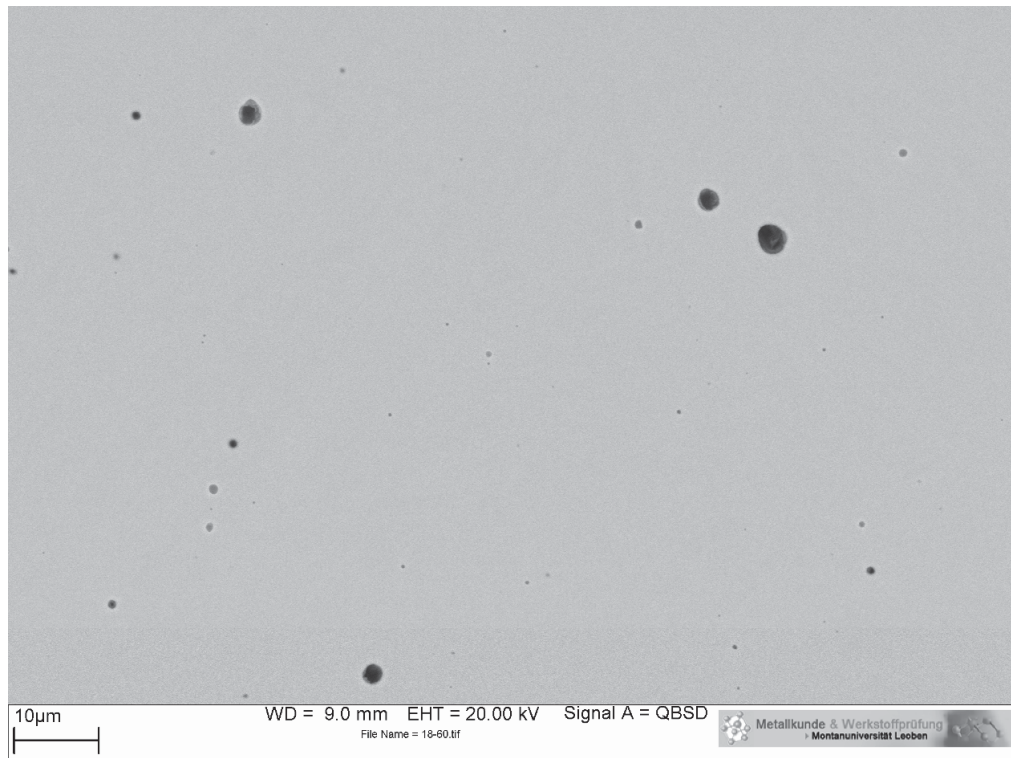


Abb. 4.12: REM-Bild der Probe 28_1 mit 5.49% Mo und einer TA von 1149°C, abgeschreckt mit $\lambda=0.5$

Die Angabe der Matrixzusammensetzung ist notwendig, um das Umwandlungsverhalten vergleichen zu können. Um die Zusammensetzung der Matrix zu bestimmen, wurden EDX-Analysen durchgeführt. Somit können die Legierungselementgehalte der Matrix mit denen der Gesamtzusammensetzung verglichen werden (siehe Tab. 4.4). Dadurch kann auf das Vorhandensein von Karbiden geschlossen werden. Der geringe Mo-Gehalt in der Matrix deutet darauf hin, dass sich bereits Karbide gebildet haben. Diese sind auch im REM-Bild (Abb. 4.9) zu erkennen und behinderten ein Kornwachstum, wie im LIM-Bild (Abb. 4.5) zu sehen. Die anderen Elemente sind leider nicht vergleichbar, da keine chemische Analyse des Bulks vorliegt.

Tab. 4.4: Chemische Zusammensetzung Bulk und Matrix von Legierungsspur 9_2 [m.-%]

	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Ni
Soll	0.36	0.20	0.25	5.00	2.00	0.45	0
Ist (nasschemisch)	0.35				2.00		
Matrix (EDX)	0.31	0.32		4.29	1.38	0.35	

Da aus den REM-Bildern der Karbidanteil bestimmt wurde (vgl. Kapitel 4.1.3.2), kann näherungsweise auf den C-Gehalt in der Matrix zurückgerechnet werden (Gleichung 4.1 und 4.2). Der C-Gehalt des Karbids wurde in den Gleichgewichtsberechnungen (siehe Tab. 4.2) bestimmt und der gesamte C-Gehalt experimentell durch die nasschemische Analyse.

$$\text{Anteil der Karbide} \times \%C \text{ Karbid} + \text{Anteil der Matrix} \times \%C \text{ Matrix} = \%C \text{ gesamt} \quad (4.1)$$

$$\Rightarrow \%C \text{ Matrix} = \frac{\%C \text{ gesamt} - \text{Anteil der Karbide} \times \%C \text{ Karbid}}{\text{Anteil der Matrix}} \quad (4.2)$$

$$\Rightarrow \%C \text{ Matrix} = \frac{0.35 - 0.0027 \times 14.19}{0.9973} = 0.31$$

Es ergibt sich somit aus Gleichung 4.2 ein C-Gehalt von 0.31% für die Matrix. Der verringerte C-Gehalt führt zu einer Verschiebung der Bainitumwandlung zu kürzeren Zeiten und die Martensitbildung erfolgt schon bei höheren Temperaturen (siehe Kapitel 2.4.1).

Stellt man die Mo-Gehalte von Matrix und Bulk der Legierung 10_2 in der Tab. 4.5 gegenüber, so erkennt man einen kleinen Unterschied. Der kleinere Wert der Matrix ist ebenfalls auf die Karbidbildung zurückzuführen. Die Karbide sind auch auf dem REM-Bild in Abb. 4.10 zu erkennen. Durch diese ist auch keine Kornvergrößerung aufgetreten, wie in Abb. 4.6 zu sehen ist. Die anderen Elemente sind aufgrund fehlender chemischer Analyse des Bulks nicht vergleichbar. Da der Anteil der Karbide nicht so groß ist, und auch der C-Gehalt im M_6C Karbid kleiner ist als in der kfz Phase aus der Legierung 9_2 (siehe Kapitel 4.1.1 Gleichgewichtsberechnungen), ist die Auswirkung auf den C-Gehalt in der Matrix nicht sehr weit reichend.

Der mit Gleichung 4.2 berechnete C-Gehalt in der Matrix beträgt 0.34%, ist also vernachlässigbar kleiner als im Bulk. Deshalb wird die Bainit- und Martensitbildung nicht beschleunigt, sondern nur durch das Mo verzögert.

Tab. 4.5: Chemische Zusammensetzung Bulk und Matrix von Legierungsspur 10_2 [m.-%]

	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Ni
Soll	0.36	0.20	0.25	5.00	3.00	0.45	0
Ist (nasschemisch)	0.35				3.55		
Matrix (EDX)	0.34	0.22		5.13	3.43	0.42	0.19

Die Mo-Gehalte der Legierung 11_2 von Bulk und Matrix stimmen in Tab. 4.6 unter Berücksichtigung der Fehlertoleranz der EDX-Analyse überein. Da aber im REM-Bild in Abb. 4.11 Karbide erkennbar sind, befindet sich der Matrixwert an der oberen Grenze der Fehlertoleranz. Wie schon bei der Legierung 10_2 tritt nur eine geringe Beeinflussung der Zusammensetzung der Matrix bezüglich des C-Gehalts auf, da der Anteil der Karbide nicht sehr groß ist und der C-Gehalt der Karbide klein ist.

Es ergibt sich aus der Gleichung 4.2 ein C-Gehalt in der Matrix von 0.32%, was keine signifikante Differenz mit dem C-Gehalt des Bulks darstellt. Somit erfolgt keine gegenteilige Wirkung auf die Verzögerung der Bainitbildung und Martensitbildung durch das Mo.

Tab. 4.6: Chemische Zusammensetzung Bulk und Matrix von Legierungsspur 11_2 [m.-%]

	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Ni
Soll	0.36	0.20	0.25	5.00	4.00	0.45	0
Ist (nasschemisch)	0.33				4.72		
Matrix (EDX)	0.32	0.27		5.03	5.00	0.40	0.03

Die Mo-Gehalte von Matrix und Bulk deuten unter Berücksichtigung der Fehlertoleranz darauf hin, dass die Karbide in der Matrix gelöst sind (siehe Tab. 4.7). Dies stimmt auch mit der beobachteten Kornvergrößerung in Abb. 4.8 überein. Auch das REM-Bild in Abb. 4.12 lässt darauf schließen, dass keine Karbide vorhanden sind.

Tab. 4.7: Chemische Zusammensetzung Bulk und Matrix von Legierungsspur 28_1 [m.-%]

	C	Si	Mn	Cr	Mo	V
Soll	0.36	0.20	0.25	5.00	4.00	0.45
Ist (nasschemisch)	0.38				5.49	
Matrix (EDX)				4.90	5.17	0.38

Vergleicht man die EDX-Analysen aus Tab. 4.4 bis Tab. 4.7 miteinander, so erkennt man den zunehmenden Mo-Gehalt in der Matrix. Dieser führt zu der Verzögerung der

Martensit- und Bainitbildung, wie in den ZTU Diagrammen Abb. 4.1 bis Abb. 4.4 zu erkennen und im Kapitel 2.4.2 beschrieben ist.

4.1.4 Interpretation

Aus der Literatur ist bekannt, dass Mo die Martensitbildung verzögert. Es wurde vermutet, dass dies auf den hohen C-Gehalt im Austenit zurückzuführen ist (siehe Kapitel 2.4.2). Da jedoch in den Legierungen mit 2%, 3.53% und 4.72% Mo Karbide auftreten, ist der C-Gehalt in der Matrix verringert, was eine gegenteilige Wirkung auf die Martensitbildung hat. Da der Anteil der Karbide und der C-Gehalt im M_6C Karbid gering sind, ist dieser Einfluss nicht sehr stark. Nur bei der Legierung mit 2% Mo, bei der eine kfz Phase auftritt, ist mehr C aus der Matrix entzogen. Dadurch kommt die kurze Inkubationszeit für die Bainitbildung zustande.

Die Verschiebung von M_s und M_f bei der Legierung mit 5.49% Mo zu kleineren Temperaturen und die Verschiebung der Bainitbildung zu längeren Zeiten ist aber auch auf die gewählte TA zurückzuführen. Bei der gewählten TA sind die Karbide aufgelöst (siehe Abb. 4.12) und Kornvergrößerung tritt ein, wie in Abb. 4.8 gut zu erkennen ist. Die Kornvergrößerung und die Möglichkeit der Legierungselemente, durch die höhere Temperatur leichter zu diffundieren, führen zu einer Verzögerung der Umwandlung zu Bainit (siehe Kapitel 2.4.2). Obwohl die thermodynamischen Berechnungen ergeben, dass die gewählte Temperatur jene Temperatur ist, bei der gerade alle Karbide in Lösung gehen, scheint es, als ob die angewandte Temperatur deutlich darüber liegt. Anscheinend stimmen die thermodynamischen Daten doch nicht zu 100% mit dieser Legierung überein.

Insgesamt gesehen lässt sich trotzdem durch Vergleich der ZTU Diagramme eine Verringerung der M_s -Temperatur, die jedoch auf die Grobkornbildung zurückzuführen ist und eine deutliche Erhöhung der Inkubationszeit für die Bainitbildung durch den steigenden Mo-Gehalt erkennen.

4.2 Mangan

4.2.1 Gleichgewichtsberechnungen

Aus den durchgeführten Gleichgewichtsberechnungen sind TAs im Bereich von 983°C bis 984°C errechnet worden, was darauf schließen lässt, dass Mn keinen Einfluss auf die TA hat. Aus den Zusammensetzungen in Tab. 4.8 erkennt man, dass wie in Kapitel 2.4.3 angegeben Mn keine Karbide bildet. Die vorkommenden MC

Karbide mit kfz Struktur (in Tab. 4.8 mit FCC A1#2 bezeichnet) bestehen hauptsächlich aus V und Mo. Die Gehalte sind ca. 58% V, 20% Mo, 15% C und 6% Cr. Da Mn keinen Einfluss auf die Zusammensetzung der Karbide aufweist, treten auch immer die selbe Art von Karbiden auf. Das ist der Grund für die gleich bleibende TA. Verwendung für die weiteren Versuche fanden die Legierungen 27_2, 26_1, 26_2, 25_1 und 25_2 mit Mn-Gehalten von 0.45%, 0.55%, 0.65%, 0.71% und 0.90%.

Tab. 4.8: Phasen der Mn-Varianten bei der jeweiligen TA

Phasen der Probe 27_2 bei 983.34°C in m.-%									
	Mol	Fe	Mo	C	Si	Cr	V	Mn	Ni
FCC A1#1:	1.00	92.40	1.26	0.36	0.20	4.93	0.33	0.45	0.07
FCC A1#2:	0.00	0.56	20.02	14.97	0.00	6.05	58.38	0.00	0.00

Phasen der Probe 27_1 bei 983.25°C in m.-%									
	Mol	Fe	Mo	C	Si	Cr	V	Mn	Ni
FCC A1#1:	1.00	92.35	1.26	0.36	0.20	4.93	0.33	0.50	0.07
FCC A1#2:	0.00	0.56	20.02	14.97	0.00	6.04	58.39	0.00	0.00

Phasen der Probe 26_1 bei 983.16°C in m.-%									
	Mol	Fe	Mo	C	Si	Cr	V	Mn	Ni
FCC A1#1:	1.00	92.30	1.26	0.36	0.20	4.93	0.33	0.55	0.07
FCC A1#2:	0.00	0.56	20.02	14.97	0.00	6.04	58.39	0.00	0.00

Phasen der Probe 26_2 bei 982.98°C in m.-%									
	Mol	Fe	Mo	C	Si	Cr	V	Mn	Ni
FCC A1#1:	1.00	92.20	1.26	0.36	0.20	4.93	0.33	0.65	0.07
FCC A1#2:	0.00	0.56	20.02	14.97	0.00	6.03	58.40	0.00	0.00

Phasen der Probe 25_1 bei 982.87°C in m.-%									
	Mol	Fe	Mo	C	Si	Cr	V	Mn	Ni
FCC A1#1:	1.00	92.14	1.26	0.36	0.20	4.93	0.33	0.71	0.07
FCC A1#2:	0.00	0.56	20.03	14.97	0.00	6.02	58.40	0.00	0.00

Phasen der Probe 25_2 bei 982.52°C in m.-%									
	Mol	Fe	Mo	C	Si	Cr	V	Mn	Ni
FCC A1#1:	1.00	91.95	1.26	0.36	0.20	4.93	0.33	0.90	0.07
FCC A1#2:	0.00	0.56	20.03	14.96	0.00	6.00	58.42	0.00	0.00

In der Tab. 4.9 sind die aufgrund des unterschiedlichen C-Gehalts verschiedenen TAs aufgelistet. Wie bereits bei der Mo-Legierung 9_2 erwähnt, weicht die TA_{verwendet}

aufgrund eines Rechenfehlers am Beginn der Arbeit und Mangels an Proben von der TA_{Soll} ab. Obwohl diese überhöht sind, erfolgt keine Kornvergrößerung, wie aus den Gefügeuntersuchungen unter Kapitel 4.1.3.1 zu sehen ist.

Tab. 4.9: Vergleich der verschiedenen TAs

SpurNr.	TA_{Soll} [°C]	TA_{Ist} [°C]	$TA_{\text{verwendet}}$ [°C]
27_2	984	981	990
26_1	984	976	990
26_2	983	973	990
25_1	983	975	990
25_2	983	972	990

4.2.2 Dilatometermessungen

Zur Ermittlung des Einflusses von Mn auf die Bainitbildung wurden ZTU Diagramme angefertigt. Diese zeigen, dass sich bei der Legierung mit 0.45% Mn die Bainitnase im Bereich von $\lambda=0.3$ befindet. Die M_s -Temperatur liegt bei ca. 380°C und die M_f -Temperatur bei ca. 115°C.

Durch eine Erhöhung des Mn-Gehalts auf 0.55% hat sich die Bainitnase nach rechts zu $\lambda=0.5$ verschoben, was für eine längere Inkubationszeit steht. Die Martensitbildung wird dabei abgesenkt und beginnt bei ca. 350°C und endet bei ca. 115°C. Die hohe Absenkung der Martensitbildung ist auf den größeren Cr-Gehalt in der Matrix im Vergleich zu den anderen Mn-Varianten zurückzuführen. Dieser ist in Kapitel 4.2.3.2 zu sehen.

Bei der Legierung mit 0.65% Mn beginnt die Bainitbildung noch später, nämlich im Bereich von $\lambda=0.7$. Die M_s -Temperatur liegt bei ca. 370°C und die M_f -Temperatur bei ca. 115°C.

Nach einer weiteren Steigerung auf 0.71% Mn befindet sich die Bainitnase zwischen $\lambda=1$ und $\lambda=1.5$. Die Martensitbildung beginnt erst bei ca. 360°C und schließt bei ca. 115°C ab.

Beim höchsten Mn-Gehalt von 0.90% beginnt die Bainitbildung zwischen $\lambda=1$ und $\lambda=1.5$. Die M_s -Temperatur ändert sich nicht und liegt bei ca. 360°C und die M_f -Temperatur bei ca. 115°C.

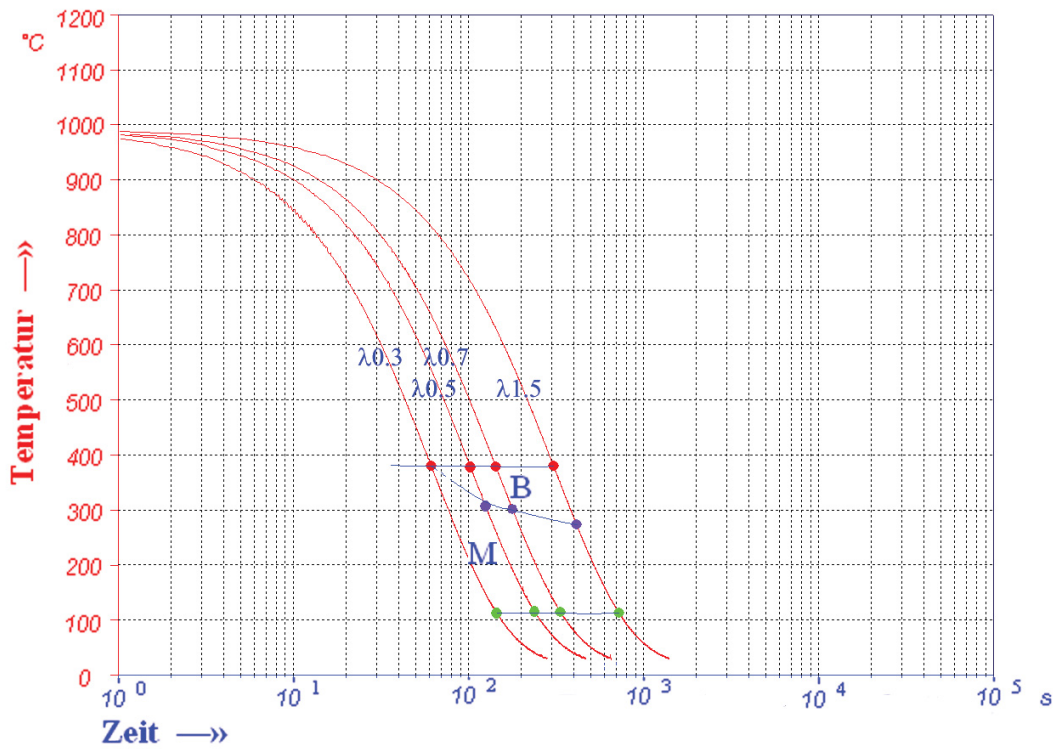


Abb. 4.13: ZTU Diagramm der Probe 27_2 mit 0.45% Mn und einer TA von 990°C mit einer Haltezeit von 30 min

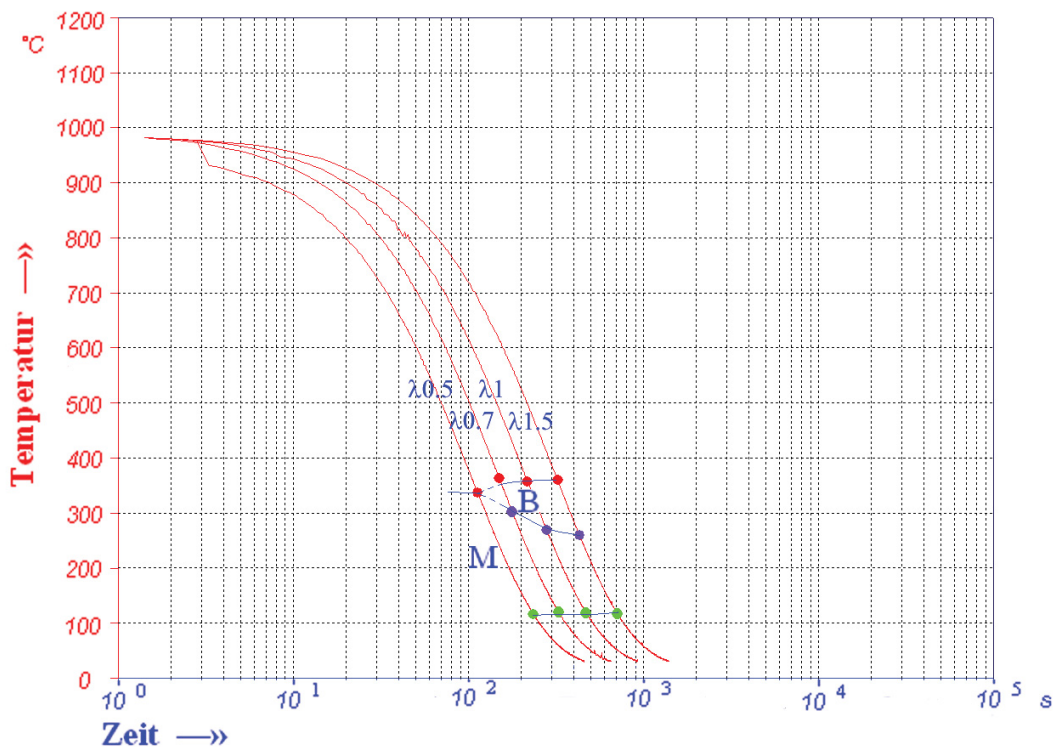


Abb. 4.14: ZTU Diagramm der Probe 26_1 mit 0.55% Mn und einer TA von 990°C mit einer Haltezeit von 30 min

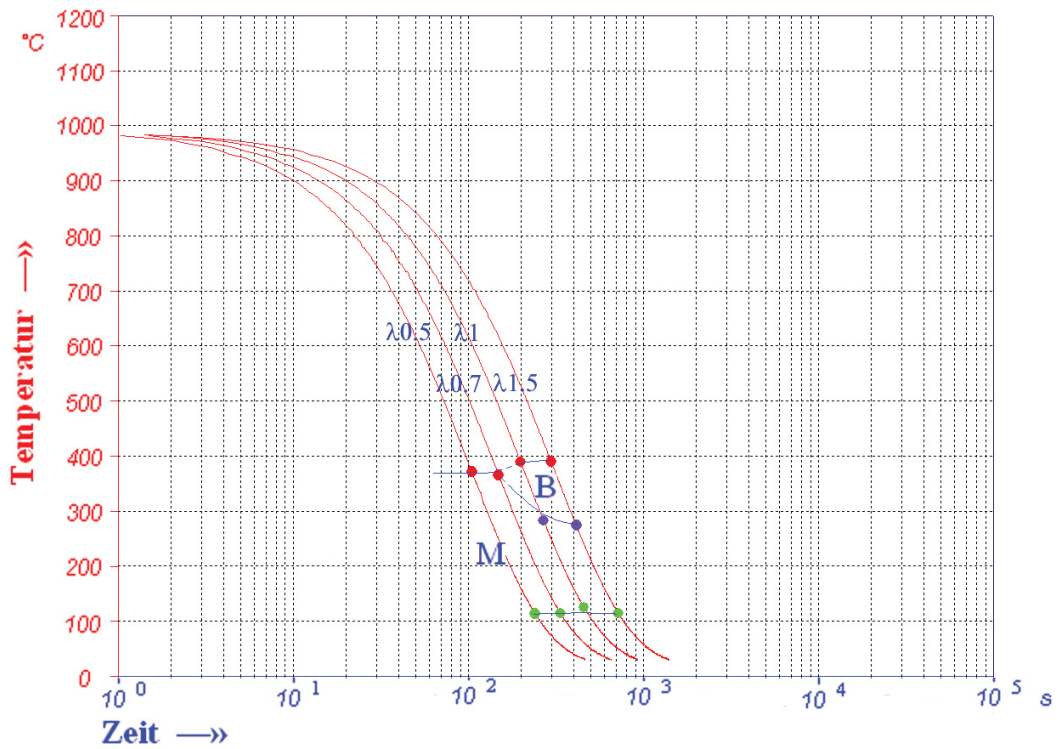


Abb. 4.15: ZTU Diagramm der Probe 26_2 mit 0.65% Mn und einer TA von 990°C mit einer Haltezeit von 30 min

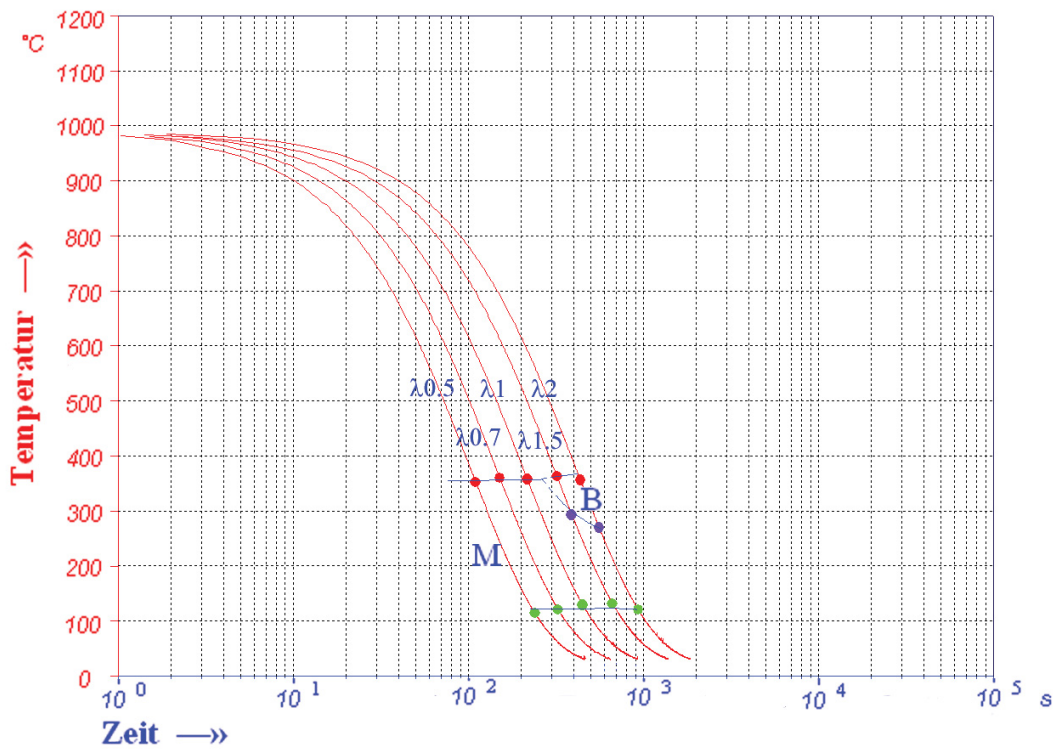


Abb. 4.16: ZTU Diagramm der Probe 25_1 mit 0.71% Mn und einer TA von 990°C mit einer Haltezeit von 30 min

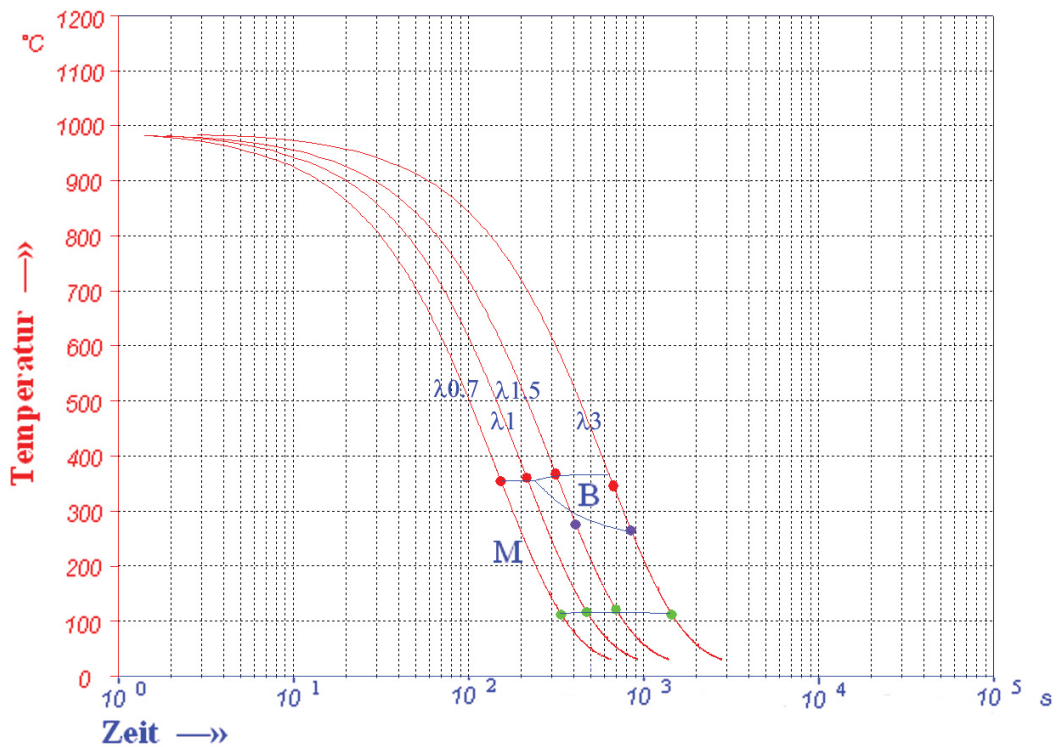


Abb. 4.17: ZTU Diagramm der Probe 25_2 mit 0.90% Mn und einer TA von 990°C mit einer Haltezeit von 30 min

4.2.3 Metallographische Untersuchungen

4.2.3.1 Lichtmikroskopie

Einen wichtigen Einfluss auf das Umwandlungsverhalten von Stählen hat neben der chemischen Zusammensetzung auch das Ausgangsgefüge. Aus diesem Grund wurden lichtmikroskopische Untersuchungen durchgeführt. Man erkennt aus den LIM-Bildern in den Abb. 4.18 bis Abb. 4.22, dass die ehemaligen Austenitkörner trotz überhöhter TA ungefähr vom selben Ausmaß sind. Die ermittelten ASTM Korngrößen liegen im Bereich 7 bis 8. Somit sind für die ZTU Diagramme die gleichen Voraussetzungen gegeben. Es besteht Grund zu der Annahme, dass wegen der hohen Stabilität der V Karbide (siehe Kapitel 2.4.7) keine Kornvergrößerung erfolgte. Der hohe Anteil an V in den Karbiden geht aus den Gleichgewichtsberechnungen unter Kapitel 4.2.1 hervor. Weiters erkennt man aus den lichtmikroskopischen Untersuchungen eine homogene Korngrößenverteilung.

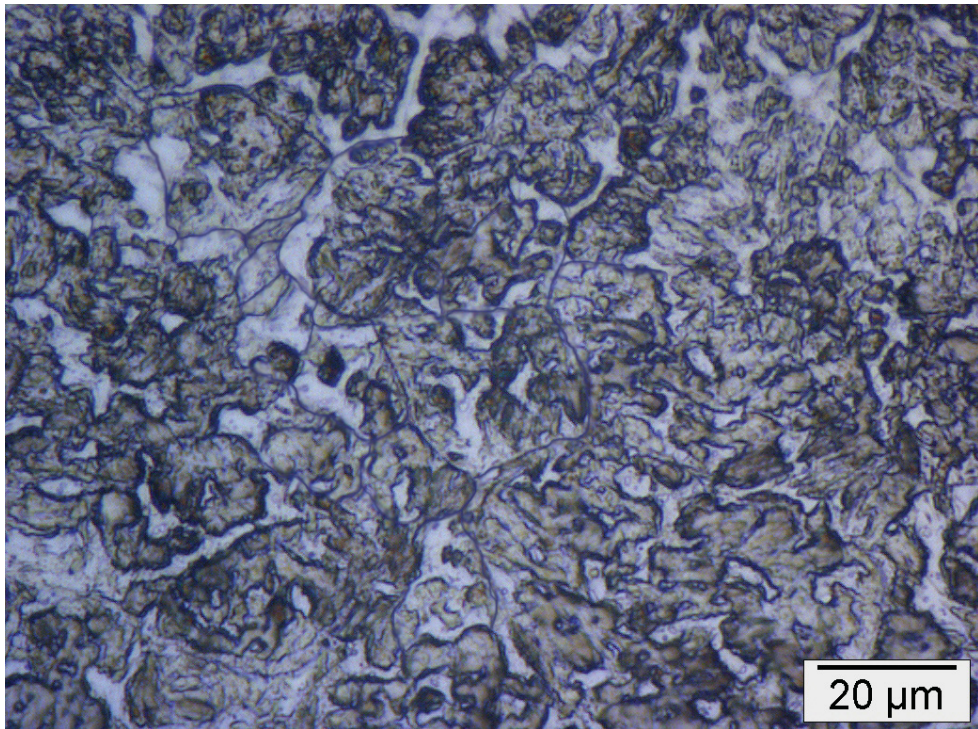


Abb. 4.18: LIMI-Bild der Probe 27_2 mit 0.45% Mn und einer TA von 990°C, abgeschreckt mit $\lambda=1.5$ (Korngröße ASTM 7)

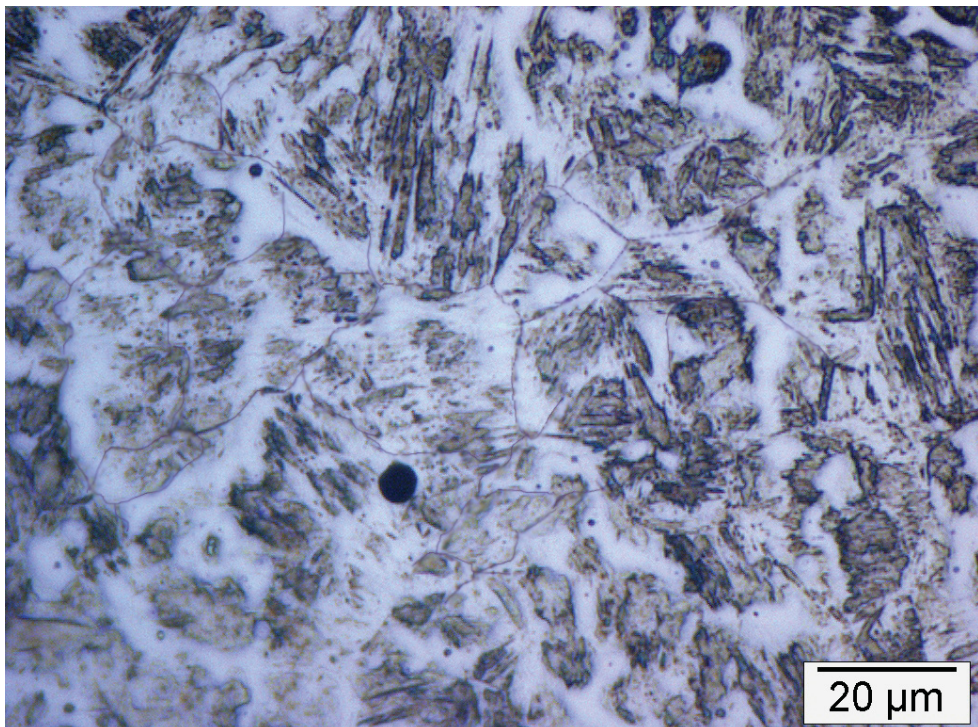


Abb. 4.19: LIMI-Bild der Probe 26_1 mit 0.55% Mn und einer TA von 990°C, abgeschreckt mit $\lambda=1.5$ (Korngröße ASTM 8)

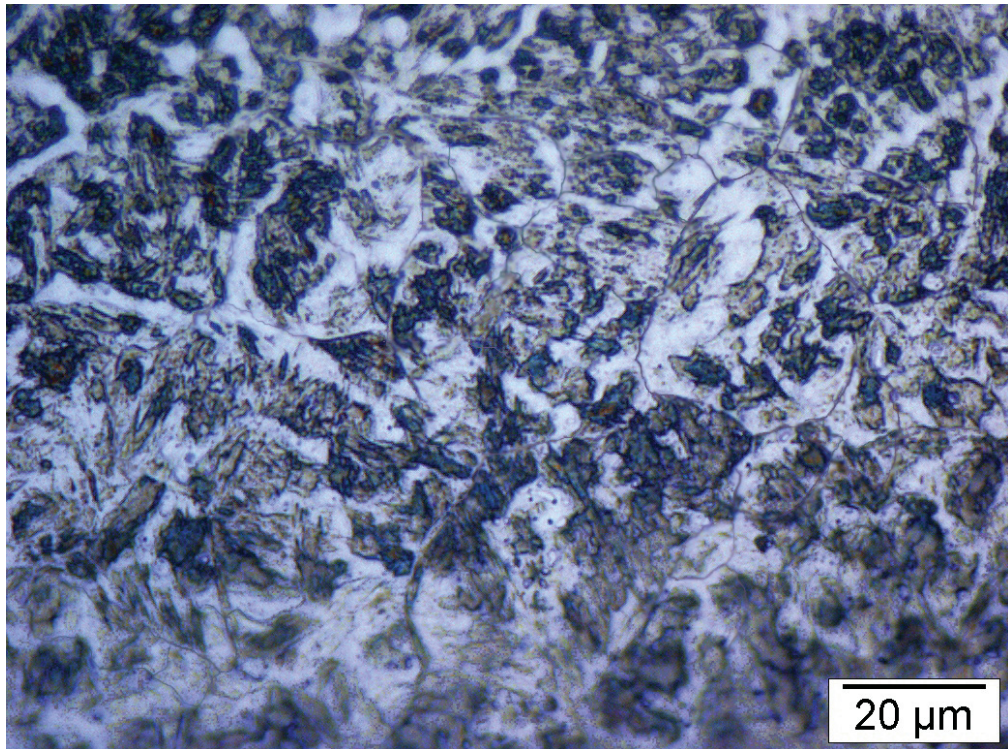


Abb. 4.20: LIMI-Bild der Probe 26_2 mit 0.65% Mn und einer TA von 990°C, abgeschreckt mit $\lambda=1.5$ (Korngröße ASTM 7)

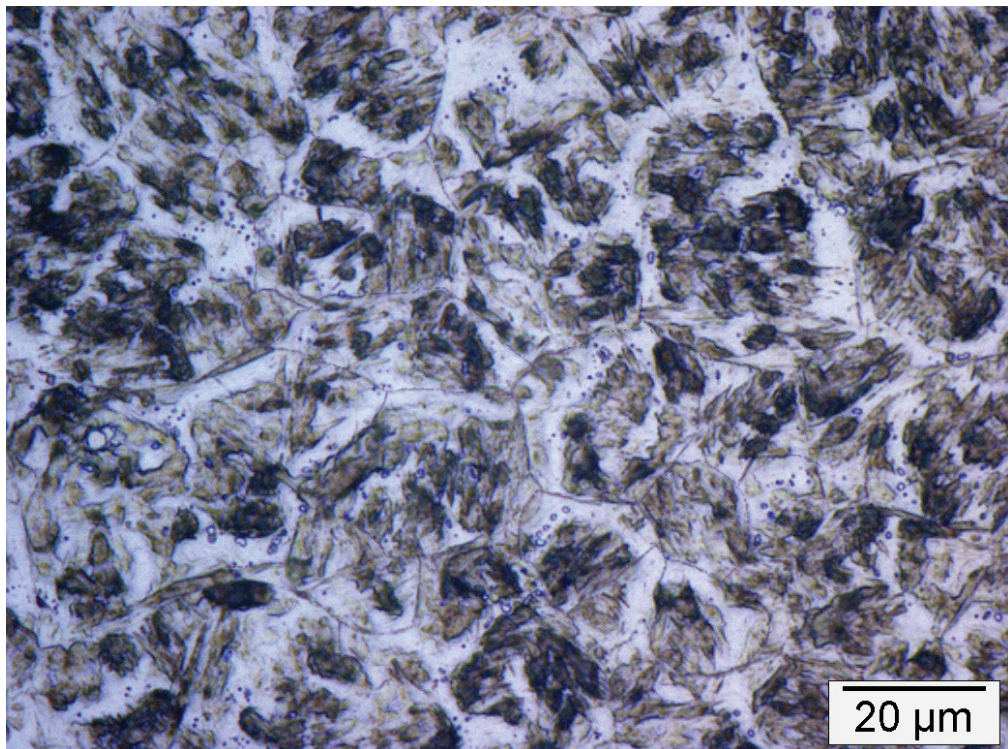


Abb. 4.21: LIMI-Bild der Probe 25_1 mit 0.71% Mn und einer TA von 990°C, abgeschreckt mit $\lambda=2$ (Korngröße ASTM 8)

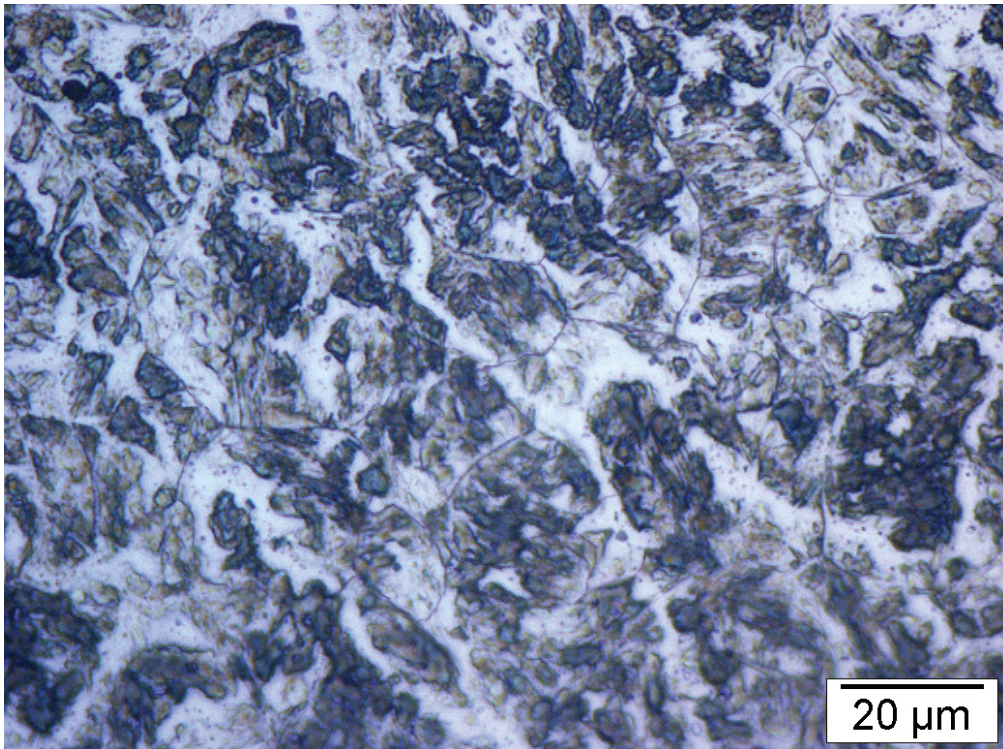


Abb. 4.22: LIMI-Bild der Probe 25_2 mit 0.90% Mn und einer TA von 990°C, abgeschreckt mit $\lambda=1.5$ (Korngröße ASTM 8)

4.2.3.2 Rasterelektronenmikroskopie

Zur Bestimmung des Vorhandenseins von Karbiden wurden REM-Bilder angefertigt. Denn durch Karbide kann das Kornwachstum behindert werden, aber auch die Matrixzusammensetzung geändert werden. Aus den vorangegangenen REM-Bildern in den Abb. 4.23 bis Abb. 4.27 ist ersichtlich, dass bei den Legierungen mit 0.45%, 0.55% und 0.90% Mn die Karbide aufgelöst sind. Bei den Legierungen mit 0.65% und 0.71% Mn treten jedoch vereinzelt feine Karbide auf (siehe Abb. 4.25 und Abb. 4.26). Der Anteil an Karbiden beträgt bei der Legierung 25_1 0.02% und bei der Legierung 26_2 0.03%. Da nur eine geringe Menge an Karbiden auftritt, ist auch die Auswirkung auf die Matrixzusammensetzung klein. Dieser niedrige Anteil reicht jedoch bereits aus, um ein Kornwachstum zu verhindern. Die dunklen Phasen in den REM-Bildern sind Einschlüsse, welche aus MnS bestehen.

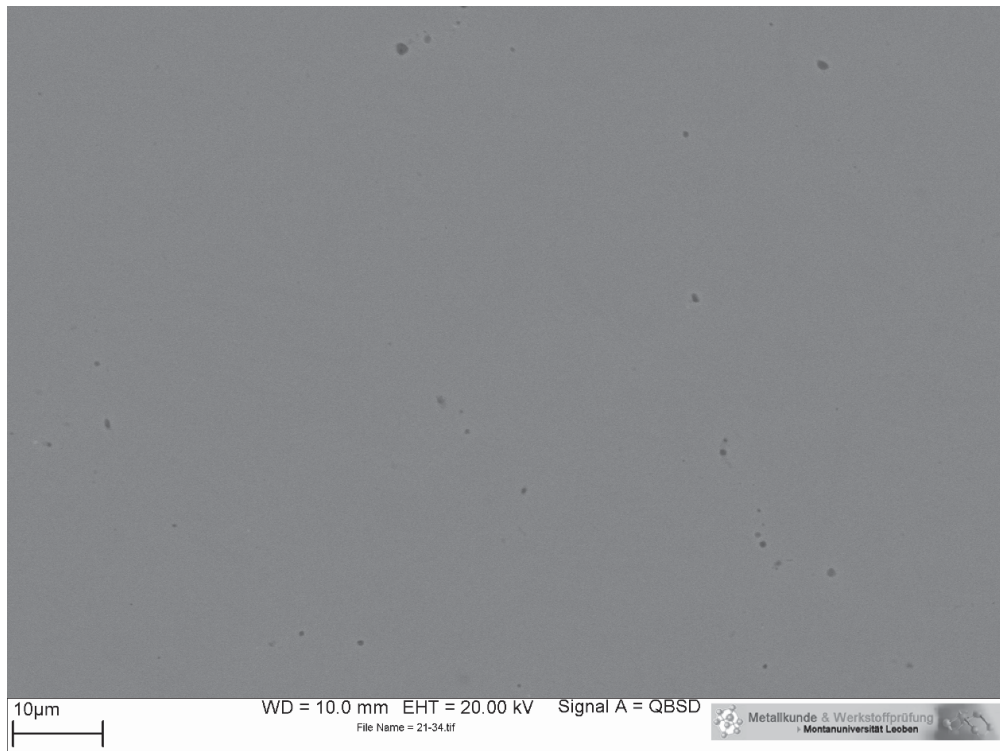


Abb. 4.23: REM-Bild der Probe 27_2 mit 0.45% Mn und einer TA von 990°C, abgeschreckt mit $\lambda=0.3$

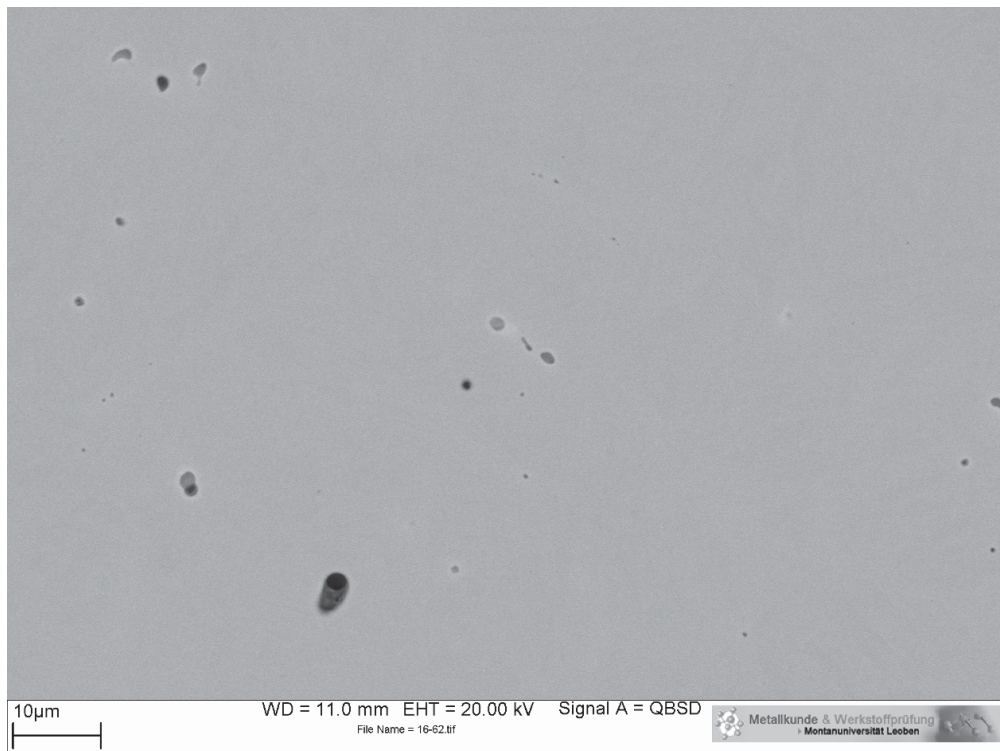


Abb. 4.24: REM-Bild der Probe 26_1 mit 0.55% Mn und einer TA von 990°C, abgeschreckt mit $\lambda=0.5$

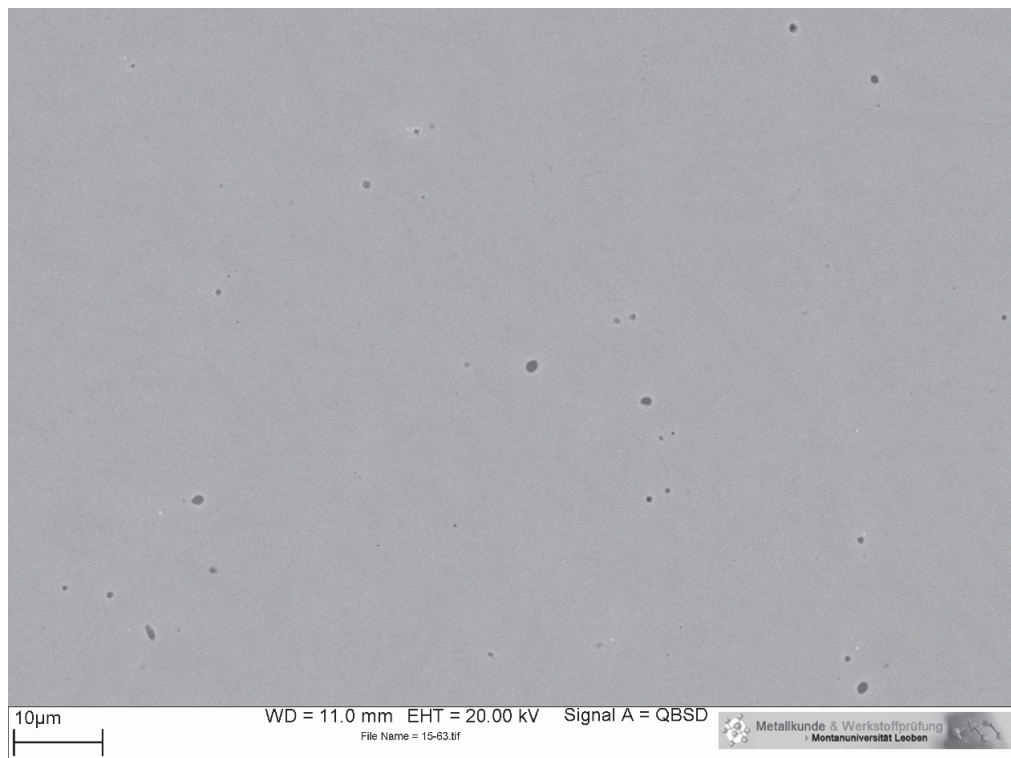


Abb. 4.25: REM-Bild der Probe 26_2 mit 0.65% Mn und einer TA von 990°C, abgeschreckt mit $\lambda=0.5$

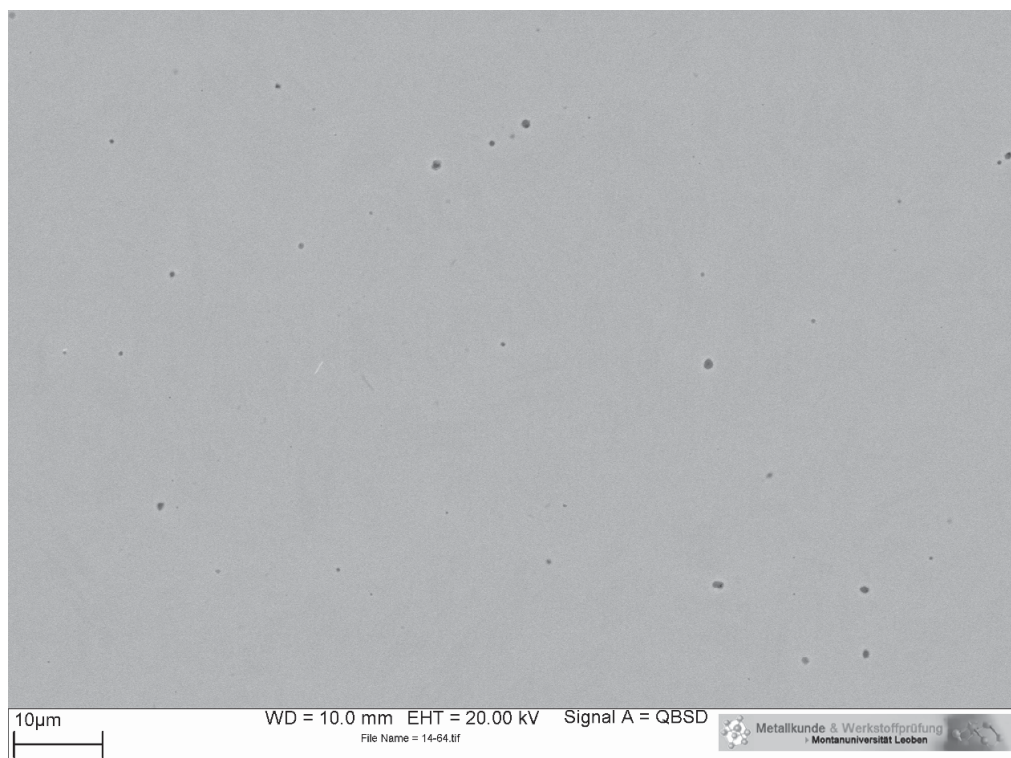


Abb. 4.26: REM-Bild der Probe 25_1 mit 0.71% Mn und einer TA von 990°C mit einer Haltezeit von 30min, abgeschreckt mit $\lambda=0.5$

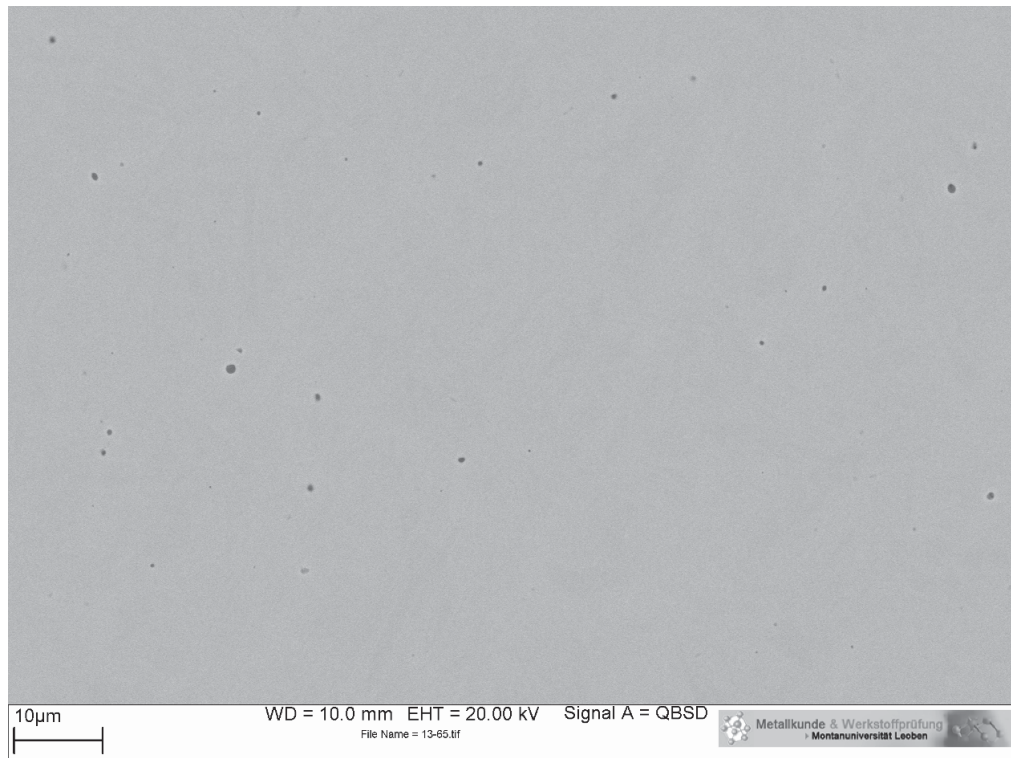


Abb. 4.27: REM-Bild der Probe 25_2 mit 0.90% Mn und einer TA von 990°C, abgeschreckt mit $\lambda=0.7$

Durch die EDX-Analyse ist es möglich, die chemische Zusammensetzung der Matrix zu bestimmen. Vergleicht man den Unterschied des Mn-Gehalts von Matrix und Bulk in Tab. 4.10, so liegt dieser in der Fehlertoleranz. Dies ist ein Beweis, dass Mn keine Karbide bildet, wie in Kapitel 2.4.3 angegeben. Die anderen Elemente sind nicht vergleichbar, da keine chemische Analyse des Bulks vorliegt.

Tab. 4.10: Chemische Zusammensetzung Bulk und Matrix von Legierungsspur 27_2 [m.-%]

	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Ni
Soll	0.36	0.20	0.40	5.00	1.30	0.45	0
Ist (nasschemisch)	0.35		0.45				
Matrix (EDX)			0.35	4.60	1.85	0.57	

Auch bei der Legierung mit 0.55% Mn (siehe Tab. 4.11) stimmt der Mn-Gehalt in der Matrix mit dem Wert aus der chemischen Analyse überein. Wegen der fehlenden

chemischen Analyse des Bulk-Materials können die Gehalte der anderen Legierungselemente nicht verglichen werden.

Tab. 4.11: Chemische Zusammensetzung Bulk und Matrix von Legierungsspur 26_1 [m.-%]

	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Ni
Soll	0.36	0.20	0.60	5.00	1.30	0.45	0
Ist (nasschemisch)	0.33		0.55				
Matrix (EDX)			0.57	5.08	1.39	0.44	

Der Mn-Gehalt von Matrix und chemischer Analyse stimmt auch in Tab. 4.12 überein. Das bedeutet, dass das Mn in der Matrix gelöst ist. Die anderen Legierungsgehalte sind nicht vergleichbar, da am Bulk-Material keine chemische Vollanalyse durchgeführt wurde. Wie bereits vorher erwähnt, ist der Anteil der Karbide in dieser Legierung sehr gering. Deshalb erkennt man auch im Vergleich der Mn-Varianten zueinander keine deutlichen Unterschiede. Auch der mit Gleichung 4.2 zurückgerechnete C-Gehalt der Matrix von 0.32% ist mit dem des Bulks ident. Somit folgt keine gegenteilig wirkende Beeinflussung durch die Karbide auf die verzögernde Wirkung des Mn auf die Bainit- und Martensitumwandlung.

Tab. 4.12: Chemische Zusammensetzung Bulk und Matrix von Legierungsspur 26_2 [m.-%]

	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Ni
Soll	0.36	0.20	0.70	5.00	1.30	0.45	0
Ist (nasschemisch)	0.32		0.65				
Matrix (EDX)	0.32		0.68	4.80	1.73	0.37	

Der hohe Mn-Gehalt in der Matrix der Legierung 25_1 liegt noch in der Fehlertoleranz (siehe Tab. 4.13). Die Gehalte der anderen Legierungselemente sind aufgrund nicht vorhandener chemischer Analysen des Bulks nicht vergleichbar. Stellt man die Cr-Gehalte der Mn-Varianten einander gegenüber, so erkennt man, dass in der Legierung 25_1 der Cr-Gehalt geringer ist als bei den anderen Legierungen. Das lässt sich auf die Karbide zurückführen, die auch im REM-Bild in Abb. 4.21 erkennbar

sind. Da der Anteil der Karbide sehr gering ist (0.02%), ist auch der Einfluss auf den C-Gehalt der Matrix trotz relativ hohen C-Gehalt im Karbid (14.97%) praktisch nicht vorhanden, was die Berechnung mit Gleichung 4.2 bestätigt. Der berechnete Wert des C-Gehalts in der Matrix von 0.33% ist ident mit dem Wert aus der chemischen Analyse des Bulks. Somit werden die Bainit- und Martensitbildung nicht beschleunigt, sondern durch das Mn nur verzögert.

Tab. 4.13: Chemische Zusammensetzung Bulk und Matrix von Legierungsspur 25_1 [m.-%]

	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Ni
Soll	0.36	0.20	0.80	5.00	1.30	0.45	0
Ist (nasschemisch)	0.33		0.71				
Matrix (EDX)	0.33		1.02	4.17	1.30	0.65	

Der hohe Mn-Gehalt in der Matrix in Tab. 4.14, der durch die EDX-Analyse bestimmt wurde, ist auf Messungenauigkeiten zurückzuführen. Es besteht aber auch die Möglichkeit, dass Mn interzellulär segregiert ist, was unter Kapitel 2.4.3 beschrieben wurde. Durch die Ansammlung von Mn ergibt sich der hohe Matrixgehalt von Mn, der durch eine Punktanalyse bestimmt wurde. Der niedrige Mo-Gehalt könnte durch die Bildung feinsten Karbide, die im REM nicht auflösbar sind, entstehen.

Tab. 4.14: Chemische Zusammensetzung Bulk und Matrix von Legierungsspur 25_2 [m.-%]

	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Ni
Soll	0.36	0.20	0.90	5.00	1.30	0.45	0
Ist (nasschemisch)	0.32	0.20	0.90	4.93	1.26	0.33	0.07
Matrix (EDX)			1.28	4.55	0.59	0.32	

Aus den EDX-Analysen in Tab. 4.10 bis Tab. 4.14 ist ersichtlich, dass der Mn-Gehalt in der Matrix zunimmt. Durch diesen wird die Inkubationszeit für die Bainitbildung erhöht und die M_s -Temperatur abgesenkt, wie in den ZTU Diagrammen unter Kapitel 4.2.2 gut zu erkennen ist.

4.2.4 Interpretation

Die ZTU Diagrammen, die in Kapitel 4.2.2 behandelt wurden, zeigen, dass ein starker Abfall der M_s -Temperatur bei der Legierung mit 0.55% Mn (350°C) im Vergleich zu der Probe mit 0.45% Mn (380°C) erfolgt. Dieser lässt sich auf den erhöhten Cr-Gehalt in der Matrix zurückführen, der in der EDX-Analyse in Tab. 4.11 zu erkennen ist. Denn durch eine Steigerung des Cr-Gehalts wird, wie unter Kapitel 2.4.4 beschrieben, die Temperatur für die Martensitbildung erniedrigt.

Beim Vergleich der Legierungen mit 0.71% Mn und 0.90% Mn fällt auf, dass die Inkubationszeit der Bainitbildung ungefähr gleich ist. Grund dafür ist der niedrige Mo-Gehalt in der Matrix der Legierung 25_2 (siehe Tab. 4.14) im Vergleich zu den anderen Mn-Varianten, welcher durch Bildung sehr feiner, im REM nicht auflösbarer, Karbide entstehen kann. Dadurch wird die Bainitbildung begünstigt. Dieser Effekt wirkt somit der Verschiebung der Bainitbildung durch das Mn zu längeren Zeiten entgegen. Das selbe gilt für die M_s -Temperatur.

Die um bis zu 18°C erhöhte TA (siehe Tab. 4.9) hat keinen Einfluss auf die Kornvergrößerung, wie aus den LIM-Bildern unter Kapitel 4.2.3.1 zu erkennen ist. Das ist auf die hohe Stabilität der V-Karbide, wie in Kapitel 2.4.7 beschrieben, zurückzuführen. Aus den Gleichgewichtsberechnungen unter Kapitel 4.2.1 geht nämlich ein Anteil von ca. 58% V in den Karbiden hervor. Durch das Vorhandensein der Karbide wird der C-Gehalt in der Matrix abgesenkt. Dies bewirkt eine gegenteilige Reaktion zur Verzögerung der Umwandlungen durch den steigenden Mn-Gehalt. Ist der Anteil der Karbide jedoch gering, so wie es hier der Fall ist, ist dieser Einfluss vernachlässigbar.

Im Vergleich der fünf ZTU Diagramme unter Kapitel 4.2.2 lässt sich eine Tendenz zur Verzögerung der Bainitumwandlung mit steigendem Mn-Gehalt erkennen. Weiters wird die Martensitbildung zu niedrigeren Temperaturen verschoben. Die M_f -Temperatur ist jedoch unbeeinflusst vom Mn-Gehalt.

4.3 Chrom

4.3.1 Gleichgewichtsberechnungen

Die Ergebnisse der mit Hilfe von Thermo-Calc durchgeführten Gleichgewichtsberechnungen sind in Tab. 4.15 angeführt. Die errechneten TAs liegen zwischen 986°C und 1013°C. Es zeigt sich, dass bis zu 7.26% Cr eine kubisch flächenzentrierte Phase mit einem hohen Anteil an V, Mo und C bildet. Die genaue Zusammensetzung dieser Phase ist laut Thermo-Calc 60% V, 16.5 bis 17.5% Mo, 15% C und 6.5 bis 8% Cr. Vergleicht man die TAs der Legierung 14_1 bis 14_2 miteinander, so sinkt diese mit steigendem Cr-Gehalt. Weiters fällt auf, dass mit steigendem Cr-Gehalt mehr Cr und weniger Mo in die kubisch flächenzentrierte Phase eingebaut wird. Ab einem Cr-Gehalt von 7.81% bildet sich M_7C_3 . In diesem Karbid ist hauptsächlich Cr enthalten, wie schon aus der Literatur bekannt (siehe Kapitel 2.4.4). Die Zusammensetzung laut Gleichgewichtsberechnungen beträgt 56 bis 60% Cr, 23 bis 24% Fe, 9% C, 8% V und ca. 2% Mo. In diesem Fall steigt die TA mit größerem Cr-Gehalt. Bei dieser Phase wird mit steigendem Cr-Gehalt mehr Cr eingebaut, aber der Mo-Gehalt ändert sich nicht signifikant. Vergleicht man die beiden Phasen miteinander, erkennt man einen C-Gehalt von 15% bei der kubisch flächenzentrierten Phase und 8.8% bei M_7C_3 . Das bedeutet, dass beim Vorhandensein von Karbiden unterschiedlich viel C der Matrix entzogen wird. Für die weiteren Untersuchungen wurden die Legierungen 15_1, 13_2 und 29_1 mit Cr-Gehalten von 5.78%, 6.6% und 7.81% herangezogen.

Tab. 4.15: Phasen der Cr-Varianten bei der jeweiligen TA

Phasen der Probe 14_1 bei 999.85°C in m.-%									
	Mol	Fe	Mo	C	Si	Cr	V	Mn	Ni
FCC A1#1:	1.00	92.10	1.26	0.36	0.17	5.37	0.41	0.26	0.07
FCC A1#2:	0.00	0.63	17.64	15.08	0.00	6.66	59.98	0.00	0.00

Phasen der Probe 15_1 bei 996.88°C in m.-%									
	Mol	Fe	Mo	C	Si	Cr	V	Mn	Ni
FCC A1#1:	1.00	91.69	1.26	0.36	0.17	5.78	0.41	0.26	0.07
FCC A1#2:	0.00	0.63	17.40	15.08	0.00	6.98	59.90	0.00	0.00

Phasen der Probe 13_2 bei 990.89°C in m.-%									
	Mol	Fe	Mo	C	Si	Cr	V	Mn	Ni
FCC A1#1:	1.00	90.87	1.26	0.36	0.17	6.60	0.41	0.26	0.07
FCC A1#2:	0.00	0.61	16.97	15.08	0.00	7.55	59.77	0.00	0.00

Tab. 4.15: Phasen der Cr-Varianten bei der jeweiligen TA (Fortsetzung)

Phasen der Probe 14_2 bei 986.00°C in m.-%									
	Mol	Fe	Mo	C	Si	Cr	V	Mn	Ni
FCC A1#1:	1.00	90.21	1.26	0.36	0.17	7.26	0.41	0.26	0.07
FCC A1#2:	0.00	0.60	16.68	15.08	0.00	7.95	59.68	0.00	0.00

Phasen der Probe 29_1 bei 990.86°C in m.-%									
	Mol	Fe	Mo	C	Si	Cr	V	Mn	Ni
FCC A1#1:	1.00	89.64	1.28	0.36	0.21	7.81	0.35	0.28	0.07
M7C3:	0.00	24.43	2.63	8.76	0.00	56.40	7.59	0.19	0.00

Phasen der Probe 16_1 bei 1000.64°C in m.-%									
	Mol	Fe	Mo	C	Si	Cr	V	Mn	Ni
FCC A1#1:	1.00	89.25	1.26	0.36	0.17	8.22	0.41	0.26	0.07
M7C3:	0.00	23.81	2.39	8.78	0.00	56.77	8.08	0.17	0.00

Phasen der Probe 15_2 bei 1002.97°C in m.-%									
	Mol	Fe	Mo	C	Si	Cr	V	Mn	Ni
FCC A1#1:	1.00	89.10	1.26	0.36	0.17	8.37	0.41	0.26	0.07
M7C3:	0.00	23.66	2.35	8.78	0.00	57.06	7.99	0.17	0.00

Phasen der Probe 29_2 bei 1001.81°C in m.-%									
	Mol	Fe	Mo	C	Si	Cr	V	Mn	Ni
FCC A1#1:	1.00	88.96	1.28	0.36	0.21	8.49	0.35	0.28	0.07
M7C3:	0.00	23.71	2.41	8.77	0.00	57.72	7.20	0.18	0.00

Phasen der Probe 16_2 bei 1012.25°C in m.-%									
	Mol	Fe	Mo	C	Si	Cr	V	Mn	Ni
FCC A1#1:	1.00	88.18	1.22	0.36	0.20	9.40	0.30	0.27	0.07
M7C3:	0.00	22.90	2.10	8.79	0.00	59.99	6.04	0.17	0.00

Aus der Tab. 4.16 erkennt man, dass die TA der Legierung 29_1 zu gering ist. Das deutet auf Karbidbildung hin. Wie jedoch aus dem REM-Bild in Abb. 4.36 zu sehen ist, sind die Karbide aufgelöst.

Tab. 4.16: Vergleich der verschiedenen TAs

SpurNr.	TA _{Soll} [°C]	TA _{Ist} [°C]	TA _{verwendet} [°C]
15_1	997	997	997
13_2	991	991	991
29_1	990	1005	990

4.3.2 Dilatometermessungen

Zur Untersuchung der Umwandlungen wurden die ZTU Diagramme in den Abb. 4.28 bis Abb. 4.30 angefertigt. Aus diesen ist zu erkennen, dass bei der Legierung mit 5.78% Cr die Bainitnase im Bereich zwischen $\lambda=1$ und $\lambda=3$ liegt. Der Bereich konnte aufgrund mangelnder Proben nicht genauer definiert werden. Die M_s -Temperatur ist bei ca. 340°C und die M_f -Temperatur bei ca. 115°C .

Nach einer Erhöhung auf 6.60% Cr beginnt die Bainitbildung zwischen $\lambda=0.7$ und $\lambda=1.5$. Die M_s -Temperatur liegt bei ca. 350°C und die M_f -Temperatur bei ca. 110°C .

Bei der Legierung mit 7.81% Cr erfolgte eine Verlängerung der Inkubationszeit für die Bainitbildung und die Bainitnase liegt zwischen $\lambda=5$ und $\lambda=8$. Die Martensitbildung bleibt unverändert und beginnt bei ca. 350°C und endet bei ca. 110°C .

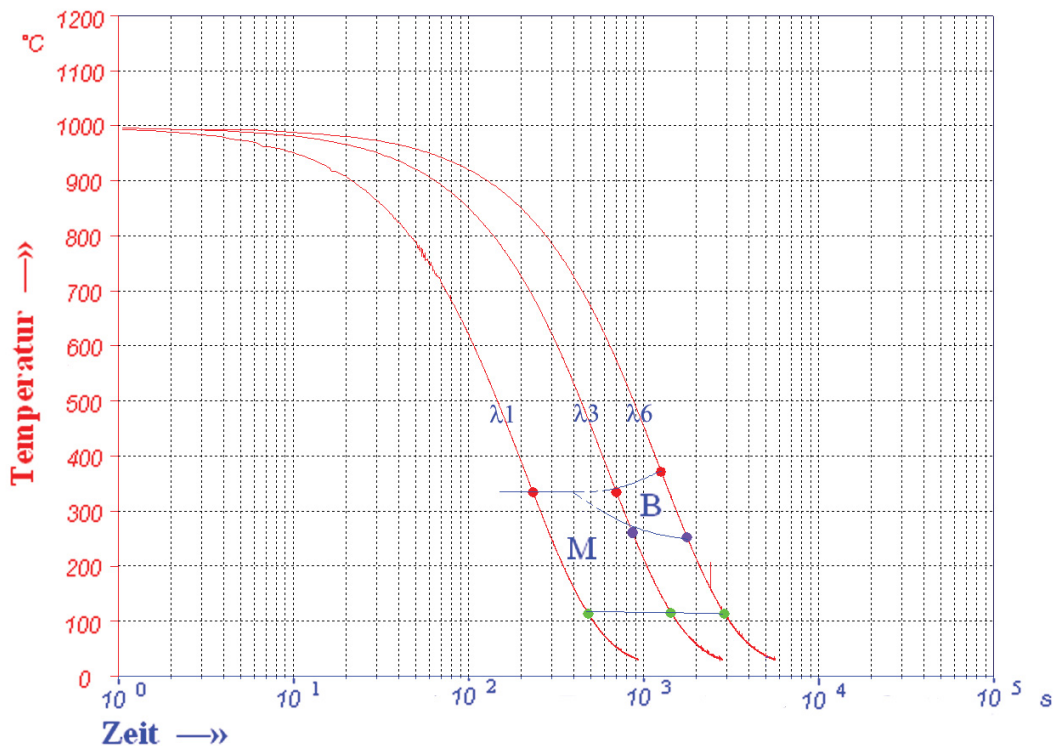


Abb. 4.28: ZTU Diagramm der Probe 15_1 mit 5.78% Cr und einer TA von 997°C mit einer Haltezeit von 30 min

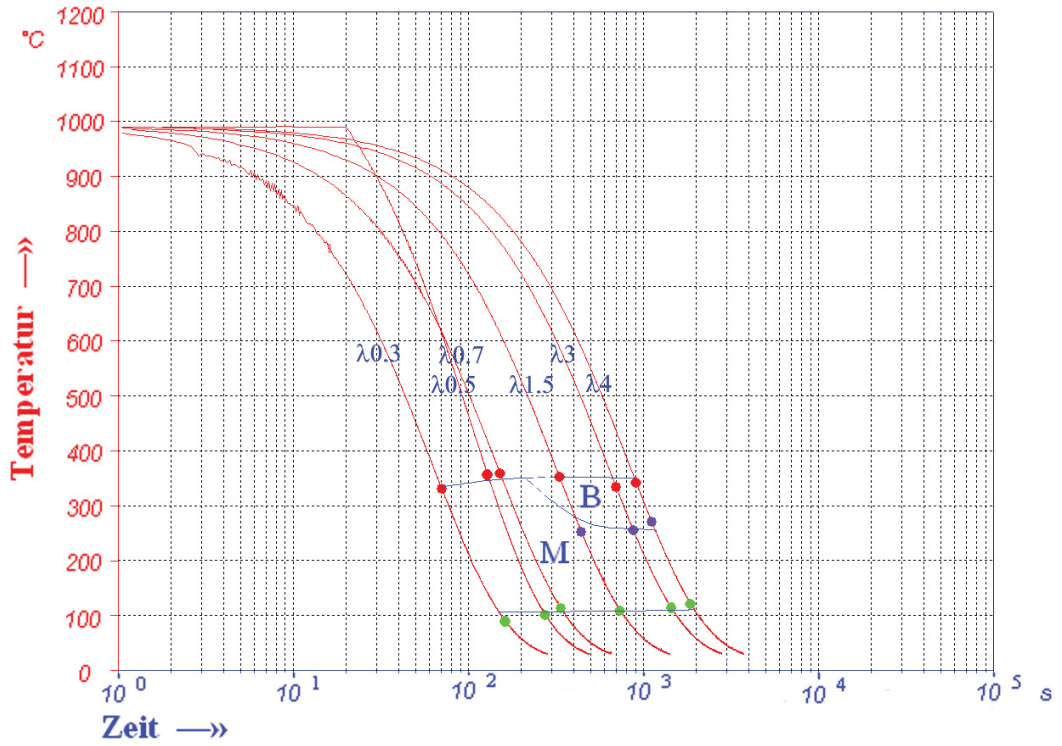


Abb. 4.29: ZTU Diagramm der Probe 13_2 mit 6.60% Cr und einer TA von 991°C mit einer Haltezeit von 30 min

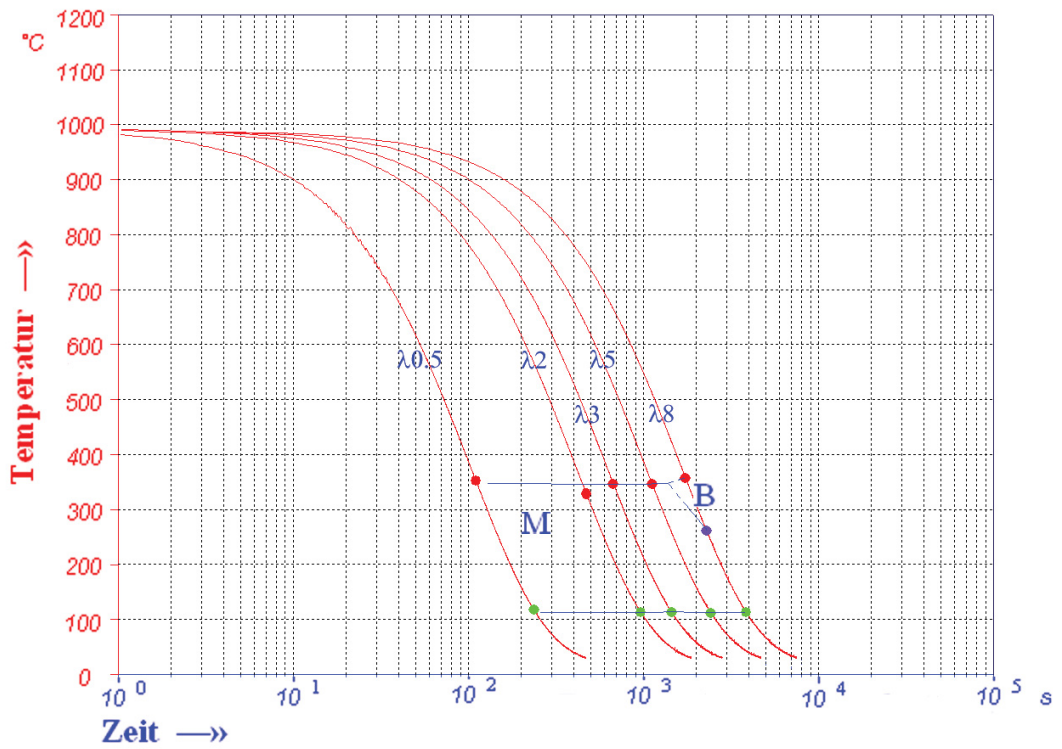


Abb. 4.30: ZTU Diagramm der Probe 29_1 mit 7.81% Cr und einer TA von 990°C mit einer Haltezeit von 30 min

4.3.3 Metallographische Untersuchungen

4.3.3.1 Lichtmikroskopie

Zur richtigen Auswertung der ZTU Diagramme ist es notwendig, den Einfluss des Ausgangsgefüges zu berücksichtigen. Deshalb wurden lichtmikroskopische Untersuchungen durchgeführt. Aus den Gefügebildern in den Abb. 4.31 bis Abb. 4.33 ist die Korngröße des ehemaligen Austenitkorns zu erkennen. Es hat sich eine Kornvergrößerung auf eine ASTM Korngröße 5 in der Probe 29_1 mit 7.81% Cr eingestellt. Durch diese könnte sich eine Verzögerung der bainitischen und martensitischen Umwandlung ergeben (siehe Kapitel 2.3), was bei den anderen beiden Legierungen (15_1 und 13_2) nicht der Fall ist. Die Kornvergrößerung ist die Folge der Auflösung der Karbide. Da sich ab 7.81% Cr das M_7C_3 Karbid bildet (siehe Kapitel 4.3.1), und dieses anscheinend nicht so stabil ist, erfolgt schon bei einer TA von 990°C eine Kornvergrößerung. Die anderen beiden Legierungen enthalten eine kfz Ausscheidung, welche aus ca. 60 m.-% V besteht. Dadurch scheint diese temperaturbeständiger zu sein und löst sich erst bei höheren Temperaturen auf, wie unter Kapitel 2.4.7 beschrieben ist. Somit wirken diese Ausscheidungen der Kornvergrößerung entgegen und bewirken eine ASTM Korngröße 7. Auch die Korngrößenverteilung ist in den Legierungen 15_1 und 13_2 homogen, was bei der Legierung 29_1 nicht der Fall ist.

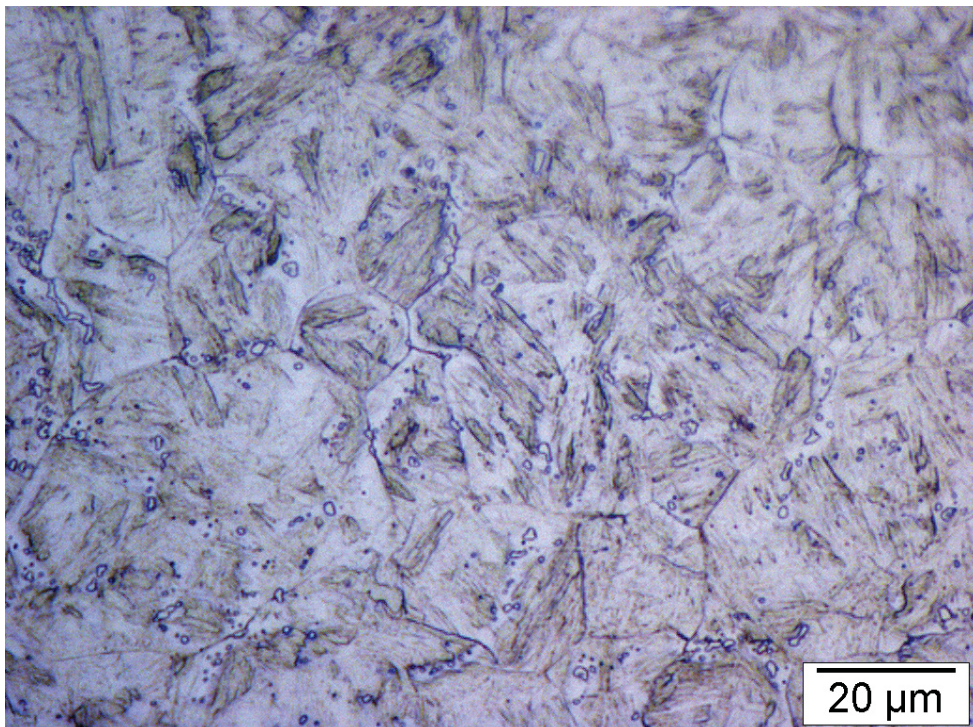


Abb. 4.31: LIMI-Bild der Probe 15_1 mit 5.78% Cr und einer TA von 997°C, abgeschreckt mit $\lambda=6$ (Korngröße ASTM 7)

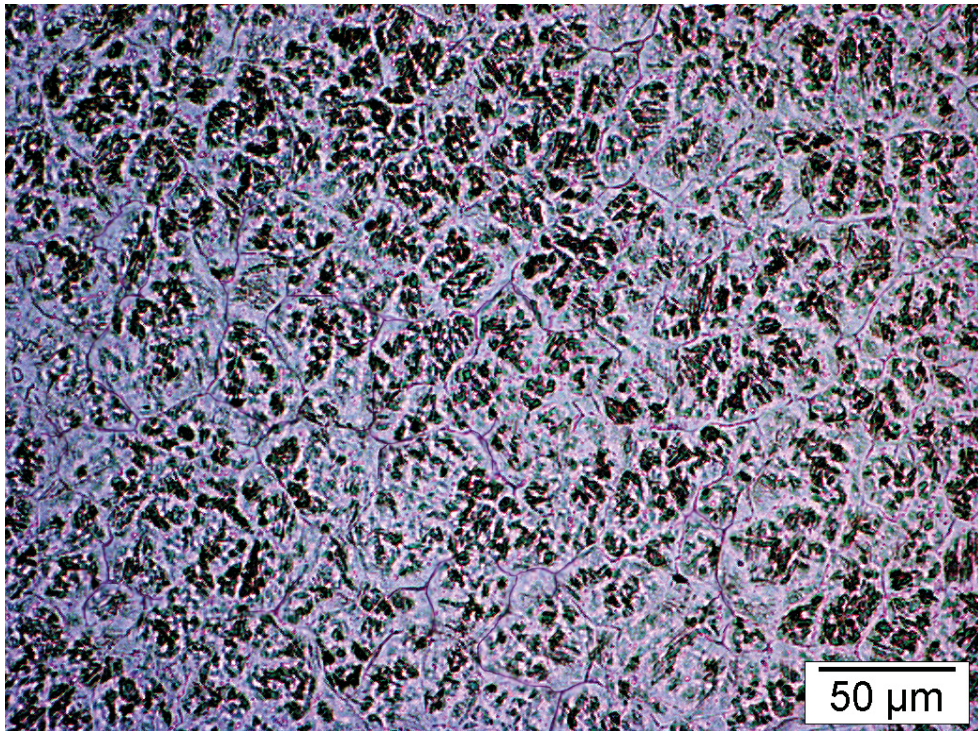


Abb. 4.32: LIMI-Bild der Probe 13_2 mit 6.60% Cr und einer TA von 991°C, abgeschreckt mit $\lambda=4$ (Korngröße ASTM 7)

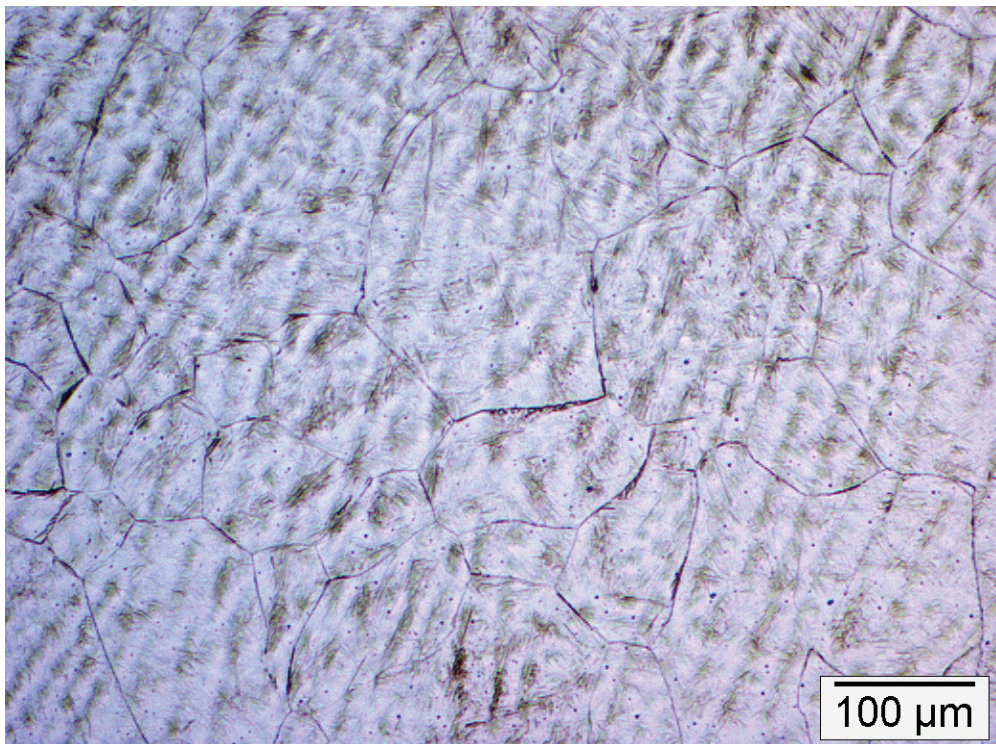


Abb. 4.33: LIMI-Bild der Probe 29_1 mit 7.81% Cr und einer TA von 990°C, abgeschreckt mit $\lambda=8$ (Korngröße ASTM 5 bis 7)

4.3.3.2 Rasterelektronenmikroskopie

Zur weiteren Charakterisierung des Gefüges wurden REM Untersuchungen durchgeführt, da man bei diesem Verfahren die Karbide erkennen kann. Diese haben einen großen Einfluss auf die Gefügeausbildung und die Zusammensetzung der Matrix und somit auf die Umwandlung. In den angeführten REM-Bildern in Abb. 4.34 bis Abb. 4.36 der Cr-Varianten sind keine Karbide zu erkennen, d.h. alle Karbide liegen gelöst vor oder sind so klein, dass sie unter der Auflösungsgrenze liegen.

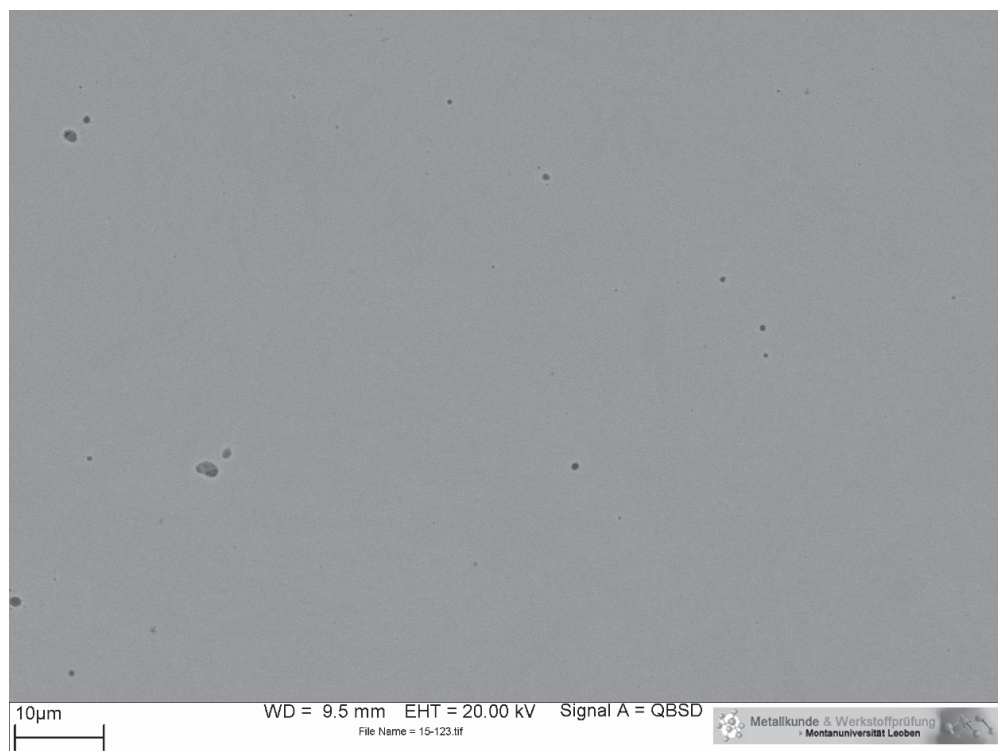


Abb. 4.34: REM-Bild der Probe 15_1 mit 5.78% Cr und einer TA von 997°C, abgeschreckt mit $\lambda=2$

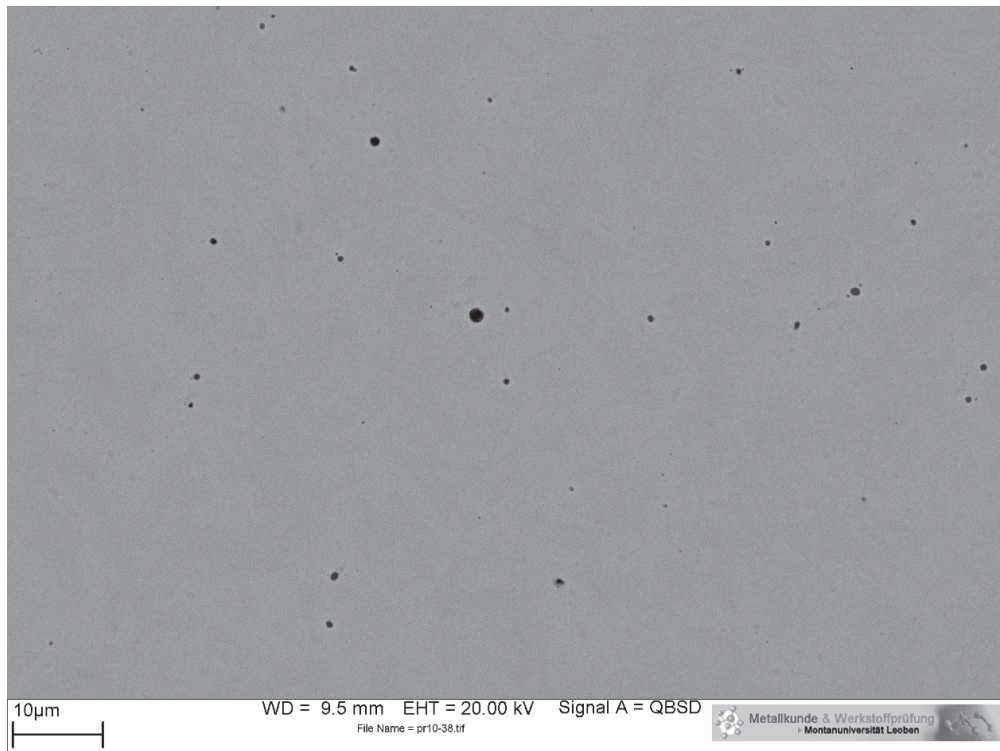


Abb. 4.35: REM-Bild der Probe 13_2 mit 6.60% Cr und einer TA von 991°C, abgeschreckt mit $\lambda=0.3$

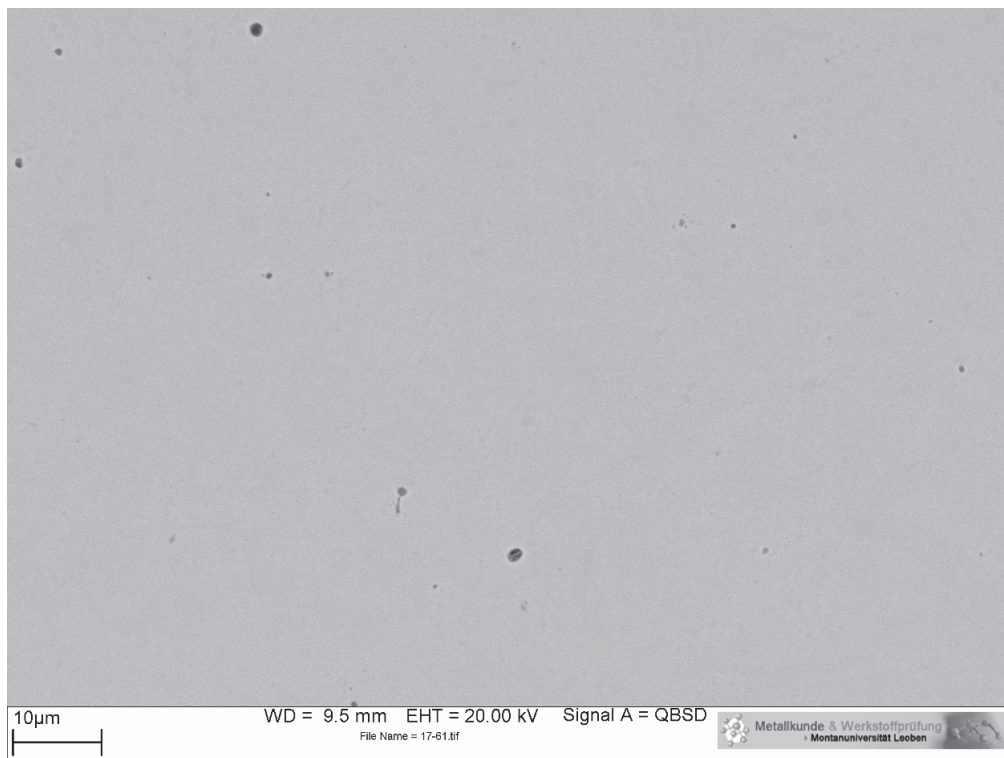


Abb. 4.36: REM-Bild der Probe 29_1 mit 7.81% Cr und einer TA von 990°C, abgeschreckt mit $\lambda=0.5$

Um die genaue Zusammensetzung der Matrix zu bestimmen, wurden EDX-Analysen durchgeführt. Aus diesen ergab sich, dass der Cr-Gehalt der Legierung 15_1 in der Matrix etwas kleiner ist als im Bulk (siehe Tab. 4.17), was auf nicht aufgelöste Karbide hinweist. Die anderen Elemente können nicht verglichen werden, da diese nicht bestimmt wurden. Vergleicht man die Legierung 15_1 mit den anderen Legierungen in Tab. 4.18 und Tab. 4.19, fällt der niedrige Mo-Gehalt von 0.87% auf. Dieser ist neben dem kleinerem Cr-Gehalt ein weiteres Indiz für die kfz Phase, da diese Mo enthält (siehe Tab. 4.15). Der Anteil dieser Phase ist jedoch sehr gering, da sie im REM nicht aufgelöst werden kann (siehe Abb. 4.34).

Tab. 4.17: Chemische Zusammensetzung Bulk und Matrix von Legierungsspur 15_1 [m.-%]

	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Ni
Soll	0.36	0.20	0.25	6.50	1.30	0.45	0
Ist (nasschemisch)	0.36			5.78			
Matrix (EDX)				5.67	0.87	0.40	

Der niedrigere Cr-Gehalt in der Matrix der Legierung 13_2 als im Bulk in Tab. 4.18 deutet darauf hin, dass sich Cr-Karbide gebildet haben. Diese sind jedoch nicht im REM-Bild (Abb. 4.35) ersichtlich, was darauf hindeutet, dass der Anteil der Karbide sehr gering ist. Die anderen Elemente sind nicht vergleichbar, da keine chemische Analyse des Bulks vorliegt.

Tab. 4.18: Chemische Zusammensetzung Bulk und Matrix von Legierungsspur 13_2 [m.-%]

	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Ni
Soll	0.36	0.20	0.25	7.00	1.30	0.45	0
Ist (nasschemisch)	0.36			6.60			
Matrix (EDX)		0.42		5.83	1.48	0.39	

Der Cr-Gehalt der Matrix und des Bulks der Legierung 29_1 in Tab. 4.19 deutet darauf hin, dass das Cr in der Matrix gelöst ist, was zu einer Kornvergrößerung führt

(siehe Abb. 4.33). Die anderen Elemente können nicht verglichen werden, weil keine chemische Analyse des Bulks existiert.

Tab. 4.19: Chemische Zusammensetzung Bulk und Matrix von Legierungsspur 29_1 [m.-%]

	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Ni
Soll	0.36	0.20	0.25	9.00	1.30	0.45	0
Ist (nasschemisch)	0.40			7.81			
Matrix (EDX)				7.98	1.21	0.50	

Vergleicht man die drei Legierungen miteinander, so erkennt man, dass durch die auftretenden Karbide in den Legierungen mit 5.78% und 6.60% Cr, auch wenn der Anteil sehr gering ist, eine Kornvergrößerung verhindert wird. Weiters ist der steigende Cr-Gehalt in der Matrix in den Tab. 4.17 bis Tab. 4.19 ersichtlich. Durch diesen wird die Bainitbildung verzögert, wie in den ZTU Diagrammen in Abb. 4.28 bis Abb. 4.30 zu sehen ist.

4.3.4 Interpretation

Bei der Legierung mit 6.60% Cr ist zu berücksichtigen, dass die kubisch flächenzentrierte Phase nicht aufgelöst ist, was aus den EDX-Analysen zu erkennen ist. Dadurch ist der Cr-Gehalt in der Matrix auf 5.83% abgesenkt, welcher der Legierung 15_1 sehr ähnlich ist. Deshalb tritt auch keine signifikante Verschiebung der Bainitbildung auf. Den Anstieg der M_s -Temperatur bei der Legierung mit 6.60% Cr kann man auf den geringeren C-Gehalt in der Matrix zurückführen, der auf der Existenz der kubisch flächenzentrierten Phase beruht.

Ein weiterer Grund für die Verschiebung der Bainitnase der Legierung mit 7.81% Cr zu längeren Zeiten ist neben dem erhöhten Cr-Gehalt die Kornvergrößerung, die in Abb. 4.33 zu sehen ist. Diese ist durch die Lösung der Karbide entstanden. Es hat den Anschein, dass die M_7C_3 Karbide nicht so temperaturbeständig sind, wie die kfz Phase, denn die verwendete TA ist kleiner als die berechnete. Grund für die Temperaturbeständigkeit der kfz Phase könnte der geringere V-Gehalt in dem M_7C_3 Karbid sein (vgl. Kapitel 2.4.7). Es besteht aber auch die Möglichkeit, dass die Berechnungen mit Thermo-Calc keine richtigen Ergebnisse lieferten, wie schon bei der Legierung 28_1 der Mo-Variante vermutet wird.

Aus Literaturquellen [20, 24] wurde mit zunehmenden Cr-Gehalt eine Absenkung der M_s -Temperatur erwartet (siehe Kapitel 2.4.4), was sich hier aber nicht beobachten ließ. Das kann man auf den höheren Legierungsgehalt bei diesen Proben im Vergleich zu den Proben in der Literatur [20, 24] schließen. Bei der Legierung mit 5.78% Cr ist im Vergleich zu der Legierung mit 6.60% Cr die niedrigere M_s -Temperatur auf die höhere TA zurückzuführen, da beide ungefähr den gleichen Cr-Gehalt in der Matrix aufweisen. Mit steigender TA sinkt nämlich die M_s -Temperatur (siehe Kapitel 2.3).

Vergleicht man die Bainitbildung der drei Legierungen in den ZTU Diagrammen in Abb. 4.28 bis Abb. 4.30, so erkennt man die Verlängerung der Inkubationszeit mit steigendem Cr-Gehalt. Somit werden die unter Kapitel 2.4.4 beschriebenen Erwartungen erfüllt.

4.4 Nickel

4.4.1 Gleichgewichtsberechnungen

Da die TA einen großen Einfluss auf das Umwandlungsverhalten aufweist, wurde diese mithilfe von Thermo-Calc bestimmt. Aus den Gleichgewichtsberechnungen ergaben sich TAs im Bereich von 972°C bis 985°C. Bei diesen Temperaturen haben sich die kfz Phasen aufgelöst, wie in Tab. 4.20 zu erkennen ist. Die kfz Phasen beinhalten hauptsächlich V, Mo, C und Cr. Die genaue Zusammensetzung kurz vor der Auflösung beträgt 56% V, 22% Mo, 15% C und 5.8 bis 6.4% Cr. Es fällt auf, dass sich, wie unter Kapitel 2.4.5 beschrieben, kein Ni in den Phasen befindet. Unter diesem Punkt wurde auch erwähnt, dass sich mit steigenden Ni-Gehalt der Cr-Gehalt in den Ausscheidungen erhöht, was auch aus den Berechnungen hervorgeht.

Für die weiteren Untersuchungen wurden die Proben mit 0.64%, 1.71%, 2.61% und 4.16% Ni aus den Legierungsspuren 20_2, 19_1, 19_2 und 20_1 verwendet.

Tab. 4.20: Phasen der Ni-Varianten bei der jeweiligen TA

Phasen der Probe 20_2 bei 971.51°C in m.-%									
	Mol	Fe	Mo	C	Si	Cr	V	Mn	Ni
FCC A1#1:	1.00	92.10	1.29	0.36	0.20	4.83	0.28	0.30	0.64
FCC A1#2:	0.00	0.53	22.05	14.85	0.00	5.81	56.74	0.00	0.00

Phasen der Probe 21_1 bei 972.79°C in m.-%									
	Mol	Fe	Mo	C	Si	Cr	V	Mn	Ni
FCC A1#1:	1.00	91.74	1.29	0.36	0.20	4.83	0.28	0.30	1.00
FCC A1#2:	0.00	0.53	22.01	14.86	0.00	5.86	56.72	0.00	0.00

Phasen der Probe 21_2 bei 974.30°C in m.-%									
	Mol	Fe	Mo	C	Si	Cr	V	Mn	Ni
FCC A1#1:	1.00	91.32	1.29	0.36	0.20	4.83	0.28	0.30	1.42
FCC A1#2:	0.00	0.54	21.97	14.87	0.00	5.93	56.68	0.00	0.00

Phasen der Probe 19_1 bei 975.36°C in m.-%									
	Mol	Fe	Mo	C	Si	Cr	V	Mn	Ni
FCC A1#1:	1.00	91.03	1.29	0.36	0.20	4.83	0.28	0.30	1.71
FCC A1#2:	0.00	0.55	21.94	14.87	0.00	5.97	56.65	0.00	0.00

Phasen der Probe 19_2 bei 978.74°C in m.-%									
	Mol	Fe	Mo	C	Si	Cr	V	Mn	Ni
FCC A1#1:	1.00	90.13	1.29	0.36	0.20	4.83	0.28	0.30	2.61
FCC A1#2:	0.00	0.56	21.87	14.88	0.00	6.11	56.56	0.00	0.00

Phasen der Probe 20_1 bei 984.84°C in m.-%									
	Mol	Fe	Mo	C	Si	Cr	V	Mn	Ni
FCC A1#1:	1.00	88.58	1.29	0.36	0.20	4.83	0.28	0.30	4.16
FCC A1#2:	0.00	0.59	21.80	14.90	0.00	6.35	56.34	0.00	0.00

Aus der Tab. 4.21 geht hervor, dass die verwendeten TAs einiger Legierungen überhöht sind. Das fällt besonders bei den Legierungen 19_2 und 20_1 auf. Dies hat aber gegen jede Erwartungen keine Auswirkungen auf das Kornwachstum.

Tab. 4.21: Vergleich der verschiedenen TAs

SpurNr.	TA _{Soll} [°C]	TA _{Ist} [°C]	TA _{verwendet} [°C]
20_2	972	976	972
19_1	976	970	976
19_2	979	966	979
20_1	985	969	985

4.4.2 Dilatometermessungen

Mithilfe der errechneten TAs und einem Dilatometer konnten ZTU Diagramme erstellt werden, anhand derer man den Einfluss des Ni auf die Bainitbildung und Martensitbildung erkennen kann. Die Auswertung der ZTU Diagramme ergab, dass bei der Legierung mit 0.64% Ni sich die Bainitnase zwischen $\lambda=0.5$ und $\lambda=1$ befindet. Martensit wird ab 335°C gebildet und die M_f -Temperatur liegt bei ca. 115°C.

Nach der Zugabe von Ni auf einen Gehalt von 1.71% beginnt die Bainitbildung im Bereich zwischen $\lambda=6$ und $\lambda=8$, was eine Zunahme der Inkubationszeit bedeutet. Die M_s -Temperatur wird auf ca. 300°C abgesenkt und die M_f -Temperatur liegt bei ca. 115°C.

Wird der Ni-Gehalt weiter erhöht auf 2.61% Ni, liegt die Bainitnase zwischen $\lambda=8$ und $\lambda=12$. Die Martensitbildung wird verzögert und beginnt bei ca. 295°C und schließt bei ca. 110°C ab.

Bei der Legierung mit 4.16% Ni beginnt die Bainitbildung bei $\lambda=20$. Die M_s -Temperatur wird weiter auf ca. 280°C und die M_f -Temperatur auf ca. 90°C abgesenkt.

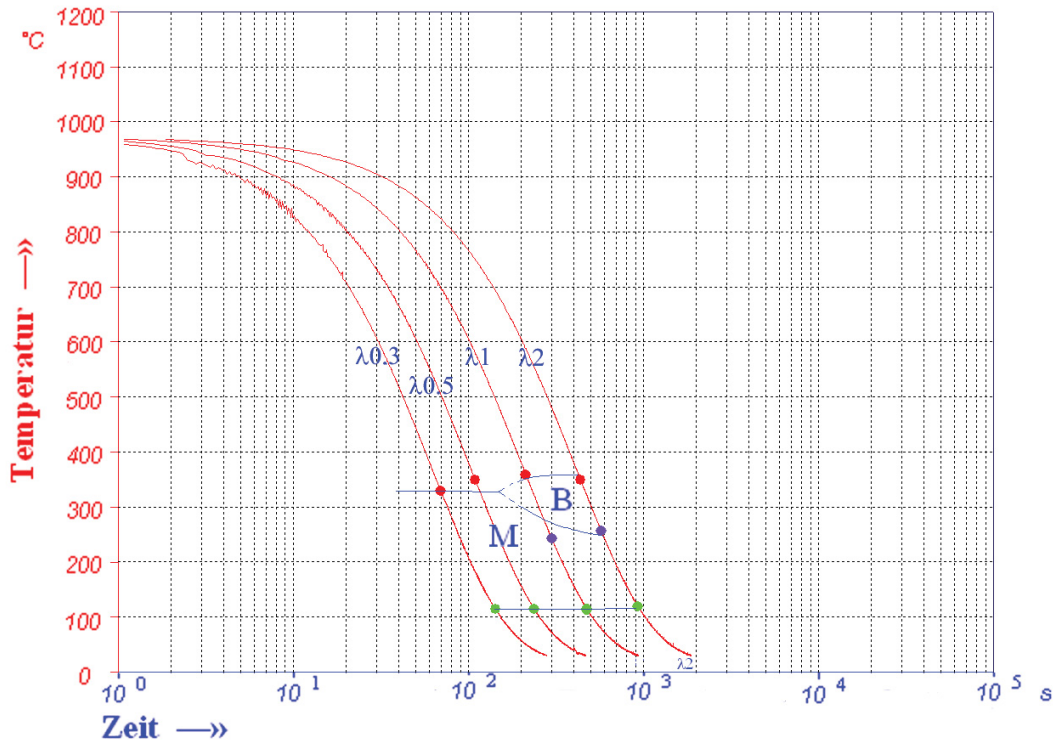


Abb. 4.37: ZTU Diagramm der Probe 20_2 mit 0.64% Ni und einer TA von 972°C mit einer Haltezeit von 30 min

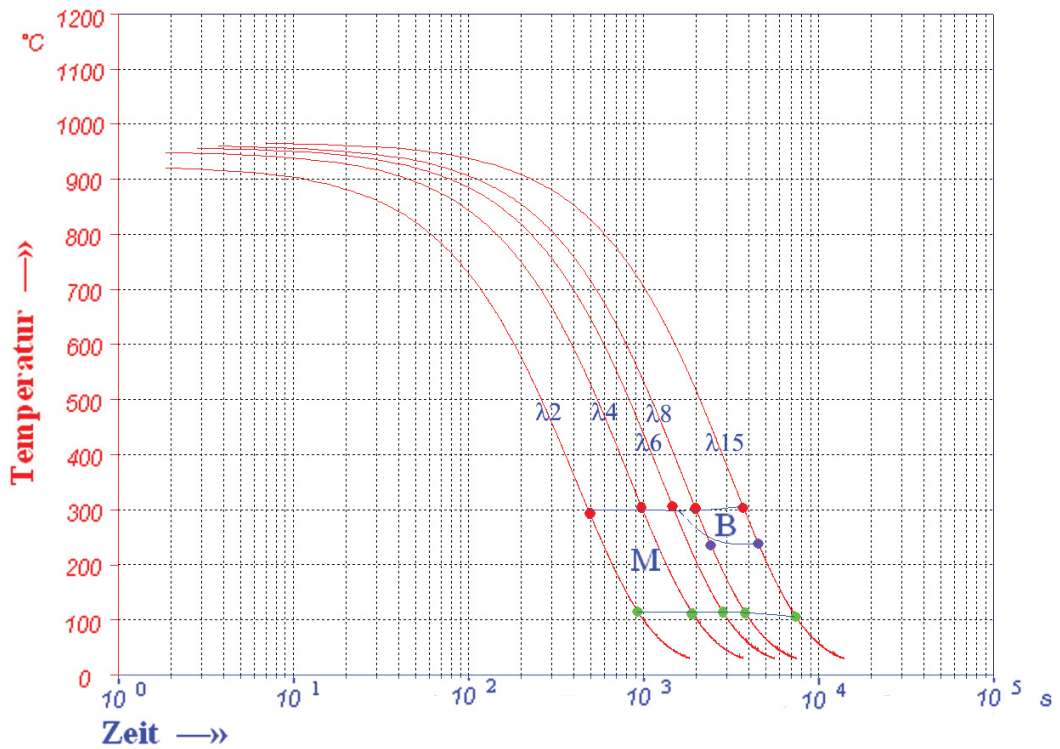


Abb. 4.38: ZTU Diagramm der Probe 19_1 mit 1.71% Ni und einer TA von 976°C mit einer Haltezeit von 30 min

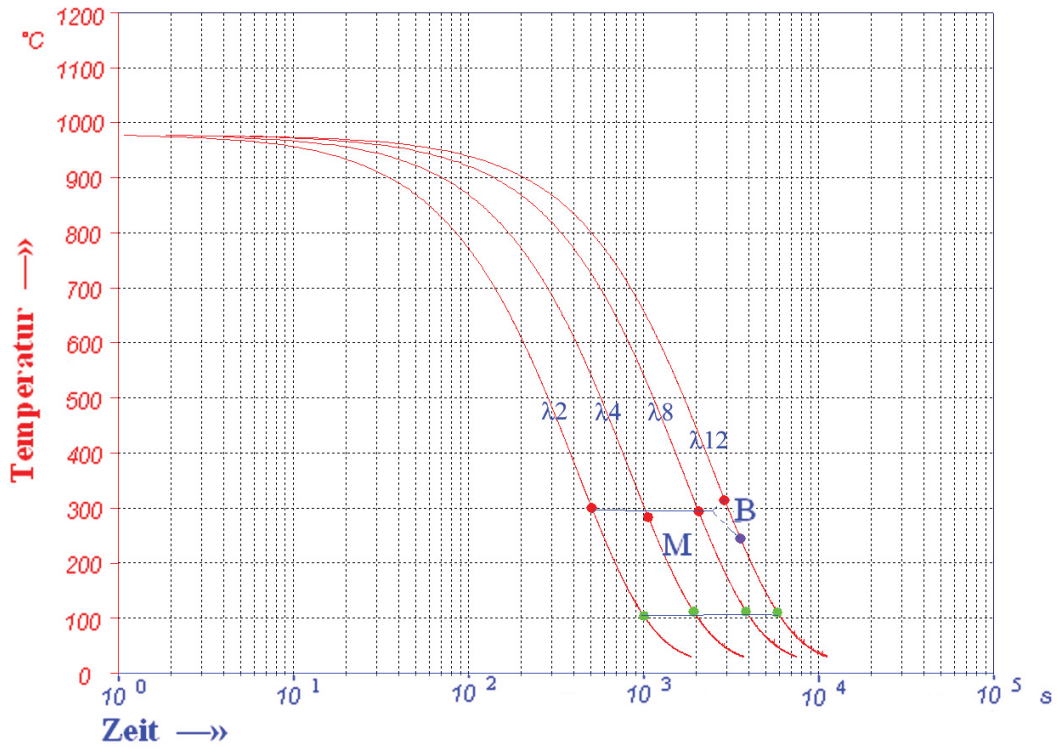


Abb. 4.39: ZTU Diagramm der Probe 19_2 mit 2.61% Ni und einer TA von 979°C mit einer Haltezeit von 30 min

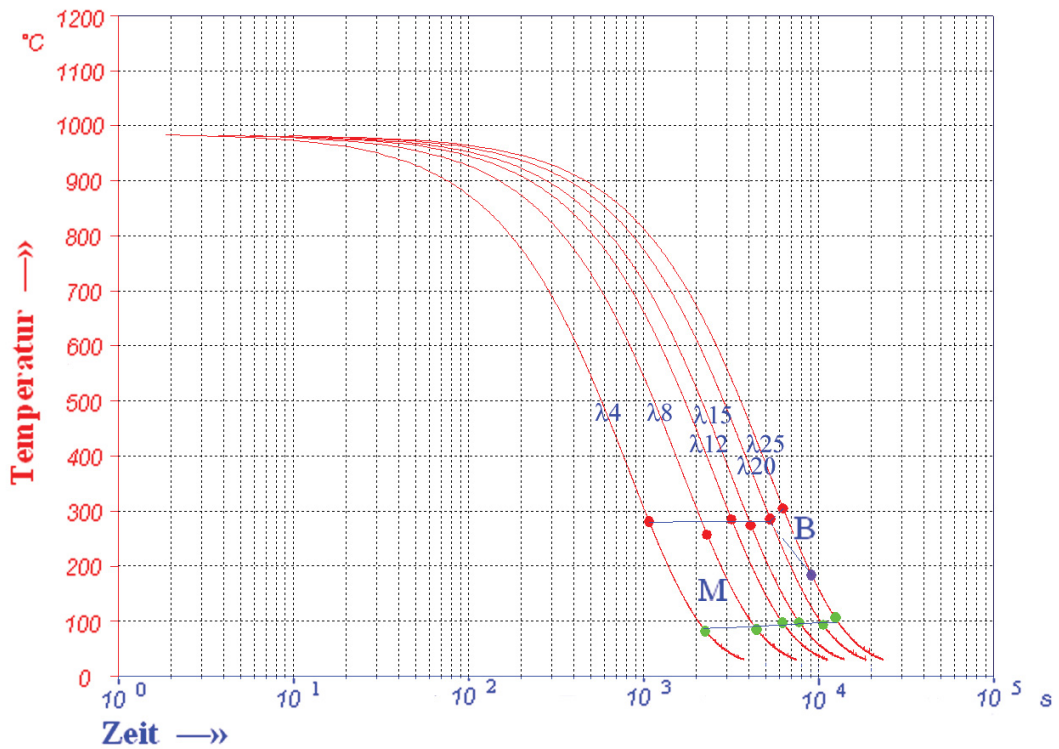


Abb. 4.40: ZTU Diagramm der Probe 20_1 mit 4.16 % Ni und einer TA von 985°C mit einer Haltezeit von 30 min

4.4.3 Metallographische Untersuchungen

4.4.3.1 Lichtmikroskopie

ZTU Diagramme ohne zugehörige Gefügebilder sind nicht zielführend, da das Gefüge einen großen Einfluss auf das Umwandlungsverhalten aufweist. Dabei ist besonders auf die Korngröße des ehemaligen Austenitkorns zu achten. Aus diesem Grund wurden die LIMI-Bilder in Abb. 4.41 bis Abb. 4.44 angefertigt. Bei der Untersuchung der Korngrößen lässt sich keine Kornvergrößerung erkennen. Die ermittelten Korngrößen liegen im Bereich von ASTM 7 bis 8. Grund dafür ist das Vorhandensein von kfz Ausscheidungen, welche in den REM-Bildern unter Kapitel 4.4.3.2 zu sehen sind. Trotz des geringen Anteils behindern diese das Kornwachstum. Bei der Betrachtung der Gefügebilder der Ni-Variante bemerkt man auch eine homogene Korngrößenverteilung.

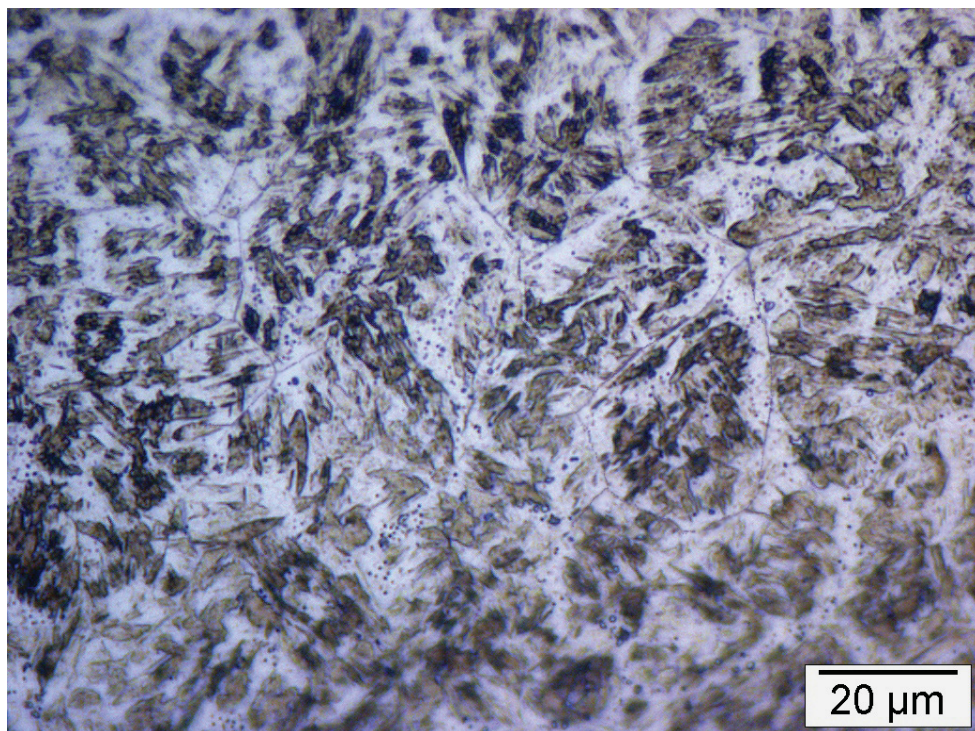


Abb. 4.41: LIMI-Bild der Probe 20_2 mit 0.64% Ni und einer TA von 979°C, abgeschreckt mit $\lambda=2$ (Korngröße ASTM 7)

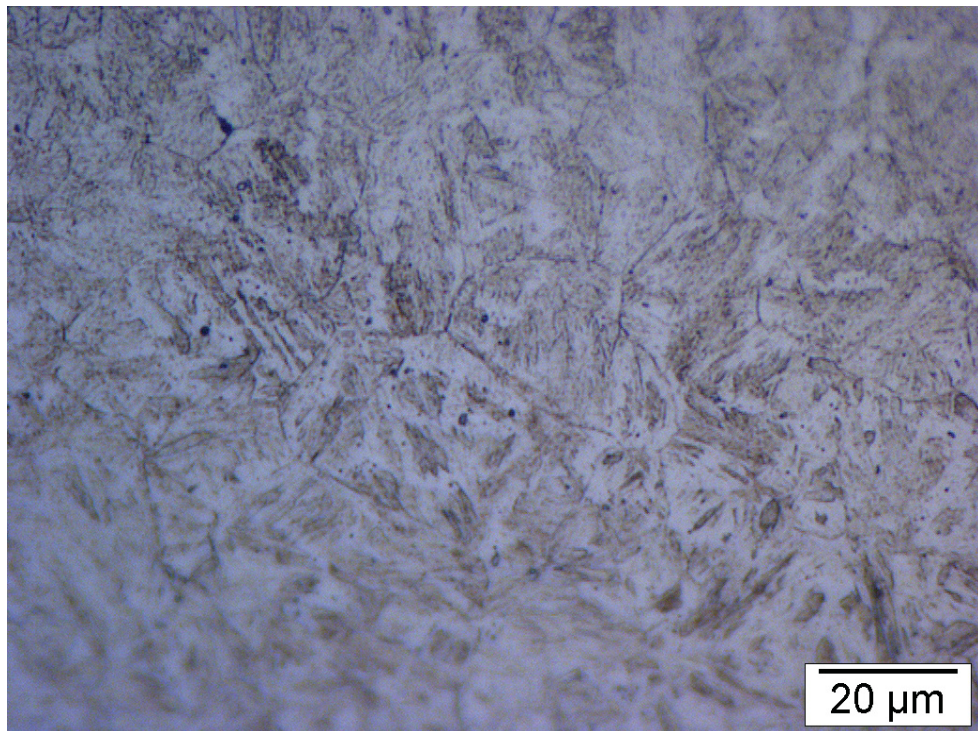


Abb. 4.42: LIMI-Bild der Probe 19_1 mit 1.71% Ni und einer TA von 976°C, abgeschreckt mit $\lambda=15$ (Korngröße ASTM 8)

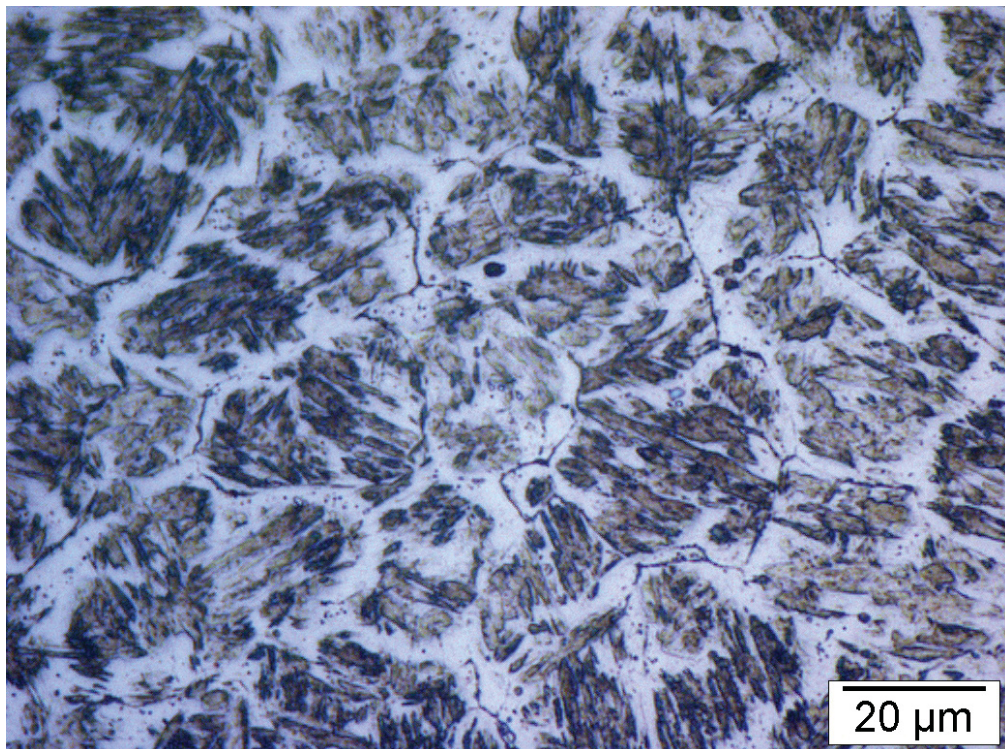


Abb. 4.43: LIMI-Bild der Probe 19_2 mit 2.61% Ni und einer TA von 979°C, abgeschreckt mit $\lambda=12$ (Korngröße ASTM 8)

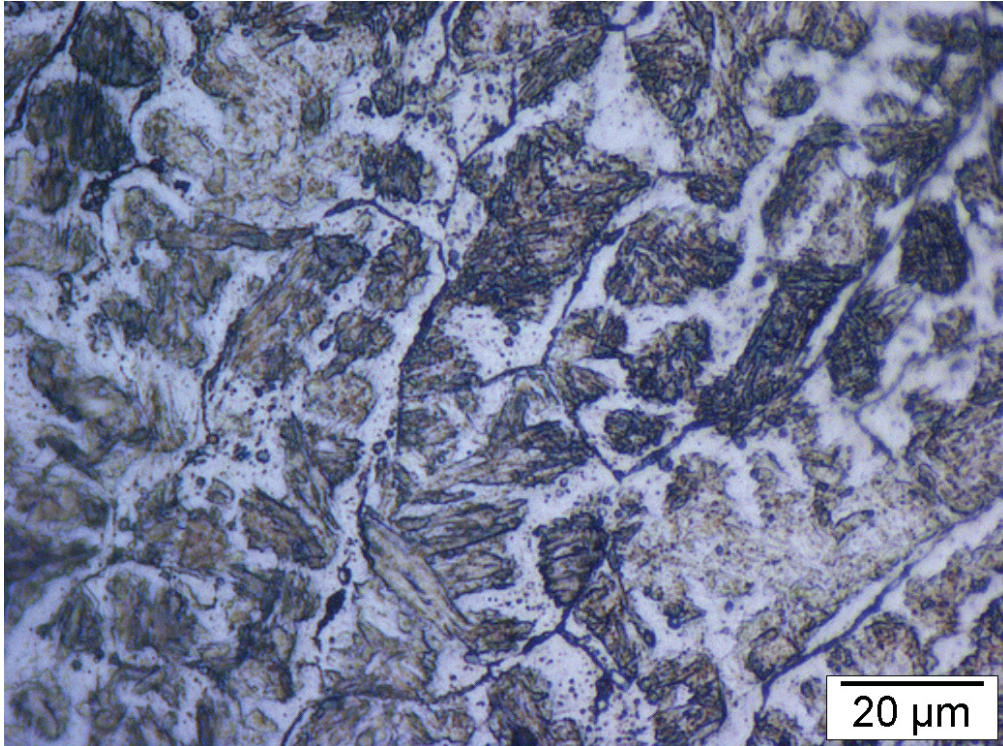


Abb. 4.44: LIMI-Bild der Probe 20_1 mit 4.16% Ni und einer TA von 985°C, abgeschreckt mit $\lambda=25$ (Korngröße ASTM 7)

4.4.3.2 Rasterelektronenmikroskopie

REM Untersuchungen wurden wegen der Detektierbarkeit der Karbide durchgeführt. Diese haben einen großen Einfluss auf das Umwandlungsverhalten. Durch die Karbide wird die Kornvergrößerung verhindert, aber auch die Zusammensetzung der Matrix verändert. Aus den REM-Bildern in Abb. 4.45 bis Abb. 4.48 ist ersichtlich, dass die Karbide in allen Legierungen nicht aufgelöst vorliegen. In der Legierung 20_2 ist der Anteil der Karbide 0.16%, in der Legierung 19_1 0.02%, in der Legierung 19_2 0.01% und in der Legierung 20_1 0.03%. Trotz des geringen Anteils wird das Kornwachstum unterbunden, da die Korngrenzen beim Wandern behindert werden. Die Resultate sind in den LIMI-Bildern in Abb. 4.41 bis Abb. 4.44 dargestellt. Durch den geringen Anteil der Karbide ist auch die Auswirkung auf die Matrixzusammensetzung klein. Um das zu bestätigen, wurden EDX-Analysen durchgeführt. Die Ergebnisse sind in den Tab. 4.22 bis Tab. 4.25 dargestellt:

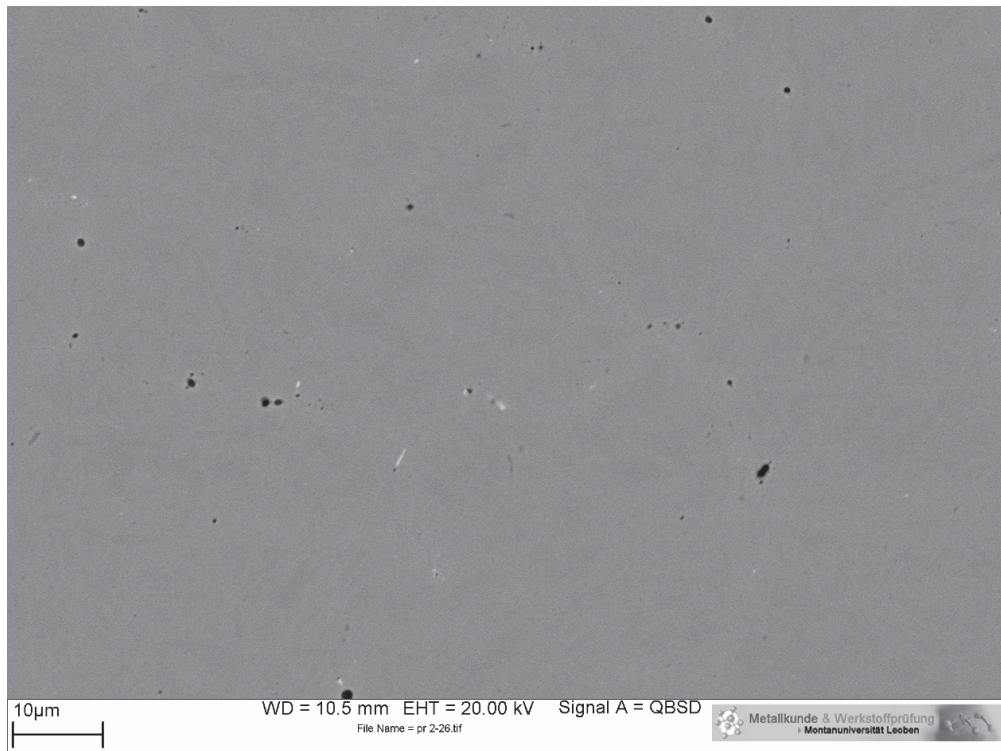


Abb. 4.45: REM-Bild der Probe 20_2 mit 0.64% Ni und einer TA von 972°C, abgeschreckt mit $\lambda=0.4$

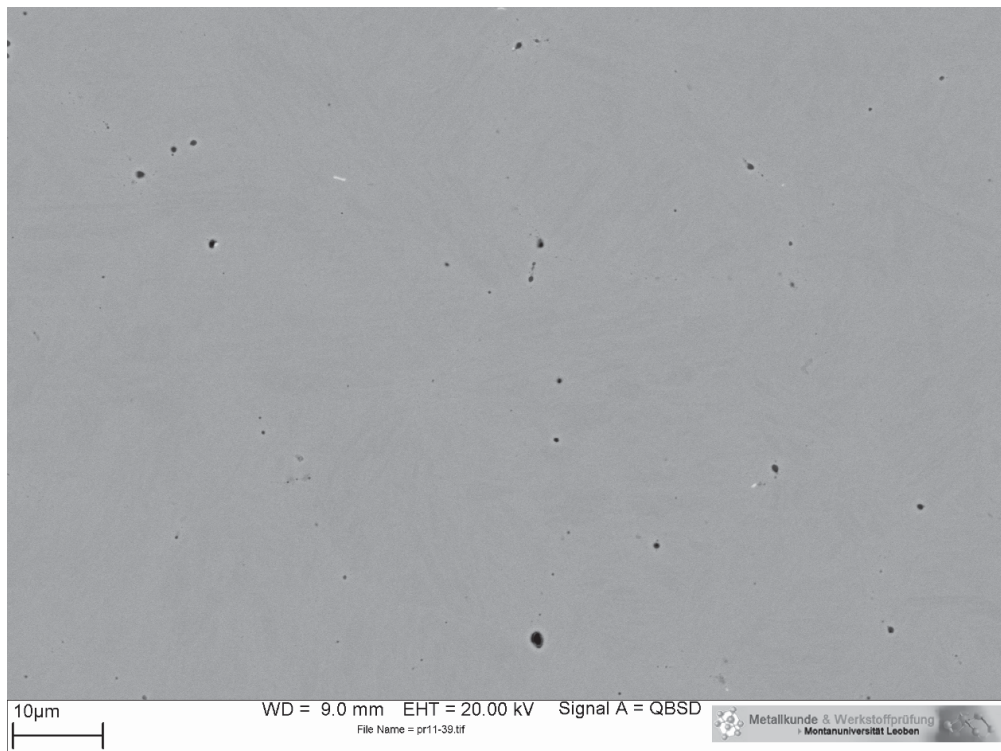


Abb. 4.46: REM-Bild der Probe 19_1 mit 1.71% Ni und einer TA von 976°C, abgeschreckt mit $\lambda=2$

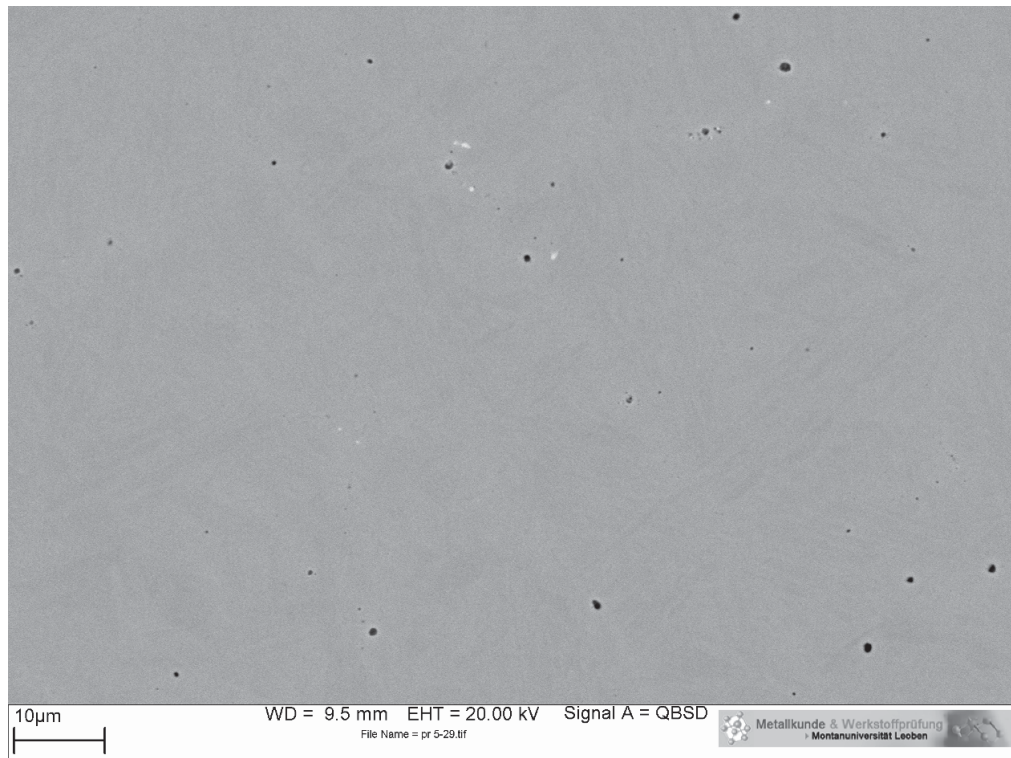


Abb. 4.47: REM-Bild der Probe 19_2 mit 2.61% Ni und einer TA von 979°C, abgeschreckt mit $\lambda=2$

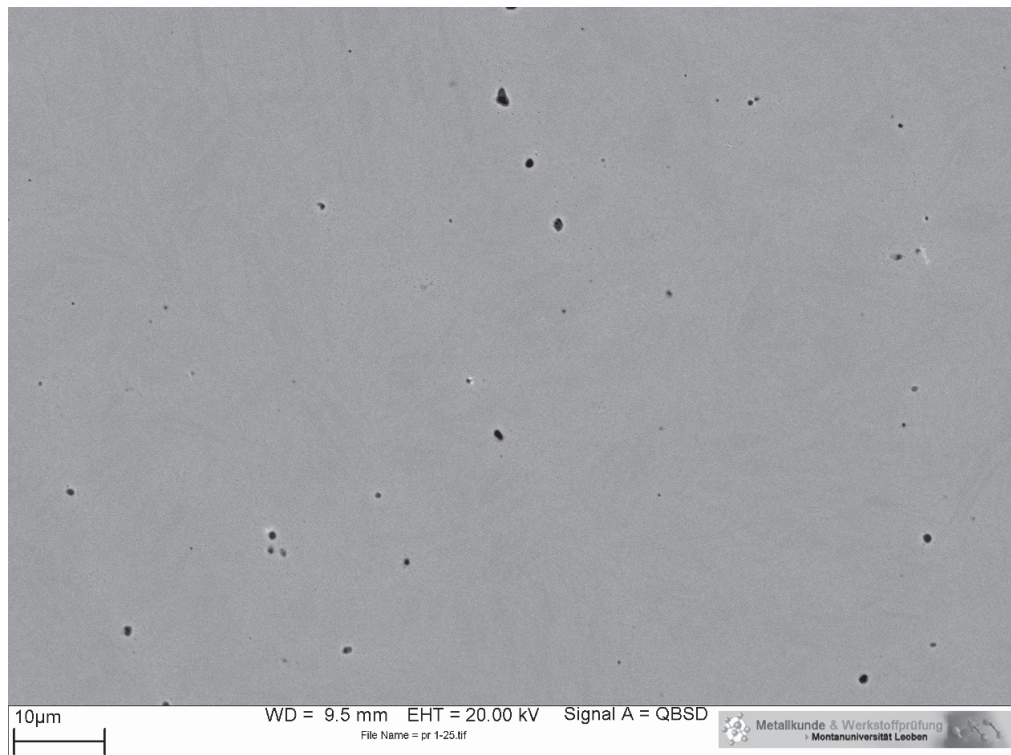


Abb. 4.48: REM-Bild der Probe 20_1 mit 4.16% Ni und einer TA von 985°C, abgeschreckt mit $\lambda=4$

Aus Tab. 4.22 erkennt man, dass die Ni-Gehalte der Legierung 20_2 von Matrix und Bulk innerhalb der Fehlertoleranz der EDX-Analyse übereinstimmen. Das beweist, wie in Kapitel 2.4.5 angegeben, dass Ni keine Karbide bildet. Die anderen Gehalte können nicht verglichen werden, da keine chemische Analyse vom Bulk vorliegt. Durch den aus dem REM-Bild in Abb. 4.45 ermittelten Anteil der Karbide und aus den Zusammensetzungen aus den Gleichgewichtsberechnungen in Tab. 4.20 konnte der C-Gehalt der Matrixzusammensetzung berechnet werden (siehe Gleichung 4.2). Durch die gebildeten Karbide wird der Matrix ein Teil des C entzogen, was eine Förderung der Umwandlung zu Bainit oder Martensit zur Folge hat. Da aber der Anteil der Karbide so gering ist, ist auch der Einfluss auf die Matrixzusammensetzung gering. Deshalb ist der Unterschied der Matrixzusammensetzung (es ergibt sich ein zurückgerechneter C-Gehalts der Matrix von 0.32%) und der des Bulks hinsichtlich des C-Gehalts verschwindend klein. Somit ist die Wirkung des Ni auf die Verzögerung der Umwandlungen dominierend.

Tab. 4.22: Chemische Zusammensetzung Bulk und Matrix von Legierungsspur 20_2 [m.-%]

	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Ni
Soll	0.36	0.20	0.25	5.00	1.30	0.45	0.80
Ist (nasschemisch)	0.34						0.64
Matrix (EDX)	0.32	0.31		5.42	1.60	0.23	0.46

Aus Tab. 4.23 ist ersichtlich, dass sich die Ni-Gehalte von Matrix und Bulk innerhalb der Fehlertoleranz der EDX-Analyse gleichen und somit keine Ni Ausscheidungen vorliegen. Wegen der nicht vorhandenen chemischen Analyse des Bulks können die anderen Elemente nicht verglichen werden.

Der mit Gleichung 4.2 zurückgerechnete C-Gehalt der Matrix von 0.34% ist mit dem des Bulks ident, da der Anteil der Karbide so gering ist. Somit erfolgt auch hier keine Beschleunigung der Umwandlung zu Bainit oder Martensit.

Tab. 4.23: Chemische Zusammensetzung Bulk und Matrix von Legierungsspur 19_1 [m.-%]

	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Ni
Soll	0.36	0.20	0.25	5.00	1.30	0.45	1.00
Ist (nasschemisch)	0.34						1.71
Matrix (EDX)	0.34	0.09		5.21	1.20	0.53	1.89

Auch in der Legierung 19_2 liegt die Differenz der Ni-Gehalte von Matrix und Bulk in der Fehlergrenze der EDX-Analyse, wie in Tab. 4.24 zu sehen ist. Die anderen Gehalte können nicht verglichen werden, da die chemische Zusammensetzung des Bulks nicht bestimmt wurde. Bei einer Gegenüberstellung des Soll C-Gehalts und des Ist C-Gehalts erkennt man eine Abweichung. Aus diesem Grund wurde eine überhöhte TA berechnet, da die Ist C-Gehalte erst am Ende der Untersuchungen bestimmt werden konnten. Diese überhöhte TA wirkt verzögernd auf die Bainit- und Martensitumwandlung. Durch die hohe Beständigkeit der Ausscheidungen erfolgte aber keine Kornvergrößerung, da diese nicht aufgelöst wurden (siehe Abb. 4.45 bis Abb. 4.48). Der Anteil der Ausscheidungen ist aber sehr gering, wie in dem REM-Bild in Abb. 4.47 erkennbar ist. Dadurch ist auch der Einfluss der Ausscheidungen auf die Matrixzusammensetzung gering, worauf der gleiche C-Gehalt von 0.31% in Matrix und Bulk schließen lässt.

Tab. 4.24: Chemische Zusammensetzung Bulk und Matrix von Legierungsspur 19_2 [m.-%]

	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Ni
Soll	0.36	0.20	0.25	5.00	1.30	0.45	1.50
Ist (nasschemisch)	0.31						2.61
Matrix (EDX)	0.31	0.26		4.69	1.51	0.57	2.33

In Tab. 4.25 erkennt man, dass der Ni-Gehalt in Matrix und Bulk gleich ist. Auch die anderen Legierungselemente liegen innerhalb der Fehlertoleranz. In den REM-Bildern sind jedoch Ausscheidungen zu erkennen, aber deren Anteil ist so gering, dass die Abweichungen der Zusammensetzungen innerhalb der Fehlertoleranzen liegen. Auch der zurückgerechnete C-Gehalt der Matrix von 0.29% deutet auf den geringen Einfluss der Ausscheidungen auf die Zusammensetzung der Matrix hin.

Tab. 4.25: Chemische Zusammensetzung Bulk und Matrix von Legierungsspur 20_1 [m.-%]

	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Ni
Soll	0.36	0.20	0.25	5.00	1.30	0.45	2.00
Ist (nasschemisch)	0.30	0.20	0.30	4.83	1.29	0.28	4.16
Matrix (EDX)	0.29	0.07		4.69	1.27	0.29	4.13

Vergleicht man die EDX-Analysen in Tab. 4.22 bis Tab. 4.25 erkennt man, dass der Cr-Gehalt in den Karbiden mit steigendem Ni-Gehalt zunimmt, was aus dem sinkenden Cr-Gehalt in der Matrix zu schließen ist. Dies geht auch aus den Gleichgewichtsberechnungen unter Punkt 4.4.1 hervor und wurde auch schon in der Literatur [33] beschrieben (siehe Kapitel 2.4.5).

4.4.4 Interpretation

Der Vergleich der ZTU Diagramme Abb. 4.37 bis Abb. 4.40 zeigt eine Erhöhung der Inkubationszeit für die Bainitbildung aufgrund des steigenden Ni-Gehalts. Auch die Umwandlung zu Martensit erfolgt bei geringeren Temperaturen. Die Verschiebung der Bainitumwandlung zu längeren Zeiten und die Verzögerung der Martensitbildung stimmt mit den Erkenntnissen aus der Literatur (siehe 2.4.5) überein.

In Tab. 4.21 ist ersichtlich, dass bei den Legierungen 19_2 und 20_1 eine überhöhte TA vorliegt. Durch diese wird die Wirkung des Ni in Bezug auf die Verzögerung der Umwandlung verstärkt. Die Verzögerung der Bainitbildung und der Martensitbildung bei der Legierung mit 4.16% Ni ist deshalb so stark ausgeprägt, da die verwendete TA um 16°C höher ist als die berechnete. Trotz der überhöhten TA erfolgt keine Kornvergrößerung (siehe Kapitel 4.4.3.1), da die Karbide nicht aufgelöst sind (siehe Kapitel 4.4.3.2). Grund dafür kann die hohe Temperaturbeständigkeit des V sein, wie unter Kapitel 2.4.7 beschrieben. Da das auftretende kfz MC-Karbid V, Mo, C und Cr beinhaltet (siehe Kapitel 4.4.1), wird der Anteil dieser Elemente in der Matrix verringert. Dies führt zu einer gegenteiligen Wirkung des Ni. Die Umwandlungen zu Bainit und Martensit werden in diesem Fall begünstigt. Da das MC-Karbid, wie aus den REM Untersuchungen im Kapitel 4.4.3.2 hervorgeht, nur in geringen Mengen vorkommt, ist der Einfluss nicht sehr groß.

4.5 Silizium

4.5.1 Gleichgewichtsberechnungen

Mithilfe von Thermo-Calc konnten die TAs der verschiedenen Legierungen bestimmt werden. Das war notwendig, da die TA einen großen Einfluss auf das Umwandlungsverhalten hat. Aus den Gleichgewichtsberechnungen ergaben sich TAs im Bereich von 997°C bis 1055°C, wie in Tab. 4.26 zu sehen. Weiters erkennt man, dass Si keine Karbide bildet. In den Legierungen 24_1 bis 22_2 bildet sich eine kfz Phase. Diese besteht hauptsächlich aus V, Mo, C und Cr. Dadurch wird der Anteil dieser Elemente beim Vorhandensein von Ausscheidungen in der Matrix verringert. Das kann einen großen Einfluss auf das Umwandlungsverhalten haben. Bei Betrachtung der Gleichgewichtsberechnung fällt auf, dass mit steigendem Si-Gehalt der Anteil an V in der kfz Phase steigt. Im Gegensatz dazu sinkt der Anteil an Mo. Die Legierungen mit einem Si-Gehalt von 0.53%, 1.2% und 1.63%, d.h. die Spuren 24_2, 22_1 und 22_2 werden für die weiteren Untersuchungen verwendet.

Tab. 4.26: Phasen der Si-Varianten bei der jeweiligen TA

Phasen der Probe 24_1 bei 996.89°C in m.-%									
	Mol	Fe	Mo	C	Si	Cr	V	Mn	Ni
FCC A1#1:	1.00	92.26	1.33	0.36	0.46	4.91	0.33	0.28	0.07
FCC A1#2:	0.00	0.60	20.46	14.92	0.00	5.93	58.08	0.00	0.00

Phasen der Probe 24_2 bei 1000.26°C in m.-%									
	Mol	Fe	Mo	C	Si	Cr	V	Mn	Ni
FCC A1#1:	1.00	92.19	1.33	0.36	0.53	4.91	0.33	0.28	0.07
FCC A1#2:	0.00	0.62	20.37	14.92	0.00	5.93	58.14	0.00	0.00

Phasen der Probe 22_1 bei 1033.11°C in m.-%									
	Mol	Fe	Mo	C	Si	Cr	V	Mn	Ni
FCC A1#1:	1.00	91.52	1.33	0.36	1.20	4.91	0.33	0.28	0.07
FCC A1#2:	0.00	0.74	19.53	14.97	0.00	6.05	58.70	0.00	0.00

Phasen der Probe 23_1 bei 1038.59°C in m.-%									
	Mol	Fe	Mo	C	Si	Cr	V	Mn	Ni
FCC A1#1:	1.00	91.41	1.33	0.36	1.31	4.91	0.33	0.28	0.07
FCC A1#2:	0.00	0.77	19.39	14.97	0.00	6.08	58.79	0.00	0.00

Tab. 4.26: Phasen der Si-Varianten bei der jeweiligen TA (Fortsetzung)

Phasen der Probe 23_2 bei 1045.59°C in m.-%									
	Mol	Fe	Mo	C	Si	Cr	V	Mn	Ni
FCC A1#1:	1.00	91.27	1.33	0.36	1.45	4.91	0.33	0.28	0.07
FCC A1#2:	0.00	0.80	19.22	14.98	0.00	6.11	58.88	0.00	0.00

Phasen der Probe 22_2 bei 1054.64°C in m.-%									
	Mol	Fe	Mo	C	Si	Cr	V	Mn	Ni
FCC A1#1:	1.00	91.09	1.33	0.36	1.63	4.91	0.33	0.28	0.07
FCC A1#2:	0.00	0.84	19.01	14.99	0.00	6.16	59.00	0.00	0.00

Dadurch, dass der C-Gehalt in den Legierungen kleiner ist als erwartet, sind die gewählten TAs zu hoch (siehe Tab. 4.27). Dies hat jedoch keinen Einfluss auf die Korngröße, da die kfz Phase nicht aufgelöst wurde und somit eine Kornvergrößerung verhinderte.

Tab. 4.27: Vergleich der verschiedenen TAs

SpurNr.	TA _{Soll} [°C]	TA _{Ist} [°C]	TA _{verwendet} [°C]
24_2	1001	995	1001
22_1	1034	1022	1034
22_2	1055	1041	1055

4.5.2 Dilatometermessungen

Zur Betrachtung des Einflusses des Si-Gehalts auf die Bainit- und Martensitbildung wurden die ZTU Diagramme in Abb. 4.49 bis Abb. 4.51 angefertigt. Diese zeigen, dass bei der Legierung mit 0.53% Si die Bainitbildung zwischen $\lambda=1$ und $\lambda=2$ beginnt. Die M_s -Temperatur liegt bei ca. 330°C und die M_f -Temperatur bei ca. 125°C.

Wird der Si-Gehalt auf 1.20% erhöht, so vergrößert sich die Inkubationszeit für die Bainitbildung und die Bainitnase liegt im Bereich zwischen $\lambda=2$ und $\lambda=4$. Die Martensitumwandlung wird auch verzögert und beginnt bei ca. 320°C und schließt bei ca. 115°C ab.

Bei der Legierung mit 1.63% Si befindet sich der Beginn der Bainitumwandlung bei noch größeren Zeiten zwischen $\lambda=4$ und $\lambda=8$. Die M_s -Temperatur wird weiter abgesenkt und liegt bei ca. 315°C und die M_f -Temperatur bei ca. 115°C.

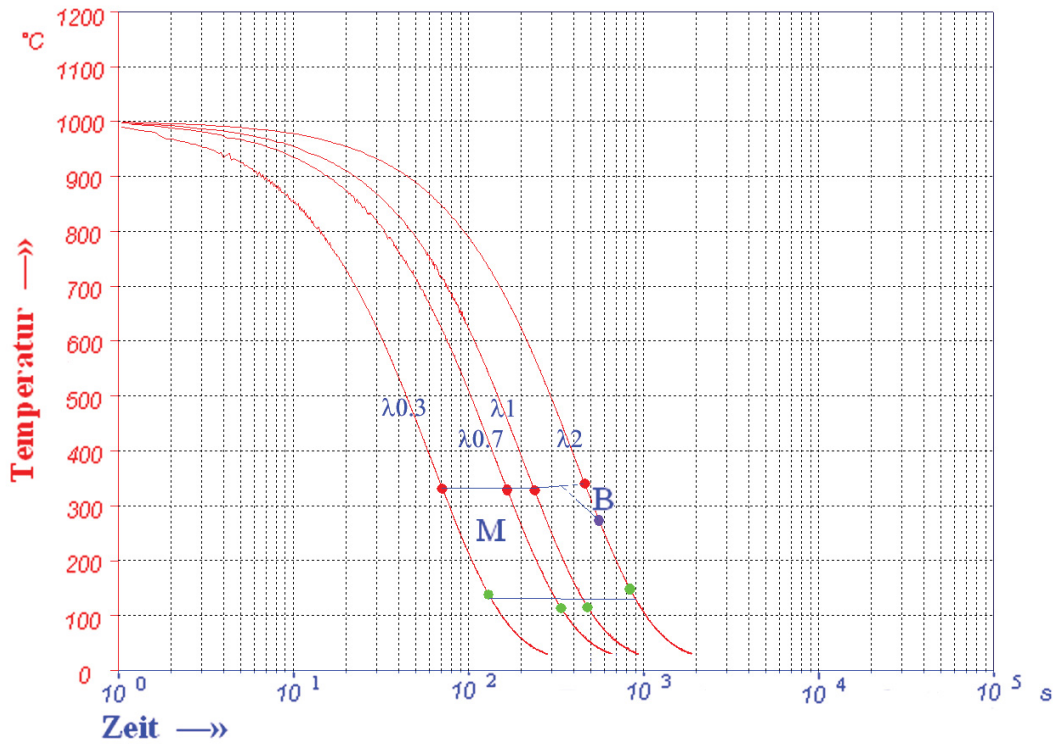


Abb. 4.49: ZTU Diagramm der Probe 24_2 mit 0.53% Si und einer TA von 1001°C mit einer Haltezeit von 30 min

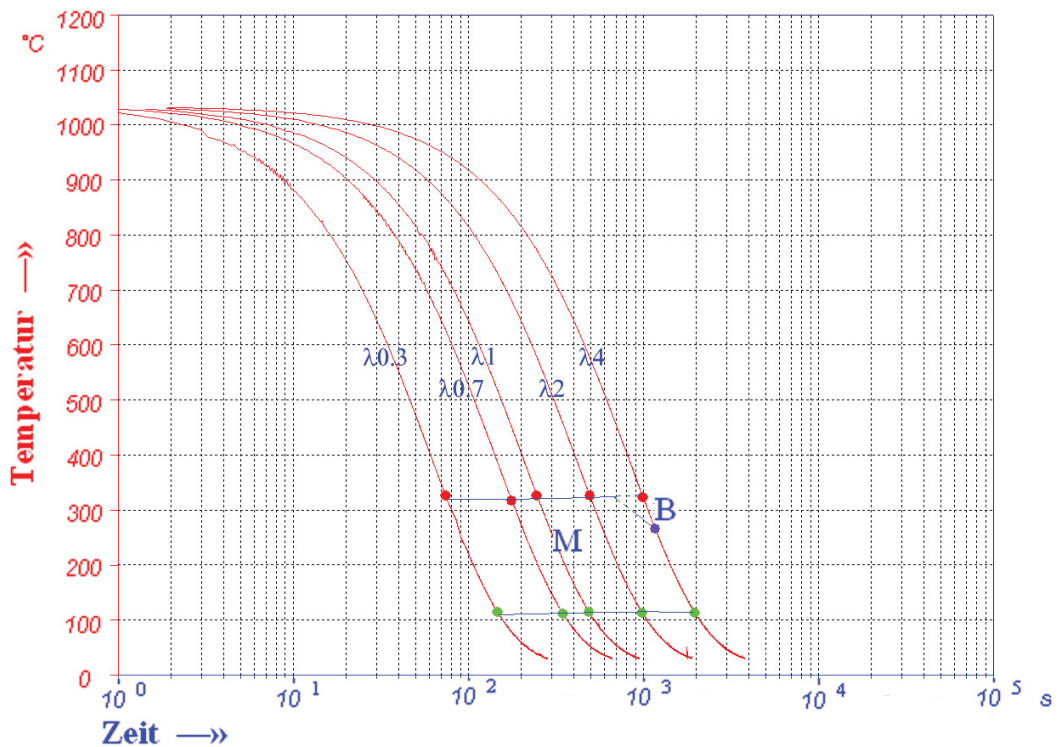


Abb. 4.50: ZTU Diagramm der Probe 22_1 mit 1.20% Si und einer TA von 1034°C mit einer Haltezeit von 30 min

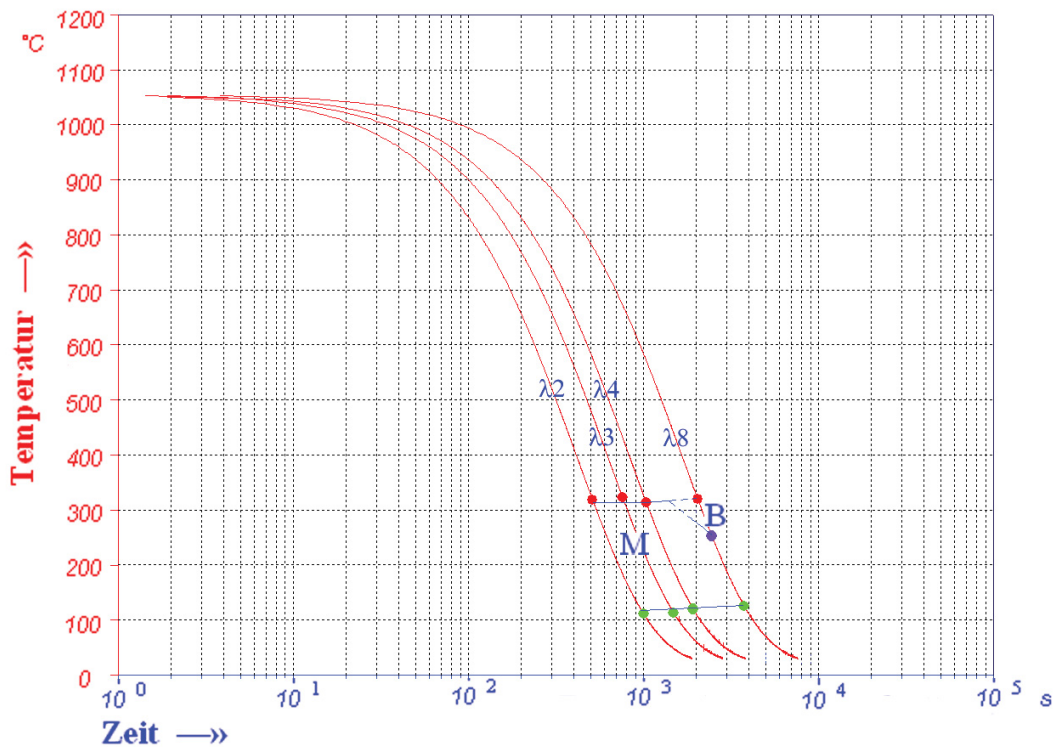


Abb. 4.51: ZTU Diagramm der Probe 22_2 mit 1.63% Si und einer TA von 1055°C mit einer Haltezeit von 30 min

4.5.3 Metallographische Untersuchungen

4.5.3.1 Lichtmikroskopie

Zum Verständnis der ZTU Diagramme sind die dazugehörigen Gefügebilder notwendig, da das Gefüge einen großen Einfluss auf das Umwandlungsverhalten hat. Denn wenn ein grobes Korn auftritt, wird die Umwandlung verzögert (siehe Kapitel 2.3). Aus den LIM-Bildern in Abb. 4.52 bis Abb. 4.54 wurde die Größe der ehemaligen Austenitkörner bestimmt. Diese liegt im Bereich von ASTM 8. Trotz der überhöhten TA (siehe Tab. 4.27) trat keine Kornvergrößerung auf. Grund dafür sind die nicht aufgelösten Karbide, welche in den REM-Bildern unter Punkt 4.5.3.2 zu erkennen sind. Dadurch, dass die Korngrößen gleich sind, lassen sich die ZTU Diagramme gut miteinander vergleichen. Weiters erkennt man aus den Gefügeuntersuchungen eine homogene Korngrößenverteilung.

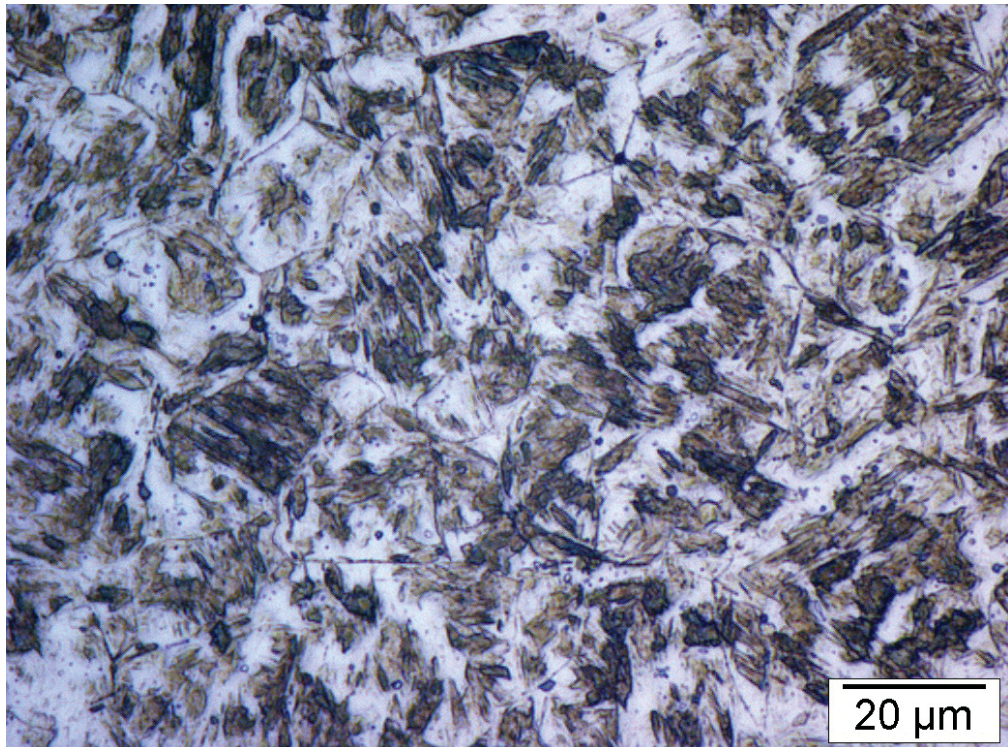


Abb. 4.52: LIMI-Bild der Probe 24_2 mit 0.53% Si und einer TA von 1001°C, abgeschreckt mit $\lambda=2$ (Korngröße ASTM 8)

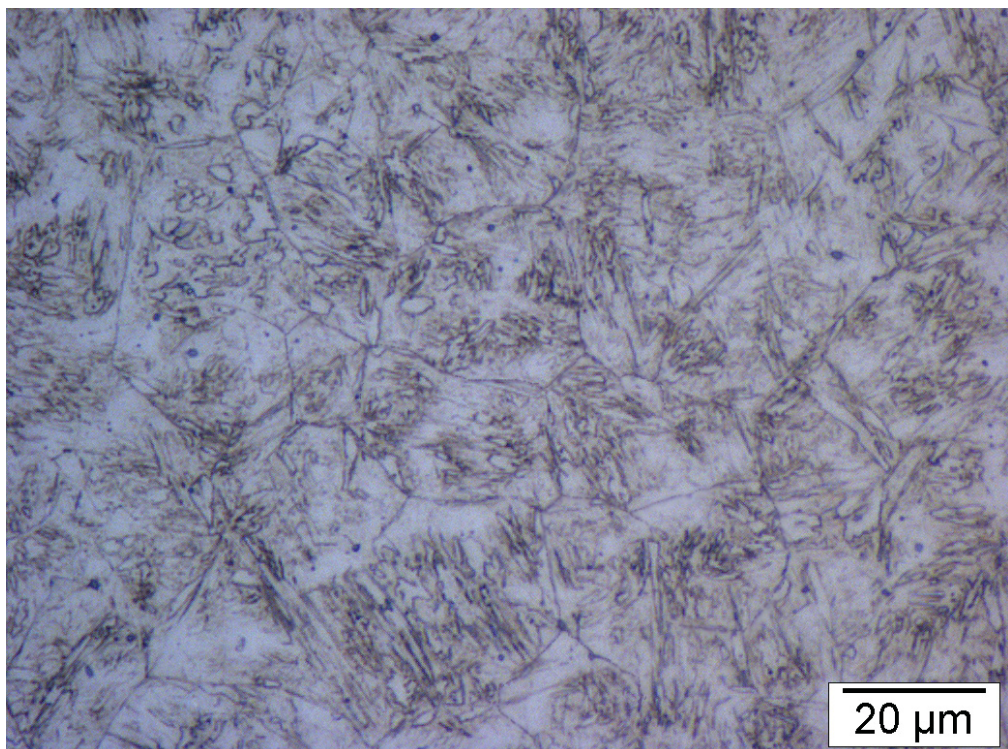


Abb. 4.53: LIMI-Bild der Probe 22_1 mit 1.20% Si und einer TA von 1034°C, abgeschreckt mit $\lambda=4$ (Korngröße ASTM 8)

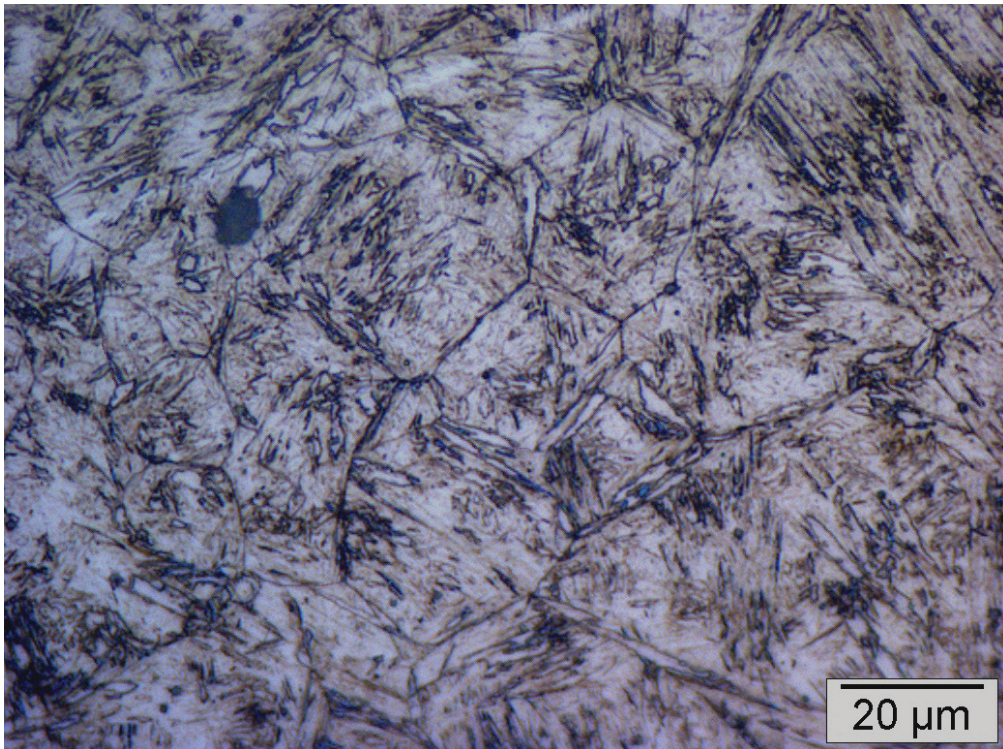


Abb. 4.54: LIMI-Bild der Probe 22_2 mit 1.63% Si und einer TA von 1055°C, abgeschreckt mit $\lambda=8$ (Korngröße ASTM 8)

4.5.3.2 Rasterelektronenmikroskopie

Durch die Bildung von Karbiden oder anderen Ausscheidungen ändert sich die chemische Zusammensetzung der Matrix. Dies hat einen großen Einfluss auf das Umwandlungsverhalten. Aus diesem Grund wurden REM Untersuchungen durchgeführt, um Ausscheidungen oder Karbide zu detektieren. Im REM-Bild der Legierung mit 0.53% Si in Abb. 4.55 sind mehrere Karbide zu erkennen. Der Anteil an Karbiden beträgt 0.11%. In den anderen Legierungen in Abb. 4.56 und Abb. 4.57 mit 1.2% bzw. 1.63% Si befinden sich 0.1% bzw. 0.01% Karbide. Durch das Vorhandensein der Karbide wird dem Kornwachstum entgegengewirkt und somit die Grobkornbildung trotz hoher TAs (siehe Tab. 4.27) vermieden.

Ein anderer Effekt der Karbide ist die Veränderung der Matrixzusammensetzung. Da die Ausscheidungen V, Mo, C und Cr enthalten, werden diese Elemente der Matrix entzogen. Durch die Verringerung der Legierungselementgehalte in der Matrix ändert sich das Umwandlungsverhalten (siehe Kapitel 2.4). Der Anteil der Ausscheidungen ist zwar gering, aber die Legierungsgehalte sind groß (ca. 58% V, 20% Mo und 15% C). Aus diesem Grund wurden EDX-Analysen durchgeführt, um die genaue Zusammensetzung der Matrix zu bestimmen. Die Ergebnisse der Punktanalysen sind in Tab. 4.28 bis Tab. 4.30 dargestellt.

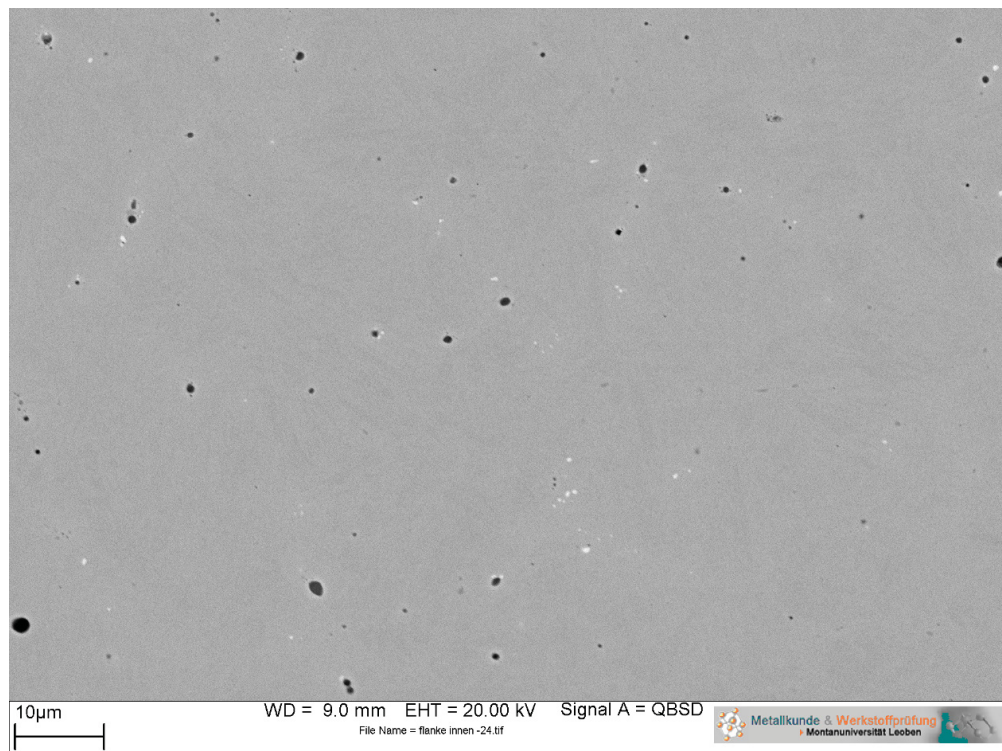


Abb. 4.55: REM-Bild der Probe 24_2 mit 0.53% Si und einer TA von 1001°C, abgeschreckt mit $\lambda=0.3$

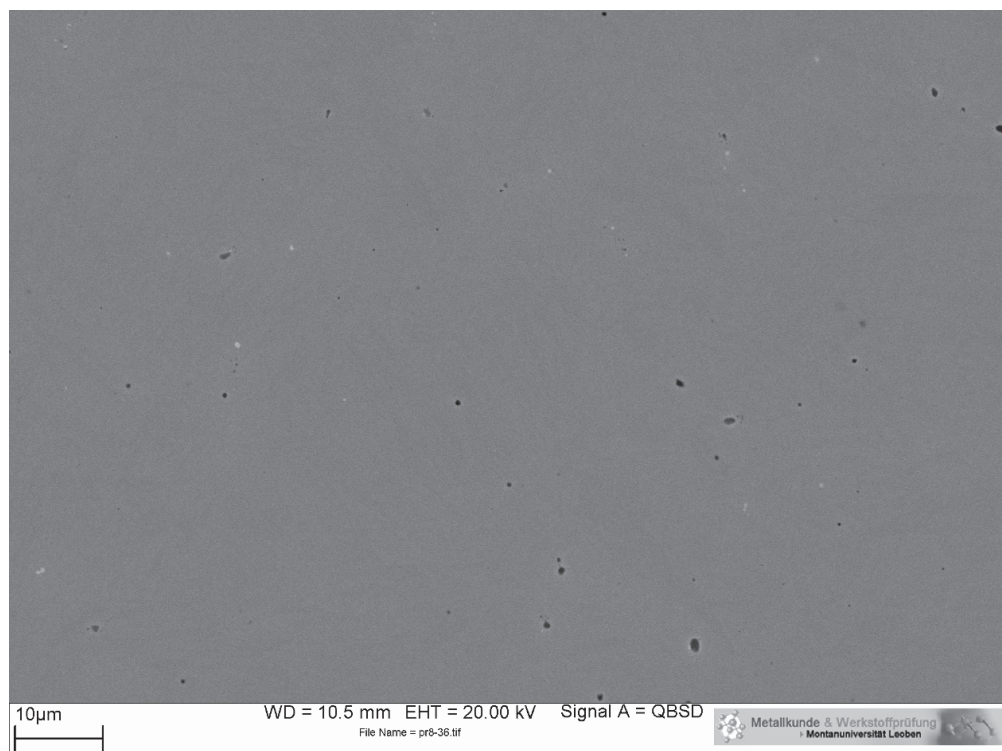


Abb. 4.56: REM-Bild der Probe 22_1 mit 1.20% Si und einer TA von 1034°C, abgeschreckt mit $\lambda=0.3$

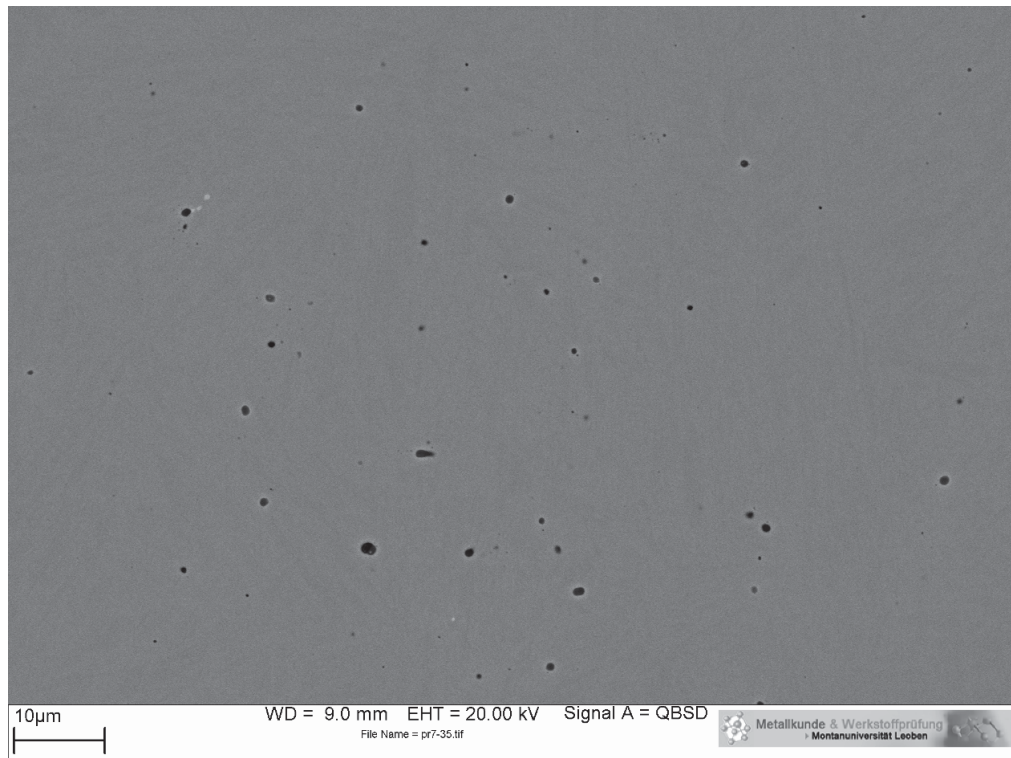


Abb. 4.57: REM-Bild der Probe 22_2 mit 1.63% Si und einer TA von 1055°C, abgeschreckt mit $\lambda=2$

Mit Hilfe der durchgeführten EDX-Analysen kann die Zusammensetzung der Matrix mit dem Bulk verglichen werden und somit auf das Vorhandensein von Karbiden geschlossen werden. Der Si-Gehalt in der Matrix in Tab. 4.28 stimmt mit dem der chemischen Analyse überein, d.h. das Si ist in der Matrix gelöst. Die anderen Elemente können aufgrund fehlender Analysen nicht verglichen werden. Im Vergleich zum Sollwert fällt auf, dass der Cr- und Mo-Gehalt der Matrix niedriger erscheint. Das wäre eine Erklärung für das Vorhandensein der kfz Ausscheidungen, welche im REM-Bild in Abb. 4.55 zu sehen sind. Dadurch, dass der Anteil an Ausscheidungen gering ist, ist auch die Auswirkung auf die chemische Zusammensetzung der Matrix klein. Das fällt besonders beim Vergleich des zurückgerechneten C-Gehalts der Matrix mit dem des Bulks auf. Zur Berechnung der C-Gehalts der Matrix wurde die Gleichung 4.2 verwendet und ergab einen Wert von 0.33%.

Tab. 4.28: Chemische Zusammensetzung Bulk und Matrix von Legierungsspur 24_2 [m.-%]

	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Ni
Soll	0.36	0.80	0.25	5.00	1.30	0.45	0
Ist (nasschemisch)	0.34	0.53					
Matrix (EDX)	0.33	0.59		4.39	0.88	0.48	0.24

Bei der Legierung 22_1 stimmt der Si-Gehalt von Matrix und Bulk, wie in Tab. 4.29 zu sehen, überein, was auf eine gleichmäßige Verteilung des Si hindeutet. Die anderen Elemente können nicht mit der chemischen Zusammensetzung des Bulks verglichen werden, da keine Analyse vorliegt. Aber auch wie bei der Legierung 24_2 fällt hier ein niedriger Cr- und Mo-Gehalt in der Matrix im Vergleich zum Sollwert auf. Dieser kann durch die Bildung der Karbide, die in den REM-Bildern in Abb. 4.56 zu sehen sind, entstanden sein. Denn wie aus den Gleichgewichtsberechnungen in Tab. 4.26 ersichtlich, bestehen die kfz MC-Karbide hauptsächlich aus V, Mo, C und Cr. Mit Hilfe der Gleichung 4.2 wurde auf den C-Gehalt der Matrix zurückgerechnet. Dieser beträgt 0.30% und weist somit keine große Differenz zum Bulk auf. Deshalb ist auch der gegenteilige Einfluss des C in den Karbiden auf die Verzögerung der Bainit- und Martensitbildung durch Si vernachlässigbar.

Tab. 4.29: Chemische Zusammensetzung Bulk und Matrix von Legierungsspur 22_1 [m.-%]

	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Ni
Soll	0.36	1.20	0.25	5.00	1.30	0.45	0
Ist (nasschemisch)	0.32	1.20					
Matrix (EDX)	0.30	1.39		4.57	0.96	0.46	0.06

Aus der EDX-Analyse von Legierung 22_2 in Tab. 4.30 erkennt man, dass die Abweichung des Si-Gehalts von Matrix und Bulk noch in der Fehlertoleranz liegt. Das deutet darauf hin, dass Si keine Ausscheidungen gebildet hat. Vergleicht man die anderen Elemente, so fällt der niedrigere Mo-Gehalt in der Matrix auf. Dieser kann auf die gebildeten Karbide, welche im REM-Bild in Abb. 4.57 zu erkennen sind, zurückgeführt werden. Doch ein Großteil dieser Differenz ist auf

Messungenauigkeiten zurückzuführen, da der mit Gleichung 4.2 zurückgerechnete C-Gehalt der Matrix mit dem des Bulks ident ist.

Tab. 4.30: Chemische Zusammensetzung Bulk und Matrix von Legierungsspur 22_2 [m.-%]

	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Ni
Soll	0.36	1.50	0.25	5.00	1.30	0.45	0
Ist (nasschemisch)	0.31	1.63	0.28	4.91	1.33	0.33	0.07
Matrix (EDX)	0.31	1.92		4.95	0.79	0.24	

Vergleicht man die EDX-Analysen aus den Tab. 4.28 bis Tab. 4.30, so erkennt man den steigenden Si-Gehalt der Matrix. Dieser verursacht eine Erhöhung der Inkubationszeit der Bainitbildung. Weiters wird die Martensitbildung zu geringeren Temperaturen verschoben. Diese Effekte sind in den ZTU Diagrammen Abb. 4.49 bis Abb. 4.51 zu beobachten.

4.5.4 Interpretation

Wie in der Literatur unter Kapitel 2.4.6 beschrieben, kommt es durch Zugabe von Si zu einer Verzögerung der Bainitbildung, da die Zementitausscheidung aus dem Austenit behindert wird. Dieser Effekt wird durch die hohen TAs (siehe Tab. 4.27) verstärkt. Trotz der überhöhten TAs ist keine Kornvergrößerung aufgetreten (siehe Kapitel 4.5.3.1). Das ist auf die thermische Stabilität des kfz MC-Karbids, welches in den REM-Bildern in Kapitel 4.5.3.2 zu sehen ist, zurückzuführen. Der Grund dafür könnte das beinhaltete V sein (siehe Kapitel 2.4.7). Da diese Phase V, Mo, C und Cr enthält, werden diese Elemente der Matrix entzogen. Diese Verringerung an Legierungselementen führt wiederum zu einer Begünstigung der Bainit- und Martensitbildung. Besonders durch die Verringerung des C-Gehalts wird die Martensitbildung zu höheren Temperaturen verschoben, wie in Abb. 2.8 zu erkennen ist. Der Einfluss auf die Bainitbildungstemperatur ist ebenfalls signifikant, diese wird mit sinkenden C-Gehalt erhöht, was in Abb. 2.20 abgebildet ist. Da aber der Anteil der Karbide und somit auch die Verringerung der Legierungselemente in der Matrix gering ist, ist auch die Förderung von Bainit- und Martensitbildung geringer als deren Verzögerung.

Im Vergleich der ZTU Diagramme in Abb. 4.49 bis Abb. 4.51 fällt auf, dass bei der Martensitbildung die M_s -Temperatur stärker zu geringeren Temperaturen verschoben wird als die M_f -Temperatur.

4.6 Kohlenstoff

4.6.1 Gleichgewichtsberechnungen

Die TA wurde mithilfe von Gleichgewichtsberechnungen mit der Software ThermoCalc zwecks ihres Einflusses auf das Umwandlungsverhalten berechnet. Die ermittelten TAs in Tab. 4.31 liegen im Bereich von 1011°C bis 1064°C. Abhängig vom C-Gehalt steigt die TA. Je mehr C in der Legierung enthalten ist, umso höher wird die TA. Bis zu der TA existiert eine kfz Phase, welche sich hauptsächlich aus V, Mo, C und Cr zusammensetzt. Man erkennt, dass mit steigendem C-Gehalt von 0.45% bis 0.85% der Cr-Gehalt in der kfz Ausscheidung von 6.36% auf 8.56% zunimmt und der V-Gehalt von 57.79% auf 54.99% abnimmt. Der C-Gehalt selbst bleibt in den Ausscheidungen konstant bei ca. 15%, ebenso der Mo-Gehalt mit ca. 20%.

Für die weiteren Versuche wurden die Proben mit einem C-Gehalt von 0.40% und 0.50%, d.h. mit den Spur Nr. 30_2 und 33_1 verwendet.

Tab. 4.31: Phasen der C-Varianten bei der jeweiligen TA

Phasen der Probe 30_1 bei 1010.75°C in m.-%									
	Mol	Fe	Mo	C	Si	Cr	V	Mn	Ni
FCC A1#1:	1.00	92.89	1.30	0.45	0.18	4.52	0.35	0.28	0.03
FCC A1#2:	0.00	0.72	20.10	15.01	0.00	6.36	57.79	0.00	0.00

Phasen der Probe 30_2 bei 1019.81°C in m.-%									
	Mol	Fe	Mo	C	Si	Cr	V	Mn	Ni
FCC A1#1:	1.00	92.84	1.30	0.50	0.18	4.52	0.35	0.28	0.03
FCC A1#2:	0.00	0.81	20.06	15.04	0.00	6.69	57.39	0.00	0.00

Phasen der Probe 31_1 bei 1027.94°C in m.-%									
	Mol	Fe	Mo	C	Si	Cr	V	Mn	Ni
FCC A1#1:	1.00	92.79	1.30	0.55	0.18	4.52	0.35	0.28	0.03
FCC A1#2:	0.00	0.89	20.01	15.07	0.00	7.00	57.01	0.00	0.00

Tab. 4.31: Phasen der C-Varianten bei der jeweiligen TA (Fortsetzung)

Phasen der Probe 31_2 bei 1035.29°C in m.-%									
	Mol	Fe	Mo	C	Si	Cr	V	Mn	Ni
FCC A1#1:	1.00	92.74	1.30	0.60	0.18	4.52	0.35	0.28	0.03
FCC A1#2:	0.00	0.97	19.97	15.09	0.00	7.30	56.65	0.00	0.00

Phasen der Probe 32_1 bei 1041.97°C in m.-%									
	Mol	Fe	Mo	C	Si	Cr	V	Mn	Ni
FCC A1#1:	1.00	92.69	1.30	0.65	0.18	4.52	0.35	0.28	0.03
FCC A1#2:	0.00	1.05	19.94	15.12	0.00	7.58	56.30	0.00	0.00

Phasen der Probe 32_2 bei 1048.07°C in m.-%									
	Mol	Fe	Mo	C	Si	Cr	V	Mn	Ni
FCC A1#1:	1.00	92.64	1.30	0.70	0.18	4.52	0.35	0.28	0.03
FCC A1#2:	0.00	1.14	19.91	15.14	0.00	7.85	55.96	0.00	0.00

Phasen der Probe 33_1 bei 1058.80°C in m.-%									
	Mol	Fe	Mo	C	Si	Cr	V	Mn	Ni
FCC A1#1:	1.00	92.54	1.30	0.80	0.18	4.52	0.35	0.28	0.03
FCC A1#2:	0.00	1.31	19.85	15.18	0.00	8.34	55.31	0.00	0.00

Phasen der Probe 33_2 bei 1063.53°C in m.-%									
	Mol	Fe	Mo	C	Si	Cr	V	Mn	Ni
FCC A1#1:	1.00	92.49	1.30	0.85	0.18	4.52	0.35	0.28	0.03
FCC A1#2:	0.00	1.39	19.83	15.20	0.00	8.56	54.99	0.00	0.00

Da der C-Gehalt erst nach den durchgeführten Untersuchungen bestimmt werden konnte, wurden überhöhte TAs angewandt (siehe Tab. 4.32), weil der wahre C-Gehalt geringer ist, als der angenommene. Durch die überhöhte TA erfolgte in der Legierung 33_1 eine Grobkornbildung, welche auf die gelösten Karbide zurückzuführen ist.

Tab. 4.32: Vergleich der verschiedenen TAs

SpurNr.	TA _{Soll} [°C]	TA _{Ist} [°C]	TA _{verwendet} [°C]
30_2	1020	1001	1020
33_1	1059	1020	1059

4.6.2 Dilatometermessungen

Zur Veranschaulichung der Auswirkung des C-Gehalts auf die Bainit- und Martensitumwandlung wurden ZTU Diagramme mithilfe eines Dilatometers erstellt. Aus den Dilatometeruntersuchungen in Abb. 4.58 und Abb. 4.59 ist zu erkennen, dass bei der Legierung mit 0.40% C die Bainitbildung bei $\lambda=6$ beginnt. Die M_s -Temperatur liegt bei ca. 285°C und die M_f -Temperatur bei ca. 100°C.

Nach einer Erhöhung des C-Gehaltes auf 0.50% wird die Inkubationszeit für die Bainitbildung vergrößert und die Bainitnase befindet sich im Bereich von $\lambda=16$. Dieses Ergebnis stimmt mit den Erfahrungen aus der Forschung überein (siehe Kapitel 2.4.1). Die Martensitbildung wird, wie aus der Literatur bekannt (siehe Kapitel 2.4.1), zu niedrigeren Temperaturen verschoben und beginnt bei ca. 220°C und schließt bei ca. 80°C ab.

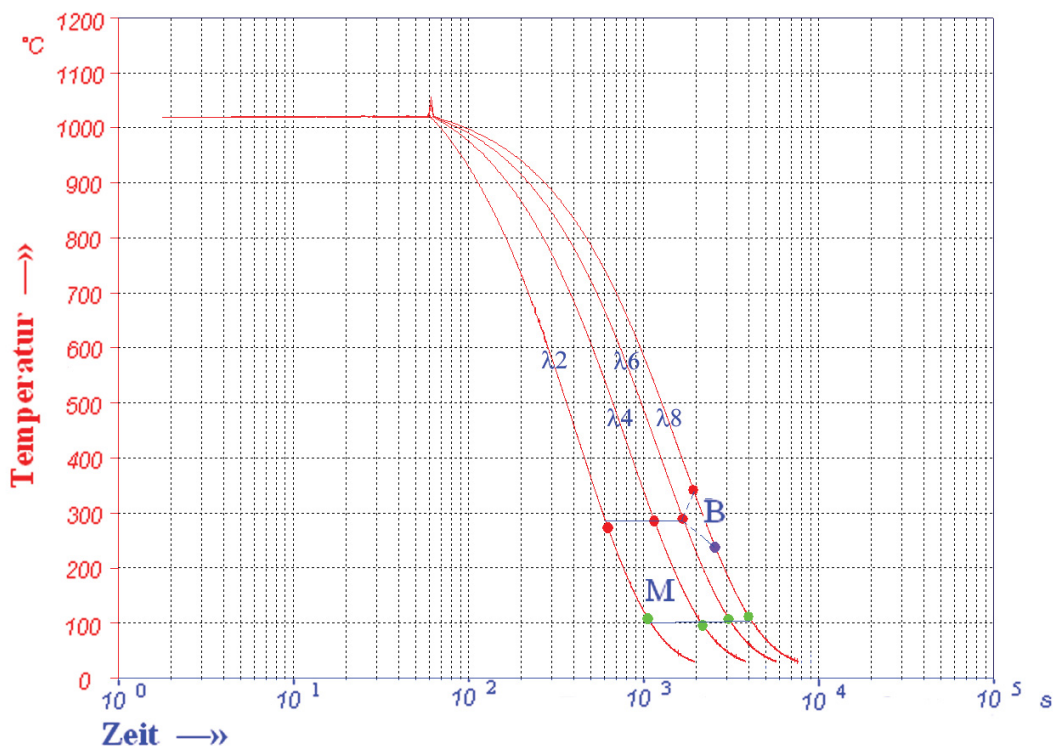


Abb. 4.58: ZTU Diagramm der Probe 30_2 mit 0.40% C und einer TA von 1020°C mit einer Haltezeit von 30 min

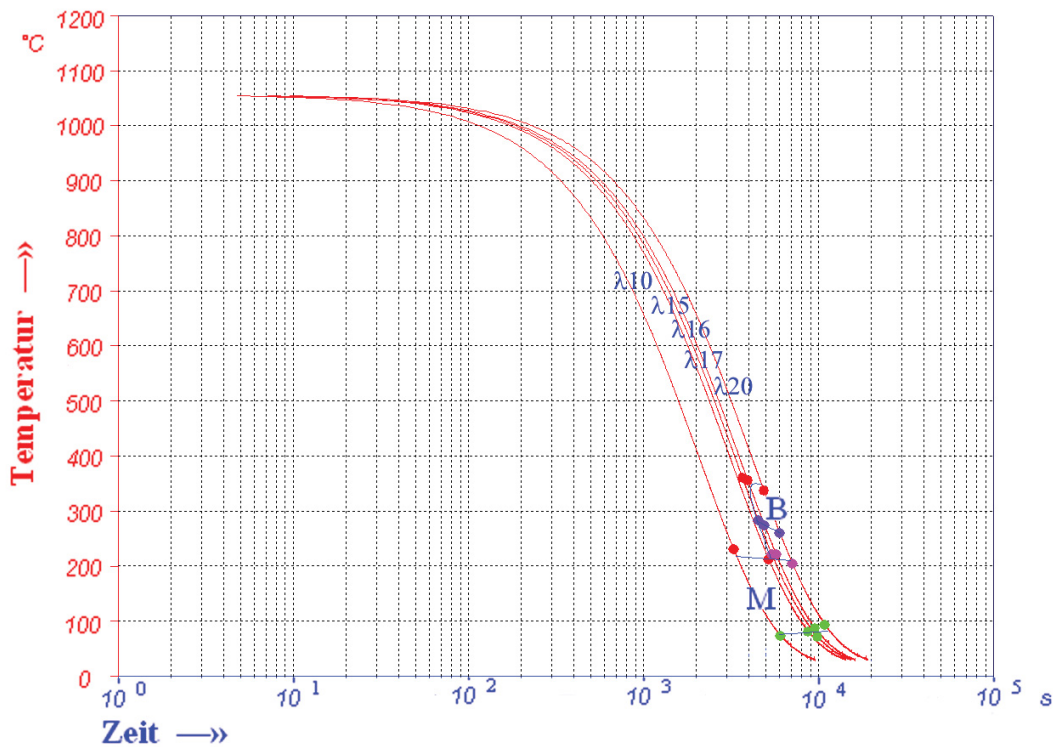


Abb. 4.59: ZTU Diagramm der Probe 33_1 mit 0.50% C und einer TA von 1059°C mit einer Haltezeit von 30 min

4.6.3 Metallographische Untersuchungen

4.6.3.1 Lichtmikroskopie

Wegen der Beeinträchtigung des Umwandlungsverhalten von Stählen durch das Gefüge, muss dieses berücksichtigt werden. Um die Ausbildung des Gefüges beurteilen zu können, wurden lichtmikroskopische Gefügebilder angefertigt. Diese sind in den Abb. 4.60 und Abb. 4.61 dargestellt. Bei der Probe 30_2 tritt eine Korngröße des ehemaligen Austenitkorns von ASTM 7 auf. Man erkennt auch eine inhomogene Korngrößenverteilung. Diese kommt wahrscheinlich durch die Tatsache zustande, dass durch die erhöhte TA das Gefüge kurz vorm Wachstum steht, denn die größeren Körner wachsen auf Kosten der kleineren, da dadurch eine Einsparung an Oberflächenenergie erfolgt [3]. Bei der Probe 33_1 ist die Kornvergrößerung, wie vorher erwähnt, bereits erfolgt. Es ergibt sich eine Korngröße von ASTM 00. Zwischen den großen Körnern befinden sich auch kleinere, es tritt also auch hier eine inhomogene Korngrößenverteilung auf. Diese ist auf das un stetige Kornwachstum aufgrund der erhöhten TA (siehe Tab. 4.32) zurückzuführen.

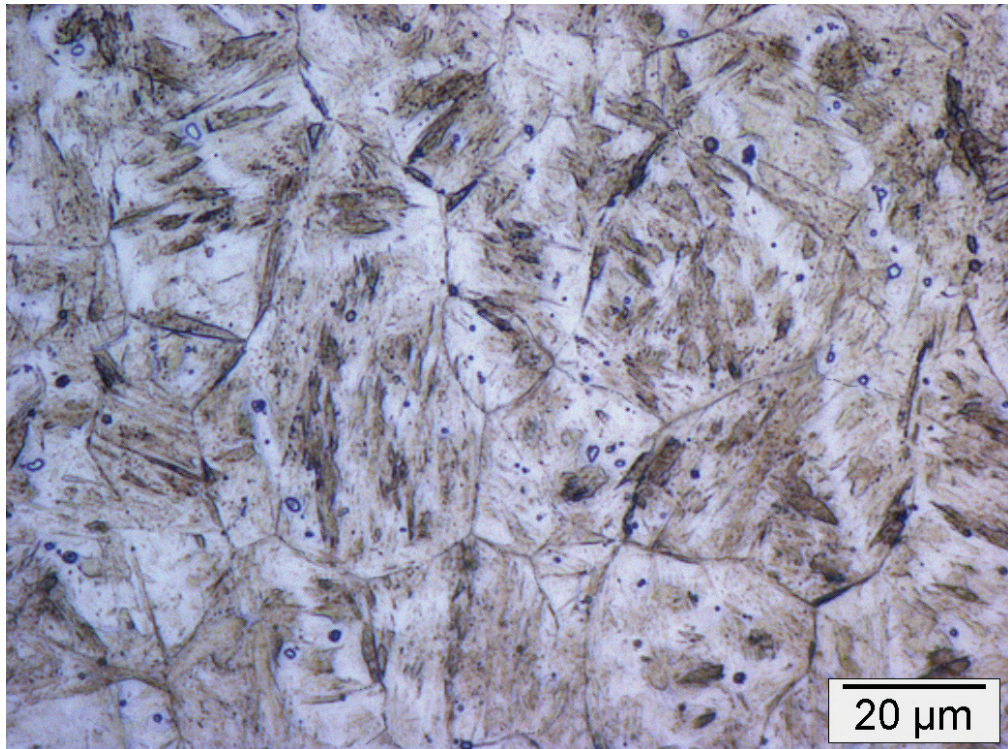


Abb. 4.60: LIMI-Bild der Probe 30_2 mit 0.40% C und einer TA von 1020°C, abgeschreckt mit $\lambda=8$ (Korngröße ASTM 7)

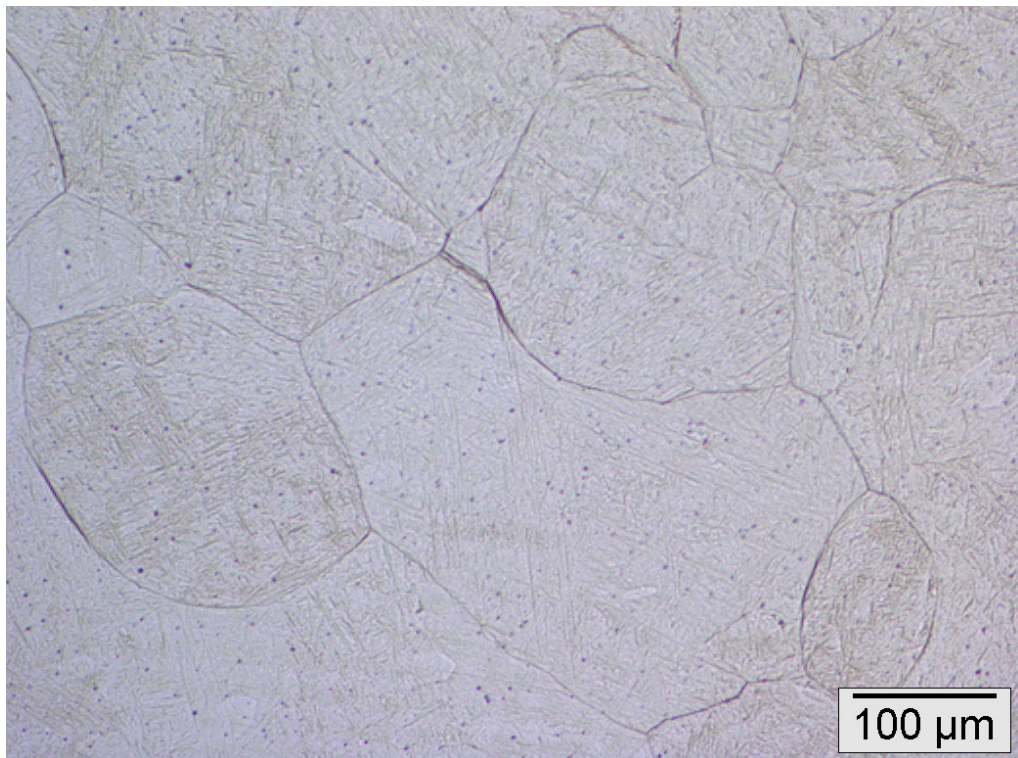


Abb. 4.61: LIMI-Bild der Probe 33_1 mit 0.50% C und einer TA von 1059°C, abgeschreckt mit $\lambda=10$ (Korngröße ASTM 00)

4.6.3.2 Rasterelektronenmikroskopie

Durch die Bildung von Karbiden wird das Umwandlungsverhalten stark beeinflusst. Karbide behindern einerseits das Kornwachstum und andererseits wird die Matrixzusammensetzung durch das Vorhandensein von Karbiden verändert. Diese entziehen der Matrix die Legierungselemente, die für ihre Bildung benötigt werden. Aus diesem Grund wurden REM-Untersuchungen durchgeführt, um das Gefüge auf die Existenz von Karbiden zu prüfen. Aus den REM-Untersuchungen in Abb. 4.62 und Abb. 4.63 geht hervor, dass die Karbide in den beiden Legierungen der C-Variante gelöst sind.

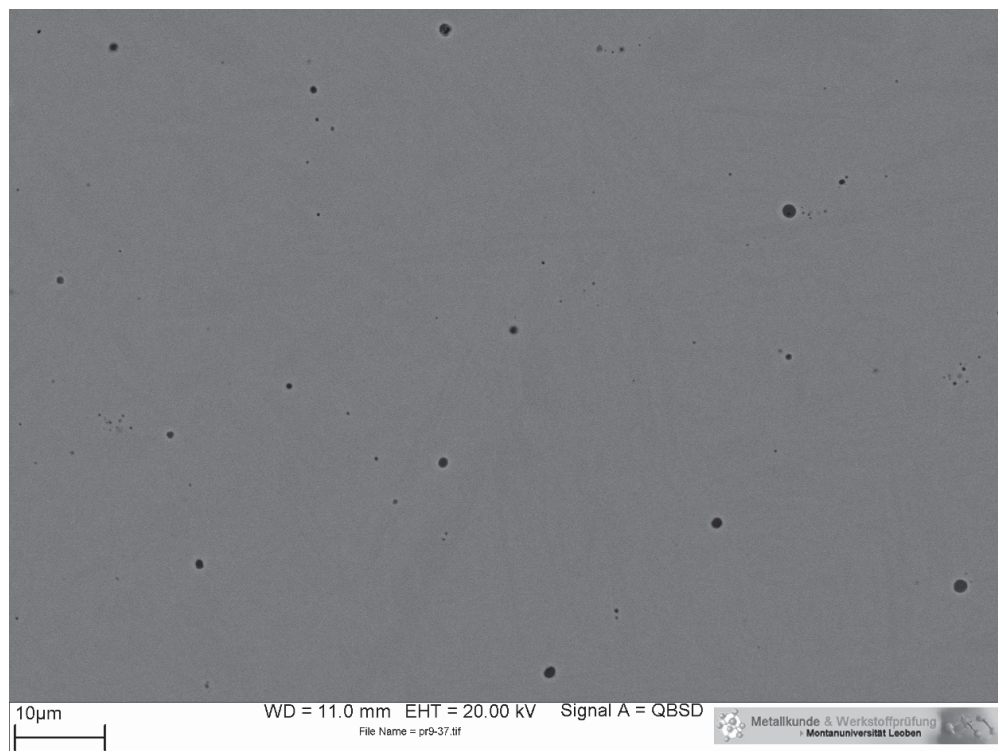


Abb. 4.62: REM-Bild der Probe 30_2 mit 0.40% C und einer TA von 1020°C, abgeschreckt mit $\lambda=2$

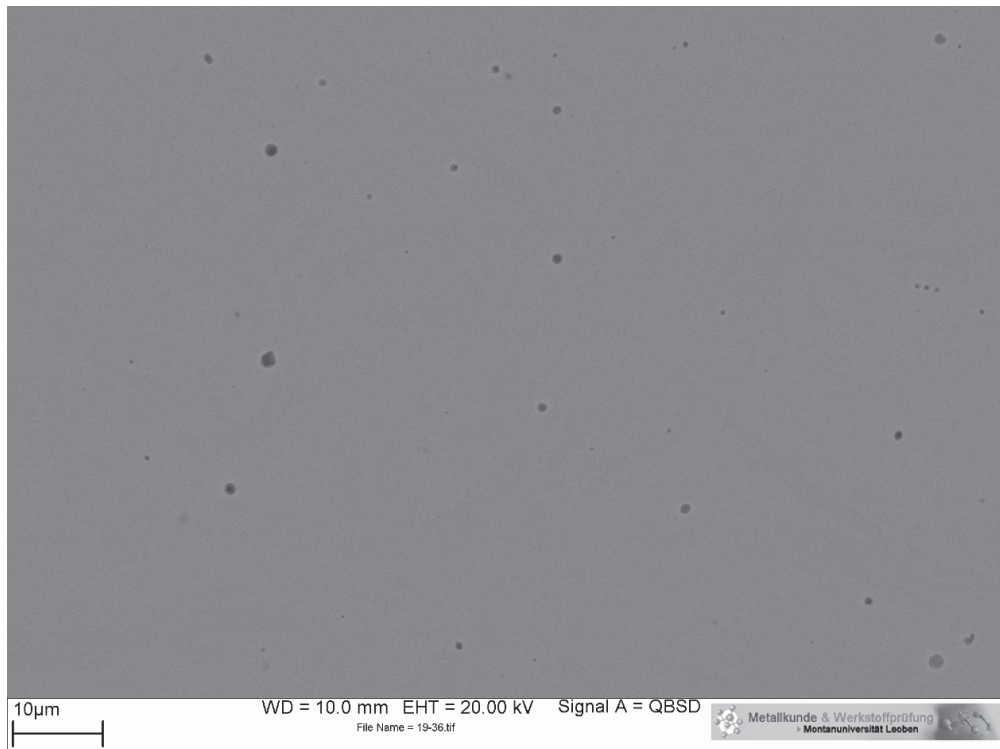


Abb. 4.63: REM-Bild der Probe 33_1 mit 0.50% C und einer TA von 1059°C, abgeschreckt mit $\lambda=10$

Als weitere Methode zur Bestimmung von Karbiden wurden EDX-Analysen durchgeführt. Mit einer Punktanalyse konnte die Zusammensetzung der Matrix bestimmt werden, welche dann mit der chemischen Analyse des Bulks verglichen werden kann. Bestehen dann Unterschiede zwischen dem Legierungsgehalt der Matrix und des Bulks, so ist das ein Hinweis auf die Existenz von Karbiden. Die Ergebnisse sind in den Tab. 4.33 und Tab. 4.34 dargestellt.

Da bei der EDX-Analyse keine C-Gehalte bestimmt werden konnten, ist auch kein Vergleich der Matrix-Gehalte des C mit den Bulk-Gehalten möglich. Vergleicht man die anderen Legierungselemente miteinander, so kann man nicht auf die Existenz von Karbiden schließen. Das bestätigt die Kornvergrößerung der Legierung 33_1 (siehe Abb. 4.61). Da die Legierung 30_2 knapp vor der Kornvergrößerung steht, ist der Karbidanteil so gering, dass er nicht mehr detektiert werden kann.

Tab. 4.33: Chemische Zusammensetzung Bulk und Matrix von Legierungsspur 30_2 [m.-%]

	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Ni
Soll	0.50	0.20	0.25	5.00	1.30	0.45	0
Ist (nasschemisch)	0.40						
Matrix (EDX)		0.27		4.94	1.32	0.42	

Tab. 4.34: Chemische Zusammensetzung Bulk und Matrix von Legierungsspur 33_1 [m.-%]

	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Ni
Soll	0.80	0.20	0.25	5.00	1.30	0.45	0
Ist (nasschemisch)	0.50						
Matrix (EDX)		0.27		5.08	1.49	0.55	

4.6.4 Interpretation

Die Verschiebungen der Bainitbildung zu längeren Zeiten und der Martensitbildung zu niedrigeren Temperaturen sind jedoch nicht nur auf das Legierungselement C zurückzuführen, sondern auch auf die Kornvergrößerung, die in Abb. 4.61 zu erkennen ist. Diese tritt aufgrund der gelösten Karbide auf, die aus dem REM-Bild (Abb. 4.63) und der EDX-Analyse (Tab. 4.34) hervorgehen. Denn dadurch, dass die Karbide die Korngrenzen nicht effektiv beim Wandern behindern können, kommt es zur Grobkornbildung. Die Ursache dafür ist die überhöhte TA. Weiters ist durch die hohe TA die Diffusion der Legierungselemente erleichtert, was auch eine Verzögerung der Umwandlung zu Bainit zur Folge hat. In der Legierung 30_2 mit dem C-Gehalt von 0.40% ist die TA nicht so hoch, was zu keiner Kornvergrößerung führt, da die Karbide nicht aufgelöst sind.

4.7 W400 (X37CrMoV5-1)

4.7.1 Gleichgewichtsberechnungen

Einen großen Einfluss auf das Umwandlungsverhalten von Stählen hat die TA. Zur Ermittlung der TA wurden Gleichgewichtsberechnungen mit der Software ThermoCalc durchgeführt. Es ergab sich bei der Legierung 13_1, dem W400, eine TA von 1004°C (siehe Tab. 4.35). Bei dieser Temperatur liegt die kfz Phase im gelösten Zustand vor. Die kfz Phase besteht hauptsächlich aus V, Mo, C und Cr, wie anhand der Gleichgewichtsberechnungen in Tab. 4.35 zu sehen ist.

Tab. 4.35: Phasen des W400 bei der jeweiligen TA

Phasen der Probe 13_1 bei 1004.00°C in m.-%									
	Mol	Fe	Mo	C	Si	Cr	V	Mn	Ni
FCC A1#1:	1.00	92.68	1.26	0.36	0.17	4.79	0.41	0.26	0.07
FCC A1#2:	0.00	0.63	18.02	15.08	0.00	6.18	60.07	0.00	0.00

Da der Ist-C-Gehalt nicht sehr vom Soll C-Gehalt abweicht, ist die verwendete TA auch nicht überhöht, was in Tab. 4.36 dargestellt ist.

Tab. 4.36: Vergleich der verschiedenen TAs

SpurNr.	T _A Soll [°C]	T _A Ist [°C]	T _A verwendet [°C]
13_1	1004	1002	1004

4.7.2 Dilatometermessungen

Mit Hilfe der errechneten TA konnte nach durchgeführten Wärmebehandlungen ein ZTU Diagramm erstellt werden. In Abb. 4.64 ist ersichtlich, dass beim W400 die Bainitnase zwischen $\lambda=1$ und $\lambda=2$ liegt. Die M_s-Temperatur ist ca. 305°C und die M_f-Temperatur ist ca. 105°C.

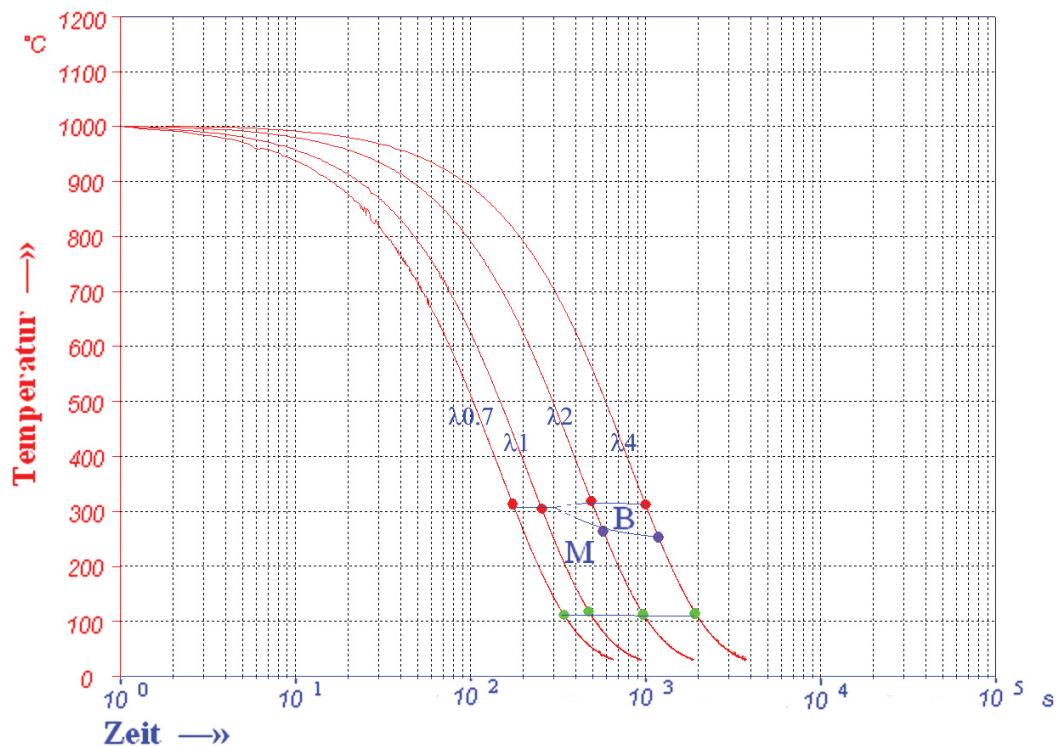


Abb. 4.64: ZTU Diagramm der Probe 13_1 (W400) mit einer TA von 1004°C und einer Haltezeit von 30 min

4.7.3 Metallographische Untersuchungen

4.7.3.1 Lichtmikroskopie

Um genauere Aussagen über das ZTU Diagramm treffen zu können, wurden lichtmikroskopischen Untersuchungen durchgeführt. Aus dem LIMI-Bild in Abb. 4.65 geht eine Korngröße ASTM 6 hervor. Weiters ist eine homogene Korngrößenverteilung im LIMI-Bild zu erkennen.

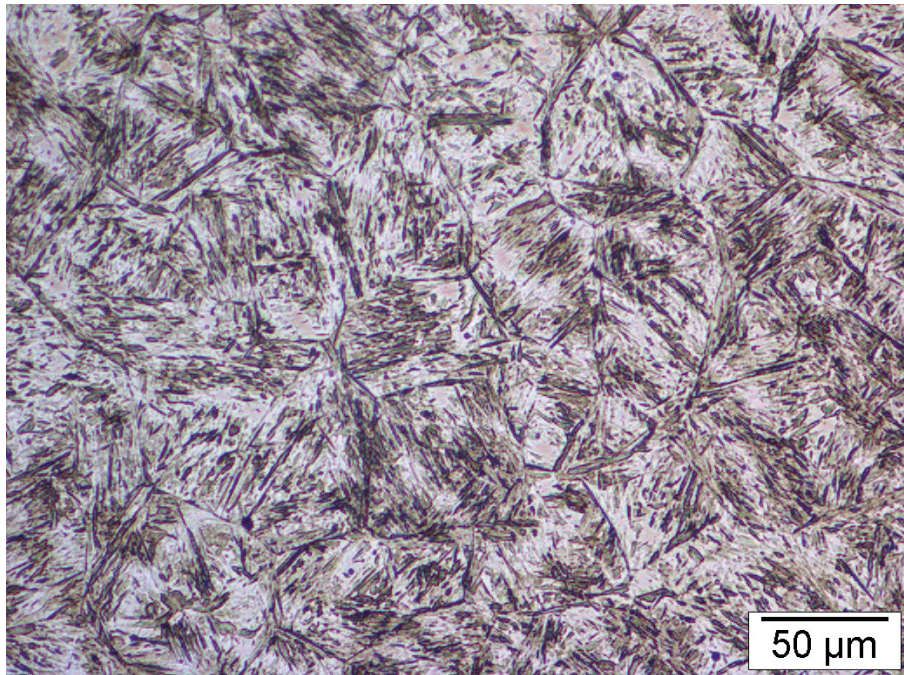


Abb. 4.65: LIMI-Bild der Probe 13_1 (W400) mit einer TA von 1004°C, abgeschreckt mit $\lambda=4$ (Korngröße ASTM 6)

4.7.3.2 Rasterelektronenmikroskopie

Da Karbide einen Einfluss auf das Umwandlungsverhalten aufweisen, wurden REM Untersuchungen durchgeführt. Beim W400 sind keine Karbide im REM-Bild in Abb. 4.66 zu erkennen.

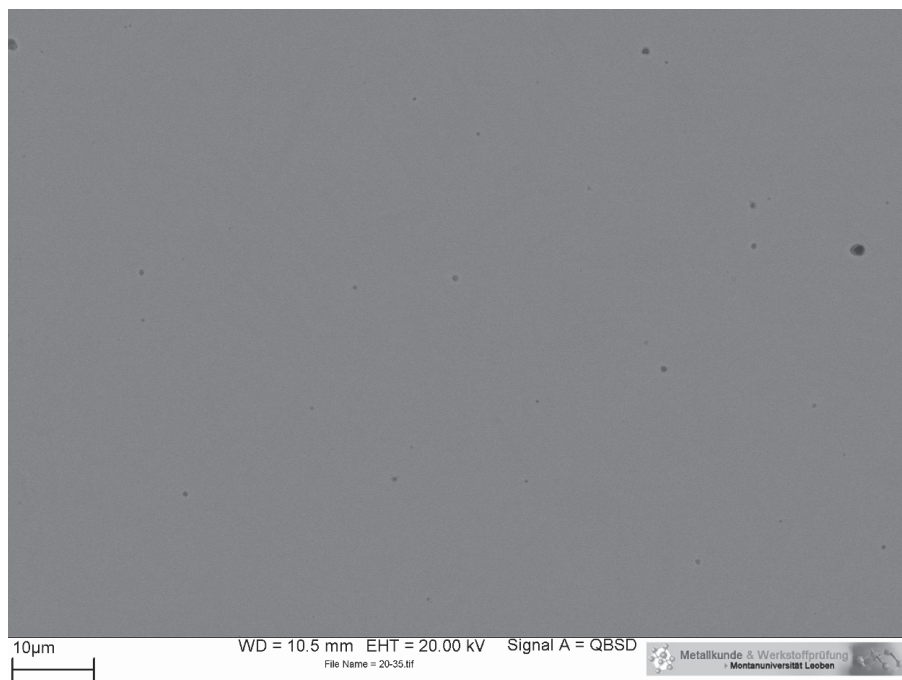


Abb. 4.66: REM-Bild der Probe 13_1 (W400) mit einer TA von 1004°C und einer Haltezeit von 30 min, abgeschreckt mit $\lambda=0.7$

Da durch das Auftreten von Karbiden die Zusammensetzung der Matrix geändert wird, wurden zum Nachweis derer EDX-Analysen durchgeführt. Da die Legierungselementgehalte in Matrix und Bulk gleich sind, erkennt man, dass alle Karbide aufgelöst sind, bzw. der Karbidanteil so gering ist, dass er unter der Detektierbarkeit der EDX-Analyse liegt.

Tab. 4.37: Chemische Zusammensetzung Bulk und Matrix von Legierungsspur 13_1 (W400) [m.-%]

	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Ni
Soll	0.36	0.20	0.25	5.00	1.30	0.45	0
Ist (nasschemisch)	0.35	0.17	0.26	4.79	1.26	0.41	0.07
Matrix (EDX)		0.23		5.05	1.51	0.51	

4.7.4 Interpretation

Vergleicht man nun die Bainitumwandlung mit den von Böhler Edelstahl GmbH angegebenen Werten (λ beim Start der Bainitumwandlung ist 0.3), stellt man eine Verschiebung der Bainitnase nach rechts fest. Diese Erhöhung der Inkubationszeit der Bainitbildung ist auf die höhere TA und die längere Haltezeit zurückzuführen. Dies macht sich auch im Gefügebild in Abb. 4.65 durch ein größeres Korn von einer ASTM Korngröße 6 bemerkbar.

5 Zusammenfassung

Aufgrund von immer größeren Druckgusswerkzeugen bei der Verarbeitung von Leichtmetalllegierungen steigen die Anforderungen an Warmarbeitsstähle. Das größte Problem ist die bei der Vergütung auftretende Hintergrundwärme. Durch diese werden die gewünschten Oberflächenhärten nicht mehr erreicht. Denn durch die verzögerte Abkühlung kommt es zu einer Umwandlung in der Bainitstufe, d.h. eine unvollständige oder gar keine martensitische Umwandlung ist die Folge [7].

Das Ziel dieser Arbeit ist es, ausgehend vom W400, einem Warmarbeitsstahl der Firma Böhler Edelstahl GmbH Kapfenberg, den Einfluss der Legierungselemente auf die Bainitbildung herauszufinden. Durch eine gezielte Modifizierung der Elemente Mo, Mn, Cr, Ni, Si, V und C soll eine Verschiebung der Bainitumwandlung zu größeren Zeiten erreicht werden. Die Proben wurden durch Laserlegieren im Laserzentrum Leoben hergestellt. Die vorgegebenen Zusammensetzungen sind in Tab. 5.1 dargestellt:

Tab. 5.1: Legierungsvorgaben in m.-%

	Unterer Grenzwert (UG) W400 VMR	Ungefähre Zwischenabstufungen beim Legierungsgehalt			Oberer Grenzwert (OG)
C	0.36	0.45	0.55	0.65	0.80
Si	0.20	0.45	0.80	1.15	1.50
Mn	0.25	0.35	0.50	0.65	0.80
Cr	5.00	5.50	6.50	7.50	8.50
Mo	1.30	2.00	3.00	4.00	5.00
V	0.45	---	---	---	1.00
Ni	0	0.50	1.00	1.50	2.00

Da zur Zeit der Herstellung kein V verfügbar war, wurde auf diese Legierungsvariante verzichtet, was der Grund für die fehlende Zwischenabstufung in Tab. 5.1 ist.

Um die Dilatometermessungen durchführen zu können, war es notwendig, die TA der jeweiligen Legierungen zu bestimmen. Dies erfolgte mit der Software Thermo-Calc.

Im Dilatometer wurden die Proben mit einer Aufheizrate von 0.56°C/s unter Vakuum auf TA erhitzt und 30 min bei dieser Temperatur unter Vakuum gehalten.

Anschließend wurden die Proben mit einer definierten Abkühlgeschwindigkeit mit Stickstoff abgeschreckt. Die Abkühlkurven aus den Versuchen dienten zur Erstellung von ZTU Diagrammen. Es ergaben sich jedoch durch die kleinen Probengeometrien und Inhomogenitäten Ungenauigkeiten, weshalb die Ergebnisse als Tendenz und nicht als genaue Werte angenommen werden können.

Um die ZTU Diagramme richtig zu deuten, musste auch der Einfluss des Gefüges ermittelt werden. Die Gefügecharakterisierung erfolgte mittels LIM1, wobei die ehemaligen Austenitkorngrößen bestimmt wurden, die neben der TA und der Haltezeit einen entscheidenden Einfluss auf das Umwandlungsverhalten haben. Ein grobes Korn erschwert die Bainitbildung und verschiebt diese zu längeren Zeiten.

Durch REM-Untersuchungen konnte verifiziert werden, dass alle Karbide aufgelöst sind. Denn ist das nicht der Fall, entziehen die Karbide der Grundmatrix die Legierungselemente, was sich auf die Bainitbildung auswirkt. Weiters musste die Zusammensetzung der Matrix bestimmt werden. Dies erfolgte mit Hilfe von EDX-Analysen. Somit können die auftretenden Effekte auf die Verzögerungen der Umwandlungen berücksichtigt werden.

In Abb. 5.1 bis Abb. 5.6 sind die Einflüsse der einzelnen Legierungselemente im ZTU Diagramm dargestellt.

Mo-Variante

Man erkennt aus Abb. 5.1, dass mit steigendem Mo-Gehalt eine Verlängerung der Inkubationszeit für die Bainitbildung eintritt. Die Bainitnase liegt bei der Legierung mit 2 m.-% Mo bei einer Abkühlgeschwindigkeit $\lambda < 0.5$ und verschiebt sich nach der Erhöhung des Mo-Gehalts auf 5.49 m.-% zu $\lambda = 12$. Weiters wird der Beginn der Martensitbildung von über 330°C auf 295°C verzögert.

Um diese Verzögerungen zuordnen zu können, muss auf andere auftretende Effekte geachtet werden. Da in der Probe mit 2 m.-% Mo eine kfz Phase aus V, Mo, C und Cr auftritt, erfolgte keine Kornvergrößerung, obwohl eine erhöhte TA von 990°C angewandt wurde. Das kfz MC-Karbid setzt sich laut Thermo-Calc aus ca. 52 m.-% V, 29 m.-% Mo, 14 m.-% C und 4,5 m.-% Cr zusammen. Diese Elemente werden der Matrix entzogen, was zu Gehalten von ca. 1.38 m.-% Mo und 4.29 m.-% Cr in der Matrix führt. Das Absenken dieser Legierungselemente in der Matrix hat eine gegenteilige Wirkung zu dem steigenden Mo-Gehalt. Es führt zu einer Verschiebung der Bainitbildung zu geringeren Zeiten. Ebenso wird durch den geringeren C-Gehalt in der Matrix die Martensitbildung zu höheren Temperaturen verschoben. Da der Karbidanteil jedoch gering ist, ist auch der Einfluss hinsichtlich Änderung des C-

Gehalts der Matrixzusammensetzung nicht so groß. Die Absenkung des C-Gehalts beträgt ca. 0.04 m.-%.

Auch bei der Legierung mit 3.53 m.-% Mo treten bei einer TA von 1048°C Karbide auf, die die Kornvergrößerung verhindern. Diese sind jedoch von der Art M_6C . Die Zusammensetzung dieser besteht aus ca. 55 m.-% Mo, 36 m.-% Fe, 4 m.-% Cr und 2,7 m.-% C. Da der C-Gehalt hier viel geringer ist, ist auch die Auswirkung auf die Matrixzusammensetzung sehr klein und es erfolgt eine Absenkung des C-Gehalts der Matrix um 0.01 m.-%. Auch der Mo-Gehalt ändert sich nicht viel, er beträgt 3.43 m.-% in der Matrix. Somit lässt sich die Verschiebung der Bainit- und Martensitumwandlung auf den erhöhten Mo-Gehalt zurückführen.

Durch die Betrachtung der REM-Bilder der Legierung mit 4.72 m.-% Mo erkennt man trotz einer überhöhten TA von 1116°C auch Karbide. Diese sind wieder M_6C Karbide, was aus den Gleichgewichtsberechnungen hervorgeht. Da der Anteil der Karbide gering ist, ist auch die Auswirkung auf die Matrixzusammensetzung klein. Aus den EDX-Analysen ergab sich ein Wert von 5.00 m.-% Mo in der Matrix. Dieser hohe Wert ist aber auf Messungenauigkeiten zurückzuführen. Somit erfolgt auch hier die Verzögerung der Umwandlung zu Bainit durch den steigenden Mo-Gehalt in der Matrix. Diese Legierung ist nicht im ZTU Diagramm in Abb. 5.1 eingezeichnet, da aus Mangel an Proben der Bainitumwandlungspunkt nicht bestimmt werden konnte. Da Abkühlkurven bis zu $\lambda=10$ aufgenommen wurden, muss er aber über $\lambda>10$ liegen. Somit passt dieses Ergebnis gut mit den anderen überein.

Anders als bei den vorigen Legierungen treten bei der Probe mit 5.49 m.-% Mo keine Karbide auf. Dadurch, dass diese gelöst vorliegen, erfolgte eine Kornvergrößerung. Da die verwendete TA von 1155°C eigentlich unter der berechneten liegt, ist nicht klar, wodurch diese Kornvergrößerung zustande kam. Es ist aber wahrscheinlich, dass die Berechnung mit Thermo-Calc zu einem ungenauen Wert führte. Der ermittelte Mo-Gehalt in der Matrix beträgt 5.17 m.-%, welcher unter Berücksichtigung der Fehlertoleranz der EDX-Analyse mit den 5.49 m.-% des Bulks übereinstimmt. Die Verschiebung der Bainitumwandlung zu längeren Zeiten erfolgte hier also nicht nur durch den höheren Mo-Gehalt, sondern auch durch die Kornvergrößerung. Durch das Auftreten der Kornvergrößerung entsteht auch eine inhomogene Korngrößenverteilung, welche gut in den lichtmikroskopischen Untersuchungen zu sehen ist.

Man erkennt, dass mit zunehmenden Mo-Gehalt in der Legierung der Fe-Gehalt im M_6C Karbid ansteigt. Anders ist es mit den Mo-, Cr- und V-Gehalten im Karbid, denn diese nehmen ab.

Vergleicht man nun die ZTU Diagramme, erkennt man die verzögernde Wirkung des steigenden Mo-Gehalts auf die Bainitumwandlung. Die Verschiebung der M_s -

Temperatur zu geringeren Werten ist wahrscheinlich nur die Folge des Grobkorns, wobei die M_f -Temperatur mit steigenden Mo-Gehalt absinkt.

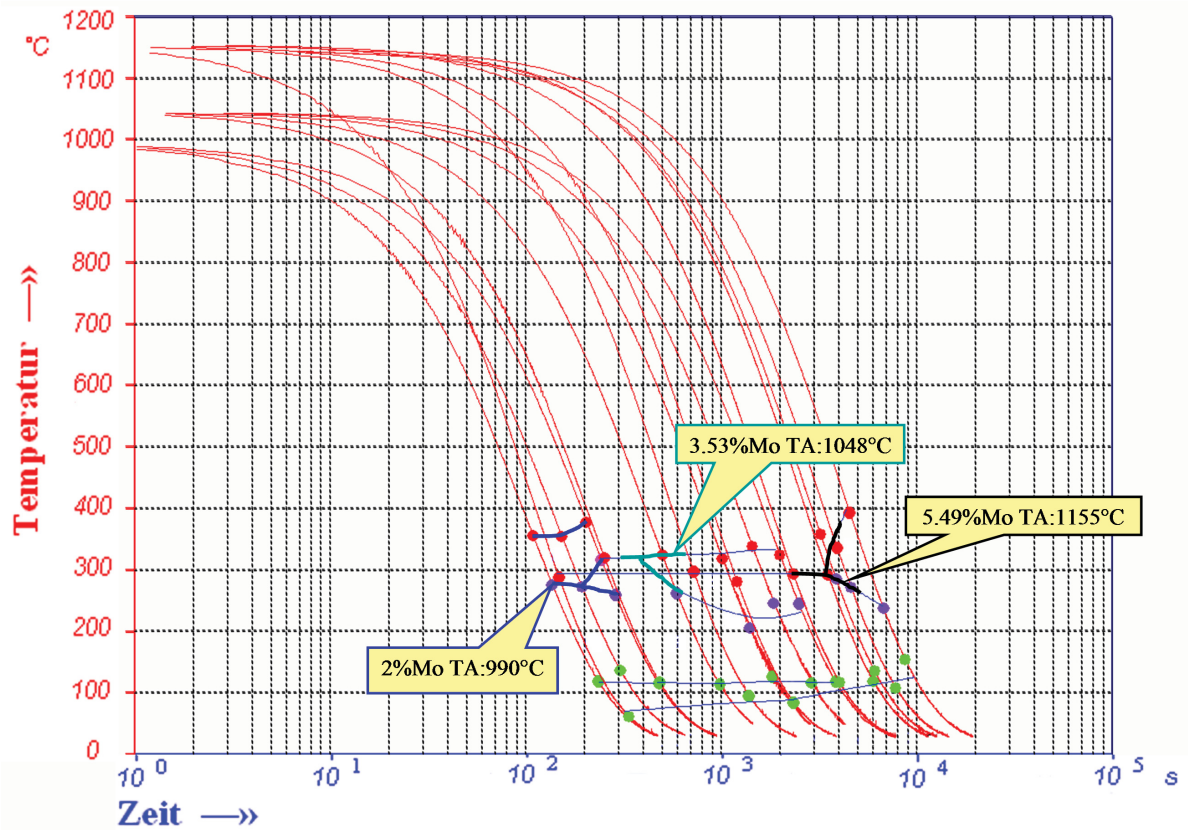


Abb. 5.1: Zusammenfassung der Wirkung des Legierungselements Mo

Mn-Variante

Durch die Überlagerung der ZTU Diagramme in Abb. 5.2 zeigt sich die verzögernde Wirkung des Mn auf die Bainit- und Martensitbildung. Die Bainitnase verschiebt sich von einer Abkühlgeschwindigkeit von $\lambda=0.3$ auf ca. $\lambda=1.5$. Auch die M_s -Temperatur wird von 380°C auf 360°C erniedrigt.

Aus den Gleichgewichtsberechnungen erkennt man die Bildung eines kfz MC-Karbid. Diese besteht aus ca. 58 m.-% V, 20 m.-% Mo, 15 m.-% C und 6 m.-% Cr. Mn bildet keine Karbide und hat auch keinen Einfluss auf die Zusammensetzung der kfz Phase. Bei der Legierung mit 0.45 m.-% Mn treten keine im REM erkennbaren Karbide auf, was auf die erhöhte TA von 990°C zurückzuführen ist. Betrachtet man jedoch die EDX-Analysen der Matrix, so kann man auf einen sehr geringen Anteil von Karbiden schließen. Dieser erklärt auch, dass trotz erhöhter TA keine

Kornvergrößerung aufgetreten ist. Weiters erkennt man einen Mn-Gehalt von 0.35 m.-% in der Matrix.

Auch bei der Variante mit 0.55 m.-% Mn bei einer TA von 990°C sind keine Karbide, aber auch keine Kornvergrößerung zu erkennen. Aus den EDX-Analysen erkennt man einen Mn-Gehalt von 0.57 m.-% in der Matrix und es fällt ein größerer Cr-Gehalt in der Matrix im Vergleich zu den anderen Legierungen auf. Dieser ist wahrscheinlich der Grund, warum die M_s -Temperatur so sehr abfällt.

In der Legierung mit 0.65 m.-% Mn ist der Cr-Gehalt in der Matrix geringer, weshalb wahrscheinlich auch die M_s -Temperatur wieder ansteigt. Außerdem sind in dieser Variante trotz einer überhöhten TA von 990°C Karbide zu erkennen. Da der Flächenanteil der Karbide bestimmt wurde, konnte auf den C-Gehalt der Matrix zurückgerechnet werden. Dieser bestätigt den geringen Anteil an Karbiden, da sich der C-Gehalt der Matrixzusammensetzung kaum von der des Bulks unterscheidet, obwohl in den Karbiden 15 m.-% C vorliegt. Somit lässt sich die Verzögerung der Umwandlung zu Bainit auf den erhöhten Mn-Gehalt schließen.

Nach einer Steigerung des Mn-Gehalts auf 0.71 m.-% treten bei einer TA von 990°C wieder Karbide auf. Aber auch deren Anteil ist so gering, dass fast keine Beeinflussung der Matrixzusammensetzung erfolgt. Mithilfe einer EDX-Analyse wurde ein Mn-Gehalt von 1.02 m.-% bestimmt. Dieser hohe Wert im Vergleich zu der chemischen Analyse des Bulks lässt sich durch die interzellulare Seigerung des Mn, wie unter Kapitel 2.4.3 beschrieben, erklären. Dadurch erklärt sich auch der geringe Cr-Gehalt in der Matrix. Die Verschiebung der Umwandlung zu längeren Zeiten wird also durch den erhöhten Mn-Gehalt verursacht.

Bei der Probe mit 0.90 m.-% Mn sind im REM-Bild zwar keine Karbide zu erkennen, doch aus den geringen Gehalten von Cr und Mo in der Matrix geht eine Bildung von Karbiden trotz überhöhter TA von 990°C hervor. Auch hier ist ein erhöhter Mn-Gehalt zu sehen. Das deutet darauf hin, dass mit größerem Mn-Gehalt die Neigung zur interzellularen Seigerung steigt. Da nun die Legierungsgehalte in der Matrix kleiner sind, erfolgt auch keine weitere Verzögerung der Bainit- und Martensitbildung.

Aus diesen Erkenntnissen der Mn-Varianten lässt sich eine Verschiebung der Bainitbildung zu längeren Zeiten erkennen. Auch die M_s -Temperatur wird zu geringeren Temperaturen verschoben, die M_f -Temperatur bleibt jedoch unverändert.

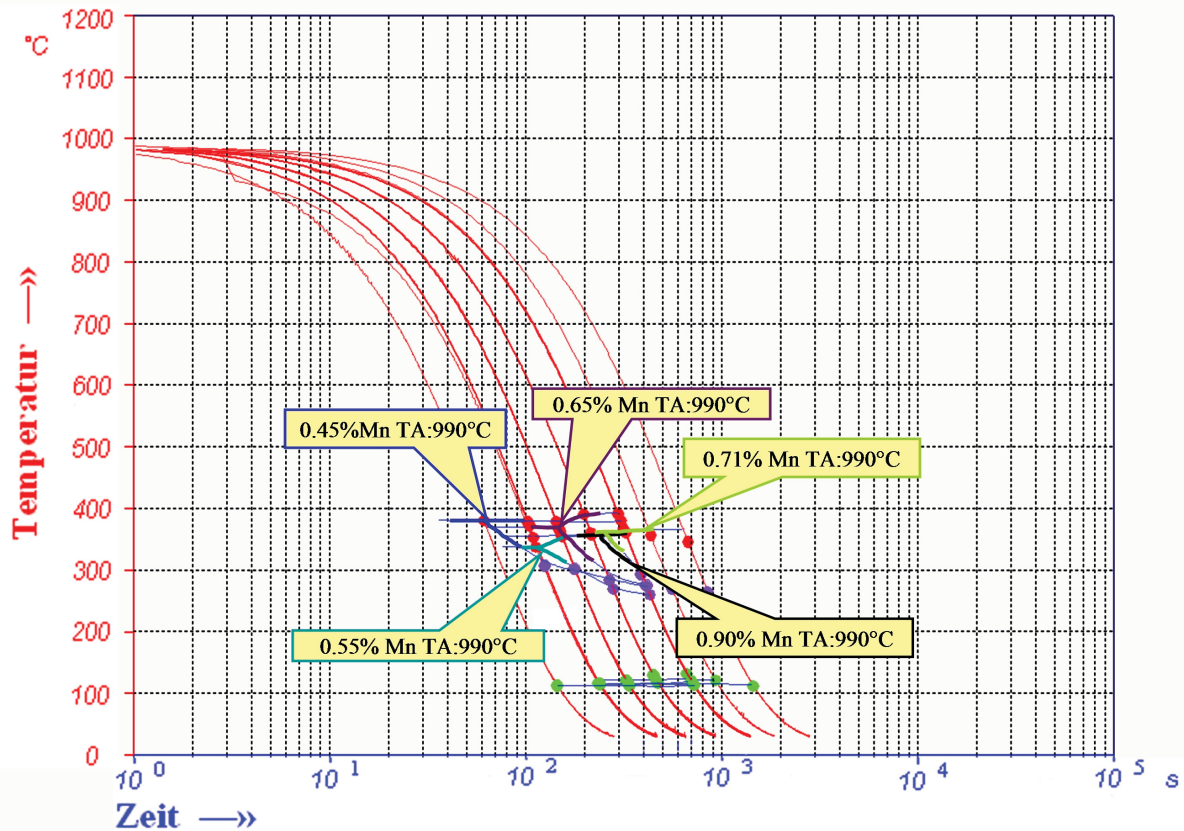


Abb. 5.2: Zusammenfassung der Wirkung des Legierungselements Mn

Cr-Variante

In der Abb. 5.3 sind die ZTU Diagramme der Cr-Varianten übereinander gelegt. Es lässt sich eine Erhöhung der Inkubationszeit für die Bainitbildung von $\lambda=1$ bis 3 auf $\lambda=5$ bis 8 erkennen, wobei die Martensitbildung im Bereich von 350°C eher unverändert bleibt.

In der Legierung mit 5,78 m.-% Cr tritt laut Gleichgewichtsberechnungen ein kFz MC-Karbid mit einer Zusammensetzung von ca. 60 m.-% V, 17,5 m.-% Mo, 15 m.-% C und 7 m.-% Cr auf, wobei der Mo-Gehalt mit steigendem Cr-Gehalt der Legierung sinkt und der Cr-Gehalt in der Phase steigt. Aus den EDX-Analysen erkennt man einen Cr-Gehalt von 5,67 m.-% in der Matrix, welcher geringer ist als im Bulk, und auch der kleine Mo-Gehalt im Vergleich zu den anderen Legierungen lassen auf das Vorhandensein der kFz Phase schließen. Diese ist im REM-Bild nicht zu erkennen, die Auswirkung auf das Kornwachstum jedoch schon. Denn bei den lichtmikroskopischen Untersuchungen ist keine Kornvergrößerung zu sehen, was auf die Existenz von Karbiden hindeutet, ebenso wie die TA von 997°C, welche nicht überhöht ist.

Bei einer Steigerung des Cr-Gehalts auf 6.60 m.-% tritt ebenfalls das kfz MC-Karbid auf, jedoch mit einem verringerten Mo-Gehalt von 17 m.-% und einem höheren Cr-Gehalt von 7.55 m.-%. Aus den EDX-Analysen lässt sich ein geringer Cr-Gehalt von 5.83 m.-% in der Matrix erkennen. Das deutet auf das Vorhandensein von Karbiden hin, ebenso wie das nicht erfolgte Kornwachstum. Im REM-Bild sind jedoch keine Karbide zu erkennen. Aus Gründen der Messungenauigkeit kann der Cr-Gehalt der Matrix dieser Legierung noch kleiner sein, als bei der vorigen Legierung. Das würde die beschleunigte Bainitbildung erklären, da Cr eigentlich diese laut Literatur (siehe Kapitel 2.4.4) verzögert. Das gleiche gilt für die M_s -Temperatur, die verzögert werden sollte, jedoch erhöht wird.

Nach einer weiteren Erhöhung des Cr-Gehalts der Legierung auf 7.81 m.-% erhält man laut Gleichgewichtsberechnungen M_7C_3 Karbide. Diese bestehen aus 56-60 m.-% Cr, 23-24 m.-% Fe, 9 m.-% C, 8 m.-% V und 2 m.-% Mo. Mit steigendem Cr-Gehalt in der Legierung steigt der Cr-Gehalt im Karbid. Die Elemente Fe und Mo nehmen unter den gleichen Bedingungen etwas ab. Aus den lichtmikroskopischen Aufnahmen erkennt man eine Kornvergrößerung, welche eine Verzögerung auf die Bainitumwandlung bewirkt. Auch die nicht vorhandenen Karbide im REM-Bild und der ähnliche durch EDX-Analyse bestimmte Cr-Gehalt von Matrix (7.98 m.-%) und Bulk deuten darauf hin. Nicht zu erwarten war die Kornvergrößerung aus der niedrigen TA. Die verwendete TA ist um 15°C geringer als die berechnete. Der Grund dafür, dass das Kornwachstum trotzdem eingetreten ist, könnte der geringe V-Gehalt im Karbid sein, denn V ist für seine hohe Temperaturbeständigkeit bekannt (siehe Kapitel 2.4.7). Da das Kornwachstum der großen Körner auf Kosten der kleinen Körner geht, entsteht eine inhomogene Korngrößenverteilung, welche auch gut in den lichtmikroskopischen Untersuchungen zu erkennen ist.

Unter Berücksichtigung der Matrixgehalte lässt sich aus diesen Untersuchungen eine Verzögerung der Bainitbildung mit steigendem Cr-Gehalt erkennen. Die Martensitbildung bleibt eher unbeeinflusst.

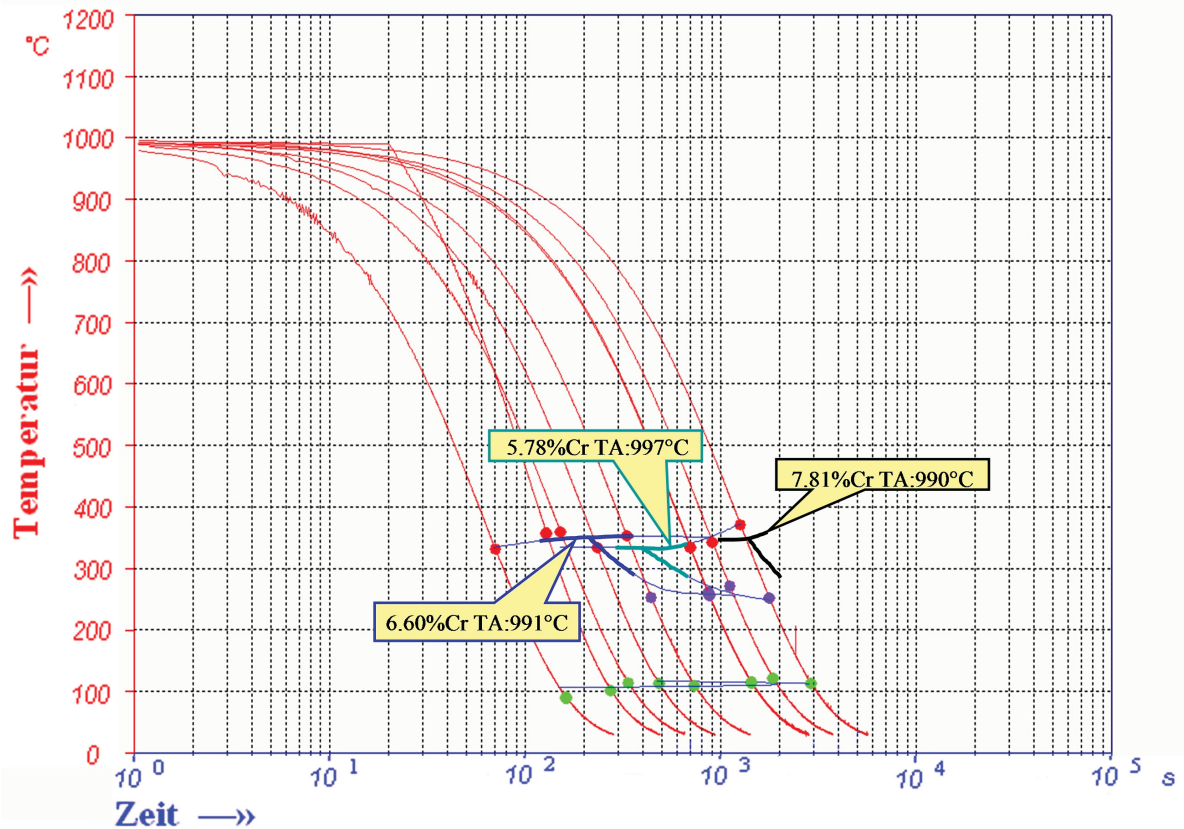


Abb. 5.3: Zusammenfassung der Wirkung des Legierungselements Cr

Ni-Variante

Beim Vergleich der ZTU Diagramme der Ni-Varianten in Abb. 5.4 erkennt man mit steigendem Ni-Gehalt eine Erhöhung der Inkubationszeit für die Bainitbildung von $\lambda=0.5$ bis 1 auf $\lambda=20$ und eine Verzögerung der Martensitbildung (von $M_s=335^\circ\text{C}$ auf $M_s=280^\circ\text{C}$).

Betrachtet man die Gleichgewichtsberechnungen, so bildet sich eine kfz Phase aus. Diese besteht aus ca. 57 m.-% V, 22 m.-% Mo, 15 m.-% C und 6 m.-% Cr. D.h. Ni befindet sich in der Matrix gelöst. Es lässt sich mit steigenden Ni-Gehalt eine Steigerung des Cr-Gehalts in der kfz Phase erkennen.

Bei der Legierung mit 0.64 m.-% Ni ergab sich aus den EDX-Analysen ein Ni-Gehalt von 0.46 m.-% in der Matrix. Das deutet darauf hin, dass Ni wie prognostiziert in der Matrix gelöst ist. Da in den REM-Bildern die Karbide zu sehen waren, konnte auf den C-Gehalt in der Matrix zurückgerechnet werden. Es ergab sich ein Wert, der um 0.02 m.-% kleiner ist als im Bulk. Somit haben die gebildeten Karbide nur einen geringen Einfluss auf die Matrixzusammensetzung, da ihr Anteil so klein ist. Trotzdem ist die verzögernde Wirkung auf das Kornwachstum vorhanden, wie in den LIMI-Bildern zu sehen ist. Außerdem ist die verwendete TA von 972°C kleiner als die

berechnete, was auch einer Auflösung der Karbide und somit einer Kornvergrößerung entgegenwirkt.

Nach einer Erhöhung des Ni-Gehalts auf 1.71 m.-% erfolgt eine Verzögerung der Bainitbildung und auch der Martensitbildung. In dem REM-Bild sind nach einer TA von 976°C ebenfalls wieder Karbide zu sehen. Durch diese kann man auf den C-Gehalt in der Matrix zurückrechnen. Da der Anteil der Karbide sehr klein ist, ist auch der Einfluss auf die Matrixzusammensetzung gering. Deshalb ist der C-Gehalt von Matrix und Bulk nahezu identisch. Das Kornwachstum wird jedoch behindert, wie in den LIM-Bildern zu sehen ist. Aufgrund der nicht erfolgten Kornvergrößerung bewirkt nur der gestiegene Ni-Gehalt auf 1.89 m.-% in der Matrix die Umwandlungsverzögerung von Bainit und Martensit.

Bei der Legierung mit 2.61 m.-% Ni bleibt die Tendenz der Umwandlungsverzögerung zu Bainit und Martensit erhalten. Es kommen trotz einer überhöhten TA von 979°C wieder Karbide vor. Deren Anteil ist jedoch so gering, dass die Zusammensetzung der Matrix kaum beeinflusst wird. Der zurückgerechnete C-Gehalt der Matrix ist dem des Bulks sehr ähnlich. Die Karbide wirken einer Kornvergrößerung entgegen, wie aus den LIM-Bildern hervorgeht.

Auch bei der Legierung mit 4.16 m.-% Ni existiert ein geringer Anteil von Karbiden, welcher einer Kornvergrößerung entgegenwirkt. Aus der EDX-Analyse lassen sich auch nur kleine Abweichungen zur chemischen Zusammensetzung des Bulks herauslesen, was auf den geringen Anteil von Karbiden hindeutet. Die thermische Stabilität der Karbide bei der überhöhten TA von 985°C ist wahrscheinlich wieder auf den hohen V-Gehalt in den Karbiden zurückzuführen.

Vergleicht man die Cr-Gehalte in den Karbiden, so erkennt man eine Zunahme mit steigendem Ni-Gehalt. Dieses Ergebnis stimmt mit den Gleichgewichtsberechnungen und der Literatur (siehe Kapitel 2.4.5) überein.

Die Untersuchungen ergaben, dass mit steigendem Ni-Gehalt die Bainit- und Martensitbildung deutlich verzögert werden.

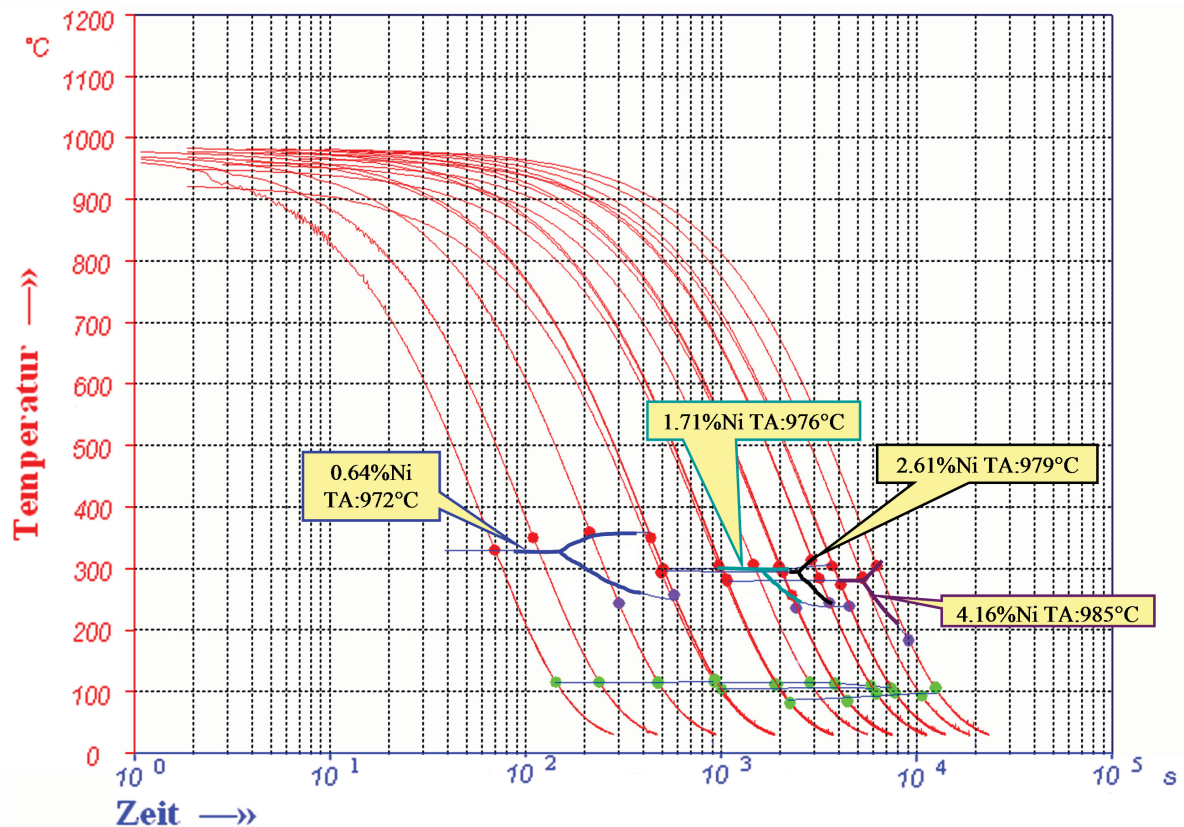


Abb. 5.4: Zusammenfassung der Wirkung des Legierungselements Ni

Si-Variante

Man erkennt aus den ZTU Diagrammen, die in Abb. 5.5 übereinander gelegt wurden, dass mit steigendem Si-Gehalt die Inkubationszeit für die Bainitbildung von $\lambda=1$ bis 2 auf $\lambda=4$ bis 8 erhöht und die Martensitbildung von $M_s=330^\circ\text{C}$ auf $M_s=315^\circ\text{C}$ verzögert wird.

In den Gleichgewichtsberechnungen ist ein kfz MC-Karbid zu sehen. Dieses besteht aus ca. 59 m.-%V, 19 m.-% Mo, 15 m.-% C und 6 m.-% Cr. Mit steigendem Si-Gehalt in der Legierung sinkt der Mo-Gehalt und steigt der V-Gehalt in der kfz Phase.

In der Legierung mit 0.53 m.-% Si sind in den REM-Bildern Karbide zu erkennen. Auch die Gegenüberstellung der EDX-Analyse mit der chemischen Zusammensetzung des Bulks im Vergleich zu den anderen Legierungen deutet auf das Vorhandensein von Karbiden hin, da der Cr- und Mo-Gehalt klein erscheint. Aufgrund der vorhandenen Karbide erfolgte trotz überhöhter TA von 1001°C keine Kornvergrößerung, wie auch aus den LIM-Bildern hervorgeht. Über die Flächenanteile der Karbide in den REM-Bildern konnte auf den C-Gehalt der Matrix zurückgerechnet werden. Dieser ist aufgrund des geringen Karbidanteils nur um 0.01 m.-% kleiner als im Bulk. Somit ist die Auswirkung der Karbide auf die

chemische Zusammensetzung der Matrix vernachlässigbar. Das Si kommt gelöst in der Matrix mit einem Gehalt von 0.59 m.-% vor. Auch bei der Legierung mit 1.20 m.-% Si kommt das Si gelöst vor. Der Gehalt in der Matrix beträgt 1.39 m.-% Si, welcher noch in der Fehlertoleranz liegt. Das Auftreten der kfz Phase wirkt trotz der erhöhten TA von 1034°C der Kornvergrößerung entgegen, wie aus den LIM-Bildern hervorgeht. Aufgrund des geringen Karbidanteils, welcher im REM-Bild zu sehen ist, ist der zurückgerechnete C-Gehalt der Matrix ähnlich dem des Bulks. Der Unterschied beträgt wieder nur 0.01 m.-% C. Auch der Cr- und Mo-Gehalt in der Matrix ist nur wenig kleiner als im Bulk.

Nach einer weiteren Erhöhung des Si-Gehalts auf 1.63 m.-% sind bei einer TA von 1055°C Karbide in den REM-Bildern zu erkennen. Diese wirken einer Kornvergrößerung entgegen und beeinflussen die chemische Zusammensetzung der Matrix kaum. Aus der EDX-Analyse ergibt sich ein Si-Gehalt von 1.92 m.-%, welcher verglichen mit dem Bulk noch in der Fehlertoleranz liegt. Auch die anderen Legierungselemente sind ähnlich in Matrix und Bulk. Nur der Mo-Gehalt erscheint ein wenig verringert. Das kann jedoch auf Messungenauigkeiten zurückzuführen sein. Aus dem Vergleich der ZTU Diagramme und unter Berücksichtigung der Matrixzusammensetzungen lässt sich die Verzögerung der Umwandlung zu Bainit und Martensit auf den steigenden Si-Gehalt zurückführen.

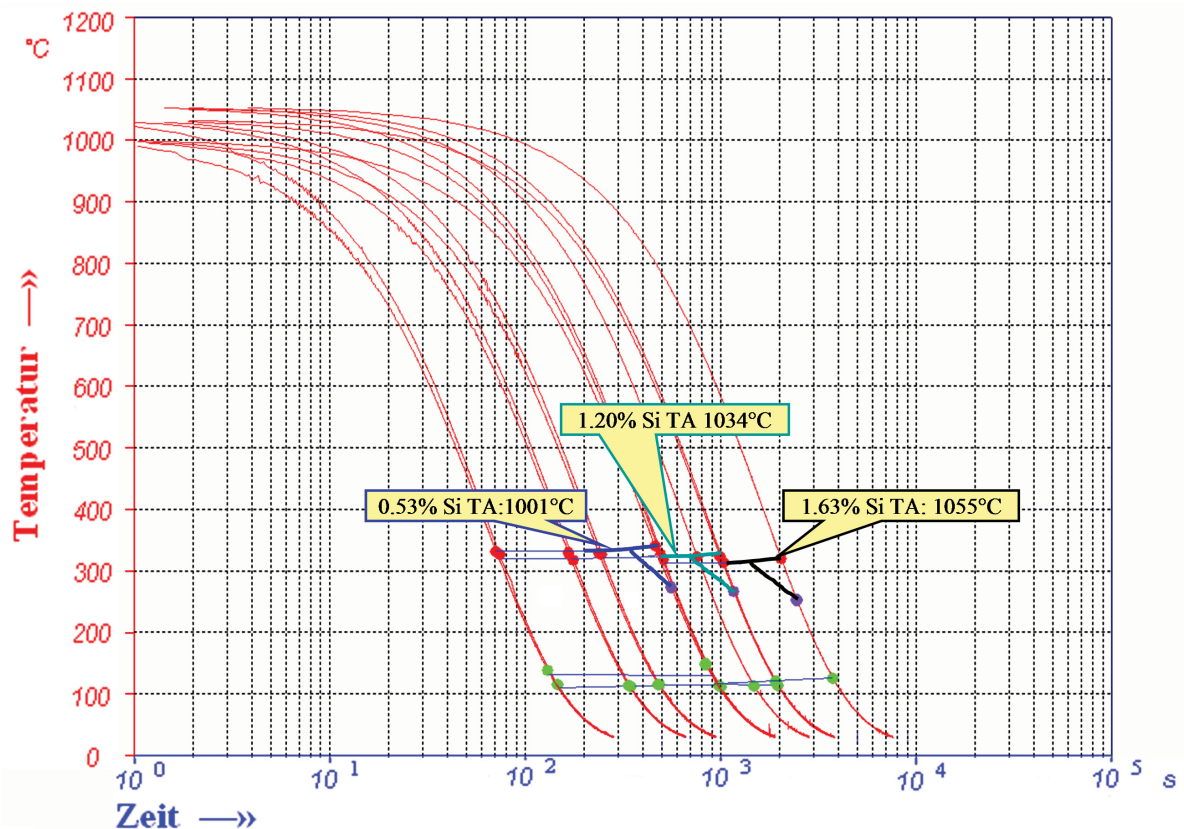


Abb. 5.5: Zusammenfassung der Wirkung des Legierungselements Si

C-Variante

Legt man die ZTU Diagramme der C-Varianten übereinander (Abb. 5.6), so kann man deutlich die Erhöhung der Inkubationszeit für die Bainitbildung und die Verzögerung der Martensitbildung erkennen. Die Bainitnase verschiebt sich durch Erhöhung des C-Gehalts (0.40 m.-% auf 0.50 m.-%) von $\lambda=6$ auf $\lambda=16$ und die M_s -Temperatur von 285°C auf 220°C.

Aus den Gleichgewichtsberechnungen geht hervor, dass sich ein kfz MC-Karbid bildet. Dieses beinhaltet ca. 55 m.-% V, 20 m.-% Mo, 15 m.-% C, 7 m.-% Cr und 1 m.-% Fe. Mit steigendem C-Gehalt in der Legierung bemerkt man eine Erhöhung des Fe- und Cr-Gehalts in der kfz Phase. V verhält sich gegenteilig und wird weniger.

In der Legierung mit 0.40 m.-% C tritt diese kfz Phase in sehr geringem Anteil auf, da keine Kornvergrößerung in den lichtmikroskopischen Untersuchungen zu sehen ist. Der Anteil ist so gering, dass diese im REM-Bild und auch aus der EDX-Analyse der Matrix nicht zu erkennen sind. Weiters deutet die inhomogene Korngrößenverteilung darauf hin, dass das Gefüge bereits kurz vor dem Kornwachstum steht.

Bei Betrachtung der Legierung mit 0.50 m.-% C unter dem Lichtmikroskop fällt sofort die Kornvergrößerung auf. Diese ist auf die erhöhte TA von 1059°C zurückzuführen. Bei dieser Temperatur wurden alle Karbide aufgelöst und konnten dem Kornwachstum nicht entgegenwirken. Auch die REM-Untersuchungen bestätigen, dass die Karbide aufgelöst sind. Aus den EDX-Analysen ersieht man auch eine Auflösung der Karbide, da die chemische Zusammensetzung der Matrix im Vergleich untereinander gleich ist. Somit ergibt sich aufgrund der Kornvergrößerung ein verstärkter Einfluss des steigenden C-Gehalts auf die Verzögerung der Umwandlung zu Bainit und Martensit.

Aus dem Vergleich des C-Gehalts von Soll und Ist Wert bemerkt man die Schwierigkeiten bei der Herstellung und genauen Einstellung des C-Gehalts. Die auftretende Entkohlung ist besonders gut bei der Legierung mit 0.50 m.-% C zu beobachten. Denn bei dieser sollte der C-Gehalt eigentlich 0.80 m.-% betragen. Aus diesem Grund wurden auch nur 2 Legierungen untersucht, da der C-Gehalt der anderen Legierung nur um 0.02 m.-% von der Legierung 30_2 abwich.

Nach dieser Auswertung aller durchgeführten Untersuchungen und Gegenüberstellung der Legierungen untereinander erkennt man, dass alle Elemente die Tendenz aufweisen, die Bainitumwandlung zu längeren Zeiten zu verschieben. Ebenso wird die Martensitbildung von den meisten Elementen zu niedrigeren Temperaturen verschoben.

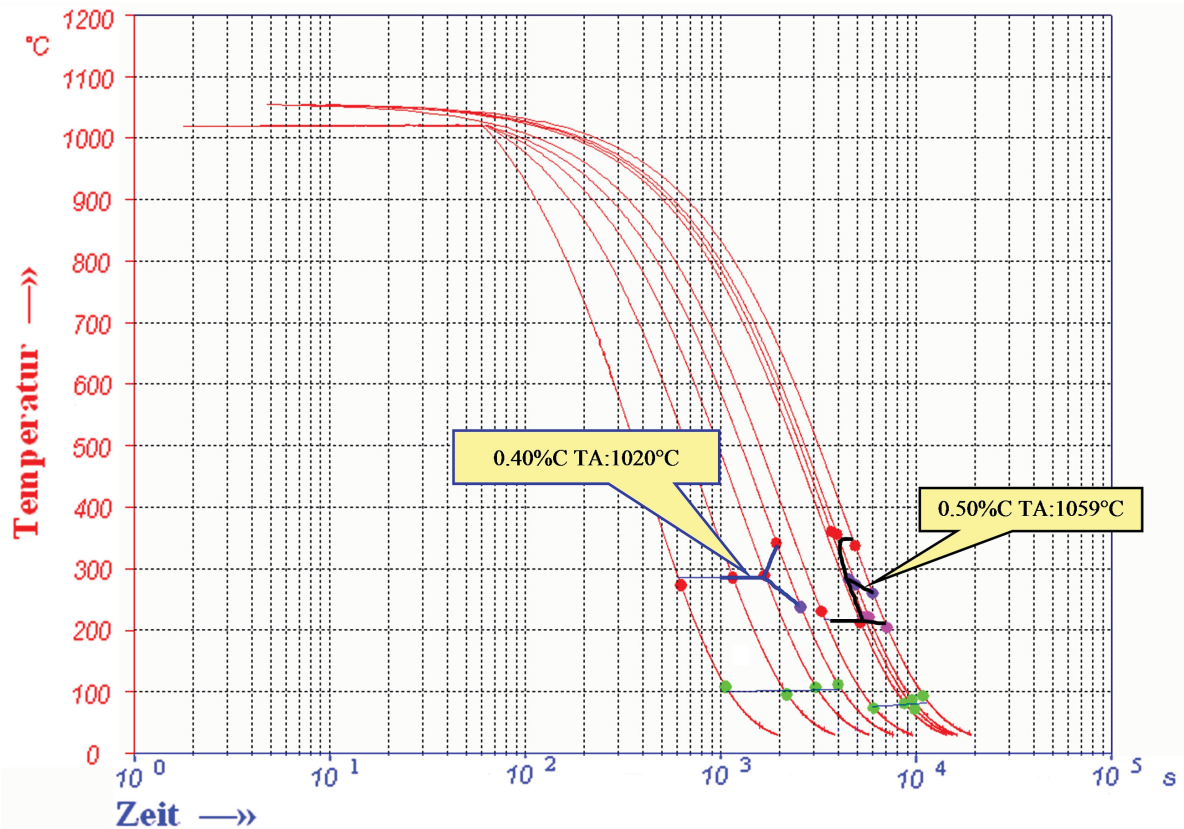


Abb. 5.6: Zusammenfassung der Wirkung des Legierungselements C

In Abb. 5.7 ist der Effekt der einzelnen Legierungselemente auf die Bainitbildung im Vergleich zum W400 zu sehen. Die Größe und Richtung der Pfeile zeigen die Gewichtung der Verschiebung der Bainitbildung. Den größten Einfluss haben Ni und Mo bei der Verschiebung der Bainitnase nach rechts unten im ZTU Diagramm.

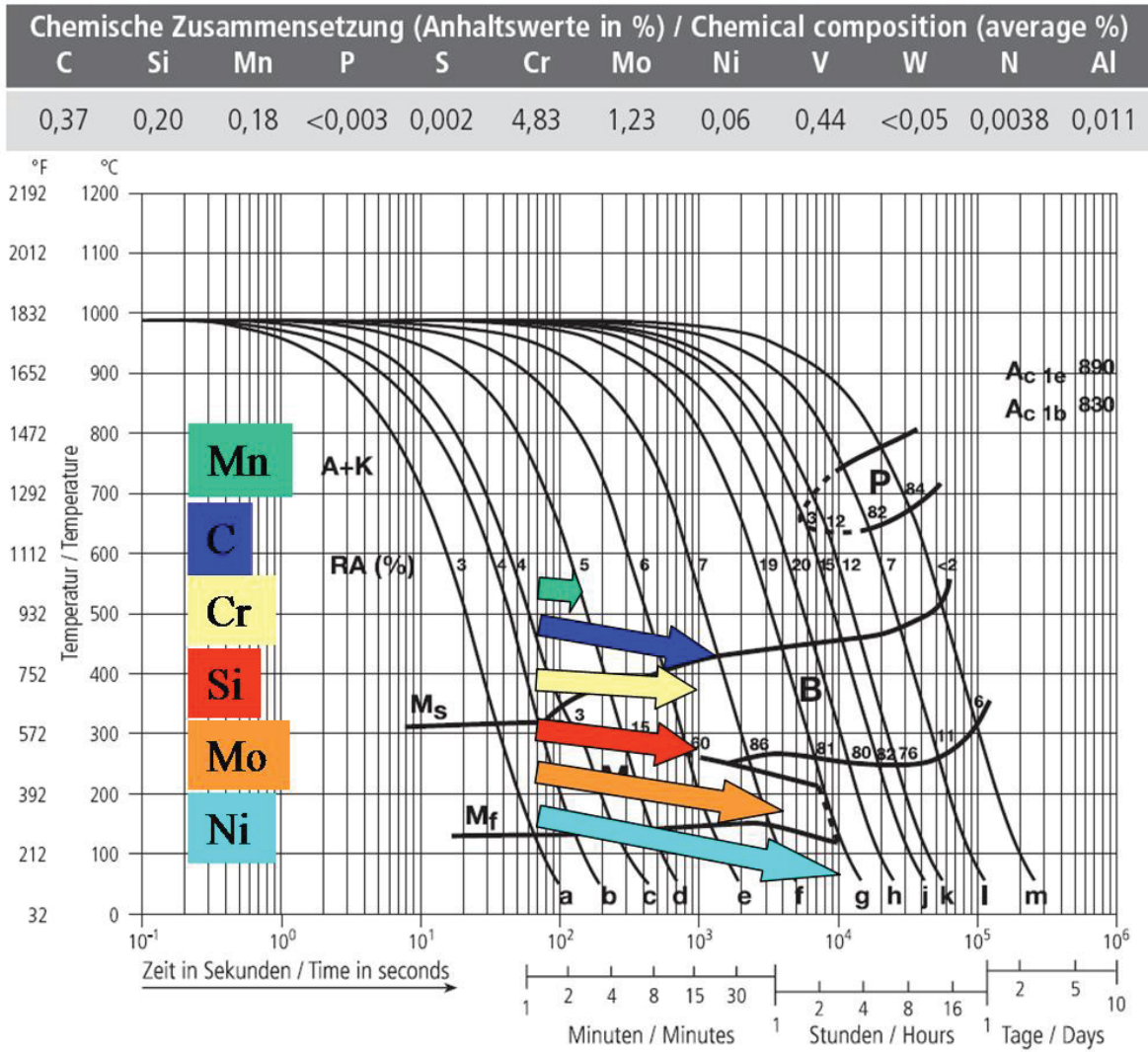


Abb. 5.7: Einfluss der Legierungselemente auf die bainitische Umwandlung (Größe und Richtung der Pfeile entsprechen der Gewichtung der Verschiebung der Bainitbildung)

6 Literaturverzeichnis

1. Böhler Edelstahl, „Markenübersicht Warmarbeitsstähle“, <http://www.boehler-edelstahl.com/files/W000DE.pdf>, April 2005.
2. Georg Fischer Fahrzeugtechnik Ag, „Automotive News“, Schaffhausen, Juli 2005.
3. Bargel H. J., Schulze G., „Werkstoffkunde“, Springer-Verlag Berlin Heidelberg 2005.
4. Böhler Edelstahl, „BÖHLER Werkzeugstähle für die Druckgießindustrie Techn. Details“, http://www.boehler-edelstahl.com/files/BW020DE_Techn.zip, Mai 2004.
5. Schindler A., „Formstahlbedarf und Qualitätskriterien der Warmarbeitsstähle X38CrMoV51 und X40CrMoV51 im Einsatz beim Aluminium-Druckgießen“, Dissertation, Montanuniversität Leoben, 1981, p.73.
6. König W., Klocke F., „Fertigungsverfahren Bd.4 Massivumformung“, 4.Auflage, VDI Verlag, Düsseldorf 1996, S.17f.
7. Böhler Edelstahl, „BÖHLER Werkzeugstähle für die Druckgießindustrie“, <http://www.boehler-edelstahl.com/files/BW020DE.pdf>, Mai 2004.
8. Böhler Edelstahl, „BÖHLER W400 VMR“, <http://www.boehler-edelstahl.com/files/W400DE.pdf>, Juni 2006.
9. Caliskanoglu D., Liebfahrt W., „Eigenschaften und Herstellung moderner Werkzeugstähle“, Wintersemester 2006/07.
10. Schumann H., „Metallographie“, 13.Auflage, Dt. Verlag für Grundstoffindustrie Leipzig, 1991, S.485ff.
11. Schumann H., „Metallographie“, 8.Auflage, Dt. Verlag für Grundstoffindustrie Leipzig, 1974, S.488ff.
12. Gottstein G., „Physikalische Grundlagen der Materialkunde“, 2. Auflage, Springer Verlag Berlin, 2001, S.391ff.
13. Bhadeshia H., „Bainite in steels“, The Institute of Materials, London, 1992.
14. Bhadeshia H., Christian J., „Bainite in steels“, Metallurgical Transactions Vol. 21A, 1990, pp.767.
15. Caballero F., Miller M., „Atomic scale observations of bainite transformation in a high carbon high silicon steel“, Acta Materialia Vol. 55, 2007, pp. 381-390.
16. Stüdemann H., „Wärmebehandlung der Stähle“, Carl Hanser Verlag München, 1960, S.131-160.
17. Mertens A., „Dilatometric Investigations on the Decomposition of Austenite in Two Medium-Carbon Steels With and Without Cr and Mo Additions, MS&T Conference Proceedings“, 2004, pp.187-198.

18. Jacques P., „Bainite transformation of low carbon Mn–Si TRIP-assisted multiphase steels: influence of silicon content on cementite precipitation and austenite retention“, *Materials Science and Engineering A273–275*, 1999, pp.475–479.
19. Nikitin I., „Einfluß der Austenitisierung auf das γ - α -Umwandlungsverhalten von IF-Stählen“, Diplomarbeit, Universität Kassel, 1999.
20. Bain E. C., Paxton H. W., „Alloying Elements in Steel“, American Society for Metals Ohio, 1966, pp.72.
21. Wang J., „On the influence of alloying elements on the bainite reaction in low alloy steels during continuous cooling“, *Journal of Materials Science*, Vol. 35, 2000, pp.4393-4404.
22. Matsubara V., Sasaguri N., „Influence of carbon content on phase transformation characteristics of multi-component white cast iron for mill materials“, *International Journal of Cast Metals Research*. Vol. 16, no. 1-3, 2003, pp. 77-82.
23. Feng H., Wang S., „Influence of carbon and manganese on continuous cooling transformation of Mn-Si dual-phase steel“, *Heat Treatment of Metals (China)*, Vol. 2, Feb. 1998, pp. 31-33.
24. Mirzayev D., „The Gamma→Alpha Transformation in low Carbon Fe-Cr Alloys“, *Phys. Met. Metall.* Vol.61, No.2, 1986, pp.114-122.
25. Kong J., Xie C., „Effect of molybdenum on continuous cooling bainite transformation of low-carbon microalloyed steel“, *Materials and Design* 27 (10), 2006, pp. 1169-1173.
26. Zhang C., Liao B., „Development of hot-rolled dual-phase weathering steel Cu-P-Cr-Ni-Mo“, *Materials and Design*, Vol. 28, 2007, pp.1760-1766.
27. Hackenberg R., Shiflet G., „A microanalysis study of the bainite reaction at the bay in Fe-C-Mo“, *Acta Materialia*, Vol. 51, 2003, pp.2131-2147.
28. Desalos Y., Laurent R., „Influence of Molybdenum Addition on the Tempering Behavior of Quenched Structures from Low-Carbon Niobium-Microalloyed Steels“, *Rev Metall (Paris)* 75 (12), 1978, pp. 673-689.
29. Eckstein, H.-J., „Technologie der Wärmebehandlung von Stahl“, 2. Auflage, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1977.
30. Fang X., „Influence of accelerated cooling on microstructure and mechanical properties of C-Mn steels“, *Materials Science and Technology* Vol. 18, January 2002, pp. 47-53.
31. Gagne M., „The influence of Manganese and Silicon on the Microstructure and Tensile Properties of Austempered Ductile Iron“, *Transactions of the American Foundrymen's Society*, Vol. 93, Pittsburgh, Pennsylvania, USA, 29 Apr.-3 May 1985, pp. 801-812.

32. Cisneros G., „The role of Cu, Mo and Ni on the kinetics of the bainitic reaction during the austempering of ductile irons”, Int. J. Cast Metals Res., Vol. 11, 1999, pp.425-430.
33. Albrecht J., Sopart H., „The Influence of Nickel Content and Heat Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of Super Clean 1CrMoV Rotor Steels“, 31st Mechanical Working and Steel Processing Conference; Chicago, Illinois; USA; 22-25 Oct. 1989. pp. 163-170.
34. Guo X.L., Liu Z.G., „The behavior and function of nickel in ductile iron”, Chinese Journal of Materials Research (Peoples Republic of China). Vol. 9, no. 4, Aug. 1995, pp. 289-293.
35. Quidort D., Brechet Y., „Isothermal growth kinetics of bainite in 0.5 m.-% C steels”, Acta Materialia, Vol. 49, 2001, pp.4161-4170.
36. Xu W., „Quantitative analysis of Ni effect on CCT diagrams of novel air-cooled bainite steels using artificial neural network models”, Journal of University of Science and Technology Beijing, Vol. 12, No. 5, 2005, pp.410-415.
37. Overhoff, „Legierungselemente“, <http://www.overhoff.de/Daten/Legierungselemente.pdf>, März 2007.
38. Reinert U., Schubert R., „Einfluss von Legierungselementen“, [http://www.hs-bremen.de/reinert/WERK/118 Zusatzinfos Einflum.-%C3m.-%9F Legierungselemente.pdf](http://www.hs-bremen.de/reinert/WERK/118_Zusatzinfos_Einflum.-%C3m.-%9F_Legierungselemente.pdf), März 2007.
39. Bhadeshia H., Edmonds D., „The Bainite Transformation in a Silicon Steel“, Metallurgical Transactions Vol. 10A, July 1979, pp.895-907.
40. Hoyle G., „High Speed Steels”, Butterworth & Co Ltd., 1988.
41. Zoom, „Legierungselemente“, <http://stahl.profzone.ch/stahlx.htm>, Mai 2007.
42. Maier O., „Legierungselemente“, http://www.weststahl.de/Legierungselemente_5_Seiten.pdf, Mai 2007.
43. Böhler, „Praxisservice“, <http://www.rubig.com/upload/Haertetechnik/downloads/Praxisservice.pdf>, Mai 2007.
44. Cochrane R., Morrison W., „Influence of vanadium on transformation characteristics of high-strength line-pipe steels”, Metals Technology, December 1981, pp.458-465.
45. Steen W., „Laser Material Processing“, Springer Verlag 1991.
46. Ebner R., Hackl G., Brandstätter E., Jeglitsch F., Proceedings First International High Speed Steels Conference at Leoben, 1990, S. 81-91.
47. Ebner R., Kriszt B., Proceedings Int. European Conference On Laser Treatment Of Materials, Göttingen, 1992, S. 187-192.
48. Schweighofer A., „Laserlegieren von Warmarbeits- und Schnellarbeitsstählen mit metallischen Pulvern“, Diplomarbeit, Montanuniversität Leoben, 1993.
49. Krenn R., Laserzentrum Leoben, 2006.

-
50. Thermo-Calc, „Thermo-Calc Classic“, www.thermocalc.com, April 2007.
 51. Thermo-Calc, „Thermo-Calc Database Description Form“, <http://www.thermocalc.com/Products/Databases/Old/TCFE2.htm>, April 2007.
 52. Bähr, „Dilatometer“, <http://www.baehr-thermo.de/Download/de/Dilatometer.pdf>, April 2007.
 53. VDEh, „Richtlinien für die Vorbereitung, Durchführung und Auswertung dilatometrischer Umwandlungsuntersuchungen an Eisenlegierungen“, SEP 1681, 2. Ausgabe, Juni 1998.

7 Anhang

Tab. 7.1: Parameter bei der Probenherstellung

Spur Nr.	Leg. Pulver	Pulverförrate [mV]	Gewichtszunahme [g]	Aufmischung Soll
Mo				
9_2	9	0.2	0.58	2.0 m.-%
10_1	9	0.4	1.4	2.5 m.-%
10_2	10	0.6	2.36	3.0 m.-%
11_1	10	0.9	3.39	3.5 m.-%
11_2	11	1.1	3.59	4.0 m.-%
28_1	29	0.6	2.4	4.0 m.-%
12_1	11	1.3	4.34	4.5 m.-%
28_2	29	0.7	2.72	5.0 m.-%
12_2	11	1.5	4.98	5.0 m.-%
Cr				
13_1	8	0.4	1.36	W400
13_2	13	0.6	1.97	7.0 m.-%
14_1	12	0.2	0.44	5.5 m.-%
14_2	13	0.8	3.03	7.5 m.-%
15_1	12	0.4	1.16	6.5 m.-%
15_2	14	1	3.35	8.5 m.-%
29_1	30	0.6	1.79	9.0 m.-%
16_1	14	1.2	3.86	9.0 m.-%
29_2	30	0.7	2.13	10.0 m.-%
16_2	14	1.4	4.6	10.0 m.-%
Ni				
19_1	15	0.6	2.1	1.0 m.-%
19_2	15	0.9	3.03	1.5 m.-%
20_1	15	1.2	4.43	2.0 m.-%
20_2	27	0.4	1.46	0.8 m.-%
21_1	27	0.6	2.03	1.0 m.-%
21_2	27	0.8	2.72	1.4 m.-%
Si				
22_1	16	0.9	2.97	1.2 m.-%
22_2	16	1.1	3.33	1.5 m.-%
23_1	26	0.8	2.41	1.2 m.-%
23_2	26	1	3.16	1.4 m.-%
24_1	25	0.4	1.35	0.5 m.-%
24_2	25	0.6	2.13	0.8 m.-%

Tab. 7.1: Parameter bei der Probenherstellung

Spur Nr.	Leg. Pulver	Pulverförrate [mV]	Gewichtszunahme [g]	Aufmischung Soll
Mn				
25_1	17	0.8	2.67	0.8 m.-%
25_2	17	1	3.53	0.9 m.-%
26_1	24	0.8	3.03	0.6 m.-%
26_2	24	1	3.53	0.7 m.-%
27_1	23	0.6	2.11	0.6 m.-%
27_2	23	0.4	1.36	0.4 m.-%
C				
30_1	30	0.5	1.65	0.45 m.-%
30_2	30	0.7	2.42	0.50 m.-%
31_1	30	1	3.38	0.55 m.-%
31_2	30	1.2	3.92	0.60 m.-%
32_1	30	0.5	1.7	0.65 m.-%
32_2	30	0.7	2.5	0.70 m.-%
33_1	30	1	2.96	0.80 m.-%
33_2	30	1.2	3.51	0.85 m.-%

Tab. 7.2: Zusammensetzung Pulver 9

Element	Pulver1	Pulver2	Pulver3	Pulver4	Pulver5	Pulver6	Pulver7	Pulver8	Pulver9	Pulver mischung
	C	Fe	Cr	Mo	Ni	VC	MnS	Si	Mn	Pulver 9
C	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	18.00	0.00	0.00	0.00	0.36
Fe	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	73.29
Cr	0.00	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	4.79
V	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	82.00	0.00	0.00	0.00	0.00
Mo	0.00	0.00	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	20.00
Mn	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	63.00	0.00	100.00	0.86
Si	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	100.00	0.00	0.20
Co	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
W	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
Ni	0.00	0.00	0.00	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
S					0.0000		37.0000			0.5032
Summe	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00
0	0.36	73.29	4.79	20	0	0	1.36	0.2	0	100

Tab. 7.3: Zusammensetzung Pulver 10

Element	Pulver1	Pulver2	Pulver3	Pulver4	Pulver5	Pulver6	Pulver7	Pulver8	Pulver9	Pulver mischung
	C	Fe	Cr	Mo	Ni	VC	MnS	Si	Mn	Pulver 10
C	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	18.00	0.00	0.00	0.00	0.36
Fe	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	73.97
Cr	0.00	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	4.79
V	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	82.00	0.00	0.00	0.00	0.00
Mo	0.00	0.00	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	20.00
Mn	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	63.00	0.00	100.00	0.43
Si	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	100.00	0.00	0.20
Co	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
W	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
Ni	0.00	0.00	0.00	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
S					0.0000		37.00			0.2516
Summe	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00
0	0.36	73.97	4.79	20	0	0	0.68	0.2	0	100

Tab. 7.4: Zusammensetzung Pulver 11

Element	Pulver1	Pulver2	Pulver3	Pulver4	Pulver5	Pulver6	Pulver7	Pulver8	Pulver9	Pulver mischung
	C	Fe	Cr	Mo	Ni	VC	MnS	Si	Mn	Pulver 11
C	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	18.00	0.00	0.00	0.00	0.36
Fe	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	74.31
Cr	0.00	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	4.79
V	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	82.00	0.00	0.00	0.00	0.00
Mo	0.00	0.00	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	20.00
Mn	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	63.00	0.00	100.00	0.21
Si	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	100.00	0.00	0.20
Co	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
W	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
Ni	0.00	0.00	0.00	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
S					0.0000		37.00			0.1258
Summe	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00
0	0.36	74.31	4.79	20	0	0	0.34	0.2	0	100

Tab. 7.5: Zusammensetzung Pulver 12

Element	Pulver1	Pulver2	Pulver3	Pulver4	Pulver5	Pulver6	Pulver7	Pulver8	Pulver9	Pulver mischung
	C	Fe	Cr	Mo	Ni	VC	MnS	Si	Mn	Pulver 12
C	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	18.00	0.00	0.00	0.00	0.36
Fe	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	76.85
Cr	0.00	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	20.00
V	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	82.00	0.00	0.00	0.00	0.00
Mo	0.00	0.00	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	1.23
Mn	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	63.00	0.00	100.00	0.86
Si	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	100.00	0.00	0.20
Co	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
W	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
Ni	0.00	0.00	0.00	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
S					0.0000		37.00			0.5032
Summe	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00
0	0.36	76.85	20	1.23	0	0	1.36	0.2	0	100

Tab. 7.6: Zusammensetzung Pulver 13

Element	Pulver1	Pulver2	Pulver3	Pulver4	Pulver5	Pulver6	Pulver7	Pulver8	Pulver9	Pulver mischung
	C	Fe	Cr	Mo	Ni	VC	MnS	Si	Mn	Pulver 13
C	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	18.00	0.00	0.00	0.00	0.36
Fe	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	77.53
Cr	0.00	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	20.00
V	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	82.00	0.00	0.00	0.00	0.00
Mo	0.00	0.00	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	1.23
Mn	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	63.00	0.00	100.00	0.43
Si	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	100.00	0.00	0.20
Co	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
W	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
Ni	0.00	0.00	0.00	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
S					0.0000		37.00			0.2516
Summe	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00
0	0.36	77.53	20	1.23	0	0	0.68	0.2	0	100

Tab. 7.7: Zusammensetzung Pulver 14

Element	Pulver1	Pulver2	Pulver3	Pulver4	Pulver5	Pulver6	Pulver7	Pulver8	Pulver9	Pulver mischung
	C	Fe	Cr	Mo	Ni	VC	MnS	Si	Mn	Pulver 14
C	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	18.00	0.00	0.00	0.00	0.36
Fe	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	77.87
Cr	0.00	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	20.00
V	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	82.00	0.00	0.00	0.00	0.00
Mo	0.00	0.00	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	1.23
Mn	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	63.00	0.00	100.00	0.21
Si	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	100.00	0.00	0.20
Co	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
W	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
Ni	0.00	0.00	0.00	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
S					0.0000		37.00			0.1258
Summe	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00
0	0.36	77.87	20	1.23	0	0	0.34	0.2	0	100

Tab. 7.8: Zusammensetzung Pulver 15

Element	Pulver1	Pulver2	Pulver3	Pulver4	Pulver5	Pulver6	Pulver7	Pulver8	Pulver9	Pulver mischung
	C	Fe	Cr	Mo	Ni	VC	MnS	Mn	Si	Pulver 15
C	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	20.00	0.00	0.00	0.00	0.36
Fe	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	78.94
Cr	0.00	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	4.79
V	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	80.00	0.00	0.00	0.00	0.00
Mo	0.00	0.00	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	1.23
AL	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
Si	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	100.00	0.00
Mn	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	63.00	100.00	0.00	0.43
Si	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
Ni	0.00	0.00	0.00	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	14.00
S							37.00			0.2516
Summe	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00
0	0.36	78.94	4.79	1.23	14	0	0.68	0	0	100

Tab. 7.9: Zusammensetzung Pulver 16

Element	Pulver1	Pulver2	Pulver3	Pulver4	Pulver5	Pulver6	Pulver7	Pulver8	Pulver9	Pulver mischung
	C	Fe	Cr	Mo	Ni	VC	MnS	Mn	Si	Pulver 16
C	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	20.00	0.00	0.00	0.00	0.36
Fe	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	82.94
Cr	0.00	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	4.79
V	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	80.00	0.00	0.00	0.00	0.00
Mo	0.00	0.00	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	1.23
AL	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
Si	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	100.00	10.00
Mn	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	63.00	100.00	0.00	0.43
Si	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
Ni	0.00	0.00	0.00	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
S							37.00			0.2516
Summe	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00
0	0.36	82.94	4.79	1.23	0	0	0.68	0	10	100

Tab. 7.10: Zusammensetzung Pulver 17

Element	Pulver1	Pulver2	Pulver3	Pulver4	Pulver5	Pulver6	Pulver7	Pulver8	Pulver9	Pulver mischung
	C	Fe	Cr	Mo	Ni	VC	MnS	Mn	Si	Pulver 17
C	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	20.00	0.00	0.00	0.00	0.36
Fe	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	88.94
Cr	0.00	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	4.79
V	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	80.00	0.00	0.00	0.00	0.00
Mo	0.00	0.00	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	1.23
AL	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
Si	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	100.00	0.00
Mn	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	63.00	100.00	0.00	4.43
Si	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
Ni	0.00	0.00	0.00	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
S							37.00			0.2516
Summe	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00
0	0.36	88.94	4.79	1.23	0	0	0.68	4	0	100

Tab. 7.11: Zusammensetzung Pulver 23

Element	Pulver1	Pulver2	Pulver3	Pulver4	Pulver5	Pulver6	Pulver7	Pulver8	Pulver9	Pulver mischung
	C	Fe	Cr	Mo	Ni	VC	MnS	Mn	Si	Pulver 23
C	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	20.00	0.00	0.00	0.00	0.36
Fe	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	90.26
Cr	0.00	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	4.79
V	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	80.00	0.00	0.00	0.00	0.00
Mo	0.00	0.00	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	1.23
AL	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
Si	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	100.00	0.00
Mn	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	63.00	100.00	0.00	2.86
Si	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
Ni	0.00	0.00	0.00	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
S							37.00			0.5032
Summe	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00
0	0.36	90.26	4.79	1.23	0	0	1.36	2	0	100

Tab. 7.12: Zusammensetzung Pulver 24

Element	Pulver1	Pulver2	Pulver3	Pulver4	Pulver5	Pulver6	Pulver7	Pulver8	Pulver9	Pulver mischung
	C	Fe	Cr	Mo	Ni	VC	MnS	Mn	Si	Pulver 24
C	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	20.00	0.00	0.00	0.00	0.36
Fe	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	90.94
Cr	0.00	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	4.79
V	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	80.00	0.00	0.00	0.00	0.00
Mo	0.00	0.00	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	1.23
AL	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
Si	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	100.00	0.00
Mn	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	63.00	100.00	0.00	2.43
Si	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
Ni	0.00	0.00	0.00	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
S							37.00			0.2516
Summe	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00
0	0.36	90.94	4.79	1.23	0	0	0.68	2	0	100

Tab. 7.13: Zusammensetzung Pulver 25

Element	Pulver1	Pulver2	Pulver3	Pulver4	Pulver5	Pulver6	Pulver7	Pulver8	Pulver9	Pulver mischung
	C	Fe	Cr	Mo	Ni	VC	MnS	Mn	Si	Pulver 25
C	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	20.00	0.00	0.00	0.00	0.36
Fe	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	87.26
Cr	0.00	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	4.79
V	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	80.00	0.00	0.00	0.00	0.00
Mo	0.00	0.00	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	1.23
AL	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
Si	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	100.00	5.00
Mn	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	63.00	100.00	0.00	0.86
Si	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
Ni	0.00	0.00	0.00	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
S							37.00			0.5032
Summe	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00
0	0.36	87.26	4.79	1.23	0	0	1.36	0	5	100

Tab. 7.14: Zusammensetzung Pulver 26

Element	Pulver1	Pulver2	Pulver3	Pulver4	Pulver5	Pulver6	Pulver7	Pulver8	Pulver9	Pulver mischung
	C	Fe	Cr	Mo	Ni	VC	MnS	Mn	Si	Pulver 26
C	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	20.00	0.00	0.00	0.00	0.36
Fe	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	87.94
Cr	0.00	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	4.79
V	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	80.00	0.00	0.00	0.00	0.00
Mo	0.00	0.00	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	1.23
AL	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
Si	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	100.00	5.00
Mn	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	63.00	100.00	0.00	0.43
Si	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
Ni	0.00	0.00	0.00	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
S							37.00			0.2516
Summe	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00
0	0.36	87.94	4.79	1.23	0	0	0.68	0	5	100

Tab. 7.15: Zusammensetzung Pulver 27

Element	Pulver1	Pulver2	Pulver3	Pulver4	Pulver5	Pulver6	Pulver7	Pulver8	Pulver9	Pulver mischung
	C	Fe	Cr	Mo	Ni	VC	MnS	Mn	Si	Pulver 27
C	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	20.00	0.00	0.00	0.00	0.36
Fe	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	85.26
Cr	0.00	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	4.79
V	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	80.00	0.00	0.00	0.00	0.00
Mo	0.00	0.00	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	1.23
AL	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
Si	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	100.00	0.00
Mn	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	63.00	100.00	0.00	0.86
Si	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
Ni	0.00	0.00	0.00	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	7.00
S							37.00			0.5032
Summe	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00
0	0.36	85.26	4.79	1.23	7	0	1.36	0	0	100

Tab. 7.16: Zusammensetzung Pulver 29

Element	Pulver1	Pulver2	Pulver3	Pulver4	Pulver5	Pulver6	Pulver7	Pulver8	Pulver9	Pulver mischung
	C	Fe	Cr	Mo	Ni	VC	MnS	Mn	Si	Pulver 29
C	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	20.00	0.00	0.00	0.00	0.36
Fe	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	54.17
Cr	0.00	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	4.79
V	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	80.00	0.00	0.00	0.00	0.00
Mo	0.00	0.00	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	40.00
AL	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
Si	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	100.00	0.00
Mn	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	63.00	100.00	0.00	0.43
Si	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
Ni	0.00	0.00	0.00	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
S							37.00			0.2516
Summe	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00
0	0.36	54.17	4.79	40	0	0	0.68	0	0	100

Tab. 7.17: Zusammensetzung Pulver 30

Element	Pulver1	Pulver2	Pulver3	Pulver4	Pulver5	Pulver6	Pulver7	Pulver8	Pulver9	Pulver mischung
	C	Fe	Cr	Mo	Ni	VC	MnS	Mn	Si	Pulver 30
C	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	20.00	0.00	0.00	0.00	0.36
Fe	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	57.73
Cr	0.00	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	40.00
V	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	80.00	0.00	0.00	0.00	0.00
Mo	0.00	0.00	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	1.23
AL	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
Si	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	100.00	0.00
Mn	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	63.00	100.00	0.00	0.43
Si	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
Ni	0.00	0.00	0.00	0.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
S							37.00			0.2516
Summe	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00
0	0.36	57.73	40	1.23	0	0	0.68	0	0	100

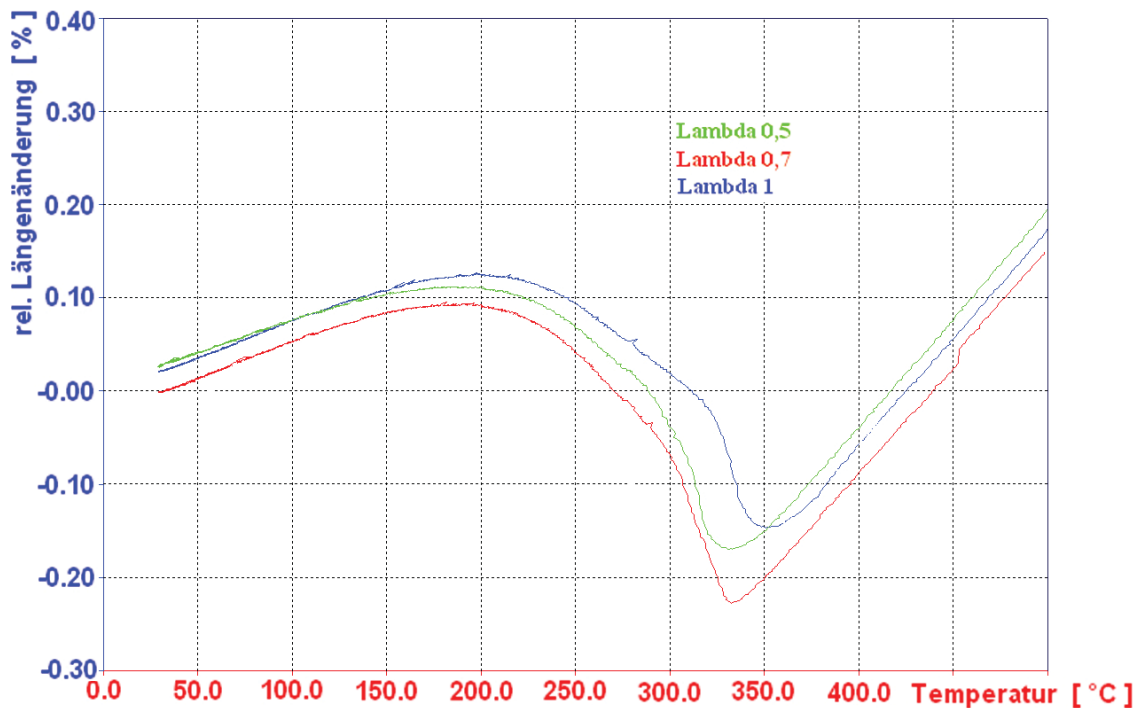


Abb. 7.1: Abkühlkurven der Probe 9_2 mit 2 m.-% Mo und einer TA von 990°C mit einer Haltezeit von 30min

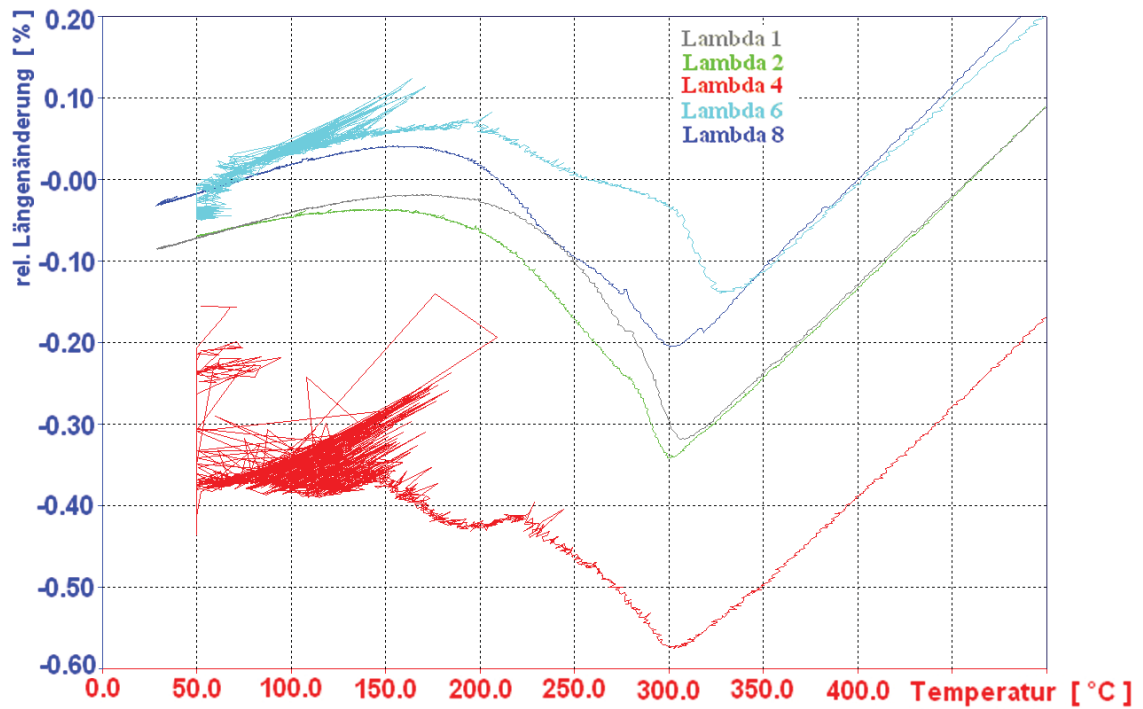


Abb. 7.2: Abkühlkurven der Proben 10_1 und 10_2 mit 3.53 m.-% Mo und einer TA von 1048°C mit einer Haltezeit von 30 min

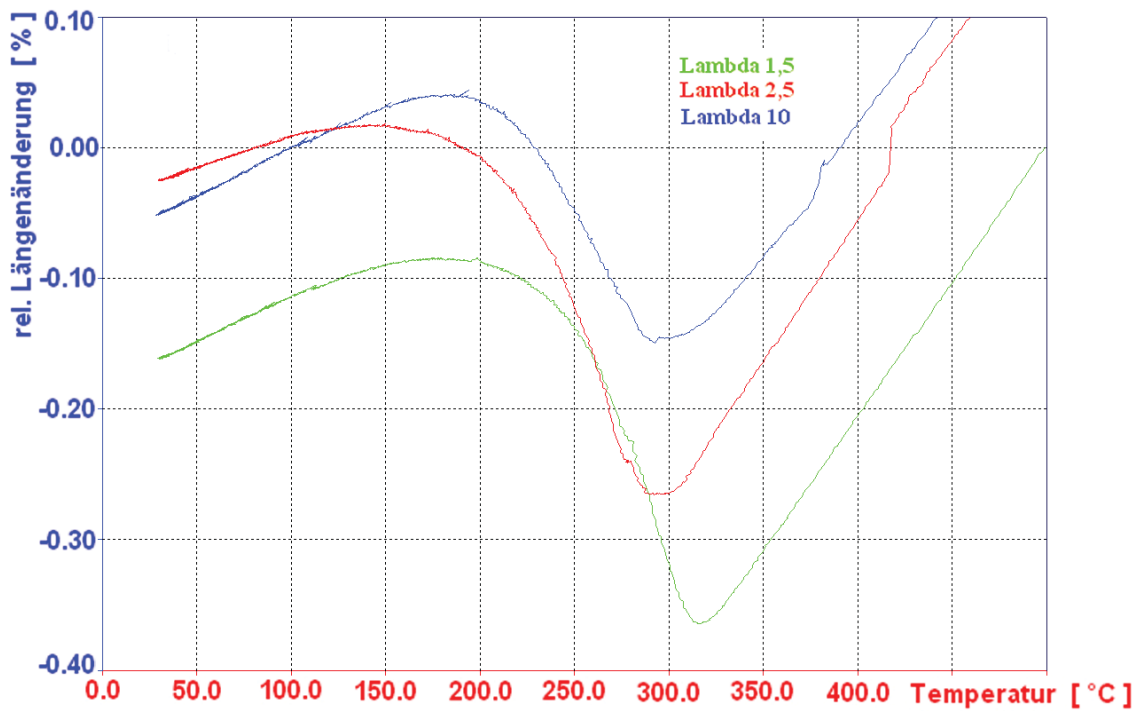


Abb. 7.3: Abkühlkurven der Probe 11_2 mit 4.72 m.-% Mo und einer TA von 1116°C mit einer Haltezeit von 30 min

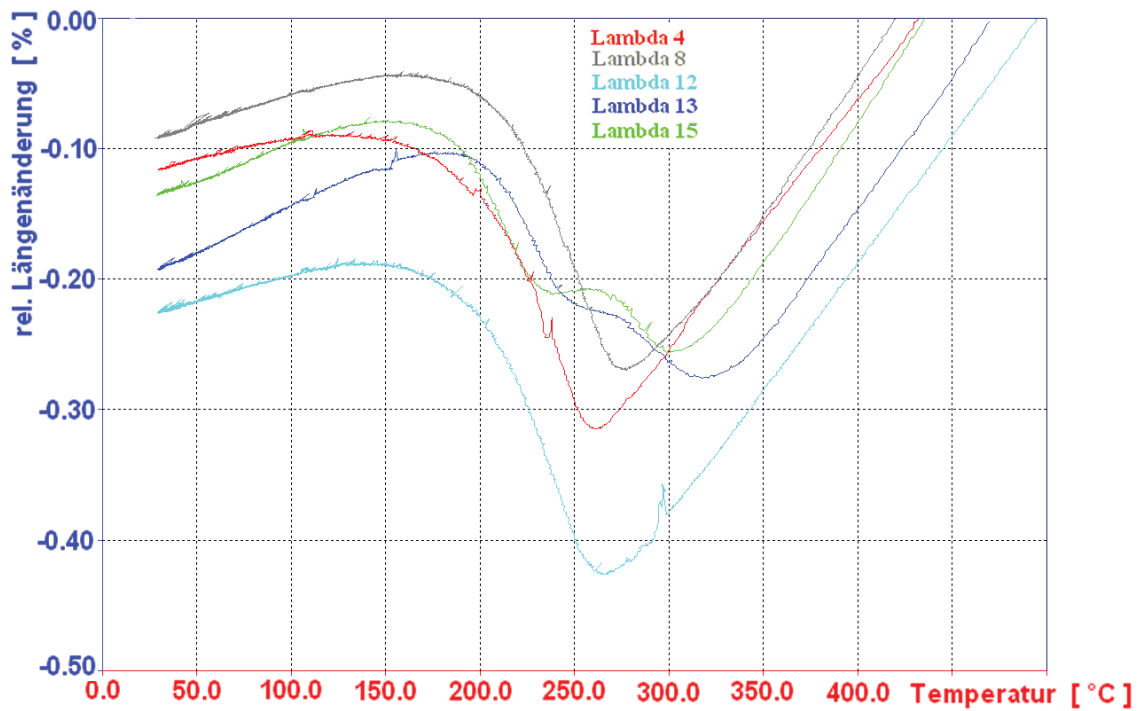


Abb. 7.4: Abkühlkurven der Proben 11_1 und 28_1 mit 5.49 m.-% Mo und einer TA von 1149°C mit einer Haltezeit von 30 min

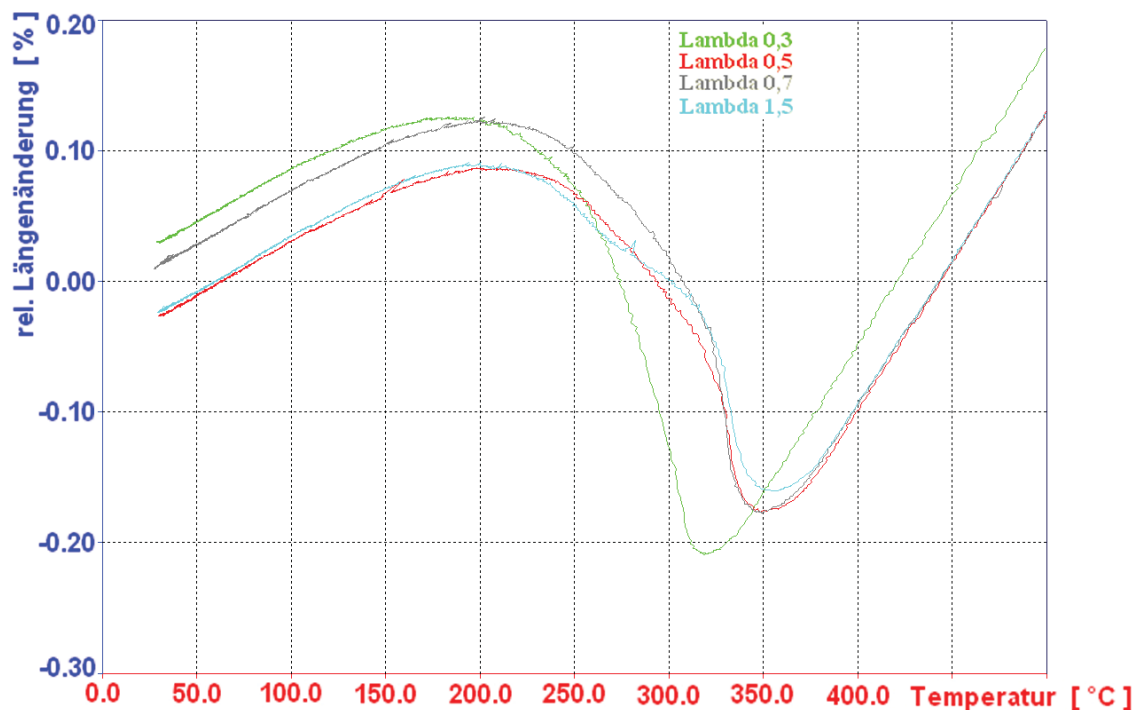


Abb. 7.5: Abkühlkurven der Probe 27_2 mit 0.45 m.-% Mn und einer TA von 990°C mit einer Haltezeit von 30 min

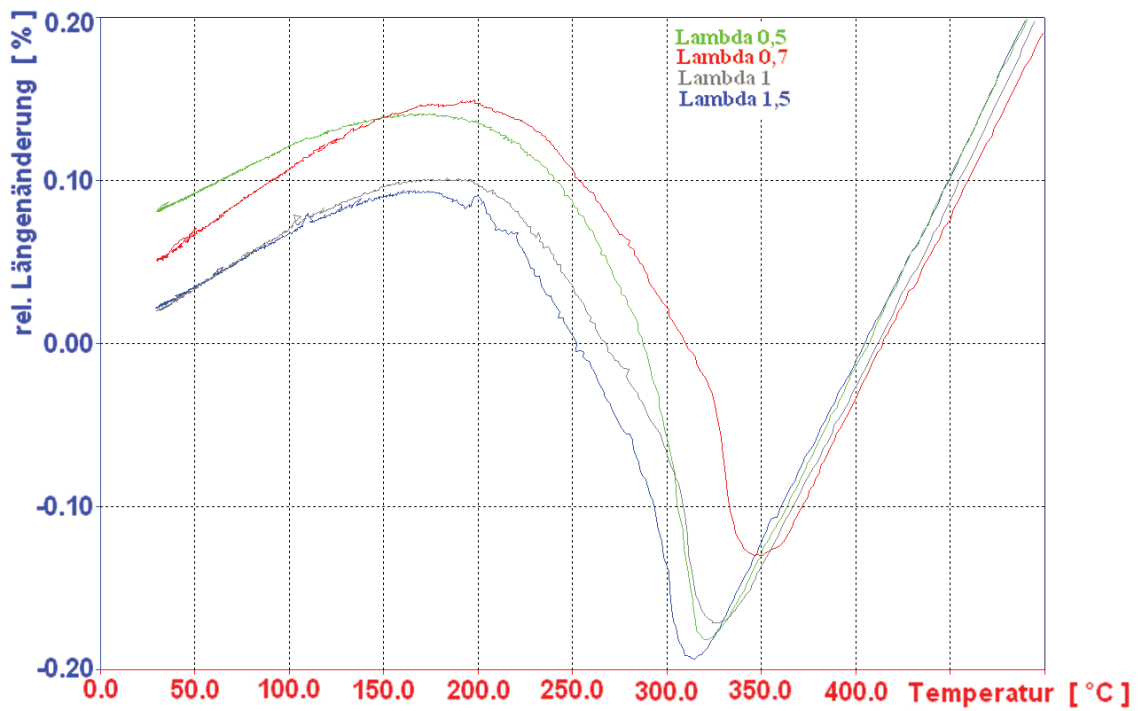


Abb. 7.6: Abkühlkurven der Probe 26_1 mit 0.55 m.-% Mn und einer TA von 990°C mit einer Haltezeit von 30 min

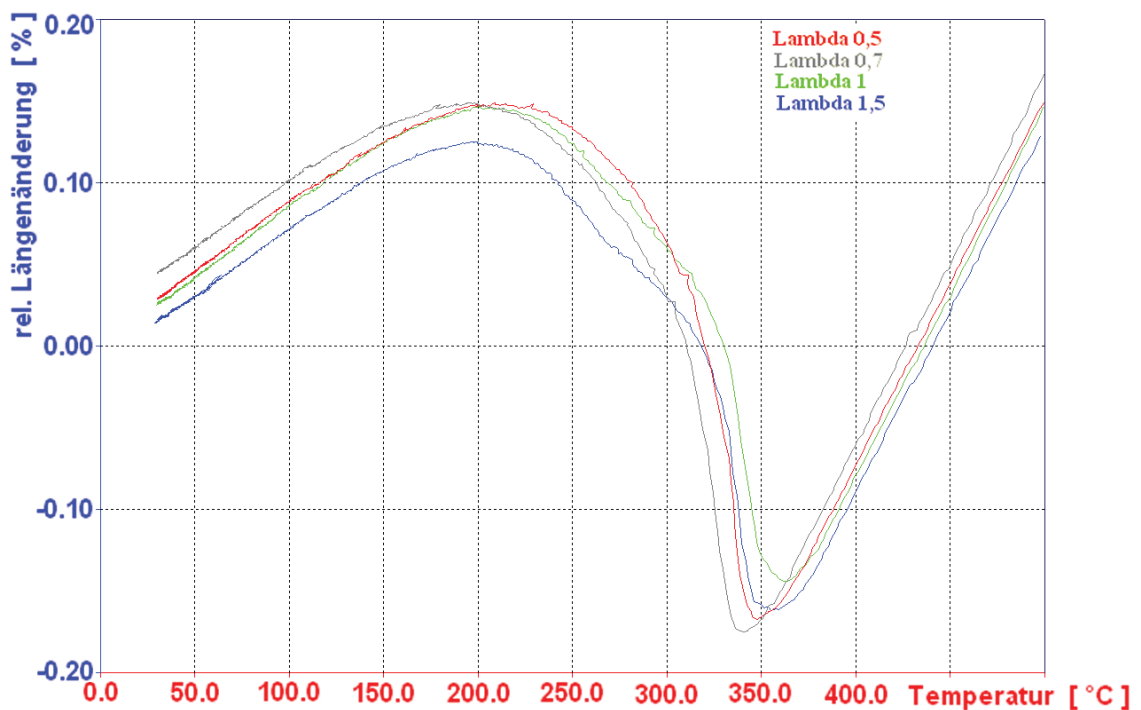


Abb. 7.7: Abkühlkurven der Probe 26_2 mit 0.65 m.-% Mn und einer TA von 990°C mit einer Haltezeit von 30 min

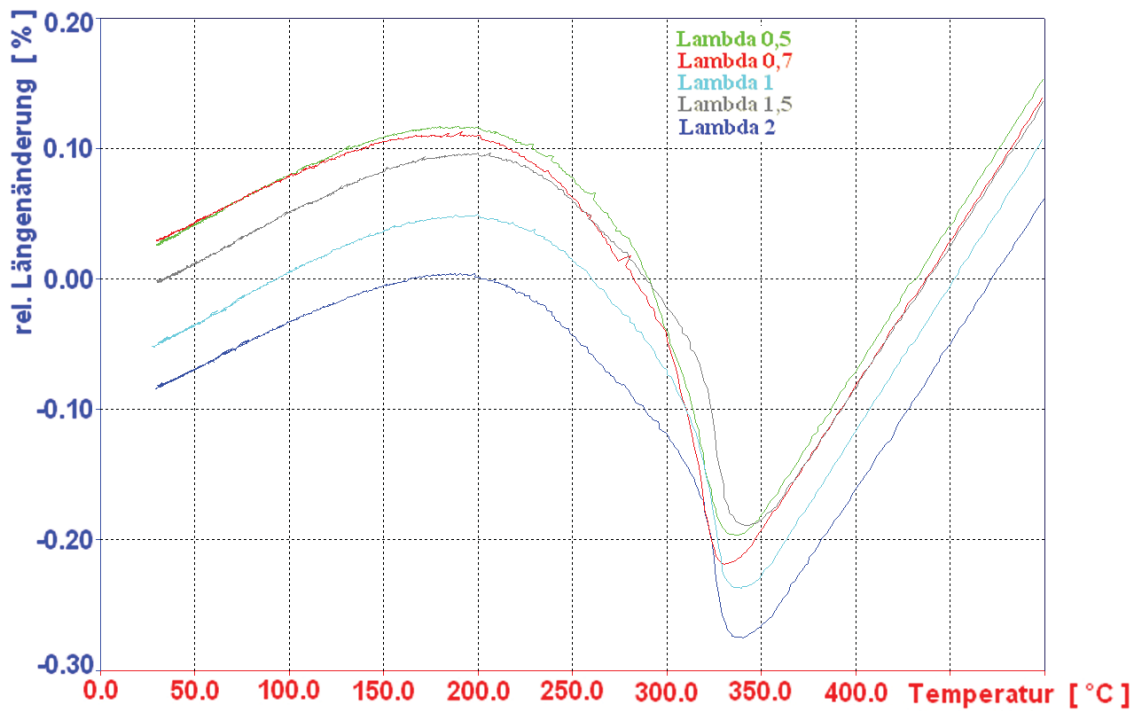


Abb. 7.8: Abkühlkurven der Probe 25_1 mit 0.71 m.-% Mn und einer TA von 990°C mit einer Haltezeit von 30 min

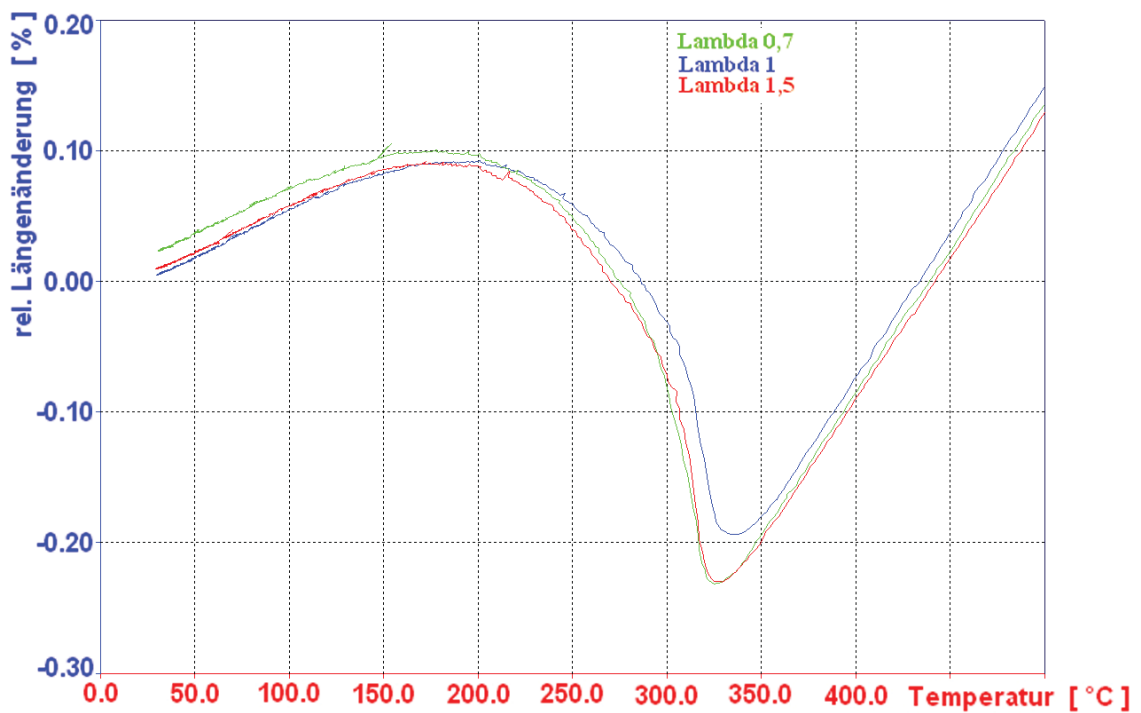


Abb. 7.9: Abkühlkurven der Probe 25_2 mit 0.90 m.-% Mn und einer TA von 990°C mit einer Haltezeit von 30 min

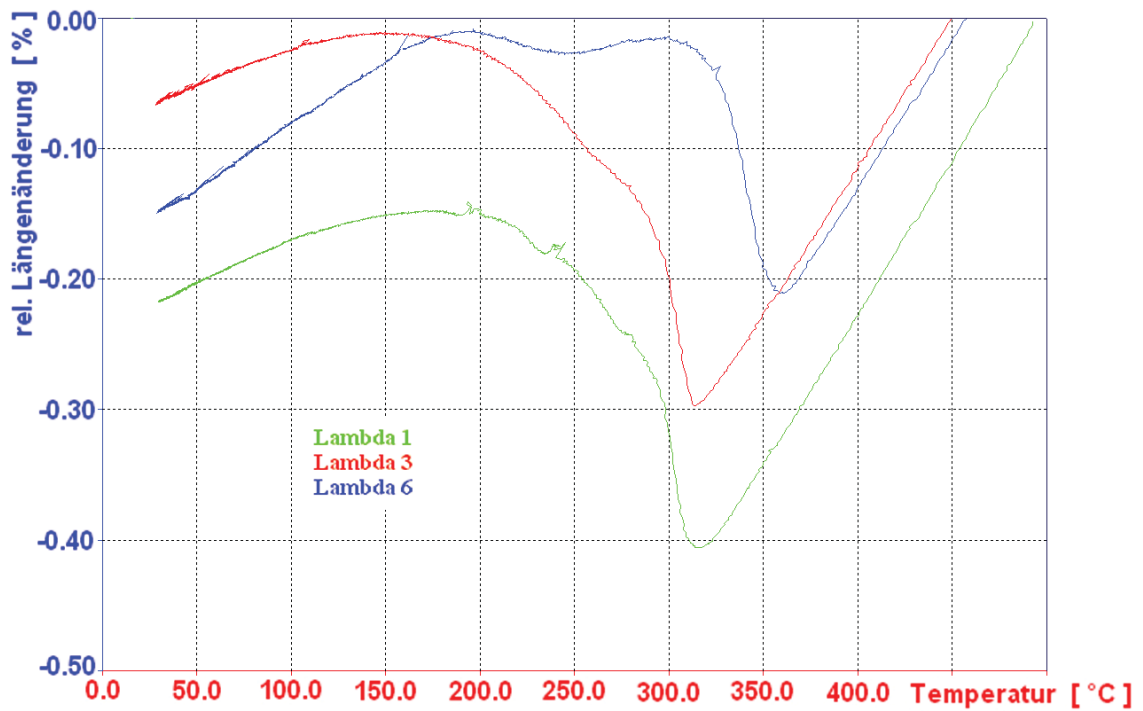


Abb. 7.10: Abkühlkurven der Probe 15_1 mit 5.78 m.-% Cr und einer TA von 997°C mit einer Haltezeit von 30 min

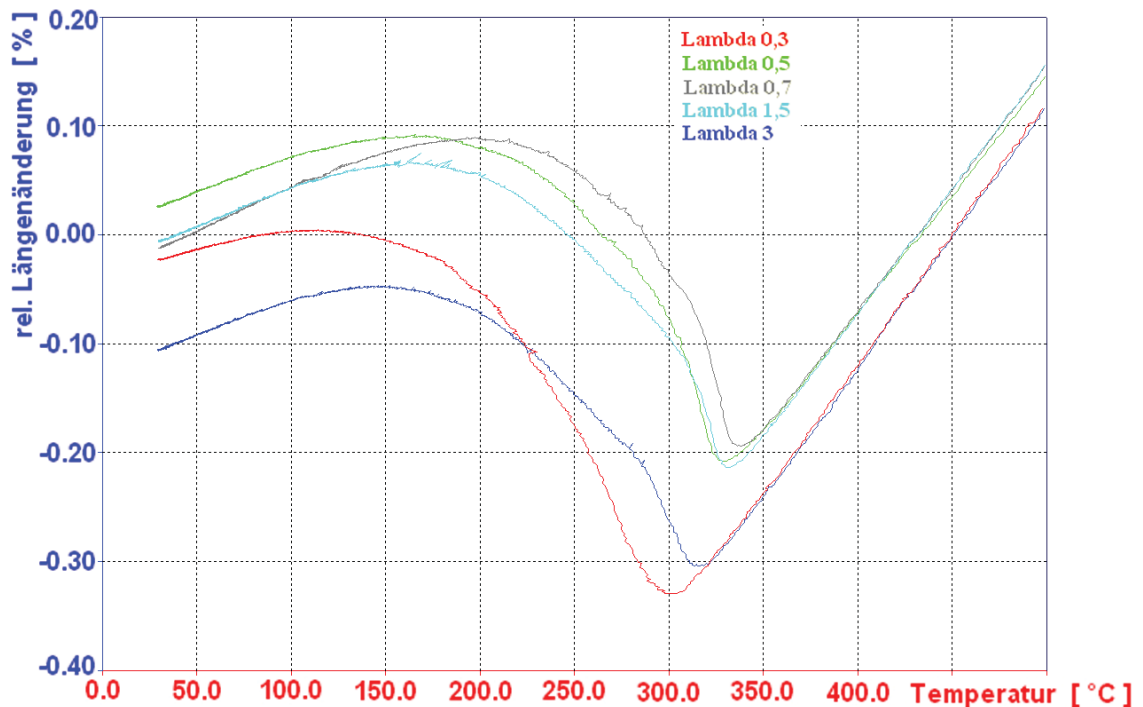


Abb. 7.11: Abkühlkurven der Probe 13_2 mit 6.60 m.-% Cr und einer TA von 991°C mit einer Haltezeit von 30 min

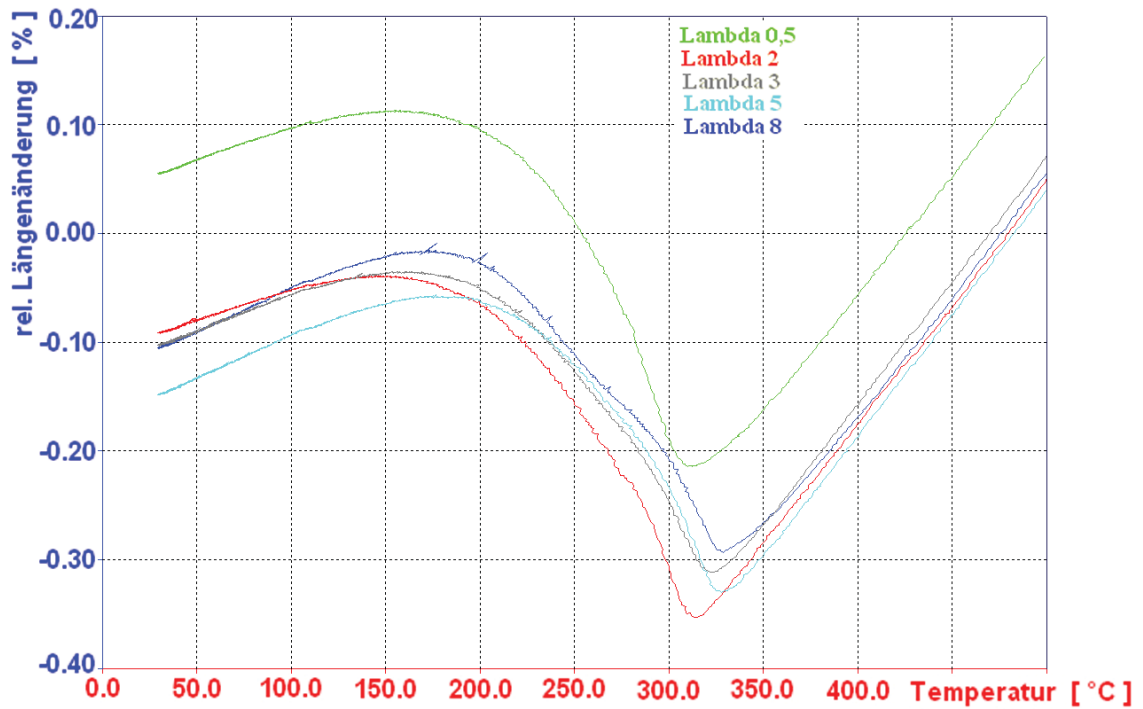


Abb. 7.12: Abkühlkurven der Probe 29_1 mit 7.81 m.-% Cr und einer TA von 990°C mit einer Haltezeit von 30 min

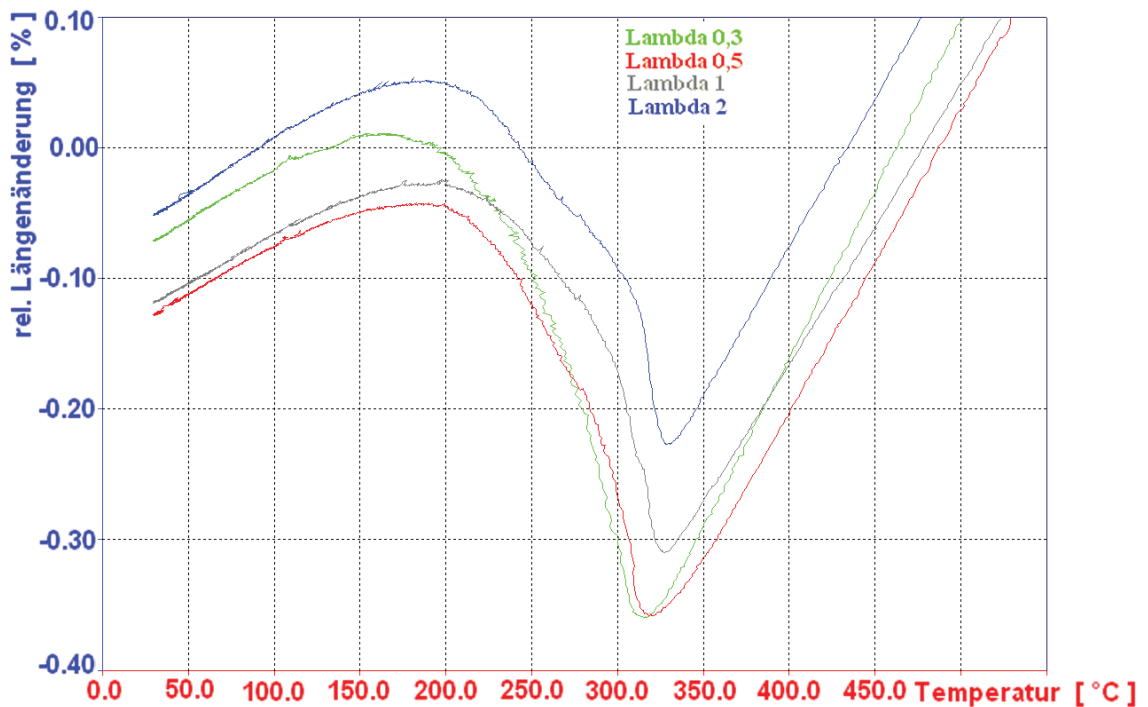


Abb. 7.13: Abkühlkurven der Probe 20_2 mit 0.64 m.-% Ni und einer TA von 972°C mit einer Haltezeit von 30 min

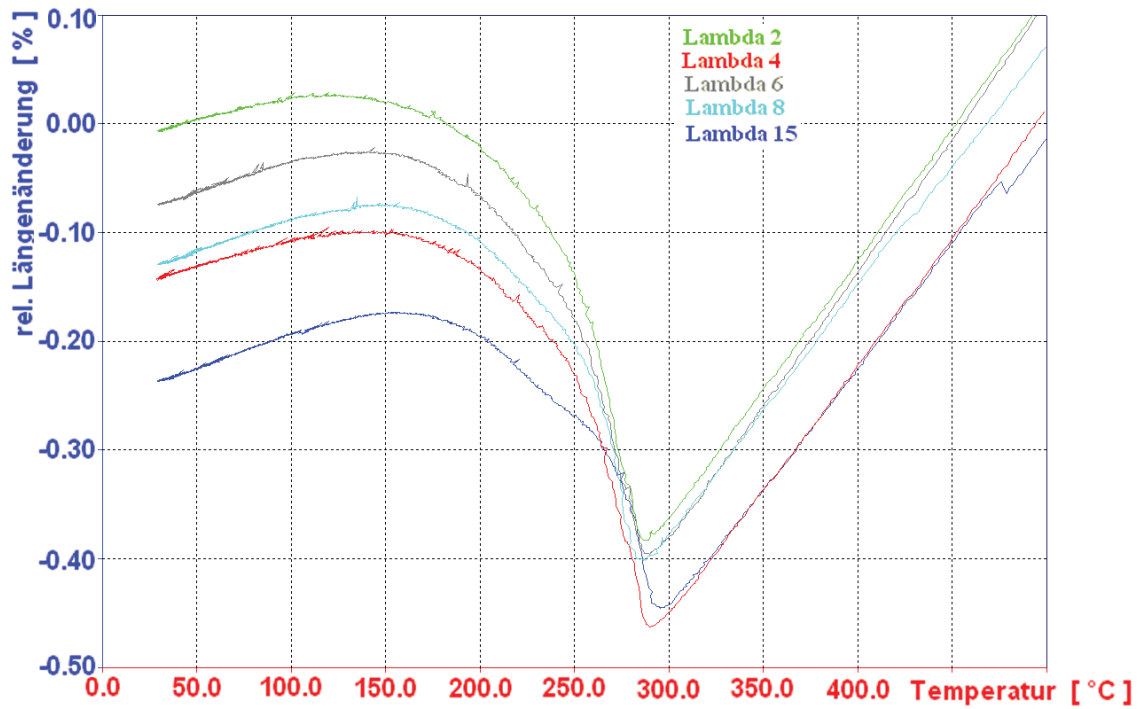


Abb. 7.14: Abkühlkurven der Probe 19_1 mit 1.71 m.-% Ni und einer TA von 976°C mit einer Haltezeit von 30 min

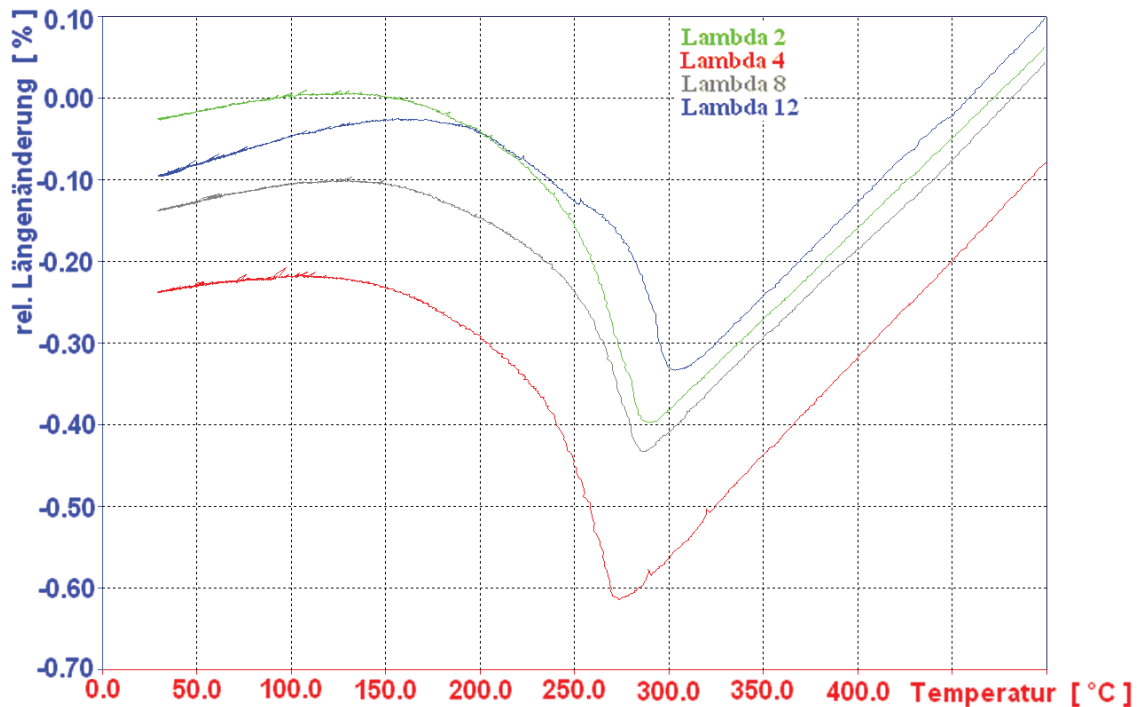


Abb. 7.15: Abkühlkurven der Probe 19_2 mit 2.61 m.-% Ni und einer TA von 979°C mit einer Haltezeit von 30 min

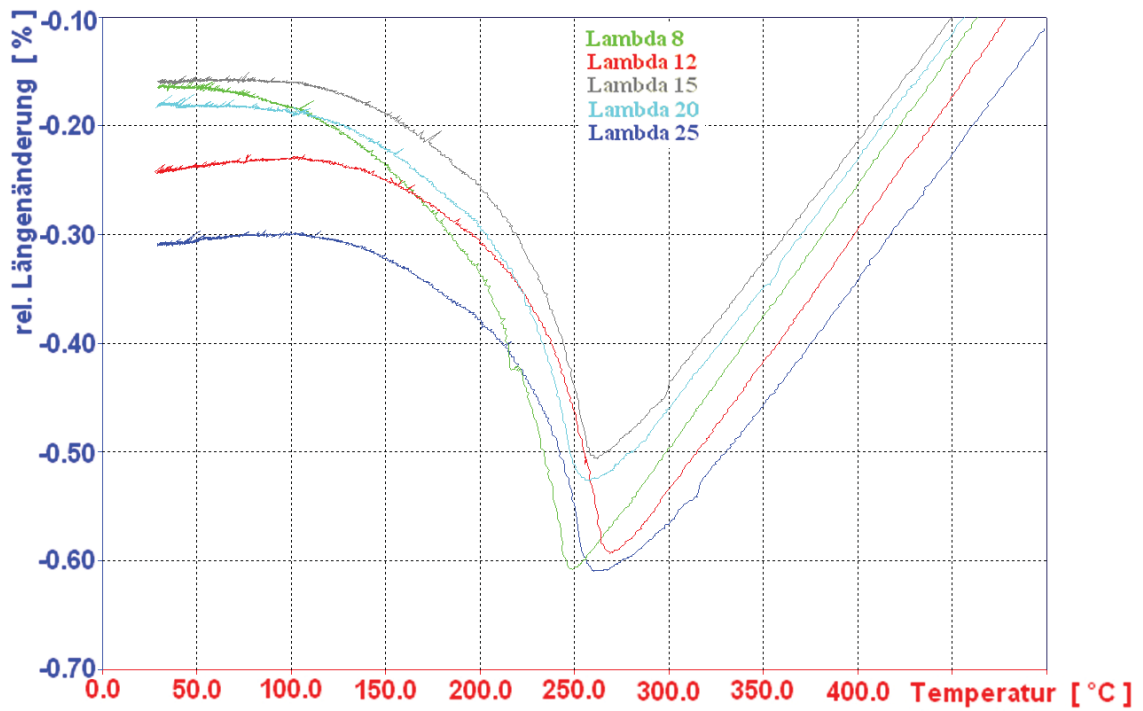


Abb. 7.16: Abkühlkurven der Probe 20_1 mit 4.16 m.-% Ni und einer TA von 985°C mit einer Haltezeit von 30 min

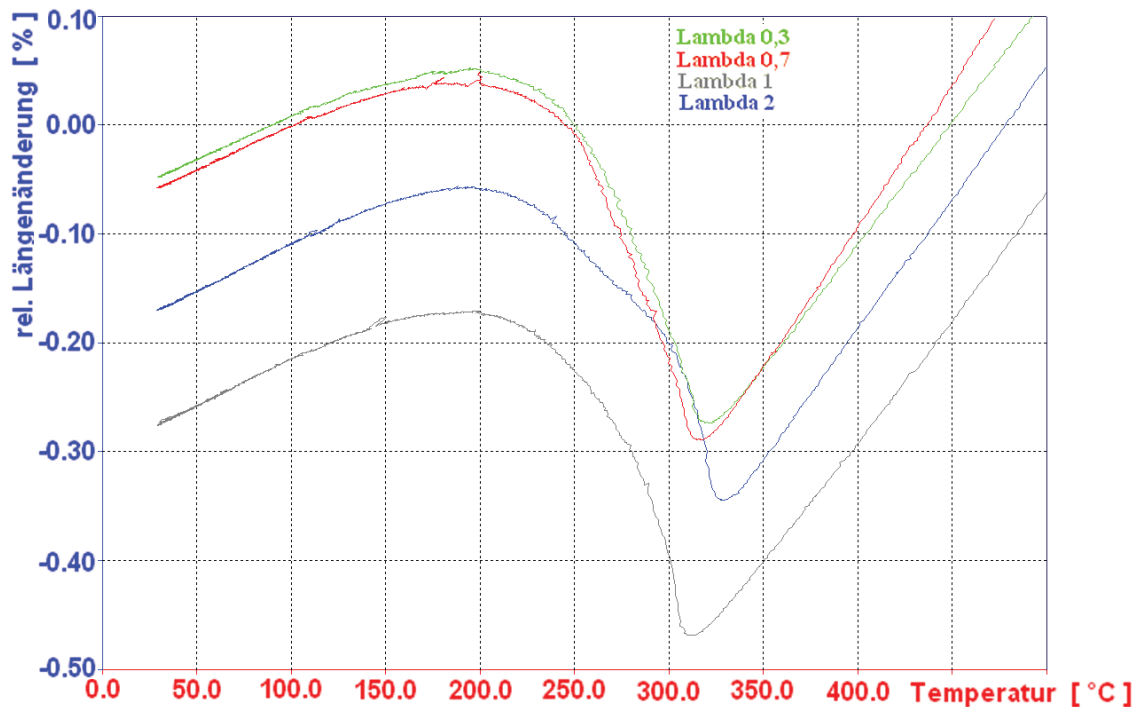


Abb. 7.17: Abkühlkurven der Probe 24_2 mit 0.53 m.-% Si und einer TA von 1001°C mit einer Haltezeit von 30 min

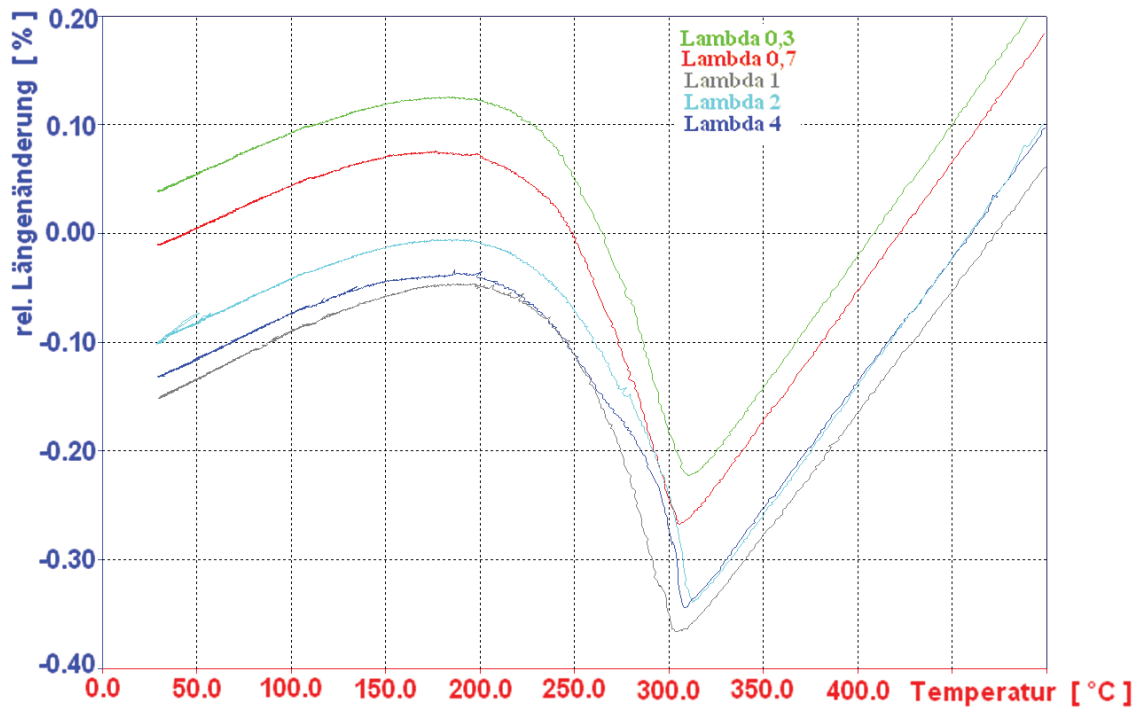


Abb. 7.18: Abkühlkurven der Probe 22_1 mit 1.20 m.-% Si und einer TA von 1034°C mit einer Haltezeit von 30 min

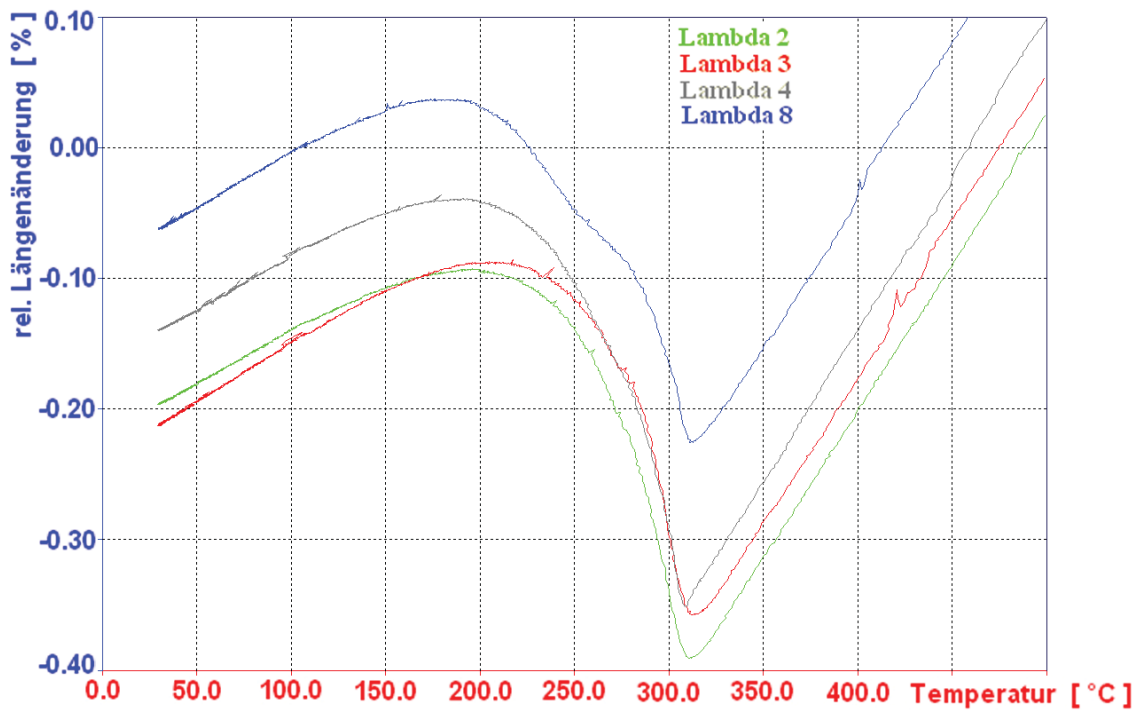


Abb. 7.19: Abkühlkurven der Probe 22_2 mit 1.63 m.-% Si und einer TA von 1055°C mit einer Haltezeit von 30 min

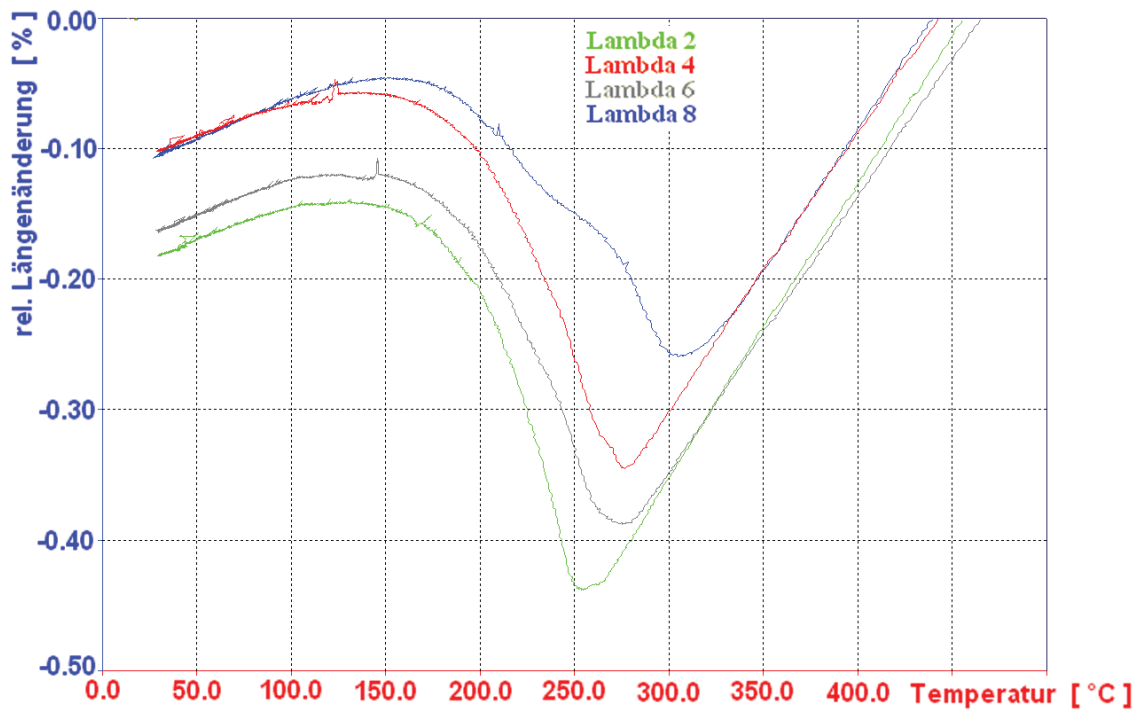


Abb. 7.20: Abkühlkurven der Probe 30_2 mit 0.40 m.-% C und einer TA von 1020°C mit einer Haltezeit von 30 min

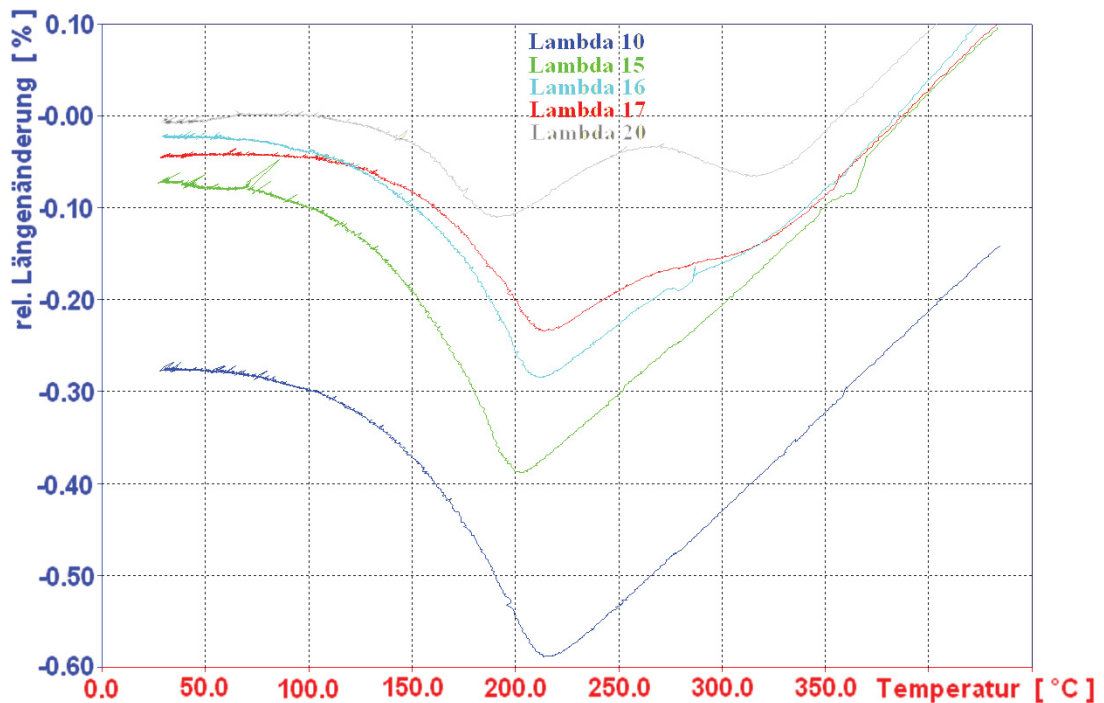


Abb. 7.21: Abkühlkurven der Probe 33_1 mit 0.5 m.-% C und einer TA von 1059°C mit einer Haltezeit von 30 min

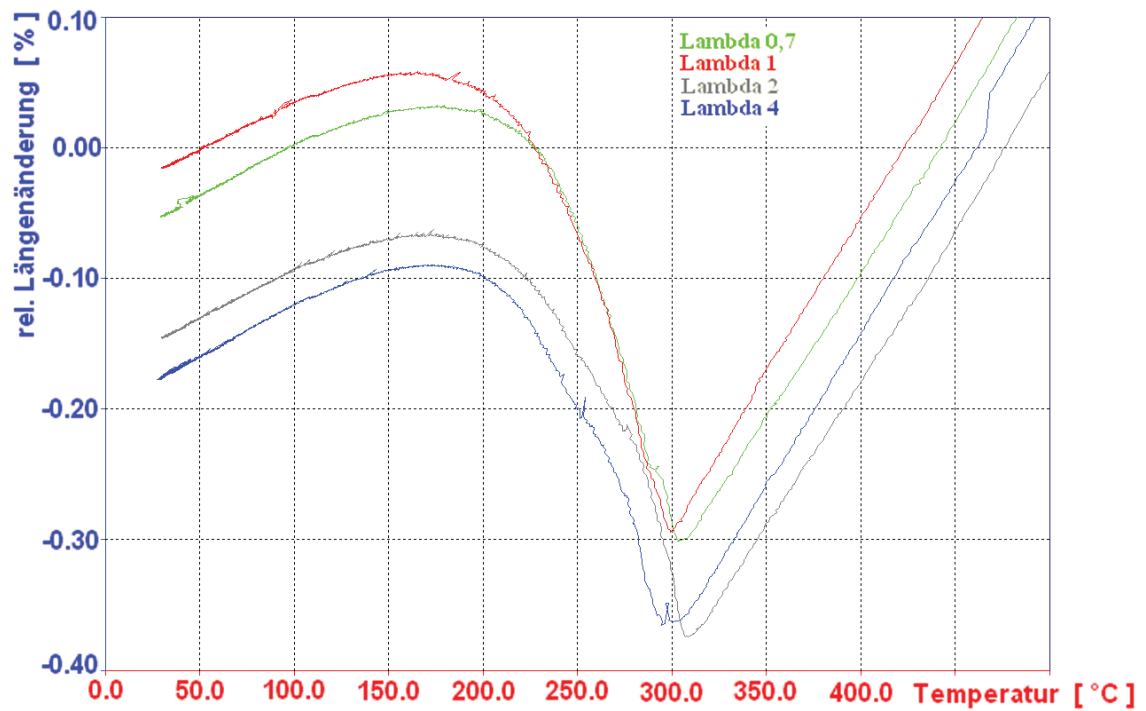


Abb. 7.22: Abkühlkurven der Probe 13_1 (W400) mit einer TA von 1004°C mit einer Haltezeit von 30 min

