

Montanuniversität Leoben

Einfluss von Chrom und Mangan auf die Bainitbildung in Dualphasenstählen



Die vorliegende Arbeit wurde am Department Metallkunde und Werkstoffprüfung der Montanuniversität Leoben in Kooperation mit der voestalpine Stahl Linz durchgeführt.

Leoben, 2. Mai 2008

Viele Menschen treten in unser Leben – und manche hinterlassen Spuren...

(unbekannt)

Vielen Dank an alle, die mir diese Ausbildung ermöglicht,
bzw. mir meinen Rücken in den letzten Jahren gestärkt haben!

Einigen Menschen ist für deren Unterstützung bei dieser Arbeit speziell zu danken:

Montanuniversität Leoben:

Herrn Prof. DI Dr. Helmut Clemens für die Gestattung einer industrienahen Durchführung dieser Diplomarbeit und der kritischen Durchsicht.

Herrn DI Dr. Harald Leiter für die Unterstützung und Betreuung an der Montanuniversität Leoben sowie Herrn DI Michael Schober, welcher mich tatkräftig bei den Atomsondenmessungen unterstützte.

voestalpine-Stahl Linz:

Herrn DI Dr. Andreas Pichler, welcher meine Tätigkeiten, ob als Ferialpraktikant, Freier Dienstnehmer und Diplomand bei der voestalpine-Stahl erst ermöglicht hat.

Herrn DI Dr. Thomas Hebesberger für die Führung und Unterstützung bei der Versuchsplanung und Durchführung sowie für die unzähligen fachlichen Diskussionen und die hervorragende Vermittlung von kompetentem Wissen rund um Stahl.

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung und Problemstellung.....	1
2	Theoretische Grundlagen.....	3
2.1	Advanced High Strength Steels (AHSS).....	3
3	Dualphasenstähle.....	4
4	Einstellung der Gefügestruktur und daraus resultierende Eigenschaften.....	5
4.1	Mechanismen während der Austenitisierungs- und Haltephase.....	6
4.2	Mechanismen während der Abkühlung	7
4.3	Bainit in Dualphasenstählen.....	9
5	Bainit	10
5.1	Morphologien im Bainit.....	11
5.2	Oberer Bainit	13
5.3	Unterer Bainit	14
5.3.1	Karbidausscheidungen	15
5.4	Anlassen von Bainit.....	15
5.5	Thermodynamik.....	16
5.6	Der Austenitkorngrenzeneffekt.....	18
5.7	The Matas und Hehemann Modell	18
5.8	Acircularer Ferrit.....	20
5.9	Andere Morphologien von Bainit	21
5.9.1	Körniger (granularer) Bainit.....	21
5.9.2	Inverser Bainit.....	21
5.9.3	Stängeliger (columnarer) Bainit.....	21
5.9.4	Perlitischer Bainit	21
5.10	Mechanische Eigenschaften von Bainit.....	22
5.11	Das T_0 - Konzept.....	23
6	Überlegungen zur Modellierung von Bainit.....	24
7	Allgemeiner Einfluss von Legierungselementen auf das Umwandlungsverhalten von Stählen.....	26
7.1	Mangan in Stählen	26
7.2	Chrom in Stählen.....	29

8	Experimentelles.....	32
8.1	Verwendete Geräte	34
8.1.1	Drahterodiermaschine.....	34
8.1.2	Dilatometer	34
8.1.3	Restaustenitmessung	36
8.1.4	MULTIPAS (Multipurpose Annealing Simulator)	38
8.1.5	Metallographische Untersuchungen.....	39
8.1.6	Atomsonde.....	41
8.2	Glühzyklen.....	45
8.2.1	Temperaturprogramme für Dilatometermessungen	45
8.2.2	Temperaturprogramme für MULTIPAS-Messungen	48
9	Ergebnisse	49
9.1	Phasenumwandlungsberechnungen	49
9.1.1	Berechnung der Umwandlungstemperaturen	49
9.1.2	Ermittlung der A ₁ - und A ₃ - Temperaturen aus Thermocalc.....	50
9.2	Ermittlung des eutektoiden Punktes und Bestimmung der max. Perlitmenge	51
9.3	Auswertung der Dilatometerkurven	53
9.3.1	Glühzyklen mit kontinuierlicher Abkühlrate	53
9.3.2	Glühzyklen mit isothermen Haltephasen.....	55
9.3.3	Ermittlung des Austenitisierungsgrades.....	57
9.3.4	Dilatometermessungen mit kontinuierlicher Abkühlrate	58
9.3.5	Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubilder	60
9.3.6	Ergebnisse aus Dilatometermessungen mit isothermer Haltephase.....	67
9.4	Charakterisierung der Zweistufigkeit	80
9.5	Ergebnisse aus Atomsondenuntersuchungen	89
10	Diskussion der Ergebnisse.....	94
10.1	Einleitung.....	94
10.2	Phasendiagramme, Starttemperaturen.....	95
10.3	Kontinuierliche Abkühlraten.....	97
10.4	Isotherme Umwandlungsuntersuchungen	100
10.5	Charakterisierung des „Avrami 2“ – Mechanismus	103
10.6	Atomsondenergebnisse.....	104
10.7	Zusammenfassung	105
11	Literaturverzeichnis.....	108
12	Bildernachweis.....	112

Abbildungsverzeichnis

Abb. 2.1: Einteilung der Stahltypen nach Bruchdehnung und Zugfestigkeit	3
Abb. 3.1: Schematische Darstellung des Gefüges von Dualphasenstählen	4
Abb. 4.1: Ausschnitt aus dem für das Paraequilibrium berechneten Fe-C-Diagramm	6
Abb. 4.2: Gefügeentwicklung in Abhängigkeit der Abkühlrate	8
Abb. 5.1: Bainitbildung an einer Austenitkorngrenze	11
Abb. 5.2: Darstellung eines Bainit - Sheaf	12
Abb. 5.3: Entwicklung der Zementitgröße beim Tempern von Martensit und Bainit ..	15
Abb. 5.4: Schematisches TTT Diagramm welches die Lage der zwei C-Umwandlungskurven und der T_H Temperatur zeigt	17
Abb. 5.5: Matas und Hehemann Modell	19
Abb. 5.6: Unterschied zwischen der Bildung von acircularem Ferrit und Bainit im Austenitkorn	20
Abb. 5.7: Einfluss von Mn, Ni, Cr und Mo auf die Volumenanteile von acircularem Ferrit bzw. Bainit	20
Abb. 5.8: G-x-Kurven für die T_0 -Konzept Beschreibung	24
Abb. 7.1: Einfluss von Mangan auf das Umwandlungsverhalten	27
Abb. 7.2: Einfluss von Mangan auf die isotherme Umwandlung von Kohlenstoffstählen	28
Abb. 7.3: Das System Eisen-Chrom	30
Abb. 7.4: Einfluss von Chrom auf die Umwandlungskinetik	31
Abb. 8.1: Untersuchungsschema	33
Abb. 8.2: Zwischen Messstiften eingespannte Dilatometerprobe inkl. Thermoelemente	35
Abb. 8.3: Funktionsweise der magnetischen Restaustenitmessung (Fa. VATRON)	36
Abb. 8.4: Konduktives Heizsystem des MULTIPAS	38
Abb. 8.5: Funktionsprinzip der Atomsonde	41
Abb. 8.6: Ätzschema für die Atomsondenprobenpräparation	43
Abb. 8.7: Ätzschema des Microloopings	44
Abb. 8.8: Schema der Glühzyklen mit kontinuierlicher Abkühlrate	45
Abb. 8.9: Schema der Glühzyklen mit isothermer Haltephase	46
Abb. 8.10: Schema der Glühzyklen für MULTIPAS - Glühungen	48
Abb. 9.1: Thermocalcberechnungen der A_3 - und A_1 - Umwandlungstemperaturen (Paraequilibrium). Die Legierungsgehalte sind in m% angegeben.	50
Abb. 9.2: Beeinflussung der Lage des eutektoiden Punktes durch Legierungselemente	51
Abb. 9.3: Auswertung der gemessenen Dilatometerkurve (kontinuierliche Abkühlrate)	53
Abb. 9.4: Nach der Temperatur abgeleitete Messkurve (inkl. Phasenanteilsermittlung – siehe Insert)	54
Abb. 9.5: Auswertung der gemessenen Dilatometerkurve (mit isothermer Haltephase)	55
Abb. 9.6: Schematische Darstellung des während der Haltephase umgewandelten Anteils (Umwandlungskurve während einer isothermen Haltephase)	56

Abb. 9.7: Ermittlung des Austenitisierungsgrades aus den gemessenen Dilatometerkurven.....	57
Abb. 9.8: Darstellung der abgeleiteten Dilatometerkurven in Abhängigkeit der Kühlrate des DP_2.39Mn_0.77Cr bei 800°C, 825°C und 850°C Glühtemperatur.....	59
Abb. 9.9: Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild des DP_2.39Mn_0.77Cr bei 800°C Glühtemperatur (Austenitisierungsgrad: 94%).....	61
Abb. 9.10: Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild des DP_2.39Mn_0.77Cr bei 825°C Glühtemperatur (Austenitisierungsgrad: 98%).....	62
Abb. 9.11: Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild des DP_2.39Mn_0.77Cr bei 850°C Glühtemperatur (Austenitisierungsgrad: 100%).....	62
Abb. 9.12: Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild des DP_1.82Mn bei 800°C Glühtemperatur (Austenitisierungsgrad: 87%).....	63
Abb. 9.13: Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild des DP_1.82Mn bei 825°C Glühtemperatur (Austenitisierungsgrad: 94.6%).....	64
Abb. 9.14: Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild des DP_1.82Mn bei 850°C Glühtemperatur (Austenitisierungsgrad: 100%).....	64
Abb. 9.15: Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild des DP_0.27Cr bei 800°C Glühtemperatur (Austenitisierungsgrad: 84.6%).....	65
Abb. 9.16: Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild des DP_0.27Cr bei 825°C Glühtemperatur (Austenitisierungsgrad: 97.1%).....	66
Abb. 9.17: Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild des DP_0.27Cr bei 850°C Glühtemperatur (Austenitisierungsgrad: 100%).....	66
Abb. 9.18: Einfluss der Abkühlrate auf die umgewandelte Menge bis zum Erreichen der Haltephase (DP_2.39Mn_0.77Cr).....	67
Abb. 9.19: Umwandlungskurven des DP_2.39Mn_0.77Cr bei unterschiedlichen Glühtemperaturen und Abkühlraten.....	68
Abb. 9.20: Auszug aus den Umwandlungskurven des DP_1.82Mn und DP_0.27Cr.....	69
Abb. 9.21: Auszug aus den Umwandlungskurven des DP_0.088C_1.85Mn_0.28Cr und DP_0.094C_1.51Mn_0.79Cr.....	70
Abb. 9.22: Darstellung der mathematischen Beschreibung einer Umwandlungskurve durch geeignete Avrami-Ansätze.....	71
Abb. 9.23: Übersicht des Umwandlungsverhaltens von DP_2.39Mn_0.77Cr.....	73
Abb. 9.24: Übersicht des Umwandlungsverhaltens von DP_1.82Mn.....	74
Abb. 9.25: Übersicht des Umwandlungsverhaltens von DP_0.27Cr.....	75
Abb. 9.26: Übersicht des Umwandlungsverhaltens von DP_0.088C_1.85Mn_0.28Cr.....	76
Abb. 9.27: Übersicht des Umwandlungsverhaltens von DP_0.094C_1.51Mn_0.77Cr.....	77
Abb. 9.28: DP_2.39Mn_0.77Cr: Mathematische Beschreibung der Zweistufigkeit durch Auftragung der Umwandlungsmenge über der Haltezeit bei 450°C, 500°C, 550°C und 600°C.....	78
Abb. 9.29: DP_1.82Mn: Mathematische Beschreibung der Zweistufigkeit durch Auftragung der Umwandlungsmenge über der Haltezeit bei 450°C, 500°C, 550°C und 600°C.....	79
Abb. 9.30: DP_0.27Cr: Mathematische Beschreibung der Zweistufigkeit durch Auftragung der Umwandlungsmenge über der Haltezeit bei 450°C, 500°C, 550°C und 600°C.....	79

Abb. 9.31: Umwandlungskurven des DP_2.39Mn_0.77Cr inkl. der bereits vor Erreichen der isothermen Haltephase umgewandelten Anteile.....	80
Abb. 9.32: DP_2.39Mn_0.77Cr: Gefügebilder inkl. Zugfestigkeiten und Angabe des Restaustenits nach MULTIPAS Untersuchungen bei 600°C Haltetemperatur und verschiedenen Haltezeiten mit anschließender Wasserabkühlung	82
Abb. 9.33: DP_2.39Mn_0.77Cr: Gefügebilder inkl. Zugfestigkeiten und Angabe des Restaustenits nach MULTIPAS Untersuchungen bei 550°C Haltetemperatur und verschiedenen Haltezeiten mit anschließender Wasserabkühlung	83
Abb. 9.34: DP_2.39Mn_0.77Cr: Gefügebilder inkl. Zugfestigkeiten und Angabe des Restaustenits nach MULTIPAS Untersuchungen bei 500°C Haltetemperatur und verschiedenen Haltezeiten mit anschließender Wasserabkühlung	84
Abb. 9.35: DP_2.39Mn_0.77Cr: Gefügebilder inkl. Zugfestigkeiten und Angabe des Restaustenits nach MULTIPAS Untersuchungen bei 450°C Haltetemperatur und verschiedenen Haltezeiten mit anschließender Wasserabkühlung	85
Abb. 9.36: DP_2.39Mn_0.77Cr: REM Untersuchungen (Sekundärelektronendetektor) zur Phasencharakterisierung von Ferrit und Martensit und dem Einfluss von Haltezeit und Haltetemperatur auf die Phasenumwandlung.....	87
Abb. 9.37: DP_2.39Mn_0.77Cr: REM Untersuchungen (InLens-Detektor) zeigen den Einfluss von Haltezeit und Haltetemperatur auf die Phasenumwandlung.....	88
Abb. 9.38: DP_2.39Mn_0.77Cr: 3D-Rückkonstruktion der Atompositionen nach 100 Sekunden isothermer Haltezeit	90
Abb. 9.39: DP_2.39Mn_0.77Cr: 3D-Rückkonstruktion der Atompositionen nach 600 Sekunden isothermer Haltezeit	91
Abb. 9.40: DP_2.39Mn_0.77Cr: 3D-Rückkonstruktion der Atompositionen nach 1400 Sekunden isothermer Haltezeit	92

Tabellenverzeichnis

Tab. 7.1 Übersicht der häufigsten Mangankarbide und den Temperaturbereichen in welchen diese stabil sind.....	28
Tab. 8.1: Chemische Zusammensetzung der Versuchsmaterialien	32
Tab. 8.2: Zusammenfassung der Versuchsparameter bei den Dilatometermessungen.....	36
Tab. 8.3: Übersicht der Ätzparameter.....	39
Tab. 9.1: Umwandlungstemperaturenübersicht. Die Temperaturen wurden mit den Gleichungen (9.1) – (9.4) berechnet	49
Tab. 9.2: Theoretisch erreichbare Perlitmenge	52
Tab. 9.3: Vergleich der ermittelten Bulkzusammensetzung aus Atomsondenmessungen und chemischer Analyse	93
Tab. 10.1: Austenitisierungsgrade in Abhängigkeit der Glühtemperaturen	96

Abkürzungsverzeichnis

α ...	Ferrit
A_1/A_2 ...	Konstanten der Avrami-Ansatzes
α_b ...	bainitischer Ferrit
AF...	acircularer Ferrit
AHSS...	Advanced High Strength Steel Grades
BH...	Bake Hardening
B_s ...	Bainitstarttemperatur
CE...	Kohlenstoffäquivalent
C-Mn-Stähle...	Kohle-Mangan Stähle
d...	Krümmung der Avramikurve
DP...	Dualphase
Fe_3C ...	Zementit
G...	Freie Entalpie
γ ...	Austenit
HR...	Heizrate
HSIF...	High Strength Interstitial Free
HSS...	High Strenght Steel
HV...	Härte nach Vickers
k...	Steigung der Avramikurve
KR...	Kühlrate
LC...	Low-carbon
MCP...	Multi-channel plate
MPa...	Megapascal
M_s ...	Martensitstarttemperatur
MULTIPAS...	Multipurpose Annealing Simulator
PM...	Partiell martensitisch
RA...	Restaustenit
REM...	Rasterelektronenmikroskop
R_m ...	Zugfestigkeit
SE 2...	Sekundärelektronendetektor
SEM...	Scanning Electron Microscope
T_{AN} ...	Glühtemperatur (Annealing)
t_{AN} ...	Glühdauer
TRIP...	Transformation Induced Plasticity
ULC...	Ultra Low Carbon
W_s ...	Widmannstätten-Ferrit-Starttemperatur
m%...	Angabe in Masseprozent
x_c ...	Konzentration _{Kohlenstoff}
ZTU...	Zeit-Temperatur-Umwandlung
$x-x_c$...	Inkubationszeit der Avramikurve

1 Einleitung und Problemstellung

Bei Betrachtung der Entwicklung von verschiedensten Produkten ist ein deutlicher Trend bei der Wahl der Werkstoffe ersichtlich.

Steigende Rohstoffkosten, steigende Energiekosten, aber auch die hohen Lohnkosten verlangen nach immer besseren Materialien. Besser bedeutet hierbei nicht eine Findung des ultimativen Werkstoffs für jegliche Art der Anwendung, sondern die Optimierung bekannter Werkstoffgruppen.

Die Stahlindustrie, welche mit langjährigen traditionsreichen Fertigungsmethoden in Verbindung gebracht werden kann, setzt große Anstrengungen daran, moderne Werkstoffe herzustellen, welche die eingangs erwähnten Anforderungen erfüllen können. Besonders ehrgeizig wird das Ziel verfolgt, Stahl auch als Material für Leichtbauweisen einsetzen zu können. Es lässt sich dabei nicht leugnen, dass Stahl durch seine große Dichte, auf den ersten Blick, nicht für dieses Ziel geeignet zu sein scheint. Die einfache Überlegung den Gewichtsachteil gegenüber anderen Werkstoffen durch Materialeinsparung zu kompensieren, führte unweigerlich zur Entwicklung von sogenannten „Advanced high strength steel grades“ (AHSS), welche jedoch, trotz der hohen Festigkeiten, durch gezielte Phaseneinstellung Bruchdehnungen zwischen 10 und 30% erreichen können. Zu diesen AHSS werden Dualphasenstähle (DP-Stähle), partiell martensitische Stähle (PM-Stähle) und TRIP – Stähle (Transformation Induced Plasticity – Stähle) gezählt.

Besonders die Automobilisten, welche zunehmenden Druck bezüglich CO₂-Reduktion ausgesetzt sind, sind gezwungen, die Wahl ihrer Materialien mit großer Sorgfalt durchzuführen. Kraftstoffeinsparung auf Grund von Gewichtsreduktion durch die Verwendung von hochfesten Stählen scheint dabei ein beliebter Entwicklungsweg zu sein. Stellt man eine einfache Rechnung an, so merkt man sehr schnell, welches Potential hinter dieser Entwicklung steckt. So ist beispielsweise der Stand der in Österreich zugelassenen Fahrzeuge mit 5 722 624 [1] beziffert (Stichtag 31.12.2006). Kann durch den Einsatz von hochfesten Stählen eine Kraftstoffersparnis von 0.5l/100 km erreicht werden, so bedeutet dies bei den 2006 verkauften 8.15 Millionen Tonnen (entspr. ca. 9.8 Milliarden Liter) Treibstoff (Stand 2006) [2] eine Gesamtersparnis von 615 Millionen Litern Kraftstoff. Eindrucksvoll wird diese Zahl bei der Multiplikation mit dem derzeitigen Kraftstoffpreis von ca. 1.1 €/Liter.

Speziell Dualphasenstähle werden von namhaften Automobilherstellern verwendet, um moderne Fahrzeuge realisieren zu können.

Auch wenn den Automobilherstellern derzeit Festigkeitsklassen zur Verfügung stehen, welche vor einigen Jahren noch beinahe unvorstellbar waren, so wird die Festigkeit immer weiter nach oben getrieben. Dies führt jedoch unweigerlich dazu, dass erforderliche Dehnwerte nicht mehr, oder nur unter sehr großer Anstrengung, erreicht werden können. Die Realisierung von Stählen mit hohen Festigkeiten und gleichzeitig passablen Dehnungseigenschaften, welche für die Verarbeitung unabdingbar sind, setzt eine genaue Kenntnis des Gefüges voraus, wodurch ein fundiertes Wissen über stattfindende Phasenumwandlungen notwendig wird.

Für die industrielle Anwendung sind diese Kenntnisse alleine jedoch lange noch nicht ausreichend. Bestehende Anlagen und deren vorgegebenen Grenzen bezüglich technischer Möglichkeit, sprich maximale Heizraten, Kühlraten und dergleichen, machen es erforderlich, durch geeignete Anpassung der Materialzusammensetzung sowie Produktionsrouten diese Grenzen soweit zu verschieben, dass die Werkstoffe dennoch produzierbar sind.

Selbst wenn diese hier beschriebenen Hürden gemeistert sind, bleibt dennoch ein wesentlicher Punkt zu berücksichtigen – der Preis. So trivial es auch erscheint, schlussendlich muss auch das optimierteste Material für den Kunden leistbar bleiben. Dies schränkt die Wahl der Legierungselemente deutlich ein, bzw. versucht teure unabdingbare Elemente so gut es geht zu reduzieren und durch gleich oder ähnlich wirkende zu ersetzen.

Diese Arbeit beschäftigt sich mit diesen hier eingangs beschriebenen Problemen. Dazu werden Dualphasenstähle, welche durch ihr Legierungskonzept und einer geeigneten Temperaturbehandlung Zugfestigkeiten zwischen 800 und 1000 MPa erreichen, experimentell behandelt. Dieses Festigkeitsniveau ist für den Automobilbau äußerst interessant, da so ein weiterer Schritt in Richtung Leichtbau, d.h. Kraftstoffeinsparung möglich ist. Die Auswahl des Probenmaterials erlaubt den Einfluss von Chrom und Mangan auf die Phasenumwandlung, im Speziellen der Bainitumwandlung und die Gefügeentwicklung zu untersuchen. Dies ist als zentraler Punkt dieser Arbeit anzusehen, da in der Literatur nur sehr spärliche Informationen darüber zu finden sind. Es wurden ausführliche Untersuchungen durchgeführt, um Auskunft über das Phasenumwandlungsverhalten sowie über das resultierende Gefüge erlangen zu können. Zunächst erfolgten Dilatometermessungen, welche das grundlegende Umwandlungsverhalten der Materialien abklären. Daran anschließend wurden die bei der Phasenumwandlung beobachteten Mechanismen an ausgewählten Materialien durch Glühversuche, Lichtmikroskop- und Rasterelektronenmikroskopuntersuchungen sowie Atomsondenmessungen weiter untersucht.

2 Theoretische Grundlagen

2.1 Advanced High Strength Steels (AHSS)

Wie in der Einleitung erwähnt, gehören die Dualphasenstähle neben den partiell martensitischen Stählen (PM) und den TRIP-Stählen (Transformation Induced Plasticity) zu der Gruppe der AHSS.

Durch das Vorhandensein von unterschiedlichen Phasen können diese als metallurgische Verbundwerkstoffe angesehen werden, welche im Vergleich zu anderen Stahlgütern höhere Festigkeiten bei Bruchdehnungen zwischen 10 und 30% erreichen können. In Abb. 2.1 ist dies sehr gut ersichtlich. Eine nähere Betrachtung zeigt, dass durch ein zunehmendes Festigkeitsniveau die Komplexität des Gefüges zunimmt. Eine absehbare Folge daraus ist, dass eine genaue Kenntnis des Gefüges für die Anwendung unbedingt notwendig wird, um so anhand des Gefüges auf die Eigenschaften schließen zu können.

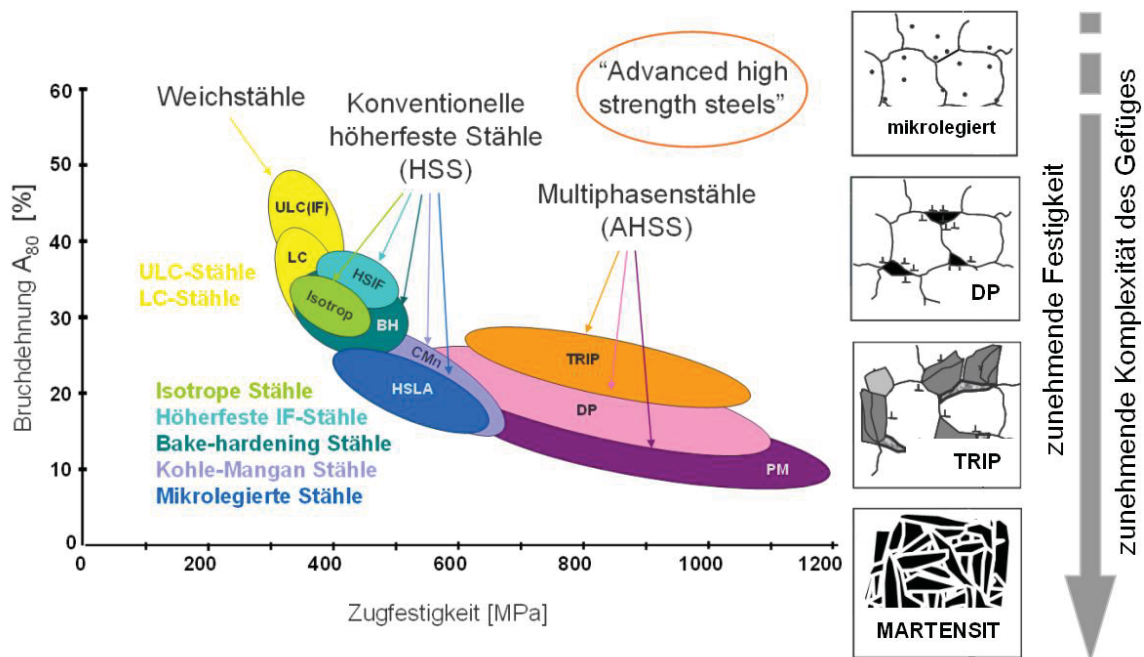


Abb. 2.1: Einteilung der Stahltypen nach Bruchdehnung und Zugfestigkeit

Der Aufbau von Dualphasenstählen ist durch das Vorhandensein von zwei Phasen charakterisiert. Die Matrix wird durch weichen Ferrit gebildet, in welche Martensit als härtere Phase eingebettet ist.

Dieser Verbund führt zu einem niedrigen Streckgrenzenverhältnis (entspricht dem Verhältnis zwischen Streckgrenze zu Zugfestigkeit) sowie einer starken Verfestigung bei Kaltverformung. Die derzeit industriell erzeugten Zugfestigkeiten liegen dabei zwischen 400 und 600 MPa.

Erste Entwicklungen von kaltgewalzten DP-Stählen geschahen bereits vor ca. 35 Jahren. Da die Unterscheidung innerhalb der AHSS relativ schwierig ist, bzw. diese oft sehr fließend geschieht, ist an dieser Stelle noch kurz das Gefüge der PM-Stähle zu beschreiben. Im Unterschied zu den DP-Stählen weisen diese eine komplexere Struktur auf und beinhalten zusätzlich zu Ferrit und Martensit noch erhebliche Mengen an Bainit sowie angelassenem Martensit. Aus diesem Gefüge resultieren niedrigere n -Werte, niedrigere Gleichmaßdehnungen, jedoch höhere Zugfestigkeiten (1000, 1200 und 1400 MPa). Entscheidend für die Herstellung des jeweiligen AHSS sind die Mengen sowie das Verhältnis der Legierungselemente. Hauptsächlich finden dabei Mn, Si, Cr, Mo und Al Anwendung [3].

3 Dualphasenstähle

Dualphasenstähle bestehen im Wesentlichen aus einer weichen Ferritmatrix, in welche eine zweite harte Phase (Martensit) eingebettet ist. Dieser Verbund weist eine niedrige Streckgrenze, eine große Kaltverfestigung, eine hohe Zugfestigkeit und gute Gleichmaß- und Gesamtdehnungen auf.

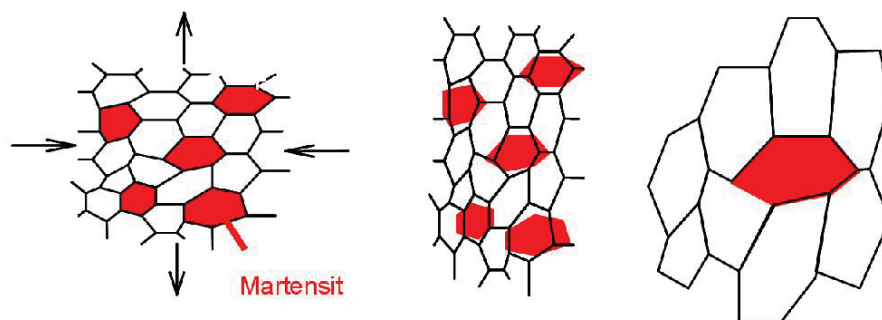


Abb. 3.1: Schematische Darstellung des Gefüges von Dualphasenstählen

Der bei der Verformung von Dualphasenstählen ablaufende Vorgang wurde von Fischmeister und Karlsson [4] dadurch erklärt, dass während einer plastischen Deformation der Martensit beinahe unverformt bleibt, währenddessen der Ferrit sehr stark deformiert wird (Abb. 3.1). Dadurch kann eine starke Zunahme der Festigkeit durch Kaltverfestigung, bei exzellenter Gleichmaßdehnung, erzielt werden. Ashby erklärt die aus dem Dualphasengefüge resultierenden Eigenschaften durch das

Vorhandensein von geometrisch bedingten Versetzungen, welche sich in der weichen Phase an den Grenzen zur harten Phase bilden müssen, um plastische Deformationen zu ermöglichen [5]. Die Festigkeitssteigerung wird demnach durch die gegenseitige Behinderung der Versetzungsbewegungen hervorgerufen. Unabhängig vom genauen Mechanismus ist jedoch eine Abschätzung der Festigkeit nach Fischmeister und Karlsson durch folgenden Zusammenhang möglich [6]:

$$\sigma = \sigma_F * f_F + \sigma_{MA} * f_{MA} \quad (3.1)$$

f_i Volumenanteile der jeweiligen Phase (F... Ferrit; MA... Martensit)

σ_i Fließgrenze der jeweiligen Phasenanteile (F... Ferrit; MA... Martensit)

4 Einstellung der Gefügestruktur und daraus resultierende Eigenschaften

Die Realisierung eines DP-Stahls beginnt mit der interkritischen Glühung, bei welcher Rekristallisation, Zementitauflösung und Austenitbildung stattfinden. Das komplexe Gefüge, welches seine Eigenschaften durch das Verhältnis zwischen Ferrit und der zweiten harten Phase erhält, wird durch eine kontrollierte Kühlung eingestellt.

Durch geeignete Legierungskonzepte und erhöhte Abkühlraten ist sicherzustellen, dass bei der industriellen Erzeugung von traditionellen DP-Stählen sowohl die Perlitbildung als auch die Bainitbildung unterdrückt werden.

Da dafür meist umwandlungsverzögernde Legierungselemente eingesetzt werden, kommt es im Allgemeinen zur Stabilisierung von geringen Mengen an Restaustenit.

Neben der Variation des Mengenverhältnisses zwischen Ferrit und der zweiten harten Phase können auch die Phasen selbst noch gesondert optimiert werden. Eine solche Optimierung kann durch Ferritverfestigung in Form von Mischkristallhärtung durch die Zugabe von Silizium oder Phosphor, aber auch durch Ausscheidungshärtung und/oder Kornfeinung durch legieren mit Niob realisiert werden.

Interessant ist vor allem die Zugabe von Niob. Untersuchungen, welche bei der voestalpine-Stahl Linz durchgeführt wurden, haben gezeigt, dass in Abhängigkeit der Kühlraten verschiedene Effekte bezüglich der erreichbaren Festigkeiten auftreten.

So nimmt bei höheren Kühlraten die Festigkeit von nioblegierten im Vergleich zu niobfreien Güten ab, obwohl durch die zuvor beschriebene auftretende Kornfeinung

und Ausscheidungshärtung eigentlich das Gegenteil eintreten sollte. Erklärt kann dieser Effekt dadurch werden, dass Niobkarbide als heterogene Keimstellen für die Ferritbildung wirken und somit dieser anstelle von Bainit trotz der erhöhten Kühlraten gebildet werden kann.

Bei moderaten und geringen Kühlraten sind im Gegensatz dazu die zu erwartenden verfestigenden Effekte von Ausscheidungshärtung und Kornfeinung beobachtbar [7].

4.1 Mechanismen während der Austenitisierungs- und Haltephase

Bei der Erwärmung eines kaltgewalzten Ausgangsgefüges bildet sich bei der A_1 -Temperatur Austenit. Mit zunehmender Temperatur steigt auch die Menge des gebildeten Austenits, bis bei der A_3 -Temperatur (kohlenstoffabhängig) 100% γ -Phase vorliegt. Gleichzeitig nimmt jedoch der Kohlenstoffgehalt im Austenit mit abnehmender Menge an Ferrit ab. Dies ist im Fe-C-Diagramm (Abb. 4.1) durch Anwendung des Hebelsgesetz ersichtlich. Das zur Veranschaulichung verwendete Diagramm wurde auf Basis eines Paraequilibriums mittels Thermocalc berechnet, bei welchem für die Austenitbildung nur die Kohlenstoffdiffusion herangezogen wurde.

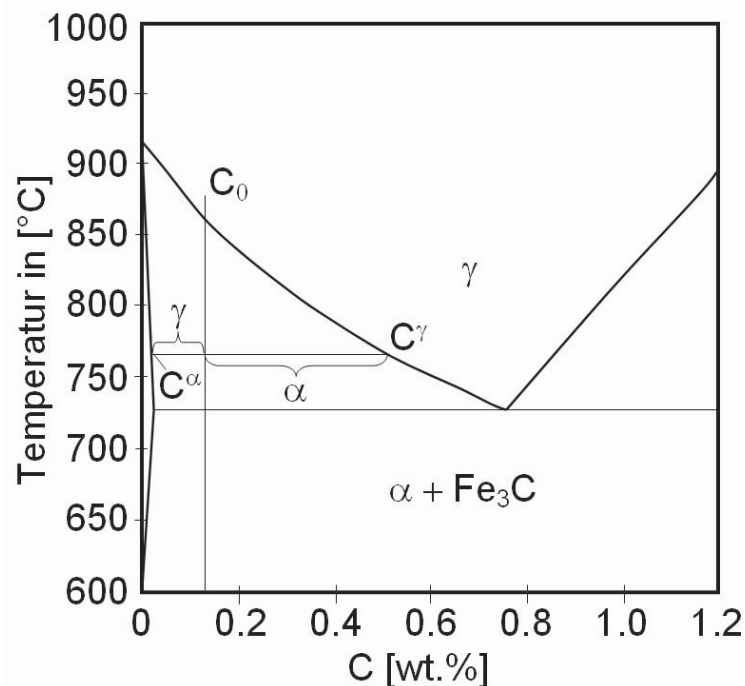


Abb. 4.1: Ausschnitt aus dem für das Paraequilibrium berechneten Fe-C-Diagramm

Grund für die Kohlenstoffanreicherung im γ -Eisen ist, dass Ferrit nur sehr geringe Mengen an Kohlenstoff lösen kann und so diesen bei sehr großen Mengen an Ferrit und geringen Mengen an Austenit in den Austenit drängt. So kann durch Variation

der Glühtemperatur die Kohlenstoffkonzentration im Austenit, ohne eine Anpassung der Legierung, verändert werden [8].

Die Umwandlung des Austenits während des interkritischen Glühens ist nach Speich durch folgende Schritte beschreibbar [9]:

1. Sehr schnelle Keimbildung und Wachstum von Austenit an Karbidpartikeln im Perlit oder an Ferritkorngrenzen bis diese Karbide aufgelöst sind.
2. Langsames Wachstum von Austenit in den Ferrit. Bei sehr hohen Temperaturen (bei ca. 850°C) ist dieses Wachstum von der Kohlenstoffdiffusion im Austenit, bei niedrigeren Temperaturen von der Diffusion des Kohlenstoffs im Ferrit abhängig.
3. Sehr langsames Wachstum, wobei die Diffusion der Legierungselemente (z.B. Mangan) im Austenit bis zum Erreichen des Gleichgewichts der geschwindigkeitsbestimmende Schritt ist.

Glühversuche im interkritischen $\alpha+\gamma$ -Bereich und anschließender Wasserabschreckung führen zu den folgenden auftretenden Phasen [10]:

- Restferrit
- epitaxial gewachsener Ferrit am Restferrit (bildet sich bei der Abkühlung bis zur Temperatur ab welcher abgeschreckt wird)
- Austenit

Ein Nachweis für das Auftreten eines epitaxial gewachsenen Ferrits ist, dass keine strukturellen Grenzen gefunden werden können, was darauf schließen lässt, dass der Restferrit als Substrat für den neu gebildeten Ferrit dient.

Auch können im Restferrit, im Gegensatz zu epitaxial gewachsenen Ferrit, feine Niobkarbidausscheidungen gefunden werden. Diese Bildung kann nur in einem bereits bestehenden Ferritkorn während der interkritischen Haltephase stattfinden.

Aus diesen Untersuchungen resultiert, dass bereits vor Beginn der Struktureinstellung zwei Ferrittypen mit unterschiedlicher thermischer Geschichte vorliegen.

4.2 Mechanismen während der Abkühlung

Bei der Einstellung des Mikrogefüges können in Abhängigkeit von der Kühlrate drei grundsätzliche Effekte beobachtet werden. Bei sehr hohen Kühlraten wird beinahe der gesamte Austenit in Martensit umgewandelt. Auch kann unter besonderen Legierungs- und Abkühlbedingungen acircularer Ferrit beobachtet werden [11]. Bei

moderaten Kühlraten entstehen dagegen erhebliche Mengen an epitaxialem Ferrit und Zwischenphasen neben Martensit. Aus diesen Zwischenphasen entstehen bei langsamen Abkühlraten oder längeren Haltephasen breite Karbidlamellen sowie Ferritbereiche mit Karbidausscheidungen.

Langsame Kühlraten führen primär nur zur Bildung von epitaxialem Ferrit sowie einer Mischung aus Ferrit und Karbiden.

Die Abb. 4.2 zeigt die unterschiedlichen Gefüge, welche aus der Variation von Kühlraten entstehen. Es wird dabei von einem niedrig geglühten Material ausgegangen, wodurch erhebliche Mengen an Restferrit im Gefüge auftreten. Die Menge an Restferrit ist zu Beginn der Kühlung für alle drei Kühlraten gleich. Die horizontale blaue Linie symbolisiert die A_1 -Temperatur. Der Bereich unter dieser Linie zeigt, wie sich der Austenit als Funktion der Kühlrate umwandelt.

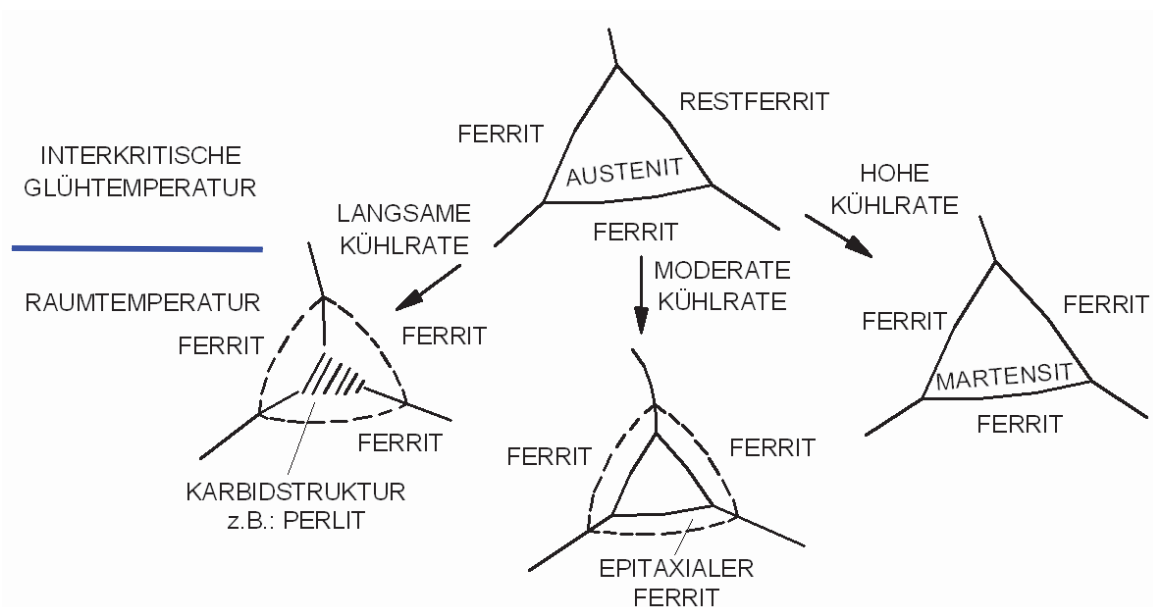


Abb. 4.2: Gefügeentwicklung in Abhängigkeit der Abkühlrate

In Abhängigkeit der Austenitzusammensetzung ist es möglich, eine kritische Abkühlrate zu bestimmen. Bei Kühlraten, welche höher als die kritische Kühlrate sind, stellt sich ein ferritisch–martensitisches Gefüge mit geringen Mengen von Bainit ein. Kühlraten unter der kritischen Kühlrate weisen dagegen erhebliche Mengen an Perlit auf. Eine empirische Berechnung dieser kritischen Kühlrate (C_R) existiert von Abe [12].

Die Gehalte der Elemente sind dabei in m% einzugeben:

$$\log C_R [K / s] = 5.36 - 2.36 * (Mn) - 1.06 * (Si) - 2.71 * (Cr) - 4.72 * (P) \quad (4.1)$$

Weiters führt eine erhöhte Glüh­temperatur bei gleicher Kühlrate zu einer größeren Menge an Martensit. Diese größere Menge an Martensit führt zu einer höheren Versetzungsdichte im Ferrit.

Die Stabilisierung des regellos in der Ferritmatrix auftretenden Restaustenits bis zur Raumtemperatur ist ein komplexes Ergebnis aus der Kohlenstoffumverteilung im Austenit sowie Stabilisierungsvorgängen durch Legierungselemente.

4.3 Bainit in Dualphasenstählen

Nachdem traditionelle Dualphasenstähle nur aus einer Ferritmatrix und harten Martensitinseln bestehen, machte es die Forderung nach höheren Festigkeitsniveaus notwendig, auch geringe Mengen an Bainit einzustellen, obwohl diese Phase eigentlich nur in PM-Stählen zu finden sein sollte. Das hat zur Folge, dass bei der Entwicklung von DP-Stählen, nunmehr nicht nur die Unterdrückung der Bainitbildung untersucht werden muss, sondern, dass bei erhöhten Festigkeiten die Notwendigkeit besteht, die Bainitphase gezielt einstellbar zu machen.

DP-Stähle mit geringen Mengen an bainitischer Phase führen zu erhöhter Streckgrenze und Bruchdehnung bei gleichzeitig abnehmender Zugfestigkeit.

Die Bildung eines solchen Gefüges aus einer teil- bzw. vollaustenitisierten Stahllegierung kann folgendermaßen zusammengefasst werden: Bei der Kühlung beginnt sich der Austenit in Ferrit umzuwandeln, gleichzeitig kommt es zur Kohlenstoffanreicherung des verbleibenden Austenits und in weiterer Folge zu einer bainitischen Umwandlung, abgesehen von sehr hohen Kühlraten bzw. in Materialien welche sehr stark umwandlungsverzögert sind. Der Mechanismus der Bainitumwandlung konnte bis jetzt noch nicht im Detail geklärt werden, obwohl eine Vielzahl von unterschiedlichen Ansätzen zur Verfügung stehen. Einerseits wird der Vorgang als Umklapp-, andererseits als diffusionsgesteuerter Prozess verstanden [13]. Aktuelle Publikationen, welche sich mit der Charakterisierung von Bainit auseinandersetzen, bevorzugen vor allem das diffusionslose Modell von Bhadeshia [14].

5 Bainit

Obwohl die bainitische Phase schon 1920 von Davenport und Bain [15] bei der isothermen Umwandlung von Austenit oberhalb der Martensitstarttemperatur gefunden wurde, gibt es seitdem viele verschiedene Erklärungsansätze. Kristallographische Untersuchungen von Greninger und Traoiano [16] konnten beweisen, dass es sich bei Bainit von Beginn an um eine Ansammlung von Ferrit und Zementit handelt. Nachfolgende Untersuchungen zeigten, dass die Menge des gebildeten Bainits mit abnehmender Umwandlungstemperatur zunimmt (Klier und Lyman, 1944) [17], jedoch keine vollständige Bainitumwandlung möglich ist.

Daraus folgte die Hypothese, dass der Austenit durch Kohlenstoffanreicherung beim Abkühlen vor seiner Umwandlung zu Bainit eine instabile Zusammensetzung erreicht und sich deswegen kohlenstoffreiche und kohlenstoffarme Regionen bilden. In diesen kohlenstoffarmen Bereichen könnte sich so ein übersättigter Bainit mit martensitähnlichem Aufbau bilden, in welchem anschließend Zementitausscheidungen stattfinden. Diese Hypothese wurde jedoch von Aaronson 1962 mit der Begründung widerlegt, dass nach den Gesetzen der Thermodynamik eine solche Separation nicht möglich sei [18].

Obwohl es nicht gelang den Mechanismus der Bainitbildung zu beschreiben, war es trotzdem möglich die Bainitphase von anderen Phasen zu unterscheiden. So konnte Hillert (1962) nachweisen, dass eine Bainitbildung im Unterschied zur Perlitbildung nicht durch einen gekoppelten Wachstumsmechanismus erfolgt [19].

Schon viel früher (1932 - 1937) konnten Experimente, welche sich mit der Umwandlungskinetik von Martensit befassten, zeigen dass die bedeutend langsamer ablaufende Bainitreaktion auch von dieser klar unterscheidbar ist.

Ab den frühen 60-er Jahren begann man diese Untersuchungen zusammenzufassen. Das Resümee daraus ist, dass Bainitbildung in einem bestimmten Temperaturbereich ein „kohärentes Wachstum“ aufweist, welches durch eine Gitterverzerrung erleichtert wird. Es besteht jedoch die Anforderung, die Menge an gelöstem Kohlenstoff im Bainit zu reduzieren. Mechanismen die dafür in Frage kommen sind einerseits Kohlenstoffumverteilung durch Diffusion in den Austenit und andererseits die Bildung von Karbidausscheidungen, oder auch eine Kombination von beiden, abhängig von der Umwandlungstemperatur.

Wie bereits erwähnt, kann Bainit sehr klar von Ferrit, Perlit und Martensit unterschieden werden. Da Bainit jedoch in einem sehr breiten Temperaturbereich auftreten kann, wird zusätzlich zwischen Oberem und Unterem Bainit unterschieden. Oberer Bainit, der bei hohen Temperaturen in Form von so genannten „Sheaves“ auftritt, weist Ferritplatten mit dazwischenliegenden Zementitpartikeln auf. Unterer

Bainit dagegen besitzt feine Zementitpartikel innerhalb und zwischen den bainitischen Ferritplatten [20].

5.1 Morphologien im Bainit

Wie in diesem Kapitel eingangs erwähnt, kann Bainit als Phase verstanden werden, welche im Unterschied zu Perlit kein gekoppeltes Wachstum aufweist, sondern durch voneinander unterscheidbare Umwandlungsschritte beschreibbar ist.

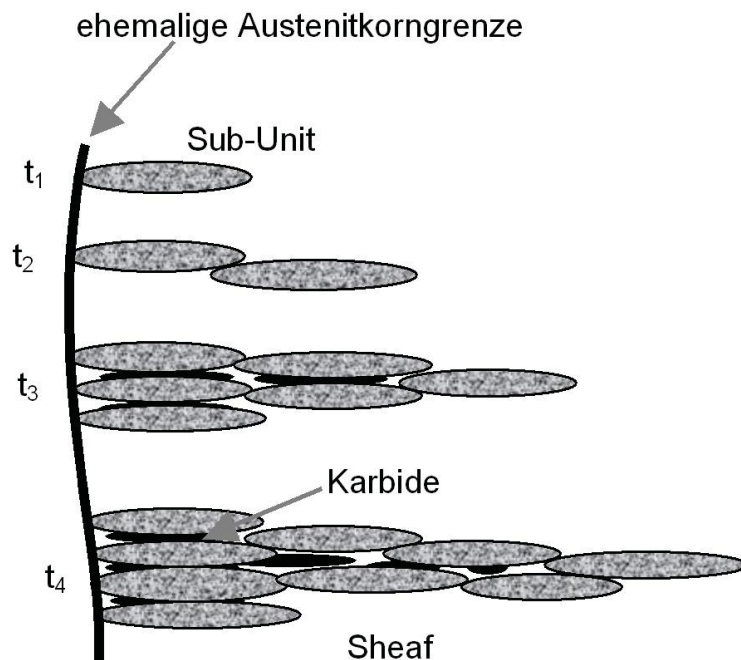


Abb. 5.1: Bainitbildung an einer Austenitkorngrenze

Als wesentliche Schritte gelten dabei der Ferritplattenwachstum mit anschließender Karbidausscheidung (Abb. 5.1). Die spezielle Form des im Bainit auftretenden Ferrits wird als Bainitischer Ferrit bezeichnet.

Obwohl zwischen Oberem und Unterem Bainit unterschieden wird, bestehen beide Formen aus diesen Ferritplatten, welche aufgrund der nicht möglichen vollständigen Umwandlung zu Ferrit durch Restaustenit, Martensit und Zementit voneinander getrennt sind. Einzelne Ferritplatten werden dabei als „Sub-Units“ bezeichnet.

Diese bilden wiederum ein so genanntes „Sheaf“ (Abb. 5.2). Wie aus Abb. 5.2 gut ersichtlich ist, weist ein solches Bainitsheaf eine Keilform auf. Erklärt kann dies dadurch werden, dass am dickeren Ende die Keimbildung stattfindet. Die Position des dicken Endes weist daher sehr oft auf eine ehemalige Austenitkorngrenze hin. Die Bildung von neuen Sub-Units geschieht meist im Spitzenbereich von bereits existierenden Sub-Units. Die Dicke der Bainitplatten hängt stark von der Bildungstemperatur ab, wobei niedrige Temperaturen zur Bildung von einer sehr feinen Subkorngrenzenstruktur führen.

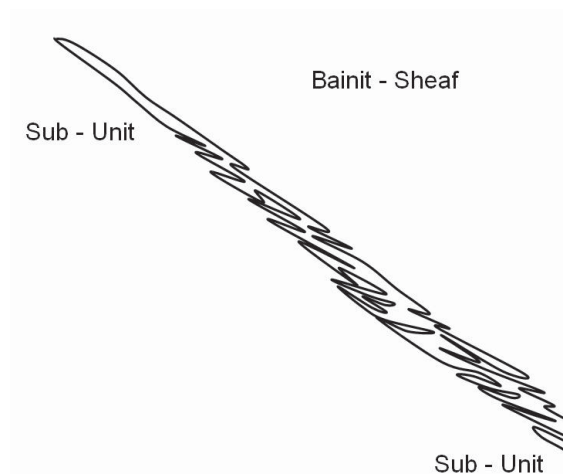


Abb. 5.2: Darstellung eines Bainit - Sheaf

Zusätzlich wird die Feinheit des Gefüges über die Keimbildungsrate maßgeblich beeinflusst. Es ist jedoch darauf Bedacht zu nehmen, dass bei einer sehr hohen Keimbildungsrate die Umwandlungskinetik durch das Zusammenstoßen der Platten bei deren Wachstum verzögert wird. Ein signifikantes Merkmal von Bainit ist seine höhere Versetzungsdichte im Vergleich zu Ferrit. Diese erhöhte Defektstruktur ist auf einen Scherumformmechanismus zurückzuführen, durch welchen sich Bainit dem angrenzenden Austenit anpasst. Die Versetzungsdichte (ρ_d) ist eine Funktion der Temperatur und kann im Temperaturbereich von 300°C - 600°C wie folgt angegeben werden:

$$\log \rho_d = 9.28480 + (6880/T) - (1780360/T^2) \quad (5.1)$$

Da im Bainit keine langreichweitige Umverteilung von substitutionell gelösten Atomen stattfindet, bleibt das Verhältnis zwischen Eisenatomen und Fremdatomen im gesamten Umwandlungsbereich annähernd konstant. Diese von Aaronson und

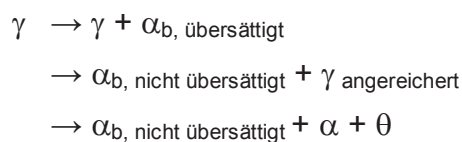
Domian bereits 1966 angestellte Beobachtung weist auf einen vorherrschenden Schermechanismus bei der Bainitbildung hin, bei welchem eine nachfolgende diffusionsgesteuerte Karbidausscheidung, aufgrund der niedrigen Temperaturen, nur auf sehr kurzen Distanzen möglich ist [21]. Eine Theorie, welche sich mit der gemeinsamen Orientierung der Sub-Units beschäftigt, versucht dies mit einer auftretenden Gefügedeformation zu erklären. Dabei wird von bereits existierenden Bainit Sub-Units ausgegangen, bei welchen durch plastische Verformung spitzennahe Bereiche abgebrochen werden. Diese Bereiche sind ideale Keimstelle für die Bildung neuer Sub-Units, da so die Oberflächenenergie minimiert werden kann. Es ist jedoch zu erwähnen, dass auch andere Modelle existieren, welche davon ausgehen, dass die Bainit Sub-Units durch eine dünne Schichte aus Austenit getrennt sind. Folglich muss jedes weitere Sub-Unit durch eine separate Keimbildung gebildet werden. Die Orientierung bleibt jedoch trotzdem erhalten [22].

5.2 Oberer Bainit

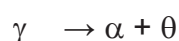
Oberer Bainit besitzt in seinen Ferritplatten keine Karbidausscheidungen. Diese treten nur an den Rändern auf und sind meist in Form von Zementit vorhanden. Nur in sehr siliziumreichen Stählen sind noch andere Formen beobachtbar. Durch die Ausscheidung der Karbide (θ) an den Korngrenzen des Bainitischen Ferrits (α_b) kommt es im umliegenden Austenit (γ) zu einer Kohlenstoffverarmung, da der Kohlenstoff für die Karbidbildung verbraucht wird, wodurch eine weitere Ferritbildung (α) begünstigt wird.

Diese durch Korngrenzendiffusion funktionierende Umwandlung konnte durch Studien von Nakamura und Nagakura 1986 nachgewiesen werden [23].

Die Bildung von Oberem Bainit kann somit folgendermaßen zusammengefasst werden [24]:



Im Gegensatz dazu wird die Perlitphase folgendermaßen gebildet:

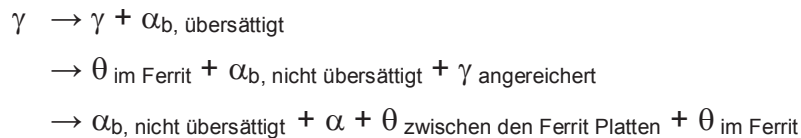


5.3 Unterer Bainit

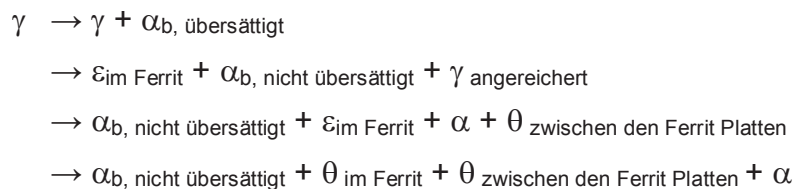
Die Struktur dieser Bainitmorphologie besteht, wie im Oberen Bainit, aus Ferritplatten und Karbidausscheidungen an den Rändern des bainitischen Ferrits. Zusätzlich tritt jedoch noch eine zweite Form der Karbidausscheidung auf. Diese passiert im Inneren der Sub-Units und ist durch eine sehr feine Verteilung gekennzeichnet. Austin und Schwartz [25] haben gezeigt, dass es sich bei diesen Ausscheidungen bei niedrigen Versetzungsdichten im Unteren Bainit bevorzugt um ε -Karbide (ε) handelt. Somit sind folgende Mechanismen unterscheidbar:

Bei der Umwandlung von Austenit (γ) kommt es zur Bildung eines kohlenstoff-übersättigten bainitischen Ferrits (α_b), einer in Folge der schlechten Diffusion im Inneren des Ferrits auftretenden Karbidausscheidung sowie einer Zementitausscheidung des sich an den Grenzflächen befindlichen Kohlenstoffs.

Fall 1: Hohe Versetzungsdichte:



Fall 2: Niedrige Versetzungsdichte:



Die Umwandlungskinetik setzt sich somit aus der Diffusion des Kohlenstoffs aus dem Ferrit in den Austenit und dem gleichzeitig ablaufenden Ausscheidungsprozess der auftretenden Karbide zusammen.

In Abhängigkeit der Legierungszusammensetzung können auch karbidfreie bainitische Strukturen beobachtet werden. Dies ist vor allem in Stählen, welche höhere Mengen an Aluminium und Silizium aufweisen (> 2%) sowie in Eisen–Chrom–Kohlenstofflegierungen und LC –Stählen (Low-carbon) der Fall [26].

5.3.1 Karbidausscheidungen

Neben den in diesem Kapitel bereits erwähnten Zementit- und ε -Karbidausscheidungen gibt es noch weitere Möglichkeiten der Kohlenstoffreduktion während der Umwandlung nämlich η - und χ -Karbide. Da diese Karbide nur in speziellen Legierungen, bzw. nur mit Hilfe von hochauflösender Elektronenmikroskopie beobachtet werden können, wird in dieser Diplomarbeit nicht auf diese eingegangen.

5.4 Anlassen von Bainit

Durch isothermes Halten auf Temperaturen bei denen sich kein Austenit bilden kann, kommt es zu Veränderungen in der Mikrostruktur, welche sich in den mechanischen Eigenschaften äußern. Dabei treten mehrere aufeinander folgende Mechanismen auf. Im ersten Schritt wandert der überschüssige Kohlenstoff zu Defekten innerhalb des Gefüges, segregiert dort oder bildet Cluster im Mischkristall. Daran anschließend werden instabile Karbide in stabileren Zementit umgewandelt, welcher abhängig von der Temperzeit sphärische Formen auszubilden versucht. Gleichzeitig kommt es zur starken Erholung der Versetzungsstruktur und schlussendlich zur Rekristallisation der Ferritplatten.

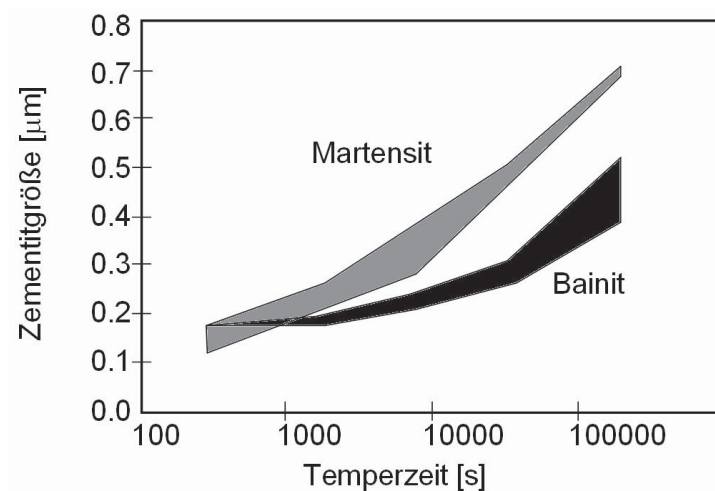


Abb. 5.3: Entwicklung der Zementitgröße beim Tempern von Martensit und Bainit

Wie in Abb. 5.3 gezeigt ist, weist Martensit eine deutlich größere Vergrößerungsrate im Vergleich zu Bainit auf, was einen deutlichen Einfluss auf die Temperstabilität hat. Diese Untersuchungen konnten zeigen, dass Martensit deutlich empfindlicher

bezüglich Anlassen als Bainit reagiert. Der Grund dafür ist, dass martensitische Stähle sehr empfindlich auf kleine Veränderungen in der Kohlenstoffkonzentration reagieren, wogegen diese in Bainit nur einen kleinen Einfluss auf die Anlasskurve haben, da dieser keinen Mischkristall mit dem Kohlenstoff bildet. Der Kohlenstoff liegt im Bainit in Form von Karbiden vor, welche wegen ihrer Größe jedoch nur wenig zur Festigkeit beitragen.

Charakterisiert man die auftretenden Karbide, so sind diese in vielen bainitischen Legierungsstählen nicht Zementit, da aufgrund der kurzen Diffusionswege andere Karbide kinetisch gesehen bevorzugt werden, obwohl diese nicht das Gleichgewichtskarbid darstellen.

Baker und Nutting [27] zeigten, dass sich beim Anlassen von Bainit eines Stahls mit der chemischen Zusammensetzung Fe-2,12Cr-0,94Mo-0,15C zuerst M_2C bildet. Weitere Versuche zeigten, dass sich diese gleich anschließend zu M_7C_3 transformieren. Diese M_7C_3 lösen sich wiederum, um sich als $M_{23}C_6$ auszuscheiden. Bei erhöhten Temperaturen werden in Folge die $M_{23}C_6$ und M_7C_3 ganz oder teilweise durch die Gleichgewichtsausscheidung M_6C ersetzt. Weiterführende Untersuchungen konnten zeigen, dass Chrom und Mangan einen erheblichen Einfluss auf die Karbidbildung haben. Bei einer Manganzugabe von 0,8m% wurde eine bevorzugte Bildung der M_7C_3 beobachtet, wogegen eine zunehmende Chromkonzentration zu einem verstärkten Auftreten der $M_{23}C_6$ führte. [28]

5.5 Thermodynamik

Gleichgewicht ist nach Pippard [29] jener Zustand in einem System, der sich nicht mehr verändert, unabhängig von der Zeit die man wartet. Die bainitische Struktur ist weit entfernt von diesem thermodynamischen Gleichgewicht.

Bestehende Kinetikmodelle, welche in der Literatur gefunden werden können, sind nach Bhadeshia [30] meist theoretisch sehr geschickt formuliert, beschreiben jedoch die Realität nur sehr unzureichend. Somit werden in diesem Kapitel nur grundlegende Begriffe und Mechanismen beschrieben, ohne jedoch bestehende Modelle im Detail aufgreifen bzw. vergleichen zu wollen.

Will man den Zeitpunkt der Bainitbildung festlegen, so merkt man, dass sowohl Widmanstätten-Ferrit-Starttemperatur (W_S) als auch die Bainit-Starttemperatur (B_S) eine starke Abhängigkeit von der Legierungszusammensetzung zeigen.

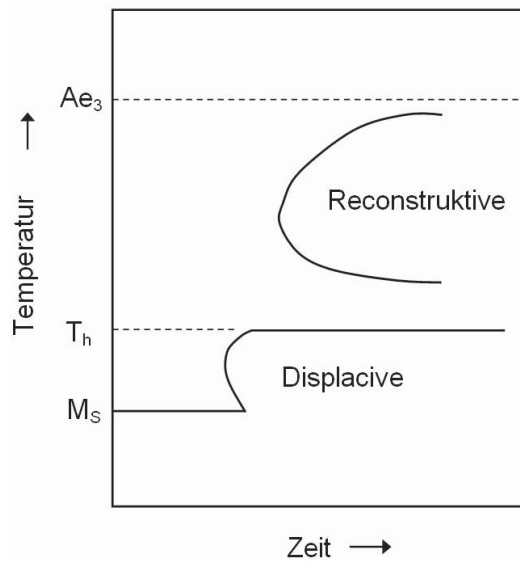


Abb. 5.4: Schematisches TTT Diagramm welches die Lage der zwei C- Umwandlungskurven und der T_H Temperatur zeigt

Diese ist erheblich größer als jene auf die A_3 -Temperatur. T_H wird als höchste Temperatur bezeichnet, bei welcher sich Ferrit in Form von Widmanstätten-Ferrit oder Bainit bilden kann (Abb. 5.4). Normalerweise besteht jedoch nicht die Notwendigkeit, aufgrund ihrer Ähnlichkeit, zwischen diesen beiden Phasen zu unterscheiden. Für die Keimbildung von Bainit können zwei Mechanismen gefunden werden. Als erste Möglichkeit kann homogene Keimbildung auftreten, welche aus zufällig stattfindenden thermischen Fluktuationen von freien Atomen resultiert. Solche Fluktuationen können entweder zu einer Reduktion oder zu einer Erhöhung der freien Energie führen. Der kritische Keimbildungsradius kann dabei folgendermaßen angegeben werden:

$$r^* = \frac{2\sigma_{\alpha\gamma}}{\Delta G_{\text{chemische}} + \Delta G_{\text{Verzerrung}}} \quad (5.2)$$

$\Delta G_{\text{chemische}}$... Freie Gibbs-Energie

$\Delta G_{\text{Verzerrung}}$... Freie Verzerrungsenergie

$2\sigma_{\alpha\gamma}$... Wechselwirkungsenergie

Die zweite Möglichkeit der Keimbildung ist durch eine spezielle heterogene Keimbildung gegeben, welche durch eine Verzerrung des Gitters, ähnlich wie bei der Martensitbildung, unterstützt wird. Keime bilden sich dabei sowohl an

Versetzungsclustern als auch an Ausscheidungen aus. Wichtig ist in diesem Zusammenhang zu erwähnen, dass Bainitumwandlung im Vergleich zur Perlitbildung unabhängig von der Austenitkorngröße ist, da das Wachstum der Sub-Units nicht direkt an der Austenitkornoberfläche geschieht, sondern auch an schon gebildeten Bainitplatten möglich ist. Das an die Keimbildung anschließende Längenwachstum der Platten kann dadurch erklärt werden, dass ein Zusammenhang zwischen Wachstumsgeschwindigkeit und Spitzenradius existiert. So führen schmale Spitzenradien bevorzugt zu schnellerem Plattenwachstum durch Punkteffektdiffusion, dem wirken jedoch Kapillareffekte entgegen und begrenzen so die Wachstumsgeschwindigkeit.

Die dabei auftretende Wachstumsrate in Längsrichtung ist höher als die Diffusion des Kohlenstoffs. Dies bedeutet, dass die Bainitscheaves mit einer Übersättigung an Kohlenstoff zu wachsen beginnen und sich dabei die Ferritplatten aus der Austenitzusammensetzung ausformen. Die zu hohe Konzentration an Kohlenstoff wird daraufhin in Form von Restaustenit und ausgeschiedenen Karbiden abgebaut. Nach Abschluss des Längenwachstums ist jedoch zusätzlich ein Dickenwachstum der Bainit Sub-Units beobachtbar. Diese kann durch Temperatur bzw. Veränderung der Legierungsverhältnisse beeinflusst werden [31].

5.6 Der Austenitkorngrenzeneffekt

Untersuchungen zeigen, dass die Bainitumwandlung erheblich unempfindlicher auf die Austenitkorngröße reagiert als beispielsweise die Bildung von Perlit. Auch Elemente wie Bor, welche eine Zunahme der Härte durch Segregation an die Korngrenzen herbeiführen können, zeigen nur sehr geringe Effekte. Die Erklärung dafür ist, dass jede Bainitplatte als Keimstelle für weitere Bainitplatten wirkt und die neu entstandenen Keime mit dem Austenitkeim nicht mehr in Berührung kommen. Eine Reduktion der Austenitkorngröße sollte demnach zu einer Zunahme der Transformationsrate führen, da die Dichte der Keimbildungsstellen erhöht wird. Diese von Barford und Owen [32] aufgestellte These ist aber widersprüchlich zu jener von Graham und Axon, welche in einer geringeren Korngröße eine Verzögerung in der Wachstumsrate sehen [33].

5.7 The Matas und Hehemann Modell

Matas und Hehemann (1961) [34] beschreiben den Unterschied zwischen Oberem und Unterem Bainit durch die unterschiedlichen Geschwindigkeiten zwischen den Karbidausscheidungen im Ferrit und der Kohlenstoffumverteilung vom übersättigten

Ferrit in den Austenit. Die Bildung von Oberem und Unterem Bainit ist in Abb. 5.5 schematisch dargestellt.

Oberer Bainit bildet sich bei höheren Temperaturen. Durch die hohe Beweglichkeit des Kohlenstoffs kann dieser in den Austenit umverteilt werden, bevor sich dieser im Ferrit ausscheiden muss. Unterer Bainit besitzt demgegenüber eine geringe Diffusionsrate und scheidet demzufolge den Kohlenstoff in Form von Karbiden im übersättigten Ferrit aus.

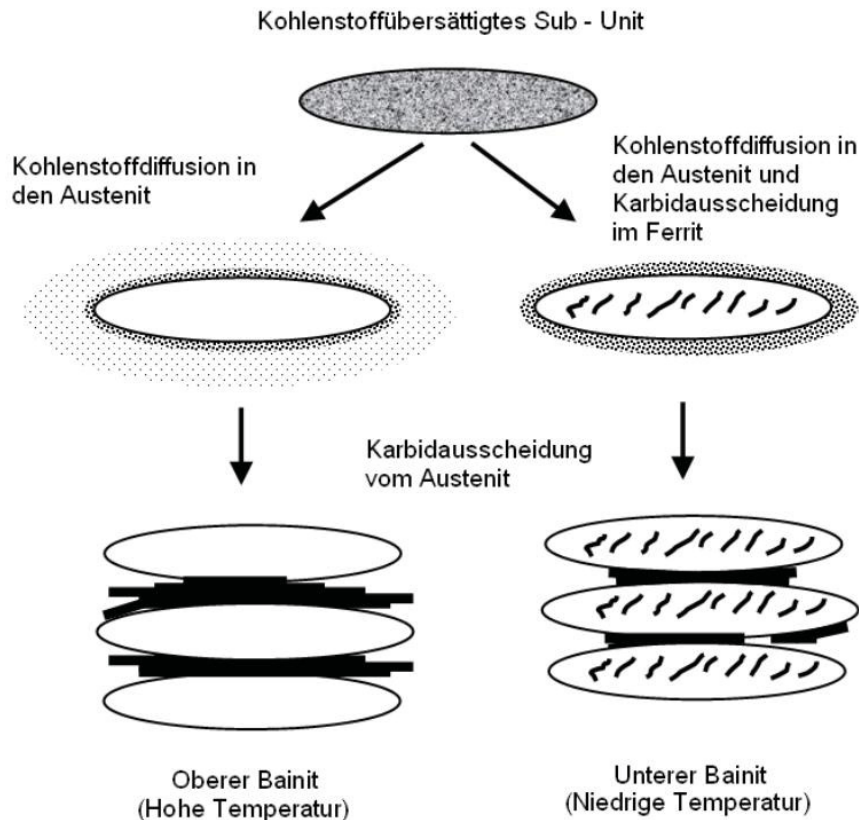


Abb. 5.5: Matas und Hehemann Modell

Durch den Vergleich der benötigten Zeit für eine Entkohlung von übersättigten Ferritplatten und der Ausscheidung von Zementit innerhalb einer Platte ist eine Einteilung von Bainit möglich.

Ein dominierender Entkohlungsprozess führt nach dieser Modellvorstellung zu Oberem Bainit, eine rasche Karbidausscheidung zu Unterem Bainit.

Im Vergleich mit experimentellen Daten konnte in vielen Fällen eine Übereinstimmung gefunden werden. Weiters lässt sich aus dem Modell ableiten, dass sich Oberer Bainit bei sehr hohen Kohlenstoffkonzentrationen nicht bilden kann. Versuche dazu konnten beweisen, dass die Bildung von Oberem Bainit demnach nicht in Stählen mit mehr als 0.4m% Kohlenstoff möglich ist. Unterer Bainit dagegen benötigt für dessen Bildung mindestens Kohlenstoffgehalte von 0.3m% [35].

5.8 Acircularer Ferrit

Acircularer Ferrit ist nach Yang und Bhadeshia [36] ein intergranular gebildeter Bainit, der jedoch eine höhere Dichte an nichtmetallischen Einschlüssen besitzt. Dieser resultiert aus der heterogenen Keimbildung an den Einschlüssen, weshalb die zuvor bereits beschriebenen Sheaves nicht auftreten (Abb. 5.6).

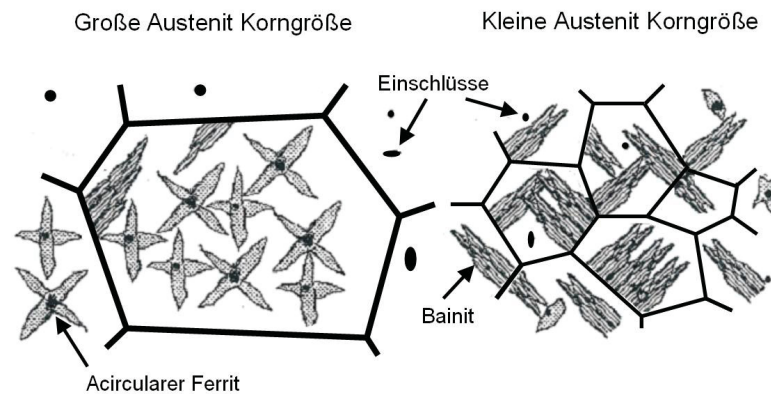


Abb. 5.6: Unterschied zwischen der Bildung von acircularem Ferrit und Bainit im Austenitkorn

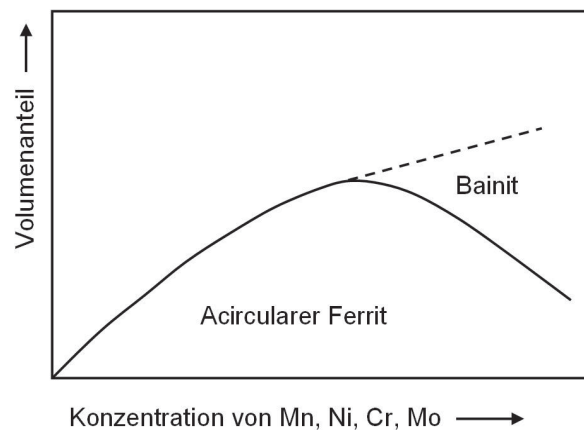


Abb. 5.7: Einfluss von Mn, Ni, Cr und Mo auf die Volumenanteile von acircularem Ferrit bzw. Bainit

Anschließend beginnt dieser in verschiedene Richtungen zu wachsen, ohne dabei eine Vorzugsorientierung auszubilden. Wie beim Bainit erfolgt das Wachstum durch einen Schermechanismus, wobei die Größe der Platten von der Umwandlungstemperatur gesteuert wird. Die beim Wachstum von acircularem Ferrit auftretende Kohlenstoffübersättigung wird in den Austenit umverteilt und stabilisiert diesen. Obwohl der Temperaturbereich, in welchem Bainit bzw. acircularer Ferrit auftritt, ident ist, kann dennoch die bevorzugte Phase vorausgesagt werden. Bainit

bildet sich bei kleinen Austenitkorngrößen, da dort die Keimbildung leichter geschieht. Bei größeren Austenitkorngrößen ist im Gegensatz dazu die Dichte der Einschlüsse höher, was dazu führt, dass acircularer Ferrit auf Kosten des Bainits gebildet wird. Als geeignete Einschlüsse für die Bildung von acircularem Ferrit konnten speziell Titanoxide (TiO , Ti_2O_3 , TiO_2) [37] gefunden werden. Wie in Abb. 5.7 ebenfalls ersichtlich ist, können aber auch Legierungselemente wie Mn, Ni, Cr und Mo die Bildung von acircularem Ferrit begünstigen.

5.9 Andere Morphologien von Bainit

5.9.1 Körniger (granularer) Bainit

Granularer Bainit kann in Stählen nur bei kontinuierlicher Kühlung, jedoch nicht durch isotherme Umwandlung auftreten. Charakteristisch ist bei granularem Bainit das Fehlen der Karbide in der Mikrostruktur. Der Kohlenstoff von bainitischem Ferrit wird dabei in Restaustenit und Martensit umverteilt.

5.9.2 Inverser Bainit

Anders als in konventionellem, ist bei inversem Bainit nicht der Ferrit die dominierende Phase. Diese Morphologie bildet sich in hypereutektischen Stählen, wo sich der Zementit als erste Phase bildet [38]. Das bedeutet, dass sich zuerst eine Zementitrippe bildet, welche anschließend mit einer Ferritschicht ummantelt wird [39].

5.9.3 Stängeliger (columnarer) Bainit

Dieser nichtlamellare Zustand aus Zementit und Ferrit kann sowohl in hypereutektischen Stählen (Greninger und Troiano, 1940 [40], Vilella, 1940 [41]) als auch in niederkohlenstoffhaltigen Stählen (Nilan, 1967 [42]) beobachtet werden. Es wird angenommen, dass stängeliger Bainit mehr mit Perlit als mit Bainit verwandt sei.

5.9.4 Perlitischer Bainit

In Stählen die mit starken Karbidbildern legiert sind, kommt es zum Auftreten von Perlitformen, bei welchen die Karbidphase ein Legierungselement beinhaltet (z.B.: M_7C_3). Der legierte Perlit stellt sich bei Temperaturen über oder knapp unter der Bainitstarttemperatur nach langen Haltezeiten (meist erst nach mehreren Tagen) ein [43].

5.10 Mechanische Eigenschaften von Bainit

Wie bereits erwähnt, wird Bainit bevorzugt eingesetzt um ein erhöhtes Festigkeitsniveau bei gleichzeitig passablen Bruchdehnungen erreichen zu können. Im Vergleich zu sehr fein lamellarem Perlit weist Bainit eine geringere Härte auf. Der Grund dafür ist, dass Perlit aus kohlenstoffreichem Austenit wächst und so viel größere Mengen an Zementit besitzt, wodurch die Versetzungen beim Durchgang durch das Kristallgitter behindert werden [44]. Als typische Bainitplattendicke können 0.2 - 10 μm angegeben werden [45]. Daraus folgt, dass die Sub-Unit Größe so gering ist, dass die Hall-Petch Beziehung nicht mehr angewendet werden kann.

Durch Anlassen kommt es zu einer Härteabnahme bzw. Festigkeitsabnahme von reinen bainitischen Strukturen. Das Vorhandensein von Restaustenit in bainitischen Stählen führt ebenfalls zu niedrigen Streckgrenzen. Sandvik und Nevalainen [46] beobachteten bei ihren Untersuchungen beste Dehnungseigenschaften, wenn dünne Schichten von Restaustenit zwischen den Sub-Units vorhanden sind. Selbst innerhalb der verschiedenen Bainitstrukturen können Festigkeitseigenschaften noch gezielt eingestellt werden. Durch Bildung von Unterem Bainit steigt die Festigkeit an, obwohl im Vergleich zu dem weniger festen Oberen Bainit ein gutes Zähigkeitsverhalten möglich ist.

Bei der Betrachtung wichtiger mechanischer Eigenschaften von Bainit ist darauf hinzuweisen, dass es im Temperaturbereich zwischen 300 - 350°C zur Anlassversprödung kommen kann. Durch Reduktion von Mangan kann dieser Effekt beim Tempern verringert werden.

Es gibt zwei Möglichkeiten um bainitische Strukturen einzustellen. Die erste Möglichkeit ist, durch eine geeignete Kühlrate in den Bainitumwandlungsbereich zu kommen. Die zweite Möglichkeit besteht darin, durch geeignetes Legieren die Bainitnase so zu verschieben, dass industriell angewandte Kühlraten zwischen 10 - 40 K/s für die Umwandlung ausreichen.

Für die Abschätzung der mechanischen Eigenschaften findet das Kohlenstoffäquivalent (CE) Anwendung, durch welches Legierungselemente in eine wirkungsgleiche, fiktive Kohlenstoffkonzentration umgelegt werden können. Für die in dieser Diplomarbeit untersuchten Stähle ist das Kohlenstoffäquivalent von Ito-Besseyo [47] am geeignetsten.

$$CE = C + \frac{Si}{25} + \frac{Mn + Cu}{16} + \frac{Cr}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad (5.3)$$

Alle Legierungselemente sind in m% für die Berechnung einzusetzen [48].

5.11 Das T_0 - Konzept

Bei der nachfolgenden Betrachtung finden die in den Kapiteln davor beschriebenen Überlegungen Anwendung. Im Allgemeinen ist davon auszugehen, dass das bainitische Ferritwachstum durch einen Umwandlungsmechanismus mit anschließender Kohlenstoffumverteilung in den Restaustenit geschieht.

Nach Bhadeshia [49] wächst Bainit bis zu jenem Zeitpunkt, bei dem die freien Energien von Ferrit und Austenit (bei identischer chemischen Zusammensetzung), gleich sind. Die dazugehörige Temperatur wird dabei als T_0 bezeichnet. Das bedeutet, dass bei einer bestimmten Temperatur (T) und einem Kohlenstoffgehalt (x_c) die Triebkraft für die Umwandlung durch die Vertikale $G_m^\gamma(x_c, T) - G_m^\alpha(x_c, T) = \Delta G_m(x_c, T)$ gegeben ist (Abb. 5.8).

Durch die Anreicherung des Austenits mit Kohlenstoff wird es ab einem kritischen Kohlenstoffgehalt thermodynamisch unmöglich, diesen weiter umzuwandeln und die Austenitumwandlung stoppt. Der Grenzgehalt der Umwandlung ist durch den Schnittpunkt der beiden fett gedruckten G_m -Kurven (Abb. 5.8) gegeben.

Eine Abnahme der Haltetemperatur führt zu einer Zunahme der Triebkraft. Dies ist durch die strichlierten G - x -Kurven gegeben.

$$\Delta G_m(x_c^1, T_2) > \Delta G_m(x_c^1, T_1)$$

mit

$$\Delta G_m(x_c^1, T_2) = G_m^\gamma(x_c^1, T_2) - G_m^\alpha(x_c^1, T_2)$$

$$\Delta G_m(x_c^1, T_1) = G_m^\gamma(x_c^1, T_1) - G_m^\alpha(x_c^1, T_1)$$

Im Gegenzug dazu nimmt die Menge an umgewandelten Austenit zu, da mehr Kohlenstoff in den Austenit umverteilt werden kann, bis der Umwandlungsstopp erreicht wird (der Schnittpunkt der strichlierten Linie liegt weiter rechts bei einem höherem x_c).

Wenn es zu Karbidausscheidungen kommt, nimmt die Kohlenstoffkonzentration im Austenit ab, wodurch eine Umwandlung des vorher stabilisierten Austenits möglich wird. Aus dieser zweistufigen Umwandlung resultieren geringere Umwandlungsraten [50].

Das Modell berücksichtigt vier Prozesse, welche aus Modellüberlegungen sowie Resultaten von Bhadeshia [56] entwickelt wurden. Diese sind:

1. Diffusionslose Umwandlung von Austenit in übersättigten Bainit
2. Kohlenstoffabtransport von Bainitischen Ferrit in Austenit
3. Zementitausscheidung im Bainitischen Ferrit
4. Zementitausscheidung in kohlenstoffangereichertem Restaustenit

Im ersten Schritt des Umwandlungsmodells werden die Keimbildung und das Wachstum der Latten- bzw. Plattenstruktur des Ferrits in Form der bereits beschriebenen Sheaves formuliert. Dabei wird angenommen, dass einerseits die Keimbildung durch Diffusion von Kohlenstoff stattfindet, andererseits bereits vorhandene Bainitplatten mittels Autokatalyse das Wachstum von neuen Bainitplatten unterstützen. Somit wird die klassische Keimbildungstheorie um einen Faktor für die Autokatalyse erweitert. Die treibende Kraft für die Ferritbildung ist dabei als Funktion der Temperatur anzusehen.

Da das Bainitwachstum stoppt sobald der Austenit seine Paraequilibrium-zusammensetzung erreicht hat, führt dies zu einer unvollständigen Reaktion. Die Größe des nicht umgewandelten Anteils ist eine Funktion der Temperatur, der Austenitfestigkeit und der Triebkraft für die Umwandlung in Bainitischen Ferrit. Anhand experimenteller Versuche kann die Länge der Bainit-Sub-Units auf ungefähr 6-mal der Bainit-Sub-Unit-Breite eingeschränkt werden.

Im zweiten Schritt muss der durch das anfängliche diffusionslose Bainitwachstum an Kohlenstoff übersättigte Ferrit diesen entweder in den Restaustenit oder in Form von Zementit umverteilen. Durch die langsamere Kohlenstoffdiffusion im Austenit als im Ferrit ist dies der geschwindigkeitsbestimmende Schritt der Umlagerung.

Abschließend kommt es zur Beschreibung der simultanen Bildung von Bainitischem Ferrit in Austenit und den Zementitausscheidungen. Dabei wird in Anlehnung an Bhadeshia angenommen, dass im Unteren Bainit innerhalb des Bainitischen Ferrits Zementitausscheidungen zu finden sind. Die Bildung dieser Form ist bei Temperaturen zu erwarten, bei welcher substitutionelle Elemente nicht mehr diffundieren können. Auch für die Bildung von Zementit findet die klassische Keimbildungstheorie Anwendung. Das anschließende Zementitwachstum kann durch ein parabolisches Wachstumsgesetz beschrieben werden, wobei die Länge des Zementiteilchens etwa dem 5-fachen der Teilchendicke entspricht.

Obwohl Oberer Bainit eine andere Ausprägung bezüglich Kohlenstoffausscheidung besitzt, wird auch hier die klassische Keimbildungstheorie angewandt [57].

7 Allgemeiner Einfluss von Legierungselementen auf das Umwandlungsverhalten von Stählen

Durch die Zugabe von Legierungselementen können die mechanischen Eigenschaften gezielt optimiert werden. Weiters können so Gefüge erzeugt werden, welche wegen der technischen Grenzen bestehender Anlagen ansonsten nicht mehr verwirklicht werden könnten. Neben den technologischen Aspekten müssen jedoch zusätzlich auch wirtschaftliche Überlegungen angestellt werden. So ist es notwendig, teure Legierungselemente durch günstigere Alternativen ersetzen zu können, ohne jedoch Einbußen in der Qualität machen zu müssen. Dafür ist ein fundiertes Wissen über die stattfindenden Mechanismen und den Einfluss der Legierungselemente auf das Umwandlungsverhalten notwendig. Unter diesem Aspekt wird in dieser Arbeit der Einfluss von Chrom und Mangan analysiert. Obwohl diese Elemente schon relativ lange in der Stahlindustrie verwendet werden, gibt es dennoch nur unzureichende Resultate bezüglich deren Wirkungsweise im Zusammenhang mit Dualphasenstählen. Die Auswahl dieser zwei Elemente lässt sich damit begründen, dass sie laut Literatur sehr stark auf die Bainitbildung Einfluss nehmen sollten.

7.1 Mangan in Stählen

Mangan kann im festen Zustand in Abhängigkeit von der Temperatur in vier kristallographischen Modifikationen vorkommen. Diese werden als α -, β -, γ -, δ -Mangan bezeichnet und besitzen ein gewisses Lösungsvermögen für Eisen. Mangan erweitert das γ -Gebiet, indem mit steigendem Mangangehalt die A_4 -Umwandlung zu höheren und die A_3 -Umwandlung zu niedrigeren Temperaturen verschoben wird.

Die Diffusionskonstanten des Mangans in α - und γ -Eisen sind wesentlich kleiner als die des Kohlenstoffs.

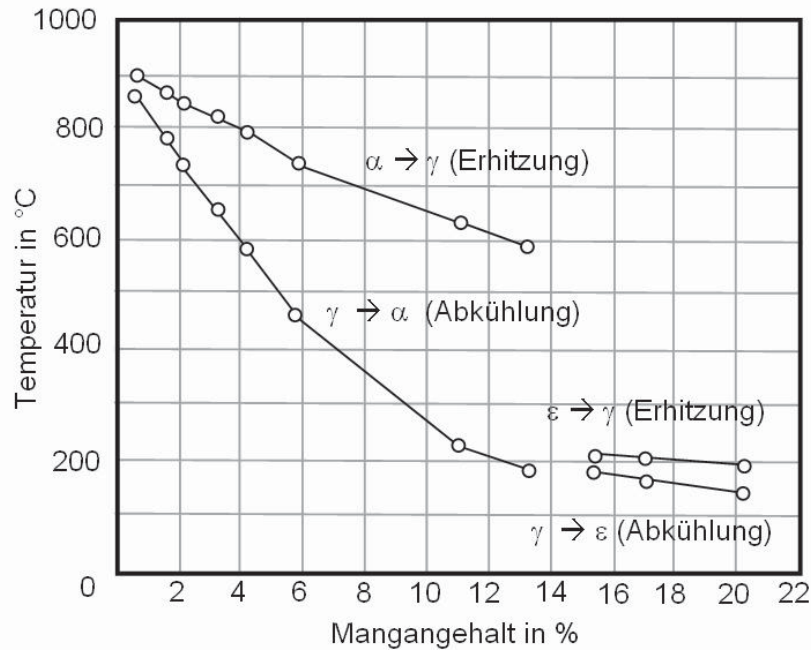


Abb. 7.1: Einfluss von Mangan auf das Umwandlungsverhalten

Abb. 7.1 zeigt die $\alpha \rightarrow \gamma$ -Umwandlung beim Erhitzen und Abkühlen in Abhängigkeit des Mangangehalts. Diese Linien entsprechen jedoch nicht den Gleichgewichtslinien im Phasendiagramm. Wie aus Abb. 7.1 zu erkennen ist, liegt der Beginn des Diffusionsausgleichs bei der $\alpha \rightarrow \gamma$ -Umwandlung beim Erhitzen bei höheren Temperaturen als beim Abkühlen. Erklärt kann dies dadurch werden, dass die Diffusion in α -Eisen schneller geschieht als in γ -Eisen. Nahe liegend ist dadurch, dass das wahre Gleichgewicht näher bei der Kurve für die Erwärmung liegt als bei jener der Abkühlung. Folglich können auch Eisen-Mangan-Legierungsseigerungen beobachtet werden, welche sich schon bei der Erstarrung ausbilden und sich selbst durch Diffusionsglühen bei hohen Temperaturen nicht mehr ausgleichen lassen. Grund für diese Seigerungen sind vermutlich unterschiedliche Mangangehalte der δ - und γ -Phase, welche ihren Ursprung schon bei hohen Temperaturen haben.

Auch beim Anlassen bzw. Glühen von Manganlegierungen können solche Manganseigerungen beobachtet werden.

Als Legierungselement bewirkt Mangan einerseits die Ausdehnung des γ -Gebietes und andererseits eine Beeinflussung bei der Karbidbildung.

Das bedeutet, dass Mangan im Zementit (Fe_3C) Plätze von Eisenatomen einnehmen kann, wodurch sich eine Anreicherung von Mangan in Fe_3C zeigen lässt. Durch eine solche Anreicherung von Mangan kommt es bei höheren Karbiddichten zu einer Verarmung an Mangan im α -Mischkristall. Diese Anreicherung von Mangan in Fe_3C ist nur bei genügend langen Haltezeiten und genügend hohen Temperaturen

beobachtbar. Als Beispiel ist Mn_3C zu nennen, welches nur oberhalb von $900^\circ C$ stabil ist [58].

Folgende Karbide konnten durch röntgenographische Untersuchungen nachgewiesen werden [59]:

Karbid	Temperaturbereich, in dem das angegebene Karbid stabil ist
Mn_7C_2	$> 1000^\circ C$
$Mn_{23}C_6$	von Raumtemp. bis $< 1000^\circ C$
Mn_3C	$> 900^\circ C$
Mn_5C_2	von Raumtemp. bis $< 1000^\circ C$
Mn_7C_3	von Raumtemp. bis $< 1000^\circ C$

Tab. 7.1 Übersicht der häufigsten Mangankarbide und den Temperaturbereichen in welchen diese stabil sind

Da Kohlenstoff ebenfalls das γ -Gebiet erweitert, verstärkt eine gleichzeitige Anwesenheit von Kohlenstoff und Mangan die Wirkung auf das Austenitgebiet. Abb. 7.2 zeigt anhand isothermer Umwandlungsuntersuchungen, dass die Phasenumwandlung durch eine Erhöhung des Mangangehalts zu längeren Zeiten verschoben wird.

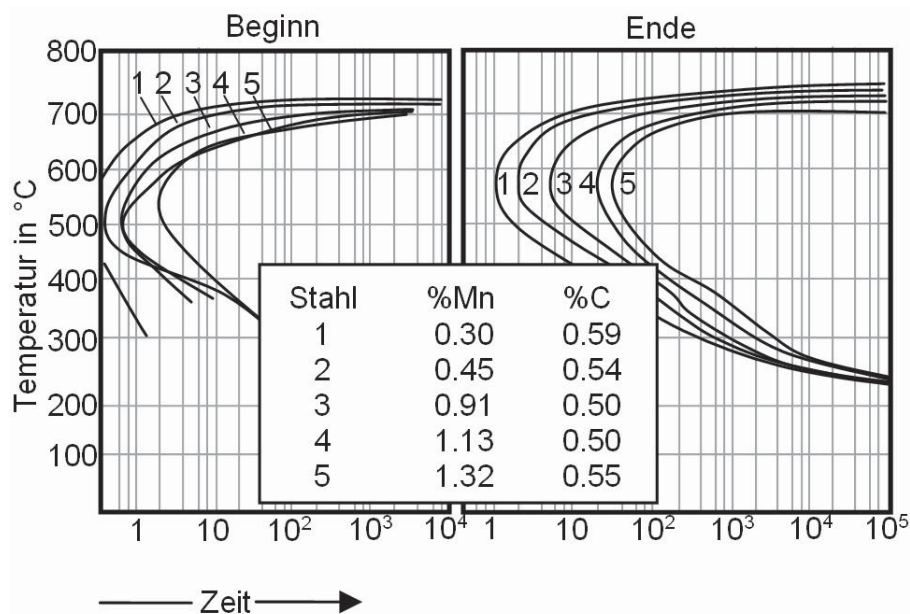


Abb. 7.2: Einfluss von Mangan auf die isotherme Umwandlung von Kohlenstoffstählen

Bei untereutektoiden Stählen geht bei der Perlitbildung eine Ferritausscheidung voraus. Dieser sich ausscheidende Ferrit ist im Vergleich zur Gleichgewichtskonzentration des Austenits an Mangan verarmt. Dadurch erfolgt mit zunehmender Ausscheidung von voreutektoidem Ferrit eine zunehmende Anreicherung an Mangan im nicht umgewandelten Austenit. Beim Auftreten von Karbiden kommt es jedoch nicht zur vorher beschriebenen Anreicherung des Austenits, sondern zur Bildung von manganhaltigen Karbiden. Grund dafür ist, dass die Manganatome leichter durch den Ferrit zu den Karbiden wandern, als sie dies im γ -Eisen können.

Zusammenfassend kann gesagt werden, dass sich eine Zugabe von Mangan zu einem Eisen-Kohlenstoff-Legierungssystem auf die $\gamma \rightarrow \alpha$ -Umwandlung wie eine Erhöhung der Abkühlgeschwindigkeit auswirkt. Mit steigendem Mangangehalt kommt es daher zu einer Verfeinerung des Perlitgefüges und zu einer Abnahme von Karbidausscheidungen. In weiterer Folge ist die kritische Abkühlgeschwindigkeit zur vollständigen Unterdrückung der Perlitstufe durch Manganzugabe wesentlich geringer [60].

7.2 Chrom in Stählen

Chrom gehört zu der Gruppe der Legierungselemente die das γ -Gebiet durch Erweiterung des α -Gebietes abschnüren. Reines Chrom kristallisiert vom Schmelzpunkt (1849°C) bis zum absoluten Nullpunkt kubisch raumzentriert. Im Temperaturbereich der γ -Phase tritt keine intermetallische Verbindung auf. Im heterogenen $\alpha + \gamma$ -Gebiet stehen bei Temperaturen oberhalb von 900°C chromreiche α -Mischkristalle und chromarme γ -Mischkristalle im Gleichgewicht. Diese bei hohen Temperaturen vorübergehend entstehenden, unterschiedlichen Mischkristalle können zu Seigerungen führen, welche auch nach dem Abkühlen noch erhalten bleiben. Eine Homogenisierung kann durch Erwärmung über 900°C und längere Haltezeiten erreicht werden.

Beim Eisen-Chrom-Diagramm (Abb. 7.3) ist auf der eisenreichen Seite ein Absinken der Temperatur bei der A_3 -Umwandlung bei steigendem Chromgehalt ersichtlich. Im Gegensatz zu Nickel und Mangan verschiebt Chrom den A_{c1} -Punkt zu höheren Temperaturen. Eisen-Chrom-Kohlenstoff-Legierungen zeigen hinsichtlich ihrer physikalischen und technischen Eigenschaften einerseits die zuvor schon erwähnten Abschnürung des γ -Gebietes und andererseits eine starke Neigung zur Karbidbildung, besonders jener der Sonderkarbidbildung. Grund dafür ist, dass die Affinität des Chroms zum Kohlenstoff wesentlich größer ist als jene zu Eisen.

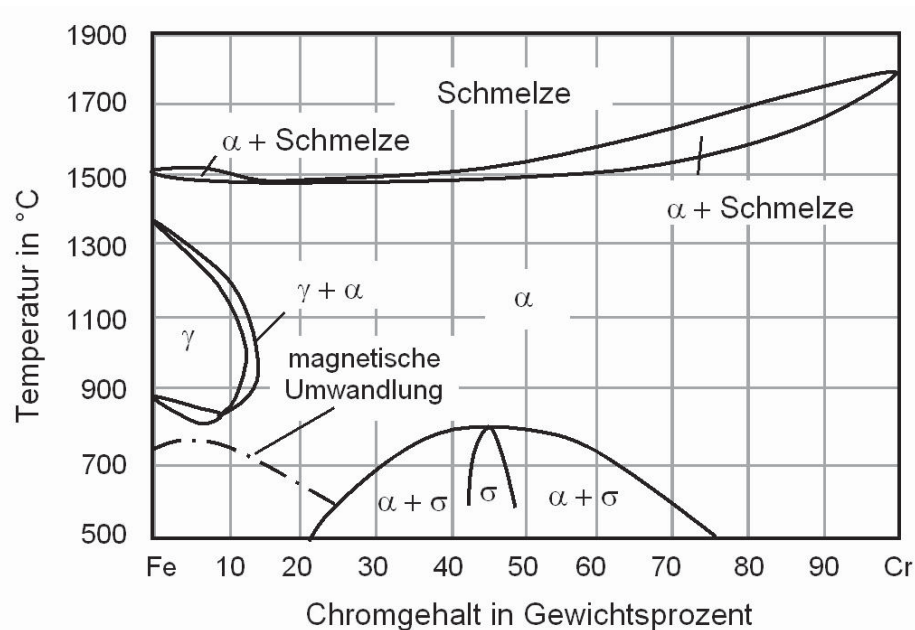


Abb. 7.3: Das System Eisen-Chrom

In kohlenstoffhaltigen Eisen-Chrom-Legierungen treten aus den möglichen Chromkarbiden für gewöhnlich nur $Cr_{23}C_6$ und Cr_7C_3 auf, wobei erstere die chromreichste und zweitere die chromärmste Phase darstellt.

Zusätzlich tritt in chromärmeren Legierungen noch chromhaltiges Eisenkarbid auf. Chrom setzt die Löslichkeit für Kohlenstoff im Austenit herab, gleichzeitig geschieht jedoch eine Chromanreicherung des Karbides, wodurch der Fe-Cr-Mischkristall an Chrom verarmt.

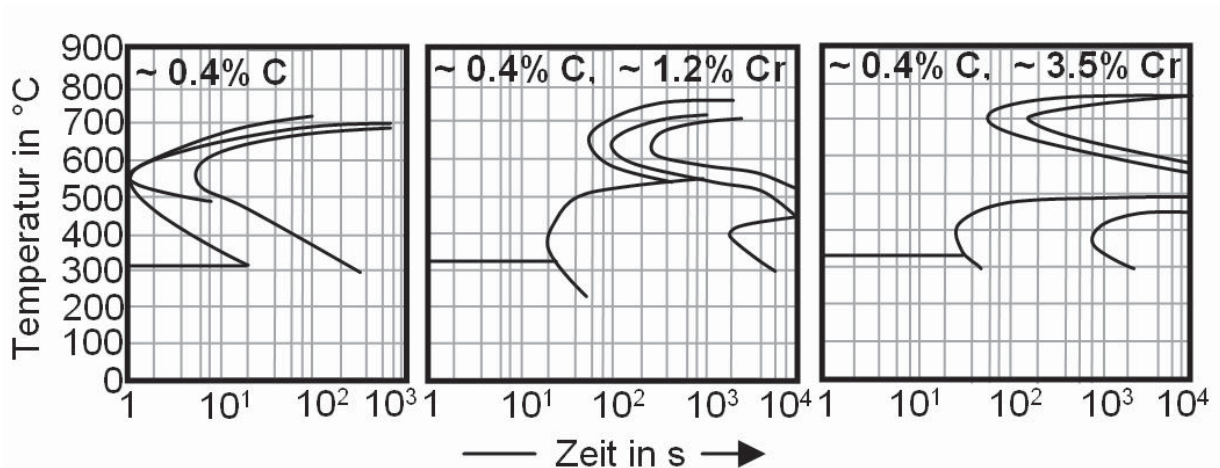


Abb. 7.4: Einfluss von Chrom auf die Umwandlungskinetik

Während Chrom den Bereich der γ -Phase einschränkt, wird dieser durch Kohlenstoff erweitert. Das bedeutet, dass diese zwei Elemente eine gegensätzliche Wirkungsweise haben. Der Einfluss von Chrom auf das Umwandlungsverhalten ist mit einer Erhöhung des Kohlenstoffgehaltes vergleichbar, da es durch die starke Neigung zur Karbidbildung zu einer Einlagerung von Chrom ins Ferritgitter kommt und so Platzwechselfvorgänge erschwert werden. Bei der Betrachtung von isothermen Umwandlungsschaubildern kann mit zunehmendem Chromgehalt das Entstehen eines so genannten Chrom-Bays beobachtet werden. In diesem Bereich kommt es zu einer stark verzögerten Umwandlung, da die Ferrit- und Perlitumwandlungskurve und die Bainitumwandlungskurve auseinander geschoben werden. Diese Entwicklung ist in Abb. 7.4 veranschaulicht [61].

8 Experimentelles

Um gezielte Aussagen sowohl über die Bainitbildung als auch über den Chrom- und Manganeinfluss treffen zu können, wurden sieben DP-Stähle mit unterschiedlichen chemischen Zusammensetzungen ausgewählt (Tab. 7.1). Das erreichbare Festigkeitsniveau liegt dabei zwischen 600 und 1000 MPa. Im ersten Schritt wurden fünf kaltgewalzte Stähle mit annähernd konstantem Kohlenstoffgehalt untersucht. Um den Einfluss von Chrom sichtbar zu machen, wurde eine Variation des Chromgehalts (0.27, 0.47, 0.77 m%) ausgewählt, der Mangangehalt blieb hingegen annähernd konstant (2.24 - 2.39 m%). Ähnlich erfolgte auch die Auswahl der Zusammensetzung zur Bestimmung des Manganeinflusses. Die Mangangehalte waren dabei bei einem nahezu konstanten Chromgehalt (0.77 - 0.78 m%) mit 1.82, 1.96 und 2.39 m% eingestellt. Da der Kohlenstoffgehalt einen sehr großen Einfluss auf das Umwandlungsverhalten hat, wurden zwei Stähle ausgewählt, welche einen massiv geringeren Kohlenstoffgehalt bei annähernd gleichem Verhältnis zwischen Mangan und Chrom aufweisen. Dadurch ist es möglich, den Einfluss durch den Kohlenstoff von jener durch Mangan und Chrom zu unterscheiden. Die Benennung des Versuchsmaterials gibt Auskunft über das jeweilige Variationselement (Beispielsweise wird ein DP_XXCr zur Ermittlung des Chromeinflusses verwendet).

	R_m [MPa]	C [m%]	Mn [m%]	Cr [m%]	Si [m%]	Nb [m%]
DP_0.27Cr	1000	0.15	2.24	0.27	0.19	0.025
DP_0.47Cr	1000	0.15	2.19	0.47	0.18	0.021
DP_2.39Mn_0.77Cr	1000	0.146	2.39	0.77	0.13	0.022
DP_1.96Mn	1000	0.153	1.96	0.77	0.17	0.026
DP_1.82Mn	800	0.134	1.82	0.78	0.18	0.024
DP_0.088C_1.85Mn_0.28Cr	600	0.088	1.85	0.28	0.14	0.002
DP_0.094C_1.51Mn_0.79Cr	600	0.094	1.51	0.79	0.14	0.01

Tab. 8.1: Chemische Zusammensetzung der Versuchsmaterialien

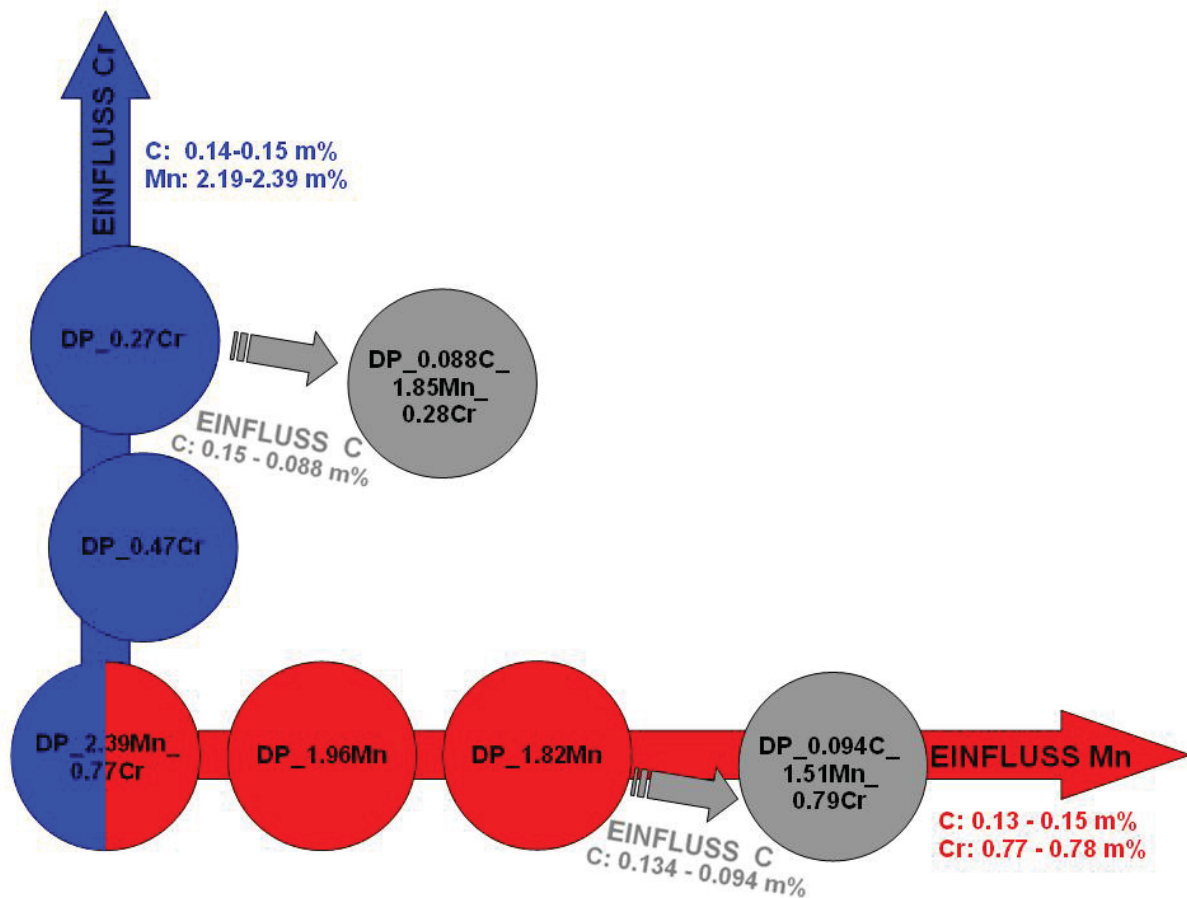


Abb. 8.1: Untersuchungsschema

Einen Überblick über die Untersuchungsstruktur zeigt die Abb. 8.1. Dazu ist die Menge an Chrom schematisch an der Ordinate, die von Mangan entlang der Abszisse aufgetragen. Die Pfeile der beiden Achsen zeigen dabei in Richtung abnehmender Konzentration.

Während der Kohlenstoffgehalt bei den rot und blau gekennzeichneten Materialien bei ca. 0.13 – 0.15 m% liegt, geben die grau hinterlegten Kreise die Lage der kohlenstoffreduzierten Legierungsvarianten an.

Besonderes Augenmerk ist auf den DP_2.39Mn_0.77Cr zu legen, welcher bei diesen Untersuchungen die höchst legierte Probenvariante darstellt. Es ist zu erwarten, dass hier die stärksten Phänomene auftreten. Daraus lässt sich begründen, dass an diesem Probenmaterial fortführende Untersuchungen gemacht wurden, um die Umwandlungscharakteristiken verstehen zu können.

8.1 Verwendete Geräte

8.1.1 Drahterodiermaschine

Die Fertigung der Dilatometer-, Restaustenit-, Mikroschliff- und Atomsondeproben wurde mit einer Drahterodiermaschine der Marke ONA des Typs ONA ARICUT Serie „U“ durchgeführt. Durch die Funktionsweise dieser Methode kann die während der Probenpräparation eingebrachte Verformung gering gehalten werden. Weitere Vorteile sind die hohe Maßgenauigkeit sowie die geringe Ausdehnung der Wärmeeinflusszone durch die sehr geringe Zeitdauer bei welcher das Material abgetragen wird. Zusätzlich werden vor den Untersuchungen die erodierten Seitenflächen per Hand nachgeschliffen, um eine Beeinflussung durch die kraterförmigen Schnittflächen zu minimieren [62].

8.1.2 Dilatometer

Für die Phasenumwandlungsuntersuchungen wurde ein Dilatometer des Typs DIL805 A/D der Firma BÄHR verwendet. Hierbei handelt es sich um ein so genanntes Abschreck- und Umformdilatometer. Obwohl das Messprinzip sehr einfach ist, liefert es dennoch eine Vielzahl von Parametern, welche die Phasenumwandlung gut charakterisieren. Die Funktionsweise lässt sich folgendermaßen kurz zusammenfassen: Eine Probe wird induktiv, entsprechend eines Glühzyklus, aufgeheizt und wenn notwendig durch Aufblasen eines Gases über die Induktionsspule abgekühlt.

Die durch die Erwärmung der Probe entstehende Längenänderung wird auf zwei Messstifte übertragen, welche im Anschluss durch einen Wegaufnehmer ermittelt wird. Die Temperatur am Dilatometer wird durch ein Platin-Platin/Rhodium Thermoelement, welches auf der Oberfläche der Probe aufgebracht wird, geregelt.

Die durch unterschiedliche Packungsdichten der Gitter bedingte Volumenänderung bei einer Phasenumwandlung gibt dabei die Möglichkeit, sowohl Umwandlungstemperatur als auch Phasenmengen zu ermitteln. Das während der gesamten Messung aufgezeichnete Temperatur-Längenänderungsdiagramm, in weiterer Folge kurz als Dilatometerkurve bezeichnet, ist das Ergebnis der Messung und wird zur weiteren Auswertung verwendet. Änderungen in der Längenausdehnung sind dabei in dieser Dilatometerkurve ersichtlich und geben so einen Hinweis auf stattfindende Phasenumwandlungen.

Da die Steuerungsregler der Heizung bzw. der Kühlung gewisse Einschwingeffekte zeigen, ist es wesentlich auch die Heizungskennlinien bzw. die Kühlungskennlinie mit der Dilatometerkurve zu vergleichen, um diese nicht fälschlicherweise als Phasenumwandlungen zu deuten.

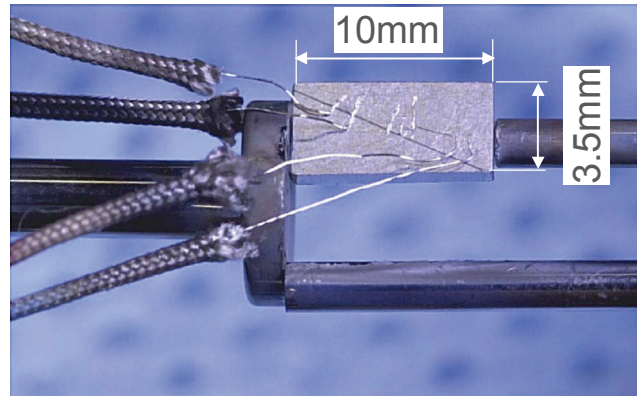


Abb. 8.2: Zwischen Messstiften eingespannte Dilatometerprobe inkl. Thermoelemente

Als Kühlmedium stehen Helium und Stickstoff zur Verfügung. In Abb. 8.2 ist die zwischen den Messstiften eingespannte Probe sowie die Position der Thermoelemente ersichtlich. Das Prozedere, welches an den Proben durchgeführt wurde, lässt sich folgendermaßen zusammenfassen: Nach dem Säubern der Proben durch Abschleifen der Stirn- und Seitenflächen (Schleifpapier: 600 μm und anschließend 1200 μm) wurden die Platin-Platin/Rhodium Thermoelemente wie in Abb. 8.2 auf der Probenoberfläche angebracht, nachdem diese mit 96% Ethanol staub- und fettfrei gemacht worden ist. Anschließend werden die Proben in die Probenkammer eingebracht und entsprechend der vorgegebenen Glühzyklen geprüft. Als Kühlmedium fand Stickstoff Anwendung, wodurch eine maximale Kühlrate bei den durchgeführten Versuchen zwischen 170 - 200K/s erreicht wurde. In der Tab. 8.2 sind die wesentlichen Versuchsparameter ersichtlich. Weitere Ausführungen über die technischen Daten des Dilatometers werden in dieser Arbeit nicht beschrieben [63].

Verwendetes Thermoelement:	PtRh10-PT (Typ S) im Temperaturbereich von 20 - bis 1550 °C
Heizsystem:	Induktiv
Atmosphäre:	N ₂
Probengeometrie:	<ul style="list-style-type: none"> • 10 x 3.5 x 1.2 - 1.5 mm • Dicke ist abhängig vom zur Verfügung stehenden Blech (Diese Geometrie wird bei der voestalpine Stahl Linz standardmäßig für walzharte Bleche verwendet, da diese Geometrie erfahrungsgemäß einen guten Kompromiss aus Probenherstellbarkeit und mögliche Wärmeeinbringung garantiert.)

Tab. 8.2: Zusammenfassung der Versuchsparameter bei den Dilatometermessungen

8.1.3 Restaustenitmessung

Nach der Wärmebehandlung der Proben werden zur Charakterisierung des Gefüges Restaustenitmessungen durchgeführt, da Restaustenit in DP-Stählen eine wichtige Rolle spielt. Es gibt eine Vielzahl von Methoden um dies bewerkstelligen zu können (Schäffler-Diagramm, Röntgendiffraktometrie), jedoch scheitern diese meist an der zu geringen Reproduzierbarkeit und einer schwierigen Messroutine.

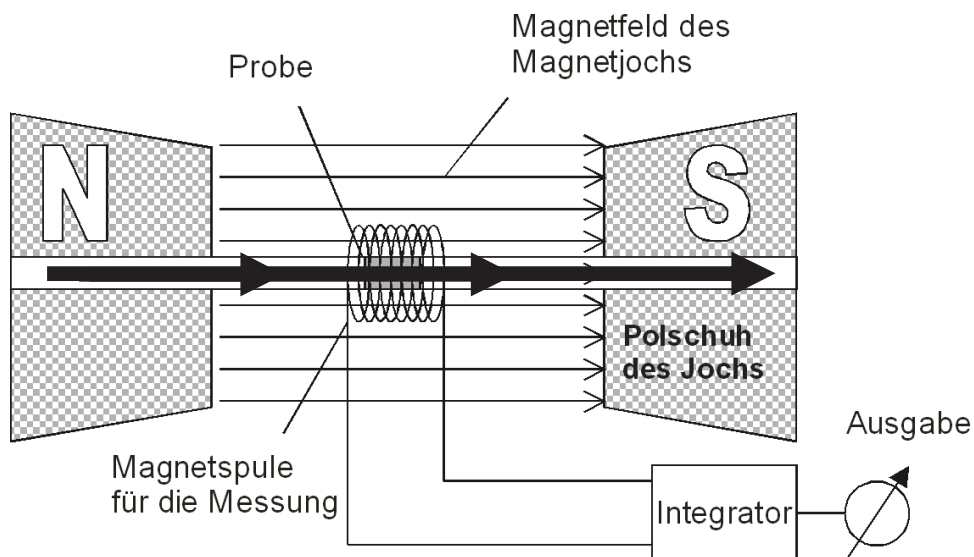


Abb. 8.3: Funktionsweise der magnetischen Restaustenitmessung (Fa. VATRON)

In dieser Arbeit wurde daher die Methode einer magnetischen Messung des Restaustenits verwendet, welche von der Fa. VATRON entwickelt wurde. Grundgedanke ist, dass kubisch-raumzentrierte (krz) und kubisch-flächenzentrierte (kfz) Gitter ein vollkommen unterschiedliches magnetisches Verhalten aufweisen. So sind Ferrit, Bainit und Martensit auf Grund ihres krz-Gitters ferromagnetisch, wogegen Austenit (kfz) nicht magnetisierbar ist.

Bei der Messung wird die durch eine Spule magnetisierte Probe (magnet. Feldstärke: 20000A/cm) durch eine Messspule gezogen (Siehe Abb. 8.3 schwarzer Pfeil). Dabei induziert sie eine Spannung in dieser Spule, welche proportional zur Magnetisierung ist. Wegen der Unmagnetisierbarkeit von Austenit, induzieren Proben mit höherem Austenitgehalt geringere Spannungen. Bei Kenntnis der Sättigungsspannung eines vollferritischen Materials ist es nun möglich, auf den Restaustenit von Proben mit gleicher chemischer Zusammensetzung rückzurechnen. Legierungseinflüsse werden in Form von Korrekturfaktoren berücksichtigt.

Vorteile der magnetischen Messung sind die einfache Auswertung über die Software und die Formunabhängigkeit (Länge bis maximal 25 mm, Durchmesser bis maximal 7 mm bei zylindrischen Proben bzw. einer Seitenlänge bis zu 4.9 mm bei quadratischer Grundfläche) der Proben einerseits und der guten Reproduzierbarkeit ($\pm 0,5$ %) andererseits. Der Messbereich erstreckt sich sowohl bei Bestimmung von Ferrit in Austenit als auch von Austenit in Ferrit von 1 - 30% [64].

8.1.4 MULTIPAS (Multipurpose Annealing Simulator)

An ausgewähltem Probenmaterial wurden Temperaturzyklen mit Hilfe des MULTIPAS durchgeführt, um Aussagen über die Gefügeentwicklung machen zu können. Der von der Fa. VATRON entwickelte Simulator ermöglicht genauso wie ein Dilatometer einen vorgegebenen Temperaturverlauf zu simulieren. Durch eine abschließende Wasserabschreckung kann das bis dahin entstandene Gefüge „eingefroren“ werden. Der wesentliche Vorteil gegenüber dem Dilatometer liegt darin, dass durch die deutlich größere Probengeometrie genügend Material für nachfolgende Untersuchungen, wie zum Beispiel für eine Ermittlung von mechanischen Kennwerten aus Zugversuchen, zur Verfügung steht. Bei der Messung wird dazu eine Probe links und rechts über Einspannbacken eingespannt und anschließend konduktiv beheizt. Erforderliche Abkühlraten können entweder durch eine geeignete Stromregelung oder über Luftdüsen eingestellt werden. Die Temperaturmessung wird über fünf Thermoelemente bewerkstelligt. Diese werden an den jeweiligen Ecken der Probe sowie im Zentrum der Probe angelötet. Da der Temperaturverlauf der Messung direkt unter dem Thermoelement am besten bekannt ist, werden die Mikroschliffe direkt aus dem Bereich unter dem mittleren Thermoelement genommen. Als Probengeometrie wurde 450 mm x 85 mm x Blechdicke (1.1 - 1.5 mm) gewählt, da diese Größe das Herausarbeiten von zwei Zugproben (F01), Material für Restaustenitmessung, Material für einen Mikroschliff und Material für die Atomsonde erlaubt.

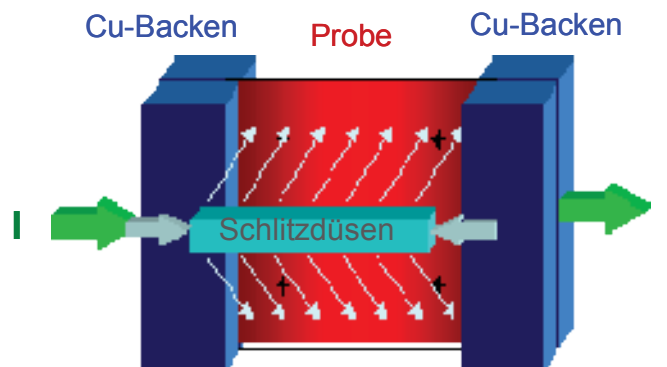


Abb. 8.4: Konduktives Heizsystem des MULTIPAS

Nach Abschluss der Messung wird die Probe aus dem Wasserbecken herausgegeben, die Thermoelemente entfernt, anschließend in Schwefelsäure bei einer Temperatur kleiner als 70°C gebeizt und in die erforderlichen Proben durch erodieren verkleinert. In Abb. 8.4 ist eine Detailansicht der Probeneinspannung sowie die Anordnung der Luftkühl Düsen abgebildet [65].

8.1.5 Metallographische Untersuchungen

Da die Ätzung von Martensit und Bainit in der qualitativen Metallographie durch die sehr feine und komplexe Mikrostruktur von DP-Stählen Probleme bereitet, sind Standardätzmethoden nicht anwendbar. Grund dafür ist, dass konventionelle Ätztechniken gewöhnlicherweise nur die Korngrenzen angreifen. Ein geeigneter Kontrast zwischen Martensit und Ferrit kann somit nur durch Anlassen oder Überätzung erreicht werden. Daraus entsteht jedoch der wesentliche Nachteil, dass Bainit nicht mehr von den Korngrenzen unterscheidbar ist. Emanuel Beraha konnte bei seinen Untersuchungen gute Kontraste durch die gemeinsame Anwendung von mehreren Ätzmitteln erreichen. Eine Vielzahl seiner Ätzmittel basierte auf Natriummetabisulfite, welche jedoch meist keinen geeigneten Kontrast zwischen Martensit und Bainit zuließen. Beste Resultate konnten bei einer Mischung von 1% Natrium Metabisulfite ($\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$) in destilliertem Wasser und 4% Pikrinsäure [$\text{C}_6\text{H}_2(\text{NO})_3\text{OH}$] in Ethylalkohol in einem Volumsverhältnis (1:1) beobachtet werden. Mit dieser Ätzmethode (LePera) erscheint Martensit weiß, Bainit schwarz und Ferrit bläulich. In den meisten Fällen werden die Korngrenzen nicht sehr stark angeätzt. Diese Methode erzielt für Dualphasenstähle bis zu einem maximalen Martensitgehalt von 60% hervorragende Resultate. Sind in der Probe höhere Martensitgehalte enthalten, so verschwindet der Kontrast zwischen Ferrit und Martensit zunehmend. Weiters ist darauf hinzuweisen, dass diese Ätzlösung große Karbide in der gleichen Art wie Martensit darstellt. Dies kann bei einer großen Anzahl von Karbiden zu fehlerhaften Interpretationen führen [66].

Die in dieser Diplomarbeit verwendeten Proben wurden folgendermaßen geätzt:

Ätzdauer:	20 - 30 s
Ätzmittel:	Stammlösung A: <ul style="list-style-type: none"> • 1l destilliertes H_2O • 10g Natriummetabisulfit Stammlösung B: <ul style="list-style-type: none"> • 1l Ethanol • 40g Pikrinsäure Mischverhältnis von A und B: <ul style="list-style-type: none"> • 1:1
Säubern:	Ethanol

Tab. 8.3: Übersicht der Ätzparameter

Folgende Besonderheiten und Abhängigkeiten sind beobachtbar:

- Das Ätzmittel verbraucht sich verhältnismäßig schnell (max. 5 Ätzungen, anschließend Ätzmittel wechseln).
- Die Probe ist während des Ätzvorganges innerhalb des Ätzmittels zu schwenken.
- Ferrit soll bläulich erscheinen. Ist dieser braun, so ist die Ätzung zu schwach. Bei gelblicher Färbung wurde die Probe überätzt.
- Da es sich um eine Deckschichtätzung handelt, darf die Probe nicht mit Watte abgewischt werden, da man ansonsten die Schichten verschmiert.
- Eine LePera Ätzung kann nicht nachgeätzt werden, sondern muss bei einer fehlerhaften Ätzung neu geschliffen und poliert werden.
- Die Probenoberfläche muss frei von Zink sein, da sonst kein brauchbares Ergebnis erreicht werden kann (Proben werden zu Beginn in ein Salzsäurebad getaucht).
- Nb ist ebenfalls problematisch bei der LePera Ätzung und verändert die Ätzparameter im Vergleich zu niobfreien Güten.

Für die metallographischen Untersuchungen wurde ein Lichtmikroskop der Fa. LEICA des Typs MEF 4 verwendet. Für höhere Auflösungen wurde ein REM der Fa. Zeiss des Typs SUPRA 35 verwendet. Beste Kontrastresultate konnten durch Elektropolieren erreicht werden. Für die Abbildungen wurden sowohl die InLens- als auch Sekundärelektronendetektoren verwendet.

8.1.6 Atomsonde

Für die Untersuchungen wurden die beiden Atomsonden des Departments Metallkunde und Werkstoffprüfung der Montanuniversität Leoben verwendet. Erste Messungen erfolgten dabei an einem Gerät der Fa. Oxford Nanoscience. Da im Laufe der Messungen ein Defekt an diesem Gerät auftrat, wurden die weiteren Messungen an einem Gerät der Fa. IMAGO durchgeführt. Da jedoch beide Male die Atomabtragung durch die Feldverdampfung über eine Hochspannung geschah und die Rekonstruktionen der Daten mit der gleichen Software durchgeführt wurden, sind diese Daten als gleichwertig anzusehen.

8.1.6.1 Funktionsprinzip

Für eine ortsauflösende chemische Analyse des Probenmaterials wird ein zu einer Spitze präpariertes Material atomweise mittels Feldverdampfung abgetragen und dieses anschließend in Abhängigkeit von Flugzeit und Auftreffposition der verdampften Atome auf einem Detektor charakterisiert.

Aufgrund der hohen Spannungen, welche für die Verdampfung notwendig sind, ergibt sich die Notwendigkeit der speziellen Probenform, wobei der Spitzenradius zwischen 20 und 100nm betragen muss. Um die Flugbahn der Atome nicht zu verändern, findet dieser Vorgang in UHV statt. Typische Werte liegen im Bereich von 10^{-9} mbar. Zusätzlich wird die Probenkammer auf $<100\text{K}$ abgekühlt, um eine bessere Ortsauflösung erzielen zu können.

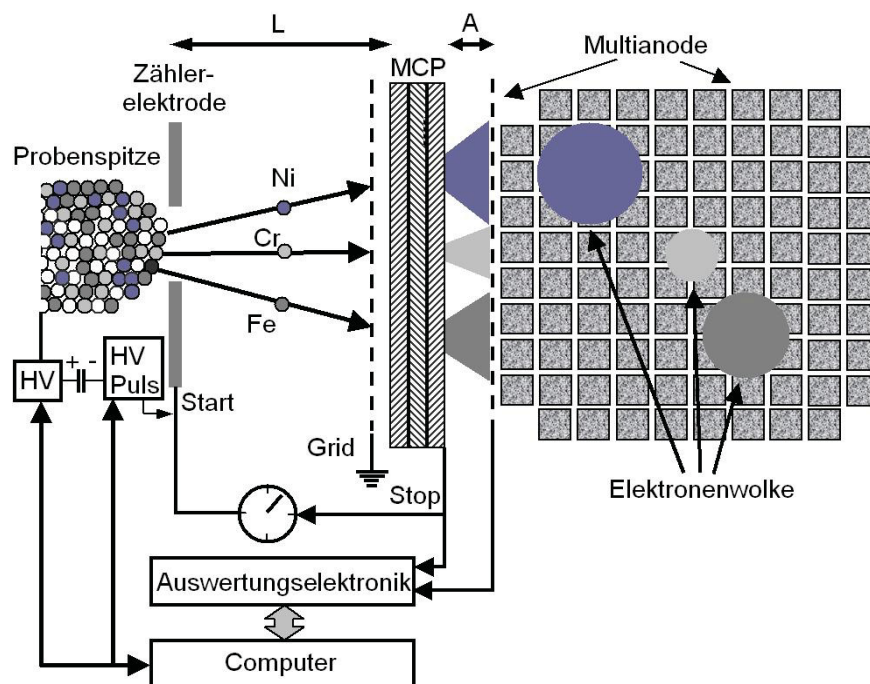


Abb. 8.5: Funktionsprinzip der Atomsonde

Der Verdampfungsimpuls setzt sich aus zwei Komponenten zusammen. Erste Komponente ist dabei eine Gleichspannung (U_{DC}), deren Höhe so eingestellt wird, dass noch keine Atomabtragung stattfindet. Der zweite Anteil ist ein nur Nanosekunden andauernder Hochspannungsimpuls (U_{Puls}), durch den es zur Verdampfung und Ionisation der Atome kommt. Durch Variation der Form bzw. des Verhältnisses dieser beiden Spannungskomponenten zueinander, kann die Auflösegenauigkeit der Atomsonde beeinflusst werden.

Die verdampften und positiv ionisierten Atome bewegen sich entlang deren Feldlinien hin zum Detektor, wo sie mit einer Detektoreffizienz von ca. 40% detektiert werden.

Der Spannungsimpuls gibt dabei den Startzeitpunkt für die Flugzeitmessung an.

Die Charakterisierung des Elements erfolgt durch Berechnung des Massenladungsverhältnisses über folgenden Zusammenhang:

$$\frac{m}{n} = \frac{2 * e * U_{ges} * t^2}{L^2} \quad (8.1)$$

$\frac{m}{n}$... Massenladungsverhältnis
e	... Elementarladung
U_{ges}	... Gesamtspannung ($U_{DC} + U_{Puls}$)
t	... Flugzeit
L	... Abstand zwischen Zählerelektrode und Detektor (Flugweg)

Die Messung wird vollständig über die Software geregelt. Um eine gleichmäßige Abtragung der Atome durch Feldverdampfung zu ermöglichen, muss die Gleichspannung kontinuierlich erhöht werden, da der Spitzenradius mit zunehmendem Abtrag immer größer wird. Aufgrund der Funktionsweise des Detektors kann in Abhängigkeit der Einschlagposition des Atoms eine laterale Genauigkeit von 0.5nm und die Tiefenauflösung mit ca. 0.2nm angegeben werden. Wie in Abb. 8.5 ersichtlich, besteht der ortsempfindliche Detektor im Wesentlichen aus einem Multi-channel plate (MCP) sowie einem Multianodenarray. An dem MCP wird durch das Auftreffen eines Ions eine Elektronenwolke erzeugt und verstärkt, welche anschließend im Abstand A auf die Multianode auftrifft. Dort wird die Position durch Berechnung des Ladungsfleckschwerpunktes der Elektronenwolke ermittelt [67].

Nach Anfertigen dieses Rohkörpers mittels Drahterosion erhält dieser in weiterer Folge durch eine elektrochemische Behandlung die charakteristische Spitzenform. Wie in Abb. 8.6 ersichtlich ist, wird in der Mitte des Stäbchens eine Verjüngung (= „Hals“) geätzt. Dazu wird ein Messbecher bis $\frac{3}{4}$ seiner Höhe mit Galden gefüllt und diese inerte und dielektrische Flüssigkeit anschließend mit einer dünnen Elektrolytschicht bedeckt. Diese besteht aus 25% Perchlorsäure in reiner Essigsäure. Beim Schalten der Proben als Kathode kommt es bei Spannungen von ca. 25V durch Eintauchen in diese Flüssigkeiten zum Angriff des Probenmaterials. Durch eine Hin- und Herbewegung der halbeingetauchten Probe bildet sich der zuvor bereits erwähnte Hals, da der Ätzangriff an der Grenzfläche zwischen Elektrolytschicht und Luft am stärksten ist. Nachdem ein möglichst langer und schmaler Hals gebildet wurde, bricht das Stäbchen anschließend in zwei Stücke. Die zurückbleibende Spitze ist jedoch für eine Atomsondenuntersuchung nicht geeignet und wird deshalb durch das so genannte Microlooping weiter aufbereitet.

Dazu wird die Probe in einem anderen Elektrolyten (2% Perchlorsäure in 2-Butoxyethanol) an einem einzelnen Tropfen, welcher auf eine Drahtschleife gegeben wird, geätzt.

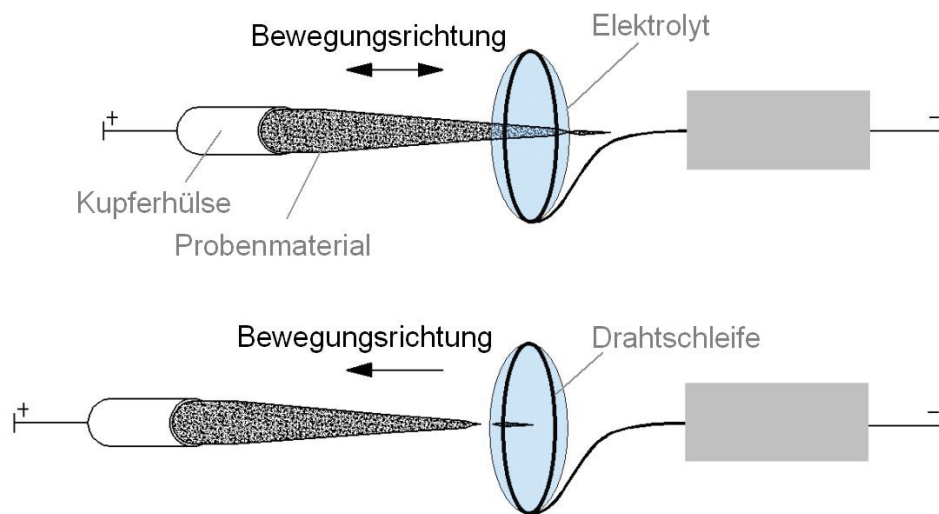


Abb. 8.7: Ätzschema des Microloopings

Dabei wird an der vorhandenen Spitze ein neuerlicher Hals durch Ätzen am Tropfenrand gebildet. Der vordere Teil wird anschließend durch Abstreifen am gegenüberliegenden Tropfenrand entfernt (Abb. 8.7).

8.2 Glühzyklen

8.2.1 Temperaturprogramme für Dilatometermessungen

8.2.1.1 Glühzyklen mit kontinuierlicher Abkühlrate

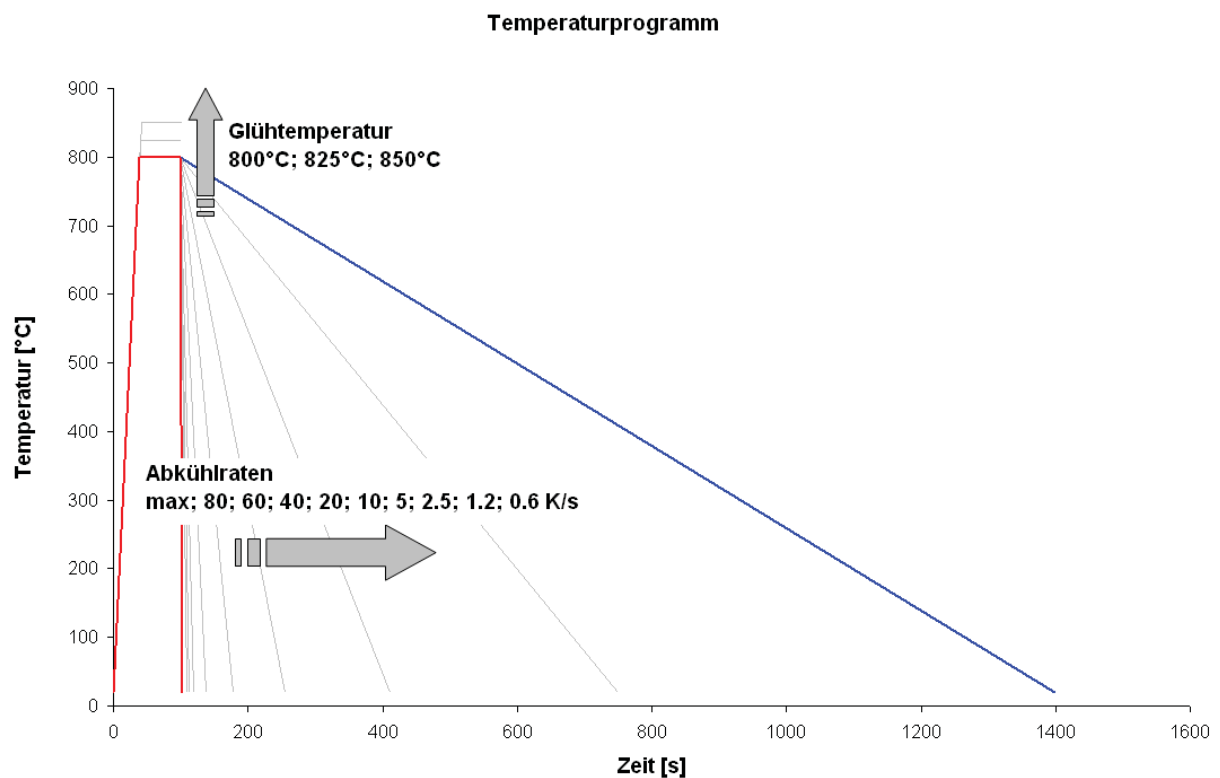


Abb. 8.8: Schema der Glühzyklen mit kontinuierlicher Abkühlrate

Im Anschluss an Thermocalc Berechnungen bzw. Erfahrungswerten der voestalpine Stahl Linz wurden die oben angeführten Glühzyklen definiert. Dabei wird bei einer Aufheizrate von 20K/s bis zur Haltetemperatur aufgeheizt und für 60 Sekunden die Temperatur gehalten. Bei der maximalen Glühtemperatur von 850°C ist eine vollständige Austenitisierung zu erwarten. Wie aus vorangegangenen Rekristallisationsuntersuchungen an DP-Stählen mit ähnlicher Zusammensetzung gezeigt werden konnte, ist die Haltezeit von 60s ausreichend, um eine vollständige Rekristallisation erzielen zu können. Die Glühungen bei 825°C sowie bei 800°C werden dazu verwendet, um die Umwandlungscharakteristik bei unvollständiger Austenitisierung (ca. 2 - 15% Restferrit) untersuchen zu können (Abb. 8.8).

Messungen bezüglich Homogenisierung von Kohlenstoff bzw. den Legierungselementen sind dabei nicht Gegenstand dieser Diplomarbeit.

Um Aussagen über den gesamten Abkühlbereich treffen zu können, wurden Abkühlraten zwischen 0.6K/s und 80K/s gewählt, wobei sich die Kühlrate jeweils durch Verdoppelung der vorangegangenen Kühlrate ergab. Bei einer logarithmischen Auftragung über die Zeit stehen dadurch annähernd äquidistante Abkühlkurven zur Verfügung. Zusätzlich wurde noch eine Probe mit maximaler Abkühlrate, welche bei der verwendeten Probengeometrie ca. zwischen 170 – 190 K/s liegt, gekühlt. Da diese nicht genau vorhergesagt werden kann und die auf 80K/s logisch folgende Kühlrate 160K/s wäre, wird vereinfacht mit der maximalen Kühlrate abgekühlt. Die aus diesen Überlegungen resultierende Zyklenanzahl beträgt 30 pro untersuchtem Material.

8.2.1.2 Glühzyklen mit isothermer Haltephase

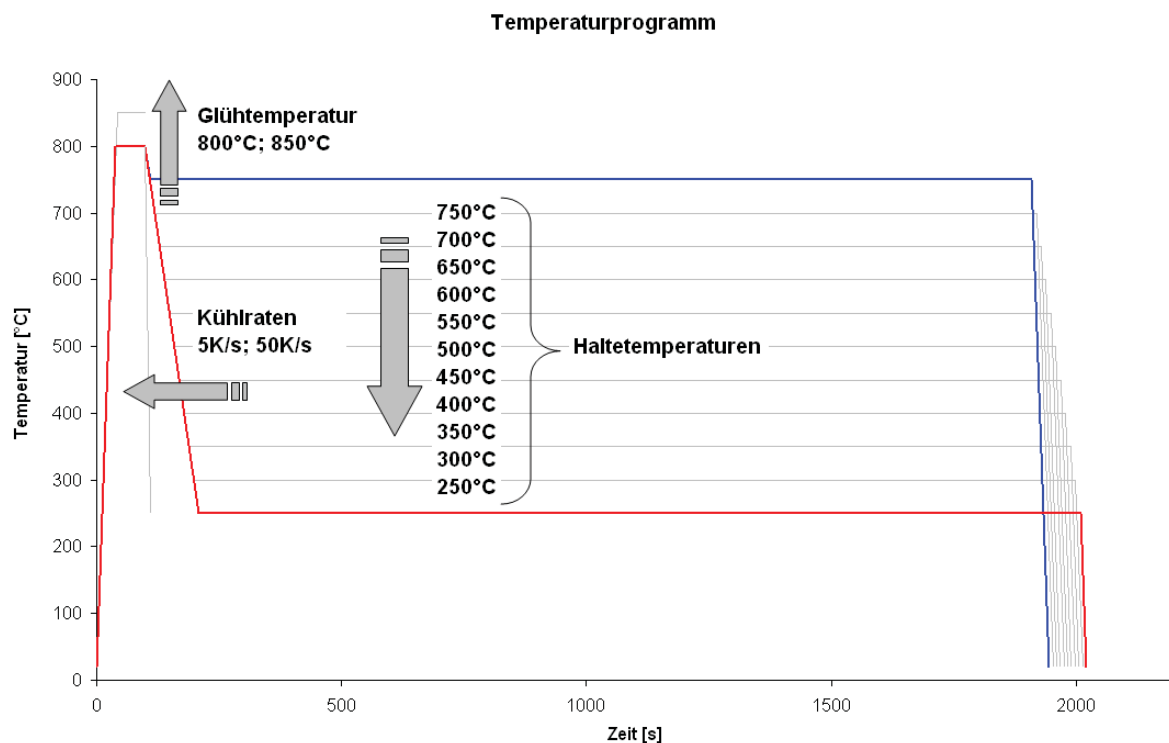


Abb. 8.9: Schema der Glühzyklen mit isothermer Haltephase

Die bei den Glühzyklen mit kontinuierlicher Abkühlrate angeführten Überlegungen bezüglich der Wahl der Glühtemperaturen bzw. der Haltezeit nach Erreichen der Glühtemperatur gelten auch hier. Auch im Hinblick auf die Datenvergleichbarkeit zwischen Proben, welche kontinuierlich abgekühlt wurden und jenen mit isothermer

Haltephase, ist die Wahl der gleichen Aufheizbedingungen von 20K/s Aufheizrate und einer Haltezeit von 60s vorteilhaft.

Einziger Unterschied der Glühzyklen mit isothermer Haltephase ist, dass auf die Glühtemperatur von 825°C verzichtet wurde, da keine maßgeblichen Erkenntnisse aus diesen Messungen erwartet werden können. Die an die Glühphase anschließende Abkühlung zur Haltephase geschieht, wie aus der Abb. 8.9 ersichtlich ist, mit zwei unterschiedlichen Kühlraten. Die schnellere Kühlrate mit 50K/s gewährleistet, dass die bis zum Erreichen der Haltetemperatur umgewandelte Menge möglichst gering gehalten wird.

Im Gegensatz dazu liefert die Kühlrate von 5K/s Ergebnisse, welche zwischen isothermen und kontinuierlichen Untersuchungen liegen. Ein weiterer Effekt der zwei Kühlraten liegt darin, dass unterschiedliche Kohlenstoffgehalte im Austenit vorliegen, da die Mengen an bereits umgewandelten Ferrit unterschiedlich sind. Dieser Effekt kann dazu verwendet werden, um Trends durch Veränderung des Kohlenstoffs vorhersagen zu können.

Zur Abdeckung des gesamten für die Umwandlung interessanten Bereichs wurden die Haltetemperaturen zwischen 250°C und 750°C in 50°C-Schritten gewählt. Die Zeit der Haltephase wurde mit 1800s festgelegt, da diese Zeit für eine vollständige isotherme Umwandlung in den meisten Fällen ausreichend sein sollte.

Eine Abkühlung mit der maximalen Kühlrate am Ende der Haltephase ist damit zu begründen, dass das bereits gebildete Gefüge so wenig wie möglich verändert wird. Die aus diesen Überlegungen resultierende Zyklenanzahl beträgt 44 pro untersuchtem Material.

8.2.2 Temperaturprogramme für MULTIPAS-Messungen

Zur Überprüfung der Dilatometermessungen bzw. um Material für Zugversuche generieren zu können, wurden MULTIPAS-Messungen an ausgewählten Materialien durchgeführt. Die Probenauswahl ist damit begründet, dass die isothermen Umwandlungskurven aus den zuvor durchgeführten Dilatometermessungen eine Zweistufigkeit aufweisen, welche in weiterer Folge genauer untersucht wird. Die dabei verwendeten Parametergrenzen sind dabei in Abb. 8.10 angegeben. Wie ersichtlich ist, variieren die verschiedenen Parameter in den Grenzen des zuvor im Dilatometer festgelegten Zeit- und Temperaturbereichs. Da eine Vielzahl solcher Messungen durchgeführt wurde und eine Konkretisierung der einzelnen Materialien und Glühzyklen an dieser Stelle nicht zweckmäßig ist, werden wichtige Resultate erst in der Ergebniszusammenstellung (Kapitel 9) angeführt.

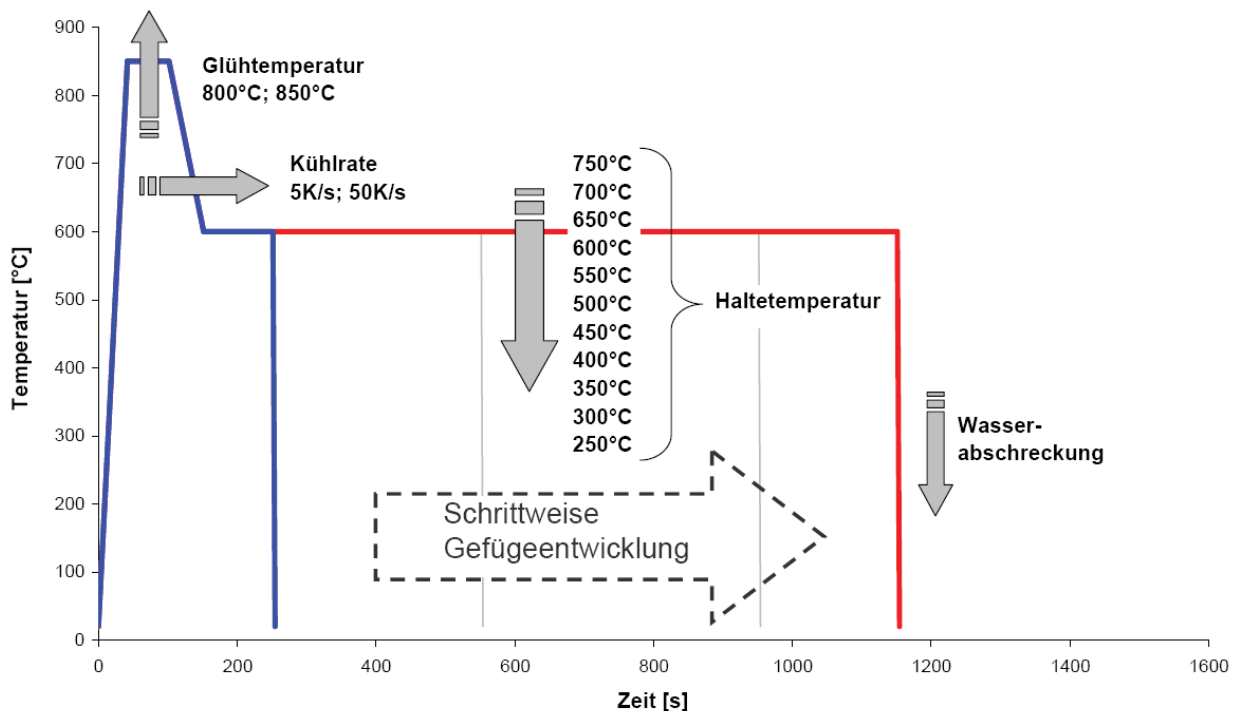


Abb. 8.10: Schema der Glühzyklen für MULTIPAS - Glühungen

9 Ergebnisse

9.1 Phasenumwandlungsberechnungen

9.1.1 Berechnung der Umwandlungstemperaturen

Für die Berechnung der Phasenumwandlungstemperaturen wurden die empirischen Formeln (9.1) – (9.4) [68] verwendet. Tab. 9.1 zeigt die Entwicklung der A_{c1} -, A_{c3} -, M_{s1} - und M_{s2} -Temperaturen in Abhängigkeit der Legierungselemente. Dabei kann durch eine Chromzunahme eine Erhöhung der A_{c1} -Temperatur beobachtet werden, während die A_{c3} , M_{s1} und M_{s2} zu geringeren Temperaturen verschoben werden. M_{s2} ist eine Korrektur der von Hollomon und Jaffe angegebenen Gleichung M_{s1} .

Eine Manganzugabe führt dagegen zu einer Senkung der A_{c1} -Temperaturen und zu einer Erhöhung der A_{c3} -, M_{s1} - und M_{s2} -Temperaturen. Die Berechnungen der kohlenstoffreduzierten Legierungsvarianten zeigen, dass sie ähnliche A_{c1} -Temperaturen, jedoch deutlich höhere A_{c3} -Temperaturen besitzen. Auch die M_{s1} - und M_{s2} -Temperaturen liegen 20 - 35°C über den zuvor beschriebenen Legierungsvarianten.

	A_{c1} [°C]	A_{c3} [°C]	M_{s1} [°C]	M_{s2}^{**} [°C]
DP_0.27Cr	724.2	842.3	405.0	396.2
DP_0.47Cr	729.5	855.6	400.0	390.0
DP_2.39Mn_0.77Cr	730.1	837.1	388.6	375.9
DP_1.96Mn	732.4	840.0	402.3	392.9
DP_1.82Mn	734.4	847.0	415.8	410.1
DP_0.088C_1.85Mn_0.28Cr	728.0	860.0	439.4	440.9
DP_0.094C_1.51Mn_0.79Cr	737.4	859.8	441.6	443.8

** M_{s2} ist eine Korrektur der von Hollomon und Jaffe angegebenen Gleichung (M_{s1})

Tab. 9.1: Umwandlungstemperaturenübersicht. Die Temperaturen wurden mit den Gleichungen (9.1) – (9.4) berechnet

$$A_{c1} = 739 - 22 * (\%C) + 2 * (\%Si) - 7 * (\%Mn) + 14 * (\%Cr) + 13 * (\%Mo) - 13 * (\%Ni) + 20 * (\%V) \quad (9.1)$$

$$A_{c3} = 902 - 255 * (\%C) + 19 * (\%Si) - 11 * (\%Mn) - 5 * (\%Cr) + 13 * (\%Mo) - 20 * (\%Ni) + 55 * (\%V) \quad (9.2)$$

$$M_{s1} = 550 - 350 * (\%C) - 40 * (\%Mn) - 35 * (\%V) - 20 * (\%Cr) - 17 * (\%Ni) - 10 * (\%Cu) - 10 * (\%Mo) - 8 * (\%W) + 15 * (\%Co) + 30 * (\%Al) \quad (9.3)$$

$$M_{s2} = 0.495 * M_{s1} + 0.00095 M_{s1}^2 + 40 \quad (9.4)$$

Die Formeln (9.1) – (9.4) sind im folgenden Legierungsbereich gültig:

- 0.07 bis 0.55 % C
- 0.10 bis 0.40% Si
- 0.3 bis 1.60% Mn
- 0.40 bis 3.0% Cr
- 0.15 bis 0.50% Mo
- 0.90 bis 2.20%Ni
- 0.10 bis 0.20% V

9.1.2 Ermittlung der A₁- und A₃- Temperaturen aus Thermocalc

In weiterer Folge wurden die A_{c1}- und A_{c3}-Temperaturen für das Paraequilibrium mit Thermocalc ermittelt, um durch einen Vergleich mit den empirisch ermittelten Umwandlungstemperaturen eine Abschätzung der Umwandlungstemperaturverschiebung durch die Aufheizrate von 20K/s machen zu können. Für diese Berechnungen wurden die Elementkonzentrationen in den Tabellen in Abb. 9.1 berücksichtigt.

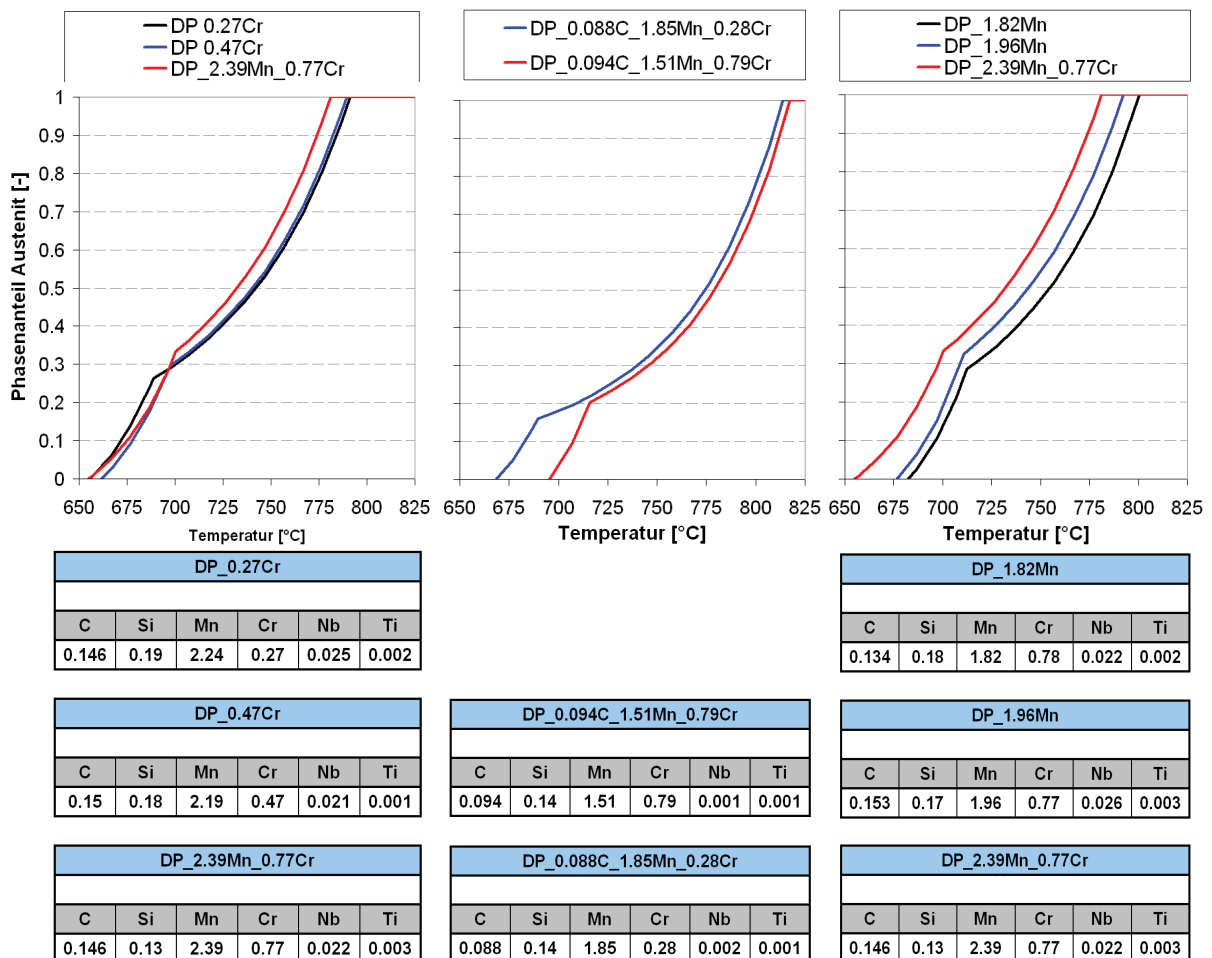


Abb. 9.1: Thermocalcberechnungen der A₃- und A₁- Umwandlungstemperaturen (Paraequilibrium). Die Legierungsgehalte sind in m% angegeben.

Die Berechnungen geben Auskunft über den Austenitanteil in Abhängigkeit der Temperatur. Aus dieser Auftragung kann die A_1 -, die A_3 - und die Starttemperatur der Zementitbildung abgelesen werden. Ausgehend von hohen Temperaturen (rechts oben im jeweiligen Diagramm) kommt es durch Temperaturabnahme beim Erreichen der A_3 -Temperatur zu einer Abnahme der Austenitmenge. Der Schnittpunkt der jeweiligen Kurve mit der x-Achse zeigt die vollständige Umwandlung des Austenits in die Umwandlungsprodukte (Ferrit bzw. Zementit) und entspricht somit der A_1 -Temperatur. Die Unstetigkeit in der Umwandlungskurve gibt jene Temperatur an, unterhalb welcher Zementitbildung auftritt. Wie in Abb. 9.1 ersichtlich ist, verschiebt sich die A_3 -Temperatur mit zunehmendem Chromgehalt zu tieferen Temperaturen, während der Einfluss auf die A_1 -Temperatur und die Zementitausscheidungstemperatur keinen Trend aufweist.

Die Zunahme des Mangangehalts führt zur gleichzeitigen Senkung der A_1 -, A_3 - und Zementitausscheidungstemperatur. Die untersuchten Legierungsvarianten variieren dabei in einem Temperaturbereich von etwa 25°C. Die kohlenstoffreduzierten Legierungen DP_0.088C_1.85Mn_0.28Cr und DP_0.094C_1.51Mn_0.79Cr liegen dagegen tendenziell bei höheren Temperaturen.

9.2 Ermittlung des eutektoiden Punktes und Bestimmung der max. Perlitmenge

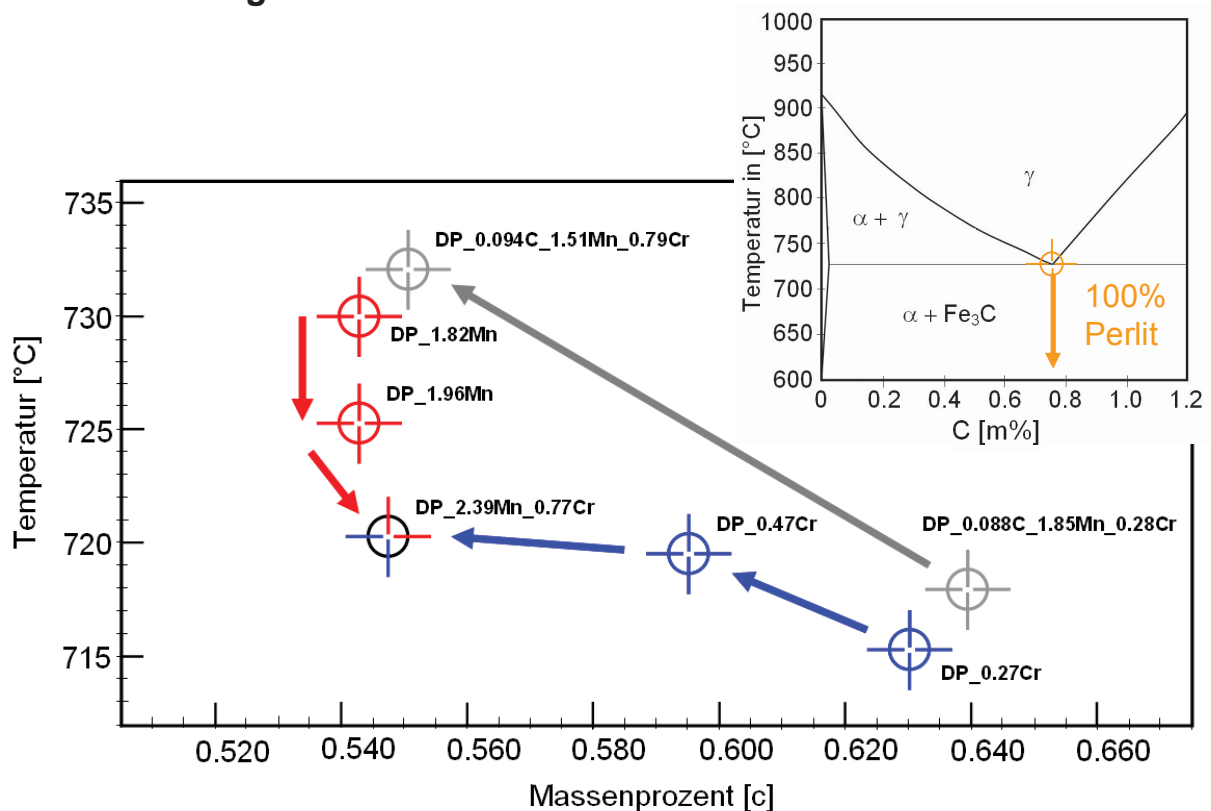


Abb. 9.2: Beeinflussung der Lage des eutektoiden Punktes durch Legierungselemente

	X_C 100% Perlit [m%]	T bei X_C 100% Perlit [°C]	Perlitmenge ^{theoretisch} [%]
DP_0.27Cr*	0.630	715.3	23.2
DP_0.47Cr*	0.596	719.4	23.8
DP_2.39Mn_0.77Cr*	0.537	721.8	23.2
DP_1.96Mn*	0.549	728.1	24.3
DP_1.82Mn*	0.552	728.8	21.3
DP_0.088C_1.85Mn_0.28Cr*	0.641	717.4	14.0
DP_0.094C_1.51Mn_0.79Cr*	0.556	733.0	14.9

* für die Thermocalc Berechnungen wurden die Elemente C, Si, Mn, Cr, Nb herangezogen.

Tab. 9.2: Theoretisch erreichbare Perlitmenge

Zur weiteren Charakterisierung der Phasenumwandlung wurden auch die eutektoiden Punkte mittels Thermocalc berechnet. Die Eingabekonzentrationen sind identisch mit jenen aus der Ermittlung der Umwandlungstemperaturen. In Abb. 9.2 sind die Positionen des eutektoiden Punktes der unterschiedlichen Legierungen eingezeichnet. Der blaue Verlauf zeigt dabei die Auswirkungen der Variation des Chromgehalts, der rote jene des Mangans und der graue die des Kohlenstoffs.

Zunehmende Chromgehalte verschieben den eutektoiden Punkt nahezu horizontal zu geringeren Kohlenstoffgehalten. Die Temperaturänderung beträgt nur etwa 5°C. Zunehmende Mangangehalte verschieben den eutektoiden Punkt dem entgegen bevorzugt zu tieferen Temperaturen, während sich die Kohlenstoffgehalte nur wenig verändern. Diese Trends können auch bei den kohlenstoffreduzierten Varianten beobachtet werden.

In weiterer Folge wurden die maximal möglichen Perlitmengen abgeschätzt, da durch die Position des eutektoiden Punktes die Kohlenstoffkonzentration für 100% Perlit bereits bekannt ist. Dieser Prozentsatz reduziert sich in weiterer Folge linear in Abhängigkeit des tatsächlich zur Verfügung stehenden Kohlenstoffs. Wie Tab. 9.2 zeigt, kommt es im untersuchten Legierungsbereich (0.15m% C) durch Variation von Chrom und Mangan zu einer Veränderung der theoretisch erreichbaren Perlitmenge von maximal 4%. Die kohlenstoffreduzierten Legierungsvarianten können dagegen nur zwischen 14.0 - 14.9% Perlit bilden.

9.3 Auswertung der Dilatometerkurven

9.3.1 Glühzyklen mit kontinuierlicher Abkühlrate

Die vom Dilatometer aufgezeichneten Kurven (Abb. 9.3) wurden durch ein Makro, welches bei der voestalpine Stahl geschrieben wurde, bearbeitet. Im ersten Schritt wird ein Polynom zweiten Grades an die Aufheizkurve (Alphafit) und eine Gerade an die Abkühlkurve (Gammafit) angefitet. Der Alphafit wird daraufhin auf das Ende der Abkühlkurve verschoben, da durch Gitterverzerrungen beim Auftreten von Martensit eine Volumenänderung resultiert und sich somit der Endpunkt der Abkühlkurve und der Startpunkt der Aufheizkurve nicht mehr auf dem gleichen Punkt treffen.

Für Umwandlungsbetrachtungen ist jedoch nur die Abkühlkurve von Interesse.

Wichtig ist bei der Ermittlung der Phasenmengen eine Korrektur der Umwandlungsmengen beim Vorhandensein von Restaustenit bzw. bei unvollständiger Austenitisierung

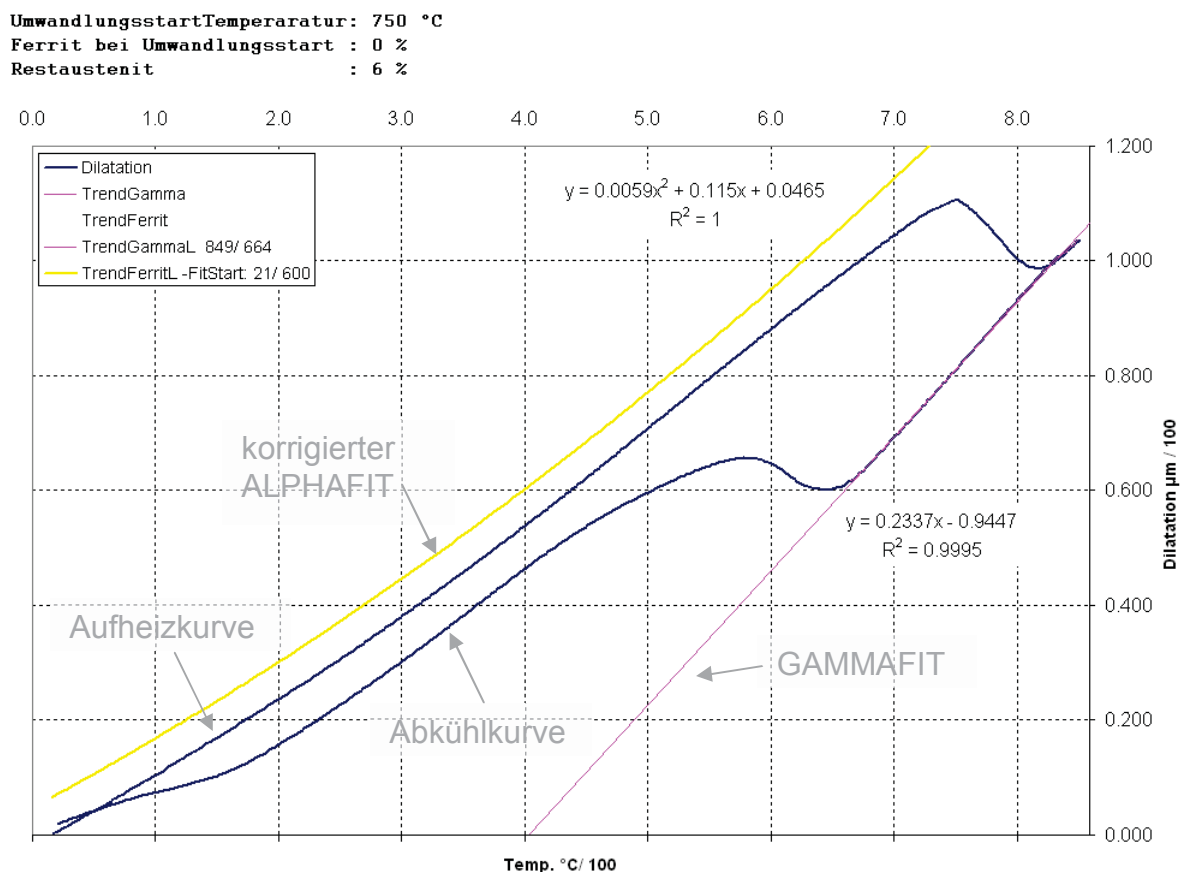


Abb. 9.3: Auswertung der gemessenen Dilatometerkurve (kontinuierliche Abkühlrate)

Um die Umwandlungsstarttemperatur einer Phase ermitteln zu können, wird die Dilatometerkurve nach der Temperatur abgeleitet, wodurch Wendepunkte der Kurve zu Extremwerten transformiert werden.

Diese abgeleitete Dilatometerkurve wird anschließend dazu verwendet, um durch Eintragung der möglichen Phasen eine Aussage über die einzelnen Mengen machen zu können. Dazu wird für jede zu erwartende Phase eine Gaußsche Glockenkurve herangezogen, um jeden einzelnen Peak in der Summenkurve anzunähern. Da die Fläche unter der abgeleiteten Dilatometerkurve 100% der Phasenmenge entspricht, kann durch Integration der einzelnen Glockenkurven eine prozentuelle Aufteilung der Phasen stattfinden. Abb. 9.4 zeigt exemplarisch eine solche abgeleitete Dilatometerkurve, welche durch vier Gaußkurven angenähert wurde. Sobald eine Aussage über die Mengenverhältnisse vorliegt, werden die Daten aus den Abkühlungen sowie der umgewandelten Mengen einer gesamten Kurvenschar in einem ZTU-Diagramm zusammengefasst.

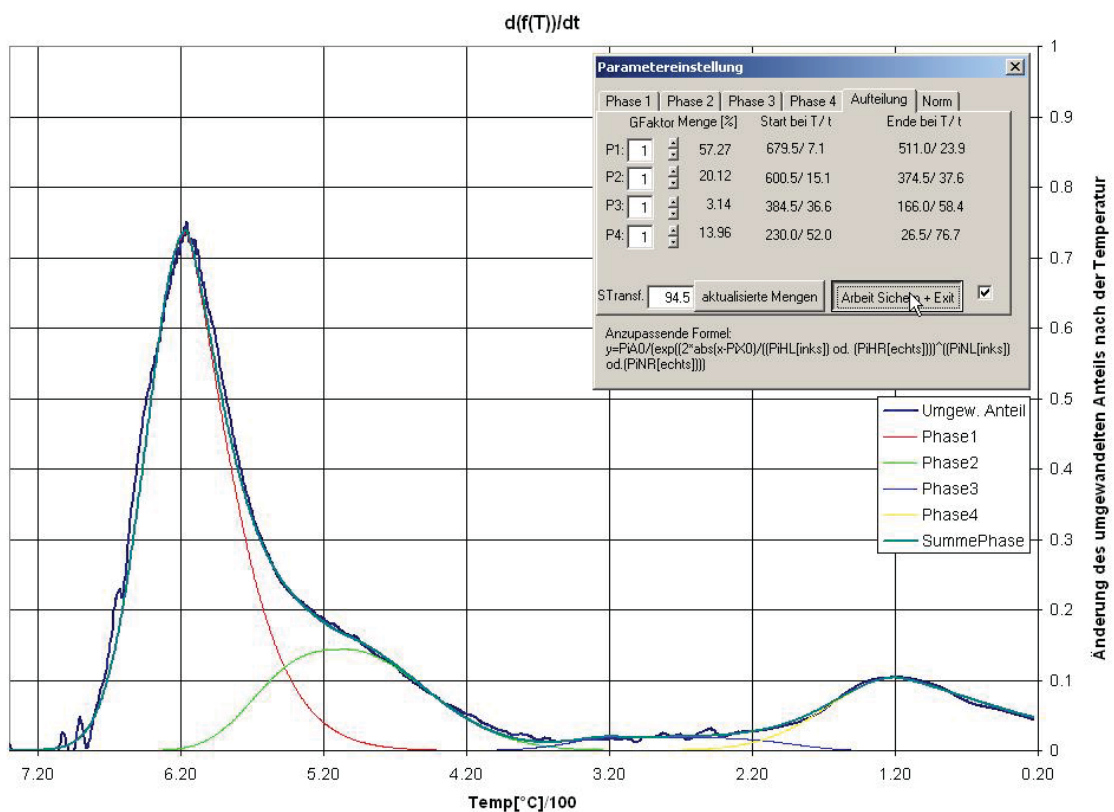


Abb. 9.4: Nach der Temperatur abgeleitete Messkurve (inkl. Phasenanteilermittlung – siehe Insert)

9.3.2 Glühzyklen mit isothermen Haltephasen

Isotherme Untersuchungen geben Auskunft über die Umwandlungskinetik. Wichtig ist dabei die Ermittlung der umgewandelten Menge bis zum Erreichen der isothermen Haltephase, um so Aussagen über die Kohlenstoffkonzentrationen im Austenit tätigen zu können. Dazu wird eine vertikale Gerade zwischen Alphafit und Gammafit eingezeichnet. Diese bildet einen „Hebel“ dessen Länge 100% der umwandelbaren Phasenmenge entspricht. Die Strecke zwischen dem Schnittpunkt der Vertikalen mit dem Gammafit und dem Beginn der isothermen Haltephase entspricht der gesuchten Menge. Die weitere Zuteilung der Phasenanteile bzw. die Dilatometerkurve einer solchen Messung sind in Abb. 9.5 schematisch dargestellt.

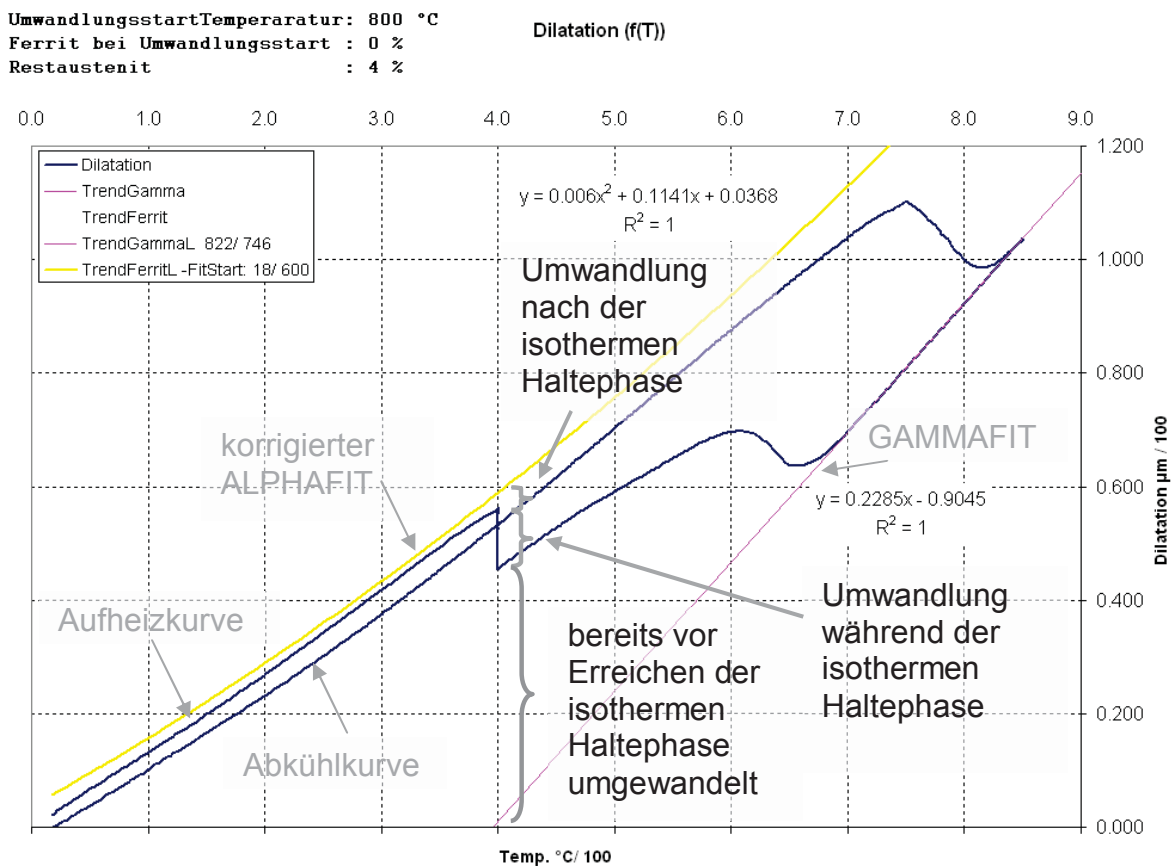


Abb. 9.5: Auswertung der gemessenen Dilatometerkurve (mit isothermer Haltephase)

Sobald der Mengenanteil, welcher vor Erreichen der Haltetemperatur bereits umgewandelt war, bekannt ist, folgt eine genauere Untersuchung der Umwandlungskinetik. Dazu wird die isotherme Haltephase der Dilatometerkurve (Abb. 9.5 „Umwandlung während der isothermen Haltephase“) betrachtet, wodurch die so ermittelte Umwandlungskinetik nur für diese Temperatur gültig ist. Die bei der Dilatometermessung mitprotokollierte Versuchszeit, wie auch die Probenlänge, werden zu Beginn der Haltephase auf Zeitpunkt $t = 0\text{ s}$ und Dilatation $= 0\text{ }\mu\text{m}$ korrigiert. Durch die Auftragung des während der Haltephase umgewandelten Anteils über der Haltezeit kann einerseits eine Auskunft über die Umwandlungskinetik und andererseits über die Umwandlungsmenge gefunden werden. Die beispielhafte Darstellung einer solchen Umwandlungskurve ist in Abb. 9.6 gegeben.

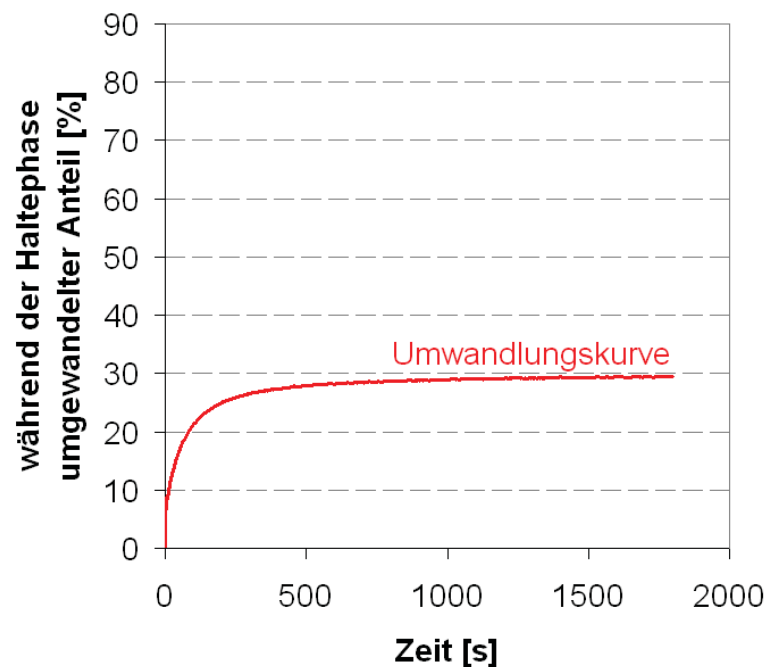


Abb. 9.6: Schematische Darstellung des während der Haltephase umgewandelten Anteils (Umwandlungskurve während einer isothermen Haltephase)

9.3.3 Ermittlung des Austenitisierungsgrades

Bei Glühungen im Zweiphasengebiet bzw. bei zu kurzen Haltezeiten knapp über der A_3 -Temperatur tritt eine unvollständige Austenitisierung auf. Dadurch startet die Abkühlkurve der Dilatometermessung nicht im reinen Austenit, was sich in einer Abnahme der Steigung der γ -Fit-Geraden bemerkbar macht. Durch die veränderten Mengenverhältnisse, welche aus dem Hebelgesetz resultieren würden, wären ZTU Diagramme aus vollständiger und unvollständiger Austenitisierung nicht mehr vergleichbar. Durch Summierung der gebildeten Ferritmenge während der Abkühlung und der Ferritmenge welche aus unvollständiger Austenitisierung ($100 [\%] - \text{Austenitisierungsgrad} [\%]$) resultiert, erfolgt jedoch die dafür notwendige Korrektur der Mengenanteile.

Zur Ermittlung des Austenitisierungsgrades werden eine vollständig austenitisierte Dilatometerkurve (Abb. 9.7: „vollst. Austenitisierung“ bzw. „850_0.6K/s“) und eine unvollständig austenitisierte Dilatometerkurve (Abb. 9.7: „800_0.6K/s“) mit gleicher Abkühlrate (Abb. 9.7: 0.6K/s) übereinander gelegt. Die Differenz der beiden Hebellängen bei gleicher Temperatur entspricht dem Austenitisierungsgrad. Da die Messungen teilweise stark abweichen, müssen die Mittelwerte aus mehreren Auswertungen herangezogen werden.

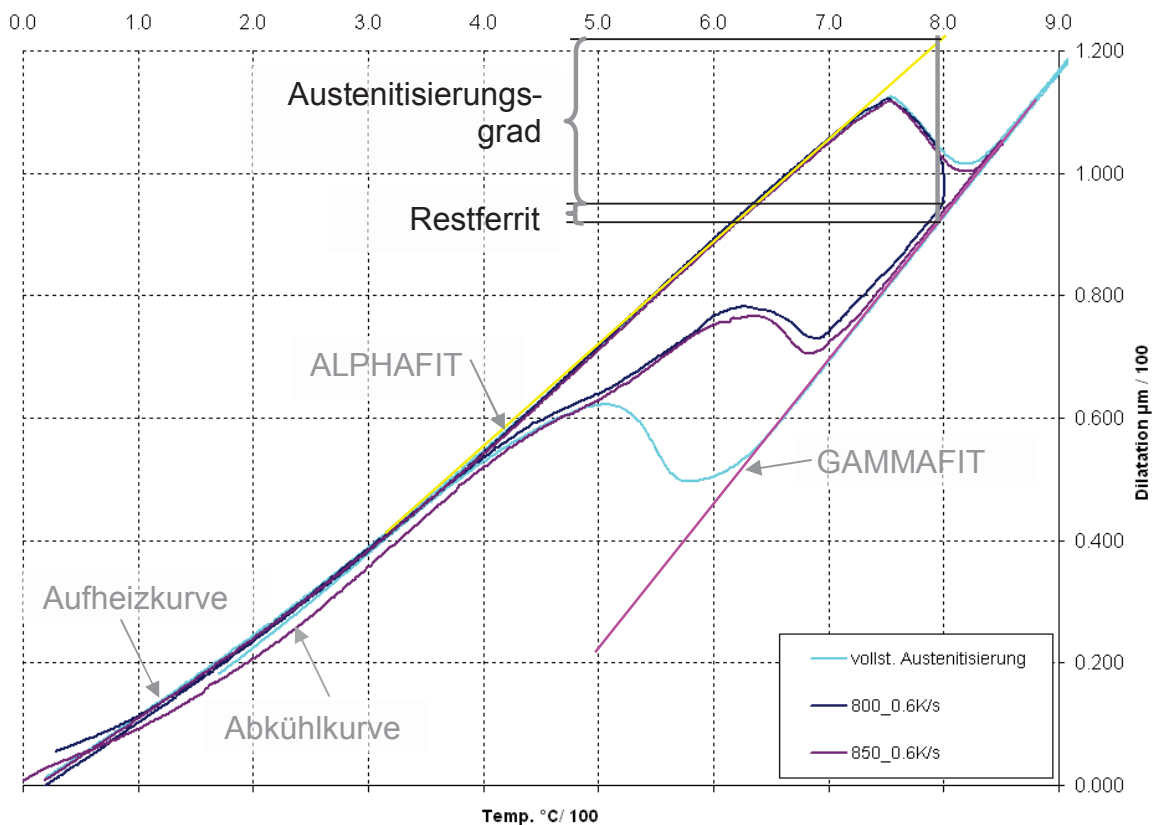
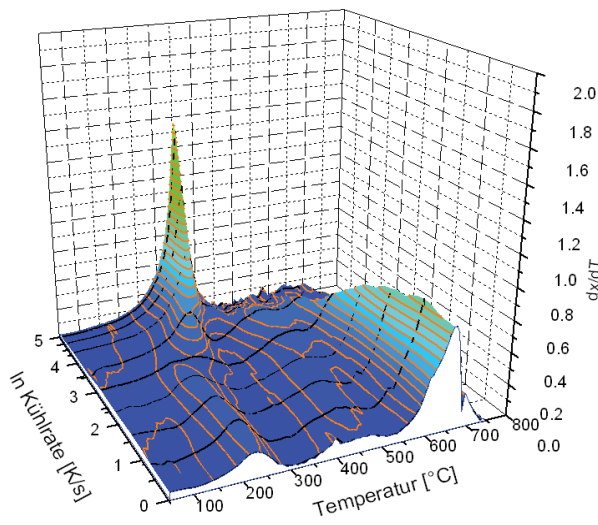


Abb. 9.7: Ermittlung des Austenitisierungsgrades aus den gemessenen Dilatometerkurven

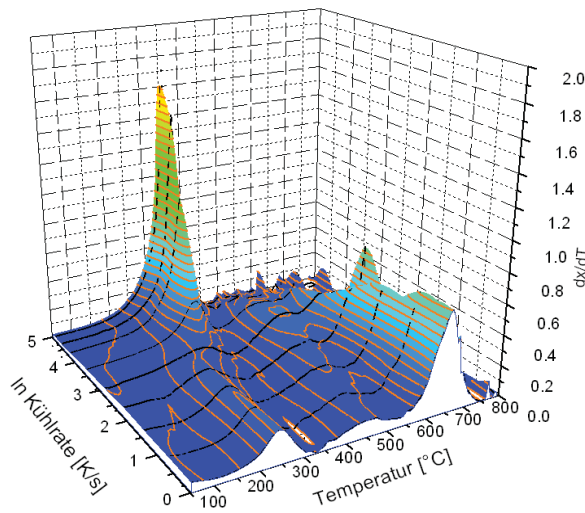
9.3.4 Dilatometermessungen mit kontinuierlicher Abkühlrate

Wie bereits in vorangegangenen Kapiteln angegeben wurde, erfolgte für die Charakterisierung der Materialien die Erstellung von ZTU-Diagrammen. Die Daten dafür entstammen aus den Dilatometerglühzyklen mit kontinuierlichen Abkühlraten. Eine solche Messserie ist in Abb. 9.8 dargestellt. Dazu wurden die 10 abgeleiteten Dilatometerkurven einer Messserie (Abkühlraten von 0.6K/s bis zur maximalen Abkühlrate in logarithmischer Darstellung!) in einem dreidimensionalen Schaubild eingetragen. Die darin ersichtlichen Peaks können in Abhängigkeit ihres Temperaturbereichs und der Gefügebilder charakterisiert werden. Der Peak im Temperaturbereich von 550°C bis 700°C zeigt die Ferritphase, der daran anschließende Bereich (350°C - 550°C) ist demnach Bainit bzw. acircularer Ferrit im oberen Temperaturbereich. Der sehr dominant werdende Peak bei 150°C - 350°C wird in weiterer Folge als brauner Martensit bezeichnet. Diese Benennung rührt daher, dass dieser Martensit, welcher bei dieser hohen Temperatur gebildet wird, bereits angelassen ist und somit durch die Le Pera Ätzung eine braune Färbung aufweist. Weiteres Kennzeichen dieser Phase ist ein geringerer Kohlenstoffgehalt, wodurch ein verhältnismäßig weicher Martensit entsteht. Die letzte, bei 150°C bis Raumtemperatur auftretende Phase, erscheint durch die Ätzung weiß und wird dementsprechend als weißer Martensit bezeichnet, wobei diese auch Restaustenitanteile enthalten kann. Zur eindeutigen Charakterisierung und Mengenabschätzung werden deswegen immer Restaustenitmessungen durchgeführt. Restaustenit entsteht bei hohen Kohlenstoffkonzentrationen und mangelhafter Kohlenstoffumverteilung, wodurch es zur Stabilisierung des Austenitgitters kommt. Weißer Martensit ist ebenfalls eine sehr hoch kohlenstoffhaltige Phase, welche bevorzugt bei geringen Abkühlraten entsteht, wo jedoch der Kohlenstoff gut aus dem Ferrit umverteilt wird und Bereiche mit hoher Kohlenstoffkonzentration bilden kann. Das Resultat daraus ist eine Phase mit sehr hoher Härte. Das oberste Schaubild in Abb. 9.8 zeigt die Entwicklung der Phasen bei einer Glühtemperatur von 800°C. Dabei ist auf den geringen Anteil an martensitischer Phase im Vergleich zu den Schaubildern bei 825°C bzw. bei 850°C hinzuweisen. Kleinere Peaks welche in den Schaubildern auftreten sind keine Phasenumwandlungen, sondern stellen Messartefakte dar. Für eine bessere Übersichtlichkeit sind orange Isolinien eingetragen, welche Bereiche gleicher Werte begrenzen. Durch diese Darstellung kann sehr schön der Einfluss der Glühtemperatur und der Abkühlrate beobachtet werden. Eine erhöhte Glühtemperatur führt demnach zu einer Verringerung des Ferritgehalts bei gleichzeitiger Zunahme der Martensitmenge. Dieser Effekt kann bei allen sieben Stählen beobachtet werden.



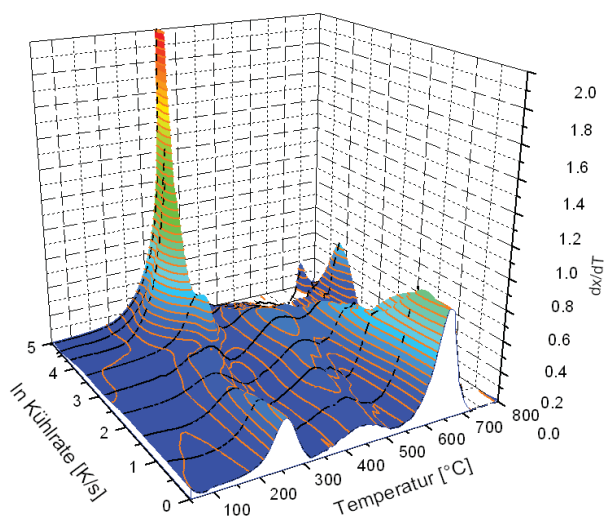
DP_2.39Mn_0.77Cr

Austenitierungstemperatur
800°C für 60s



DP_2.39Mn_0.77Cr

Austenitierungstemperatur
825°C für 60s



DP_2.39Mn_0.77Cr

Austenitierungstemperatur
850°C für 60s

Abb. 9.8: Darstellung der abgeleiteten Dilatometerkurven in Abhängigkeit der Kühlrate des DP_2.39Mn_0.77Cr bei 800°C, 825°C und 850°C Glüh Temperatur

9.3.5 Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubilder

Die Dilatometermessungen mit kontinuierlicher Kühlrate sind in den ZTU-Diagrammen zusammengefasst. Dazu werden die unterschiedlichen Kühlraten, welche durch blaue Linien visualisiert sind, eingetragen. Der jeweilige Wert der Kühlrate ist als Bezeichnung in K/s eingetragen. Um die Umwandlungsmenge in Abhängigkeit der Zeit abschätzen zu können sind Isoquanten (rote Linien) eingetragen. Die Werte geben die Gesamtmenge absolut an, wodurch diese eine Korrektur beim Auftreten von Restaustenit und unvollständiger Austenitisierung beinhalten. Somit erfolgt der Verlust von Isoquanten bei sehr niedrigen bzw. sehr hohen Umwandlungsmengen, wenn diese bereits durch vorhandene Restferrit bzw. Restaustenitmengen überschritten sind. Zur besseren Verständlichkeit wird dies anhand des ZTU-Schaubildes des DP_2.39Mn_0.77Cr bei 800°C Austenitisierungstemperatur und 60 sec Haltezeit erklärt (Abb. 9.9). Wie rechts oben im Umwandlungsschaubild ersichtlich ist, ist eine Austenitisierung von 94% bei der angegebenen Temperatur erreicht worden. Somit ist die Absolutmenge des Ferrits bereits zu Beginn der Abkühlung 6%, welche jedoch durch die Dilatometermessung nicht ersichtlich ist. Die Ferritgesamtmenge ist demnach nach Durchwandern des möglichen Temperaturbereichs, bei welchem es zur Bildung von Ferrit kommen kann, die Summe aus Ferritmenge bei Umwandlungsstart und der gebildeten Ferritmenge durch Reduktion der Temperatur.

Daher ist es nicht möglich eine charakteristische Temperatur bzw. Umwandlungszeit zu definieren, wenn die Umwandlungsisoquante einen niedrigeren Wert als die Restferritmenge aufweist. Neben den Umwandlungsmengen sind die Phasenbereiche, die aus den metallographischen Untersuchungen ermittelt werden können, eingetragen. Es ist jedoch darauf hinzuweisen, dass die Übergänge zwischen den Phasen meist nur sehr schwer zu unterscheiden sind, wodurch diese nur schematisch verstanden werden dürfen. Zusätzlich sind die mit Termocalc berechneten Temperaturen in die ZTU-Diagramme eingezeichnet, um die theoretischen Umwandlungsstartpunkte zu zeigen, welche für unendlich langsame Abkühlraten gültig sind. Da dies jedoch in der Realität nicht möglich ist, sind Phänomene wie Restaustenitbildung bzw. verzerrte Umwandlungsstartzeitpunkte beobachtbar. Die am unteren Ende der Kühlrate eingetragenen Werte sind die Vickershärtewerte des jeweiligen Endzustandes der betreffenden Kühlrate. Um den Einfluss von Mangan und Chrom auf das Umwandlungsverhalten der DP-Stähle charakterisieren zu können, sind nachfolgend die dafür notwendigen Legierungsvariationen angeführt. Aussagen können einerseits aus den unterschiedlichen Glühtemperaturen, andererseits aus den unterschiedlichen Gehalten an Chrom und Mangan der jeweiligen Materialien getroffen werden.

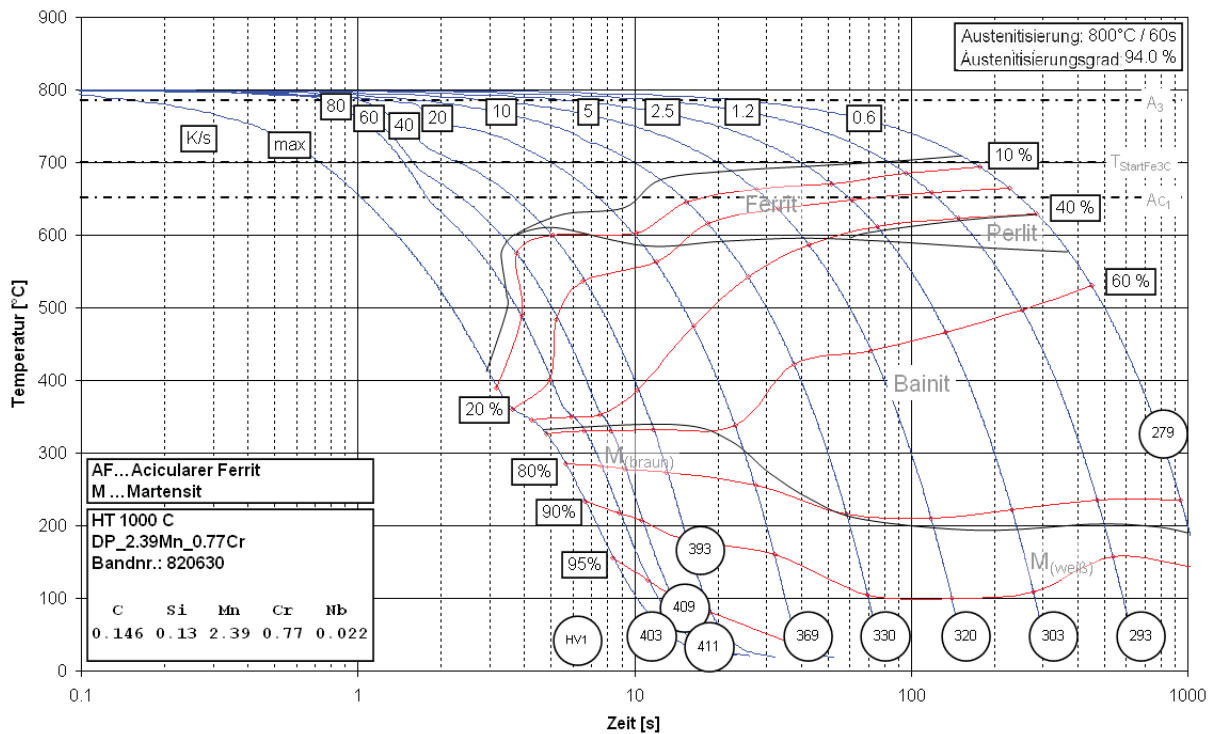


Abb. 9.9: Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild des DP_2.39Mn_0.77Cr bei 800°C Glühtemperatur (Austenitierungsgrad: 94%)

Wie aus Abb. 9.9 ersichtlich, kommt es bei der höchstlegierten Variante DP_2.39Mn_0.77Cr bei einer Glühtemperatur von 800°C nach 60s zu einer Austenitisierung von 94%. Bei niedrigeren Abkühlraten als 60K/s kann Ferrit beobachtet werden, höhere Abkühlraten bilden dagegen von Beginn an Bainit aus. Zusätzlich tritt bei Abkühlraten zwischen 0,6 – 2,5K/s Perlit auf. Wie bereits in Abb. 9.8 ersichtlich ist, können zwei unterschiedliche Martensite beobachtet werden. Bei Abkühlraten zwischen 0,6K/s und 10K/s kommt es zur Ausbildung von hoch kohlenstoffhaltigem weißem Martensit, während bei schnelleren Abkühlraten Martensit mit geringeren Kohlenstoffgehalten auftritt.

Eine Erhöhung der Glühtemperatur um 25°C (Abb. 9.10) führt zu einem Austenitierungsgrad von 98%. Es kommt zu einer Einschnürung des Ferritbereiches, weshalb Ferrit nur bis Abkühlraten bis maximal 40K/s auftritt. Zusätzlich verschiebt sich der Übergang von braunem zu weißem Martensit zu niedrigeren Abkühlraten. Ein Vergleich der Härtewerte zeigt, dass die Härte tendenziell durch Erhöhung der Glühtemperatur zunimmt.

Die Untersuchungen bei vollständiger Austenitisierung bei einer Glühtemperatur von 850°C (Abb. 9.11) bestätigen die bereits beschriebenen Tendenzen. Ferrit tritt demnach nur bei Abkühlraten knapp über 20K/s auf. Zusätzlich wird die Bainitbildung unterdrückt, wodurch bei Abkühlraten über 80K/s ein vollmartensitisches Gefüge resultiert.

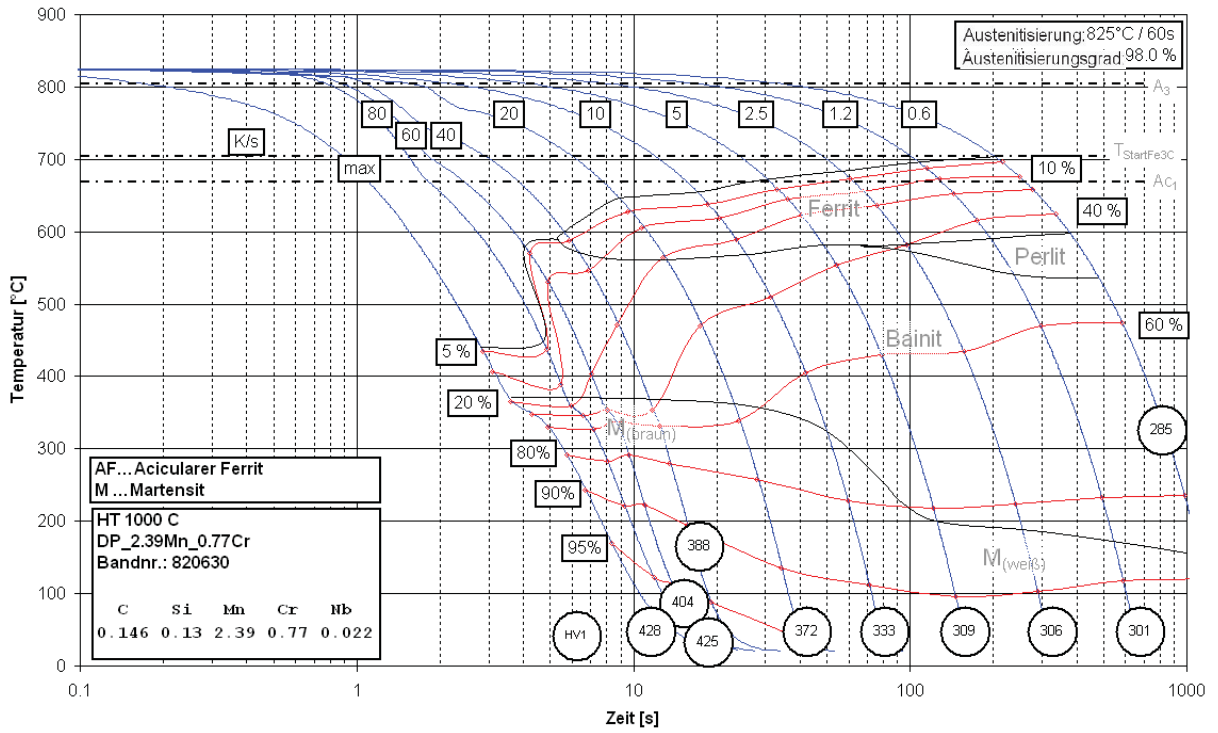


Abb. 9.10: Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild des DP_2.39Mn_0.77Cr bei 825°C Glühtemperatur (Austenitisierungsgrad: 98%)

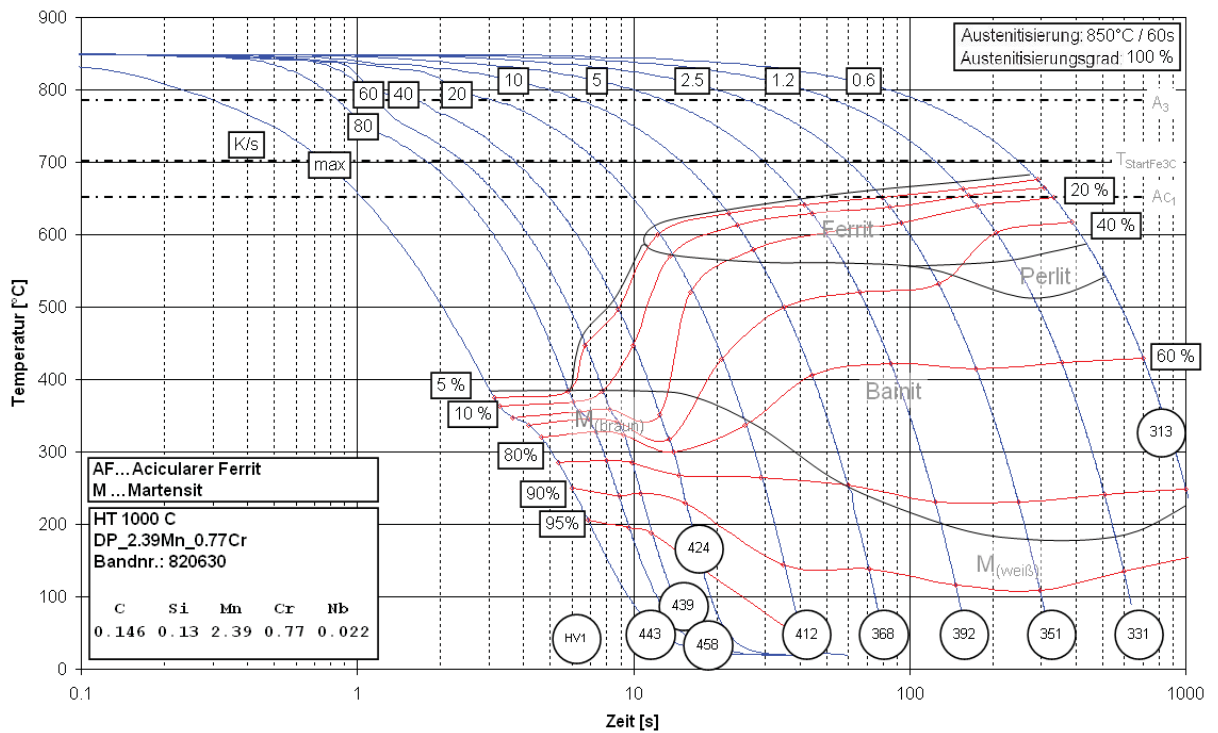


Abb. 9.11: Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild des DP_2.39Mn_0.77Cr bei 850°C Glühtemperatur (Austenitisierungsgrad: 100%)

Als manganreduzierte Variante des DP_2.39Mn_0.77Cr sind in weiterer Folge die Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubilder des DP_1.82Mn bei 800°C, 825°C und 850°C Glüh­temperatur angeführt.

Die Glüh­temperatur von 800°C (Abb. 9.12) führt zu einer Austenitisierung von 87%. Die Bildung von Ferrit kann dabei bei den gesamten Abkühlraten beobachtet werden. Bei Abkühlraten höher als 40K/s kommt es im Temperaturbereich zwischen 520°C und 680°C zum Auftreten von acircularem Ferrit, bei Temperaturen unter 400°C zum Auftreten von braunem Martensit. Bei niedrigeren Abkühlraten tritt dagegen hoch kohlenstoffhaltiger Martensit auf. Dieser ist jedoch ebenfalls bei hohen Abkühlraten und tiefen Temperaturen beobachtbar. Das Ansteigen der Martensitstarttemperatur bei niedrigen Abkühlraten deutet auf Karbidausscheidungen hin. Bei dieser Legierungsvariante konnten keine Hinweise auf das Auftreten von Perlit gefunden werden.

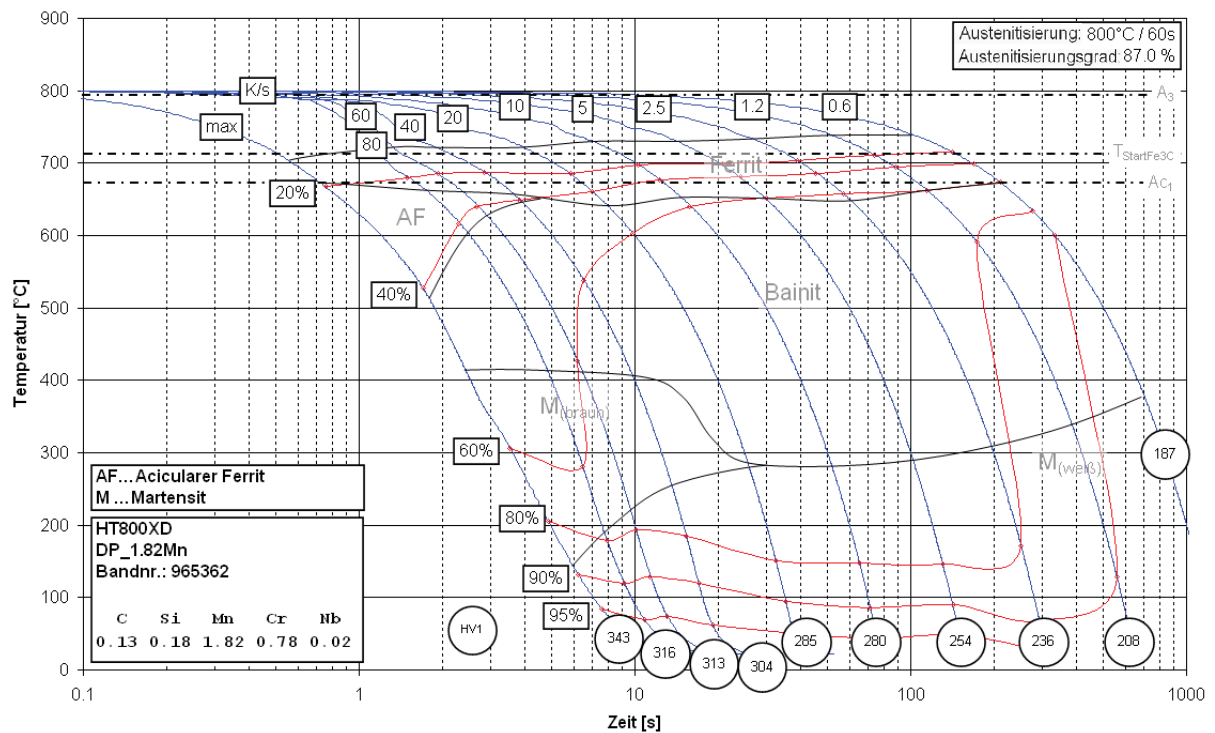


Abb. 9.12: Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild des DP_1.82Mn bei 800°C Glüh­temperatur (Austenitisierungsgrad: 87%)

Wie in Abb. 9.13 (Glüh­temperatur 825°C, Austenitisierungsgrad: 94,6%) und Abb. 9.14 (Glüh­temperatur 850°C, Austenitisierungsgrad: 100%) beobachtbar ist, kommt es durch Erhöhung der Glüh­temperatur zu einer Ausdehnung der Ferritbereiche und der acircularen Ferritbereiche in Richtung tieferer Temperaturen. Zusätzlich werden die Übergänge zwischen braunem und weißem Martensit zu niedrigeren Abkühlraten verschoben. Der Trend der ansteigenden Martensitstarttemperaturen bei niedrigen Abkühlraten ist ebenfalls beobachtbar. Wiederum ist eine Tendenz der ansteigenden Härte­werte durch Erhöhung der Glüh­temperatur beobachtbar.

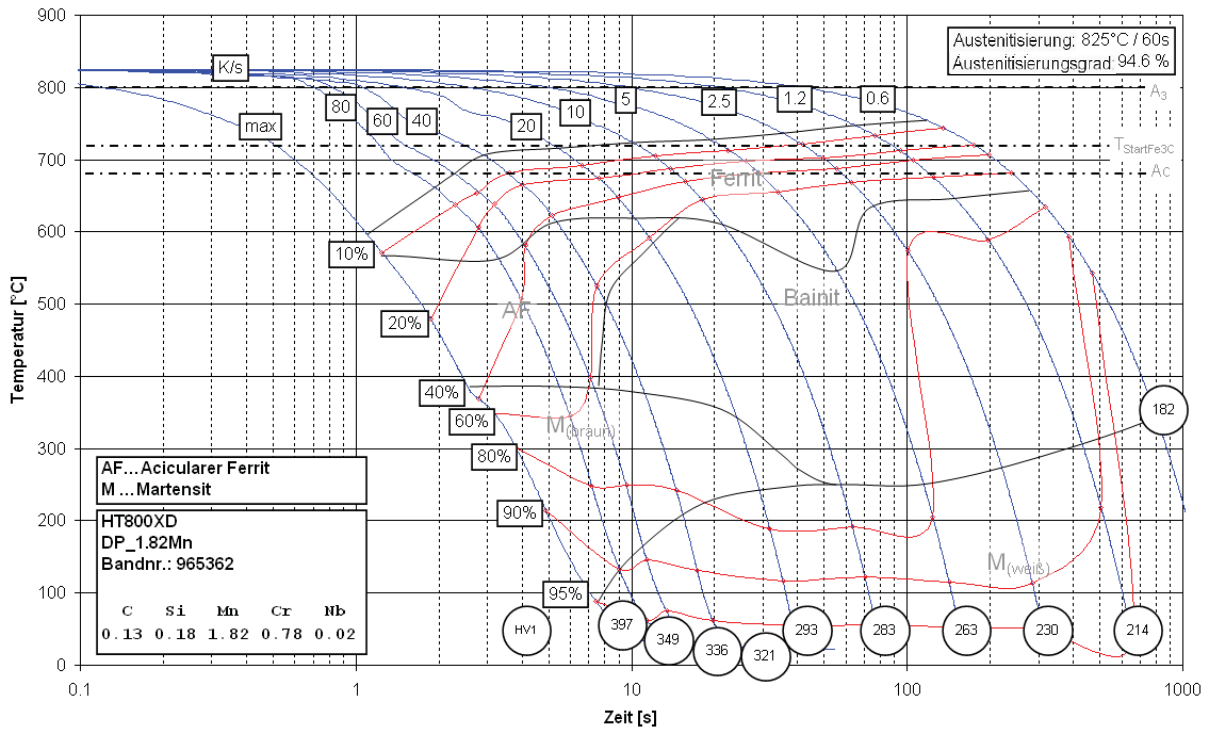


Abb. 9.13: Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild des DP_1.82Mn bei 825°C Glüh­temperatur (Austenitisierungsgrad: 94.6%)

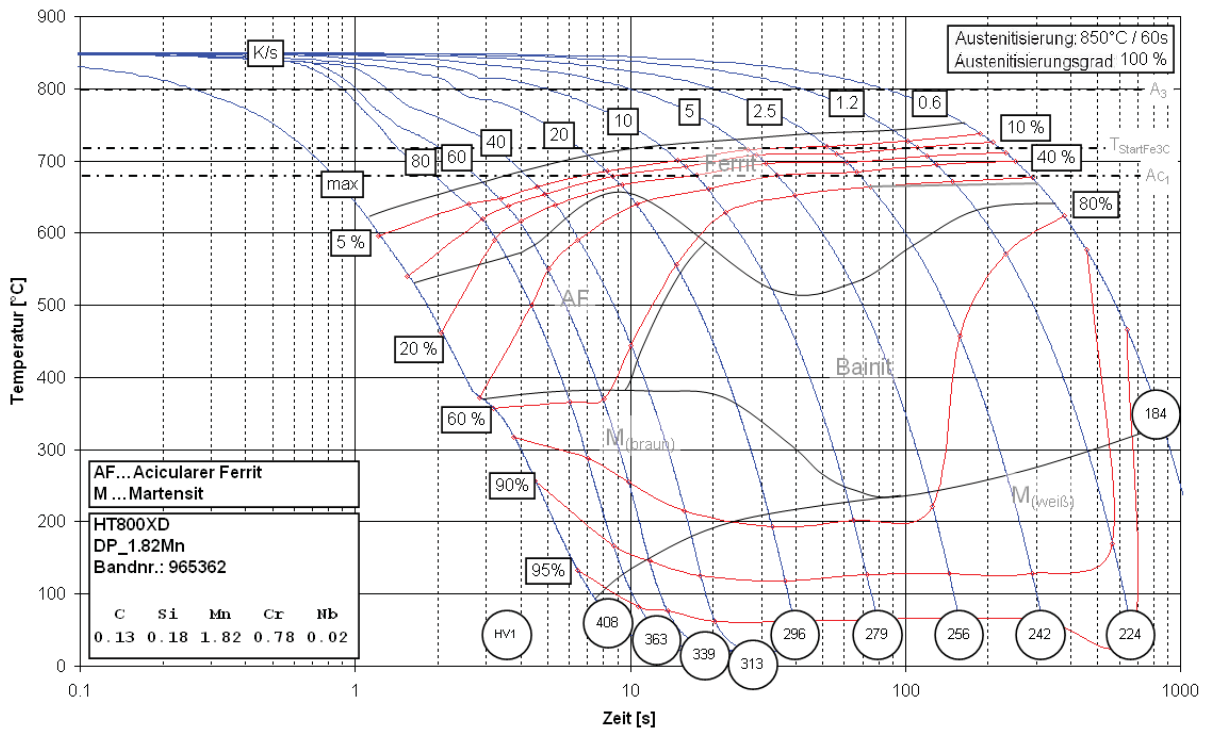


Abb. 9.14: Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild des DP_1.82Mn bei 850°C Glüh­temperatur (Austenitisierungsgrad: 100%)

Abb. 9.15 zeigt das Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild der chromreduzierten Variante des DP_2.39Mn_0.77Cr bei 800°C und 60s Haltezeit. Bei dieser Temperatur tritt ein Austenitisierungsgrad von 84.6% auf. Bei Abkühlraten zwischen 1.2 K/s und 40K/s werden erhebliche Mengen an Ferrit gebildet (> 60%). Bei geringeren Abkühlraten als 2.5K/s kommt es zum Auftreten von Perlit. Bei Abkühlraten über 20K/s bildet sich acircularer Ferrit.

Bei Temperaturen unter etwa 330°C wird bei Abkühlraten über 40K/s niederkohliger brauner Martensit gebildet. Bei langsameren Abkühlraten und Temperaturen unter 200°C ist dagegen hoch kohlenstoffhaltiger weißer Martensit beobachtbar. Mit abnehmender Abkühlrate wird die Martensitstarttemperatur zu niedrigeren Werten verschoben.

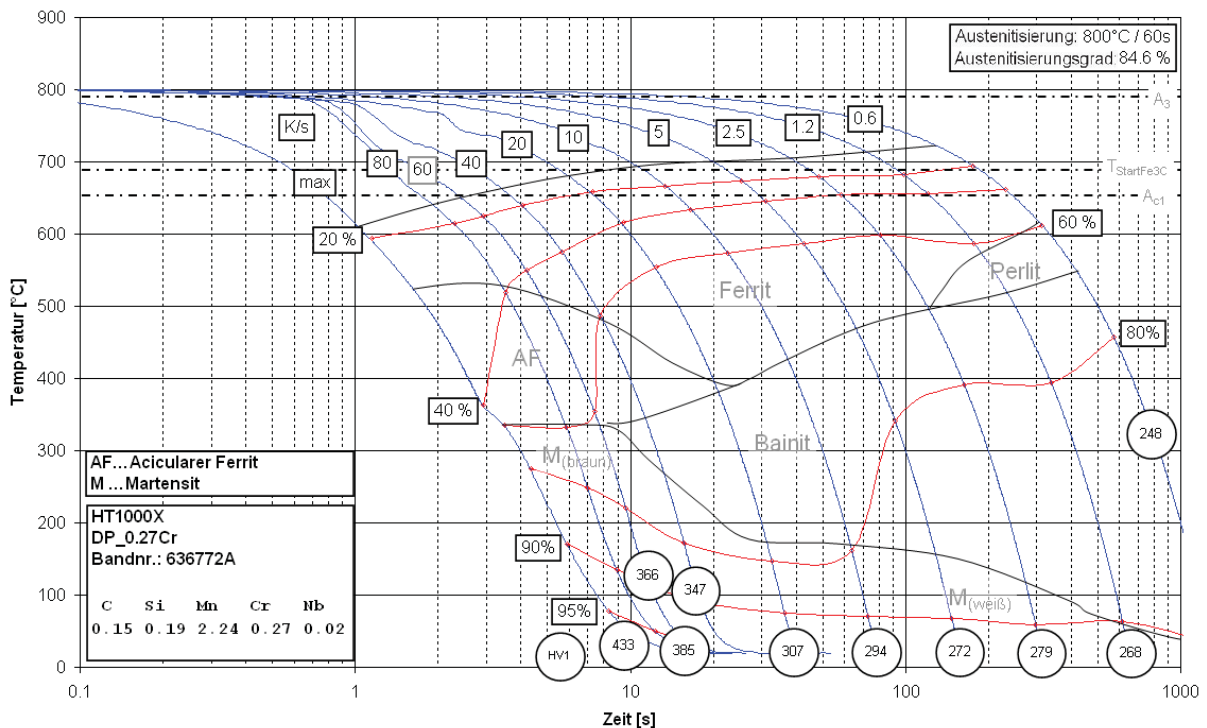


Abb. 9.15: Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild des DP_0.27Cr bei 800°C Glüh-Temperatur (Austenitisierungsgrad: 84.6%)

Die Erhöhung der Glüh-Temperatur um 25°C (Abb. 9.16) führt zu einem Austenitisierungsgrad von 97.1%. Zusätzlich wird der zuvor beschriebene Bereich zwischen 1.2 K/s und 40K/s durch den, in Richtung abnehmender Abkühlraten, zunehmenden acircularen Ferritbereich eingeschnürt. Diese Tendenz ist auch in Abb. 9.17 (Glüh-Temperatur: 850°C, Austenitisierungsgrad: 100%) erkennbar. Zusätzlich ist in Abb. 9.16 und Abb. 9.17 eine Verschiebung der Übergänge zwischen braunem und weißem Martensit in Richtung niedrigerer Abkühlraten erkennbar. Die Verläufe der Martensitstarttemperaturen weisen geringe Anstiege bei Abkühlraten unter 10K/s auf, welche wiederum auf Karbidausscheidungen hindeuten.

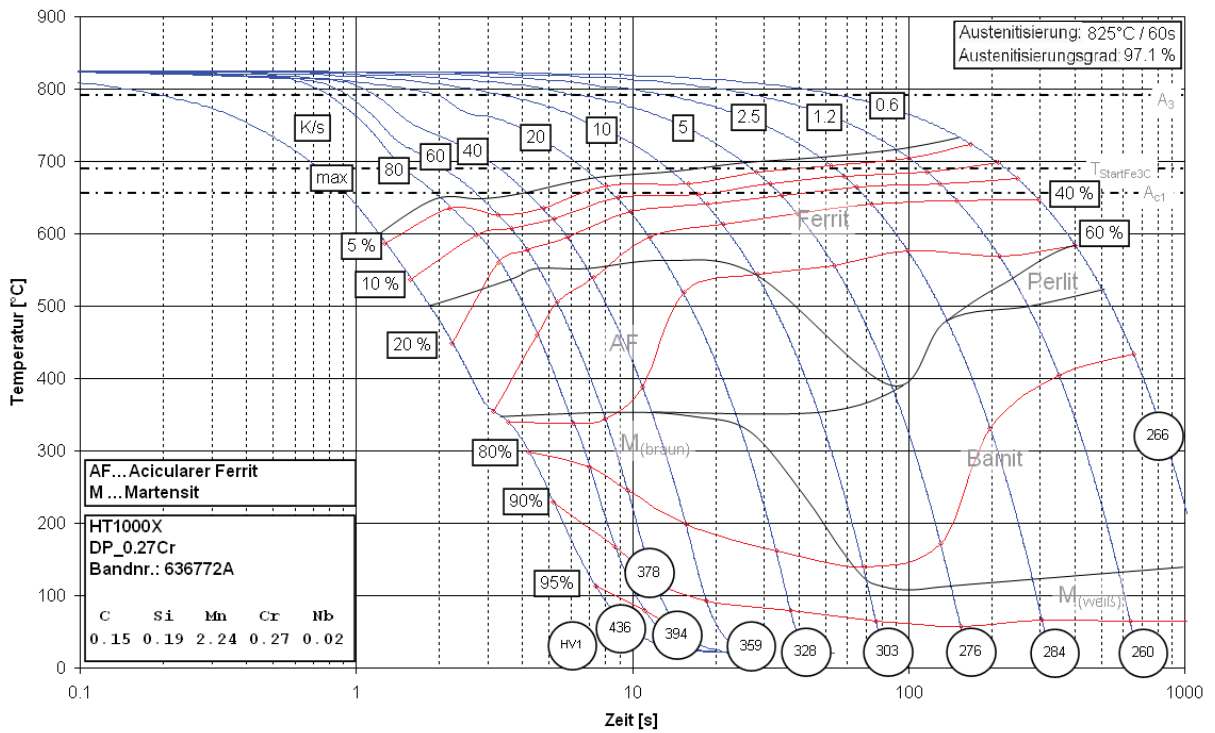


Abb. 9.16: Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild des DP_0.27Cr bei 825°C Glüh-Temperatur (Austenitierungsgrad: 97.1%)

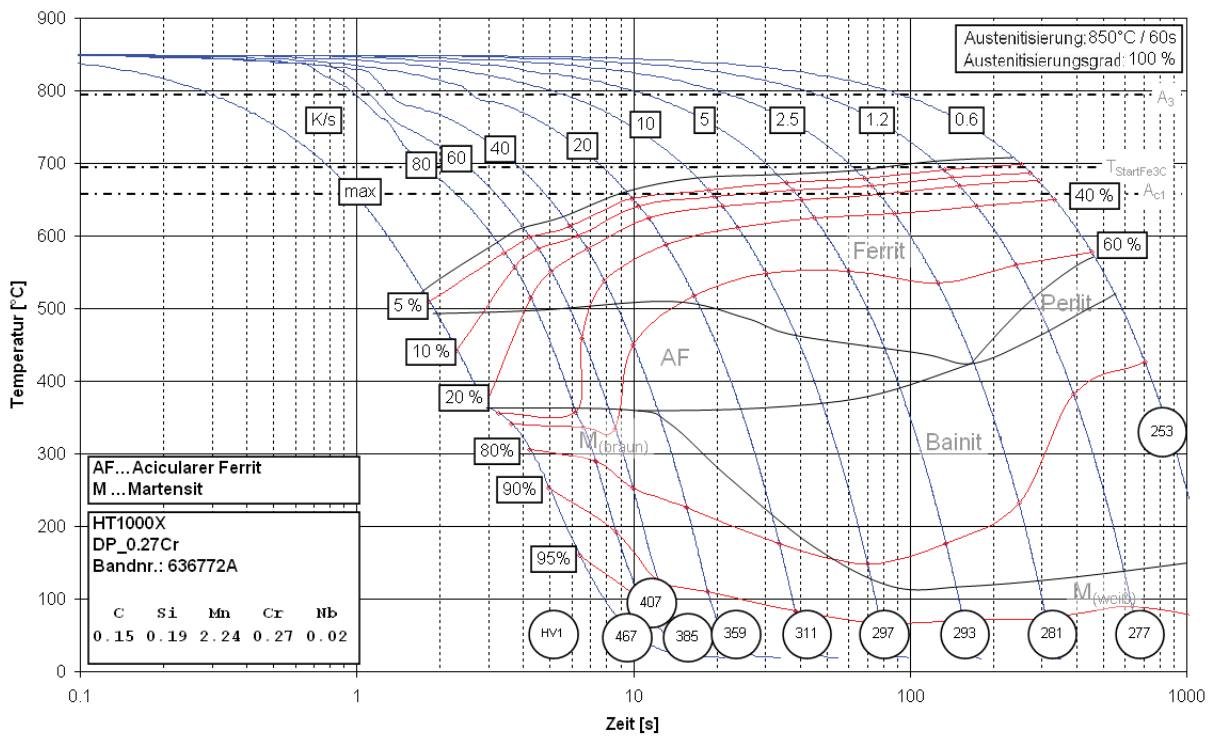


Abb. 9.17: Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild des DP_0.27Cr bei 850°C Glüh-Temperatur (Austenitierungsgrad: 100%)

9.3.6 Ergebnisse aus Dilatometermessungen mit isothermer Haltephase

Zur Charakterisierung der Umwandlungskinetik werden die Umwandlungskurven, wie im Kapitel 9.3.2 beschrieben, ermittelt. Zusätzlich wird jener Mengenanteil ermittelt, der bereits vor dem Erreichen der Haltetemperatur umgewandelt wird. Eine Erhöhung der Abkühlrate von 5K/s auf 50K/s führt dabei zu einer Verringerung der bereits vor Erreichen der Haltetemperatur umgewandelten Mengen. Dieses bei allen Legierungsvarianten gefundene Phänomen ist in Abb. 9.18 für DP_2.39Mn_0.77Cr bei der Glühtemperatur 850°C dargestellt.

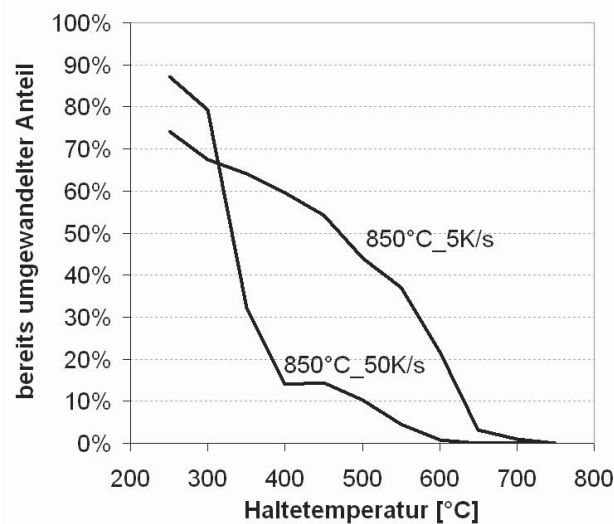
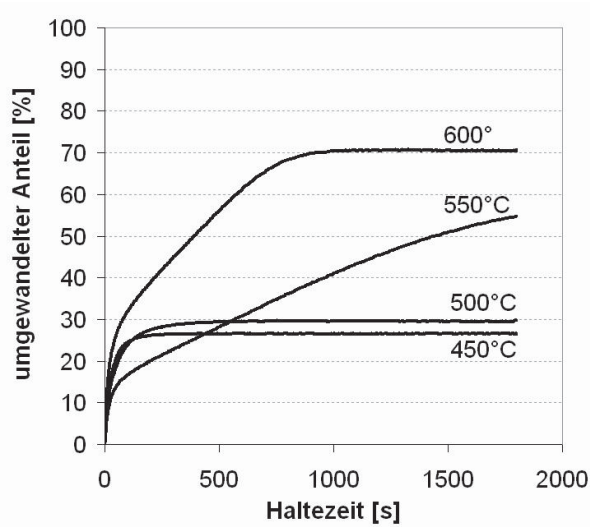


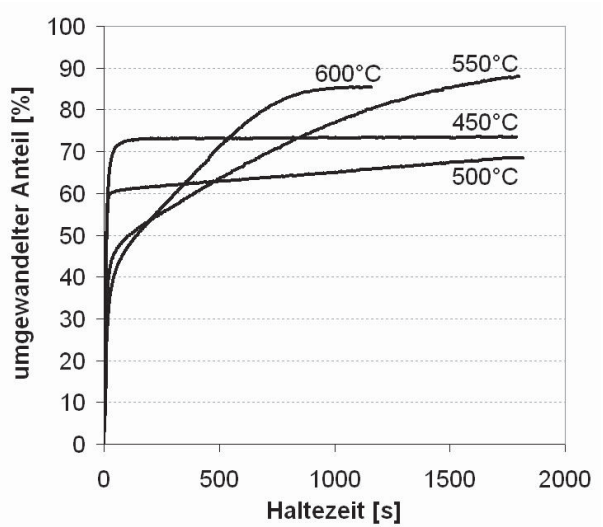
Abb. 9.18: Einfluss der Abkühlrate auf die umgewandelte Menge bis zum Erreichen der Haltephase (DP_2.39Mn_0.77Cr)

In Abb. 9.19 sind die Umwandlungskurven im interessanten Temperaturbereich für die Bainitbildung (600°C – 450°C) der Legierungsvariante DP_2.39Mn_0.77Cr dargestellt. Wie beobachtet werden kann, resultieren tendenziell aus niedrigeren Haltetemperaturen geringere Umwandlungsmengen. Eine Senkung der Glühtemperatur von 850°C auf 800°C führt ebenfalls zu einer Reduktion der während der Haltephase umgewandelten Mengen, obwohl die Umwandlungskinetik gleich bleibt.

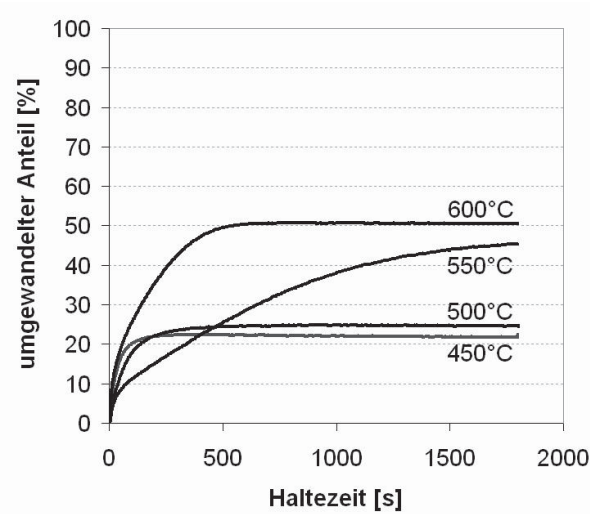
Glühtemperatur: 850°C
Abkühlrate zur Haltetemperatur: 5 K/s



Glühtemperatur: 850°C
Abkühlrate zur Haltetemperatur: 50 K/s



Glühtemperatur: 800°C
Abkühlrate zur Haltetemperatur: 5 K/s



Glühtemperatur: 800°C
Abkühlrate zur Haltetemperatur: 50 K/s

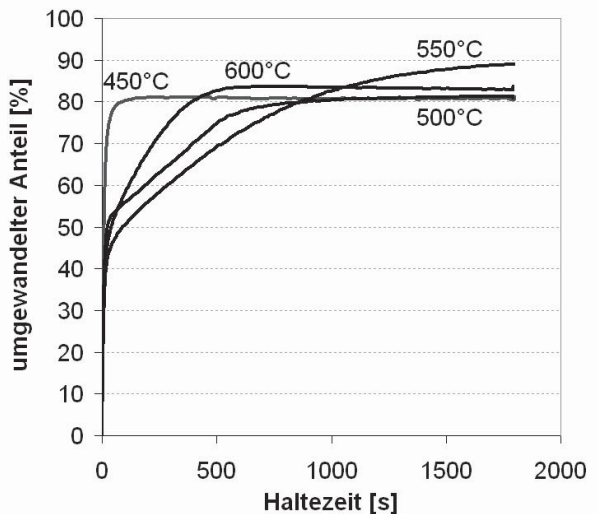


Abb. 9.19: Umwandlungskurven des DP_2.39Mn_0.77Cr bei unterschiedlichen Glühtemperaturen und Abkühlraten

Diese am DP_2.39Mn_0.77Cr gezeigte Untersuchungsroutine (Abb. 9.19) wurde auch an den anderen Legierungsvarianten durchgeführt. Die Trends bezüglich der Mengenentwicklung in Abhängigkeit der Glühtemperatur bzw. die Zunahme der Geschwindigkeit der Kinetik durch eine zunehmende Abkühlrate sind bei allen Legierungsvarianten ersichtlich.

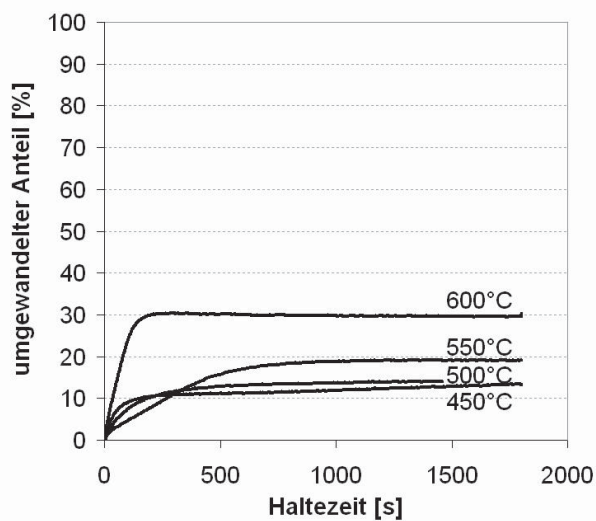
Auffallend ist jedoch das Auftreten eines geänderten Kurventypus im Temperaturbereich zwischen 450°C bis 600°C, wobei dies besonders bei geringen Abkühlraten und hohen Glühtemperaturen beobachtet werden kann.

Wie in Abb. 9.20 zu sehen ist, ist dieses Phänomen auch bei DP_1.82Mn und DP_0.27Cr vorhanden.

DP_1.82Mn

Glüh Temperatur: 850°C

Abkühlrate zur Haltezeit: 5 K/s



DP_0.27Cr

Glüh Temperatur: 850°C

Abkühlrate zur Haltezeit: 5 K/s

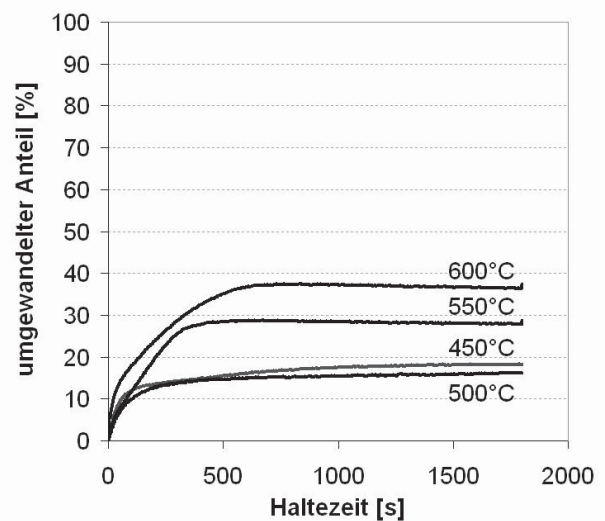


Abb. 9.20: Auszug aus den Umwandlungskurven des DP_1.82Mn und DP_0.27Cr

Vergleicht man dazu die kohlenstoffreduzierten Varianten (Abb. 9.21), so kann eine deutliche Veränderung im Umwandlungsverhalten beobachtet werden. Sowohl in der Umwandlungsmenge während der Haltephase als auch bei der Kurvenform macht sich der starke Einfluss von Kohlenstoff auf die Umwandlung bemerkbar.

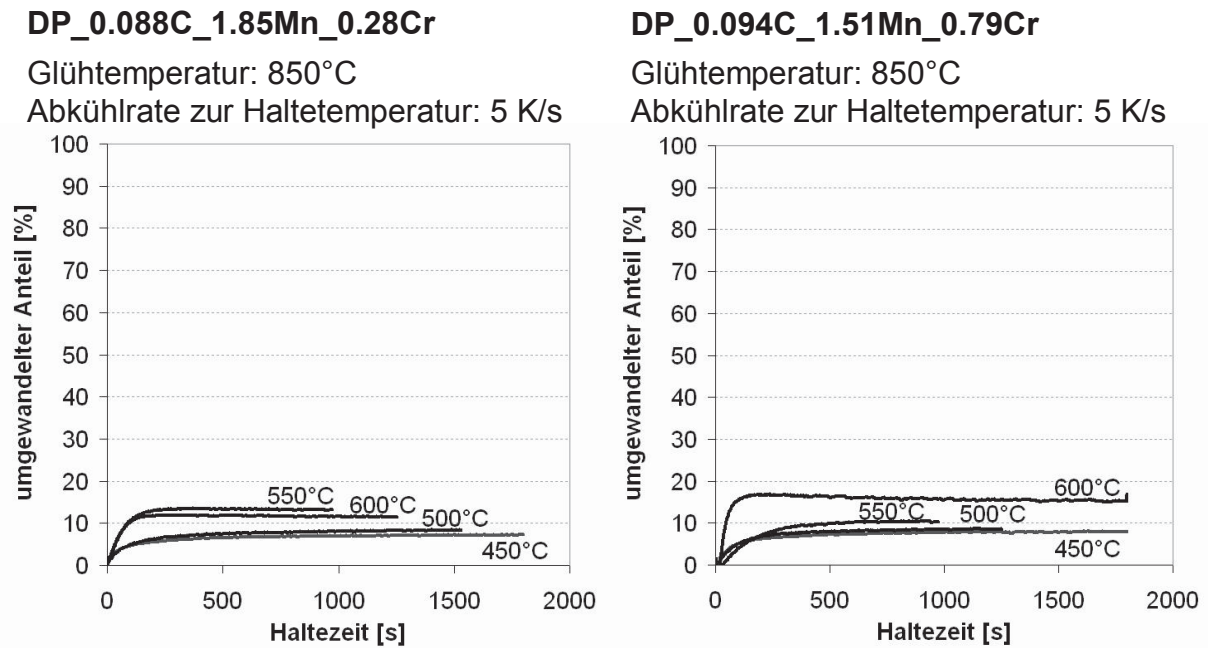


Abb. 9.21: Auszug aus den Umwandlungskurven des DP_0.088C_1.85Mn_0.28Cr und DP_0.094C_1.51Mn_0.79Cr

Eine mathematische Beschreibung der Kurven zeigt, dass der im Temperaturbereich zwischen 450°C bis 600°C auftretende Kurventypus nicht durch einen konventionellen Avrami-Ansatz beschreibbar ist, obwohl diffusionsgesteuerte Umwandlungen diesem in der Regel folgen. Erst durch den Versuch einer Überlagerung von zwei zeitlich gegeneinander verschobenen Avrami-Kurven konnten gute Ergebnisse erzielt werden. Somit ist die Form der Umwandlungskurve durch das Auftreten von zwei, durch eine Inkubationszeit verschobenen, Umwandlungen begründbar.

Für diese zweistufige Umwandlung hat sich folgender Ansatz als besonders geeignet erwiesen:

$$y = A_1 * (1 - \exp(-(k_1 * (x))^{d_1})) + A_2 * (1 - \exp(-(k_2 * (x - x_c))^{d_2})) \quad (9.5)$$

Dabei sind A_1 und A_2 multiplikative Konstanten, durch welche kleinere Werte als 1 realisiert werden können. k_1 und k_2 beschreiben die Steigungen der Avrami-Kurven, d_1 und d_2 werden als Avrami-Exponenten bezeichnet. Der Term $(x - x_c)$ ermöglicht die Beschreibung der Inkubationszeit des zweiten, zeitlich später stattfindenden Umwandlungsmechanismus. Dies ist in Abb. 9.22 ersichtlich. Zur besseren Veranschaulichung wurden die zwei Avrami-Kurven getrennt aufgetragen und als „Avrami 1“ und „Avrami 2“ bezeichnet. Die Summe dieser zwei Kurven wird weiters als Summenkurve bezeichnet. Diese mathematische Beschreibung wurde an allen

Legierungsvarianten durchgeführt. Da besonders das Material DP_2.39Mn_0.77Cr eine sehr starke Ausprägung der Zweistufigkeit aufweist und somit große Mengen beider Umwandlungsprodukte enthält, wird dieses Material für die Klärung des stattfindenden Umwandlungsmechanismus herangezogen.

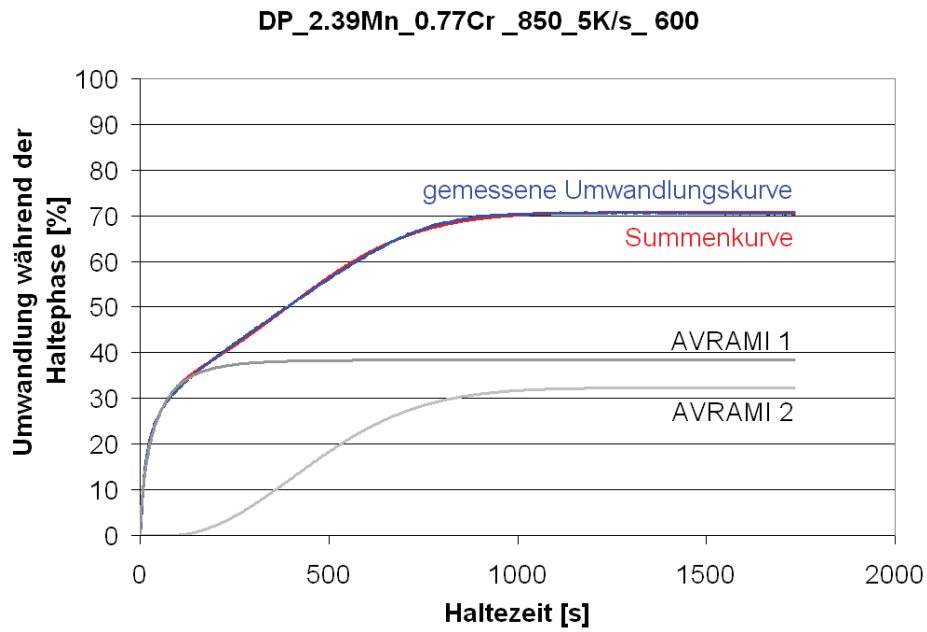


Abb. 9.22: Darstellung der mathematischen Beschreibung einer Umwandlungskurve durch geeignete Avrami-Ansätze

Abb. 9.23 - Abb. 9.27 zeigen die bei den isothermen Untersuchungen umgewandelten Phasenanteile. Dazu wurde für jede Haltetemperatur die Ferritmenge nach der Austenitisierung, der bereits vor Erreichen der Haltephase umgewandelte Anteil, die Umwandlung während der Haltephase („Avrami 1“ und „Avrami 2“), der Restaustenit und der nach der Haltephase umgewandelte Anteil ermittelt und anschließend zusammengefasst. Es ist jedoch darauf hinzuweisen, dass obwohl immer als „Avrami 1“ bzw. „Avrami 2“ bezeichnet, die hinter der Umwandlung stehenden Produkte nicht dieselben sein müssen.

Erst durch Berücksichtigung der jeweiligen Haltetemperatur und einem Vergleich mit den ZTU-Diagrammen kann eine solche Zuteilung stattfinden.

Der große Vorteil ist jedoch darin begründet, sehr schnell abschätzen zu können, welche Phänomene gemeinsam auftreten bzw. bei welcher Temperatur welche Umwandlungen zu erwarten sind.

Die nach Legierungskonzepten geordneten Darstellungen (Abb. 9.23 - Abb. 9.27) zeigen den Einfluss von unterschiedlichen Glühtemperaturen (800°C und 850°C) und unterschiedlichen Abkühlraten (5K/s und 50K/s). Die Farbzunordnung geschieht durch die beigefügte Legende. Wie aus den Abbildungen ersichtlich ist, wird der Austenitisierungsgrad mit zunehmender Glühtemperatur erhöht. Bei einer Glühtemperatur von 850°C tritt mit Ausnahme der kohlenstoffreduzierten Varianten vollständige Austenitisierung auf. Die Glühtemperaturerhöhung führt jedoch zu keiner maßgeblichen Beeinflussung der Lage und Menge der als „Avrami 1“ und „Avrami 2“ bezeichneten Phasen sowie des Restaustenits. Es zeigt sich jedoch, dass jener Phasenanteil, der nach der Haltephase umgewandelt wird, durch die Erhöhung der Glühtemperatur sowohl bei der chromreduzierten als auch bei der manganreduzierten Variante zunimmt.

Eine Erhöhung der Abkühlrate beeinflusst dagegen die „Avrami 1“-Mengen. Wie bereits in Abb. 9.18 gezeigt wurde, wird durch eine höhere Abkühlrate ein geringerer Phasenanteil bis zum Erreichen der Haltetemperatur umgewandelt.

Dadurch findet jedoch die Umwandlung bevorzugt während der Haltephase statt (Abb. 9.23 - Abb. 9.27 „Avrami 1“). Bei der Veränderung der Abkühlraten bleiben jedoch wiederum die „Avrami 2“- und Restaustenitbereiche bezüglich ihrer Lage und Mengenanteile annähernd erhalten.

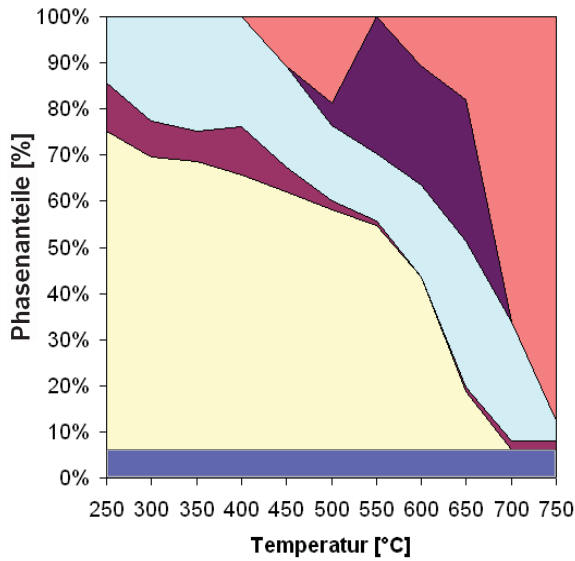
Neben diesen für alle Legierungsvarianten gefundenen Zusammenhängen treten noch legierungsspezifische Phänomene auf. Wie bereits erwähnt, zeigt DP_2.39Mn_0.77Cr ein massives Auftreten einer zweiten Umwandlung unterhalb von 600°C. Zusätzlich kann in Abb. 9.23 beobachtet werden, dass die „Avrami 1“-Menge mit zunehmender Kühlrate zunimmt, wogegen die mit „Avrami 2“ bezeichnete Phasemenge beinahe konstant bleibt und das obwohl Glühtemperatur und Kühlrate verändert werden. Diese Konstanz der zweiten Phase kann jedoch bei den anderen Legierungsvarianten nicht mehr beobachtet werden.

Die Mengenverhältnisse des Restaustenits korrelieren mit dem Auftreten der mit „Avrami 2“ bezeichneten Phase. So zeigt die Legierungsvariante DP_1.82Mn in Abb. 9.24 eine deutliche Zunahme der Restaustenitmenge beim Auftreten dieser Phase, wogegen bei der Chromvariante DP_0.27Cr in Abb. 9.25 sowie bei DP_2.39Mn_0.77Cr (Abb. 9.23) genau das Gegenteil auftritt. Ein solcher Zusammenhang zwischen zweiter Phase und Restaustenit kann bei den kohlenstoffreduzierten Legierungen (Abb. 9.26 und Abb. 9.27) nicht beobachtet werden, da dort einerseits keine bzw. nur marginale Restaustenitmengen beobachtet werden können und andererseits kein Hinweis auf das Auftreten einer zweiten Phase zu finden ist.

DP_2.39Mn_0.77Cr

Glühtemperatur: 800°C

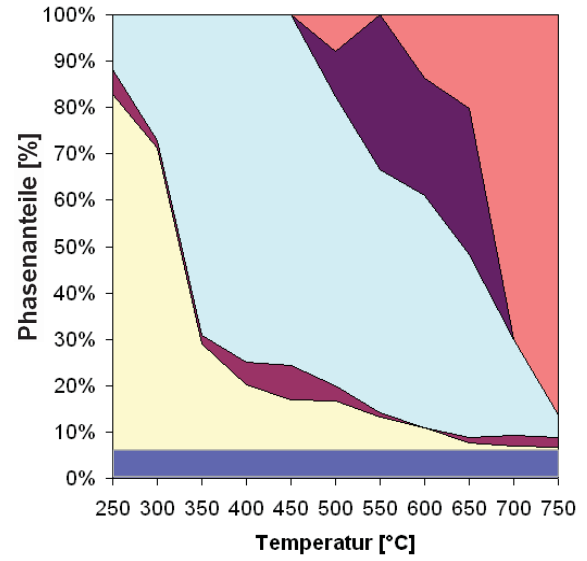
Abkühlrate zur Haltetemperatur: 5 K/s



DP_2.39Mn_0.77Cr

Glühtemperatur: 800°C

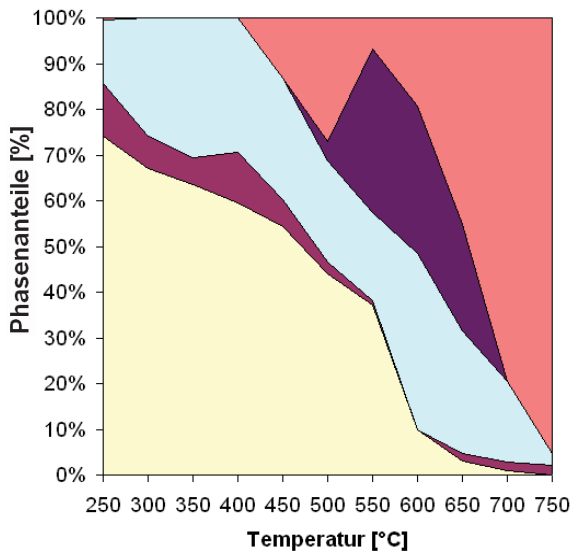
Abkühlrate zur Haltetemperatur: 50 K/s



DP_2.39Mn_0.77Cr

Glühtemperatur: 850°C

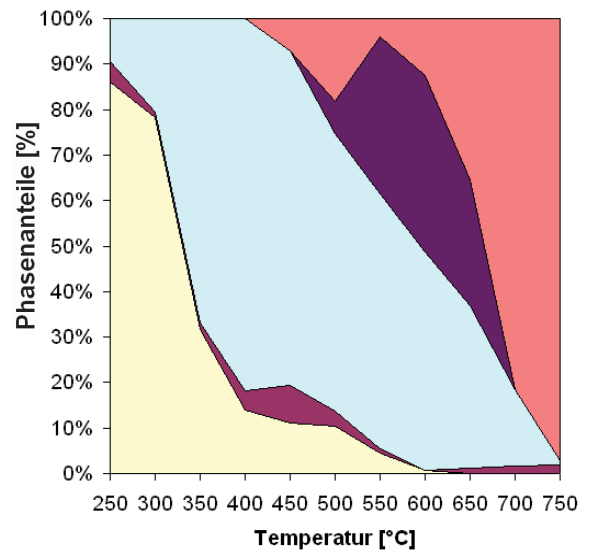
Abkühlrate zur Haltetemperatur: 5 K/s



DP_2.39Mn_0.77Cr

Glühtemperatur: 850°C

Abkühlrate zur Haltetemperatur: 50 K/s



■ Restferrit

■ Restaustenit

■ Umwandlung in der Haltephase (Avrami 2)

■ Bereits umgewandelt

■ Umwandlung in der Haltephase (Avrami 1)

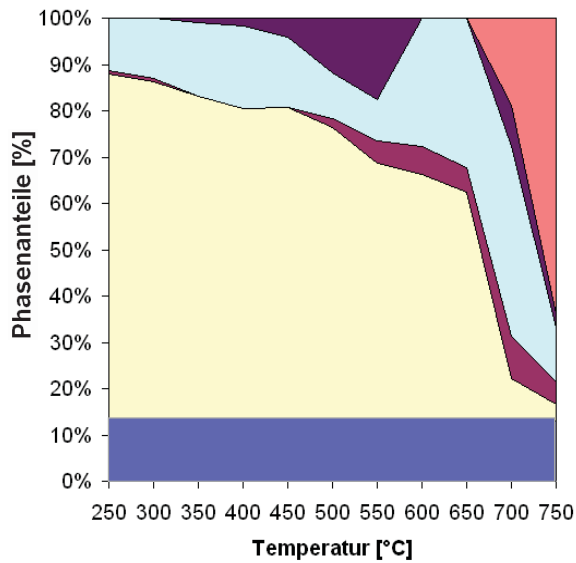
■ Nach Haltephase umgewandelt

Abb. 9.23: Übersicht des Umwandlungsverhaltens von DP_2.39Mn_0.77Cr

DP_1.82Mn

Glühtemperatur: 800°C

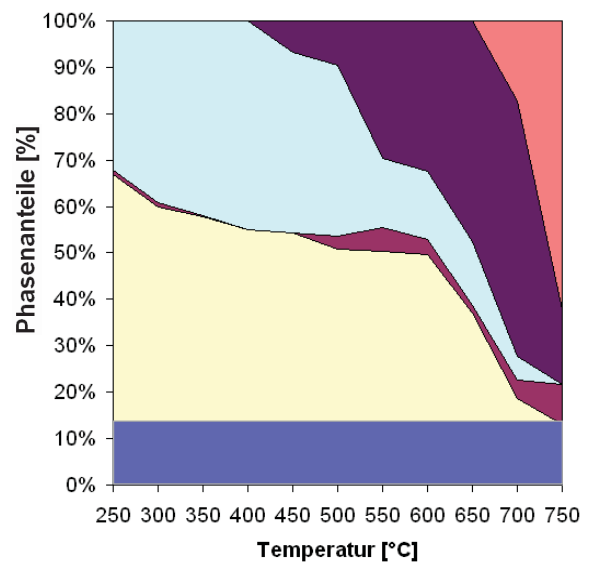
Abkühlrate zur Haltephase: 5 K/s



DP_1.82Mn

Glühtemperatur: 800°C

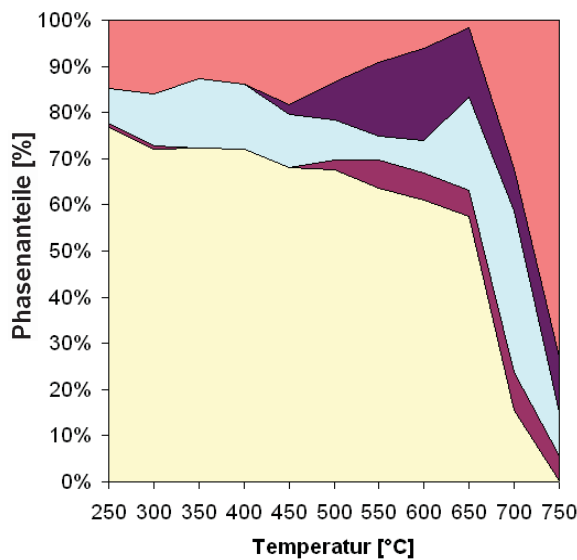
Abkühlrate zur Haltephase: 50 K/s



DP_1.82Mn

Glühtemperatur: 850°C

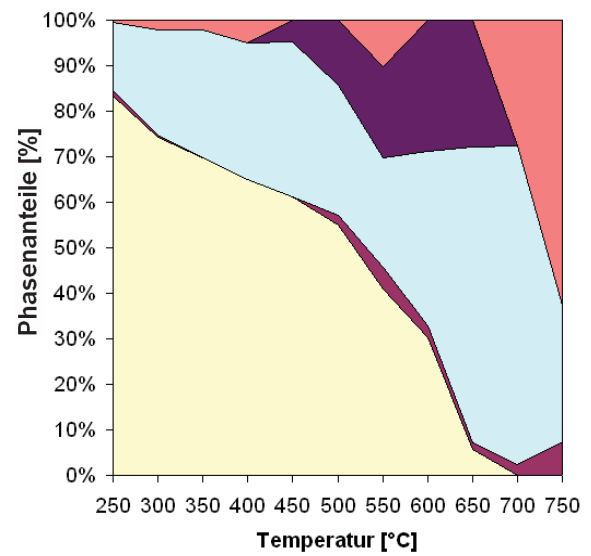
Abkühlrate zur Haltephase: 5 K/s



DP_1.82Mn

Glühtemperatur: 850°C

Abkühlrate zur Haltephase: 50 K/s



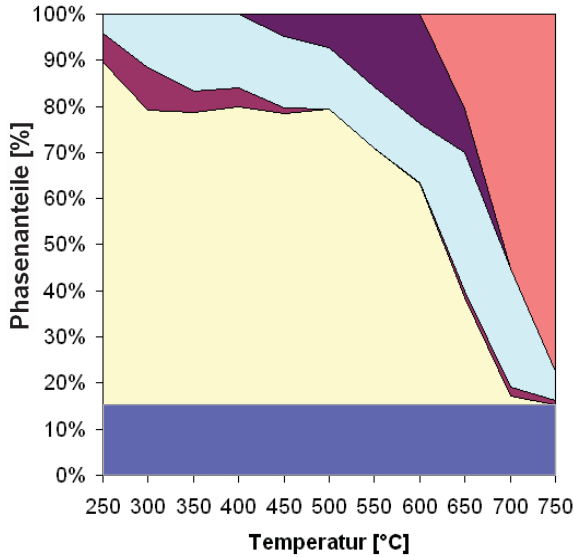
- Restferrit
 - Restaustenit
 - Umwandlung in der Haltephase (Avrami 2)
- Bereits umgewandelt
 - Umwandlung in der Haltephase (Avrami 1)
 - Nach Haltephase umgewandelt

Abb. 9.24: Übersicht des Umwandlungsverhaltens von DP_1.82Mn

DP_0.27Cr

Glühtemperatur: 800°C

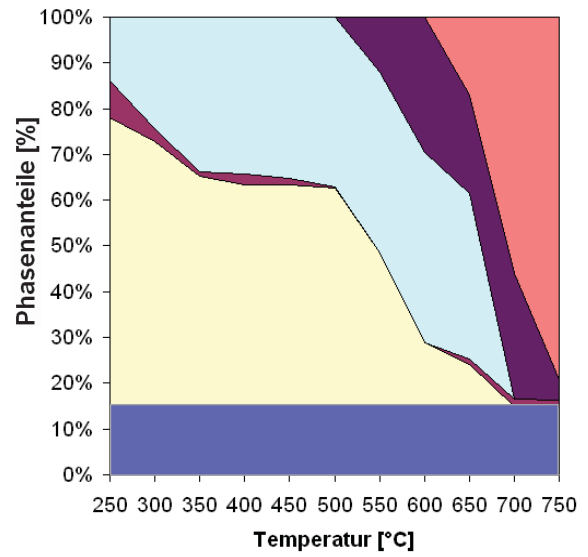
Abkühlrate zur Haltetemperatur: 5 K/s



DP_0.27Cr

Glühtemperatur: 800°C

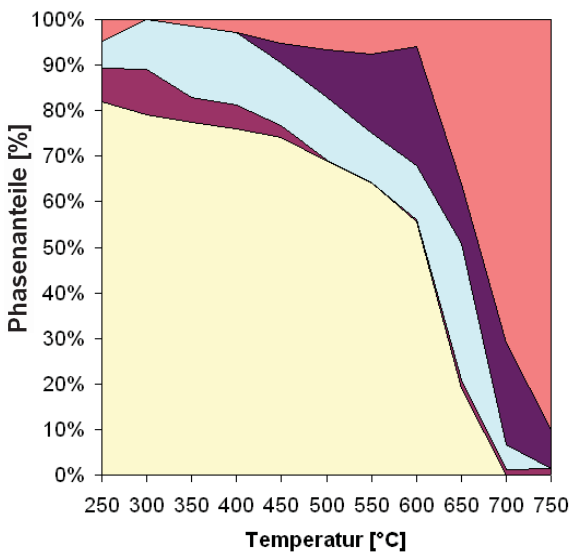
Abkühlrate zur Haltetemperatur: 50 K/s



DP_0.27Cr

Glühtemperatur: 850°C

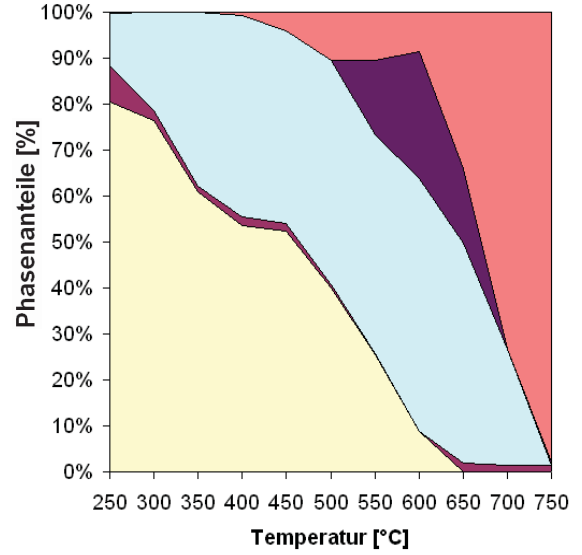
Abkühlrate zur Haltetemperatur: 5 K/s



DP_0.27Cr

Glühtemperatur: 850°C

Abkühlrate zur Haltetemperatur: 50 K/s



■ Restferrit

■ Bereits umgewandelt

■ Restaustenit

■ Umwandlung in der Haltephase (Avrami 1)

■ Umwandlung in der Haltephase (Avrami 2)

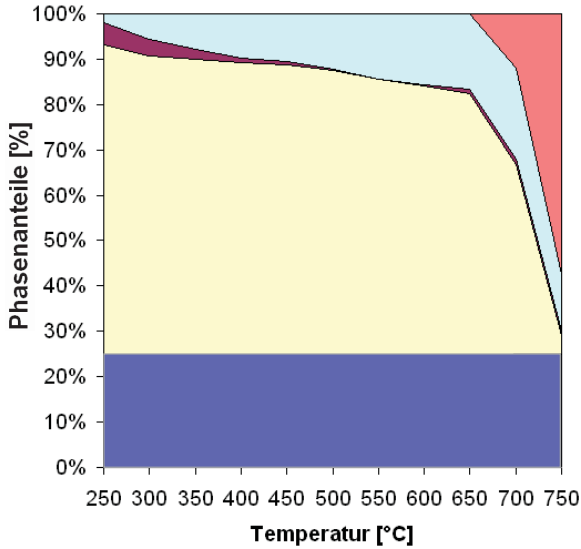
■ Nach Haltephase umgewandelt

Abb. 9.25: Übersicht des Umwandlungsverhaltens von DP_0.27Cr

DP_0.088C_1.85Mn_0.28Cr

Glühtemperatur: 800°C

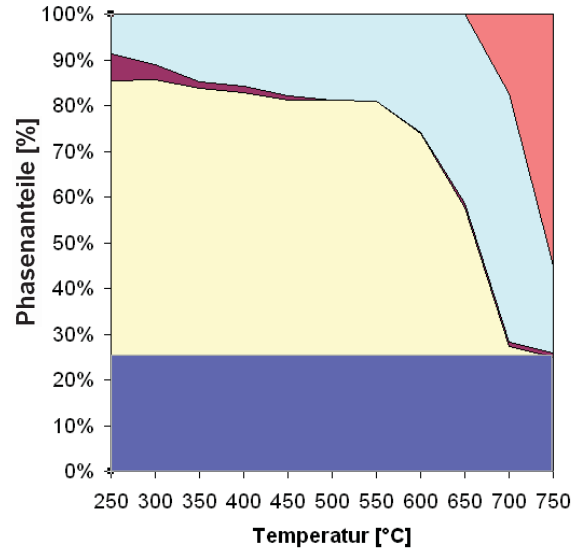
Abkühlrate zur Haltetemperatur: 5 K/s



DP_0.088C_1.85Mn_0.28Cr

Glühtemperatur: 800°C

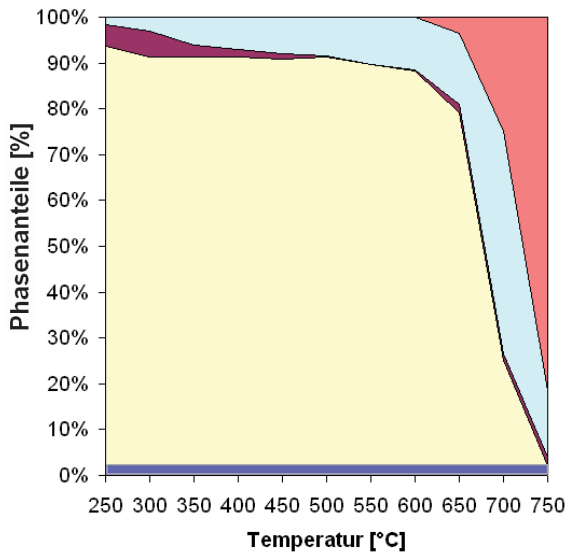
Abkühlrate zur Haltetemperatur: 50 K/s



DP_0.088C_1.85Mn_0.28Cr

Glühtemperatur: 850°C

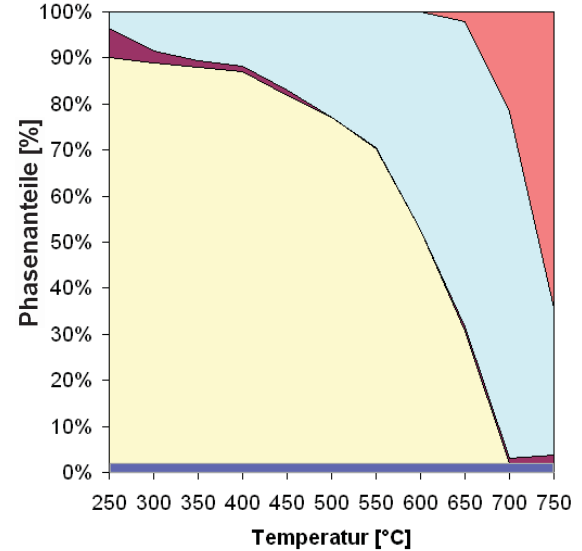
Abkühlrate zur Haltetemperatur: 5 K/s



DP_0.088C_1.85Mn_0.28Cr

Glühtemperatur: 850°C

Abkühlrate zur Haltetemperatur: 50 K/s



■ Restferrit

■ Bereits umgewandelt

■ Restaustenit

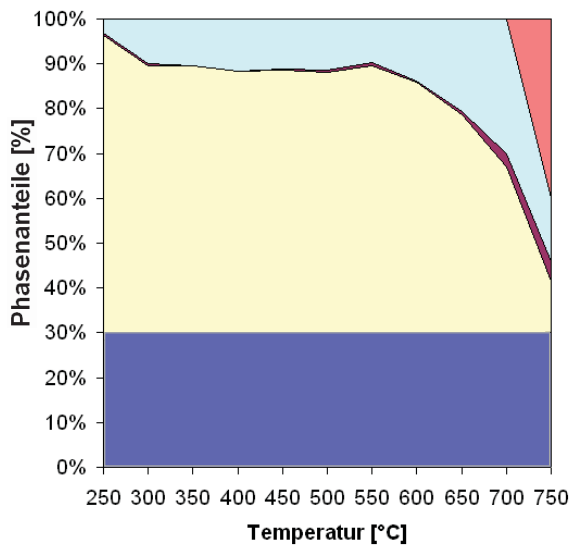
■ Umwandlung in der Haltephase (Avrami 1)

■ Umwandlung in der Haltephase (Avrami 2)

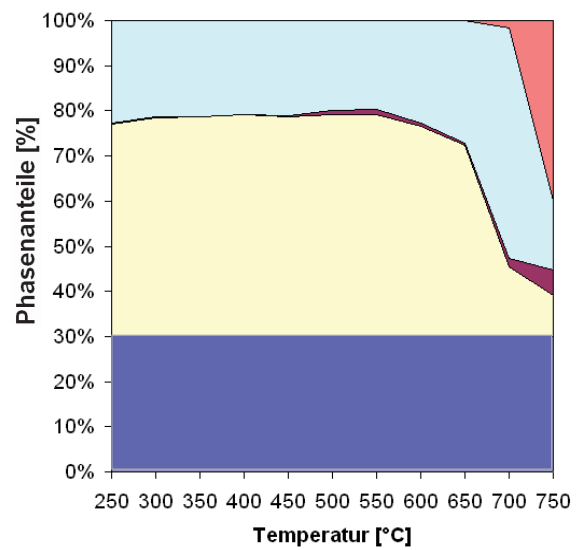
■ Nach Haltephase umgewandelt

Abb. 9.26: Übersicht des Umwandlungsverhaltens von DP_0.088C_1.85Mn_0.28Cr

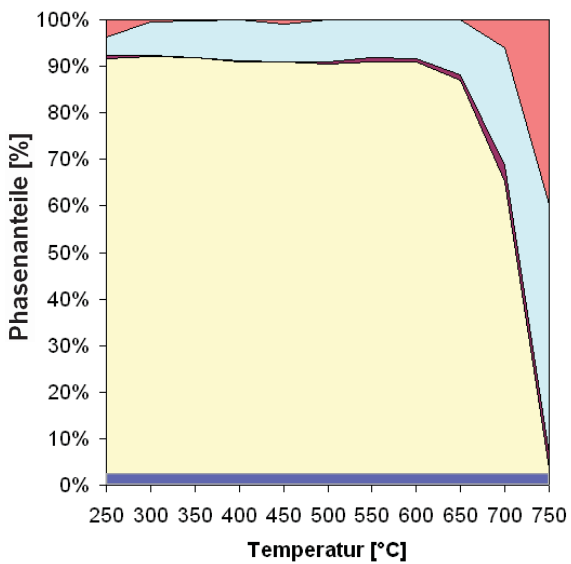
DP_0.094C_1.51Mn_0.79Cr
 Glüh Temperatur: 800°C
 Abkühlrate zur Haltetemperatur: 5 K/s



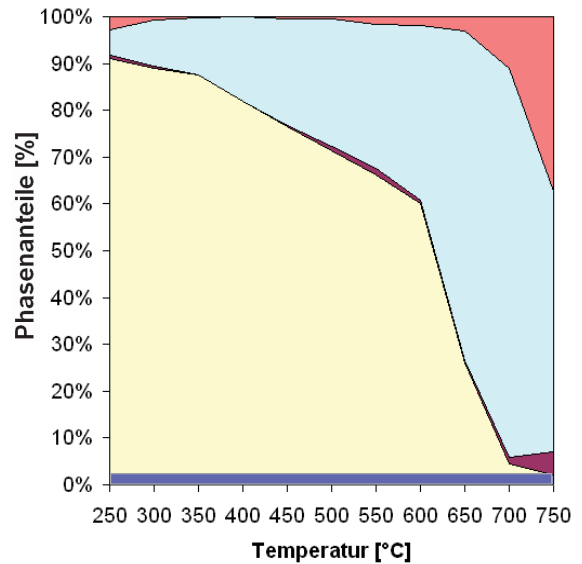
DP_0.094C_1.51Mn_0.79Cr
 Glüh Temperatur: 800°C
 Abkühlrate zur Haltetemperatur: 50 K/s



DP_0.094C_1.51Mn_0.79Cr
 Glüh Temperatur: 850°C
 Abkühlrate zur Haltetemperatur: 5 K/s



DP_0.094C_1.51Mn_0.79Cr
 Glüh Temperatur: 850°C
 Abkühlrate zur Haltetemperatur: 50 K/s



- Restferrit
 - Restaustenit
 - Umwandlung in der Haltephase (Avrami 2)
- Bereits umgewandelt
 - Umwandlung in der Haltephase (Avrami 1)
 - Nach Haltephase umgewandelt

Abb. 9.27: Übersicht des Umwandlungsverhaltens von DP_0.094C_1.51Mn_0.77Cr

Um neben den Phasenmengen ebenfalls Aufschlüsse über den Einfluss von Chrom und Mangan auf die Kinetik der Bainitbildung erlangen zu können, sind in Abb. 9.28 (DP_2.39Mn_0.77Cr), Abb. 9.29 (DP_1.82Mn) und Abb. 9.30 (DP_0.27Cr) die dafür notwendigen Umwandlungskurven für 450°C, 500°C, 550°C und 600°C Haltetemperatur abgebildet. Die höchstlegierte Variante DP_2.39Mn_0.77Cr (Abb. 9.28) zeigt dabei das Auftreten der als „Avrami 2“ bezeichneten Phase bei 500°C nach einer Inkubationszeit von 500s, welche sich durch Erhöhung der Haltetemperatur zu kürzeren Zeiten verschiebt.

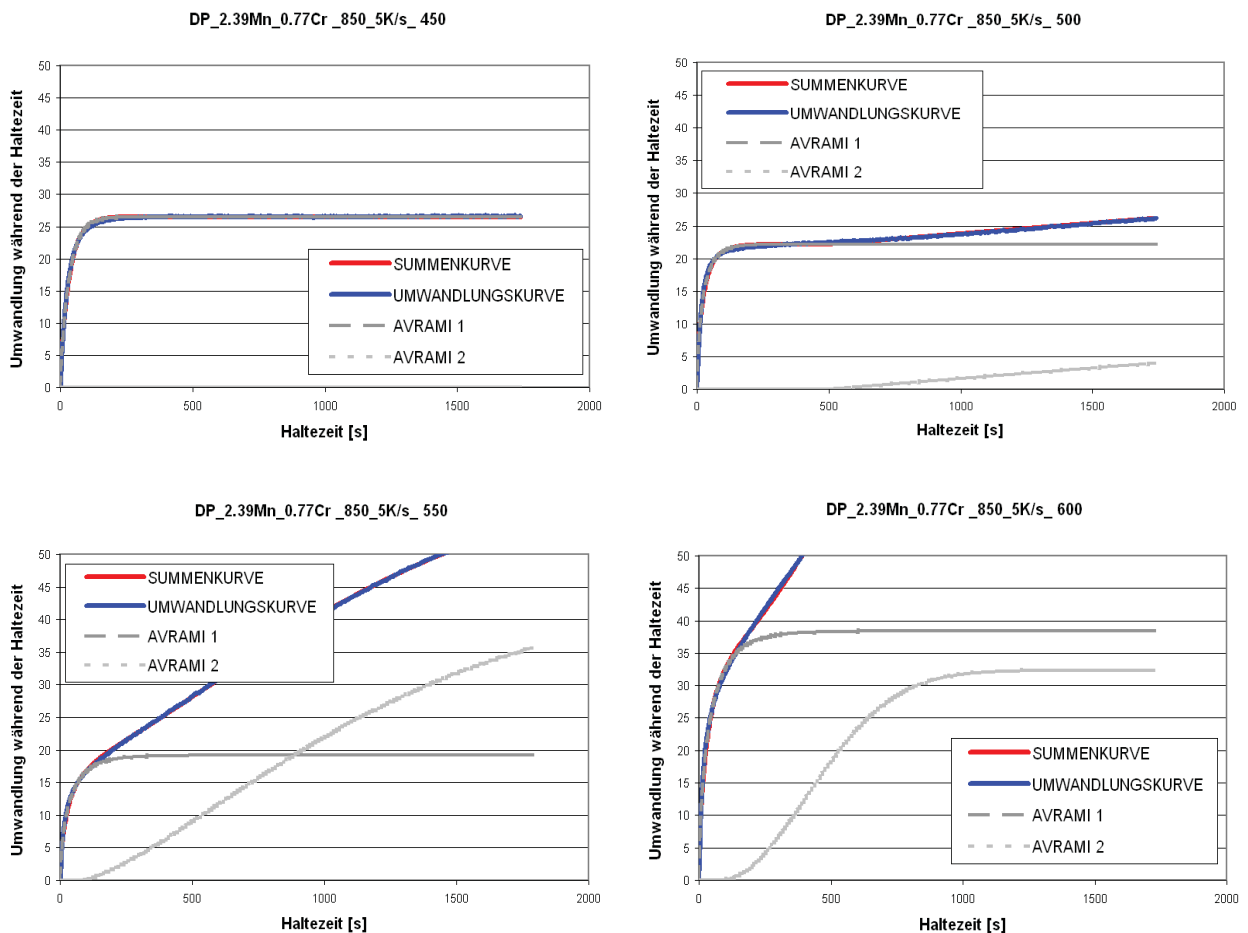


Abb. 9.28: DP_2.39Mn_0.77Cr: Mathematische Beschreibung der Zweistufigkeit durch Auftragung der Umwandlungsmenge über der Haltezeit bei 450°C, 500°C, 550°C und 600°C

Dieses Auftreten der „Avrami 2“-Phase ist bei der manganreduzierten Variante DP_1.82Mn (Abb. 9.29) bereits bei 450°C bei einer Inkubationszeit von 600s beobachtbar. Auch DP_0.27Cr (Abb. 9.30) zeigt das Auftreten dieser Phase bei 450°C. Die Inkubationszeit ist jedoch bei der chromreduzierten Variante um 400s kürzer als jene des DP_1.82Mn. Der Trend der kürzeren Inkubationszeit bei zunehmender Haltetemperatur bleibt jedoch weiterhin erhalten.

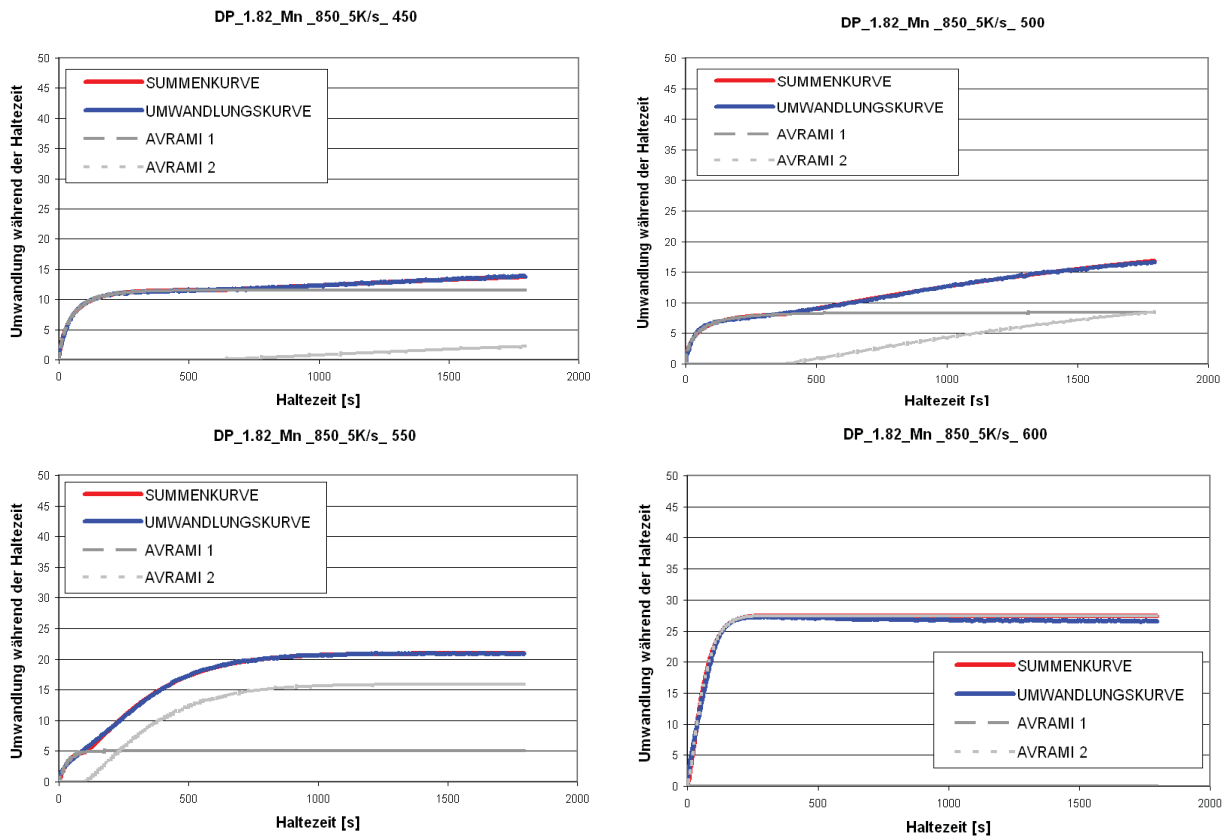


Abb. 9.29: DP_1.82Mn: Mathematische Beschreibung der Zweistufigkeit durch Auftragung der Umwandlungsmenge über der Haltezeit bei 450°C, 500°C, 550°C und 600°C

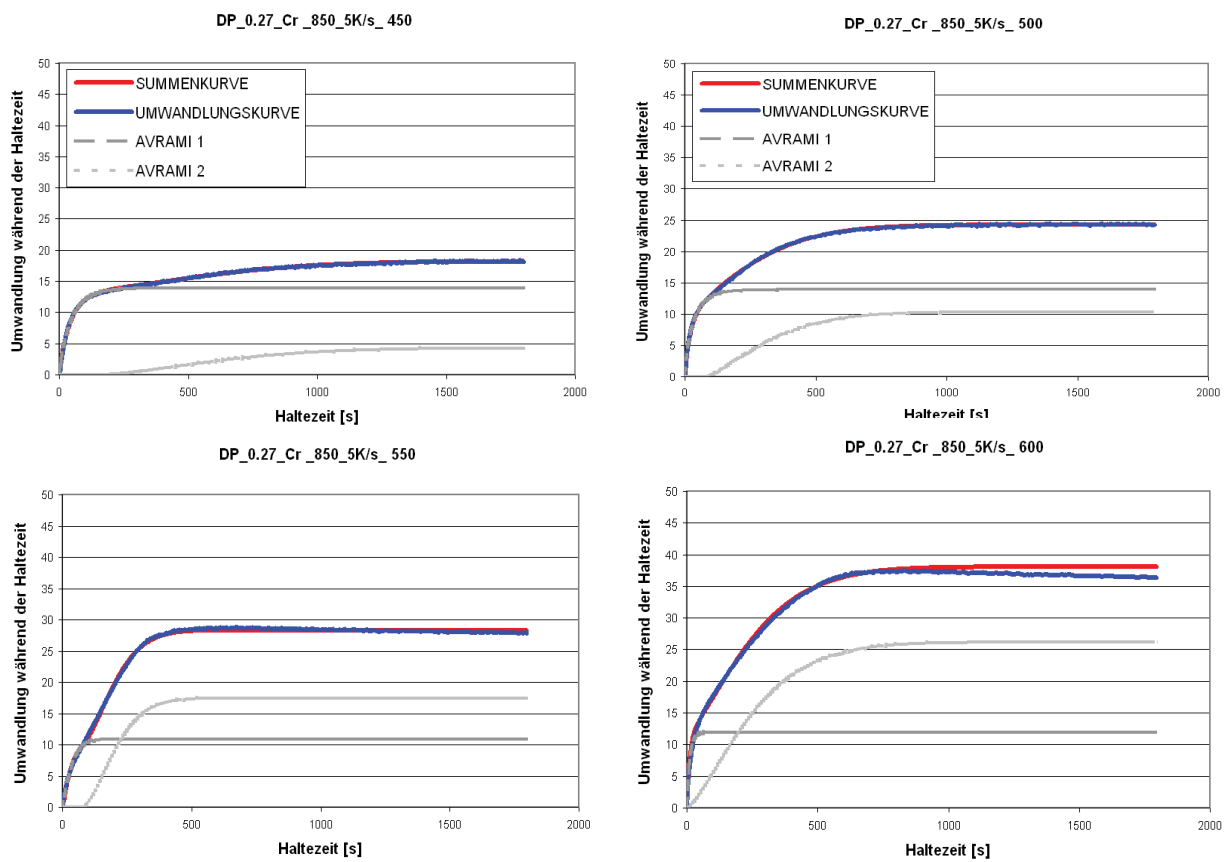


Abb. 9.30: DP_0.27Cr: Mathematische Beschreibung der Zweistufigkeit durch Auftragung der Umwandlungsmenge über der Haltezeit bei 450°C, 500°C, 550°C und 600°C

9.4 Charakterisierung der Zweistufigkeit

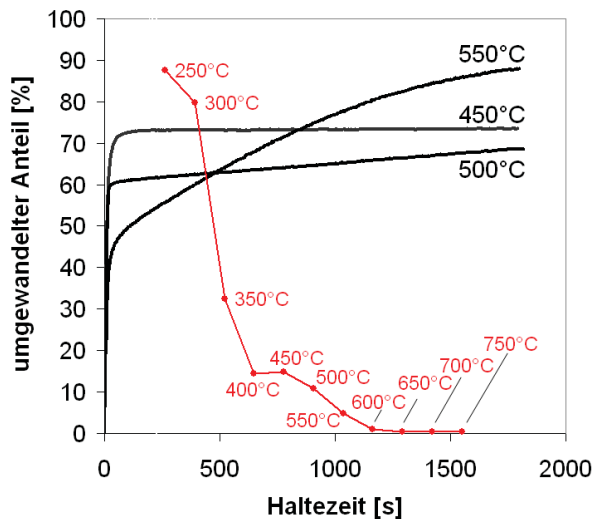
Wie aus der mathematischen Beschreibung der Umwandlungskurven ersichtlich ist, können zwischen 450°C bis 600°C zwei durch eine Inkubationszeit verschobene Phasenumwandlungen beobachtet werden. Diese deuten hinsichtlich Temperaturbereich und Umwandlungsverhalten auf einen Bainitbildungsprozess hin. Glühungen am MULTIPAS ermöglichen eine Simulation der zeitlichen Entwicklung des Gefüges, wodurch das Umwandlungsverhalten weiter charakterisierbar wird.

Die Abb. 9.31 zeigt die zu den Gefügebildern (Abb. 9.32 – Abb. 9.35) gehörenden isothermen Umwandlungskurven des DP_2.39Mn_0.77Cr. Die rote Linie entspricht dabei dem vor Erreichen der Haltetemperatur bereits umgewandelten Phasenanteil. Somit ist der transformierte Anteil am Ende der Haltezeit die Summe aus der Umwandlungsmenge während der Haltezeit und der bei der entsprechenden Temperatur bereits im Vorfeld umgewandelten Menge (z.B.: bei 550°C: Umwandlungsmenge: 5% vor Erreichen der Haltephase + 90% während der Haltephase = 95% umgewandelte Gesamtmenge nach Ende der Haltephase).

DP_2.39Mn_0.77Cr

Glühtemperatur: 850°C

Abkühlrate zur Haltetemperatur: 50 K/s



DP_2.39Mn_0.77Cr

Glühtemperatur: 850°C

Abkühlrate zur Haltetemperatur: 5 K/s

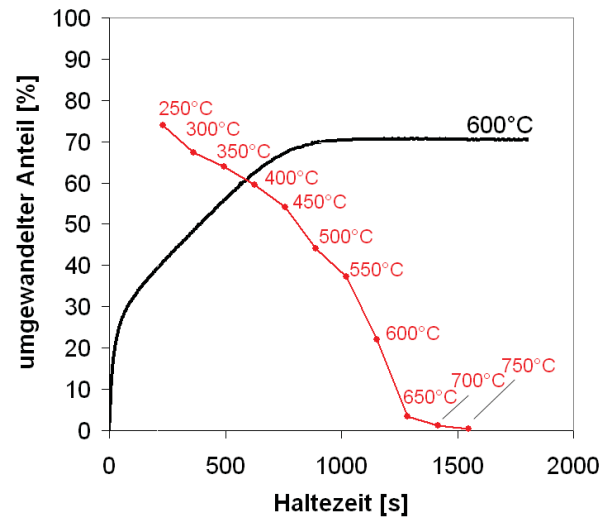


Abb. 9.31: Umwandlungskurven des DP_2.39Mn_0.77Cr inkl. der bereits vor Erreichen der isothermen Haltephase umgewandelten Anteile

Die Gefügebilder in Abb. 9.32 - Abb. 9.35 zeigen die schrittweise Entwicklung der einzelnen Phasen bei 600°C, 550°C, 500°C und 450°C Haltetemperatur. Bei sehr kurzen Haltezeiten kommt es zu keiner oder nur sehr beschränkter Umverteilung des Kohlenstoffs bzw. der Legierungselemente. Resultat ist ein beinahe vollmartensitisches Gefüge mit hoher Festigkeit. Zunehmende Haltezeiten ermöglichen dem Gefüge sich immer mehr in Richtung des Gleichgewichts zu verändern, wodurch der Anteil an ferritischen Bereichen nach und nach zunimmt und so eine Abnahme der Zugfestigkeiten resultiert. Durch Vergleich mit den ZTU-Schaubildern kann bei der Haltetemperatur von 600°C (Abb. 9.32) ein rein ferritisches Gefüge erwartet werden, während sich bei tieferen Temperaturen (Abb. 9.33: 550°C, Abb. 9.34: 500°C, Abb. 9.35: 450°C) Bainit bildet.

Gleichzeitig kann durch Bewertung der Farbnuancen die Konzentration des Kohlenstoffs innerhalb einer Phase abgeschätzt werden. So bilden sich bereits zu Beginn Bereiche mit kohlenstoffreicheren (bräunliche Flächen) und kohlenstoffärmeren (hellbläuliche Flächen) Gebieten aus. Wie erwartet werden kann, führen längere Haltezeiten zu erhöhten Kohlenstoffumverteilungen, weshalb die Mengen an brauner Phase zunehmend weniger werden und die Intensität der Braunfärbung abnimmt. Gleichzeitig kommt es jedoch zu einer starken Anreicherung des Kohlenstoffs im Austenit, wodurch dieser entweder hochkohliges Martensit (hellweiß) bildet oder den Restaustenit stabilisiert. Bei noch längeren Haltezeiten kommt es zur Bildung von Karbidausscheidungen, welche als Ansammlung von schwarzen Punkten in den Gefügebildern (Abb. 9.32: Haltezeit: 1000s; Abb. 9.33 und Abb. 9.34: Haltezeit: 1400s) erkennbar sind.

Der Vergleich der Restaustenitmengen und Zugfestigkeiten bei 600°C, 550°C und 500°C zeigt, dass diese tendenziell mit abnehmender Haltetemperatur zunehmen.

Wie in Abb. 9.31 dargestellt ist, tritt die als „Avrami 2“ bezeichnete Phase bei Haltezeiten zwischen 100s und 600s auf.

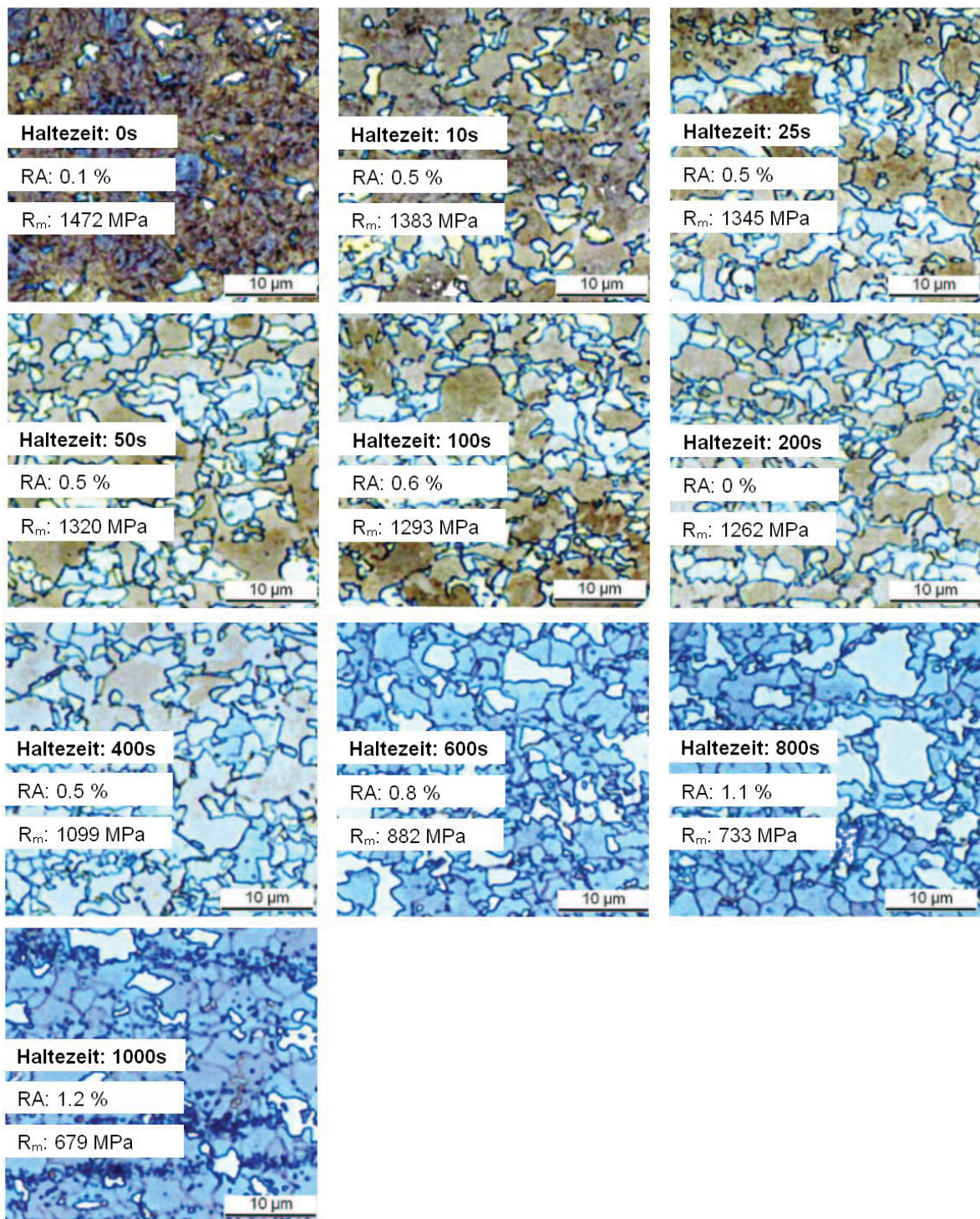


Abb. 9.32: DP_2.39Mn_0.77Cr: Gefügebilder inkl. Zugfestigkeiten und Angabe des Restaustenits nach MULTIPAS Untersuchungen bei 600°C Haltetemperatur und verschiedenen Haltezeiten mit anschließender Wasserabkühlung

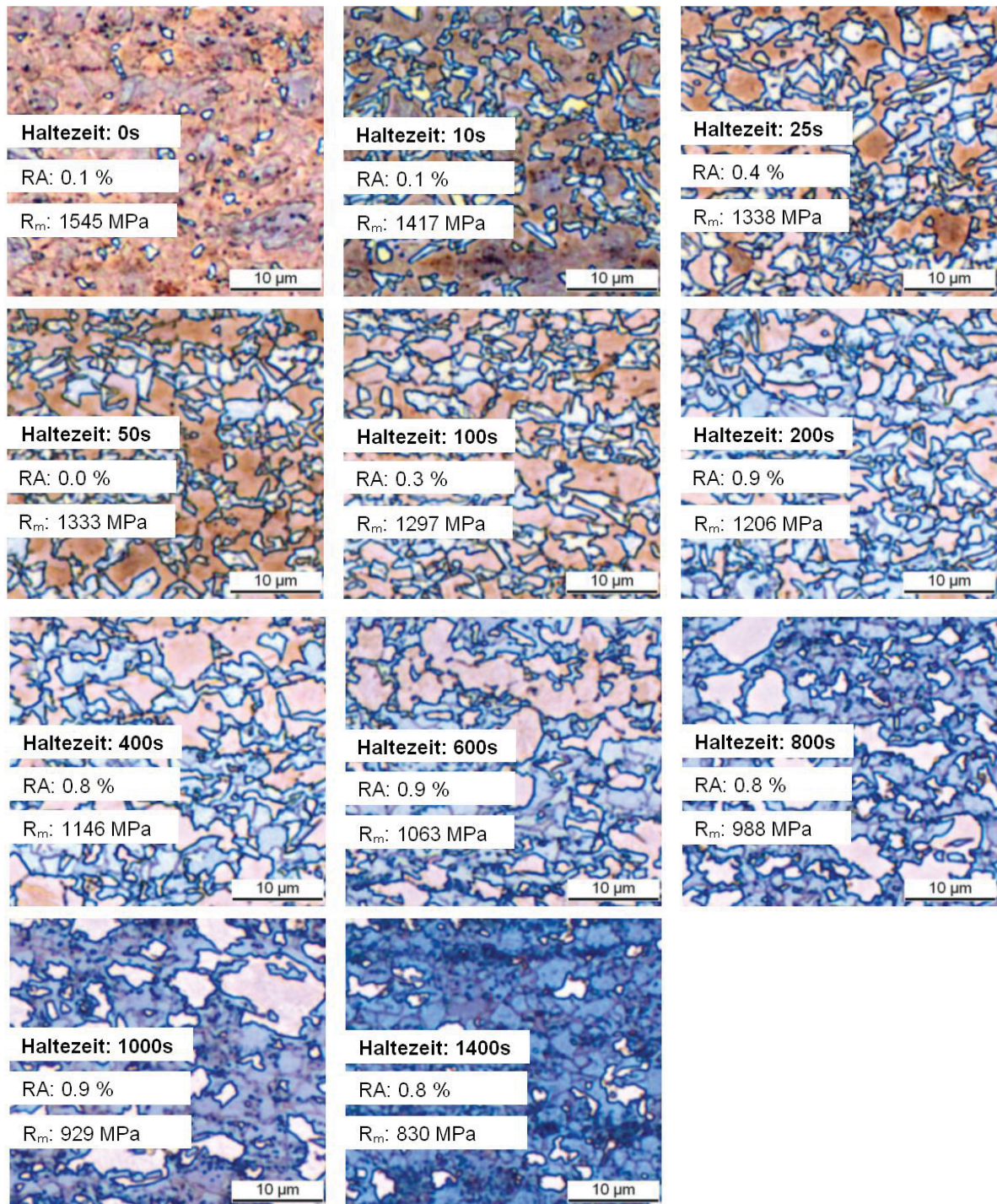


Abb. 9.33: DP_2.39Mn_0.77Cr: Gefügebilder inkl. Zugfestigkeiten und Angabe des Restaustenits nach MULTIPAS Untersuchungen bei 550°C Haltetemperatur und verschiedenen Haltezeiten mit anschließender Wasserabkühlung

Wie aus den Ergebnissen der ZTU-Diagramme (Abb. 9.11) zu erwarten war, führt eine Haltetemperatur von 550°C zur Bildung von Bainit (Abb. 9.33). Kurze Haltezeiten und eine dadurch unterdrückte Umverteilung von Kohlenstoff führen zu einer Morphologie mit stark verzerrten, nadelförmigen ferritischen Bereichen. Diese werden in weiterer Folge als acircularer Ferrit bzw. karbidfreier Bainit bezeichnet. Da es sich dabei jeweils um eine kohlenstoffumverteilende, kubisch raumzentrierte

Phase handelt, welche sich nur durch deren Keimbildung unterscheidet, ist dies ausreichend für die weiteren Betrachtungen. Gleichzeitig kommt es durch die niedrigere Temperatur und die daraus resultierende geringe Mobilität der Atome zu einer schwächeren Belegung der Korngrenzen durch Kohlenstoff, weshalb diese verhältnismäßig schwach durch die Ätzung angegriffen werden. Sehr lange Haltezeiten führen zur Bildung von Karbiden innerhalb des Bainits.

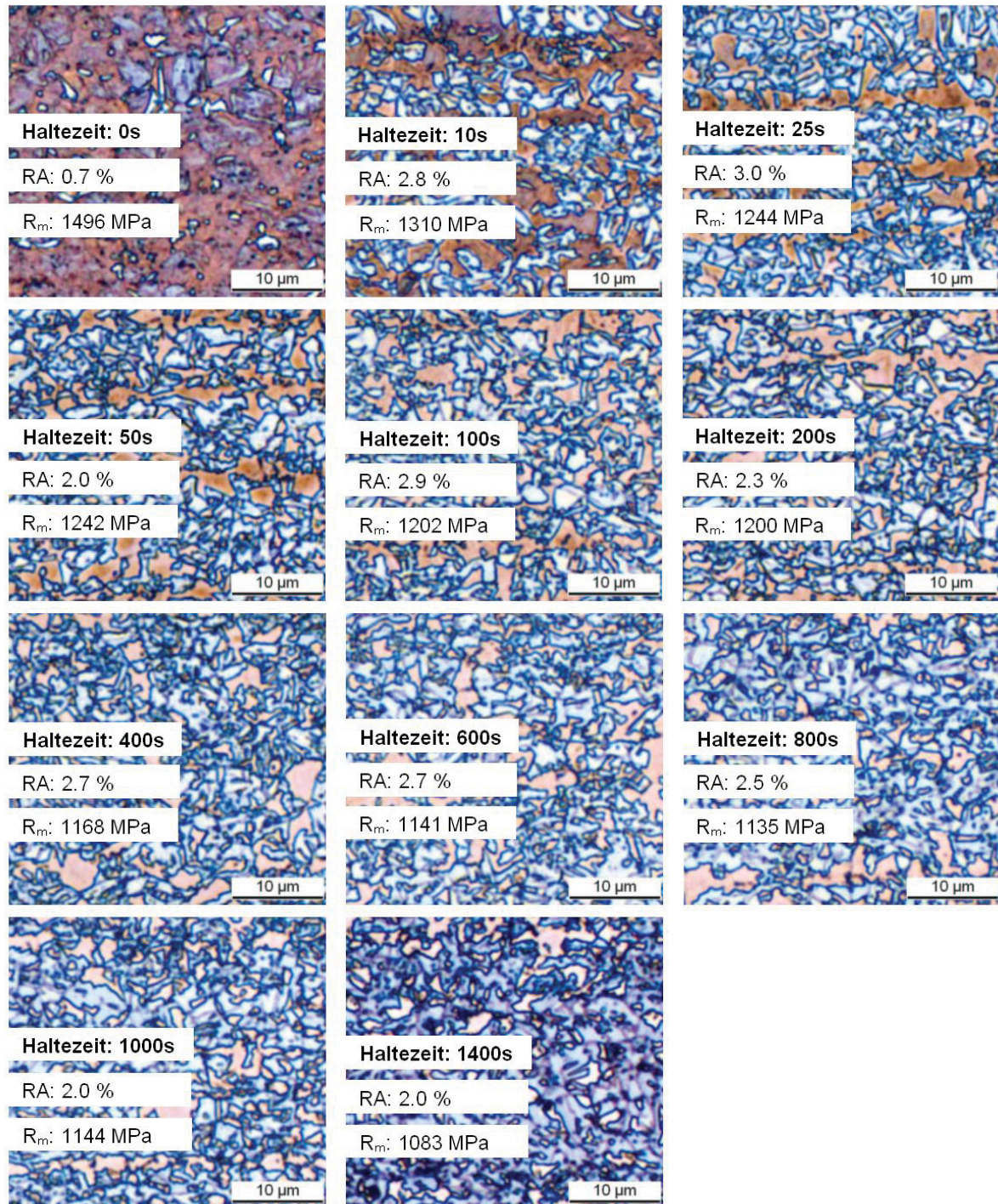


Abb. 9.34: DP_2.39Mn_0.77Cr: Gefügebilder inkl. Zugfestigkeiten und Angabe des Restaustenits nach MULTIPAS Untersuchungen bei 500°C Haltetemperatur und verschiedenen Haltezeiten mit anschließender Wasserabkühlung

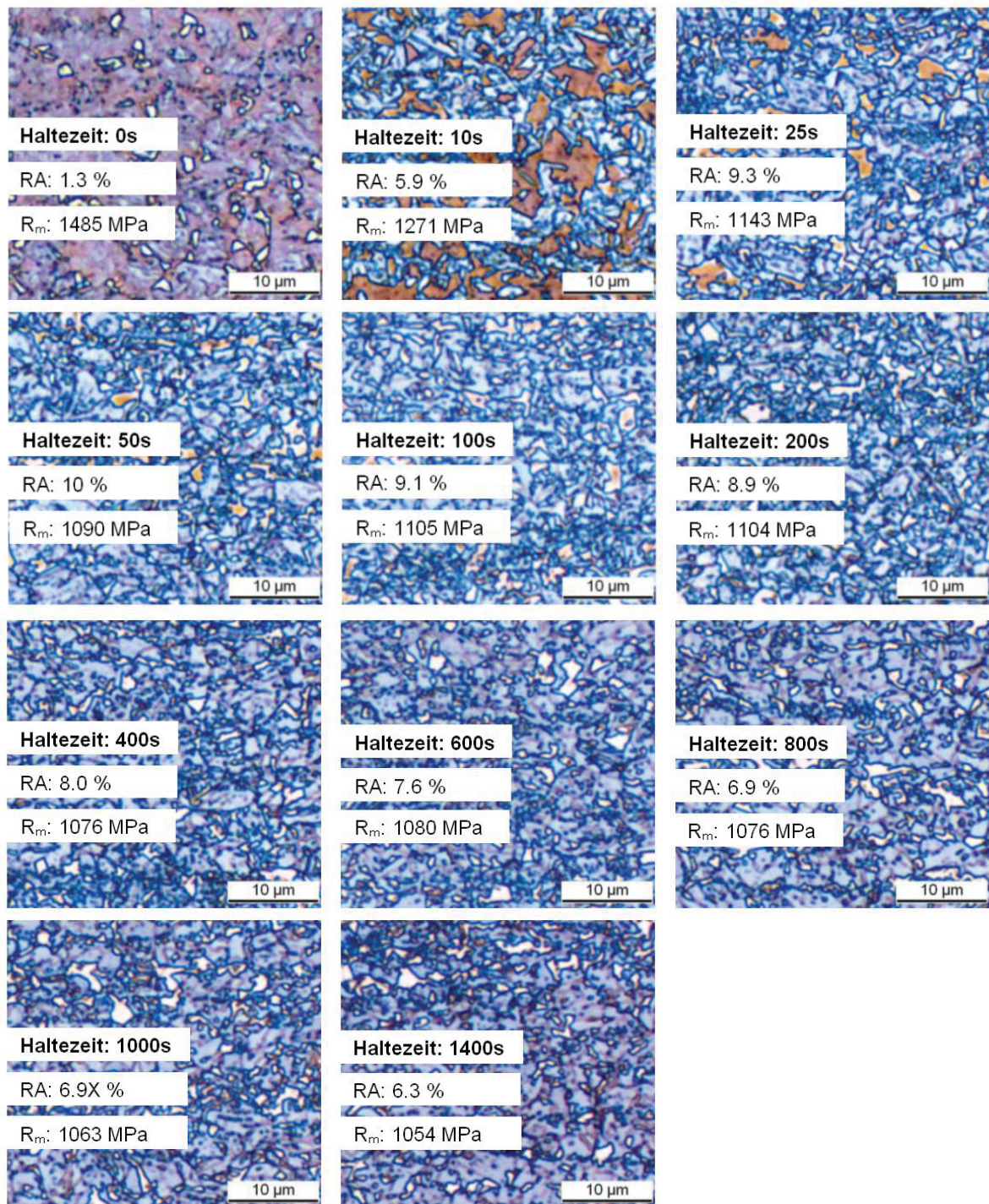


Abb. 9.35: DP_2.39Mn_0.77Cr: Gefügebilder inkl. Zugfestigkeiten und Angabe des Restaustenits nach MULTIPAS Untersuchungen bei 450°C Haltetemperatur und verschiedenen Haltezeiten mit anschließender Wasserabkühlung

Haltetemperaturen von 500°C (Abb. 9.34) bzw. 450°C (Abb. 9.35) führen zu einer vollständigen, rasch ablaufenden, bainitischen Umwandlung. Auffallend dabei ist vor allem das massive Auftreten von karbidfreiem Bainit durch die hohe Triebkraft, welche aus der starken Unterkühlung resultiert und wodurch der Ferrit keine polygonalen Korngrenzen auszubilden vermag. Weiters kommt es zur Abnahme der

räumlichen Ausdehnung der braunen Phase. Durch die rasche Umwandlung und die daraus resultierenden kurzen Diffusionswege bilden sich nur sehr kleine, stark übersättigte Kohlenstoffbereiche aus, welche zu einem sehr feinen und nadelförmig verzerrten Gefüge führen. Längere Haltezeiten ermöglichen eine bessere Umverteilung des Kohlenstoffs, wodurch die Bereiche wo Kohlenstoff hinverteilt wird zwar kleiner, aber gleichzeitig stärker angereichert werden. Resultat daraus ist, dass Kohlenstoff einerseits in den punktförmigen Ansammlungen in Form von Karbiden zu finden ist und andererseits hoch kohlenstoffhaltigen Martensit oder Restaustenit bildet.

Nachteilig bei der lichtmikroskopischen Charakterisierung ist, dass das begrenzte Auflösungsvermögen keine Analyse des tatsächlichen Mechanismus ermöglicht. Obwohl durch die unterschiedliche Färbung der Phasen bzw. der Farbnuancen Trends abgeschätzt werden können, sind dennoch weitere Untersuchungen mit hochauflösenden Methoden für eine eindeutige Klärung des Mechanismus unumgänglich. Da der Bereich der Bainitbildung durch die vorangegangenen Dilatometermessungen schon sehr gut eingeschränkt werden kann, wurde an ausgewähltem Probenmaterial eine REM-Untersuchung durchgeführt. In der Abb. 9.36 und Abb. 9.37 sind die Ergebnisse dieser Untersuchung zusammengefasst. Dabei ist horizontal die Gefügeänderung durch eine Zunahme der Haltezeit ersichtlich, wogegen vertikal die Variation der Haltetemperatur aufgetragen ist.

Zur Charakterisierung von Ferrit und Martensit wurden zu Beginn der REM-Untersuchungen Sekundärelektronendetektorbilder (SE 2) bei geringen Vergrößerungen (Angabe der Vergrößerung erfolgt durch die Zahl neben der Abkürzung Mag) aufgenommen.

Diese Abbildungen durch Sekundärelektronen stellen das Oberflächenrelief dar, wodurch eine Phasencharakterisierung ermöglicht wird, da kohlenstoffärmere Bereiche beim Elektropolieren stärker abgetragen werden und dadurch Ferritbereiche niedriger sind als Martensit. Betrachtet man die Abb. 9.36 so zeigt sich, dass eine zunehmende Haltezeit eine Abnahme der höheren Phase bedeutet.

Diese Sekundärelektronenbilder geben zwar keine Auskunft über tatsächlich ablaufende Mechanismen, zeigen jedoch die Mengenanteile einzelner Phasen im Gefüge. Genauere Abbildungen durch eine größere Auflösung ermöglicht der so genannte InLens-Detektor. Die Ergebnisse sind in Abb. 9.37 zusammengefasst.

Dabei kann die Ausbildung von lamellenförmigen Karbidpartikeln bei der Umwandlung von Austenit in Ferrit bzw. Bainit während der Haltephase beobachtet werden, da diese kohlenstoffreicheren Karbide beim Elektropolieren weniger abgetragen werden, somit gegen die Ferritmatrix erhöht sind und demzufolge heller als die benachbarten Flächen erscheinen (Kanteneffekt). Wie Abb. 9.37 zeigt, führt eine Abnahme der Haltetemperatur zur Bildung von feinerem Lamellengefüge.

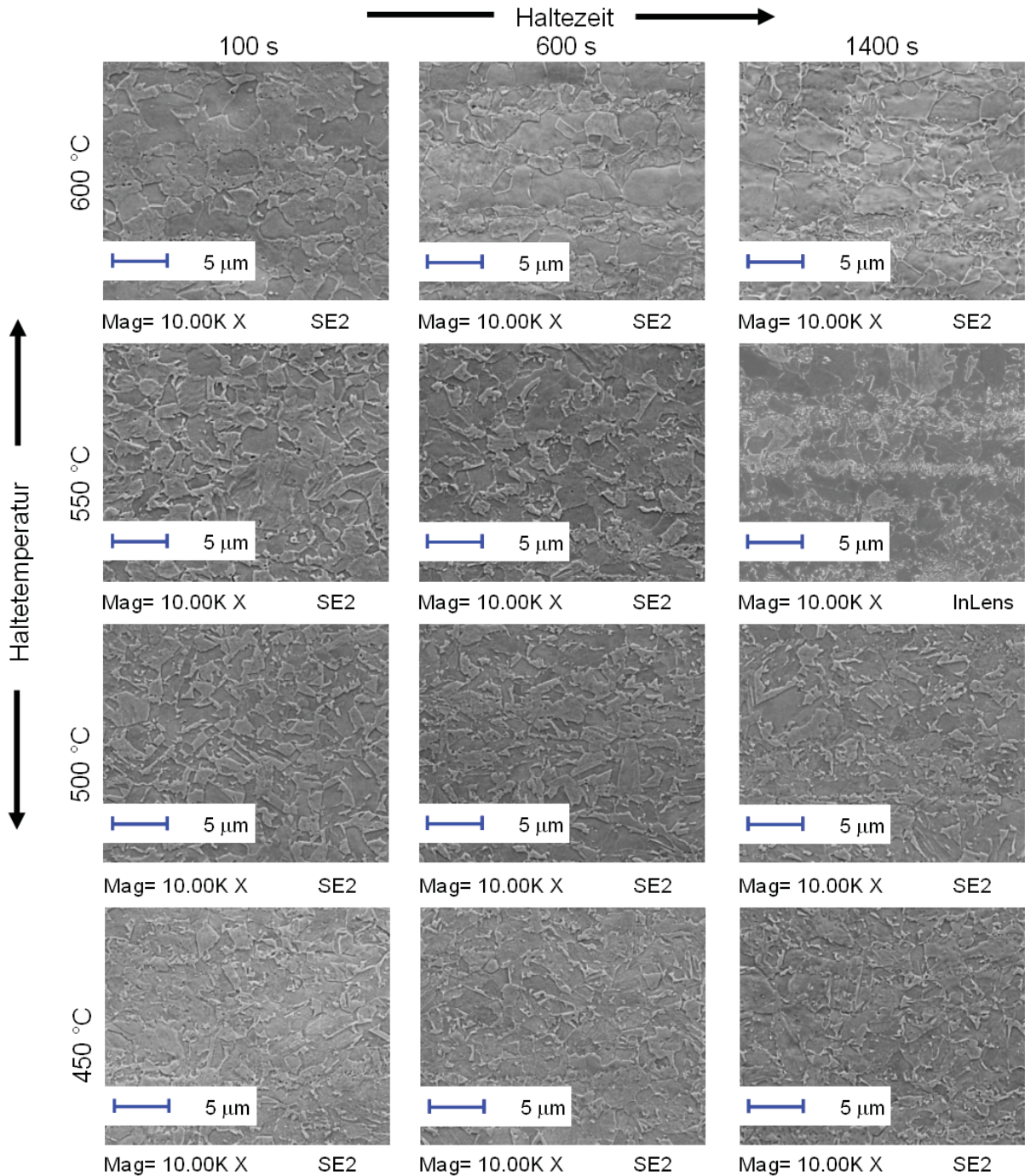


Abb. 9.36: DP_2.39Mn_0.77Cr: REM Untersuchungen (Sekundärelektronendetektor) zur Phasencharakterisierung von Ferrit und Martensit und dem Einfluss von Haltezeit und Haltetemperatur auf die Phasenumwandlung

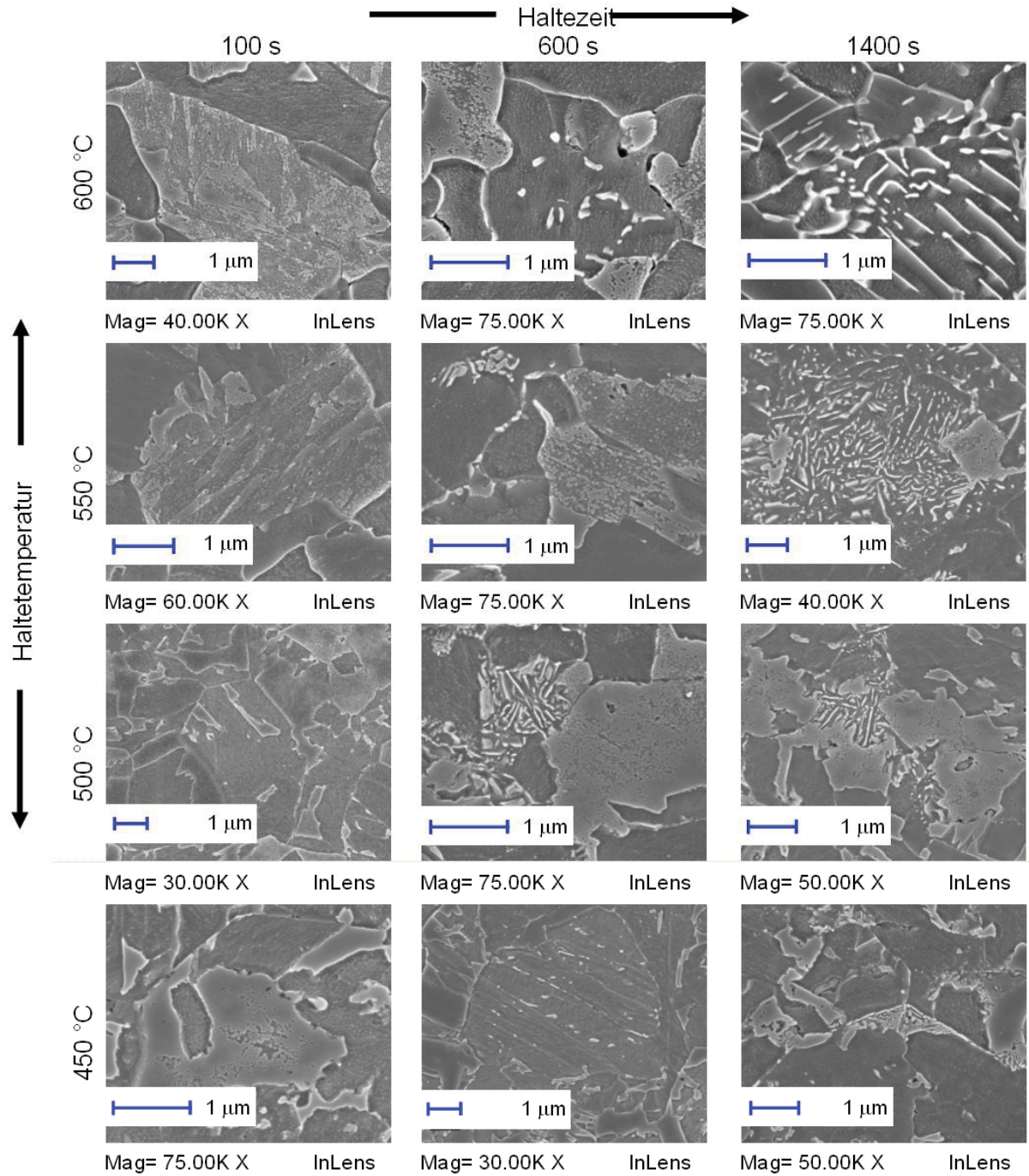


Abb. 9.37: DP_2.39Mn_0.77Cr: REM Untersuchungen (InLens-Detektor) zeigen den Einfluss von Haltezeit und Haltetemperatur auf die Phasenumwandlung

9.5 Ergebnisse aus Atomsondenuntersuchungen

Um noch genauere Aussagen über das Umwandlungsverhalten treffen zu können, wurden Atomsondenmessungen gemacht. Diese ermöglichen eine atomare Analyse des Probenmaterials, welche durch konventionelle Methodiken nicht realisierbar wären. Aus Gründen der Vergleichbarkeit mit den vorangegangenen Untersuchungen wurden Proben aus den MULTIPAS-Glühungen des DP_2.39Mn_0.77Cr verwendet. Aufgrund der isothermen Untersuchungen fiel die Wahl auf jenen Zyklus, welcher durch eine Glüh Temperatur von 850°C für 60s, einer Abkühlrate zur Halte Temperatur von 50K/s und einer Halte Temperatur von 550°C charakterisiert ist, da dessen Umwandlungskurve eine markante Mehrstufigkeit aufweist.

Um die Entwicklung der Phasen dokumentieren zu können, wurden drei verschiedene Haltezeiten (100s, 600s, 1400s) untersucht. Die wie im Kapitel 8.1.6.2 präparierten Proben mussten bei einer Proben Temperatur von mindestens 80K gemessen werden. Messversuche bei tieferen Temperaturen wie zum Beispiel 60K, welche eine bessere Ortsauflösung als Vorteil hätten, brachten jedoch keine Ergebnisse, da die mechanischen Belastungen für das Material durch die Feldverdampfung bei diesen niedrigen Temperaturen zu hoch waren, die Spitzen zerstört wurden, was zum Abbruch der Messung führte. Weiters ist darauf hinzuweisen, dass das Material sehr sensibel auf diese Untersuchungsmethode reagiert. Grund dafür ist, dass interessante Bereiche (Korngrenzen, Phasenübergänge, usw.) nicht oder nur sehr schwer messbar sind, da es beim Erreichen einer solchen Inhomogenität ebenfalls zur mechanischen Zerstörung der Spitze kam.

In den Abb. 9.38 - Abb. 9.40 sind die 3D-Rückkonstruktionen der atomaren Verteilung der detektierten Elemente angeführt. Dazu wurde immer dieselbe Position der Messspitze gewählt und die Atome des betreffenden Elements eingblendet.

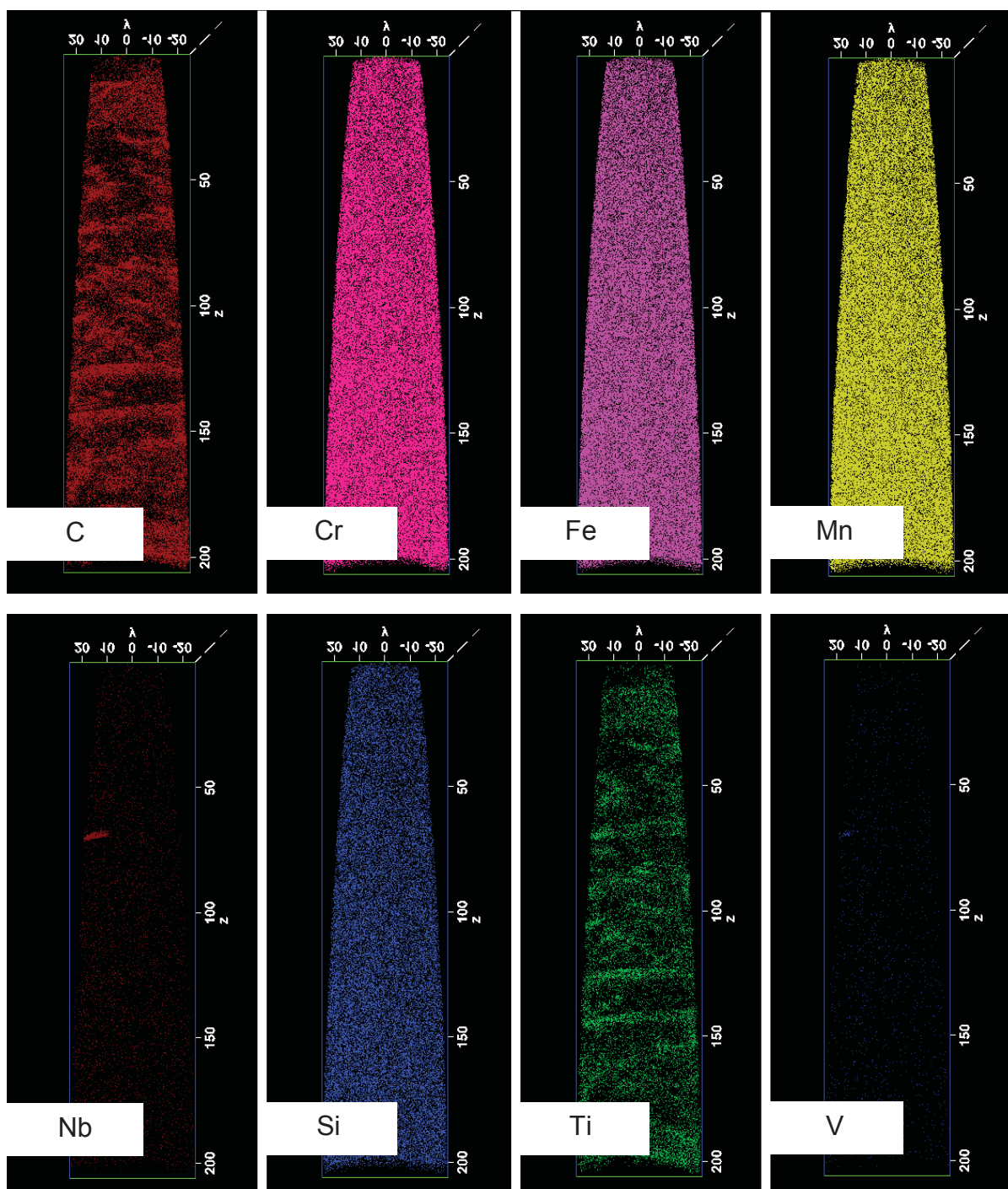


Abb. 9.38: DP_2.39Mn_0.77Cr: 3D-Rückkonstruktion der Atompositionen nach 100 Sekunden isothermer Haltezeit

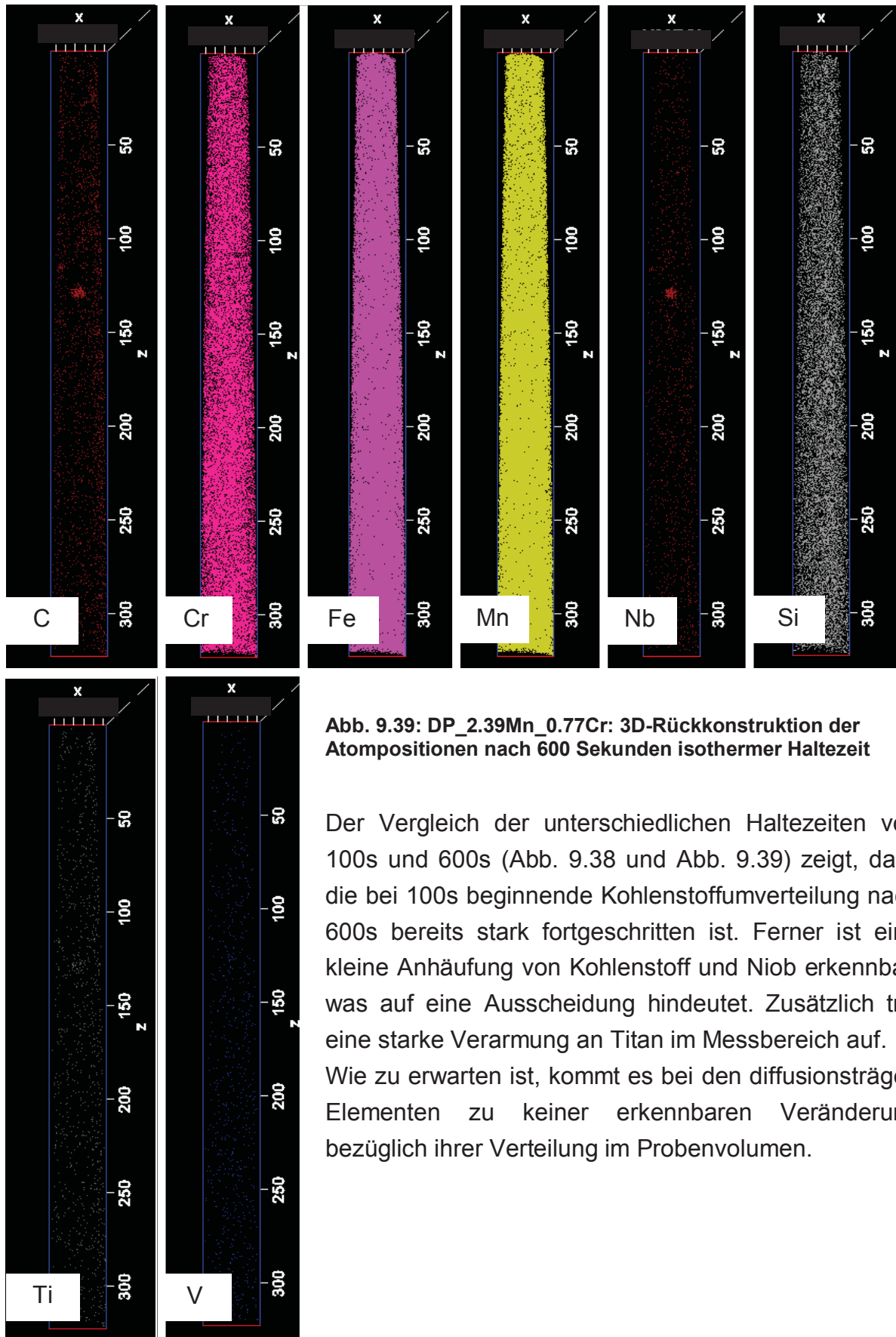


Abb. 9.39: DP_2.39Mn_0.77Cr: 3D-Rückkonstruktion der Atompositionen nach 600 Sekunden isothermer Haltezeit

Der Vergleich der unterschiedlichen Haltezeiten von 100s und 600s (Abb. 9.38 und Abb. 9.39) zeigt, dass die bei 100s beginnende Kohlenstoffumverteilung nach 600s bereits stark fortgeschritten ist. Ferner ist eine kleine Anhäufung von Kohlenstoff und Niob erkennbar, was auf eine Ausscheidung hindeutet. Zusätzlich tritt eine starke Verarmung an Titan im Messbereich auf. Wie zu erwarten ist, kommt es bei den diffusionsträgen Elementen zu keiner erkennbaren Veränderung bezüglich ihrer Verteilung im Probenvolumen.

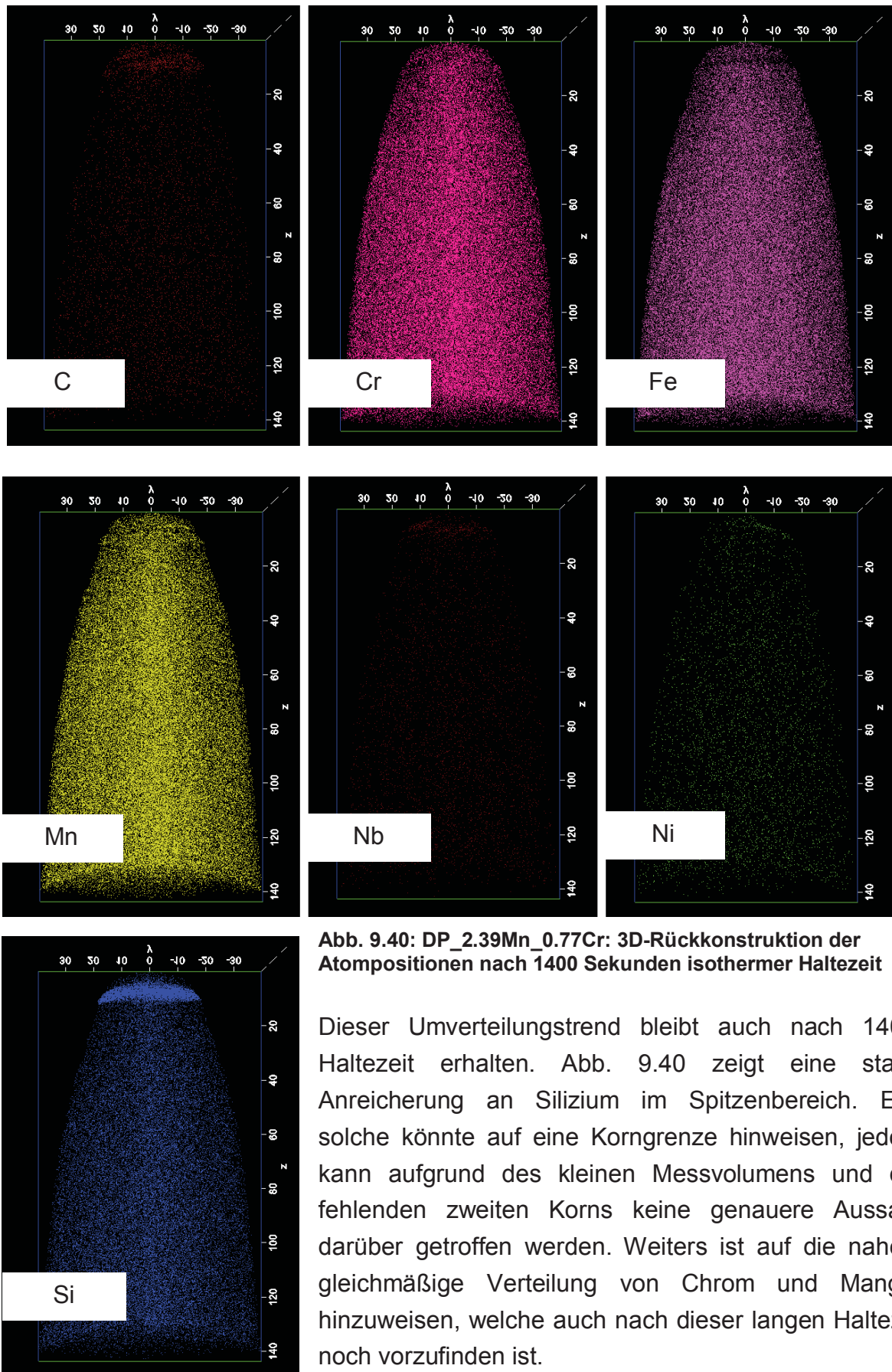


Abb. 9.40: DP_2.39Mn_0.77Cr: 3D-Rückkonstruktion der Atompositionen nach 1400 Sekunden isothermer Haltezeit

Dieser Umverteilungstrend bleibt auch nach 1400s Haltezeit erhalten. Abb. 9.40 zeigt eine starke Anreicherung an Silizium im Spitzenbereich. Eine solche könnte auf eine Korngrenze hinweisen, jedoch kann aufgrund des kleinen Messvolumens und des fehlenden zweiten Korns keine genauere Aussage darüber getroffen werden. Weiters ist auf die nahezu gleichmäßige Verteilung von Chrom und Mangan hinzuweisen, welche auch nach dieser langen Haltezeit noch vorzufinden ist.

Anschließend wurden die Zusammensetzungen des Bulkmaterials mittels Software ermittelt und in der Tab. 9.3 in Abhängigkeit der Haltezeit dargestellt. Die in der zweiten Spalte ersichtlichen Massenprozentage der jeweiligen Legierungselemente sind jene aus den chemischen Analysen der voestalpine Stahl Linz. Der Vergleich der chemischen Analyse mit der Atomsondenmessung nach 100s zeigt, dass trotz des kleinen Untersuchungsvolumens bei der Atomsondenmessung die Ergebnisse dennoch sehr gut übereinstimmen. Zusätzlich kann mit zunehmender Haltezeit (100s, 600s und 1400s) eine Abnahme von Kohlenstoff, Chrom und Spurenelementen (Phosphor, Kupfer, Vanadium, Titan) in der Matrix beobachtet werden.

Element	Analyse m%	Atomsonde		
		100 s Haltezeit m%	600 s Haltezeit m%	1400 s Haltezeit m%
C	0.146	0.089	0.005	0.002
Si	0.130	0.169	0.128	0.178
Mn	2.390	2.469	1.802	1.993
P	0.012	0.014	0.012	0.010
Cr	0.770	0.811	0.601	0.598
Ni	0.019	0.025	0.013	0.019
Cu	0.020	0.010	0.006	0.006
V	0.005	0.005	0.004	0.003
Nb	0.022	0.038	0.018	0.020
Ti	0.003	0.113	0.007	0.001
Fe	96.390	96.258	97.401	97.164

Tab. 9.3: Vergleich der ermittelten Bulkzusammensetzung aus Atomsondenmessungen (Leoben) und chemischer Analyse (Linz)

10 Diskussion der Ergebnisse

10.1 Einleitung

Steigende Rohstoff- und Energiekosten fordern die Entwicklung von innovativen Produkten mit optimierten Eigenschaften. Die Automobilindustrie benötigt neue, leichtere Materialien, um die Verbrauchswerte an Treibstoff senken zu können. Die Stahlindustrie, die seit jeher führender Partner dieses Industriezweigs ist, setzt große Anstrengungen daran, seine Erzeugungen auch für den Leichtbau interessant zu gestalten, um so marktfähig zu bleiben. Scheint diese Überlegung bei Betrachtung der Dichte von Stahl zuerst paradox, können jedoch durch das in Stahl steckende Potenzial und eine zielstrebige Entwicklungsarbeit hochfeste Stähle erzeugt werden, welche durch Materialeinsparung für den Leichtbau interessant sind.

Diese Arbeit beschäftigt sich mit dem Phasenumwandlungsverhalten in Dualphasenstählen von sieben ausgewählten Legierungskonzepten, besonders mit jener der Bainitbildung, da dieser Phase bei der Erzeugung von hochfesten Stählen eine besondere Bedeutung zukommt.

Primäres Interesse bei DP-Stählen stellt dabei der Einfluss von Chrom und Mangan auf die Bainitbildung dar, welcher durch die Wahl des Probenmaterials untersucht werden kann. Zur Beschreibung der Umwandlungen wurden Dilatometermessungen durchgeführt. Dabei wurden einerseits Messungen mit kontinuierlichen Abkühlraten und andererseits mit isothermen Haltephasen durchgeführt, um sowohl die Umwandlungskinetik als auch die entstehenden Phasen beschreiben zu können. Um die Phasentransformation bei vollständiger als auch bei unvollständiger Austenitisierung zeigen zu können, wurden die Glühzyklen dementsprechend ausgewählt. Die Phasencharakterisierung erfolgte an LePera geätzten Schliffen im Lichtmikroskop. Zur Klärung der Umwandlungsmechanismen wurden REM-Untersuchungen durchgeführt. Abschließende Atomsondenmessungen zeigen einerseits eine alternative Untersuchungsmethode für die Beschreibung von Phasenumwandlungen und belegen andererseits die durch andere Methoden erhaltenen Ergebnisse.

10.2 Phasendiagramme, Starttemperaturen

Die durch Mengenvariation der Legierungselemente (C, Mn, Cr) resultierenden Modifikationen der Phasendiagramme und der Umwandlungsstarttemperaturen geben erste Aufschlüsse über deren Wirkungsweise. Vergleicht man das reine Zweistoffsystem Fe-C (Eutektoider Punkt: 723°C bei 0.8m% Kohlenstoff, bzw. Temperatur bei $A_{3(0\%C)}$ von 911°C) mit den Berechnungen, so können folgende Trends festgestellt werden:

Chrom führt demnach zu einer Erhöhung der A_1 -Temperatur bzw. zu einer gleichzeitigen Senkung der A_3 -Temperatur. Gleichzeitig kann die Aussage getroffen werden, dass im gegebenen Legierungsbereich zwischen 0.27m% und 0.77m% eine zunehmende Chrommenge zu einer Zunahme dieses Trends führt.

Die Wirkung von Mangan zeigt ein anderes Verhalten, da dieses sowohl die A_1 -, als auch die A_3 -Temperaturen erhöhen.

Als letztes Variationselement ist Kohlenstoff zu diskutieren. Wie durch eine Analyse des Fe-C-Diagramms bereits ersichtlich ist, führt eine Abnahme von Kohlenstoff zu einer massiven Erhöhung der A_3 -Temperatur. Die in dieser Arbeit behandelten kohlenstoffreduzierten Varianten zeigen jedoch, dass die soeben erklärten Tendenzen von Mangan und Chrom weiterhin gültig bleiben.

Die im Kapitel 9.1.1 angeführten Formeln ((9.1) - (9.4)) wurden ebenfalls auf ihre Gültigkeit bzw. Genauigkeit hin untersucht. Zusätzlich wurden Thermocalc-berechnungen durchgeführt, um die Verschiebung der Umwandlungstemperaturen abschätzen zu können. Eine gute Möglichkeit zur Darstellung liefert eine Auftragung des „Austenitphasenanteils“ über die „Temperatur“ (Abb. 9.1). Die sich daraus ergebenden Temperaturen, verglichen mit den aus den Formeln berechneten Umwandlungstemperaturen, zeigen eine Differenz von ca. 70°C. Der Einfluss bzw. die Wirkungsweise der Legierungselemente stimmen jedoch mit jenen aus den Formeln überein.

Zusätzlich ist auf eine besondere Beobachtung bei den Thermocalcberechnungen hinzuweisen: Es können, außer bei der höchstlegierten Variante (DP_2.39Mn_0.77Cr), deutliche Trends in der Verschiebung der Umwandlungstemperaturen beobachtet werden. Der DP_2.39Mn_0.77Cr zeigt dagegen bei der Abkühlung eine Verzögerung des Umwandlungsverhaltens beim Erreichen der Ausscheidungstemperatur für Fe_3C (Abb. 9.1). Diese Trends können bei der Umwandlungstemperaturermittlung durch die Formeln (9.1) - (9.4) nicht gefunden werden, wodurch eine Kombination dieser beiden Zugangsweisen zweckmäßig ist.

Da für technische Anwendungen die Lage der tatsächlichen Umwandlungstemperaturen relevant ist, erfolgte ein Vergleich der Messergebnisse mit den Ergebnissen aus den empirischen Formeln. Dazu wurden die aus den gemessenen Dilatometerkurven ermittelten Austenitisierungsgrade (Tab. 10.1) den berechneten Werten aus Tab. 9.1 gegenübergestellt.

Legierung	Austenitisierungsgrad [%]		
	Glühtemperatur		
	800°C	825°C	850°C
DP_0.27Cr	85	97	100
DP_0.47Cr	92	94	100
DP_2.39Mn_0.77Cr	94	98	100
DP_1.96Mn	88	92	100
DP_1.82Mn	87	95	100
DP_0.088C_1.85Mn_0.28Cr	75	87	98
DP_0.094C_1.51Mn_0.79Cr	70	84	98

Tab. 10.1: Austenitisierungsgrade in Abhängigkeit der Glühtemperaturen

Wie Tab. 10.1 zeigt, liegen die gemessenen A_{c3} -Temperaturen deutlich über 825°C und etwas unter 850°C bzw. bei den kohlenstoffreduzierten Varianten etwas über 850°C. Die mit der empirischen Formel (9.2) berechneten A_{c3} -Temperaturen (Tab. 9.1) stimmen sehr gut mit den Werten aus Tab. 10.1 überein, wodurch sich diese Formel im gegebenen Legierungsbereich gut für die Berechnung eignet.

Somit kann eine Abschätzung der Glühtemperatur für Untersuchungen, bei denen vollständige Austenitisierung angestrebt wird, durchgeführt werden. Vollständig austenitisiertes Material kann demnach mit einer Glühtemperatur von 850°C hergestellt werden. Weiters kann durch den Vergleich zwischen den Messungen bzw. Thermocalcberechnungen gezeigt werden, dass eine Erwärmung mit einer Aufheizrate von 20K/s zu einer Differenz zwischen A_3 - und A_{c3} -Temperatur von ca. 50 - 70°C führt. Aus den veränderten A_3 -Temperaturen resultieren auch Abweichungen in den maximal bildbaren Perlitmengen.

Die Differenz zwischen theoretischer und tatsächlich gefundener Menge kann für die Abschätzung von metastabile Phasen (Bainit, Martensit bzw. Restaustenit) herangezogen werden.

Wie in Abb. 9.2 (Kapitel 9.2) dargestellt ist, kommt es zu Verschiebungen der eutektoiden Punkte durch Mengenvariationen der Legierungselemente. Eine Manganzunahme von 0.57m% führt zu einer Senkung der Temperatur um etwa 10°C bei annähernd gleich bleibendem Fe-C-Verhältnis.

Eine Chromzunahme von 0.5m% führt dagegen zu einer horizontalen Verschiebung, wodurch das Fe-C Verhältnis um ca. 0.085m% verändert wird, bei nur 5°C Temperaturerhöhung.

Die an die Berechnung anschließende Ermittlung der maximal erreichbaren Perlitmengen zeigt, dass die Perlitanteile für die Chrom- und Manganvarianten etwa mit 24 - 25% zu beziffern sind. Wie Tab. 9.2 (Kapitel 9.2) zusammenfasst, führt sowohl eine Erhöhung des Mangangehalts als auch des Chromgehalts zu einer Zunahme der theoretisch möglichen Perlitmenge. Weiters kann eine höhere Wirksamkeit von Mangan gegenüber Chrom beobachtet werden, da aus einer Manganerhöhung um 0.14% etwa 3% Zunahme, aus einer Chromerhöhung um 0.2% dagegen nur eine Zunahme von 0.6% resultiert. Die kohlenstoffreduzierten Materialien zeigen dagegen theoretische Perlitmengen zwischen 14 - 15%, was eine Reduktion von ca. 60% bedeutet.

10.3 Kontinuierliche Abkühlraten

Wie mit diesen ersten Abschätzungen gezeigt werden konnte, führen die im gegebenen Legierungsbereich durchgeführten Modifikationen zu signifikanten Änderungen im resultierenden Gefüge. Die weitere Diskussion bezieht sich auf den DP_2.39Mn_0.77Cr, an welchem die umfassendsten Untersuchungen durchgeführt wurden. Diese stellt die höchstlegierte Variante dar, von der ausgehend durch Reduktion eines Legierungsparameters der Einfluss des betreffenden Elements bewertet werden kann.

Die Darstellung der abgeleiteten Dilatometerkurven in Abhängigkeit der Abkühlraten (Abb. 9.8) zeigt das Auftreten von vier Peaks, welche im Kapitel 9.3.4 bereits charakterisiert wurden. Die massiven Änderungen der Phasen in Abhängigkeit von der Höhe der Glüh Temperatur könnten folgendermaßen beschrieben werden:

Durch den verbleibenden Restferrit bei unvollständiger Austenitisierung kommt es bei neuerlichem Abkühlen zu kürzeren Inkubationszeiten für die Ferritbildung, da bereits wachstumsfähige Keime im Material vorhanden sind.

Durch dieses beschleunigte Wachstum kommt es einerseits zur Bildung von größeren Mengen an Ferrit und andererseits durch die begrenzte Löslichkeit von Kohlenstoff im Ferrit zu einem sehr stark kohlenstoffangereicherten Martensit. Da höhere Kohlenstoffgehalte die Martensitstarttemperatur zu niedrigeren Temperaturen verschieben, ist dieser Martensitpeak erst bei tieferen Temperaturen zu finden. Der Grund dafür ist, dass Kohlenstoff das Austenitgitter stabilisiert, welches somit erst bei sehr hohen Unterkühlungen in das tetragonal verzernte, kubisch raumzentrierte

Martensitgitter umklappen kann und einen sehr harten, jedoch spröden Martensit bildet.

Wird das Probenmaterial bei höheren Temperaturen geglüht, verschwindet der Restferrit und größere Mengen an Austenit sind nunmehr vorhanden. Beim Abkühlen bilden sich Ferritbereiche durch Kohlenstoffumverteilung im Austenit, welche diesen begrenzen. Ist ausreichend Zeit für die Umwandlung vorhanden, so versucht das Material das Gleichgewichtsgefüge, welches aus Ferrit und Perlit bestünde, einzustellen. Ist die dafür benötigte Zeit zu gering, kommt es zum Umklappen der kohlenstoffangereicherten Bereiche in Martensit.

Dieser Martensit weist dabei eine verhältnismäßig geringe Kohlenstoffkonzentration auf, da die Kohlenstoffumverteilung nur begrenzt stattfinden kann. Die gebildeten Mengen sind jedoch beträchtlich höher wie Abb. 9.8 zeigt. Tritt der Fall auf, dass einerseits eine verminderte Kohlenstoffumverteilung aufgrund von niedrigen Temperaturen und andererseits eine Temperatur oberhalb der Martensitstarttemperatur vorherrscht, so ist eine bainitische Zwischenphase beobachtbar. Diese führt bei hohen Temperaturen zu stark verzerrten, nadelförmigen Ferritlamellen mit dazwischenliegenden Karbiden. Bei tieferen Temperaturen geschieht die Kohlenstoffumverteilung immer schwerer, wodurch dieser nicht mehr an die Lattengrenzen wandern kann und somit innerhalb des Ferritkorns in Form von Karbiden ausgeschieden wird. Eine genauere Betrachtung des Umwandlungsmechanismus erfolgt im nachfolgenden Kapitel 10.4.

Zieht man die ZTU-Diagramme für eine Betrachtung des zu erwartenden Gefüges heran, können in Abhängigkeit der Abkühlraten folgende Schlüsse gezogen werden:

Die hochlegierte Variante (DP_2.39Mn_0.77Cr) weist eine starke Umwandlungsverzögerung bis zu einer Abkühlrate von 60K/s auf. Das bei diesen Kühlbedingungen resultierende Gefüge kann als vollmartensitisch bezeichnet werden. Bei niedrigeren Glühtemperaturen von 800°C und 825°C können jedoch noch geringe Mengen an Restferrit, welcher aus der unvollständigen Austenitisierung stammt, gefunden werden.

Bei langsameren Abkühlraten kommt es erwartungsgemäß zur Bildung von Ferrit bzw. dem bereits beschriebenen hoch kohlenstoffhaltigen, in den Gefügebildern weiß erscheinenden Martensit.

Weiters ist zu beobachten, dass die Martensitstarttemperatur stetig abnimmt, was auf eine Kohlenstoffanreicherung des Austenits hinweist, ohne dass jedoch Karbide ausgeschieden werden müssen. Härtewerte, welche ebenfalls für die Charakterisierung der Phasen bzw. für den Nachweis der Plausibilität herangezogen wurden, zeigten, dass es beim Übergang von braunen zum weißen Martensit zu einem drastischen Härteeinbruch kommt (30 - 40HV1).

Eine Erhöhung der Glüh­temperatur führt einerseits zur Erhöhung der Martensitstarttemperaturen bei hohen Kühlraten und andererseits zu einer gleichzeitigen Verschiebung des Bainitgebietes bei geringen Kühlraten. Diese Erhöhung der Martensitstarttemperatur könnte auf fehlende Ferritkeimstellen zurückgeführt werden, welche bei vollständiger Austenitisierung nicht mehr vorhanden sind. Dadurch wird kein oder nur sehr wenig Ferrit gebildet, wodurch eine nur geringfügige Kohlenstoffumverteilung stattfindet und demnach ein moderat mit Kohlenstoff angereichertes Gefüge entsteht, welches anschließend schon bei relativ hohen Temperaturen in kohlenstoffarmen Martensit umwandelt.

Wie aus dem Vergleich der ZTU-Diagramme (Abb. 9.9 - Abb. 9.11) ersichtlich ist, beginnt das Material bei Abkühlraten zwischen 20 - 40K/s kohlenstoffarme Bereiche (Ferrit) zu bilden. Da jedoch bei hohen Glüh­temperaturen keine Ferritkeime vorhanden sind, müssen sich diese erst entwickeln, wodurch es zu einer zeitlichen Verzögerung der Umwandlung kommt. Diese Verzögerung führt zu einer unvollständigen Kohlenstoffumverteilung, was zur Bildung eines bainitischen Gefüges führt. Bei sehr langsamen Kühlraten treten geringe Mengen an Perlit auf.

Interessante Beobachtungen der Phasenbildung können bei Reduktion der Legierungsbestandteile gemacht werden. Eine Reduktion von Mangan, wie sie bei DP_1.82Mn (Abb. 9.12 - Abb. 9.14) vorzufinden ist, führt bei höheren Kühlraten als ca. 20K/s zum Auftreten von acircularem Ferrit. Diese unter der A_3 startende, kohlenstoffumverteilende, nadelförmige Phase tritt bei Temperaturen bis etwa 550°C auf und bildet jenen Gefügebestandteil, welcher beim DP_2.39Mn_0.77Cr unterdrückt wurde. Acircularer Ferrit ist mit den durchgeführten Methoden nicht von Bainit unterscheidbar, wodurch diese zwei Phasen nicht weiter selektiert werden und so dieses Gebiet mit zunehmender Glüh­temperatur im ZTU bis zur Martensitstarttemperatur anwächst.

Gleichzeitig kann im Bereich von hohen bis moderaten Abkühlraten (>10 - 20K/s) das Auftreten von kohlenstoffreichem und kohlenstoffarmem Martensit beobachtet werden. Im Gegensatz zum DP_2.39Mn_0.77Cr kann bei der manganreduzierten Variante kein Perlit nachgewiesen werden. Einen weiteren Hinweis auf diesen Umstand gibt der Verlauf der Martensitstarttemperatur, welcher durch seinen Anstieg bei geringen Kühlraten auf Karbidausscheidungen hindeutet. Dies wäre eine logische Konsequenz aus dem Kohlenstoffüberangebot durch den fehlenden Perlit. Somit wirkt sich Mangan bevorzugt auf langsame Abkühlraten aus.

Ein reduzierter Chromgehalt führt zu etwas geänderten Ausprägungen der Phasen. Wie bereits bei DP_1.82Mn beschrieben wurde, kommt es auch bei der DP_0.27Cr Variante (Abb. 9.15 - Abb. 9.17) zum Auftreten von acircularem Ferrit bzw. Bainit. Dieses Gebiet ist jedoch einerseits bei tieferen Temperaturen zu finden und nimmt

andererseits bereits bei geringen Glühtemperaturen einen deutlich größeren Bereich ein. Diese nadelförmige Phase ist bis zu sehr geringen Kühlraten beobachtbar.

Bei langsamen Abkühlraten kommt es ebenso wie bei DP_2.39Mn_0.77Cr zum Auftreten von Perlit, wodurch die Kohlenstoffanreicherung durch Ferritbildung im umliegenden Austenit geringer ausfällt. Daraus folgt, dass es nur mehr zu geringen Karbidausscheidungen bei niedrigen Temperaturen kommt, wie der schwache Anstieg der Martensitstarttemperatur zeigt. Somit kann angenommen werden, dass der Einfluss von Chrom bevorzugt bei Abkühlraten über 2.5K/s stattfindet. Durch das ausgeprägte Auftreten von acircularem Ferrit kommt es zu einer starken Einschränkung des Bainitbereichs.

Wie aus den beschriebenen Beobachtungen hervorgeht, führen sowohl Chrom als auch Mangan zu einer deutlichen Verzögerung des Umwandlungsverhaltens. Besonders bei der höchstlegierten Variante DP_2.39Mn_0.77Cr kann bei hohen Abkühlraten die Umwandlung bis zur Martensitstarttemperatur vollständig unterdrückt werden. Zusätzlich existiert ein Zusammenhang zwischen den Legierungselementen sowie den Abkühlraten: Während Chrom vorwiegend im Bereich von hohen und moderaten Abkühlraten wirkt, führt Mangan bei geringen Abkühlraten zu Veränderungen in der Phasenbildung. Da hohe Abkühlraten nur kurze Umwandlungszeiten und geringe Abkühlraten hohe Umwandlungszeiten bedeuten, müsste dieser Effekt auch bei den isothermen Umwandlungsuntersuchungen beobachtbar sein.

10.4 Isotherme Umwandlungsuntersuchungen

Wie im Kapitel 10.3 bereits diskutiert wurde, wirken sowohl Mangan als auch Chrom verzögernd auf die Umwandlung. Es ist jedoch darauf hinzuweisen, dass die Verzögerungscharakteristik bezüglich Zeit und Temperatur unterschiedlich ist, wie die isothermen Umwandlungskurven (Abb. 9.28 - Abb. 9.30) zeigen.

Die weiteren Ausführungen beziehen sich wiederum auf das Legierungskonzept DP_2.39Mn_0.77Cr. Wie in der Abb. 9.19 ersichtlich ist, kommt es im Temperaturbereich der Bainitbildung zum Auftreten eines geänderten Kurventypus. Wie die durchgeführte mathematische Beschreibung der Kurven mittels eines modifizierten Avrami-Ansatzes zeigte, handelt es sich dabei um zwei, durch eine Inkubationszeit verschobene, diffusionsgesteuerte Phasenumwandlungen. Wie aus den Untersuchungen hervorgeht, können diese zweistufigen Umwandlungen in allen Legierungen, bis auf die kohlenstoffreduzierten Varianten, beobachtet werden.

Daraus kann abgeleitet werden, dass dieses Phänomen der mehrstufigen Umwandlung durch Kohlenstoffumverteilung erklärt werden kann. Vergleicht man die

umgewandelten Mengen der mit 5K/s und 50K/s abgekühlten Proben bei gleicher Glühtemperatur bis zum Ende der Haltezeit, so bemerkt man, dass diese annähernd konstant sind (Abb. 9.23).

Nur die Mengenanteile bis zum Erreichen der Haltetemperatur („bereits umgewandelt“) sowie die Umwandlungsmengen nach Ende der Haltephase („Umwandlung in der Haltephase (Avrami 1)“) variieren zueinander.

Die Mengendifferenz, welche aus der Unterdrückung der Umwandlung durch die rasche Abkühlung von 50K/s gegenüber 5K/s resultiert, wird beim Erreichen der Haltetemperatur rasch nachgeholt. Wie in den Abb. 9.23 - Abb. 9.27 beobachtet werden kann, handelt es sich bei der zweiten Phase um einen karbidbildenden Bainit. Der Hinweis darauf kann in den Messungen der Restaustenitmengen gefunden werden. Diese nehmen beim Auftreten der als „Avrami 2“ bezeichneten Phase markant ab bzw. verschwinden in diesem Bereich völlig. Damit kann argumentiert werden, dass die als „Avrami 1“ bezeichnete Phase stark kohlenstoffumverteilend ist, keine Karbide bildet, jedoch bei eingeschränkter Kohlenstoffumverteilung Restaustenit bis zur Raumtemperatur stabilisiert.

Der Vergleich mit den Legierungsvarianten zeigt, dass die beschriebenen Trends der Mengenkonzanz bis zur Ende der Haltephase auch hier beobachtet werden können. Die Variante mit Manganreduktion (DP_1.82Mn, Abb. 9.24) zeigt jedoch bezüglich Restaustenit ein geändertes Verhalten. So nimmt der Restaustenit bei niedrigen Haltetemperaturen ab und bei Temperaturen über 600°C zu. Durch Vergleich mit den ZTU-Schaubildern kann demnach bei tiefen Temperaturen auf eine stattfindende Karbidausscheidung geschlossen werden.

Zusätzlich kann eine rascher stattfindende Umwandlung als beim DP_2.39Mn_0.77Cr beim Vergleich der bereits vor Erreichen der Haltetemperatur umgewandelten Mengen beobachtet werden, wodurch die Behauptung der verzögernden Wirkung von Mangan wiederum bestätigt wird.

Die chromreduzierte Variante DP_0.27Cr (Abb. 9.25) des DP_2.39Mn_0.77Cr zeigt eine sehr starke Ähnlichkeit zu diesem Verhalten. Stärkere Abweichungen sind nur in den vor Erreichen der Haltetemperatur gebildeten Mengen zu finden. Diese nehmen durch eine verringerte Umwandlungsverzögerung der chromreduzierten Variante höhere Werte an.

Die zeitliche Beurteilung des Umwandlungsverhaltens ist in Abb. 9.28 - Abb. 9.30 zusammengefasst. Diese zeigen, dass das Auftreten der zweiten Phase erst nach einer gewissen Inkubationszeit stattfindet.

Erklärt kann dies dadurch werden, dass es durch das Ferritwachstum zu einer Anreicherung an Kohlenstoff im umgebenden Austenit kommt. Dadurch wird dieser soweit stabilisiert, dass keine weitere Umwandlung mehr stattfinden kann. Erst eine Kohlenstoffausscheidung in Form von Karbiden führt zur Destabilisierung des Austenits, wodurch eine weitere Transformation ermöglicht wird.

Wie aus dieser Überlegung hervorgeht, sind daher die Kohlenstoffdiffusion und die Karbidbildung die geschwindigkeitsbestimmenden Faktoren der Umwandlung.

Durch Analyse der Inkubationszeiten der zweiten Phase kann somit auf den Einfluss der Legierungselemente rückgeschlossen werden.

Die höchstlegierte Variante DP_2.39Mn_0.77Cr (Abb. 9.28) zeigt das Auftreten der als „Avrami 2“ bezeichneten Phase bei 500°C Haltetemperatur nach einer Inkubationszeit von ca. 500s. Mit zunehmender Haltetemperatur kommt es zu einer rascheren Umwandlungskinetik, wodurch eine Verschiebung dieser Kurve zu geringeren Zeiten bei gleichzeitiger Mengenzunahme beobachtbar ist. Dies erscheint plausibel, da bei höheren Temperaturen die Beweglichkeit der Kohlenstoffatome zunimmt und somit der Prozess beschleunigt ablaufen kann.

Bei 600°C reicht die Temperatur aus, um eine vollständige Umwandlung nach ca. 1000s zu erreichen. Durch den Vergleich mit dem zugehörigen ZTU-Diagramm (Abb. 9.11) kann diese Umwandlungskurve als Ferritbildungsprozess charakterisiert werden, bei welcher eine vollständige Umverteilung des Kohlenstoffs notwendig ist.

Für die Beschreibung des Manganeinflusses wird in weiterer Folge ein Vergleich mit dem DP_1.82Mn durchgeführt (Abb. 9.29). Eine Manganreduktion führt dazu, dass der zuvor bei 500°C beobachtete Mechanismus zu geringeren Temperaturen verschoben wird. Das Auftreten der zweiten Phase ist bereits bei 450°C beobachtbar, wodurch es bei gleichen Temperaturen zu kürzeren Inkubationszeiten kommt. Eine vollständige Umwandlung kann bei 550°C gefunden werden. Somit führt eine Manganreduktion von 2.39m% auf 1.82m% ($\Delta=0.57\text{m}\%$) dazu, dass die ablaufenden Prozesse bei niedrigeren Temperaturen (ca. 50°C) stattfinden.

Eine Reduktion des Chromgehaltes (DP_0.27Cr, Abb. 9.30) führt zu ähnlichen Ergebnissen, wie sie bereits bei der Manganreduktion beschrieben wurden. Wiederum ist diese zweite Phase schon bei tieferen Temperaturen als beim DP_2.39Mn_0.77Cr zu finden. Im Unterschied dazu ist die Inkubationszeit jedoch bei der gleichen Temperatur auf ca. 25% verkürzt.

Resümee dieser Betrachtungen ist, dass sowohl Chrom als auch Mangan die Bildungstemperatur von Bainit senken, wodurch es gleichzeitig zu einer starken Beeinflussung der Inkubationszeiten kommt. Kurze Inkubationszeiten bedeuten ein

rasches Umwandlungsverhalten, was eine Übereinstimmung mit den Versuchen mit kontinuierlichen Abkühlraten bedeutet. Eine Reduktion von Chrom führt demnach zu einer beschleunigten Umwandlung bei hohen Abkühlraten. Die dabei auftretende rasche Kohlenstoffumverteilung und die unvollständige Ausbildung von polygonalem Ferrit führen dabei zu großen Mengen an acircularem Ferrit.

10.5 Charakterisierung des „Avrami 2“ – Mechanismus

Durch eine Kombination der kontinuierlichen und isothermen Untersuchungen kann die Wirkungsweise von Chrom und Mangan im hier untersuchten Umwandlungsbereich bereits gut beschrieben werden.

Weiters stimmen die in der Literatur gefundenen Erkenntnisse gut mit den Ergebnissen überein. Das T_0 -Konzept (Kapitel 5.11) gibt einen Hinweis darauf, dass es bei der Bildung von bainitischem Gefüge zu einer Kohlenstoffanreicherung im Austenit kommt. Reicht diese Kohlenstoffanreicherung aus, um den Austenit zu stabilisieren, kommt es zum Umwandlungsstopp. Erst durch Ausscheidung von Karbiden kann der Kohlenstoffgehalt im Austenit gesenkt werden, wodurch eine weitere Umwandlung stattfinden kann. Diese verzögerte Kinetik kann dabei in den bereits diskutierten isothermen Umwandlungskurven beobachtet werden.

Eine Betrachtung der Schliffbilder, welche aus den isothermen Umwandlungsuntersuchungen angefertigt wurden (Abb. 9.32 - Abb. 9.35), zeigt ein deutliches Abnehmen des braunen Phasenanteils mit zunehmender Haltezeit. Da diese Schliffbilder nur für Beobachtungen großer Bereiche geeignet sind, diese jedoch nur Spekulationen bezüglich Karbidausscheidungen zulassen, wurden für die weitere Aufklärung REM-Untersuchungen getätigt.

Wie in Abb. 9.37 ersichtlich ist, kommt es bei der Umwandlung von Austenit (durch Wasserabschreckung in den Bildern in Form von Martensit) in Ferrit zu den erwarteten Karbidausscheidungen.

Auffallend dabei ist, dass die Austenitkorngrenzen sehr gut erhalten bleiben und die Umwandlung bevorzugt an diesen startet, da Korngrenzendiffusion gegenüber Volumendiffusion rascher stattfindet. Mit zunehmender Haltezeit schreitet die Umwandlung immer tiefer ins Korn vor. Dabei kommt es zur Ausbildung von lamellenartigen Karbidausscheidungen. Je nach Haltezeit und Haltezeit variiert die Lage und Ausprägung der Lamellen.

Der Prozess kann demnach folgendermaßen zusammengefasst werden:

Bereits nach kurzen Haltezeiten kommt es zur Ausscheidung von Karbiden, welche lamellenartige, perlitähnliche Formationen auszubilden versuchen.

Tiefere Temperaturen führen aufgrund niedrigerer Diffusionsgeschwindigkeiten zu Bainitstrukturen mit typischen Ferritlamellen und Karbiden an den Lattengrenzen (Abb. 9.37). Da Bilder, die mit dem InLens Detektor aufgenommen wurden, die aus der Oberfläche hervorstehenden kohlenstoffreichen Phasen gegenüber den kohlenstoffarmen Phasen heller darstellen (Kanteneffekt), kann ebenfalls ein Kohlenstoffumverteilungstrend beobachtet werden.

Hohe Haltetemperaturen führen zur Bildung von Karbiden, wogegen solche Kohlenstoffanreicherungen bei tieferen Temperaturen weniger ausgeprägt sind.

Bei einer weiteren Temperaturverminderung kann eine deutliche Zunahme des Restaustenits beobachtet werden (Abb. 9.23). Diese kann ebenfalls auf die abnehmende Kohlenstoffmobilität zurückgeführt werden, wodurch es zu einer Stabilisierung von Austenit kommt.

Durch diese Untersuchungen soll in Zukunft eine Klärung des Umwandlungsmechanismus, alleinig durch Schliffbilder mit LePera-Ätzung und Restaustenitmessungen ermöglicht werden.

10.6 Atomsondenergebnisse

Auch die alternative Beurteilungsmethodik mittels Atomsonde lieferte interessante Ergebnisse, da schon bei dem sehr kleinen Untersuchungsvolumen die Umverteilung von Kohlenstoff während der Haltephase beobachtet werden kann (Abb. 9.38 - Abb. 9.40).

Diese beginnt bereits bei 100s und nimmt mit zunehmender Haltezeit zu. Chrom und Mangan zeigen bei den untersuchten Probenvolumina ebenfalls eine Abnahme der jeweiligen Konzentrationen. Da dieser Trend jedoch nicht so ausgeprägt wie beim Element Kohlenstoff ist und aufgrund der geringen Messungen keine aussagekräftige Statistik gemacht werden kann, wird bezüglich Umverteilung keine weitere Interpretation durchgeführt.

Der Vergleich mit den aus der Produktion zur Verfügung stehenden Zusammensetzungsuntersuchungen zeigt jedoch eine sehr gute Übereinstimmung (Tab. 9.3). Die geringen Abweichungen können dabei durch auftretende Inhomogenitäten im Material erklärt werden. Die größte Streuung ist bei den Werten für Titan (bei 100s) zu finden. Weiters ist zu bedenken, dass Chrom ein Ferritstabilisator ist, weshalb eine Anreicherung von Chrom im Ferrit erwartet werden könnte. Dieser Effekt ist jedoch nicht beobachtbar. Es lässt sich jedoch die Aussage treffen, dass Kohlenstoff durch die Kohlenstoffverarmung im untersuchten Volumen in umliegende Bereiche umverteilt wird. Dadurch sind Phänomene wie Restaustenitstabilisierung und Karbidausscheidungen zu erwarten. Dies korreliert mit

den Ergebnissen der zuvor durchgeführten Untersuchungen. Die Atomsondenmessungen zeigen jedoch zusätzlich, dass bei zunehmender Haltezeit eine Verarmung der Legierungsbestandteile stattfindet, sofern diese Elemente nicht in Form von Karbiden stabilisiert werden. Ein Beispiel dafür ist das Auftreten von Kohlenstoff-Niob-Verbindungen, welche bei allen drei Haltezeiten (bereits nach 100s Haltezeit) gefunden werden konnten (Abb. 9.38 - Abb. 9.40). Da es sich bei Niobkarbiden um sehr temperaturbeständige Ausscheidungen handelt, werden diese möglicherweise nicht während der Haltephase gebildet, sondern stammen noch aus dem Ausgangsmaterial. Somit reicht eine 60s dauernde Glühung für eine vollständige Auflösung dieser Karbide nicht aus. Das Auftreten von weiteren Karbiden konnte nicht beobachtet werden.

10.7 Zusammenfassung

Die Notwendigkeit hochfeste Stähle für den Automobilleichtbau herstellen zu können verlangt nach fundierten Kenntnissen über stattfindende Phasenumwandlungen. Im Zuge dieser Diplomarbeit wurden sieben Legierungskonzepte so gewählt, dass der Einfluss von Chrom und Mangan auf die Bainitbildung untersucht werden konnte.

Erste Berechnungen der Umwandlungstemperaturen mit empirischen Formeln als auch mit Thermocalc ermöglichten den Temperaturunterschied zwischen A_3 - und A_{c3} -Temperatur abzuschätzen. Wie aus dem Vergleich hervorgeht, führen die Gleichgewichtsberechnungen zu Umwandlungstemperaturen, welche ca. 70°C unter den praktischen Umwandlungstemperaturen liegen.

Bereits durch das Erstellen von ZTU-Diagrammen der jeweiligen Materialien konnte die verzögernde Wirkung auf das Umwandlungsverhalten sowohl von Mangan als auch von Chrom nachgewiesen werden.

Dieser Umstand wird in der Literatur bereits berichtet und stellt somit keine maßgebliche Neuerung dar. Obwohl die Wirkungsweisen der Elemente in der Literatur beschrieben sind, existieren jedoch über die kinetischen Vorgänge sowie über deren Einfluss auf die Umwandlungscharakteristik nur unzureichende Kenntnisse. Da dieses Wissen für die technische Erzeugung von maßgefertigten Materialien unumgänglich ist, wurde besonderes Augenmerk auf diese Problematik gelegt.

Durch Untersuchungen mit isothermer Haltephase, welche sowohl am Dilatometer als auch am MULTIPAS durchgeführt wurden, konnten deutliche Hinweise darauf gefunden werden, dass die Legierungselemente Chrom und Mangan unterschiedliche Einflüsse auf das Umwandlungsverhalten von Bainit haben.

Bei der Erstellung von isothermen Umwandlungskurven im Temperaturbereich zwischen 450°C und 600°C konnten zwei verschiedene Umwandlungsprozesse gefunden werden, welche in weiterer Folge durch eine mathematische Beschreibung eines modifizierten Avrami-Ansatzes analysiert wurden.

Chrom ist demnach bereits bei kurzen isothermen Haltezeiten wirksam, weshalb auch bei hohen Abkühlraten kohlenstoffumverteilende Phasen gut unterdrückt werden können. Im Unterschied dazu zeigt Mangan einen differenzierten Wirkungsbereich. Dieses Element nimmt erst nach längeren Haltezeiten Einfluss auf das Umwandlungsverhalten.

Gleichzeitig konnte gezeigt werden, dass diese Zweistufigkeit bei den kohlenstoffreduzierten Legierungsvarianten nicht auftritt.

Dies ist ein Anzeichen dafür, dass die Kohlenstoffumverteilung bei der zweistufigen Transformation einen wesentlichen Einfluss hat. Erklärt werden kann dieser Effekt dadurch, dass es bei der Bainitbildung zu einer Kohlenstoffanreicherung im Austenit kommt, wodurch diese Umwandlung durch Austenitstabilisierung gestoppt wird.

Erst durch Ausscheidung von Karbiden wird dieser Zustand wieder destabilisiert, wodurch eine weitere Umwandlung stattfinden kann. Da die Bildung von Karbiden Zeit benötigt, kommt es zum Auftreten der beobachteten Inkubationszeiten.

Dieses Gedankenmodell wird im sogenannten T_0 -Konzept beschrieben. Da bei Gültigkeit dieses Modells Karbide beobachtbar sein müssen, wurden weiterführende Untersuchungen mit hochauflösenden Methoden durchgeführt. Dabei ist der Umwandlungsprozess von Austenit in eine bainitische Phase gut durch die bereits gebildeten Ferritkörner als auch durch Kohlenstoff angereicherte, teilstabilisierte Körner beobachtbar. Die gebildeten Ferritbereiche neben Bereichen von Karbidausscheidungen und -lamellen weisen auf die Gültigkeit bzw. auf das Zutreffen des T_0 -Konzeptes hin.

Die optischen Beobachtungen konnten durch Restaustenitmessungen bestätigt werden, da mit dem Auftreten des zweiten Umwandlungsprozesses eine Abnahme des Restaustenits durch Karbidbildung nachgewiesen wurde.

Als alternative Untersuchungsmethode wurden Atomsondenmessungen an den am REM untersuchten Proben durchgeführt. Auch hier konnte mit zunehmender Haltezeit eine deutliche Umverteilung von Kohlenstoff beobachtet werden. Ein Bulkzusammensetzungsvergleich der Messspitzen mit der Analyse aus der Stahlerzeugung zeigt, dass es trotz der natürlichen Inhomogenitäten und des kleinen Messvolumens zu einer guten Übereinstimmung der Ergebnisse kommt.

Weiters ist es möglich, durch Atomsondenmessungen bei verschiedenen Haltezeiten und Temperaturen, Rückschlüsse auf Umverteilungsprozesse zu machen, obwohl keine Karbide bzw. kohlenstoffreichen Phasen direkt gemessen wurden.

Solche Messungen könnten in Zukunft eine interessante alternative Methodik für Phasenumwandlungsuntersuchungen darstellen. Um begründbare Schlüsse aus den Ergebnissen ziehen zu können, muss jedoch der große Interpretationsspielraum der bei den Messungen zur Verfügung steht durch weiterführende Messmethoden gezielt eingeschränkt werden.

Das in dieser Diplomarbeit untersuchte Umwandlungsverhalten sowie der Einfluss von Chrom und Mangan wurden durch eine Reihe von Methoden charakterisiert. Alleinige Betrachtungen des Endzustandes lieferten dabei keine zufriedenstellenden Antworten, wodurch Beobachtungen der Umwandlungskinetik und hochauflösende Untersuchungen unumgänglich waren.

Die gute Übereinstimmung der Messergebnisse zueinander und die Kombination dieser mit Modellvorstellungen aus der Literatur, ermöglichten durch umfassende Analysen der gesamten Untersuchungsmethodiken eine Klärung der auftretenden Mechanismen.

11 Literaturverzeichnis

-
- 1 Statistik Austria,
http://www.statistik.at/web_de/statistiken/verkehr/strasse/kraftfahrzeuge_-_bestand/index.html, Oktober 2007
 - 2 umweltbundesamt,
<http://www.umweltbundesamt.at/fileadmin/site/publikationen/REP0108.pdf>, Oktober 2007
 - 3 A. Pichler, H. Spindler, K. Spiradek, and P. Stiaszny, 'ULC Steels, A Basis for the Production of Thin Sheet Grades with Excellent Formability', IF Steels 2000 Proceedings, ISS, Warendale, 2000, Seite 69
 - 4 H. Fischmeister und B. Karlsson, Plastizitätseigenschaften grob-zweiphasiger Werkstoffe, Z. Metallkde. 68, 1977, Seite 311
 - 5 M. F. Ashby, The deformation of plastically nonhomogeneous materials, Phil. Mag. 21, 1969, Seiten 399 - 424
 - 6 H. Fischmeister und B. Karlsson, Plastizitätseigenschaften grob-zweiphasiger Werkstoffe, Z. Metallkde. 68, 1977, Seite 312
 - 7 A. Pichler, T. Hebesberger, S. Traint, Advanced High Strength Thin Sheet Grades: Improvement of Properties by Microalloying Assisted Microstructure Control, Int. Symposium on Niobium Microalloyed sheet steels for Automotive Applications Araxa-Mo, Brasilien, 2005
 - 8 S. Traint, Phase transformations and mechanical properties of low alloyed dual-phase and TRIP-steels, Fortschritt-Berichte VDI, Reihe 5, Nr. 656. Düsseldorf: VDI Verlag 2002 ISBN 3-18-365605-1, ISSN 0178-952X, Seite 4
 - 9 G. R. Speich, V. A. Demarest and R. L. Miller, Formation of Austenite During Intercritical Annealing of Dual-Phase Steel, Met. Trans, A, Vol 12A, 1981, Seiten 1419 - 1428
 - 10 G. S. Huppi, Dual-Phase Microalloyed Steels: Temperature and Cooling Rate Effects, M.S. Thesis No. T-2124, Colorado School of Mines, Golden, CO, 1979
 - 11 D. K. Matlock, G. Krauss, L. F. Ramos and G. S. Huppi, A Correlation of Process-Properties of Dual-Phase Steels, edited by R. A. Kot and J. W. Morris, TMS-AIME, Warrendale, PA, 1979, Seiten 91 - 117
 - 12 M. Abe, Formable steels, Material Science and Technology, Vol. 7, Constitution and Properties of Steels, R. W. Kahn, P. Haasen, E. J. Kramer, eds., VCH Verlagsgesellschaft mbH, Weinheim, 1992, Seiten 285 - 334.

-
- 13 M. Hillert, The nature of bainite, ISIJ Int. 35 9, 1995, Seiten 471 - 474.
 - 14 H. K. D. H. Bhadeshia, J. W. Christian, Bainite in Steels, Metall. Trans. A 21A, 2001, Seiten 767 - 797.
 - 15 E. S. Davenport und E. C. Bain, Trans. Met Soc. AIME 90, 1930, Seiten 117 - 154, ebenfalls publiziert in Metall. Trans. A 1, 1970 Seiten 3501 - 3530
 - 16 A. B. Greninger, und A. R. Troiano, Trans. AIMME 140, 1940, Seiten 307 - 336
 - 17 E. P. Klier und T. Lyman, Trans. AIMME 158, 1944, Seiten 394 - 422
 - 18 H. I. Aaronson, The Decomposition of Austenit by Diffusional Processes, eds. V. F. Zackay und H. I. Aaronson, Interscience Publishers, New York, 1962, Seiten 387 - 546
 - 19 M. Hillert, Decomposition of Austenite by Diffusional Processes, eds. V. F. Zackay and H. I. Aaronson, Interscience, New York, 1962, Seiten 197 - 247
 - 20 H. K. D. H. Bhadeshia, Bainite in Steels, Second Edition, 2001, ISBN 1-86125-112-2, Seiten 2 - 13
 - 21 H. I. Aaronson, H. A. Domian, Trans. Met Soc. AIME 236, 1966, Seiten 781-796
 - 22 H. K. D. H. Bhadeshia, Bainite in Steels, Second Edition, 2001, ISBN 1-86125-112-2, Seiten 24 - 28
 - 23 T. Nakamura, und S. Nagakura, International Conference on Martensitic Transformations-ICOMAT-86, Japan Institute of Metals, 1986, Seiten 386 - 391
 - 24 H. K. D. H. Bhadeshia, Bainite in Steels, Second Edition, 2001, ISBN 1-86125-112-2, Seite 65
 - 25 A. E. Austin und C. M. Schwartz, Proc. ASTM 52, 1952, Seiten 592 - 596
 - 26 H. K. D. H. Bhadeshia, Bainite in Steels, Second Edition, 2001, ISBN 1-86125-112-2, Seiten 69 - 73
 - 27 R. G. Baker und J. Nutting, JISI 192, 1959, Seiten 257 - 268
 - 28 H. K. D. H. Bhadeshia, Bainite in Steels, Second Edition, 2001, ISBN 1-86125-112-2, Seite 99
 - 29 A. B. Pippard, Classical Thermodynamics, Cambridge University Press, 1981
 - 30 H. K. D. H. Bhadeshia, Bainite in Steels, Second Edition, 2001, ISBN 1-86125-112-2, Seiten 128 - 134

-
- 31 H. K. D. H. Bhadeshia, *Bainite in Steels, Second Edition*, 2001, ISBN 1-86125-112-2, Seiten 129 - 149
- 32 J. Barford und W. S. Owen, *JISI* 197, 1961, Seite 146
- 33 H. K. D. H. Bhadeshia, *Bainite in Steels, Second Edition*, 2001, ISBN 1-86125-112-2, Seite 166
- 34 S. J. Matas und R. F. Hehemann, *Trans. Met Soc. AIME* 221, 1961, Seiten 179 - 185
- 35 H. K. D. H. Bhadeshia, *Bainite in Steels, Second Edition*, 2001, ISBN 1-86125-112-2, Seiten 198 - 190
- 36 J. R. Yang und H. K. D. H. Bhadeshia, *Proc of Int. Conf. on Welding Metallurgy of Structural Steels*, TMS AIME, Warrendale, Pennsylvania, 1987, Seiten 549 - 563
- 37 H. K. D. H. Bhadeshia, *Bainite in Steels, Second Edition*, 2001, ISBN 1-86125-112-2, Seite 241
- 38 M. Hillert, *Jernkontorets Ann.* 141, 1957, Seiten 757 - 764
- 39 R. F. Hehemann, *Phase Transformations*, ASM, Metals Park, Ohio, USA 1970, Seiten 397 - 432
- 40 A. B. Greninger und A. R. Troiano, *Trans. AIMME* 140, 1940, Seiten 307 - 336
- 41 J. R. Vilella, *Trans. AIME* 140, 1940, Seite 332
- 42 T. G. Nilan, *Trans. Met Soc. AIME* 239, 1967, Seiten 898 - 909
- 43 H. K. D. H. Bhadeshia, *Bainite in Steels, Second Edition*, 2001, ISBN 1-86125-112-2, Seiten 277 - 279
- 44 A. Kamada, N. Koshizuka und T. Funakoshi, *Trans. ISIJ* 16, 1976, Seite 407
- 45 K. J. Irvine und F. B. Pickering, *JISI* 187, 1957, Seiten 292 - 309
- 46 B. P. J. Sandvik und H. P. Nevalainen, *Metalls Tech.* 15, 1981, Seiten 213 - 220
- 47 Y. Ito und K. Bessyo, *Inst. Of Welding Document IX-576-68*, 1968
- 48 H. K. D. H. Bhadeshia, *Bainite in Steels, Second Edition*, 2001, ISBN 1-86125-112-2, Seiten 286 - 361
- 49 H. K. D. H. Bhadeshia, *Bainite in Steels, Second Edition*, 2001, ISBN 1-86125-112-2

-
- 50 S. Traint, Phase transformations and mechanical properties of low alloyed dual-phase and TRIP-steels, Fortschritt-Berichte VDI, Reihe 5, Nr. 656. Düsseldorf: VDI Verlag 2002 ISBN 3-18-365605-1, ISSN 0178-952X, Seiten 70 - 71
- 51 G. I. Rees und H. K. D. H. Bhadeshia, Mater. Sci. Technol., 8, 1992, Seite 985
- 52 G. I. Rees und H. K. D. H. Bhadeshia, Mater. Sci. Technol., 8, 1992, Seite 994
- 53 G. Ghosh and G. B. Olson, Acta Metal., 50, 2002, Seite 2099
- 54 M. Hillert, Metall. Mater., Trans.A, 25A, 1994, Seite 1957
- 55 M. Takahashi und H. K. D. H. Bhadeshia, Mater. Sci. Technol., 6, 1990, Seite 592
- 56 H. K. D. H. Bhadeshia, Bainite in Steels, Second Edition, 2001, ISBN 1-86125-112-2
- 57 M. Azuma, N. Fujita, M. Takahashi, T. Senuma, D. Quidort, T. Lung, Modelling Upper and Lower Bainite Transformation in Steels, ISIJ International, Vol. 45 2005, No. 2, Seiten 221 - 228
- 58 E. Houdremont, Handbuch der Sonderbaustähle, Dritte verbesserte Auflage, Erster Band, Springer Verlag OHC, Berlin/Göttingen/Heidelberg, 1956, Seiten 493 - 497
- 59 K. Kuo und L. E. Persson, J. Iron Steel Inst. Bd. 178, 1954, Seiten 39 - 44
- 60 E. Houdremont, Handbuch der Sonderbaustähle, Dritte verbesserte Auflage, Erster Band, Springer Verlag OHC, Berlin/Göttingen/Heidelberg, 1956, Seiten 500 - 502
- 61 E. Houdremont, Handbuch der Sonderbaustähle, Dritte verbesserte Auflage, Erster Band, Springer Verlag OHC, Berlin/Göttingen/Heidelberg, 1956, Seiten 617 - 631
- 62 Fa. ONA Electroerosion
http://www.ona-electroerosion.com/deu/edm/prin_edm.html, Oktober 2007
- 63 Fa. Bähr, Benutzerhandbuch des Typs DIL805 A/D
- 64 Fa. VATRON, Benutzerhandbuch
- 65 Fa. VATRON, Benutzerhandbuch und technisches Datenblatt „MULTIPAS“
- 66 Frank S. LePera, Improved Etching Technique to Emphasize Martensite and Bainite in High-Strength Dual-Phase Steel, National Steel Corporation Weirton, West Virginia, Journal of Metals, 1980

67 M. Schober, Diplomarbeit: Thermische Analyse von ausscheidungsgehärteten Stählen, Juni 2006, Seiten 36 - 42

68 Verein Deutscher Eisenhüttenleute, Werkstoffkunde Stahl Band 1 Grundlagen, Springer-Verlag, Berlin Heidelberg New York Tokyo, ISBN 3-540-12619-8, Verlag Stahleisen mbH Düsseldorf, 1984, Seite 228 - 229

12 Bildernachweis

Abb. 2.1: Einteilung der Stahltypen nach Bruchdehnung und Zugfestigkeit
A. Pichler, H. Spindler, K. Spiradek, and P. Stiaszny, 'ULC Steels, A Basis for the Produktion of Thin Sheet Grades with Excellent Formability', IF Steels 2000 Proceedings, ISS, Warendale, 2000, Seite 2

Abb. 3.1: Schematische Darstellung des Gefüges von Dualphasenstählen
A. Pichler, T. Hebesberger, S. Traint, Advanced High Strength Thin Sheet Grades: Improvement of Properties by Microalloying Assisted Microstructure Control, Int. Symposium on Niobium Microalloyed sheet steels for Automotive Applications, Araxa-Mo, Brasilien, 2005, Seite 8

Abb. 4.1: Ausschnitt aus dem für das Paraequilibrium berechneten Fe-C-Diagramm
S. Traint, Phase transformations and mechanical properties of low alloyed dual-phase and TRIP-steels, Fortschritt-Berichte VDI, Reihe 5, Nr. 656. Düsseldorf: VDI Verlag 2002 ISBN 3-18-365605-1, Seite 4

Abb. 4.2: Gefügeentwicklung in Abhängigkeit der Abkühlrate
D.K. Matlock, F. Zia-Ebrahimi, and G. Kraus, Structure, Properties and Strain Hardening of Dual-Phase Steels, Department of Metallurgical Engineering Colorado School of Mines Golden, Colorado 80401, Seite 56

Abb. 5.1: Bainitbildung an einer Austenitkorngrenze
H. K. D. H. Bhadeshia, Bainite in Steels, Second Edition, 2001, ISBN 1-86125-112-2, Seite 190

Abb. 5.2: Darstellung eines Bainit - Sheaf
H. K. D. H. Bhadeshia, Bainite in Steels, Second Edition, 2001, ISBN 1-86125-112-2, Seite 21

Abb. 5.3: Entwicklung der Zementitgröße beim Tempern von Martensit und Bainit
H. K. D. H. Bhadeshia, Bainite in Steels, Second Edition, 2001, ISBN 1-86125-112-2, Seite 99

-
- Abb. 5.4: Schematisches TTT Diagramm welches die Lage der zwei C-Umwandlungskurven und der TH Temperatur zeigt
H. K. D. H. Bhadeshia, Bainite in Steels, Second Edition, 2001, ISBN 1-86125-112-2, Seite 132
- Abb. 5.5: Matas und Hehemann Modell
H. K. D. H. Bhadeshia, Bainite in Steels, Second Edition, 2001, ISBN 1-86125-112-2, Seite 190
- Abb. 5.6: Unterschied zwischen der Bildung von acircularem Ferrit und Bainit im Austenitkorn
H. K. D. H. Bhadeshia, Bainite in Steels, Second Edition, 2001, ISBN 1-86125-112-2, Seite 242
- Abb. 5.7: Einfluss von Mn, Ni, Cr und Mo auf die Volumenanteile von acircularem Ferrit bzw. Bainit
H. K. D. H. Bhadeshia, Bainite in Steels, Second Edition, 2001, ISBN 1-86125-112-2, Seite 262
- Abb. 5.8: G-x-Kurven für die T0-Konzept Beschreibung
S. Traint, Phase transformations and mechanical properties of low alloyed dual-phase and TRIP-steels, Fortschritt-Berichte VDI, Reihe 5, Nr. 656. Düsseldorf: VDI Verlag 2002 ISBN 3-18-365605-1, Seite 71
- Abb. 7.1: Einfluss von Mangan auf das Umwandlungsverhalten
E. Houdremont, Handbuch der Sonderbaustähle, Dritte verbesserte Auflage, Erster Band, Springer Verlag OHC, Berlin/Göttingen/Heidelberg, 1956, Seite 493
- Abb. 7.2: Einfluss von Mangan auf die isotherme Umwandlung von Kohlenstoffstählen
Eigenen Darstellung des Autors in Anlehnung an E. Houdremont, Handbuch der Sonderbaustähle, Dritte verbesserte Auflage, Erster Band, Springer Verlag OHC, Berlin/Göttingen/Heidelberg, 1956, Seite 502
- Abb. 7.3: Das System Eisen-Chrom
P. Oberhoffer u. H. Esser: Stahl u. Eisen Bd. 47 (1927) S. 2021-2031. – F. Adcock: J. Iron Steel Inst. Bd. 124 (1931) S. 99 - 149; σ -Phase nach A. J. Cook u. F. W. Jones: J. Iron Steel Inst. Bd. 148 (1943) Seiten 217 - 226
- Abb. 7.4: Einfluss von Chrom auf die Umwandlungskinetik
Eigenen Darstellung des Autors in Anlehnung an E. Houdremont, Handbuch der Sonderbaustähle, Dritte verbesserte Auflage, Erster Band, Springer Verlag OHC, Berlin/Göttingen/Heidelberg, 1956, Seite 631
- Abb. 8.1: Untersuchungsschema
Eigene Darstellung des Autors

-
- Abb. 8.2: Zwischen Messstiften eingespannte Dilatometerprobe inkl. Thermoelemente
Fa. VATRON, Poster für die Funktionsweise des Dilatometers Bähr 805A/D
- Abb. 8.3: Funktionsweise der magnetischen Restaustenitmessung (Fa. VATRON)
Fa. VATRON, Benutzerhandbuch
- Abb. 8.4: Konduktives Heizsystem des MULTIPAS
Fa. VATRON, Poster für die Funktionsweise des „MULTIPAS“
- Abb. 8.5: Funktionsprinzip der Atomsonde
M. Schober, Diplomarbeit: Thermische Analyse von ausscheidungsgehärteten Stählen, Juni 2006, Seite 37
- Abb. 8.6: Ätzschema für die Atomsondenproben
Eigene Darstellung des Autors
- Abb. 8.7: Ätzschema des Microloopings
Eigene Darstellung des Autors