

Montanuniversität Leoben

**Neue Einsatz- und Vergütungsstähle für die  
Herstellung über eine Kaltbandroute**



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

Leoben, Juni 2012

## **Eidesstattliche Erklärung**

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

## **Affidavit**

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

---

Datum

---

Unterschrift

## Danksagung

An dieser Stelle möchte ich mich bei all jenen bedanken, die mich bei dieser Arbeit unterstützt und betreut haben.

Vom Department Metallkunde und Werkstoffprüfung der Montanuniversität Leoben möchte ich mich bei Herrn Univ.-Prof. DI Dr. mont. Helmut Clemens für die Gestattung der Durchführung einer industrienahen Diplomarbeit bedanken. Herrn DI Dr. mont. Harald Leitner danke ich für die Betreuung und die kritische Durchsicht dieser Arbeit.

Ebenfalls möchte ich mich bei Herrn DI Dr. Andreas Pichler bedanken, welcher mir die Arbeit sowohl als Ferialpraktikantin als auch als Diplomandin bei der voestalpine Stahl GmbH ermöglicht hat. Herrn DI Klemens Mraczek danke ich für die Unterstützung und Betreuung dieser Arbeit und die Vermittlung von Erfahrungswerten rund um das Thema Stahl.

Außerdem möchte ich mich bei allen Freunden bedanken, die ich im Laufe des Studiums kennen und schätzen gelernt habe:

Bei Julia Koppler, die durch ihr Lächeln und ihr Vertrauen alle auftretenden Zweifel aus der Welt geschafft hat und mit der ich die lustigsten und aufregendsten Momente während des Studiums erlebt habe.

Bei Nadine Raidl, der liebenswertesten Mitbewohnerin, mit der ich in unserer kurzen gemeinsamen Studentenzeit viel Spaß gehabt habe.

Bei Eva Eidenberger und Christoph Turk, die mich durch ihre lustigen Lerneinheiten und außergewöhnlichen Eselsbrücken zum Lernen animiert haben und unter anderem somit viel Freude in das Studentenleben gebracht haben.

Mein größter Dank gilt meiner Familie, vor allem meinen Eltern Elisabeth und Helmut, welche mir diesen Weg ermöglicht und mich in jeder Lebenssituation unterstützt haben. Außerdem haben sie mir immer klar gemacht, dass man alles schaffen kann, wenn man es will. Meinen Schwestern Rebekka und Esther danke ich dafür, dass sie mich in vielen freudigen Momenten meinen Stress während des Studiums vergessen haben lassen.

Zum Schluss möchte ich mich bei meinem Freund Patric von Herzen bedanken, da er mir seit vier Jahren unterstützend zur Seite steht und meine Sorgen, vor allem während der Diplomarbeitszeit, durch Gespräche verschwinden hat lassen.

# Inhaltsverzeichnis

Abbildungsverzeichnis.....	IV
Tabellenverzeichnis.....	VI
Abkürzungsverzeichnis .....	VII
1 Einleitung und Problemstellung.....	1
2 Theoretische Grundlagen.....	3
2.1 Einsatz- und Vergütungsstähle/ Lufthärtende Stähle .....	3
2.2 Einflüsse auf die Härbarkeit .....	4
2.2.1 Legierungselemente .....	5
2.2.1.1 Einfluss auf das thermodynamische Gleichgewicht .....	5
2.2.1.2 Einfluss auf die Kinetik der $\alpha$ - $\gamma$ -Umwandlung .....	7
2.2.1.3 Einfluss auf die Bainit- und Martensitstarttemperatur.....	9
2.2.2 Austenitisierungstemperatur .....	10
2.3 Verformungsverfestigung beim Walzen.....	11
2.4 Wärmebehandlungen .....	13
2.4.1 Weichglühen .....	13
2.4.2 Rekristallisationsglühen .....	14
2.4.3 Härten und Anlassen .....	15
2.5 Stickstoffabbinding .....	16
3 Experimentelles.....	18
3.1 Probenherstellung .....	18
3.1.1 Warmwalzsimulator .....	19
3.1.2 Kaltwalzsimulator.....	20
3.2 Glühaggregate und Glühzyklen.....	20
3.2.1 Haubenglühsimulator.....	20
3.2.2 Dilatometer .....	21
3.2.3 MULTIPAS (Multipurpose Annealing Simulator).....	22
3.3 Analyse .....	23
3.3.1 Metallografische Untersuchungen mittels Lichtmikroskop .....	23
3.3.2 Flächenausählverfahren .....	23
3.3.3 Rasterelektronenmikroskop (REM) und EDX .....	23
3.3.4 Magnetjochmethode (Magnetische Restaustenitmessung) .....	24
3.3.5 Zugprüfung .....	25
3.3.6 Mikrohärteprüfung nach VICKERS .....	25

---

3.3.7	Chemische Analyse der Stickstoffabbinding.....	25
4	Ergebnisse .....	26
4.1	Warmband.....	26
4.1.1	Gefügecharakterisierung .....	26
4.1.2	Mechanische Eigenschaften .....	29
4.2	Geglühtes Warmband .....	30
4.3	Kaltwalzbarkeit/ Verformungsverfestigung .....	31
4.4	Rekristallisationsgeglühtes Material .....	34
4.4.1	Mechanische Eigenschaften .....	35
4.4.2	Gefügecharakterisierung .....	38
4.4.3	Abbindungsanalyse .....	45
4.5	Gehärtetes Material.....	49
4.5.1	Dilatometer .....	49
4.5.2	MULTIPAS.....	67
5	Diskussion.....	69
5.1	Einfluss der Legierungselemente auf die Mikrostruktur und die mechanischen Eigenschaften des Warmbandes .....	69
5.2	Kaltwalzbarkeit und Einfluss einer Zwischenglühung .....	70
5.3	Einfluss der Legierungselemente und Glühparameter auf die Mikrostruktur und die mechanischen Eigenschaften beim Rekristallisationsglühen .....	71
5.4	Stickstoffabbinding nach dem Rekristallisationsglühen.....	74
5.5	Einfluss der Legierungselemente auf das Umwandlungsverhalten und die kritische Kühlrate .....	75
5.6	Einfluss der Legierungselemente auf die Härte.....	76
6	Zusammenfassung und Ausblick .....	77
	Literaturverzeichnis .....	IX

## Abbildungsverzeichnis

Abbildung 2.1: Wirkung metallurgischer und legierungstechnischer Einflüsse auf die Lage der Umwandlungslinien im ZTU-Schaubild [10].....	5
Abbildung 2.2: Typen der Zustandsdiagramme von Eisenlegierungen .....	6
Abbildung 2.3: Wirkung von substitutionellen Legierungselementen auf die $\gamma$ -Phase [13] .....	7
Abbildung 2.4: Beeinflussung der $\gamma$ - $\alpha$ -Umwandlung durch die Austenitisierungsbedingungen [10] .....	11
Abbildung 2.5: Bildung geometrisch notwendiger Versetzungen in einem Einkristall [28] .....	12
Abbildung 2.6: Schematische Darstellung der Verformung eines Polykristalls [28]... ..	12
Abbildung 2.7: Bildung geometrisch erzwungener Versetzungen an Korngrenzen und Einlagerungen [30] .....	13
Abbildung 2.8: Schematische Darstellung der Perliteinformung beim Weichglühen [31] .....	14
Abbildung 2.9: Schematischer Temperaturverlauf beim Vergüten [36] .....	16
Abbildung 3.1: Schematischer Haubenglühzyklus.....	21
Abbildung 3.2: Schema der Glühzyklen am Dilatometer und am MULTIPAS .....	22
Abbildung 3.3: Funktionsweise der magnetischen Restaustenitmessung [46] .....	24
Abbildung 4.1: Mikrostruktur der Legierungen mit variierendem Kohlenstoff- bzw. Chromgehalt a) LHVA; b) LHVA_C+; c) LHVA_C+Cr+ .....	27
Abbildung 4.2: REM-Aufnahmen der Variante LHVA_C+Cr+ .....	27
Abbildung 4.3: Gefügebilder der Legierungen mit variierendem Mangangehalt .....	28
Abbildung 4.4: Gefügebilder der Legierungen mit variierendem Molybdän- und Vanadiumgehalt a) LHSG; b) LHSG_Mo+; c) LHSG_Mo+V+ .....	29
Abbildung 4.5: Mechanische Eigenschaften des Warmbandes.....	30
Abbildung 4.6: Vergleich der Gefügeausbildung der Legierung LHVA_Mo-Mn++ .....	31
Abbildung 4.7: a) Doppellogarithmische Darstellung der wahren $\sigma$ - $\epsilon$ -Kurve; .....	33
Abbildung 4.8: Fließkurven der Mn-Varianten .....	34
Abbildung 4.9: Zugfestigkeit und Streckgrenze nach dem Rekristallisationsglühen ..	36
Abbildung 4.10: Zugfestigkeit und Streckgrenze nach dem Rekristallisationsglühen	37
Abbildung 4.11: Zugfestigkeit und Streckgrenze nach dem Rekristallisationsglühen	38
Abbildung 4.12: Gefügebilder nach dem Rekristallisationsglühen (LHVA) .....	39
Abbildung 4.13: Gefügebilder nach dem Rekristallisationsglühen bei 10 h/ 650°C ...	41
Abbildung 4.14: Gefügebilder nach dem Rekristallisationsglühen bei 10 h/ 650°C ...	42
Abbildung 4.15: Vergleich der Mikrostruktur bei erhöhtem Mangangehalt (LHVA_Mo-Mn++) .....	42

Abbildung 4.16: REM-Aufnahmen von LHVA_Mo-Mn++ nach der Glühung bei 675°C .....	43
Abbildung 4.17: Gefügebilder nach dem Rekristallisationsglühen (LHSG).....	44
Abbildung 4.18: Gefügebilder nach dem Rekristallisationsglühen bei 10 h/ 650°C ...	45
Abbildung 4.19: a) Löslichkeitsisothermen von BN; b) Löslichkeitsprodukt von BN ..	46
Abbildung 4.20: a) Löslichkeitsisothermen von AlN; b) Löslichkeitsprodukt von AlN.	47
Abbildung 4.21: Löslichkeitsisothermen verschiedener Autoren bei T=1200°C .....	47
Abbildung 4.22: Löslichkeitsprodukte von AlN verschiedener Referenzen.....	48
Abbildung 4.23: Mikrostruktur der Legierung LHVA nach der Härtung.....	51
Abbildung 4.24: Mikrostruktur der Legierung LHVA_C+ nach der Härtung .....	52
Abbildung 4.25: Mikrostruktur der Legierung LHVA_C+Cr+ nach der Härtung .....	53
Abbildung 4.26: Mikrostruktur der Legierung LHVA_Mo- nach der Härtung.....	54
Abbildung 4.27: Mikrostruktur der Legierung LHVA_Mo-Mn++ nach der Härtung.....	55
Abbildung 4.28: Mikrostruktur der Legierung LHSG nach der Härtung .....	56
Abbildung 4.29: Mikrostruktur der Legierung LHSG_Mo+V+ nach der Härtung .....	57
Abbildung 4.30: Auswertung der gemessenen Dilatometerkurve bei kontinuierlicher Abkühlung .....	58
Abbildung 4.31: Abgeleitete Dilatometerkurve und ermittelte Phasenmengen .....	59
Abbildung 4.32: ZTU-Schaubild der Variante LHVA .....	60
Abbildung 4.33: ZTU-Schaubild der Variante LHVA_C+ .....	61
Abbildung 4.34: ZTU-Schaubild der Variante LHVA_C+Cr+ .....	62
Abbildung 4.35: ZTU-Schaubild der Variante LHVA_Mo-.....	63
Abbildung 4.36: ZTU-Schaubild der Variante LHVA_Mo-Mn++.....	63
Abbildung 4.37: ZTU-Schaubild der Variante LHSG .....	64
Abbildung 4.38: ZTU-Schaubild der Variante LHSG_Mo+V+ .....	65
Abbildung 4.39: Härteverlauf in Abhängigkeit der Kühlrate für die C-Cr-Variante .....	66
Abbildung 4.40: Härteverlauf in Abhängigkeit der Kühlrate .....	67
Abbildung 4.41: Verlauf der Zugfestigkeit in Abhängigkeit der Kühlrate .....	68
Abbildung 5.1: Dilatometerkurve des Haubenglühzyklus bei LHVA_Mo-Mn++ .....	73
Abbildung 5.2: Phasendiagramm der Legierung LHVA_Mo-Mn++ (Thermocalc).....	73

## Tabellenverzeichnis

Tabelle 2.1: Legierungsbereiche ausgewählter Einsatz- und Vergütungsstähle [5,6] .3	
Tabelle 2.2: Werte für das Löslichkeitsprodukt aus der Literatur.....	17
Tabelle 3.1: Chemische Zusammensetzung der untersuchten Legierungen.....	19
Tabelle 4.1: Vergleichsformänderung in Abhängigkeit der Beanspruchung .....	32
Tabelle 4.2: Vergleich der gemessenen Streckgrenze mit der Hall-Petch-Beziehung .....	40
Tabelle 4.3: Ergebnisse der Abbindungsverhältnisse aus der nasschemischen Analyse .....	49

## Abkürzungsverzeichnis

$\bar{a}$ ...	Mittlere Kornfläche [m <sup>2</sup> ]
$\alpha$ ...	Alpha-Ferrit
$\alpha'$ ...	Martensit
$\alpha_{\text{temp}}$ ...	Angelassener ( <i>tempered</i> ) Martensit
A <sub>1</sub> ...	P-S-K-Linie im Eisen-Kohlenstoff-Diagramm
A <sub>25</sub>	Bruchdehnung bei einer Messlänge von 25 mm [%]
A <sub>3</sub> ...	G-O-S-Linie im Eisen-Kohlenstoff-Diagramm
A <sub>C3</sub> ...	A <sub>3</sub> -Linie beim Aufheizen ( <i>c...chauffage</i> )
B <sub>S</sub> ...	Bainit-Starttemperatur [K]
$\beta$ , C...	Konstanten
c <sub><math>\alpha</math></sub> ...	Konzentrationsanteil in $\alpha$
c <sub><math>\gamma</math></sub> ...	Konzentrationsanteil in $\gamma$
D...	Korndurchmesser [m]
d...	Mittlerer Korndurchmesser [m]
$\delta$ ...	Delta-Ferrit
$\delta l$ ...	Differentielle Längenänderung
DP...	engl. <i>Dual Phase</i>
$\epsilon$ ...	Epsilon-Karbid (Fe <sub>2,4</sub> C)
$\epsilon_W$ ...	Wahre Dehnung
EDX...	engl. <i>energy dispersive X-ray spectroscopy</i>
Fe <sub>3</sub> C...	Zementit
$\gamma$ ...	Gamma-Mischkristall/ Austenit
$\Delta H$ ...	Enthalpieänderung
HV...	Vickers-Härte
kfz (fcc)...	Kubisch-flächenzentriert (engl. <i>face centered cubic</i> )
k <sub>H</sub> ...	Hollomon-Konstante
KR...	Kühlrate [K/s]
k <sub>y</sub> ...	Hall-Petch-Konstante [MPa*m <sup>1/2</sup> ]
l...	Länge [m]
LC...	engl. <i>Low Carbon</i>
mass.%...	Massenprozent
M <sub>S</sub> ...	Martensit-Starttemperatur [K]
n...	Exponent der Hollomon-Gleichung
n <sub>1</sub> , n <sub>2</sub> ...	Anzahl der Körner
Q...	Aktivierungsenergie [J/mol]
$\phi_V$ ...	Vergleichsspannung [MPa]

---

$\phi_w$ ...	Wahre Spannung [MPa]
R...	Gaskonstante [J/mol K]
r...	Biegeradius [m]
RA...	Restaustenit [%]
REM...	Rasterelektronenmikroskop
$R_m$ ...	Zugfestigkeit [MPa]
$R_{p0.2}$ ...	Streckgrenze [MPa]
$\sigma, \sigma_0$ ...	Normalspannung/ krit. Normalspannung [MPa]
t...	Dicke [m]
$T_\gamma$ ...	Austenitisierungstemperatur [K]
ZTU...	Zeit-Temperatur-Umwandlung

# 1 Einleitung und Problemstellung

Die steigenden Anforderungen im Automobilbau hinsichtlich Crashesicherheit und Gewichtsreduktion erfordern den Einsatz immer höherfesterer Werkstoffe. Dadurch werden neben dem Kraftstoffverbrauch auch die CO<sub>2</sub>-Emissionen verringert. Gutes Umformvermögen, eine reduzierte Teileanzahl und die Nutzung bestehender Produktionsanlagen sollen die Herstellungskosten senken. Einsatz- und Vergütungsstähle, die aufgrund ihrer Legierungszusammensetzung schon bei einer Abkühlung an Raumluft aushärten, sogenannte lufthärtende Stähle, bieten ein besonderes Potential. Sie finden aufgrund der Kombination aus Verformbarkeit und Härtebarkeit Anwendung für geschweißte, statisch und dynamisch hoch belastete Bauteile in der Automobilindustrie. Ihre Besonderheit besteht darin, dass sie im kaltgewalzten Lieferzustand eine sehr gute Verformbarkeit aufweisen, wodurch Bauteile mit komplexerer Form hergestellt werden können. Eine anschließende Wärmebehandlung in normalen Wärmebehandlungsöfen, z.B.: Durchlauföfen, und Abkühlung an Luft verleiht den Bauteilen ihre Endfestigkeit. Eine Feineinstellung der mechanischen Eigenschaften ist durch eine geeignete Wahl der Anlassparameter möglich [1,2].

Für den Formgebungsprozess können konventionelle Fertigungslinien und Werkzeuge verwendet werden. Im Vergleich zum Presshärten, bei dem der Verformungs- und Abkühlvorgang im Presswerk erfolgt, kann der Umformprozess am Bauteil schneller erfolgen, da keine die Taktzeit bestimmende Abkühlzeit im Werkzeug nötig ist [3].

Ein weiterer Vorteil lufthärtender Stähle ist ihre gute Schweißbarkeit, da sie unempfindlich gegenüber einer mechanischen Entfestigung infolge von Wärmebeeinflussung sind. Nach dem Schweißen härten sie direkt mit der Abkühlung an Luft wieder aus und erfahren keinen Festigkeitsverlust [2].

Die lufthärtenden Stähle zählen zu den legierten Vergütungsstählen, analog 15CrMoV69, die durch den vergleichsweise hohen Gehalt an teuren Legierungselementen wie zum Beispiel Molybdän und Vanadium nicht wirtschaftlich im Großserien-Automobilbau einsetzbar sind. Um die Eigenschaften eines lufthärtenden Einsatz- oder Vergütungsstahles bei Absenkung des Molybdängehaltes beizubehalten, müssen die Legierungselemente Mangan, Chrom, Molybdän und Vanadium entsprechend abgestimmt werden [4].

Die Verwendung stark umwandlungsverzögernder Legierungselemente und die Möglichkeit der Aushärtung an Luft führen bei diesen Stählen, aufgrund der höheren Festigkeiten bereits nach dem Warmwalzen, zu schlechteren Umformeigenschaften bei der weiteren Herstellung. Im Zuge der Diplomarbeit werden verschiedene Legierungskonzepte, vornehmlich mit erhöhtem Mangangehalt, während des gesamten kleintechnischen Herstellungsprozesses, der sich an der großtechnischen Herstellung orientiert, charakterisiert. Dafür werden die Gefügeausbildung mittels licht- und rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen untersucht und die mechanischen Eigenschaften aus dem Zugversuch bzw. aus der Härtemessung ermittelt. Ausgehend vom warmgewalzten Material wird die Verfestigung während des Kaltwalzens beobachtet, um eine eventuelle Zwischenglühung vor dem Kaltwalzen begründen zu können. In weiterer Folge werden die nötigen Glühparameter für die Rekristallisationsglüfung und die daraus entstehenden mechanischen Eigenschaften des Materials eruiert. Dazu gehört ebenfalls die Untersuchung der Stickstoffabbindungsverhältnisse bei erhöhtem Aluminiumgehalt. Abschließend soll das Umwandlungsverhalten anhand von Dilatometermessungen und mit Hilfe eines Glühsimulators untersucht werden. Letzterer bietet die Möglichkeit der Verwendung größerer Probenabmessungen, z.B.: für die Herstellung von Zugproben.

Die Wahl der Legierungselemente, vorwiegend der erhöhte Mangangehalt, beruht auf dem Wunsch nach reduzierten Legierungskosten, um die Wettbewerbsfähigkeit dieser Stähle zu erhöhen.

In dieser Arbeit werden nach den theoretischen Grundlagen, der Beschreibung der verwendeten Geräte und der untersuchten Legierungen, die Ergebnisse der Arbeit präsentiert. Abschließend werden diese mithilfe der theoretischen Grundlagen diskutiert und darauf aufbauend ein Ausblick auf mögliche weitere Untersuchungen gegeben.

## 2 Theoretische Grundlagen

### 2.1 Einsatz- und Vergütungsstähle/ Lufthärtende Stähle

Die Eigenschaften von Vergütungsstählen werden durch Härten und einen anschließenden Anlassschritt eingestellt und hängen neben der Anlass temperatur von der chemischen Zusammensetzung und der Wanddicke ab. Abhängig von dem zum Härten verwendeten Medium spricht man von Wasser-, Öl- oder Luftvergüten. In Tabelle 2.1 sind die wichtigsten Legierungselemente und deren Konzentrationsbereich in Massenprozent für bestimmte Einsatz- und Vergütungsstähle angegeben.

**Tabelle 2.1: Legierungsbereiche ausgewählter Einsatz- und Vergütungsstähle [5,6]**

Einsatzstähle (Auszug aus [5])							
Stahlsorte	Werkstoff- Nummer	C	Si max.	Mn	P max.	S max.	Cr
C10E	1.1121	0,07- 0,13	0,4	0,30- 0,60	0,025	0,01	max. 0,40
C15E	1.1141	0,12- 0,18	0,4	0,30- 0,60	0,025	0,01	max. 0,40
16MnCr5	1.7131	0,14- 0,19	0,4	1,00- 1,30	0,025	0,01	0,80- 1,10

Vergütungsstähle (Auszug aus [6])									
Stahlsorte	Werkstoff- Nummer	C	Si max.	Mn	P max.	S max.	Cr	Mo max.	Ni max.
C22E	1.1151	0,17- 0,24	0,4	0,40- 0,70	0,025	0,01	max. 0,40	0,1	0,4
C45E	1.1191	0,42- 0,50	0,4	0,50- 0,80	0,025	0,01	max. 0,40	0,1	0,4
C60E	1.1221	0,57- 0,65	0,4	0,60- 0,90	0,025	0,01	max. 0,40	0,1	0,4
28Mn6	1.1170	0,25- 0,32	0,4	1,30- 1,65	0,025	0,01	max. 0,40	0,1	0,4

Der Kohlenstoffgehalt bei Vergütungsstählen liegt zwischen 0,2 % und 0,65 %, da bei konventionellen Vergütungsstählen damit die maximale Festigkeit erreicht wird. Durch die Zugabe von Mangan bis etwa ein Prozent werden die Zähigkeitseigenschaften verbessert und die Festigkeit erhöht. Bei höheren Gehalten steigt die Neigung zur Anlassversprödung. Chrom verbessert deutlich die Härbarkeit, verschiebt den Perlitpunkt zu geringeren Kohlenstoffgehalten, wodurch der Karbidgehalt erhöht wird, und bildet bei entsprechendem Gehalt leicht Sonderkarbide, die die Anlassbeständigkeit erhöhen. Außerdem wirkt Chrom kornverfeinernd. Ebenso verbessert Molybdän die Härbarkeit, verringert aber entscheidend die Neigung zur Anlassversprödung und unterdrückt zugunsten der Bainitbildung die Perlitstufe. Ein weiteres Element, das die Härbarkeit durch die Zugabe von sehr geringen Mengen erhöht, ist Bor [7]. Bor segregiert als interstitiell gelöstes Element mit hoher Diffusivität im Austenit zu den Korngrenzen, bevor sich bei der Abkühlung Ferrit bildet. Durch die Senkung der Grenzflächenenergie der Austenitkorngrenzen wird die diffusionsgesteuerte Umwandlung verzögert [8].

Einsatzstähle haben in der Regel einen geringeren Kohlenstoffgehalt und werden deshalb nach dem Aufkohlen („Einsetzen“) der Randschicht bei einer Aufkohlungstemperatur von ca. 900°C direkt gehärtet. Der Kohlenstoffgehalt wird beim Aufkohlen auf etwa 0,6 % bis 0,9 % erhöht. Bei Temperaturen um 150°C wird das Bauteil anschließend entspannt, was in etwa der ersten Anlassstufe entspricht, in der sich der tetragonale Martensit in den weniger verspannten, kubischen Martensit umwandelt. Dabei werden die Festigkeitswerte kaum herabgesetzt, aber die Rissneigung der gehärteten Randschicht deutlich verringert [7].

## 2.2 Einflüsse auf die Härbarkeit

Der älteste Begriff, der zum Zwecke der Kennzeichnung der Härbarkeit geprägt wurde, ist die „kritische Abkühlgeschwindigkeit“ und gibt die kleinste Abkühlungsgeschwindigkeit an, bei der noch reiner Martensit entsteht. Sie entspricht derjenigen Abkühlungskurve im Umwandlungsschaubild, die am weitesten rechts, sprich bei höheren Zeiten liegt, aber noch an den Feldern der Perlit- und Bainitstufe vorbeiführt [9].

In Abbildung 2.1 ist schematisch ein Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild (ZTU) dargestellt. Es verdeutlicht, dass die diffusionsgesteuerten Umwandlungen durch die Zugabe von Legierungselementen erheblich verzögert werden, da diese nicht nur die Diffusionsgeschwindigkeit des Kohlenstoffes herabsetzen, sondern auch die Selbstdiffusion der Eisenatome erschweren. Neben der chemischen Zusammensetzung wird die Austenitumwandlung, und in weiterer Folge die

Härtbarkeit, durch die Austenitisierungsbedingungen beeinflusst. Wie aus der Abbildung ersichtlich, führt beispielsweise eine hohe Härtetemperatur zu einer Umwandlungsverzögerung, sprich einer Verschiebung des Perlit- und Bainitbereiches nach rechts, zu höheren Zeiten. Ein Grund dafür ist, dass etwaige Karbide bei höherer Härtetemperatur eher aufgelöst werden, und nicht als Keimstelle für die Ferritbildung dienen können. Weiters stellen gröbere Austenitkörner ebenso weniger Keimstellen zur Verfügung, als ein feines Gefüge [10].

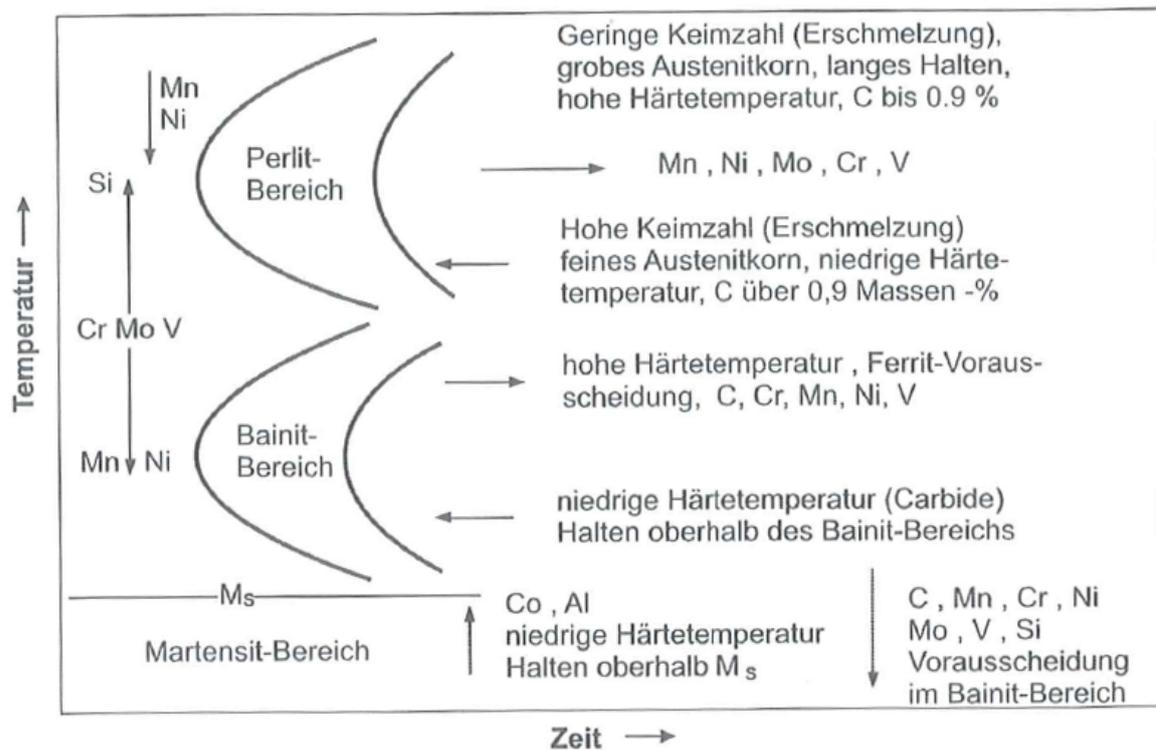


Abbildung 2.1: Wirkung metallurgischer und legierungstechnischer Einflüsse auf die Lage der Umwandlungslinien im ZTU-Schaubild [10]

## 2.2.1 Legierungselemente

### 2.2.1.1 Einfluss auf das thermodynamische Gleichgewicht

Allgemein kann man den Einfluss von Legierungselementen in Stahl auf das Zustandsdiagramm durch die Änderung der Phasenfelder beschreiben. In Kategorien unterteilt bedeutet das: ein offenes oder geschlossenes und ein erweitertes oder eingegengtes Gamma ( $\gamma$ )-Phasenfeld (siehe Abbildung 2.2 [11]). Somit können Legierungselemente das Zustandsdiagramm auf zwei Arten beeinflussen:

- Durch Erweiterung des  $\gamma$ -Phasenfeldes und Begünstigung der Austenitbildung über einen weiteren Bereich der chemischen Zusammensetzung. Diese Elemente nennt man Gammastabilisatoren.

- Durch Einengung des  $\gamma$ -Phasenfeldes und Begünstigung der Ferritbildung über einen weiteren Bereich der chemischen Zusammensetzung. Diese Elemente nennt man Ferritstabilisatoren.

### Typ 1: Offenes $\gamma$ -Phasenfeld

Durch Zulegieren bestimmter Elemente, die mit dem Austenit Substitutionsmischkristalle bilden, wird mit zunehmendem Legierungsgehalt das  $\gamma$ -Mischkristallgebiet vergrößert. Zu dieser Gruppe zählen u.a. die wichtigen Stahllegierungselemente Mangan und Nickel. Durch die Herabsetzung der Phasenumwandlung von Austenit zu Ferrit zu niedrigeren Temperaturen verschieben sich somit  $A_1$  und  $A_3$ .

### Typ 2: Erweitertes $\gamma$ -Phasenfeld

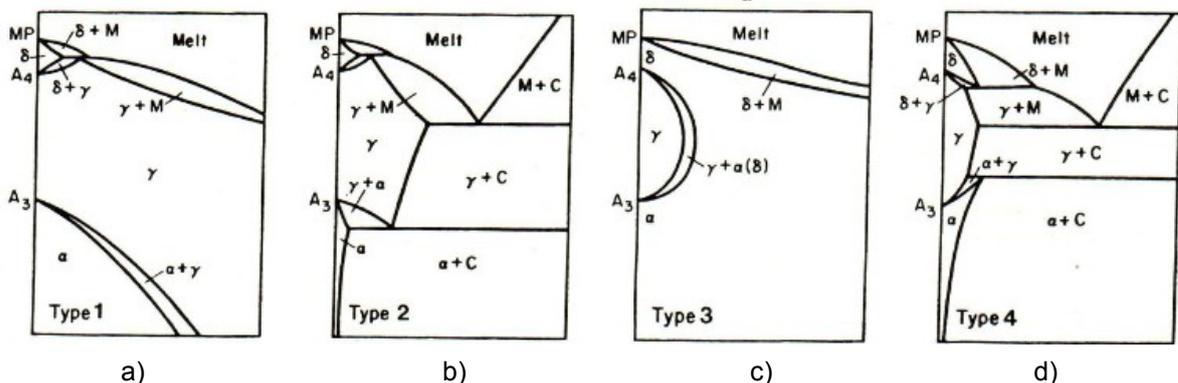
Kohlenstoff und Stickstoff sind die wichtigsten Vertreter dieser Gruppe, deren Atome interstitiell im kubisch-flächenzentrierten (kfz) Eisengitter eingelagert sind.

### Typ 3: Geschlossenes $\gamma$ -Phasenfeld

Viele Elemente hindern die Entstehung von Austenit indem das  $\gamma$ -Gebiet derart eingengt wird, sodass eine Schleife entsteht und der Bereich von Delta ( $\delta$ )- und Alpha ( $\alpha$ )-Ferrit kontinuierlich ineinander übergeht. Silizium und Aluminium gehören beispielsweise zu dieser Kategorie, aber auch die starken Karbidbildner Titan, Vanadium, Molybdän und Chrom.

### Typ 4: Verengtes $\gamma$ -Phasenfeld

Bor ist hier als wichtigster Vertreter zu nennen, daneben auch die Karbidbildner Tantal, Niob und Zirkon [12].



**Abbildung 2.2: Typen der Zustandsdiagramme von Eisenlegierungen**

**a) geöffnetes  $\gamma$ -Feld; b) erweitertes  $\gamma$ -Feld; c) geschlossenes  $\gamma$ -Feld; d) verengtes  $\gamma$ -Feld [11]**

Am besten wird dieses Verhalten mit Hilfe der Thermodynamik beschrieben (nach Zener und Andrews). Wenn  $c_\alpha$  und  $c_\gamma$  die Konzentrationsanteile eines Legierungselements in der Alpha- und Gammaphase sind, gilt folgende Beziehung:

$$\frac{c_\alpha}{c_\gamma} = \beta e^{\Delta H/RT}, \text{ i.e. } \log_e \frac{c_\alpha}{c_\gamma} = \frac{\Delta H}{RT} + \log_e \beta \quad \text{Glg. (1)}$$

wobei  $\Delta H$ , die Enthalpieänderung, die Differenz der Lösungsenthalpien des jeweiligen Legierungselements in Austenit bzw. Ferrit ist, also  $\Delta H = H_\gamma - H_\alpha$ .

$\beta$  ist eine Konstante.

Für Ferritbildner gilt:  $H_\alpha < H_\gamma$   $\therefore \Delta H$  ist positiv

für Austenitbildner gilt:  $H_\alpha > H_\gamma$   $\therefore \Delta H$  ist negativ.

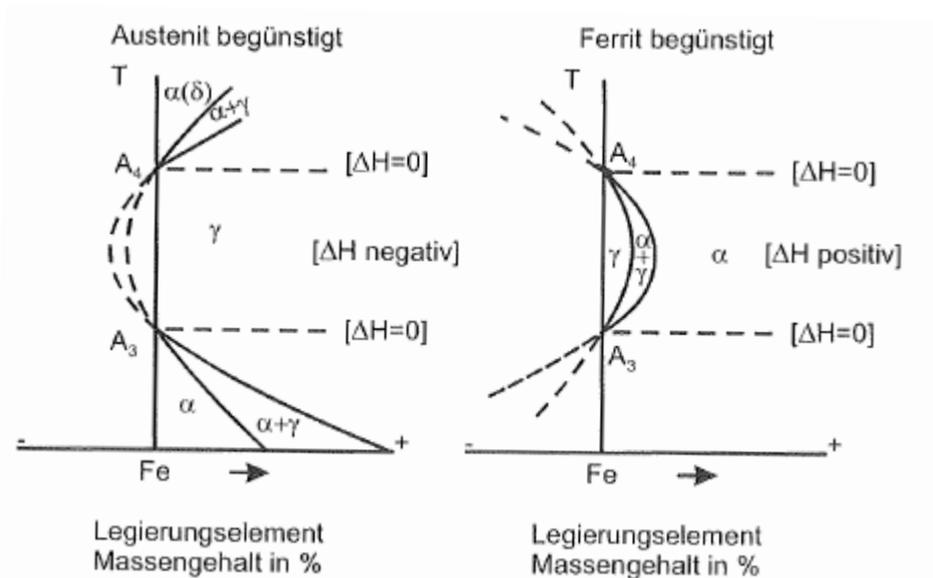


Abbildung 2.3: Wirkung von substitutionellen Legierungselementen auf die  $\gamma$ -Phase [13]

Abbildung 2.3 zeigt die Abhängigkeit der Ausbildung der Phasengrenzen davon, ob  $\Delta H$  positiv oder negativ ist. Ein negatives  $\Delta H$  führt zu einem offenen  $\gamma$ -Feld, während bei einem positiven  $\Delta H$  das  $\gamma$ -Feld eingeschnürt wird [13].

### 2.2.1.2 Einfluss auf die Kinetik der $\alpha$ - $\gamma$ -Umwandlung

Je weiter der Perlit- und Bainitbereich im ZTU-Schaubild zu längeren Zeiten verschoben wird, desto kleiner wird die kritische Abkühlgeschwindigkeit zur Einstellung eines rein martensitischen Gefüges und umso größer wird die Härtebarkeit. Die Verringerung der kritischen Abkühlgeschwindigkeit kann durch Legierungselemente wie Mangan, Chrom, Molybdän u.a. realisiert werden. Andererseits wird die Härtebarkeit legierter Stähle mit steigendem Legierungsgehalt erschwert, da die Martensitstart- und Martensitfinishtemperaturen abgesenkt werden und somit der Gehalt an Restaustenit steigt [14].

Bei Stählen, die mit langsamen Kühlraten von Austenit in Ferrit und Zementit umwandeln, kann der Einfluss der Legierungselemente in drei Kategorien unterteilt werden:

- Elemente, die nur die Ferrit-Phase beeinflussen, z.B.: Nickel, Kupfer, Phosphor, Silizium. Diese Elemente bilden Mischkristalle, weil ihre Löslichkeit in Zementit oder Legierungskarbiden sehr klein ist.
- Elemente, welche stabile Legierungskarbide bilden oder bei niedrigen Konzentrationen einen Mischkristall mit Zementit oder Ferrit bilden. Typische Beispiele sind Mangan, Chrom, Molybdän, Vanadium, Titan und Niob. Mangankarbide sind in Stählen nicht zu finden, da Mangan mit Zementit einen Mischkristall bildet. Die Karbidmenge ist abhängig vom Kohlenstoffgehalt, wobei der Rest der karbidbildenden Elemente im Ferrit zu einer Mischkristallhärtung führt.
- Zu der dritten Kategorie zählen jene Elemente, die überwiegend Karbide bilden. Stickstoff ist das wichtigste Element, da es mit Eisen und vielen Legierungselementen Karbonitride bildet. In Anwesenheit von stark nitridbildenden Elementen, wie z.B.: Titan und Aluminium, entstehen aber eher Nitride [15].

Mangan verzögert die Umwandlungsgeschwindigkeit in der Bainitstufe (Zwischenstufe) und führt dazu, dass sie sich im ZTU-Schaubild von der Perlitstufe abhebt, sodass ein umwandlungsträger Bereich entsteht (siehe schematisch in Abbildung 2.1). Aufgrund des austenitstabilisierenden Einflusses von Mangan wird das Maximum der Bainitumwandlung zu tieferen Temperaturen verschoben. Somit wirkt Mangan auf die  $\gamma$ - $\alpha$ -Umwandlung wie eine Erhöhung der Abkühlgeschwindigkeit. Die Umwandlung in der Martensitstufe wird ebenso wie mit steigendem Kohlenstoffgehalt durch steigenden Mangangehalt zu tieferen Temperaturen verschoben [16].

Die Affinität von Chrom zu Kohlenstoff ist wesentlich größer als jene von Eisen und führt im Stahlgefüge bei entsprechend hohem Gehalt zu stabilen Sonderkarbiden. In kohlenstoffhaltigen Eisen-Chromlegierungen treten neben Karbiden, wie z.B.:  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  und  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ , in chromärmeren Legierungen auch noch chromhaltiges Eisenkarbid vom Typ  $\text{M}_3\text{C}$  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. Chromzusatz wirkt aufgrund der Verschiebung des Perlitpunktes zu niedrigeren Kohlenstoffgehalten und der verstärkten Karbidbildungsneigung wie eine Erhöhung des Kohlenstoffgehaltes. Wegen der hohen Affinität des Chroms zu Kohlenstoff ist zu erwarten, dass die Einlagerung von

Chrom im Austenitgitter die zur Ausscheidung des Kohlenstoffs als Karbid erforderlichen Platzwechselfvorgänge erschwert. Das Maximum der Umwandlungsgeschwindigkeit in der Perlitstufe wird durch Chrom zu höheren Temperaturen und längeren Umwandlungszeiten verschoben. Die Bainitbildung wird im Gegensatz dazu zu tieferen Temperaturen verschoben und hebt sich von der Perlitstufe ab. Bei höheren Chromgehalten entsteht sogar ein umwandlungsträger Bereich [17].

Molybdänhaltige Stähle zeichnen sich durch eine hohe Umwandlungsgeschwindigkeit in der Zwischenstufe aus, wobei deren Maximum zu tieferen Temperaturen verschoben wird. Trotzdem setzt diese Umwandlung vor der Ferrit- und Perlitbildung ein, da letztere über einen Diffusionsvorgang entstehen, welcher sowohl durch die Senkung des Diffusionskoeffizienten des Kohlenstoffes als auch der Selbstdiffusion der Grundgitteratome gehemmt wird. Dadurch wird die kritische Abkühlgeschwindigkeit verringert und die Durchvergütung bzw. Härbarkeit verbessert. Die Bainitbildung, die über einen Umklappvorgang verläuft, wird wie die Martensitbildung durch Molybdän kaum verändert [18].

Nach Wang et al. [19] beeinflusst nur Mangan die Bainitbildung merklich, indem sie zu tieferen Temperaturen und längeren Zeiten im ZTU-Schaubild verschoben wird. Aufgrund der austenitstabilisierenden Wirkung des Mangans wird sowohl die Differenz der Gibb'schen Energie zwischen Ferrit und Austenit als auch die Diffusivität des Kohlenstoffes im Austenit gesenkt und somit die Inkubationszeit des Bainits erhöht. Kohlenstoff, Chrom und Molybdän haben weniger Einfluss auf die Inkubationszeit des Bainits.

### 2.2.1.3 Einfluss auf die Bainit- und Martensitstarttemperatur

Kohlenstoff hat einen großen Einfluss auf den Temperaturbereich, bei dem oberer oder unterer Bainit entsteht. Die Bainitstart ( $B_s$ )-Temperatur wird zwar durch viele Legierungselemente nach unten verschoben, den größten Einfluss hat aber Kohlenstoff, wie folgende empirische Formel zeigt:

$$B_s \text{ (}^\circ\text{C)} = 830 - 270 (\%C) - 90 (\%Mn) - 37 (\%Ni) - 70 (\%Cr) - 83 (\%Mo) \quad \text{Glg. (2)}$$

wobei die Konzentrationen in Massenprozent (mass.%) angegeben sind. Kohlenstoff hat im Austenit eine höhere Löslichkeit als im Ferrit und ist zudem ein starker Austenitstabilisator, was zu einer generellen Verzögerung der Reaktionskinetik führt.

Ebenso senken die meisten Legierungselemente, die mit dem Austenit einen Mischkristall bilden, die Martensitstart ( $M_S$ )-Temperatur; Ausnahmen sind Cobalt und Aluminium. Den größten Einfluss haben aber die interstitiell gelösten Elemente, wie z.B.: Kohlenstoff und Stickstoff [20]. Für die Berechnung der  $M_S$ -Temperatur gibt es ebenfalls eine empirische Formel. Nach Andrews kann sie wie folgt berechnet werden:

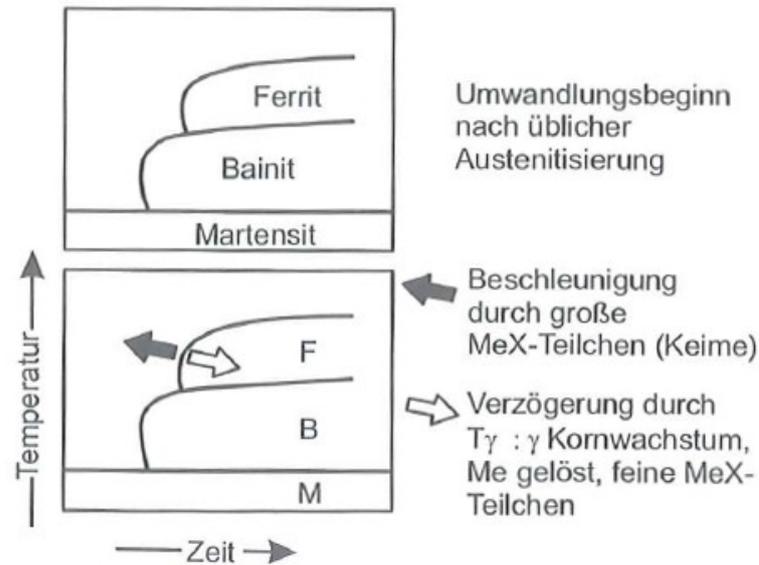
$$M_s (\text{°C}) = 539 - 423 (\%C) - 30,4 (\%Mn) - 17,7 (\%Ni) - 12,1 (\%Cr) - 7,5 (\%Mo). \quad \text{Glg. (3)}$$

Kohlenstoff, Chrom, Mangan und Molybdän senken allesamt die  $B_S$ -Temperatur, während Molybdän bei Gehalten unter 0,5 mass.% so gut wie keinen Einfluss auf die  $M_S$ -Temperatur zeigt [19].

### 2.2.2 Austenitisierungstemperatur

Es ist bekannt, dass es bei Kohlenstoffstählen zu einer sukzessiven Kornvergrößerung mit steigender Temperatur kommt [21]. Maropoulos et al. [22] berichten in ihrer Arbeit über einen niedrig legierten Cr-Mo-Ni-V-Stahl von einer anfänglichen Unempfindlichkeit der Austenit-Korngröße mit steigender Temperatur, was auf die kornfeinende Wirkung der vorhandenen Vanadiumkarbide ( $V_4C_3$ ) zurückzuführen ist. Dabei sind sowohl die neu gebildeten, feineren Karbide als auch gröbere Karbide im Stande, das Kornwachstum zu hemmen. Erst bei jener Temperatur, bei der sich die Karbide auflösen, kommt es zu einem abrupten Kornwachstum. Die Härtebarkeit nimmt mit steigender Härtetemperatur bzw. Austenitkorngröße zu, da der Anteil an Korngrenzen pro Volumenanteil abnimmt. Die Verringerung der Keimstellen für die Ferrit- und Perlitbildung nehmen somit ab, sodass dies eine Umwandlungsverzögerung dieser Phasen zur Folge hat und die Härtebarkeit steigt [23]. Jede Änderung der Austenitisierungstemperatur ( $T_V$ ) führt somit zu einer erheblichen Verschiebung der Umwandlungszeiten der diffusionsgesteuerten Phasen im ZTU-Schaubild. Auf die Martensittemperatur gibt es hingegen kaum einen Einfluss [24].

Neben dem Einfluss der Korngröße auf das Umwandlungsverhalten ist in Abbildung 2.4 schematisch jener von vorhandenen  $MeX$ -Teilchen dargestellt. Sind diese Teilchen vorhanden, werden die diffusionskontrollierten Phasenumwandlungen beschleunigt, da sie als Keimstellen dienen. Eine höhere Austenitisierungstemperatur kann hingegen zu einer Auflösung der  $MeX$ -Teilchen führen, wodurch die Anzahl an Keimstellen sinkt und die Umwandlung verzögert wird [10].



**Abbildung 2.4: Beeinflussung der  $\gamma$ - $\alpha$ -Umwandlung durch die Austenitisierungsbedingungen [10]**

Im Austenit nicht aufgelöste, inkohärente Teilchen wirken, wie oben erwähnt, als Keime und beschleunigen die Ferrit- oder Bainitbildung [25].

Bei borlegierten Stählen kann es bei einem kritischen Borgehalt zu der Ausscheidung von Borkarbiden ( $M_{23}(C,B)_6$ ) an den Austenitkorn Grenzen kommen, welche einen bevorzugten Keimbildungsort für den Ferrit darstellen und somit die Härte verschlechtern. Molybdän senkt im Gegensatz zu Chrom die thermodynamische Stabilität dieser Borkarbide [26].

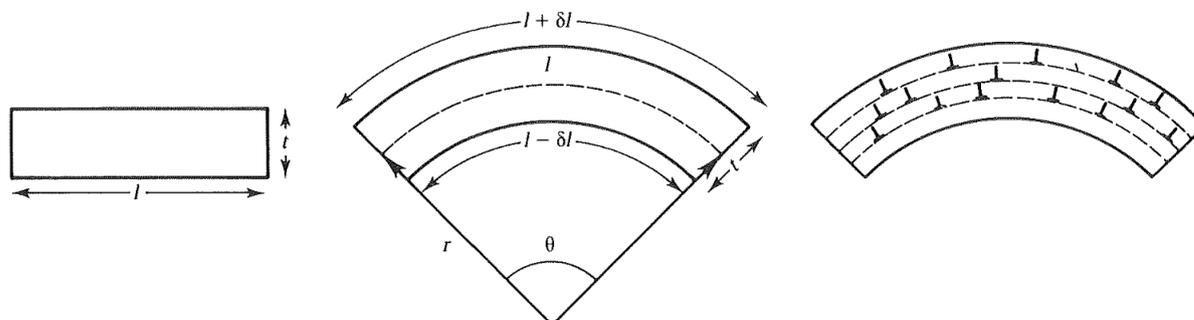
Stähle, die größere Mengen an Karbidbildner enthalten (z.B.: Chrom, Molybdän u.a.), müssen bei ausreichend hohen Temperaturen austenitisiert werden, um die Auflösung etwaiger Karbide sicherzustellen. Ansonsten führt der geringere Kohlenstoffgehalt im Austenit nicht zu der vollen Härte des Martensits (im Vergleich zu unlegierten Stählen) [14].

### 2.3 Verformungsverfestigung beim Walzen

Im Zuge der Verformung steigt die Dichte der statistisch verteilten Versetzungen im Inneren des Kristalls aufgrund von Versetzungsquellen, wovon die bekannteste die Frank-Read-Quelle ist [27]. Die Mobilität der Versetzungen nimmt dadurch ab.

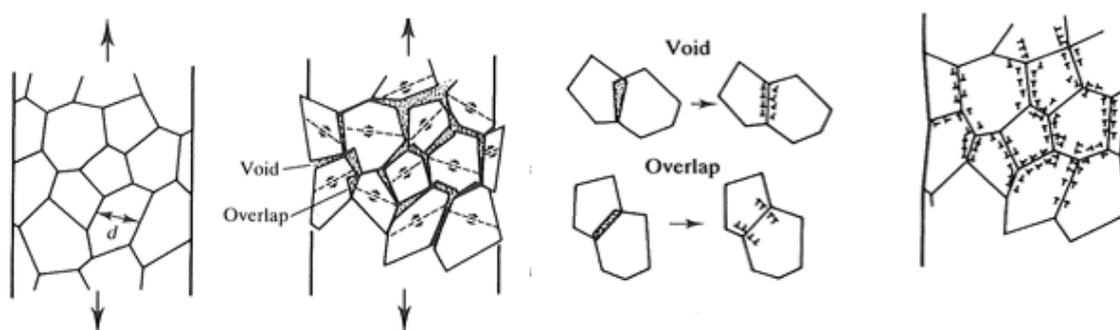
Wenn im Material Dehnungsgradienten auftreten, werden zusätzlich geometrisch notwendige Versetzungen gebildet. Das Konzept der geometrisch notwendigen Versetzungen kann zunächst anhand der Verformung eines Einkristalls mit der Länge  $l$  und der Dicke  $t$  erklärt werden, wobei bei einem Biegeradius  $r$  im oberen

Bereich des Kristalls  $(l+\delta l)$  Zugspannungen und im unteren Bereich  $(l-\delta l)$  Druckspannungen vorherrschen (siehe Abbildung 2.5 [28]). Der durch die Verformung einhergehende Dehnungsgradient zwischen den Randfasern ist die Ursache dieser zusätzlich erzeugten, geometrisch notwendigen Versetzungen.



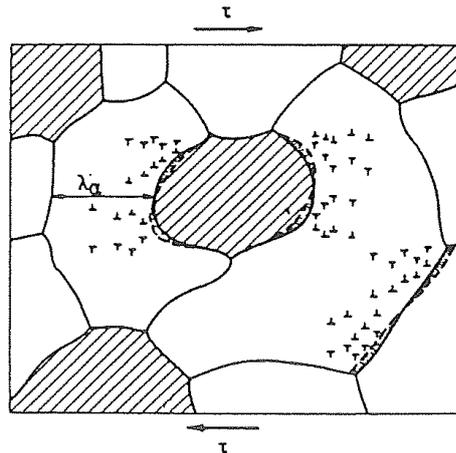
**Abbildung 2.5: Bildung geometrisch notwendiger Versetzungen in einem Einkristall [28]**

Auch bei polykristallinen Werkstoffen können diese Versetzungen gebildet werden, um die Gesamtheit der Körner bei der Verformung kompatibel zu halten. Aus Abbildung 2.6 ist ersichtlich, dass die Vorstellung eines Polykristalls als eine Anhäufung von Einkristallen eine Erzeugung von Leerstellen (Void) und Überlappungen (Overlap) zur Folge hätte. Um die Kompatibilität aufrecht zu erhalten, werden zusätzliche Versetzungen in den Bereichen der gedachten Leerstellen und Überlappungen eingebracht. Die Erhöhung der Versetzungsdichte hängt somit während der Verformungsverfestigung auch von der Korngröße ab.



**Abbildung 2.6: Schematische Darstellung der Verformung eines Polykristalls [28]**

Die Verfestigungsrate bei der plastischen Verformung hängt auch vom Vorhandensein harter Zweitphasen-Einlagerungen ab. Der Ansatz von Ashby [29], erläutert die Vorstellung, dass zum Ausgleich der Verformungsdifferenz zwischen der härteren Phase (ideal starr gedachte Einlagerungen) und der weicheren Matrix eine gewisse Anzahl an „geometrisch erzwungener“ Versetzungen erzeugt werden muss (Abbildung 2.7).



**Abbildung 2.7: Bildung geometrisch erzwingener Versetzungen an Korngrenzen und Einlagerungen [30]**

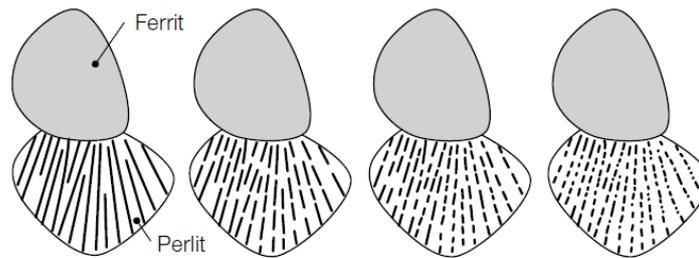
Für den Fall grober, plastisch verformbarer Einlagerungen in einer weichen, vielkristallinen Matrix wird die Dichte der geometrisch notwendigen Versetzungen durch die Korngröße der Matrix und der Verformungsdifferenz zwischen den Phasen bestimmt. Bei einer plastischen Deformation bleibt die härtere Phase nahezu unverformt, während die weichere Matrix verformt wird und verfestigt. Die Verfestigung im Vergleich zu einphasigen Polykristallen ist umso schneller, je größer der Volumenanteil der harten Phase ist und je mehr die Fließgrenze (bzw. Härte) des harten Bestandteiles jene der Matrix übersteigt [30].

## 2.4 Wärmebehandlungen

### 2.4.1 Weichglühen

Zur Einstellung einer niedrigen Härte für die anschließende Kaltumformung wird das Material, das nach der Warmformgebung härtere Gefügebestandteile wie Perlit oder Bainit/ Martensit enthält, weichgeglüht. Der Härteabbau wird in vier Teilschritten erzielt:

- Der Abbau der Mischkristallverfestigung des Ferrits erfolgt durch Abzug gelöster Elemente aus der Matrix in die Karbide, z.B.: sind Chrom, Molybdän, Vanadium u.a. in Eisenkarbid löslich oder bilden eigene Karbide.
- Aufgrund der Verringerung der Grenzflächenenergie als treibende Kraft kommt es zu einer Einformung von band- oder plattenförmigen Karbiden zu Kugeln (Abbildung 2.8 [31]). Durch die Abnahme der Grenzflächenkonzentration nimmt die Lauflänge der Versetzungen zu, wodurch die Härte sinkt. Eine vorangegangene Härtung führt ebenfalls zu einer kugeligen Karbiddispersion [32].



**Abbildung 2.8: Schematische Darstellung der Perliteinformung beim Weichglühen [31]**

- Durch die Vergrößerung der Kugelkarbide aufgrund von Ostwald-Reifung sinkt ebenfalls die Härte. Die mittlere Karbidgröße von 0,4 bis 1  $\mu\text{m}$  sollte für eine anschließende Härtung nicht überschritten werden, da es zu einer Verzögerung der Auflösung grober Karbide kommen kann.
- Außerdem wird durch das Weichglühen die Versetzungsdichte durch Erholung und Rekristallisation minimiert [32].

#### 2.4.2 Rekristallisationsglühen

Das Ziel einer Rekristallisationsglühung ist die Gefügeneubildung verformter Metalle. Durch die Verformung nimmt die Festigkeit stark zu, da die Speicherung der Versetzungen zu einer Verfestigung führt. Die Glühung ruft eine Umordnung und Beseitigung der Versetzungen hervor, wodurch die Festigkeit abfällt. Grundsätzlich sind zwei Mechanismen dafür verantwortlich, Erholung und Rekristallisation.

Bei der Erholung findet eine Auslöschung und Umordnung von Versetzungen statt, bei der Rekristallisation bildet sich das Gefüge durch Entstehung und Bewegung von Großwinkelkorngrenzen neu, wodurch die Verformungsstruktur beseitigt wird. Die treibende Kraft für die primäre (diskontinuierliche) Rekristallisation ist die Verformungsenergie, die in den Versetzungen gespeichert ist. Die neu gebildeten Körner wachsen, weil es dadurch zu einer Minimierung der Grenzflächenenergie kommt. Man unterscheidet zwischen der kontinuierlichen Kornvergrößerung und der sekundären, un stetigen Rekristallisation, bei der nur einzelne, große Körner auf Kosten der kleineren wachsen [33].

Im Gefüge liegt der Kohlenstoff in den meisten Fällen als Zementit vor, der während des Glühens aufgelöst wird und von der Abkühlung abhängig wieder ausgeschieden wird. Während dem Aufheizens und Glühens können sich außerdem Nitride und Karbide von Legierungsmetallen ausscheiden, z.B.: Aluminiumnitrid ( $\text{AlN}$ ). Durch eine Rekristallisationsglühung soll für eine hohe Kaltumformbarkeit die Fließgrenze möglichst niedrig sein, um einen hohen Verfestigungsexponenten und eine große

Gleichmaßdehnung zu erreichen. Festigkeitsabfälle können durch Kornvergrößerung und Ausscheidungsvergrößerung erklärt werden [34].

Durch Zulegen von Mangan kann man bei zweckmäßigen Wärmebehandlungen die Festigkeitseigenschaften erhöhen, zu unterscheiden ist der Einfluss auf den Ferritmischkristall (im vollkommen ausgeglühten Zustand) und auf die verringerte kritische Abkühlgeschwindigkeit. Außerdem muss die Temperatur zum Rekristallisationsglühen (unter  $A_1$ ) aufgrund des Mangangehaltes nach unten verschoben werden, wodurch nicht die gleichen niedrigen Glühfestigkeiten wie bei reinen Kohlenstoffstählen erreicht werden [16].

Der Einfluss des Legierungselements Chrom auf die Festigkeit des Ferritmischkristalls ist je Prozent geringer als bei anderen Legierungselementen. Auch im geglühten Zustand zeigt Chrom einen verhältnismäßig geringen Einfluss auf die Festigkeitseigenschaften der Stähle. Durch die Karbidbildung, die feine Karbidverteilung und der geringen Einformungsfähigkeit des chromhaltigen Zementits werden Streckgrenze und Zugfestigkeit leicht erhöht [17].

### 2.4.3 Härten und Anlassen

Ziel beim Härten ist es, ein martensitisches Gefüge zu erhalten, wobei nach der Definition in der DIN EN 10052 [35] auch geringe Anteile an Bainit im Gefüge auftreten. Es werden zwei Härtingsarten unterschieden, zum einen die Härtung durch Austenitisieren und Abkühlen, sodass der Austenit ganz oder teilweise in Martensit und gegebenenfalls in Bainit umwandelt. Zum anderen die Einsatzhärtung, die aus einem Aufkohlen oder Karbonitrieren und anschließendem Härten besteht.

Um ein beanspruchungsgerechtes Verhältnis zwischen Festigkeit und Zähigkeit zu erhalten, folgt nach dem Härten häufig ein Anlassschritt. Diese Kombination aus einer Härtung mit anschließendem Anlassvorgang wird als Vergüten bezeichnet. Abbildung 2.9 zeigt die Temperatur-Zeit-Führung beim Vergüten. Die Vorgänge beim Austenitisieren werden schematisch anhand eines Zeit-Temperatur-Austenitisierungs-Schaubildes dargestellt, der Umwandlungsablauf während des Abschreckens durch die Abkühlkurve und das ZTU-Schaubild. Außerdem ist die Temperaturführung während dem Anlassen dargestellt [36].

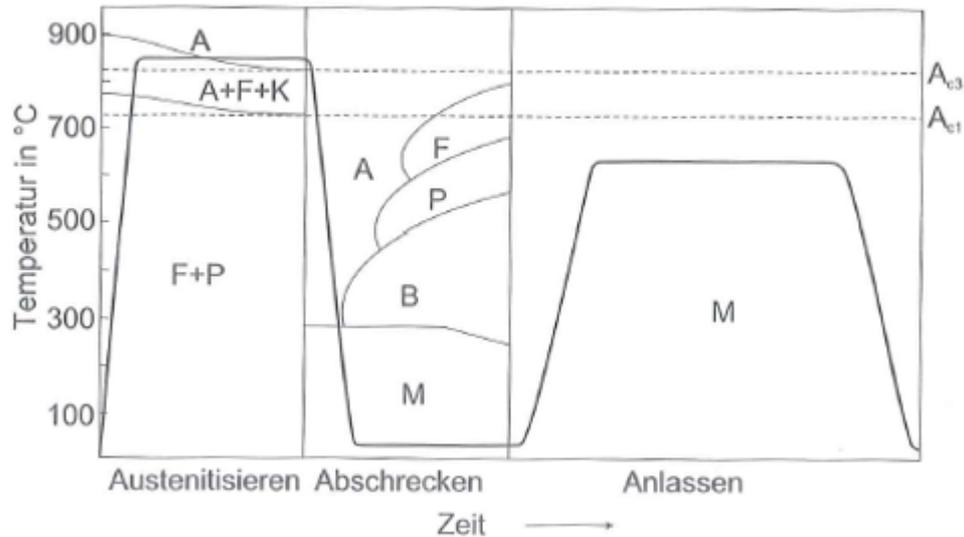


Abbildung 2.9: Schematischer Temperaturverlauf beim Vergüten [36]

## 2.5 Stickstoffabbindingung

Aluminium wird bei der Stahlherstellung als wichtiges Desoxidationsmittel verwendet. Außerdem können die Eigenschaften der Stähle durch die gezielte Ausscheidung von Aluminiumnitrid ( $\text{AlN}$ ) beeinflusst werden. Die Einstellung der Korngröße mit Hilfe von  $\text{AlN}$  wirkt sich in weiterer Folge auf die Härtebarkeit, die Warmumformung, die Texturentwicklung und die mechanischen Eigenschaften aus [37].

Im Austenit scheidet sich bei Vorhandensein von Bor bevorzugt Bornitrid gegenüber Aluminiumnitrid aus, was vor allem von der rund zehnmal höheren Diffusionsgeschwindigkeit des Bors im Austenit im Vergleich zum Aluminium herrührt. Wenn das Verhältnis von Bor zu Stickstoff größer oder gleich 1 ist, liegt beim Warmwalzende der Großteil des Stickstoffs als  $\text{BN}$  vor [38]. Ist das Verhältnis  $B$  zu  $N$  kleiner 1, scheiden sich je nach anderen vorhandenen, nitridbildenden Elementen deren Nitride aus. Bei Zulegiern des stärksten Nitridbildners Titan werden sowohl die Aluminium- als auch die Bornitride durch die Ausscheidung von Titanitriden ( $\text{TiN}$ ) ersetzt, welche sich bereits beim Stranggießen bilden und im Stoßofen nicht mehr angelöst werden [39]. Titanitride können zwar die Austenitkorngröße beim Warmumformen aufgrund der hohen Löslichkeitstemperatur besser kontrollieren als  $\text{AlN}$ , sind dafür aber um etwa 10 Mal größer als  $\text{AlN}$  [40].

Durch das Löslichkeitsprodukt kann das Ausscheidungsverhalten von Aluminiumnitrid folgendermaßen beschrieben werden:

$$\log( \text{Al [mass.\%]} * \text{N [mass.\%]} ) = \log [K] = \frac{Q}{R * T} + C \quad \text{Glg. (4)}$$

mit Q...Aktivierungsenergie [J/mol], R...Gaskonstante, T...Temperatur [K], C...Konstante.

Das Löslichkeitsprodukt gibt also die Konzentrationen von Al und N an, die bei einer bestimmten Temperatur mit dem Nitrid im thermodynamischen Gleichgewicht stehen. Die experimentell bestimmten Löslichkeitsprodukte können in der Form

$$\log [K] \cong A - \frac{B}{T} \quad \text{Glg. (5)}$$

dargestellt werden, wobei die Werte für A und B von verschiedenen Autoren aus Tabelle 2.2 zu entnehmen sind.

**Tabelle 2.2: Werte für das Löslichkeitsprodukt aus der Literatur**

Löslichkeits- produkt	A	B	Referenzen aus [41]
1	4,38	11085	[5]
2	0,53	5938	[6]
3	1,79	7184	[7]
4	4,6	11568	[8]
5	1,03	6770	[9]
6	1,95	7400	
7	0,73	6180	[10]
8	0,31	6015	
9	1,48	7500	[11]
10	1,8	7750	[12]
11	3,58	10020	[13]
12	2,92	9200	
13	3,08	9295	
14	6,4	14356	[14]

## 3 Experimentelles

### 3.1 Probenherstellung

Um den Einfluss der Legierungselemente Kohlenstoff, Chrom und Mangan auf das Umwandlungsverhalten während des gesamten Herstellungsprozesses beschreiben zu können, wurden sechs Versuchsschmelzen mit verschiedenen chemischen Zusammensetzungen kleintechnisch hergestellt.

Der Einfluss des Kohlenstoffs soll durch eine Erhöhung von ca. 0,11 auf rund 0,15 mass.% gezeigt werden, der des Chroms durch eine Änderung von 0,8 auf ca. 1,3 mass.%. Die genauen chemischen Zusammensetzungen sind in Tabelle 3.1 dargestellt und zeigen durch die Markierung jeweils die sich ändernden Legierungsgehalte. Ebenso markiert ist der erhöhte Mangangehalt im Vergleich zu den Varianten der Salzgitter AG, die mit LHS<sub>G</sub> bezeichnet werden. Der Mangangehalt wurde in weiterer Folge ebenso variiert (2,25; 2,60; 2,95 mass.%), um dessen Einfluss durch eine starke Absenkung des Molybdängehaltes auf etwa 0,005 mass.% zu verdeutlichen.

Für die Charakterisierung der Substituierbarkeit von Titan durch Aluminium zur Stickstoffabbinding wurden zudem drei Legierungsvariationen untersucht (0,1; 0,2; 0,3 mass.% Al).

Außerdem wurde eine Molybdän-Vanadium-Variante hergestellt, um diese mit zwei bereits patentierten Zusammensetzungen (LHS<sub>G</sub> und LHS<sub>G</sub>\_Mo+V+) der Firma Salzgitter vergleichen zu können. Das Versuchsmaterial verdeutlicht in seiner Bezeichnung das jeweilige Variationselement.

Die Proben für Zugprüfung, Mikroschliff, Dilatometer- und Restaustenitmessung wurden mittels Drahterodiermaschine der Marke ONA ARICUT Serie „U“ gefertigt, welche eine hohe Maßgenauigkeit liefert [42].

Tabelle 3.1: Chemische Zusammensetzung der untersuchten Legierungen

	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Mo	V	B	Ti	N
LHVA	~0,11	~0,2	~2,25	<0,01	<0,01	~0,05	~0,8	~0,15	~0,08	~0,002	~0,015	~0,005
LHVA_C+	~0,15	~0,2	~2,25	<0,01	<0,01	~0,05	~0,8	~0,15	~0,08	~0,002	~0,015	~0,005
LHVA_C+Cr+	~0,15	~0,2	~2,25	<0,01	<0,01	~0,05	~1,3	~0,15	~0,08	~0,002	~0,015	~0,005
LHVA_Mo-	~0,11	~0,2	~2,25	<0,01	<0,01	~0,05	~0,8	~0,005	~0,08	~0,002	~0,015	~0,005
LHVA_Mo-Mn+	~0,11	~0,2	~2,60	<0,01	<0,01	~0,05	~0,8	~0,005	~0,08	~0,002	~0,015	~0,005
LHVA_Mo-Mn++	~0,11	~0,2	~2,95	<0,01	<0,01	~0,05	~0,8	~0,005	~0,08	~0,002	~0,015	~0,005
LHVA_AI	~0,11	~0,2	~2,25	<0,01	<0,01	~0,1	~0,8	~0,15	~0,08	~0,002	~0,002	~0,005
LHVA_AI+	~0,11	~0,2	~2,25	<0,01	<0,01	~0,2	~0,8	~0,15	~0,08	~0,002	~0,002	~0,005
LHVA_AI++	~0,11	~0,2	~2,25	<0,01	<0,01	~0,3	~0,8	~0,15	~0,08	~0,002	~0,002	~0,005
LHSG	~0,085	~0,2	~1,95	<0,01	<0,01	~0,05	~0,8	~0,2	~0,08	~0,002	~0,015	~0,005
LHSG_Mo+	~0,085	~0,2	~1,95	<0,01	<0,01	~0,05	~0,8	~0,4	~0,08	~0,002	~0,015	~0,005
LHSG_Mo+V+	~0,085	~0,2	~1,95	<0,01	<0,01	~0,05	~0,8	~0,4	~0,15	~0,002	~0,015	~0,005

### 3.1.1 Warmwalzsimulator

Das Material wurde kleintechnisch mit der geforderten chemischen Zusammensetzung im Schmelzaggregat der voestalpine Stahl GmbH in Linz hergestellt und zu einem 30 kg-Block vergossen. Für die Vorstreifenwalzung wurde der Block auf 1200°C wiedererwärmt und reversierend auf eine Dicke von 28 mm gewalzt.

Nach der Walzendtemperatur von 900°C wurde das Material auf Raumtemperatur abgekühlt, in kleinere Probenstücke geteilt und wiederum auf 1200°C erwärmt, bevor es in 7 Stichen reversierend auf eine Dicke von 3 mm fertiggewalzt wurde. Von der Walzendtemperatur (900°C) wurde mittels Laminaarwasserkühlung auf eine Haspeltemperatur von 650°C gekühlt.

Die weitere Abkühlung der Warmbandstreifen erfolgte entsprechend der großtechnischen Herstellung in einer beheizbaren Abkühlkammer, einer sogenannten Coilbox. Die verschiedenen Vorgänge der Wärmeabführung führen im Laufe des Kühlens des Warmbandes über die Länge, Breite und Dicke zu Temperaturunterschieden, welche durch die Verwendung von „Coilboxen“ gemindert werden sollen. Die Kühlrate betrug bis 300°C zirka 15°C/h, danach erfolgte die Abkühlung auf Raumtemperatur an Luft.

### 3.1.2 Kaltwalzsimulator

Durch Sandstrahlen wurde der beim Warmwalzen entstandene Zunder entfernt, bevor das Material reversierend auf 1 mm Dicke kaltgewalzt wurde. Die dafür nötige Stichanzahl ist abhängig von der verwendeten Walzkraft bzw. der Warmbandfestigkeit und einer etwaigen Schmierung. Der Kaltwalzgrad betrug für alle Legierungskonzepte in etwa 67 %. Die angegebenen Walzsimulatoren befinden sich am Standort Linz der voestalpine GmbH.

## 3.2 Glühaggregate und Glühzyklen

### 3.2.1 Haubenglüh Simulator

Um den Einfluss einer Weichglühung beurteilen zu können, wurden einige Proben nach dem Warmwalzen in einem H<sub>2</sub>-Ofen zwischengeglüht. Nach einer Aufheizrate von 200°C/h wurde bei 670°C für 5 h gehalten und dann mit 33°C/h abgekühlt.

Das kaltgewalzte, nicht zwischengeglühte Material wurde ebenfalls in diesem Ofen entsprechend dem in Abbildung 3.1 dargestellten Zyklus bei verschiedenen Temperaturen und Haltezeiten rekristallisationsgeglüht. Dieser Zyklus entspricht weitestgehend jenem in der großtechnischen Herstellung. Die Aufheizrate betrug von Raumtemperatur an bis ca. 500°C 56°C/h, danach bis ca. 600°C 24°C/h. Bis zur Haltetemperatur von 625, 650 oder 675°C wurde mit 7°C/h aufgeheizt. Die Haltezeit bei dieser Temperatur wurde ebenfalls variiert und betrug 5, 10 und 15 h. Die Abkühlrate betrug 30°C/h. Die somit entstandenen 9 Kombinationen aus Glüh Temperatur und –zeit sollen einen geeigneten Glühzyklus für das vorhandene, kaltgewalzte Material aufzeigen, bei der die Rekristallisation vollständig abläuft. Vor der Glühung wurden die Proben in Taschen mit ähnlichem Kohlenstoffgehalt eingeschweißt und mit dem Schutzgas Argon gespült, um eine Entkohlung der Proben zu vermeiden.

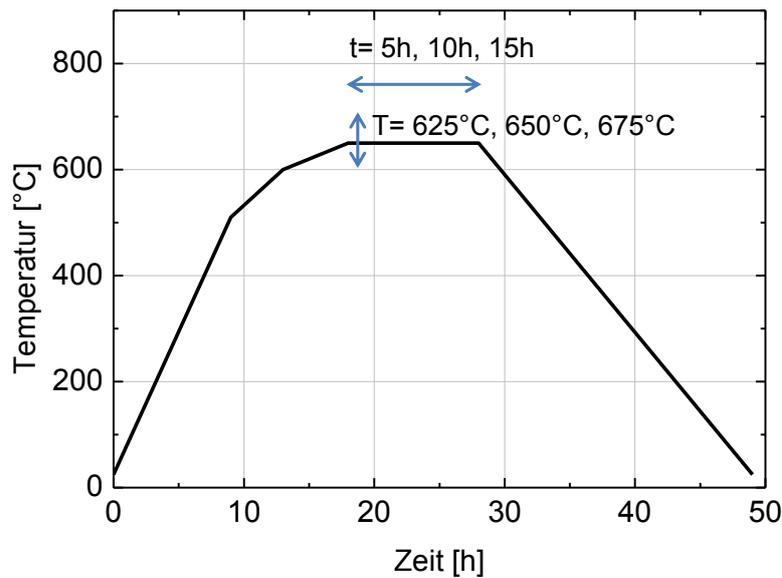


Abbildung 3.1: Schematischer Haubenglühzyklus

### 3.2.2 Dilatometer

Für die Untersuchung der Phasenumwandlungen fand das Abschreck- und Umformdilatometer des Typs DIL805 A/D der Firma BÄHR Thermoanalyse GmbH Verwendung [43].

Die Aufheizung der Probe (10 x 3,5 x 1 mm) erfolgte induktiv und die Temperaturmessung wurde durch ein Platin-Platin/Rhodium Thermoelement (PtRh10-PT Typ S) realisiert, das auf der Oberfläche angebracht wurde. Zur Kühlung diente Stickstoff, wodurch eine maximale Kühlrate zwischen 170 – 200 K/s erreicht wurde.

Die Glühzyklen mit kontinuierlicher Abkühlung, die zur Bestimmung des Umwandlungsverhaltens am Dilatometer gefahren wurden, sind in Abbildung 3.2 ersichtlich. Nach einer Aufheizrate von 20 K/s wurde auf 900°C 60 s gehalten, um eine vollständige Austenitisierung zu erreichen. Die Abkühlraten wurden, neben einer maximalen Kühlrate, zwischen 0,6 K/s und 80 K/s gewählt, wobei sich die Kühlrate jeweils durch Verdoppelung der Vorangegangenen ergab. Dies ermöglicht es, in der logarithmischen Darstellung des ZTU-Schaubildes, Abkühlkurven mit annähernd gleichem Abstand zu erzeugen. Aufgrund des großen Aufwandes der Erstellung von Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubildern wurden die Dilatometermessungen nur an ausgewählten Legierungszusammensetzungen vorgenommen.

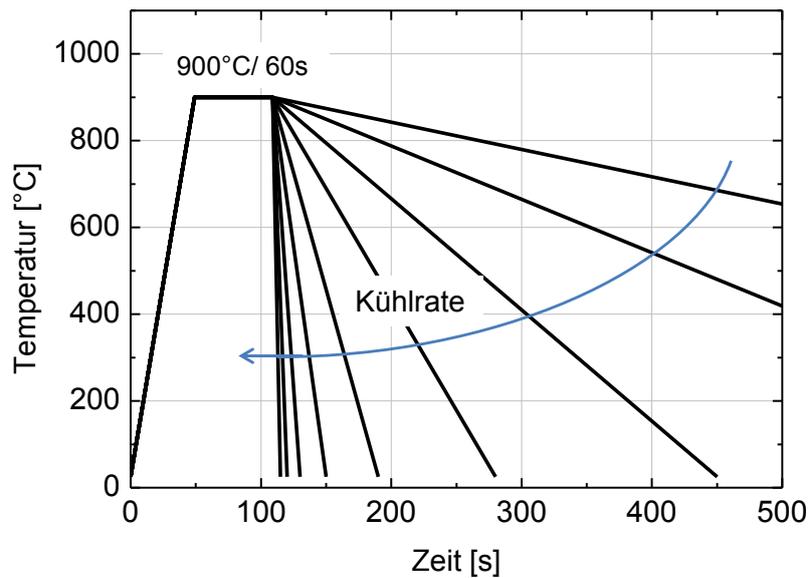


Abbildung 3.2: Schema der Glühzyklen am Dilatometer und am MULTIPAS

### 3.2.3 MULTIPAS (Multipurpose Annealing Simulator)

Mithilfe des von der Fa. VATRON entwickelten Simulators können Proben einem bestimmten Temperaturzyklus unterzogen werden, ähnlich dem Dilatometer. Durch die Möglichkeit der Verwendung einer größeren Probengeometrie können aber zusätzlich z.B. mechanische Kennwerte durch den Zugversuch ermittelt werden. Die Proben (350 x 20 x 1 mm) wurden an beiden Enden an Kupfer-Einspannbacken eingespannt und konduktiv beheizt. Die Temperaturmessung erfolgte über zwei an den Proben angelöteten Thermoelementen. Die verwendete Methode zur Kühlung ist abhängig von der Kühlrate und wird entweder durch geeignete Stromregelung, über Luftdüsen oder durch Abschrecken im Wasserbecken (maximale Kühlrate) realisiert. Nach dem Entfernen der Thermoelemente wurden die Proben in Schwefelsäure bei Temperaturen unter 70°C gebeizt [44].

Am MULTIPAS wurden die gleichen Glühzyklen gefahren wie am Dilatometer. Die kritischen Kühlraten, die sich aus den mechanischen Kennwerten der MULTIPAS-Proben ergeben, können mit jenen aus den ZTU-Schaubildern verglichen und somit eine Abschätzung für die Aussagekraft anderer Legierungen getroffen werden.

### 3.3 Analyse

#### 3.3.1 Metallografische Untersuchungen mittels Lichtmikroskop

Für die Gefügecharakterisierung wurden die Proben nach der Präparation mit der Ätzung nach LePera geätzt, da diese zu einer unterschiedlichen Färbung der Phasen führt. 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 Volumenverhältnis (1:1) beobachtet werden.

Mit dieser Ätzmethode erscheint Martensit weiß, Bainit schwarz und Ferrit bläulich. Korngrenzen werden in den meisten Fällen nicht sehr stark angeätzt. Weiters ist darauf hinzuweisen, dass diese Ätzlösung Restaustenit und große Karbide in der gleichen Art darstellt wie Martensit [45].

Für die metallografischen Untersuchungen wurden die Lichtmikroskope der Fa. LEICA (Typ MEF 4) und der Fa. ZEISS (Typ Observer) verwendet.

#### 3.3.2 Flächenauszahlverfahren

Zur Bestimmung der mittleren Korngröße wurde das Zählverfahren der Anzahl Körner je Flächeneinheit angewendet. Die dafür verwendete Fläche betrug in etwa  $3000 \mu\text{m}^2$ . Bei Körnern, die von dem Prüfquadrat geschnitten werden, wird davon ausgegangen, dass im Durchschnitt die Hälfte innerhalb und die andere Hälfte außerhalb des Quadrates liegt. Die Gesamtanzahl der Körner ergibt sich dann aus:

$$n = n_1 + 0,5 * n_2 \quad \text{Glg. (6)}$$

mit  $n_1$ ...Anzahl der Körner, die vollständig innerhalb der Prüffläche liegen und  $n_2$ ...Anzahl der Körner, die von der Prüffläche geschnitten werden.

Die Anzahl der Körner je Quadratmillimeter Probenfläche wird durch  $m$  angegeben, die mittlere Kornfläche wird nach folgender Gleichung errechnet:  $\bar{a} = 1/m$ .

Üblicherweise wird der mittlere Korndurchmesser mit  $d = \bar{a}^{1/2}$  berechnet, wobei dieses Verfahren abweichend von der Realität einen quadratischen Querschnitt der Körner voraus setzt.

#### 3.3.3 Rasterelektronenmikroskop (REM) und EDX

An einigen Proben erfolgte eine Untersuchung am Rasterelektronenmikroskop (Fa. ZEISS, Typ SUPRA 35), um eine höhere Vergrößerung der Mikrostruktur zu erreichen. Dabei ergaben sich beste Kontraste bei elektroplierten Proben. Für die

Abbildungen wurden sowohl die InLens- als auch Sekundärelektronendetektoren verwendet. Zudem wurden EDX- Messungen (engl. *energy dispersive X-ray spectroscopy*) durchgeführt, bei denen nach der Anregung der Probe mittels Elektronenstrahl die charakteristischen Röntgenstrahlen detektiert werden, wodurch die Bestimmung der Elementzusammensetzung ermöglicht wird.

### 3.3.4 Magnetjochmethode (Magnetische Restaustenitmessung)

Die Menge an Restaustenit wurde durch eine magnetische Messung, welche von der ehemaligen Fa. VATRON GmbH entwickelt wurde, ermittelt. Dabei findet der Umstand Verwendung, dass Austenit mit einem kubisch-flächenzentrierten Gitter im Vergleich zu Ferrit, Bainit und Martensit (kubisch-raumzentriertes Gitter) nicht magnetisierbar ist.

Die Probe wird, wie in Abbildung 3.3 dargestellt, durch eine Spule magnetisiert und induziert beim Durchziehen durch eine Messspule eine Spannung, die der Magnetisierung proportional ist. Proben mit höherem Austenitgehalt induzieren aufgrund des unterschiedlichen magnetischen Verhaltens geringere Spannungen. Der Austenitgehalt kann bei bekannter Sättigungsspannung eines vollferritischen Materials berechnet werden. Legierungseinflüsse werden durch Korrekturfaktoren berücksichtigt.

Die gute Reproduzierbarkeit, die Probenformunabhängigkeit und die einfache Auswertung machen diese Messmethode attraktiv [46].

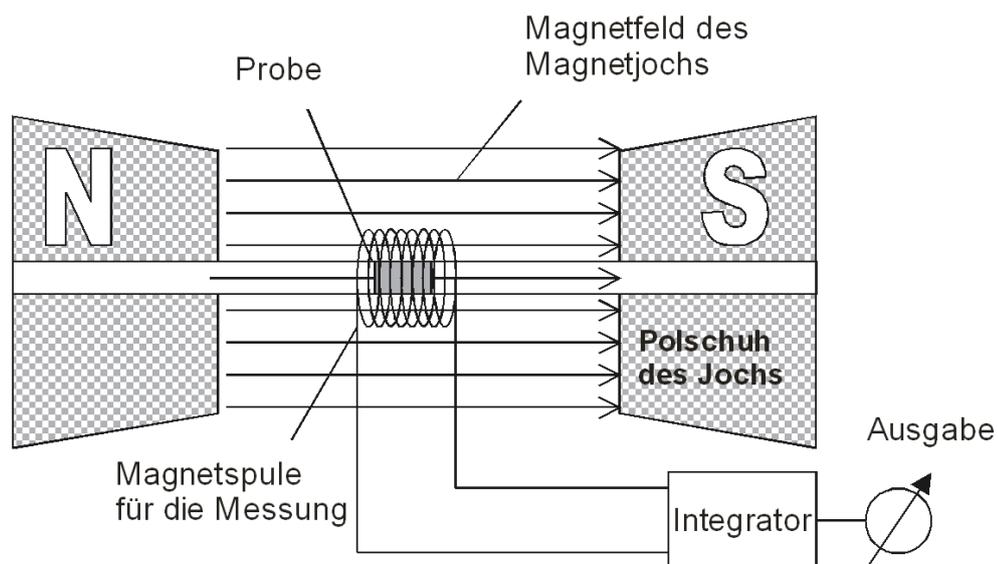


Abbildung 3.3: Funktionsweise der magnetischen Restaustenitmessung [46]

### **3.3.5 Zugprüfung**

Der Zugversuch und die Probenform entsprechen der europäischen Norm EN ISO 6892-1. Für die Untersuchungen wurde die Probengeometrie F07 mit einer Gesamtlänge von 100 mm verwendet und zum Teil längs, zum Teil quer zur Walzrichtung geprüft. Die mechanischen Kennwerte wurden als arithmetisches Mittel von jeweils zwei Zugproben ermittelt. Die Prüfung der Proben fand an der Zugprüfmaschine der Firma ZWICK/Roell statt. Der Wegaufnehmer funktioniert optisch mittels Laser. Die Prüfgeschwindigkeit betrug bis zur Streckgrenze 15 MPa/s, danach erfolgte die Geschwindigkeitssteuerung über die Dehnung (25 %/min). Weitere Maße und Prüfbedingungen sind der Norm zu entnehmen.

### **3.3.6 Mikrohärteprüfung nach VICKERS**

Für die Mikrohärteprüfung nach VICKERS gilt die DIN EN ISO 6507-1. Die Messungen wurden an einem Gerät der Marke LECO (Modell LM300AT) durchgeführt. Dazu wurden fünf Mikrohärteeindrücke nach VICKERS HV1 unter Berücksichtigung der Mindestabstände und Mindestdicke gemacht. Der angegebene Härtewert ist das arithmetische Mittel aus den fünf Messungen.

### **3.3.7 Chemische Analyse der Stickstoffabbindung**

Um die Abbindungsformen des Stickstoffes zu ergründen, wurden verschiedene chemisch-analytische Methoden herangezogen. Dafür wurden von dem untersuchten Material Späne erzeugt, die in weiterer Folge in Brom/ Methanol bzw. Iod/ Methanol aufgelöst wurden. Die entstandenen Lösungen wurden über Membranfilter mit einer Porengröße von 0,2 µm filtriert und der Rückstand analysiert. Die Stickstoffabbindungen als Nitrid und im speziellen als Aluminiumnitrid wurden mittels Photometrie bestimmt. Die Messung des gesamten Stickstoffgehaltes erfolgte mittels Wärmeleitfähigkeitsmessung an einem Gerät Leco TCH 600.

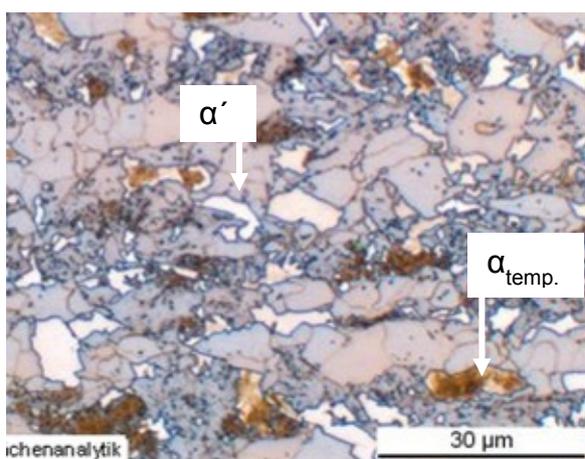
## 4 Ergebnisse

### 4.1 Warmband

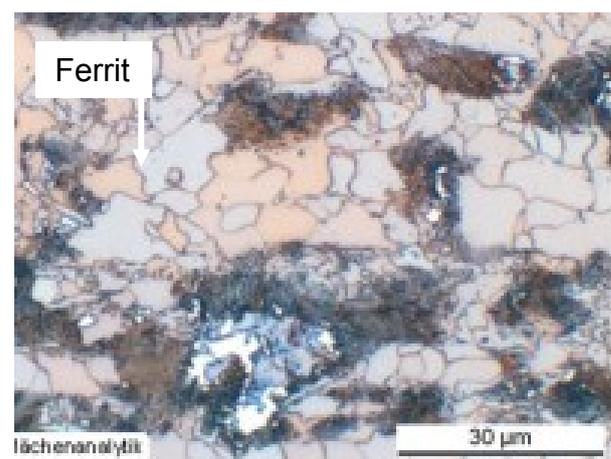
#### 4.1.1 Gefügecharakterisierung

Abbildung 4.1 zeigt jene Mikrostrukturen, die sich bei den ersten drei Legierungen (Kohlenstoff-Chrom-Variante, siehe Tabelle 2.2) nach dem Warmwalzen und der gerichteten Abkühlung, vergleichbar mit dem großtechnischen Prozess entlang der Kühlstrecke, einstellen.

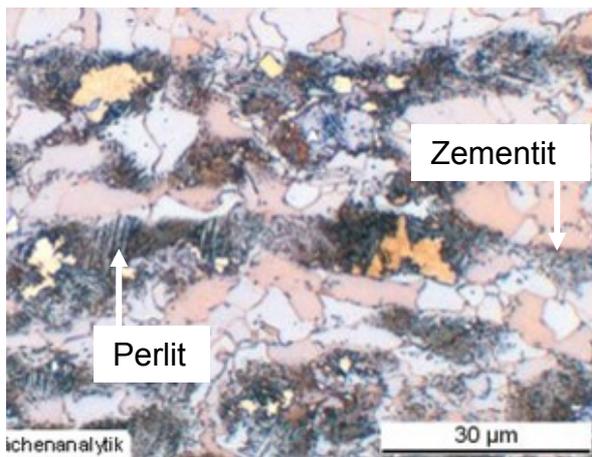
Die Aufnahmen der Schliche längs zur Walzrichtung weisen über die Probe eine starke Zeiligkeit auf. Diese Zeilen, die ihren Ursprung in der Erstarrung aus der Schmelze haben („ausgewalzte Dendriten“), bestehen zum einen aus polygonalem Ferrit (in etwa 50 %), der in den Gefügebildern hellrosa erscheint. Zum anderen scheidet sich bei der zweiten Phase der Kohlenstoff entweder als Zementit oder in weiterer Folge als Perlit aus oder wandelt in Bainit und Martensit um. Bei der ersten Legierung (LHVA) ist der Anteil an hochkohlenstoffhaltigem Martensit ( $\alpha'$ ), welcher bei dieser Ätzung weiß erscheint, im Vergleich zu den beiden anderen Legierungen höher. Das gleiche gilt für den angelassenen Martensit ( $\alpha_{temp.}$ ), der in den Gefügebildern hellbraun erscheint. Bei den Legierungen mit erhöhtem Kohlenstoffgehalt (LHVA\_C+ und LHVA\_C+Cr+) ist das Gefüge insgesamt sehr inhomogen, da die eingeformten Karbide bzw. Zementit und die härteren Gefügebestandteile (Bainit/ Martensit) nicht gleichmäßig über die Probe verteilt sind.



a)



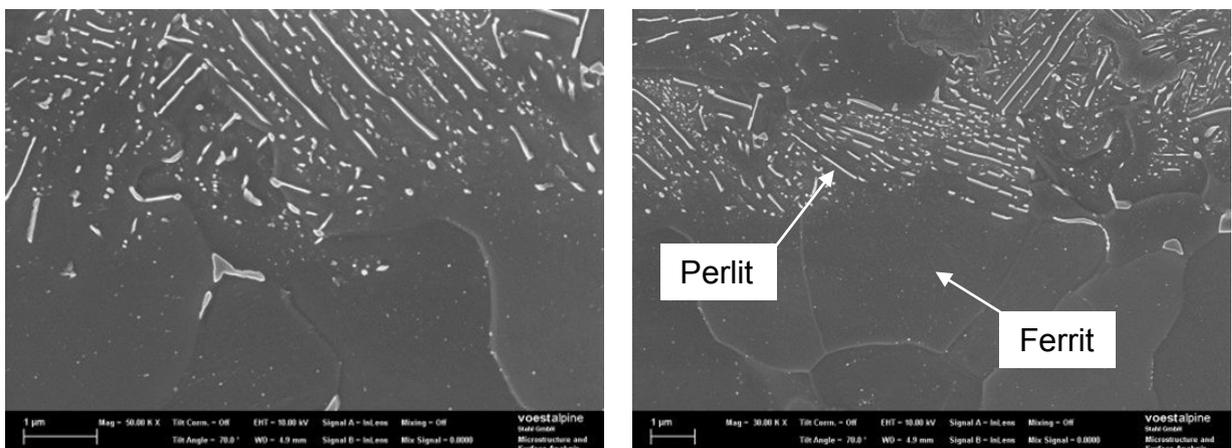
b)



c)

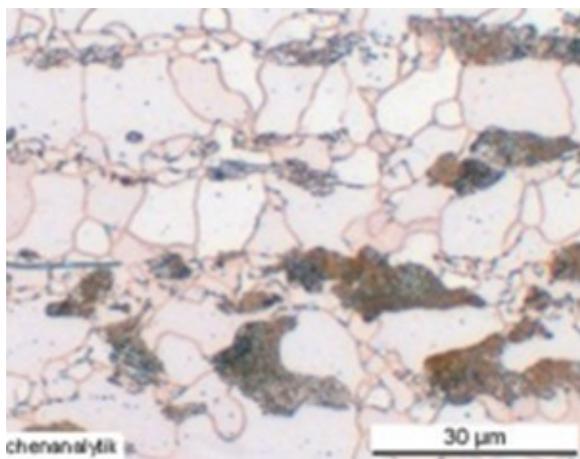
**Abbildung 4.1: Mikrostruktur der Legierungen mit variierendem Kohlenstoff- bzw. Chromgehalt**  
a) LHVA; b) LHVA\_C+; c) LHVA\_C+Cr+

Bei der lichtmikroskopisch aufgenommenen Mikrostruktur der Legierung mit höherem Kohlenstoff- und Chromgehalt (LHVA\_C+Cr+) scheint es, dass sich der Kohlenstoff als Zementit oder Perlit stark lokalisiert und unabhängig von den Korngrenzen ebenfalls in Zeilen ausscheidet. Um diese Stellen deutlicher darstellen zu können, wurde diese Legierung im REM genauer untersucht. Die rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen sind in Abbildung 4.2 dargestellt und sollen diese Struktur durch eine höhere Auflösung zeigen. Es scheint, dass sich der Perlit nur von einer Seite des Kornes an der Korngrenze bildet, wodurch es so aussieht, als würde ein Teil des Kornes aus Perlit und der andere Teil aus Ferrit bestehen. Aus der Mikrostruktur wird verdeutlicht, dass zumindest keine sichtbare Korngrenze zwischen Ferrit und Perlit besteht. Üblicherweise wächst der Perlit aber von allen Seiten des Kornes ins Innere.

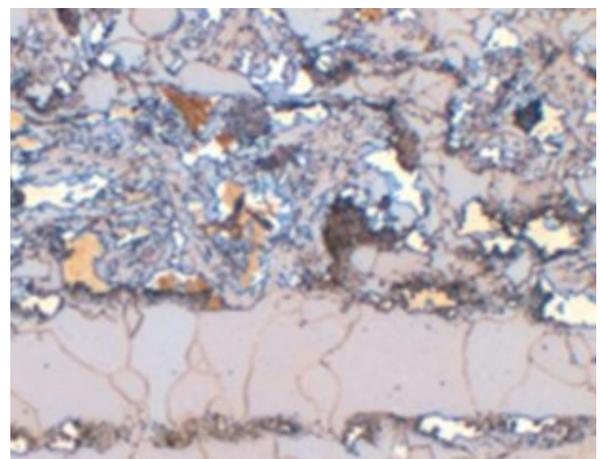


**Abbildung 4.2: REM-Aufnahmen der Variante LHVA\_C+Cr+**

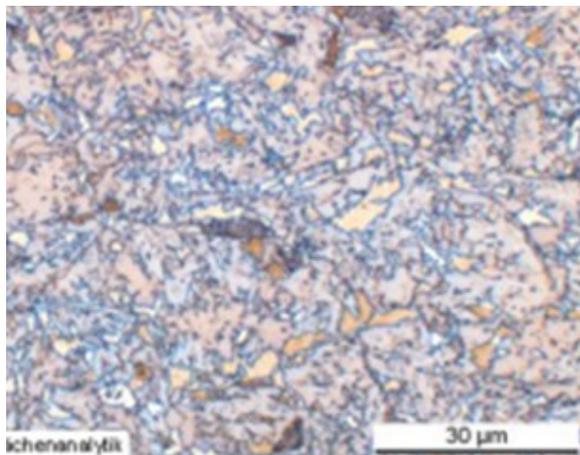
Abbildung 4.3 zeigt die Gefügebilder des Warmbandes bei abgesenktem Molybdängehalt (ca. 0,005 mass.%) und steigendem Mangangehalt. Bei ca. 2,25 mass.% Mangan (LHVA\_Mo-) entsteht ein ferritisch-perlitisches und ebenfalls zeiliges Gefüge. Durch die Erhöhung des Mangangehaltes auf 2,6 mass.% (LHVA\_Mo-Mn+) bzw. 2,95 mass.% (LHVA\_Mo-Mn++) nimmt der Ferritanteil von ca. 60% auf 30% bzw. 5% ab. Die restlichen Gefügebestandteile sind Bainit, Martensit und angelassener Martensit. Bei der Legierung mit höchstem Mangangehalt bilden sich kaum polygonale Ferritkörner, wodurch das Gefüge keine Zeiligkeit mehr aufweist und hauptsächlich aus Bainit, Martensit und angelassenem Martensit besteht.



a)



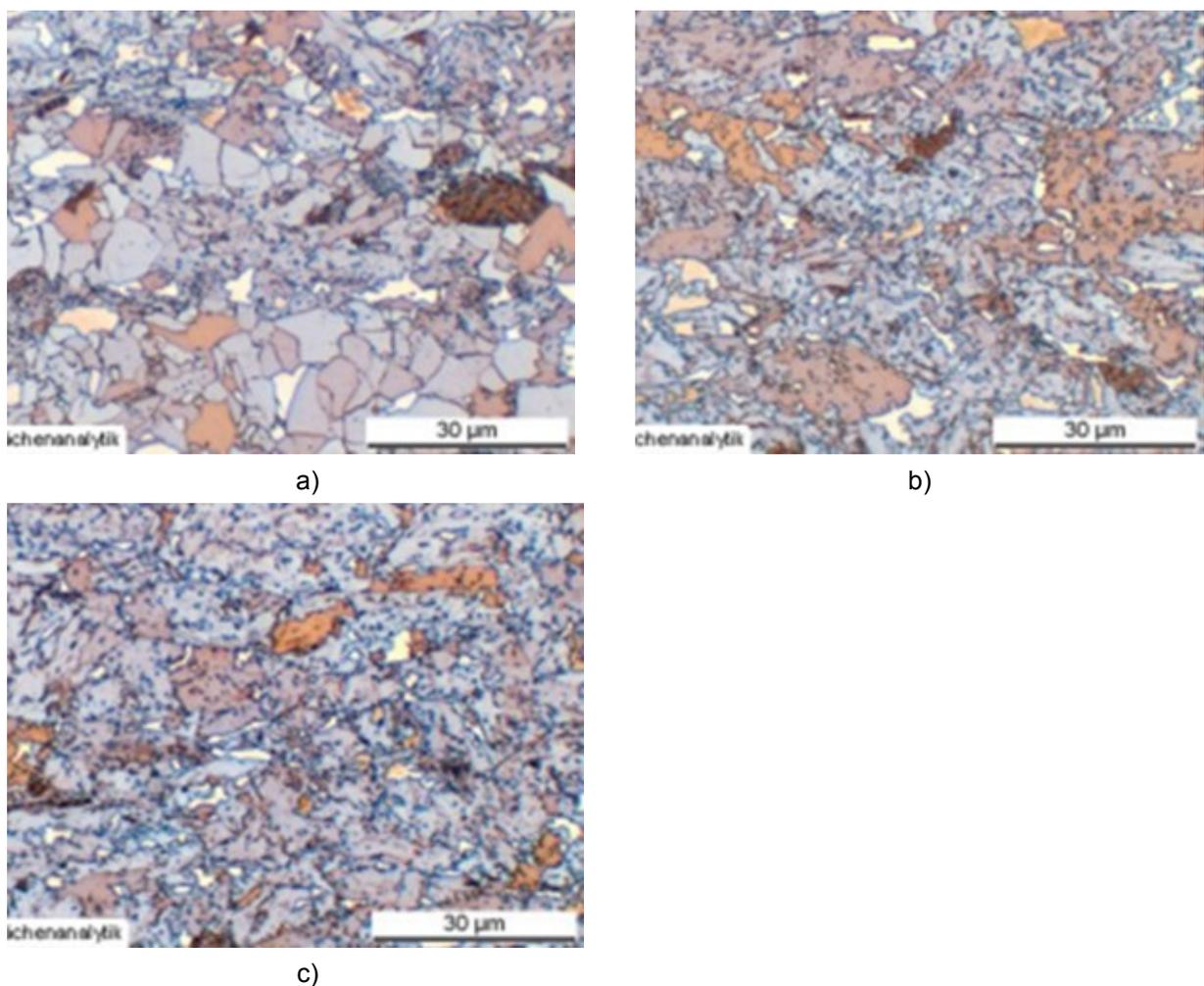
b)



c)

**Abbildung 4.3: Gefügebilder der Legierungen mit variierendem Mangangehalt**  
a) LHVA\_Mo-; b) LHVA\_Mo-Mn+; c) LHVA\_Mo-Mn++

Zum Vergleich mit bereits patentierten Legierungskonzepten Lufthärtender Stähle dienen in dieser Arbeit Legierungen der Fa. Salzgitter, deren Warmbandgefüge in Abbildung 4.4 dargestellt sind. Dabei wird ersichtlich, dass durch die Erhöhung von Molybdän (LHSG\_Mo+) der Ferritanteil abnimmt bzw. die bainitisch/ martensitischen Gefügebestandteile zunehmen. Eine Erhöhung des Vanadiumgehaltes (LHSG\_Mo+V+) wirkt sich auf das Warmbandgefüge nicht signifikant aus.



**Abbildung 4.4: Gefügebilder der Legierungen mit variierendem Molybdän- und Vanadiumgehalt**  
a) LHSG; b) LHSG\_Mo+; c) LHSG\_Mo+V+

#### 4.1.2 Mechanische Eigenschaften

Die mechanischen Eigenschaften des Warmbandes sind in Abbildung 4.5 dargestellt. Die Zugfestigkeit  $R_m$  und die Streckgrenze  $R_{p0.2}$  betragen bei der Legierung LHVA ca. 810 MPa bzw. 510 MPa und liegen deutlich über jenen Werten der Legierungen mit erhöhtem Kohlenstoff- und Chromgehalt. Diese weisen annähernd gleiche mechanische Kennwerte auf ( $R_m \sim 680$  MPa,  $R_{p0.2} \sim 430$  MPa). Die Gleichmaßdehnung nimmt dagegen von ca. 8 % auf 11 % zu.

Bei der Variante mit abgesenktem Molybdängehalt führt die Erhöhung des Mangangehaltes zu einer Festigkeitssteigerung von ca. 520 MPa (bei 2,25 mass.% Mn) auf ca. 1000 MPa (bei 2,95 mass.% Mn). Die Streckgrenze nimmt von 350 MPa auf 640 MPa zu. Die Gleichmaßdehnung sinkt, wie bei steigender Festigkeit zu erwarten, von 15 % auf 6 %.

Bei den Legierungen der Fa. Salzgitter führt eine Erhöhung des Molybdängehaltes zu einer Streckgrenzen- bzw. Zugfestigkeitszunahme von 530 bzw. 810 MPa auf 630 bzw. 910 MPa. Die Zugabe von Vanadium erhöht die beiden Werte um etwa 20 MPa, während sich die Gleichmaßdehnung nicht bedeutsam ändert.

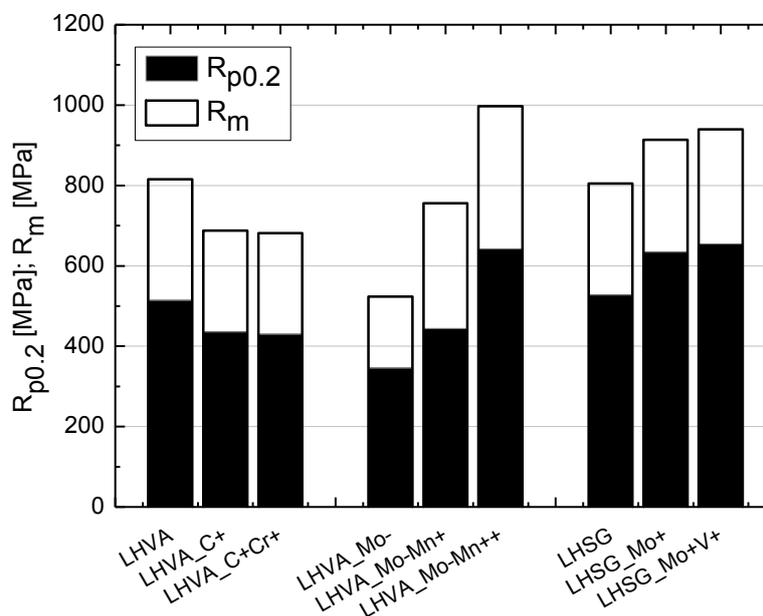
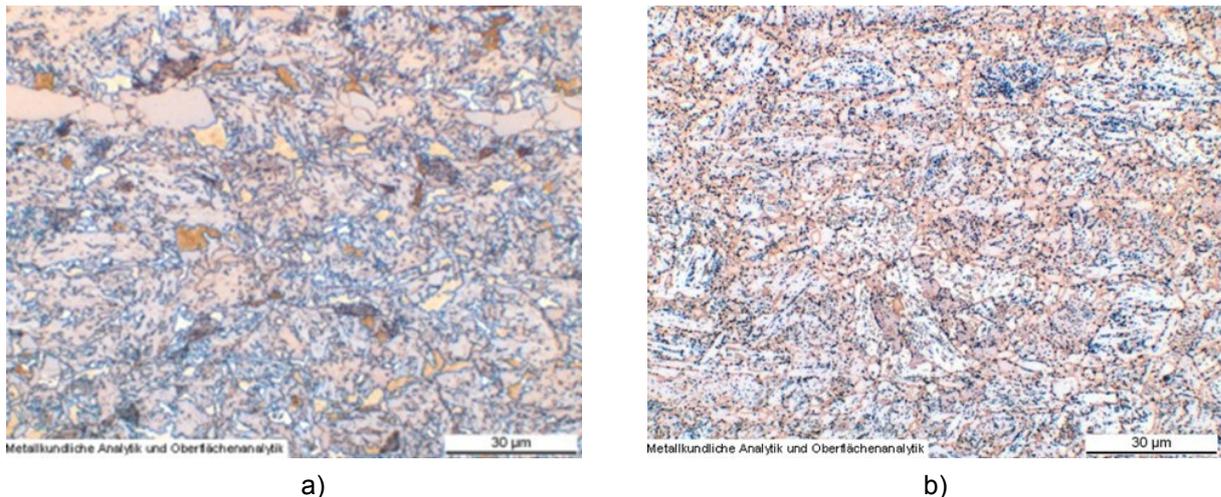


Abbildung 4.5: Mechanische Eigenschaften des Warmbandes

## 4.2 Geglühtes Warmband

Die Gefügeausbildung des Warmbandes vor und nach einer Weichglühung ist an einem Beispiel (LHVA\_Mo-Mn++) in Abbildung 4.6 dargestellt. Dabei ist zu erkennen, dass aus den martensitisch/bainitischen Gefügebestandteilen, kugelig eingeformte Karbide ( $M_3C$ ) entstehen. Durch die fehlende Ferritvorauscheidung im bainitisch-martensitischen Ausgangsgefüge ist der Kohlenstoff gleichmäßig verteilt, wodurch das weichgeglühte Gefüge folglich sehr gleichmäßig verteilte Karbidausscheidungen aufweist.



**Abbildung 4.6: Vergleich der Gefügeausbildung der Legierung LHVA\_Mo-Mn++  
a) vor einer Weichglühung; b) nach einer Weichglühung**

Durch die Weichglühung des Materials nehmen sowohl die Streckgrenze, als auch die Zugfestigkeit ab.  $R_{p0.2}$  sinkt um ca. 200 MPa und  $R_m$  um ca. 300 MPa. Die Bruchdehnung wird von 6 % auf 12 % verdoppelt.

### 4.3 Kaltwalzbarkeit/ Verformungsverfestigung

Der kleintechnische Walzvorgang wurde bei den für die weiteren Versuche verwendeten Proben ohne Zwischenglühung durchgeführt, wodurch die Walzkräfte aufgrund der zum Teil hohen Mengen an martensitischen Gefügebestandteilen ihr Maximum erreicht haben und für die vorgegebene Enddicke ( $d = 1 \text{ mm}$ ) teilweise eine höhere Stichanzahl notwendig war. Dickenschwankungen und Kantenrisse wurden dadurch teilweise beobachtet.

Um die Verformungsverfestigung des Warmbandes beim Kaltwalzen veranschaulichen zu können, wurden aus den Zugversuchsergebnissen des Warmbandes die wahren Spannungs-Dehnungs-Kurven bis zur Gleichmaßdehnung berechnet. Die wahre Spannung ( $\sigma_w$ ) errechnet sich nach [47] mit  $\sigma_w = \sigma \cdot (1 + \epsilon)$  und die wahre Dehnung ( $\epsilon_w$ ) mit  $\epsilon_w = \phi = \ln(1 + \epsilon)$ .

In weiterer Folge wurde mittels HOLLOWOMON-Gleichung extrapoliert:

$$\sigma_w = k_H \cdot \phi^n \quad \text{Glg. (7)}$$

mit  $k_H$ ...Hollomon-Konstante,  $n$ ...Exponent der Hollomon-Gleichung.

In der doppellogarithmischen Darstellung der wahren Spannungs-Dehnungs-Kurve lässt sich der Verfestigungsexponent als Steigung der Ausgleichsgeraden ermitteln:

$$\ln(\sigma_w) = \ln(k_H) + n * \ln(\varphi). \quad \text{Glg. (8)}$$

Diese Darstellung ist anhand des Beispiels der Legierung LHVA, ebenso wie die dazugehörige Fließkurve in Abbildung 4.7 ersichtlich. Für die Fließkurve wurden für die durchgehende schwarze Linie die Werte des Warmband-Zugversuches herangezogen und in wahre Spannungen und wahre Dehnungen umgerechnet. Für den weiteren Verlauf der Kurve wurde mit verschiedenen Verfestigungsexponenten und Werten für  $k$  nach Hollomon extrapoliert. Für „Hollomon Zug“ bzw.  $n_{2-4}$  bediente man sich des Wertes aus dem Zugversuch, bei „Hollomon log“ des Wertes aus der Ausgleichsgeraden in der doppellogarithmischen Darstellung.

Der Punkt  $R_{p0.2}$  wurde aus dem Zugversuch ermittelt, nachdem das Material kaltgewalzt wurde, sprich einem Kaltwalzgrad von 67% (Formänderung  $\varphi = 0,51$ ) unterlag. Bei  $R_m$  wurde zu dem Kaltwalzgrad der umgerechnete Wert der Gleichmaßdehnung im Zugversuch dazu addiert. Um nun die Beanspruchung beim Walzvorgang mit dem einachsigen Zugversuch (extrapolierte Fließkurve des Warmbandes) vergleichen zu können, wurde die wahre Dehnung nach dem Kaltwalzen mit einem Faktor korrigiert, um die Vergleichsdehnung zu erhalten.

Die Vergleichsformänderung ( $\varphi_V$ ) im Hauptachsensystem lautet nach v. Mises:

$$\varphi_V = \sqrt{\frac{2}{9} * \left[ (\varphi_1 - \varphi_2)^2 + (\varphi_2 - \varphi_3)^2 + (\varphi_3 - \varphi_1)^2 \right]} \quad \text{Glg. (9)}$$

[48].

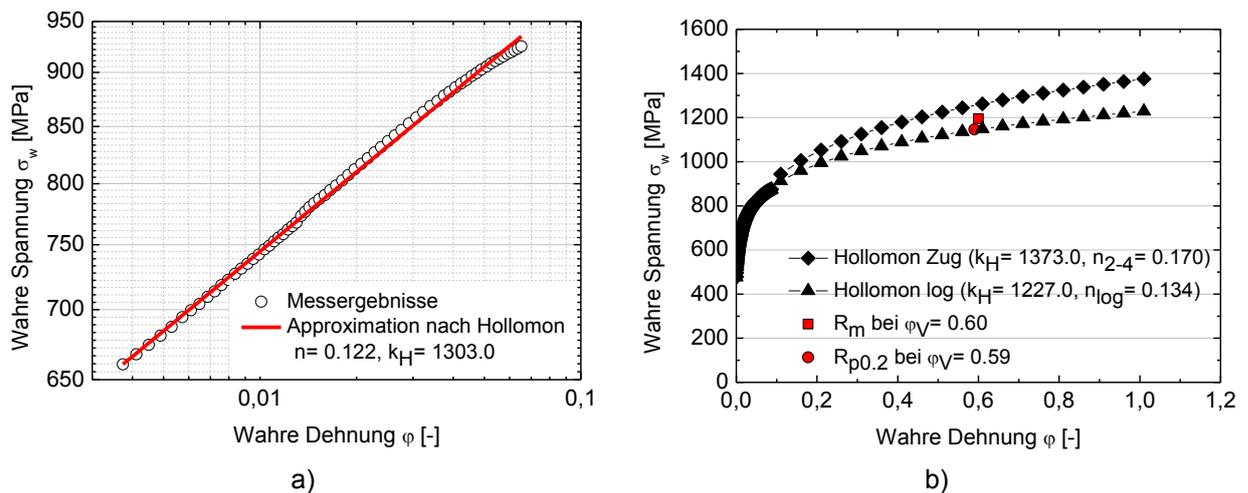
Tabelle 4.1 zeigt die „Werte“ der Vergleichsformänderung der unterschiedlichen Beanspruchungen unter der Annahme, dass der Werkstoff isotrop ist ( $r$ -Wert = 1).

**Tabelle 4.1: Vergleichsformänderung in Abhängigkeit der Beanspruchung**

Art der Beanspruchung	Annahmen für $\varphi$	Ergebnis
Einachsiger Zug	$\varphi_2 = \varphi_3 = -0,5 * \varphi_1$	$\varphi_V = \varphi_{1Z}$
Kaltwalzen	$\varphi_2 \sim 0, \varphi_3 = -\varphi_1$	$\varphi_V = \varphi_{1W} * (4/3)^{1/2} = \varphi_{1W} * 1,15$

Mit  $\varphi_{1Z}$ ...wahre Dehnung aus dem Zugversuch und  $\varphi_{1W}$ ...wahre Dehnung nach dem Walzen.

Die wahre Dehnung nach dem Kaltwalzen wurde demnach mit dem Faktor 1,15 korrigiert, um mit der Dehnung aus dem einachsigen Zugversuch verglichen werden zu können.



**Abbildung 4.7: a) Doppellogarithmische Darstellung der wahren  $\sigma$ - $\varepsilon$ -Kurve; b) dazugehörige Fließkurve**

Aus Abbildung 4.7 wird ersichtlich, dass die Werte für die Zugfestigkeit und Streckgrenze des kaltgewalzten Materials (rote Punkte) gut mit den extrapolierten Werten der Warmband-Fließkurven verglichen werden können. Dabei zeigt sich, dass jene Extrapolation besser zutrifft, bei der der Verfestigungsexponent und die Hollomon-Konstante aus der doppellogarithmischen Darstellung ermittelt wurden. Der verwendete n-Wert aus dem Warmband-Zugversuch wurde in einem kleineren Dehnungsbereich (von 2 bis 4 %) ermittelt, wodurch die Abweichung größer wird. Die dennoch entstandene, geringe Abweichung rührt daher, dass die Extrapolation mit einem konstanten Verfestigungsexponenten rechnet und die Abhängigkeit des Exponenten von der Dehnung vernachlässigt.

Abbildung 4.8 zeigt die Fließkurven jener Legierungen, bei denen der Mangangehalt variiert wurde (Mangan-Variante). Das vierte Diagramm ist eine Zusammenstellung der drei Fließkurven, wobei nur die verwendet wurden, bei denen der Verfestigungsexponent ebenfalls aus der doppellogarithmischen Darstellung ermittelt wurde. Dieser nimmt mit steigendem Mangangehalt bzw. steigender Martensitmenge im Warmband ab. Außerdem ist die Verfestigungsrate ( $d\sigma_w/d\varphi$ ) eingezeichnet, die sich durch die Ableitung der wahren Spannung nach der wahren Dehnung ergibt.

Demnach ist die Verfestigung bei jener Legierung am größten, bei der das Warmbandgefüge den größten Martensitanteil aufweist (LHVA\_Mo-Mn++).

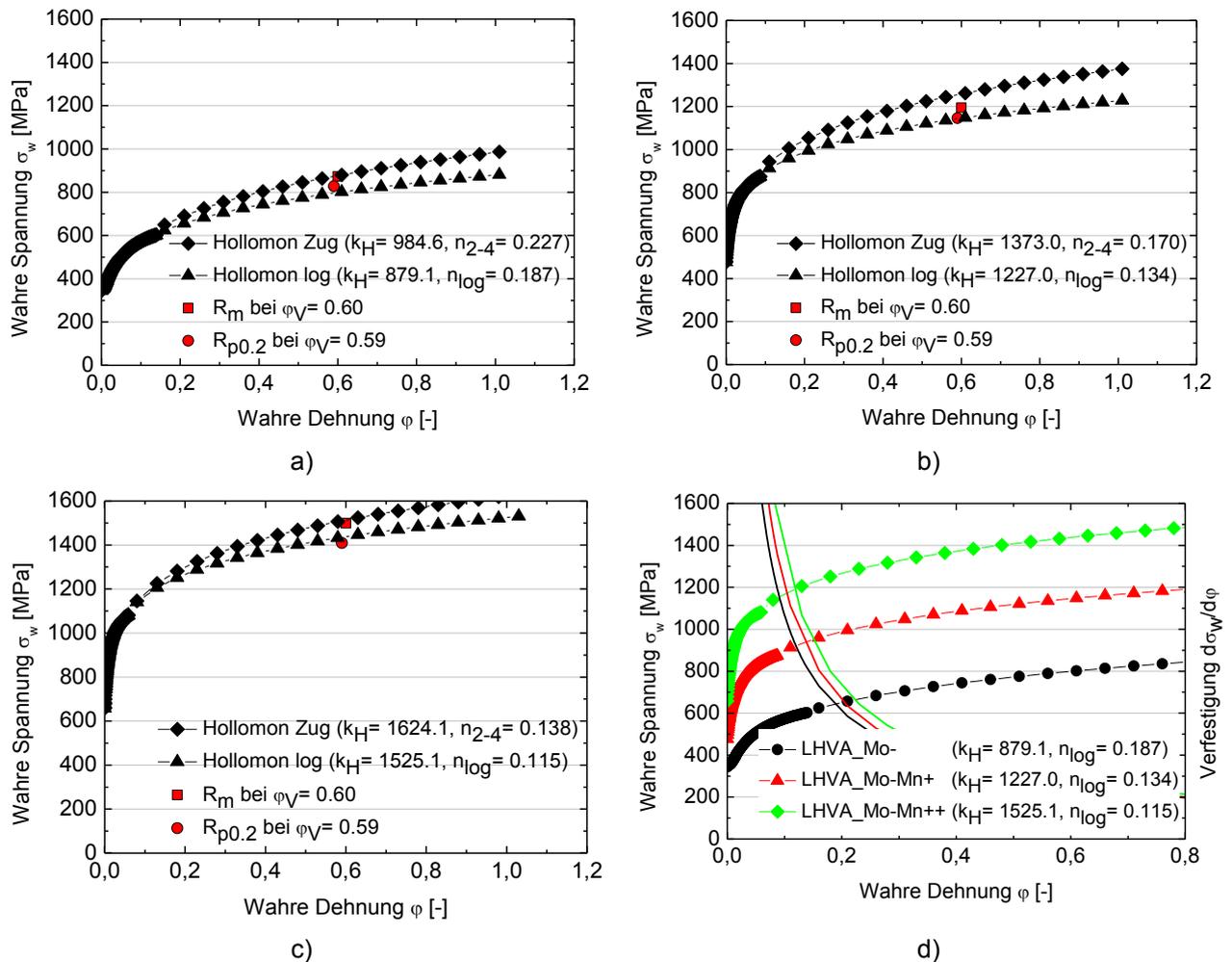


Abbildung 4.8: Fließkurven der Mn-Varianten

a) LHVA\_Mo-; b) LHVA\_Mo-Mn+; c) LHVA\_Mo-Mn++; d) Fließ- und Verfestigungskurven

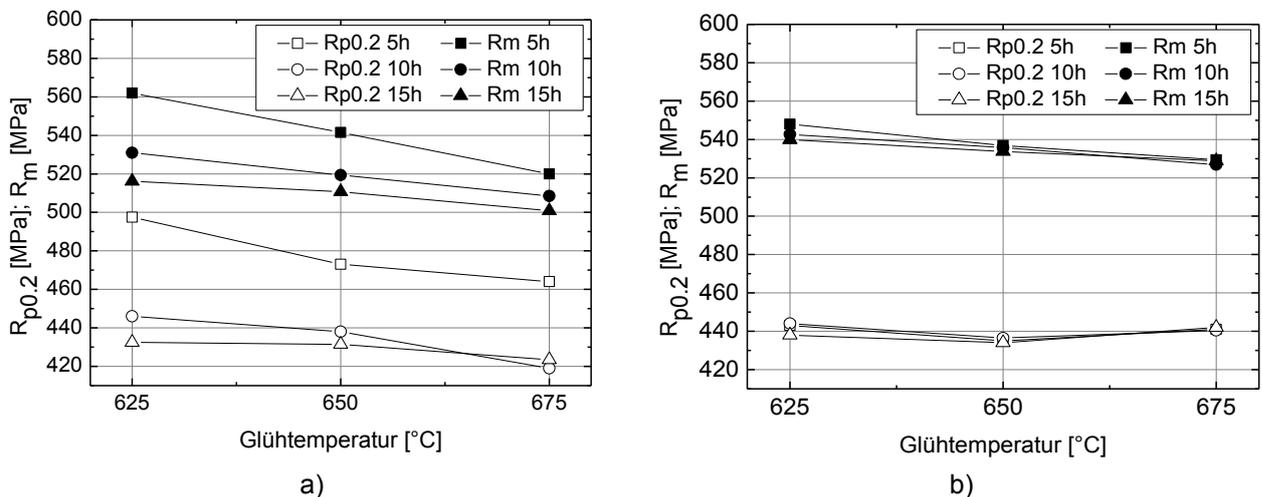
#### 4.4 Rekristallisationsgeglühtes Material

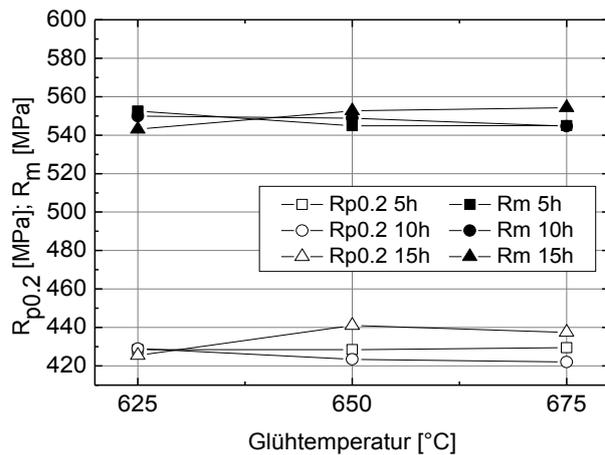
Nach dem Kaltwalzvorgang wurde das Material rekristallisationsgeglüht. Dafür wurden verschiedene Glühzyklen gefahren und daraus die mechanischen Eigenschaften und das Gefüge ermittelt. Für die Glühtemperatur wurden 625, 650 und 675°C gewählt und die Glühzeit betrug 5, 10 und 15 h. Daraus ergaben sich neun Glühkombinationen, aus denen die geeignetste für die großtechnische Herstellung ermittelt wird.

#### 4.4.1 Mechanische Eigenschaften

##### Kohlenstoff-Chrom-Variante

In Abbildung 4.9 sind für die ersten drei Legierungskonzepte (siehe Tabelle 3.1) Zugfestigkeit und Streckgrenze in Abhängigkeit der Glüh­temperatur und für drei verschiedene Glühzeiten dargestellt. Dabei zeigt sich bei der ersten Variante (LHVA) eine Abhängigkeit der mechanischen Eigenschaften von der Temperatur. Bei einer Glühzeit von 5 h nimmt  $R_m$  linear mit der Temperatur von ca. 560 MPa bei 625°C auf 520 MPa bei 675°C ab. Bei längeren Glühzeiten (10 h und 15 h) sinkt  $R_m$  weniger stark mit der Temperatur. Die Streckgrenze liegt bei einer Glühdauer von 5 h deutlich über jener bei 10 und 15 h. Durch die Erhöhung des Kohlenstoffgehaltes (LHVA\_C+) sinkt die Abhängigkeit der mechanischen Eigenschaften bezüglich Glüh­temperatur und -zeit.  $R_m$  bewegt sich in einem Bereich von 530 und 550 MPa und  $R_{p0.2}$  liegt in etwa bei 440 MPa. Mit steigendem C- und Cr- Gehalt (LHVA\_C+Cr+) gibt es bei den mechanischen Eigenschaften keine signifikante Temperatur- und Zeitabhängigkeit mehr.  $R_m$  nimmt mit steigendem Cr-Gehalt bei höheren Temperaturen auf einen Wert von ca. 550 MPa zu.  $R_p$  sinkt um ca. 10-20 MPa. Es zeigt sich, dass die Zugabe von Kohlenstoff und Chrom bei höheren Temperaturen zu einer geringfügigen Steigerung der Festigkeit führt. Die Gleichmaß- bzw. Bruchdehnungen ändern sich sowohl durch die Glüh­temperatur und -zeit als auch durch die Zugabe von Kohlenstoff und Chrom kaum und liegen im Bereich von 15-20 % bzw. 30-35 % ( $A_{25}$ ).



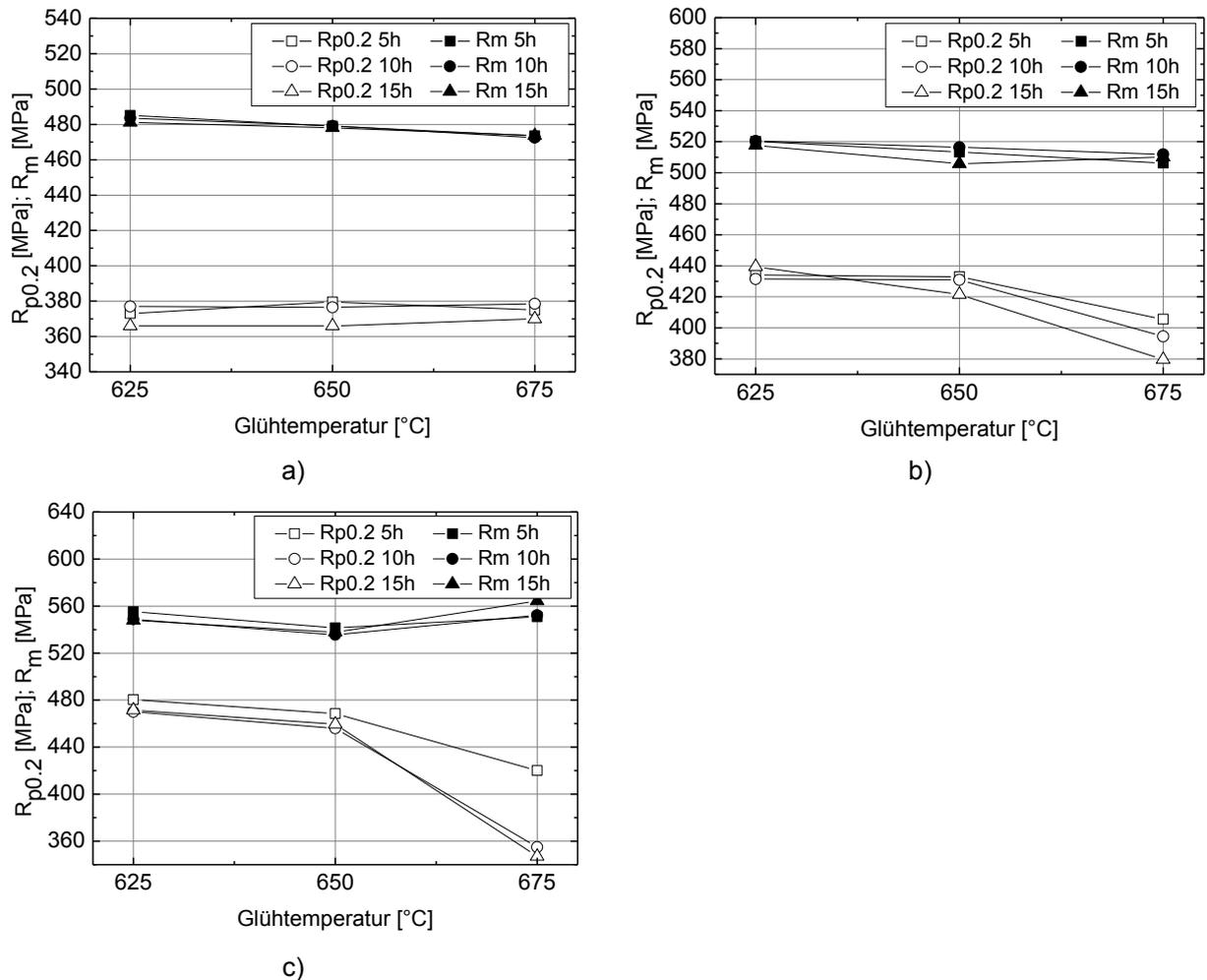


c)

**Abbildung 4.9: Zugfestigkeit und Streckgrenze nach dem Rekristallisationsglühen**  
a) LHVA; b) LHVA\_C+; c) LHVA\_C+Cr+

### Mangan-Variante

In Abbildung 4.10 sind die mechanischen Kennwerte nach dem Rekristallisationsglühen für die Legierungen mit variierendem Mangengehalt dargestellt. Dabei zeigt sich, dass bei der ersten Manganvariante (LHVA\_Mo-)  $R_m$  und  $R_{p0.2}$  so gut wie unabhängig von der Glüh Temperatur und -zeit sind. Die Zugfestigkeit liegt für alle neun Glühkombinationen zwischen 470 und 490 MPa und die Streckgrenze zwischen 360 und 380 MPa. Durch die Erhöhung des Mangengehaltes (LHVA\_Mo-Mn+) steigt die Zugfestigkeit vermutlich durch Mischkristallverfestigung um ca. 40 MPa an.  $R_{p0.2}$  steigt bei 625 und 650°C sogar um 50-60 MPa. Nur bei 675°C wird ein abnormaler Streckgrenzenabfall beobachtet. Bei der Variante mit knapp 3 mass.% Mangan zeigt sich ein ähnliches Verhalten: Bei 625 und 650°C werden sowohl Zugfestigkeit als auch Streckgrenze wiederum um ca. 40 MPa gegenüber der Ausgangsvariante angehoben, während bei einer Glüh Temperatur von 675°C die Zugfestigkeit leicht steigt und die Streckgrenze stark abfällt. Dieser Umstand wird auch bei Dualphasen (DP)-Stählen beobachtet und lässt auf das Vorhandensein einer Härtephase schließen. Die Gleichmaß- und Bruchdehnungen zeigen, wie bei den vorher genannten Legierungen, keinen signifikanten Einfluss und liegen im Bereich von 17-20 % bzw. 32-36 %.



**Abbildung 4.10: Zugfestigkeit und Streckgrenze nach dem Rekristallisationsglühen**  
a) LHVA\_Mo-; b) LHVA\_Mo-Mn+; c) LHVA\_Mo-Mn++

### Molybdän-Vanadium-Variante

Jene Legierungen, bei denen der Molybdän- und Vanadiumgehalt verändert wurde, zeigen eine stärkere Temperaturabhängigkeit als die zuvor erwähnten (Abbildung 4.11). Dabei unterscheiden sich die Werte für  $R_m$  und  $R_{p0.2}$  zwischen 625 und 675°C um 40-50 MPa. Eine Erhöhung des Molybdän- und Vanadiumgehaltes führt jeweils zu einer Erhöhung der Festigkeitswerte um ca. 20-30 MPa.

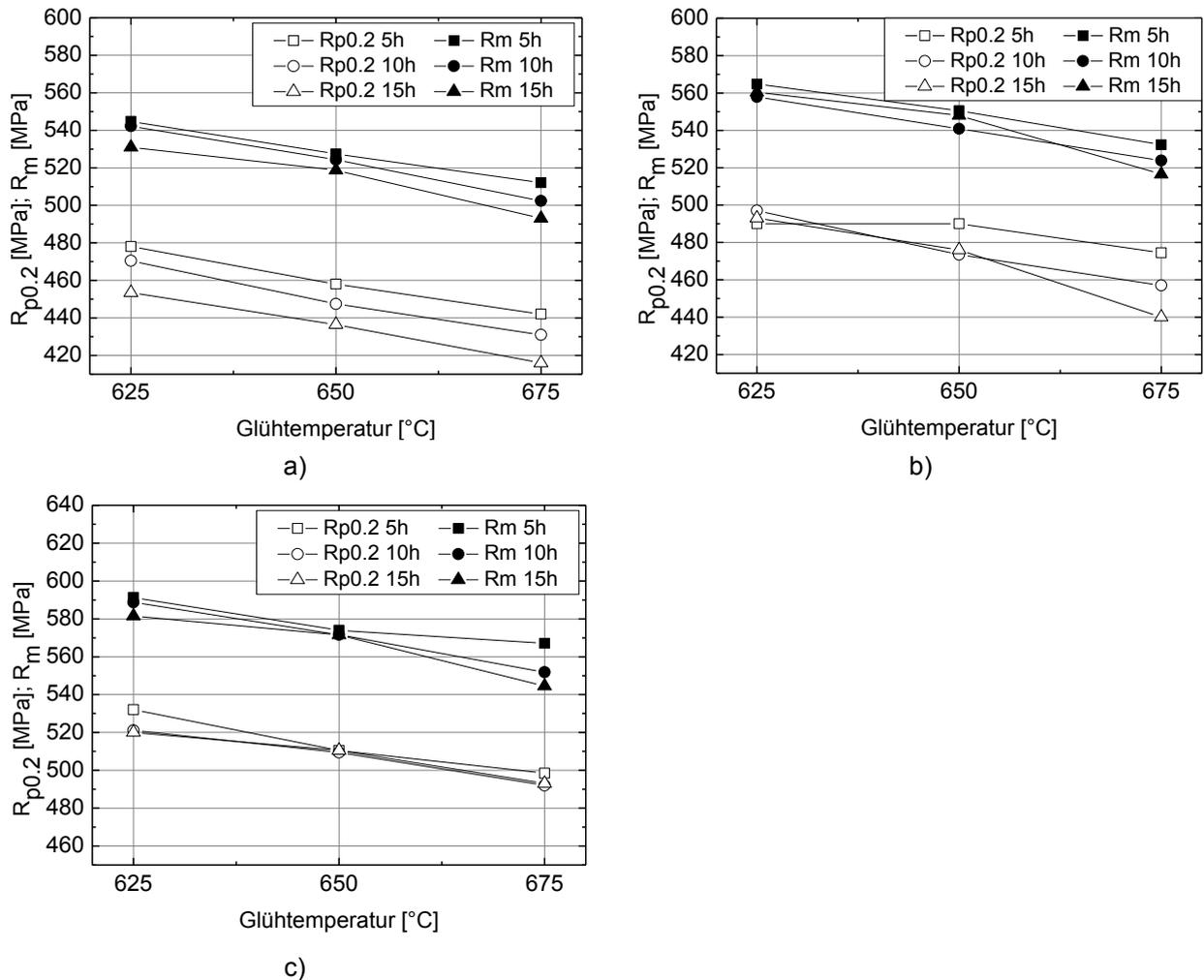


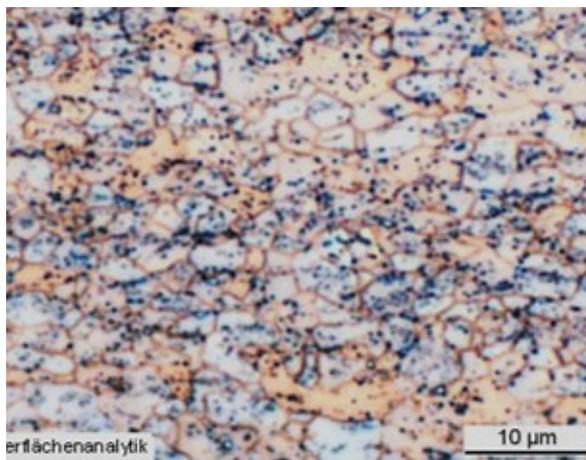
Abbildung 4.11: Zugfestigkeit und Streckgrenze nach dem Rekristallisationsglühen  
a) LHSG; b) LHSG\_Mo+; c) LHSG\_Mo+V+

#### 4.4.2 Gefügecharakterisierung

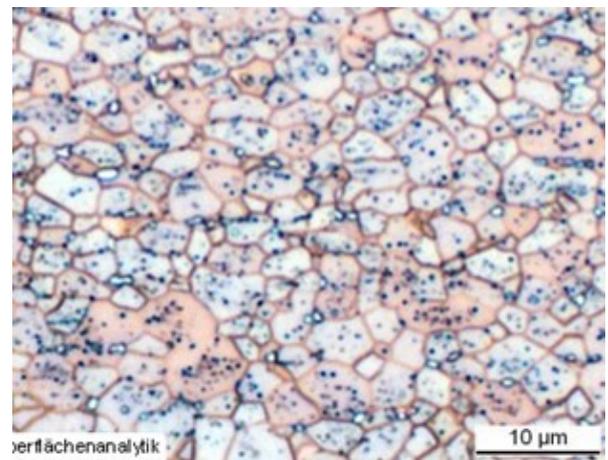
##### Kohlenstoff-Chrom-Variante

In Abbildung 4.12 sind die unterschiedlichen Gefügeausbildungen für die erste C-Cr-Variante (LHVA) für verschiedene Glühzeit- und Glühtemperaturkombinationen dargestellt. Es zeigt sich, dass bei 5 h und 625°C das Gefüge noch nicht vollständig rekristallisiert ist. Diesen Umstand kann man auch in den erhöhten Festigkeitswerten erkennen. Eine Steigerung der Glühtemperatur auf 675°C zeigt durch die Ausbildung gleichmäßiger, polygonaler Ferritkörner ein vollständig rekristallisiertes Gefüge. Die weißen, kugeligen Bereiche weisen auf eine Anhäufung von Karbiden bzw. Zementit hin. Durch die Erhöhung der Glühzeit auf 15 h (bei 675°C) kann eine gewisse Kornvergrößerung beobachtet werden. Die Korngröße wurde anhand der Gefügebilder und mittels Flächenausählverfahren ermittelt und beträgt bei

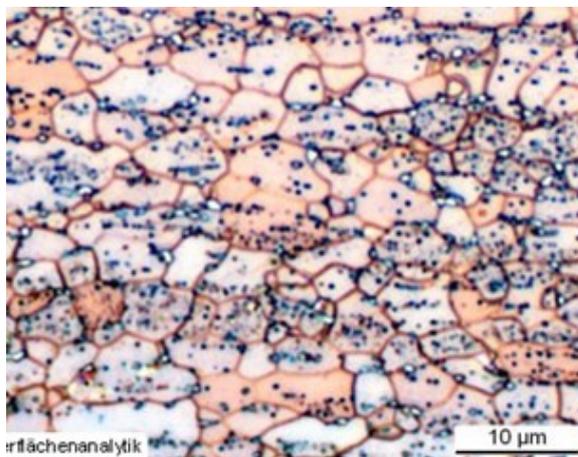
5 h/ 675°C in etwa 3,3 µm und bei 15 h/ 675°C ca. 4,8 µm. Dabei wurde bei der Korngeometrie von kreisrunden Körnern ausgegangen.



a)



b)



c)

**Abbildung 4.12: Gefügebilder nach dem Rekristallisationsglühen (LHVA)**  
a) bei 5 h/ 625°C; b) bei 5 h/ 675°C; c) bei 15 h/ 675°C

Um zu zeigen, inwiefern die Korngröße nach dem Rekristallisationsglühen mit der Festigkeit der Legierung LHVA korreliert, wurde diese mittels Hall-Petch-Gleichung (Glg. 10) berechnet und mit den gemessenen Werten verglichen (siehe Tabelle 4.2). Gleichung 10 zeigt, dass die Spannung indirekt proportional zur Korngröße ist:

$$\sigma = \sigma_0 + \frac{k_y}{\sqrt{D}} \quad \text{Glg. (10)}$$

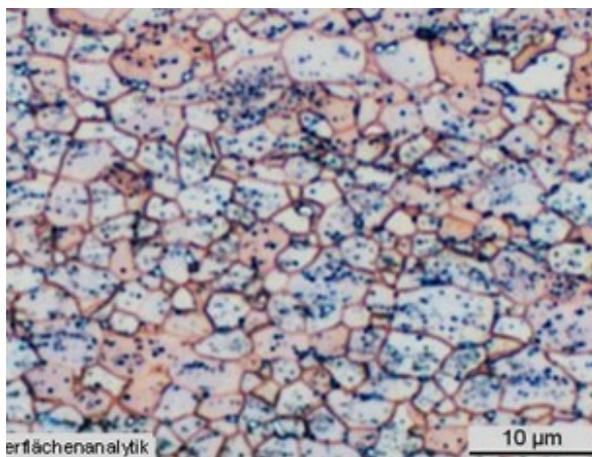
In Gleichung 10 ist  $\sigma$ ...Normalspannung [MPa],  $\sigma_0$ ...krit. Normalspannung [MPa],  $k_y$ ...Hall-Petch-Konstante [MPa\*m<sup>1/2</sup>],  $D$ ...Korndurchmesser [m]. Die Konstanten der Hall-Petch-Beziehung betragen für einen kohlenstoffarmen Stahl:  $\sigma_0 = 70$  MPa,  $k = 0,74$  MPa\*m<sup>1/2</sup> [49].

**Tabelle 4.2: Vergleich der gemessenen Streckgrenze mit der Hall-Petch-Beziehung**

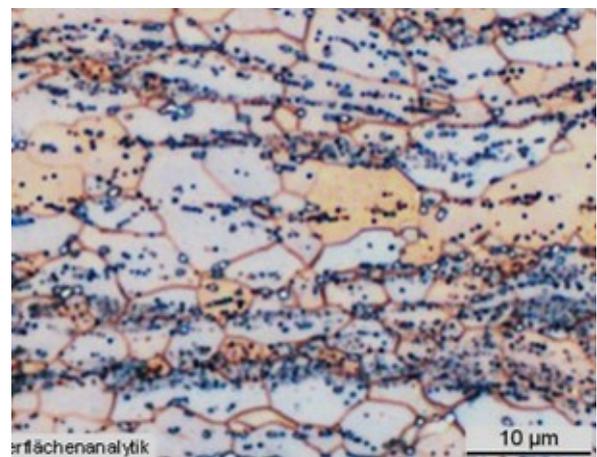
	$R_{p0.2}$ gemessen [MPa]	$\sigma$ berechnet nach Glg. (10) [MPa]
5 h/ 675°C	463	476
15 h/ 675°C	423	408

Somit zeigt sich, dass bei einer Glüh­temperatur von 675°C die Abnahme der Streckgrenze bei längerer Glühzeit (15 h) dem grobkörnigeren Gefüge zuzuschreiben ist. Umgekehrt bedeutet das, dass das feinkörnigere Gefüge bei einer Glühzeit von 5 h eine festigkeitssteigernde Wirkung zur Folge hat.

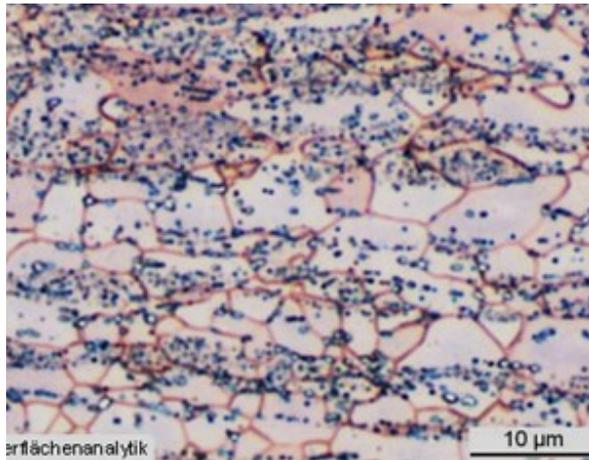
Die Mikrostruktur der Legierungen mit erhöhtem Kohlenstoff- und Chromgehalt (LHVA\_C+Cr+) weisen bei einer Änderung der Glühzeit und/ oder der Glüh­temperatur kaum Unterschiede in der Korngröße und der Korngrößenverteilung auf. Ähnliches zeigen auch die mechanischen Eigenschaften, die sich nicht signifikant ändern. Einzig im Vergleich zu der ersten Legierung (LHVA) ist die Korngröße, wie in Abbildung 4.13 ersichtlich, leicht erhöht und mit etwa 5,5 µm um ca. 1,5 µm höher.



a)



b)

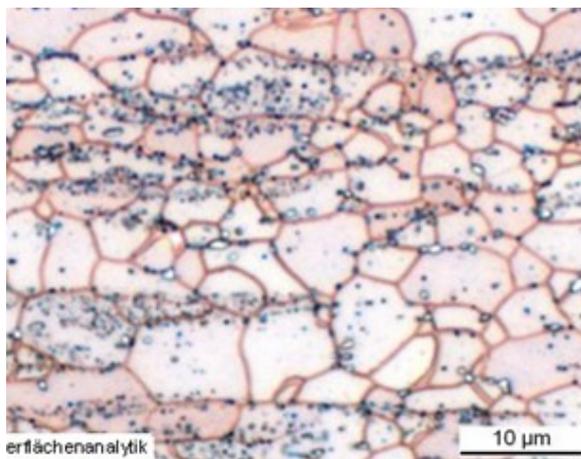


c)

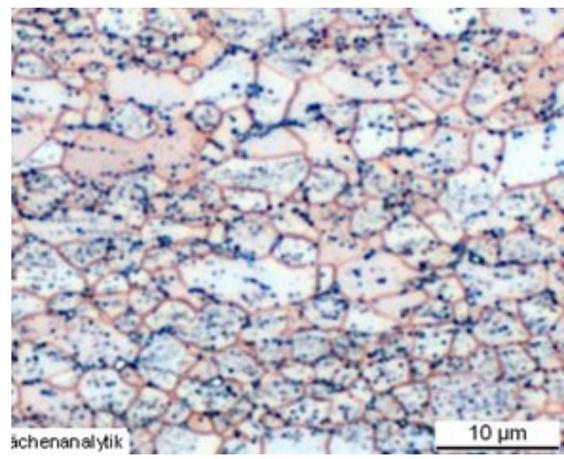
**Abbildung 4.13: Gefügebilder nach dem Rekristallisationsglühen bei 10 h / 650°C**  
a) LHVA; b) LHVA\_C+; c) LHVA\_C+Cr+

### Mangan-Variante

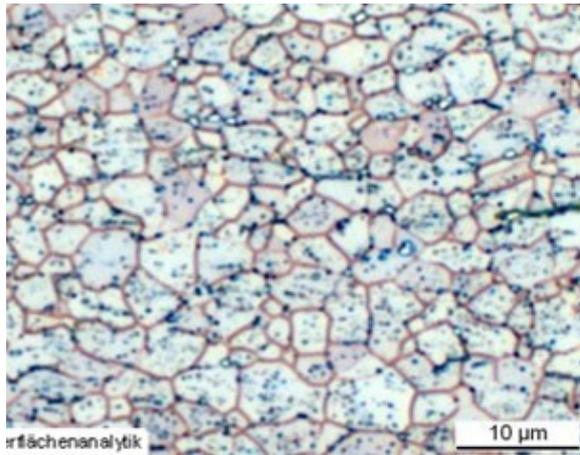
Bei den ersten zwei Mangan-Varianten (LHVA\_Mo- und LHVA\_Mo-Mn+) zeigen sich zunächst keine nennenswerten Unterschiede in der Gefügeausbildung in Abhängigkeit der Glüh­temperatur und –zeit. Abbildung 4.14 zeigt jedoch den Einfluss des Mangangehaltes auf die Korngröße anhand der Glühkombination von 10 h und 650°C. Die Korngröße beträgt bei der Legierung mit dem niedrigsten Mangangehalt (LHVA\_Mo-) in etwa 5,5 μm und bei den beiden anderen ca. 3,7 μm.



a)



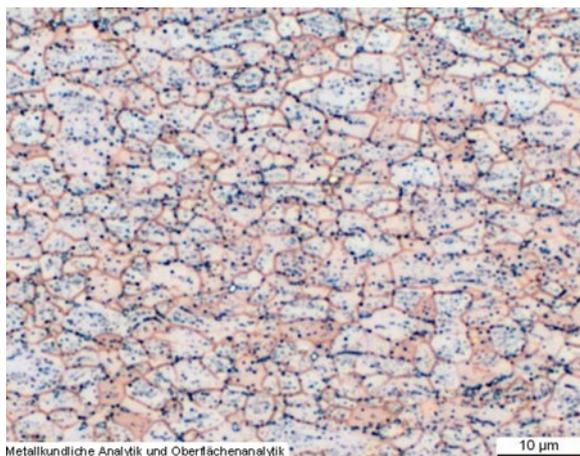
b)



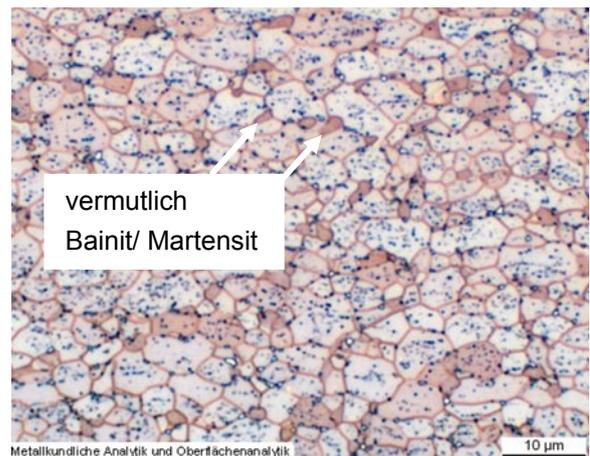
c)

**Abbildung 4.14: Gefügebilder nach dem Rekristallisationsglühen bei 10 h/ 650°C**  
 a) LHVA\_Mo-; b) LHVA\_Mo-Mn+; c) LHVA\_Mo-Mn++

Bei jener Legierung mit höchstem Mangengehalt (LHVA\_Mo-Mn++), bei der die mechanischen Eigenschaften bei einer Glüh­temperatur von 675°C Ähnlichkeit mit einem DP-Stahl zeigt, weist das Gefüge Bereiche sehr kleiner Korngröße und dunklerer Färbung auf (siehe Abbildung 4.15). Aufgrund des starken Festigkeitsabfalles bei dieser Glüh­temperatur und der kleineren, dunkleren Körner, liegt die Vermutung nahe, dass sich hierbei beim Glühen Austenit gebildet hat, der sich in weiterer Folge offenbar in Bainit oder Martensit umgewandelt hat, wodurch sich die dunklere Färbung erklärt. Zum Vergleich weist die Mikrostruktur bei einer Temperatur von 650°C diese Merkmale nicht auf.



a)



b)

**Abbildung 4.15: Vergleich der Mikrostruktur bei erhöhtem Mangengehalt (LHVA\_Mo-Mn++)**  
 a) bei 15 h/ 650°C; b) bei 15 h/ 675°C

Um diese Gefügebestandteile durch eine höhere Auflösung besser bewerten zu können, sind in Abbildung 4.16 die dazugehörigen REM-Aufnahmen dargestellt. Abbildung 4.16a zeigt eine Übersicht über das Gefüge und verdeutlicht, dass einige Körner vorhanden sind, die eine andere Struktur als die ferritische Matrix aufweisen. Diese vermutlich bainitisch/ martensitische Phase ist vergrößert in Abbildung 4.16b dargestellt. Eine EDX-Analyse zeigt, dass die „zweite Phase“ einen erhöhten Mangengehalt im Vergleich zur Matrix besitzt. Zusätzlich wurde die Zusammensetzung des Mischkarbides ( $M_3C$ ) nach der Rekristallisationsglühung mittels EDX gemessen. Neben dem erhöhten Kohlenstoffgehalt weist es größere Mengen an Chrom und Mangan auf als die Matrix.

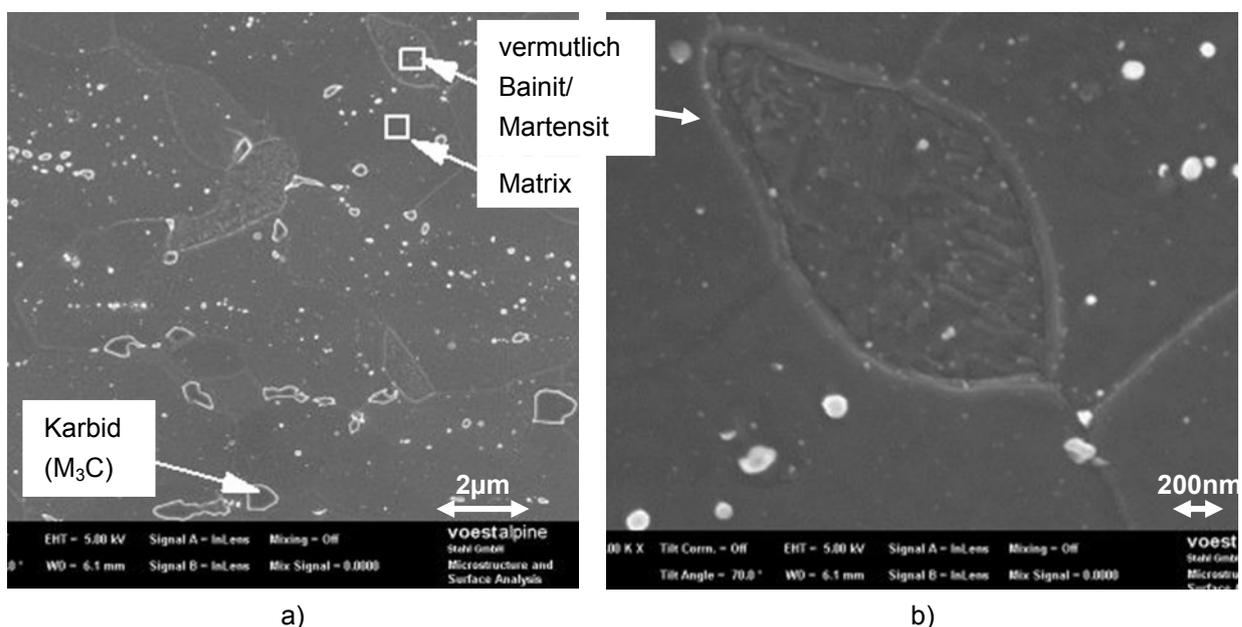
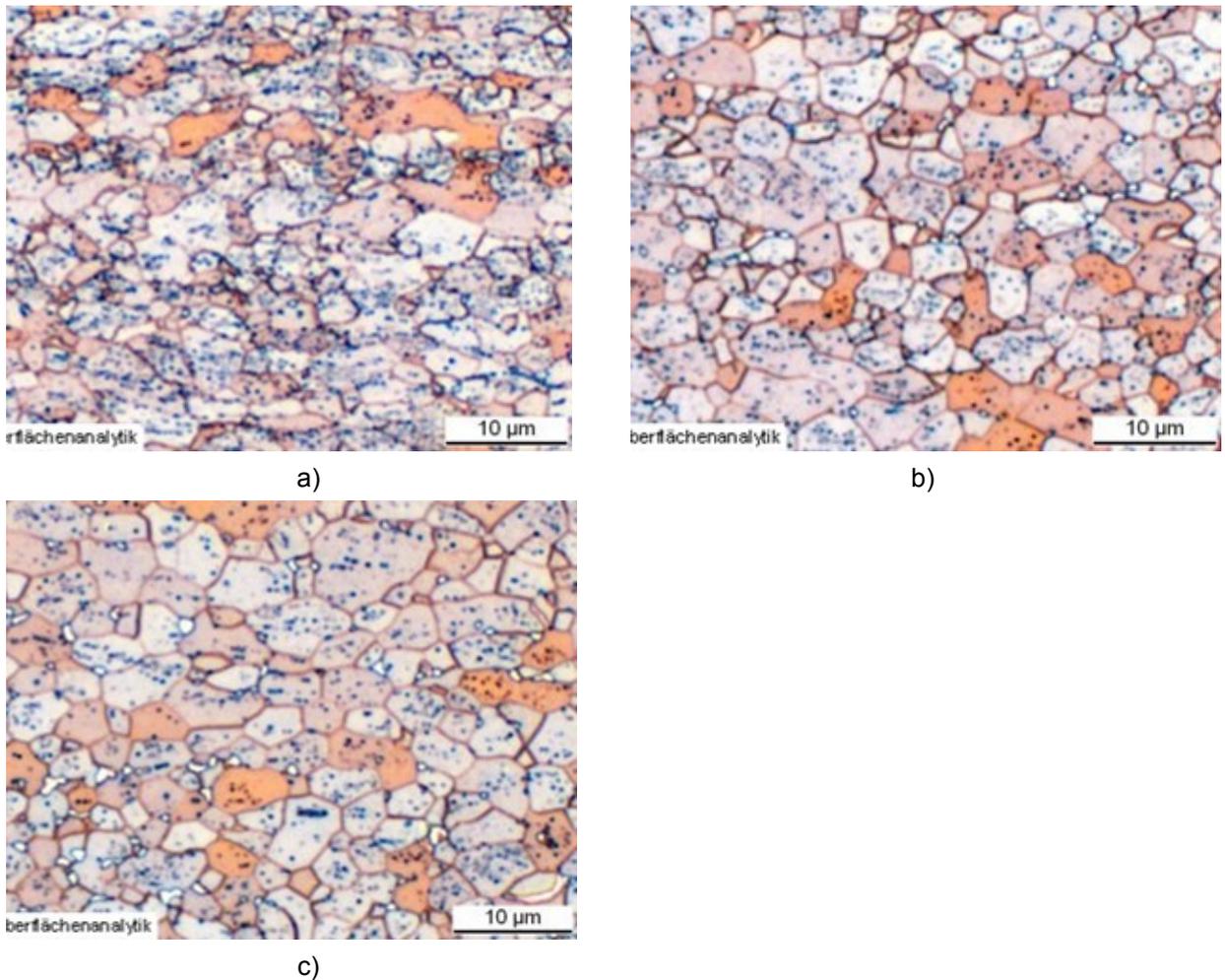


Abbildung 4.16: REM-Aufnahmen von LHVA\_Mo-Mn++ nach der Glühung bei 675°C  
a) Übersicht; b) Detailaufnahme

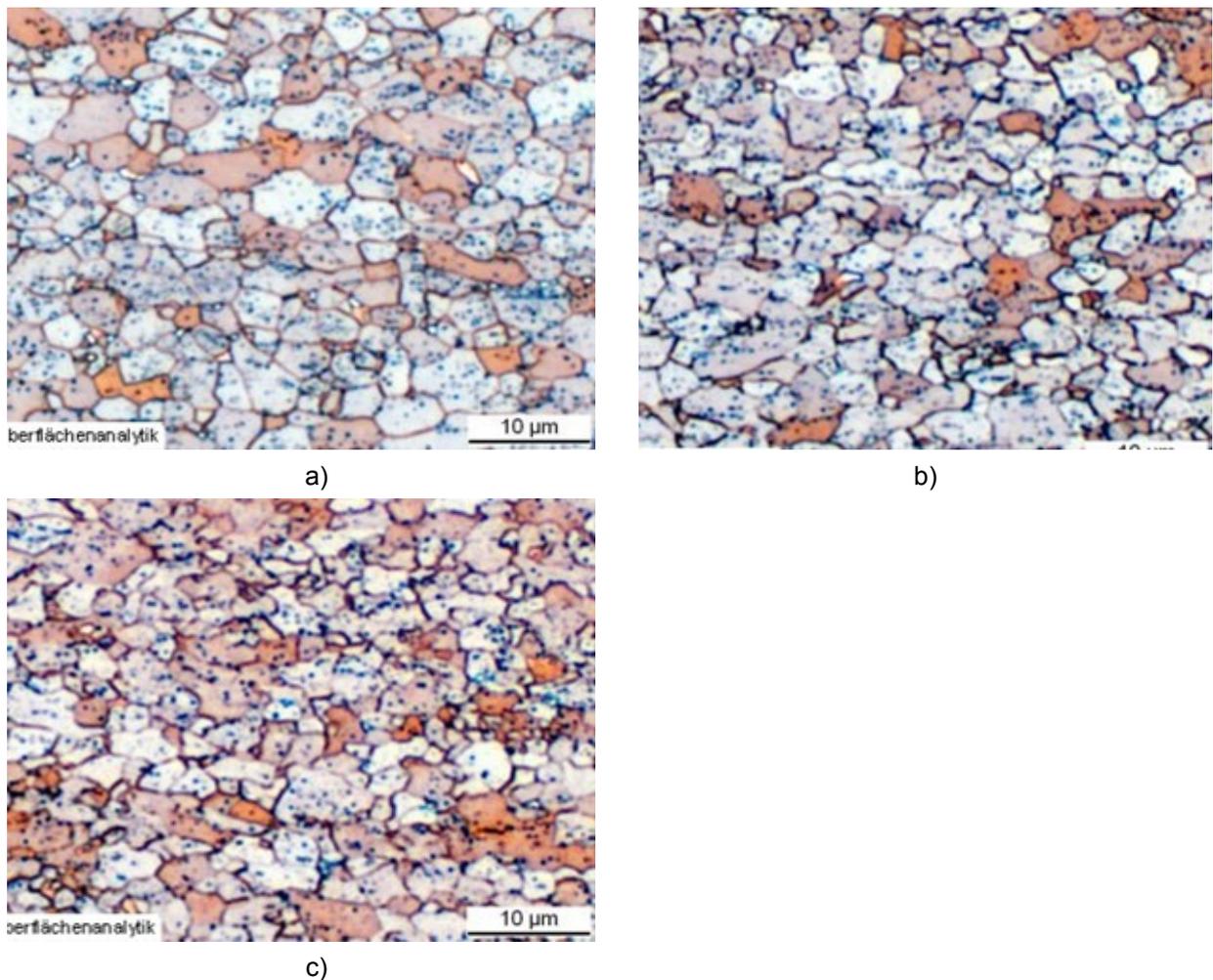
### Molybdän-Vanadium-Variante

Bei der ersten Variante in Anlehnung an die Legierung der Fa. Salzgitter (LHSG) zeigt sich eine leichte Abhängigkeit der Korngröße von der Glühdauer und –temperatur (siehe Abbildung 4.17). Bei 5 h und 625°C scheint das Gefüge noch nicht vollständig rekristallisiert zu sein, da noch eine gewisse Kornstreckung feststellbar ist. Eine Temperaturerhöhung führt in der Mikrostruktur zu deutlicher erkennbaren, polygonalen Ferritkörnern. Das Gefüge weist sowohl bei 5 h als auch bei 15 h ein ähnliches Gefüge bzw. eine vergleichbare Korngröße auf. Bei 15 h/ 657°C kommt es aber offenbar zu einer stärkeren Versetzungsauslöschung im Inneren, wodurch die geringere Versetzungsdichte die Ursache für die abnehmende Festigkeit sein könnte.



**Abbildung 4.17: Gefügebilder nach dem Rekristallisationsglühen (LHSG)**  
a) bei 5 h/ 625°C; b) bei 5 h/ 675°C; c) bei 15 h/ 675°C

Weder die Zugabe von Molybdän (LHSG\_Mo+) noch die von Vanadium (LHSG\_Mo+V+) zeigt einen bedeutsamen Einfluss auf die Ausbildung der Mikrostruktur bei verschiedenen Glühkombinationen. Abbildung 4.18 zeigt, dass die Zugabe dieser Legierungselemente ein geringfügig feineres Gefüge erzeugt. Die ermittelten Korngrößen liegen hierbei zwischen 4,6 und 4,1 µm.



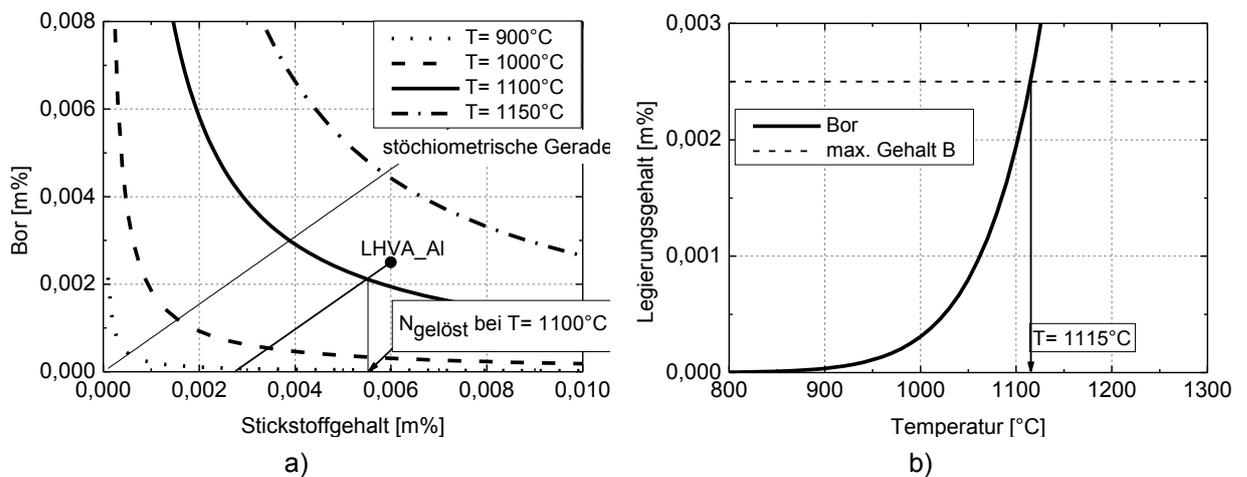
**Abbildung 4.18: Gefügebilder nach dem Rekristallisationsglühen bei 10 h/ 650°C**  
a) LHSg; b) LHSg\_Mo+; c) LHSg\_Mo+V+

#### 4.4.3 Abbindungsanalyse

Für die Bestimmung der Stickstoff-Abbindungsverhältnisse nach dem Rekristallisationsglühen wurden zum einen die Löslichkeitsprodukte von Bornitrid (BN) und von Aluminiumnitrid (AlN) berücksichtigt und zum anderen eine nasschemische Abbindungsanalyse durchgeführt.

Abbildung 4.19 zeigt die Löslichkeitsisothermen von Bornitrid bei vier verschiedenen Temperaturen. Für einen Stahl (LHVA\_Al) mit 60 ppm Stickstoff und 25 ppm Bor sind bei 1100°C nach Chino [50] etwa 55 ppm Stickstoff in Lösung, während sich bei einer Temperatur von 1150°C bereits das gesamte Bornitrid aufgelöst hat. Nach dieser Darstellung kann von einer vollständigen Auflösung des Bornitrids im Stoßofen bei 1200°C ausgegangen werden. Ebenfalls in dieser Abbildung dargestellt, ist das Löslichkeitsprodukt von BN in Abhängigkeit des Borgehaltes bei einem konstanten Stickstoffgehalt von 60 ppm. Die strichlierte Linie gibt den Gehalt an Bor in den

untersuchten Legierungen an. Die genaue Löslichkeitstemperatur wird durch Umformen der Gleichung (5) berechnet und beträgt in etwa  $1115^{\circ}\text{C}$ .



**Abbildung 4.19: a) Löslichkeitsisothermen von BN; b) Löslichkeitsprodukt von BN**

Die Löslichkeitsisothermen für Aluminiumnitrid sind in Abbildung 4.20 für drei verschiedene Temperaturen dargestellt. Die drei Punkte stellen jene untersuchten Legierungen dar, bei denen der Aluminiumgehalt, bei konstantem Stickstoffgehalt von 60 ppm, variiert wurde (0,13 – 0,22 – 0,30 mass.% Al). Aufgrund der Vielzahl an experimentell bestimmten Werten für das Löslichkeitsprodukt, bzw. für die Werte A und B unterschiedlicher Referenzen, wurden in diesem Diagramm Werte von W.C. Leslie [51] verwendet, da diese nach Erfahrungswerten der voestalpine Stahl GmbH am ehesten zutreffen. Demnach würde bei allen drei Legierungen, selbst bei jener mit geringstem Aluminiumgehalt, die Stoßofentemperatur von  $1200^{\circ}\text{C}$  nicht ausreichen, um die Aluminiumnitride vollständig zu lösen. Das bedeutet umgekehrt, dass bei dieser Temperatur eine gewisse Menge des Stickstoffs als Aluminiumnitrid abgebunden vorliegt. Um die Löslichkeitstemperaturen der drei Varianten zu ermitteln, wurde, wie zuvor bei Bornitrid, das Löslichkeitsprodukt von AlN in Abhängigkeit des Aluminiumgehaltes aufgetragen (Abbildung 4.20). Die strichlierten Linien geben wiederum die Mengen des Aluminiums in den drei verschiedenen Legierungskonzepten an. Die mittels Gleichung (5) berechneten Werte der Löslichkeitstemperatur mit dem Löslichkeitsprodukt nach Leslie betragen für aufsteigenden Aluminiumgehalt  $1360^{\circ}\text{C}$ ,  $1460^{\circ}\text{C}$  und  $1520^{\circ}\text{C}$ .

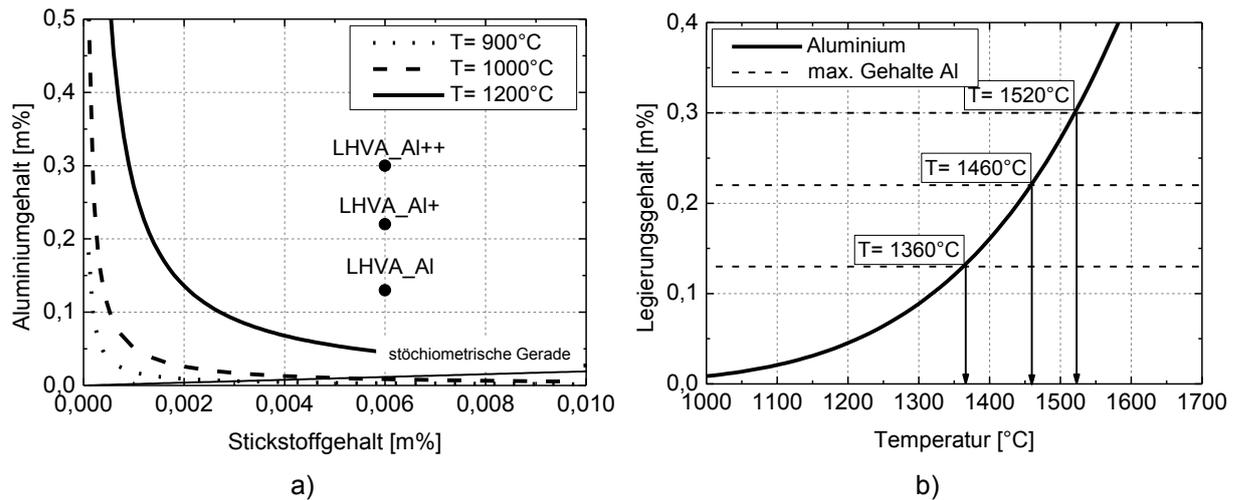


Abbildung 4.20: a) Löslichkeitsisothermen von AlN; b) Löslichkeitsprodukt von AlN

Um alle in Tabelle 2.2 angegebenen Werte für das Löslichkeitsprodukt von AlN zu berücksichtigen, sind in Abbildung 4.21 die Löslichkeitsisothermen der verschiedenen Referenzen bei einer Temperatur von 1200°C dargestellt. Es ist zu erkennen, dass die experimentell ermittelten Löslichkeitsprodukte der verschiedenen Autoren stark voneinander abweichen. Für den Stahl LHVA\_Al mit 0,13 mass.% Al bedeutet dies, dass nach Leslie und Shimose der gesamte Stickstoff in Lösung ist, während die Menge an gelöstem Stickstoff von ca. 15 ppm bei Erasmus bis knapp 60 ppm bei Hillert variiert. Allen angegebenen Referenzen zufolge reicht bei den Legierungen mit 0,22 und 0,3 mass.% Al diese Temperatur nicht, um die Ausscheidungen bei 1200°C vollständig zu lösen.

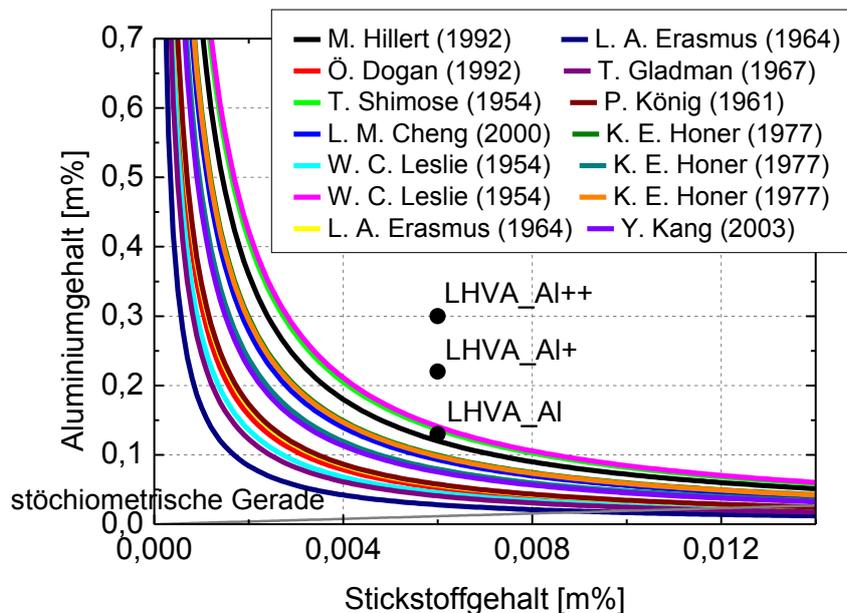


Abbildung 4.21: Löslichkeitsisothermen verschiedener Autoren bei T=1200°C

In Abbildung 4.22 sind die Löslichkeitstemperaturen der drei Legierungszusammensetzungen bei den verschiedenen Referenzen dargestellt. Es zeigt sich, dass bei einem Aluminiumgehalt von 0,13 mass.% die Löslichkeitstemperatur zwischen 1190°C und ca. 1500°C liegt. Bei höheren Aluminiumgehalten weichen diese Temperaturen noch stärker voneinander ab. Aufgrund der Streuung der angegebenen Daten für das Löslichkeitsprodukt, ist in dieser Abbildung jene Temperatur angegeben, bei der das thermodynamische Gleichgewicht zwischen AlN und gelöstem Aluminium und Stickstoff frühestens bzw. bei niedrigster Temperatur entsteht.

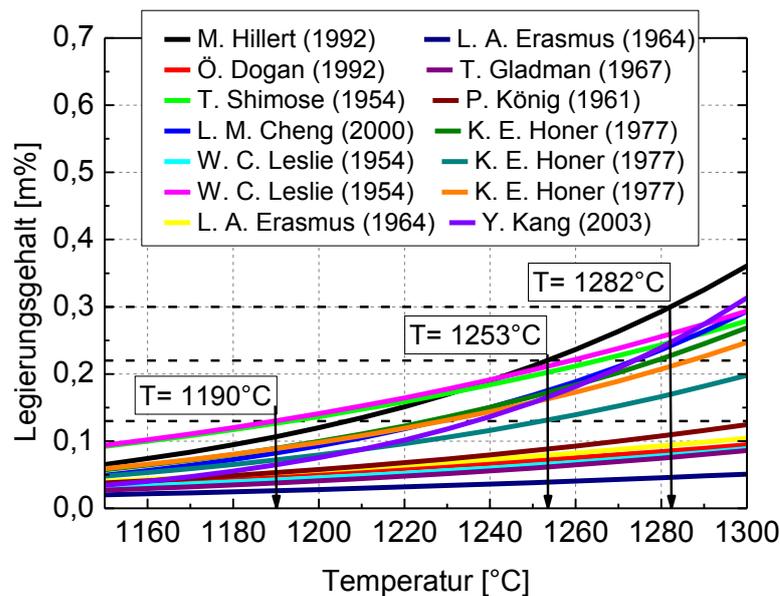


Abbildung 4.22: Löslichkeitsprodukte von AlN verschiedener Referenzen

Die Ergebnisse der nasschemischen Analyse zum Aufschluss über die Stickstoffabbindungsverhältnisse nach dem Rekristallisationsglühen sind in Tabelle 4.3 aufgelistet. Diese Messung wurde sowohl an allen drei Legierungen mit variierendem Aluminiumgehalt bei stark gesenktem Titangehalt (ca. 20 ppm) durchgeführt als auch bei der Legierung LHVA mit geringerem Aluminiumgehalt (ca. 0,05 mass.%), dafür einem vergleichsweise hohen Titangehalt von 150 ppm. Die Menge an Bor ist bei allen in etwa gleich (ca. 20 ppm).

Der Anteil an freiem Stickstoff ( $N_{\text{frei}}$ ) errechnet sich aus der Differenz des gesamten gemessenen Stickstoffgehalts ( $N_{\text{ges.}}$ ) und jenem Stickstoffanteil, der als Nitrid abgebunden ist ( $N_{\text{Nitrid}}$ ). Weiters wurde die Nitridmenge gemessen, die rein als Aluminiumnitrid ( $N_{\text{AlN}}$ ) vorhanden ist. Außerdem wurde der Gehalt von abgebundenem Bor ( $B_{\text{geb.}}$ ) gemessen und bei der Variante LHVA zusätzlich die Menge an gebundenem Titan ( $Ti_{\text{geb.}}$ ), ohne Angabe, ob es als Karbid, Nitrid, Karbonitrid o.a. vorliegt.

Die Werte zeigen, dass bei den Aluminiumvarianten so gut wie die gesamte Nitridmenge als Aluminiumnitrid abgebunden wurde. Der Großteil des überschüssigen Aluminiums liegt ungebunden bzw. im Kristall gelöst vor. Der Gehalt an gemessenem, abgebundenem Bor ist vernachlässigbar klein. Bei der Legierung LHVA zeigt sich im Vergleich dazu, dass beim Vorhandensein von Titan dieses vollständig abgebunden ist ( $Ti_{geb.}$ ). Außerdem ist zu erkennen, dass von der vorhandenen Nitridmenge nur knapp ein Drittel auf  $AlN$  fällt. Bor in abgebundener Form wurde ebenso wie bei den Aluminiumvarianten nicht gemessen.

**Tabelle 4.3: Ergebnisse der Abbinungsverhältnisse aus der nasschemischen Analyse**

	LHVA_AI ~ 0,1 m%Al	LHVA_AI+ ~ 0,22 m%Al	LHVA_AI++ ~ 0,3 m%Al	LHVA ~ 0,05 m%Al
$N_{ges.}$	72 ppm	77 ppm	77 ppm	60 ppm
$N_{frei}$	8 ppm	9 ppm	9 ppm	6 ppm
$N_{Nitrid}$	64 ppm	68 ppm	68 ppm	54 ppm
$N_{AlN}$	64 ppm	66 ppm	63 ppm	15 ppm
Al frei (metallisch)	0,088 m%	0,17 m%	0,24 m%	0,028 m%
$B_{geb.}$	5 ppm	2 ppm	< 2 ppm	< 2 ppm
$Ti_{geb.}$	-	-	-	0,0155 m%

## 4.5 Gehärtetes Material

Das rekristallisationsgeglühte Material wurde sowohl am Dilatometer, als auch am MULTIPAS-Glühsimulator bei einer Temperatur von 900°C austenitisiert und anschließend mit verschiedenen Geschwindigkeiten abgekühlt bzw. gehärtet.

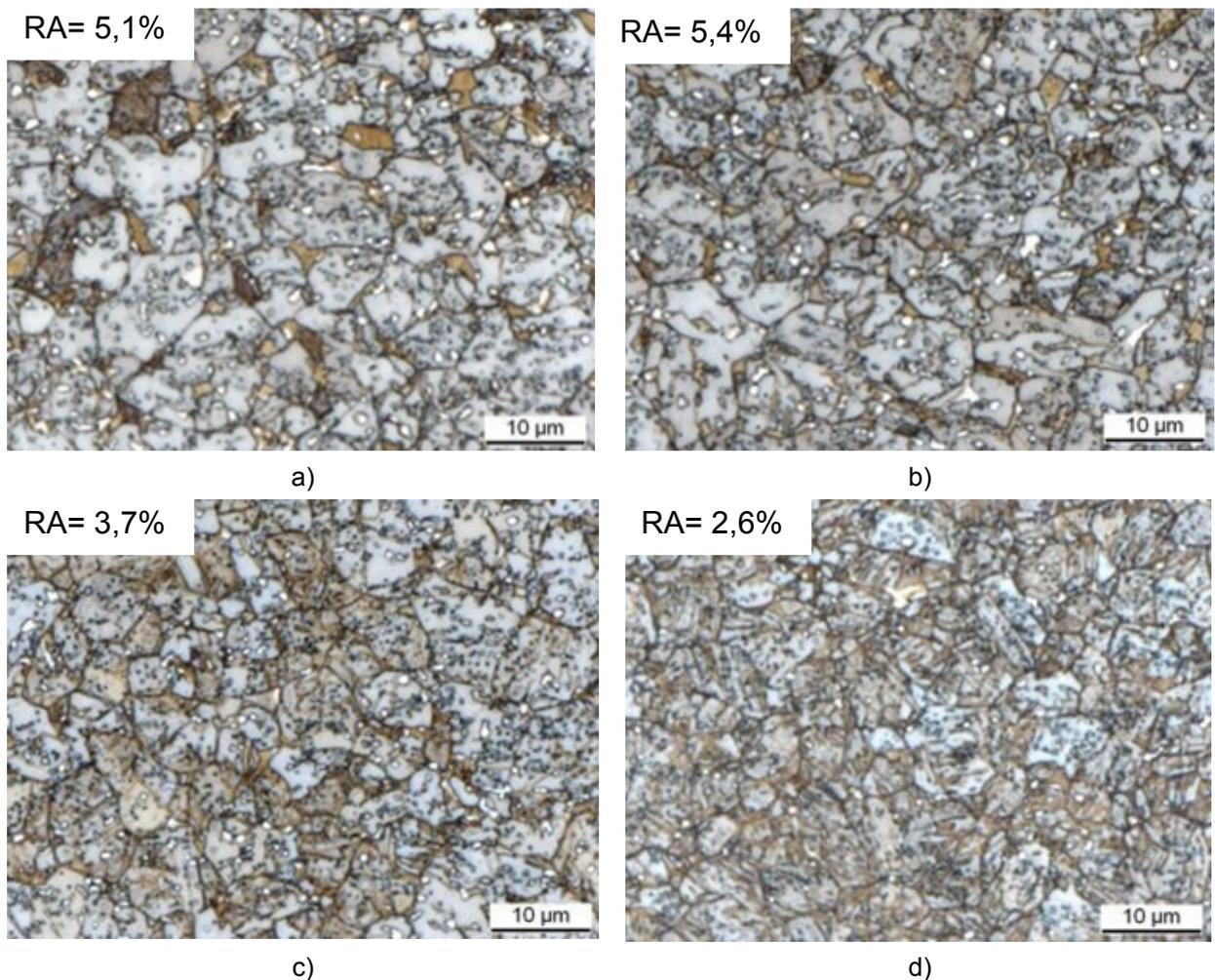
### 4.5.1 Dilatometer

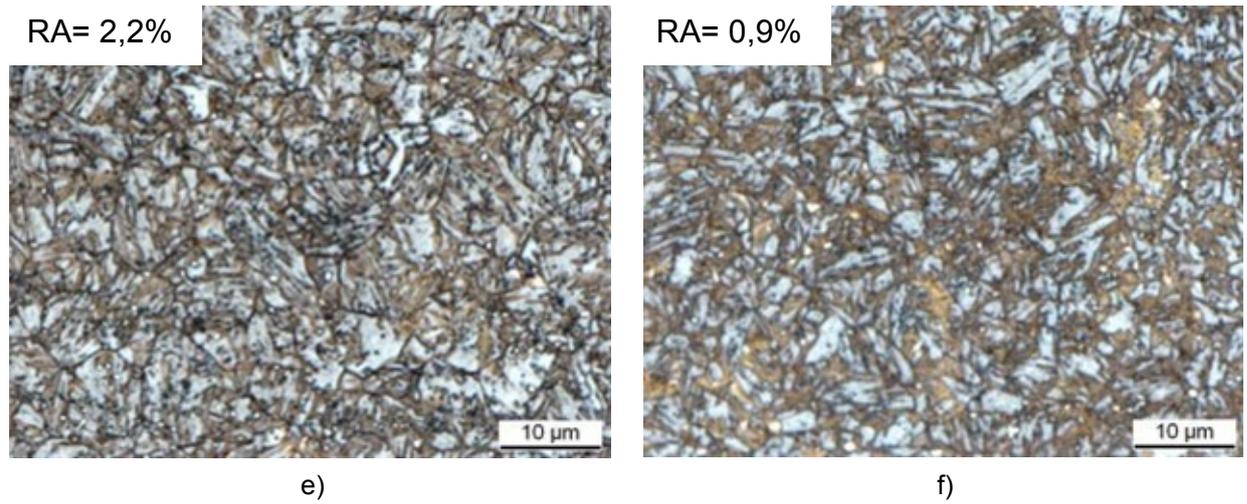
#### Gefügecharakterisierung

##### Kohlenstoff-Chrom-Variante

In Abbildung 4.23 ist die Mikrostruktur der Legierung LHVA für verschiedene Kühlraten (KR) dargestellt. Der im Bild stehende Wert gibt den Gehalt an Restaustenit (RA) an. Bei dieser Legierung entstehen bei Kühlraten von 0,6 und 1,2 K/s neben Bainit noch geringe Mengen an Ferrit und Perlit. Ein bainitisch-

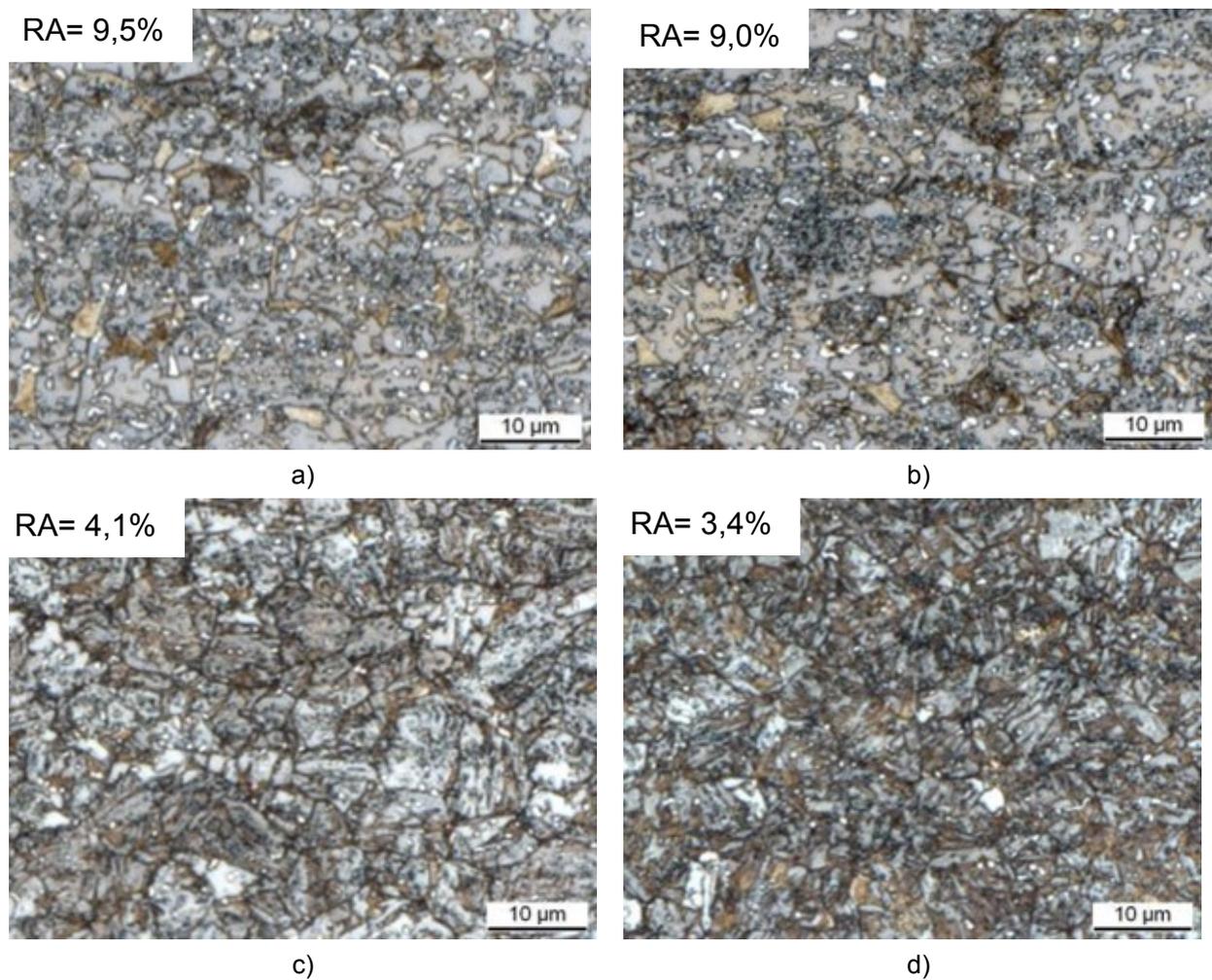
martensitisches Gefüge wird bei Kühlraten zwischen 2,5 und 10 K/s erreicht, während bei einer Abkühlgeschwindigkeit über 20 K/s die Mikrostruktur nur aus Martensit besteht. Durch die Erhöhung des Kohlenstoffgehaltes (LHVA\_C+) wurde nur noch bei der langsamsten Kühlrate Ferrit und sehr geringe Mengen an Perlit gefunden (Abbildung 4.24). Bei Kühlraten bis 10 K/s besteht das Gefüge aus Bainit und Martensit, auch wenn der Anteil an Bainit bei dieser Kühlrate schon sehr gering ist. Kühlt man jedoch mit 20 K/s ab, entsteht 100% Martensit. Perlit tritt durch die Erhöhung des Chromgehaltes (LHVA\_C+Cr+), selbst bei niedrigster Kühlrate, nicht mehr auf. Anders als Kohlenstoff beeinflusst Chrom auch die Ausbildung der bainitischen Mikrostruktur. Während sich zwar bei einer Kühlrate von 0,6 K/s Bainit und geringe Mengen Ferrit bilden, wird ein bainitisch-martensitisches Gefüge nur bei Kühlraten bis 2,5 K/s gefunden (Abbildung 4.25). Ab 5 K/s wird nur noch Martensit beobachtet. Der Gehalt an Restaustenit nimmt bei allen drei Legierungen mit steigender Kühlrate ab. Die Erhöhung des Kohlenstoffgehaltes führt bei niedrigen Kühlraten von 0,6 und 1,2 K/s zu einer Steigerung des Restaustenitgehaltes.

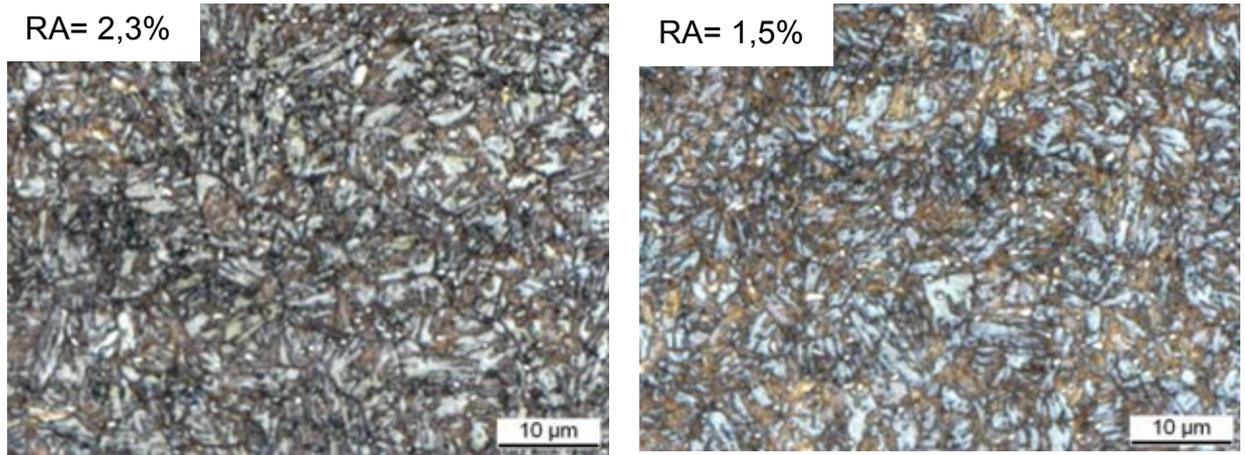




**Abbildung 4.23: Mikrostruktur der Legierung LHVA nach der Härtung**

a) KR= 0,6 K/s; b) KR= 1,2 K/s; c) KR= 5 K/s; d) KR= 10 K/s; e) KR= 20 K/s; f) KR= max.

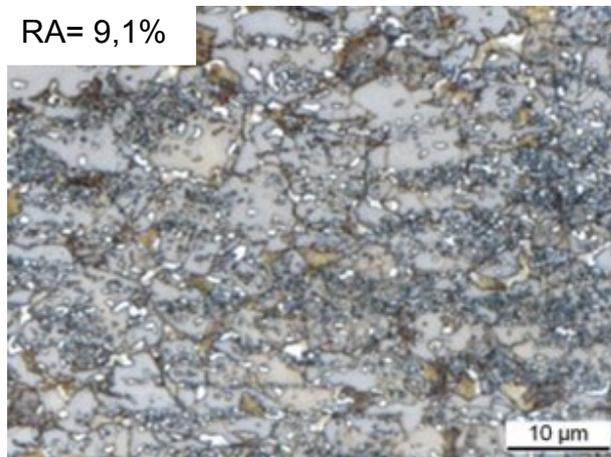




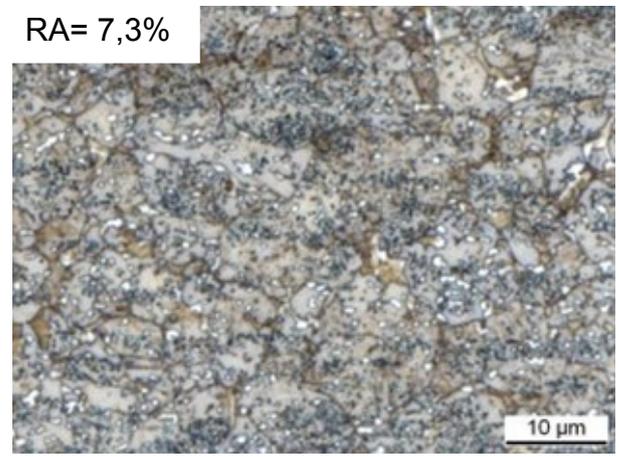
e)

f)

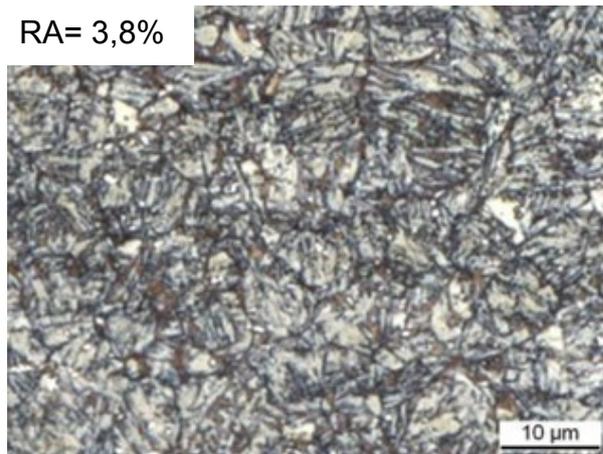
**Abbildung 4.24: Mikrostruktur der Legierung LHVA\_C+ nach der Härtung**  
a) KR= 0,6 K/s; b) KR= 1,2 K/s; c) KR= 5 K/s; d) KR= 10 K/s; e) KR= 20 K/s; f) KR= max



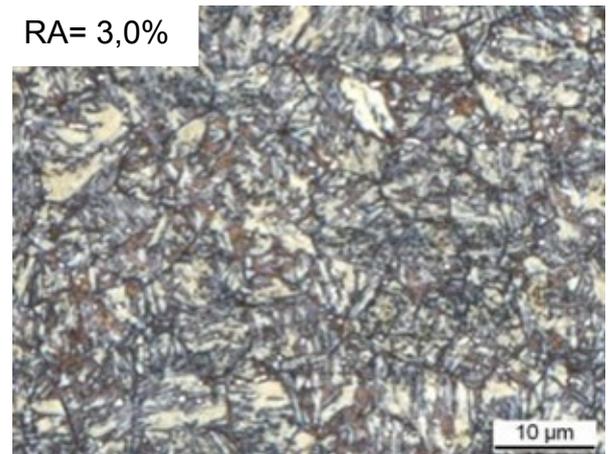
a)



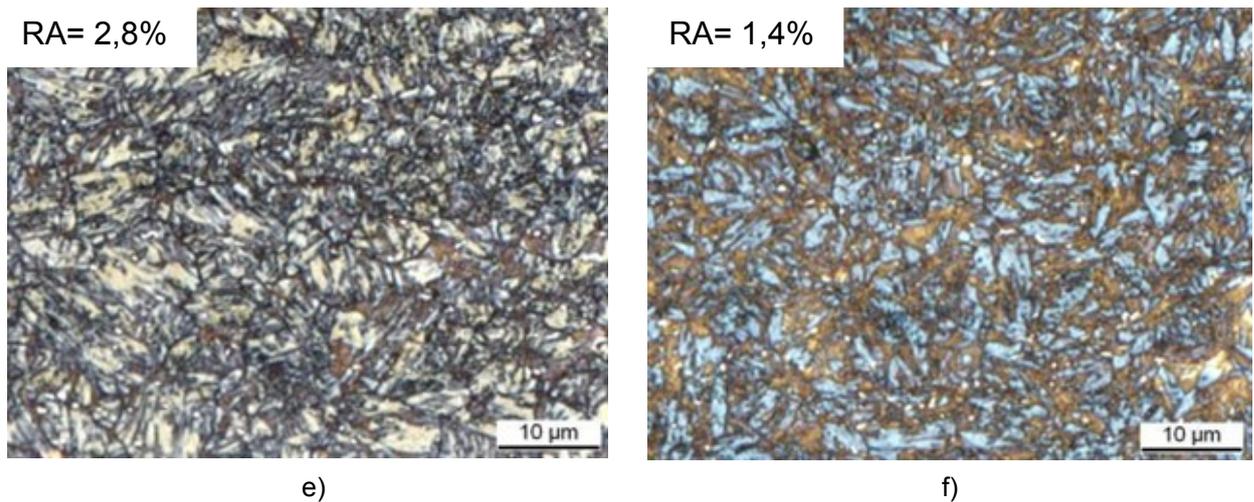
b)



c)



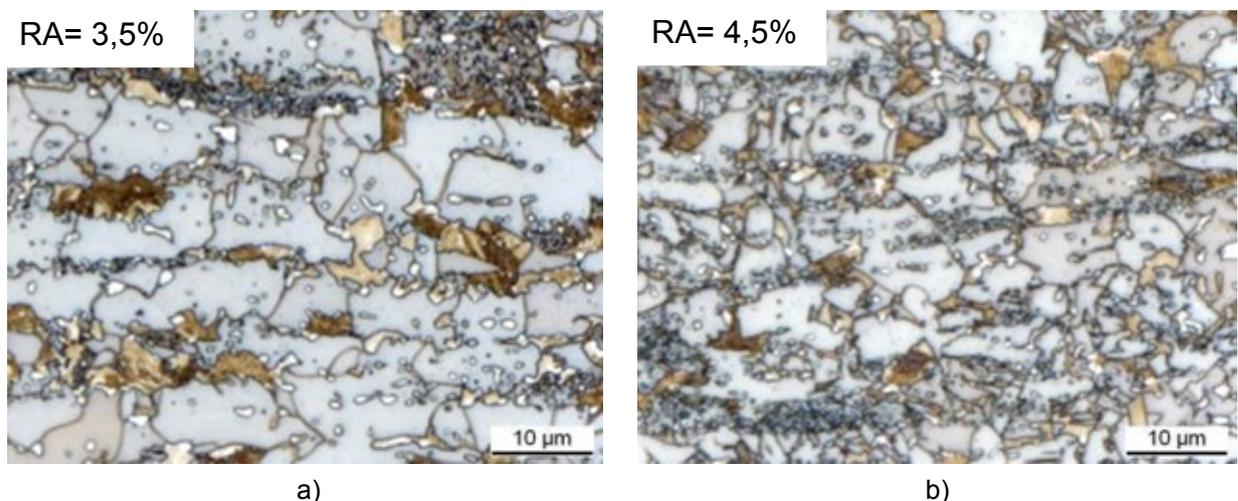
d)

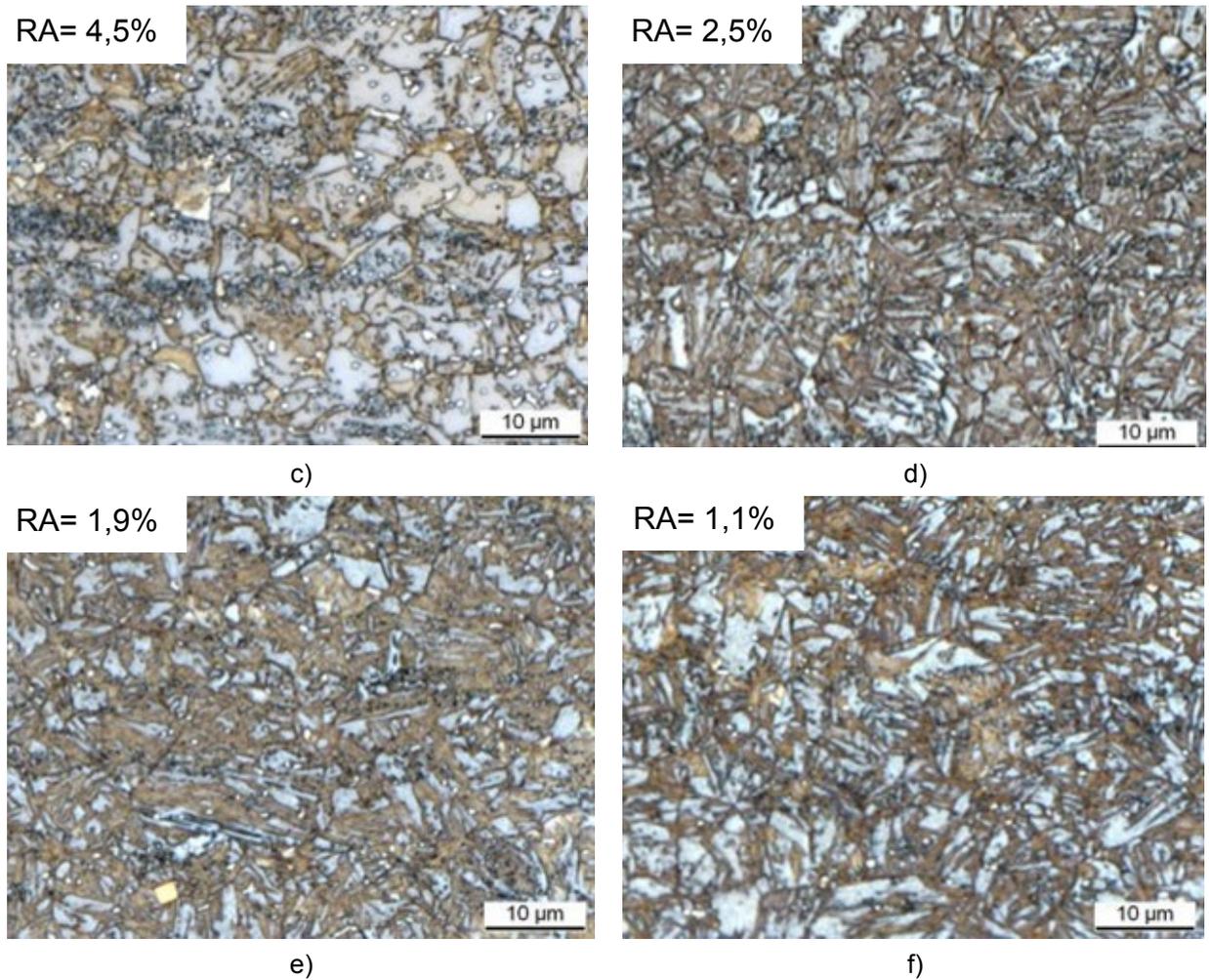


**Abbildung 4.25: Mikrostruktur der Legierung LHVA\_C+Cr+ nach der Härtung**  
 a) KR= 0,6 K/s; b) KR= 1,2 K/s; c) KR= 5 K/s; d) KR= 10 K/s; e) KR= 20 K/s; f) KR= max

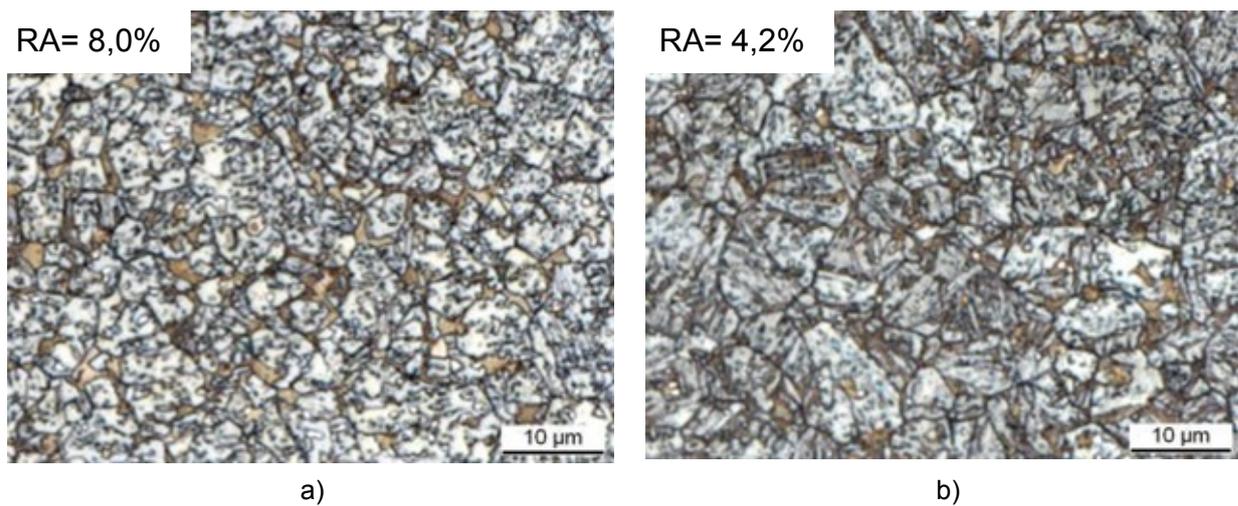
### Mangan-Variante

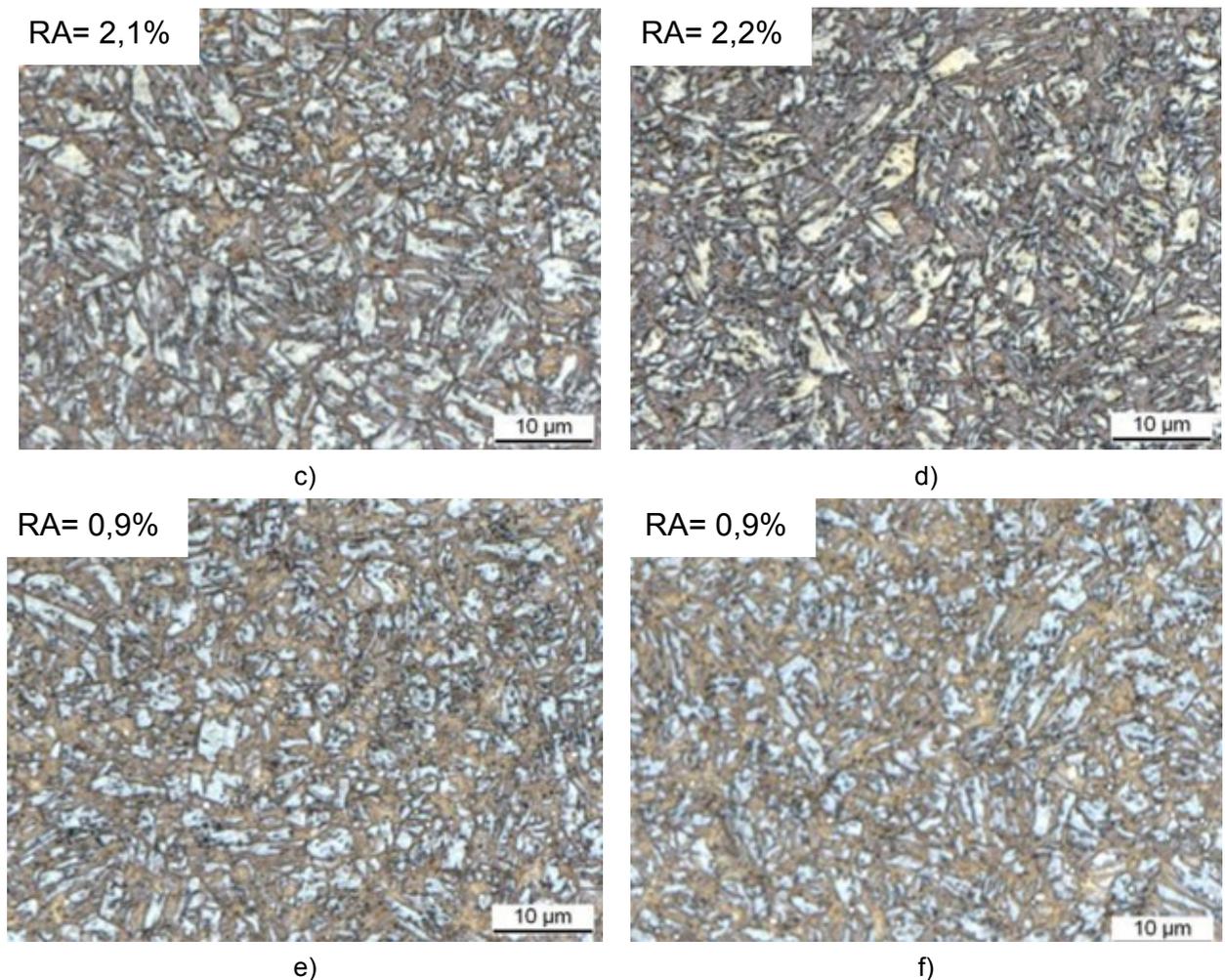
Die in Abbildung 4.26 dargestellten Gefügebilder zeigen, dass bei niedrigen Kühlraten (bis 2,5 K/s) noch relative große Mengen an Ferrit gebildet werden, während der Gehalt an Perlit gering ist. Das restliche bainitische Gefüge nimmt bis zu einer Kühlrate von 10 K/s zu. Bei 20 K/s ist neben Martensit noch Bainit vorhanden, der jedoch bei Kühlraten über 40 K/s nicht mehr gefunden wird. In Abbildung 4.27 wird der Einfluss der Manganerhöhung auf 2,95 mass.% schon bei der kleinsten Kühlrate deutlich. Fast das gesamte Gefüge besteht aus Bainit, nur sehr geringe Mengen an Ferrit und Perlit sind zu sehen. Zwischen 2,5 und 5 K/s entsteht ein bainitisch-martensitisches Gefüge, während sich bei Kühlraten ab 10 K/s nur noch Martensit ausbildet. Der Restaustenitgehalt wird bei der langsamsten Kühlrate durch Mangan von 3,5 auf 8 % erhöht.





**Abbildung 4.26: Mikrostruktur der Legierung LHVA\_Mo- nach der Härtung**  
a) KR= 0,6 K/s; b) KR= 2,5 K/s; c) KR= 10 K/s; d) KR= 20 K/s; e) KR= 40 K/s; f) KR= max

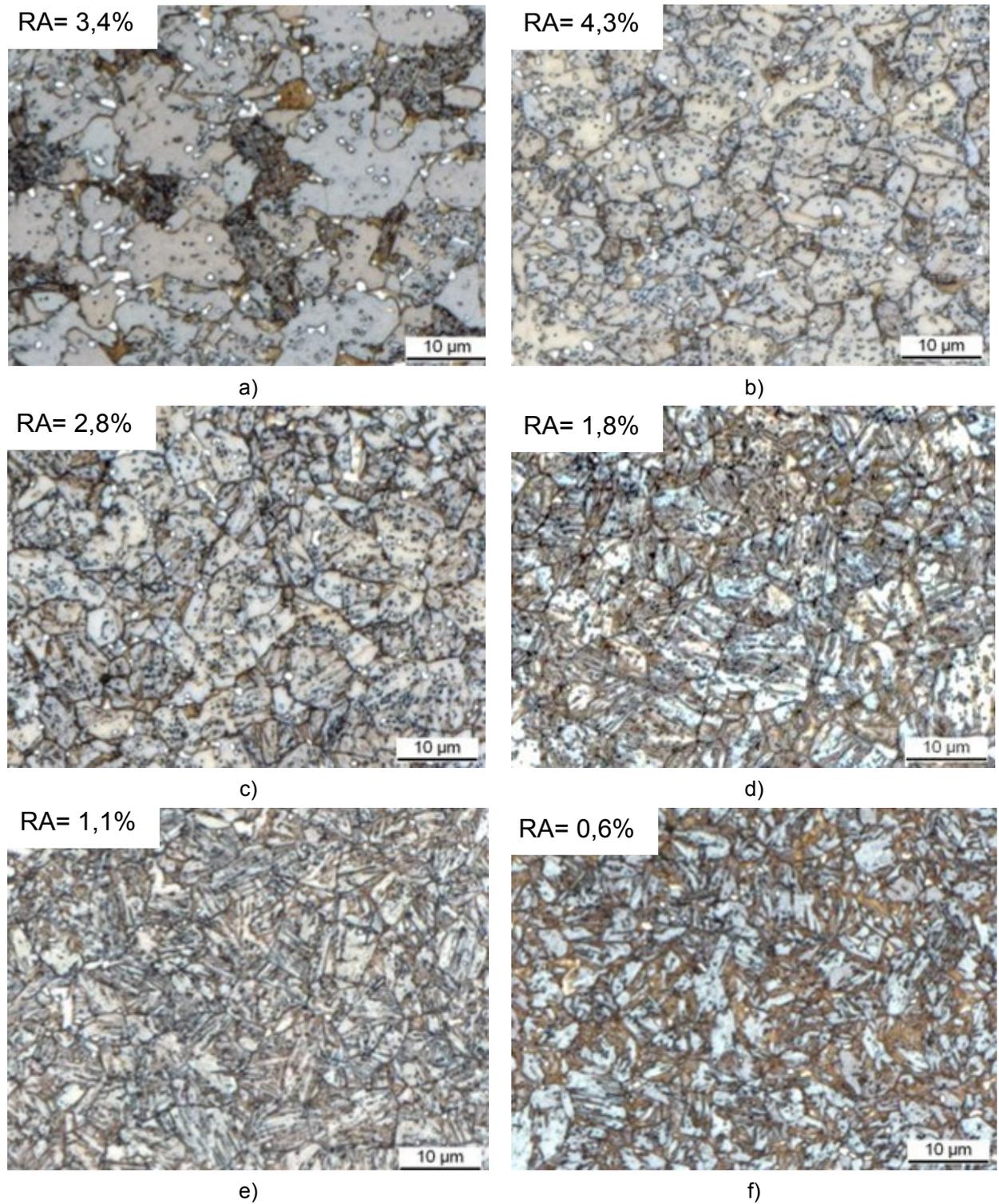




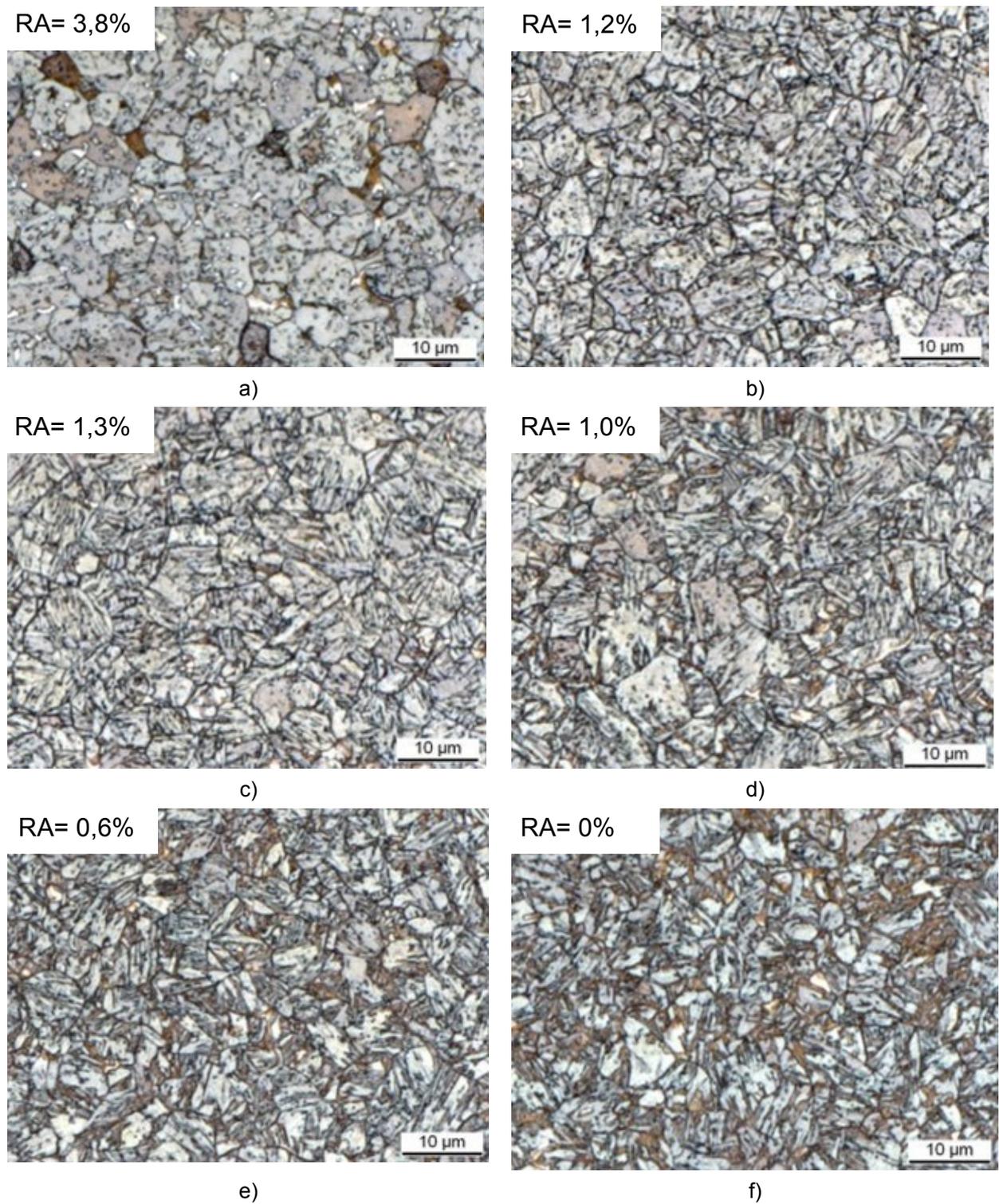
**Abbildung 4.27: Mikrostruktur der Legierung LHVA\_Mo-Mn++ nach der Härtung**  
a) KR= 0,6 K/s; b) KR= 2,5 K/s; c) KR= 10 K/s; d) KR= 20 K/s; e) KR= 40 K/s; f) KR= max

#### Molybdän-Vanadium-Variante

Bei der Legierung LHSG (Abbildung 4.28) bilden sich bei einer Kühlrate von 0,6 K/s Ferrit, Perlit und Bainit. Der Gehalt an Ferrit und Perlit nimmt bis zu einer Kühlrate von 5 K/s ab, wodurch der Großteil des Gefüges aus Bainit besteht. Kühlraten von 10 und 20 K/s führen zu einem bainitisch-martensitischen Gefüge. Die kritische Kühlrate liegt bei 40 K/s, da hier die Mikrostruktur nur noch aus Martensit besteht. Die Erhöhung des Mangan- und Vanadiumgehaltes führt bei Kühlraten bis 20 K/s zu der Ausbildung einer bainitisch-martensitischen Mikrostruktur (Abbildung 4.29). Genauso wie bei der zuvor genannten Legierung besteht das Gefüge bei Kühlraten ab 40 K/s rein aus Martensit, wodurch keine Beeinflussung der kritischen Kühlrate besteht.



**Abbildung 4.28: Mikrostruktur der Legierung LHSG nach der Härtung**  
a) KR= 0,6 K/s; b) KR= 5 K/s; c) KR= 10 K/s; d) KR= 20 K/s; e) KR= 40 K/s; f) KR= max



**Abbildung 4.29: Mikrostruktur der Legierung LHSg\_Mo+V+ nach der Härtung**  
a) KR= 0,6 K/s; b) KR= 5 K/s; c) KR= 10 K/s; d) KR= 20 K/s; e) KR= 40 K/s; f) KR= max

## Kontinuierliche Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubilder

In Abbildung 4.30 ist die vom Dilatometer aufgezeichnete Kurve dargestellt. An die Aufheizkurve wurde ein Polynom zweiten Grades (Alphafit) und an die Abkühlkurve eine Gerade (Gammafit) angefügt, um damit mittels Hebelgesetz, unter Berücksichtigung des Restaustenitgehaltes, den umgewandelten Anteil zu bestimmen. Da es beim Auftreten von Martensit durch die Gitterverzerrungen zu einer Volumenzunahme kommen kann, befindet sich der Endpunkt der Abkühlkurve nicht im Startpunkt der Aufheizkurve, wodurch der Alphafit an das Ende der Abkühlkurve verschoben werden muss. Ähnliches tritt auf, wenn sich durch die Glühung die Orientierung ändert, die in einer unterschiedliche Ausgangslänge resultiert.

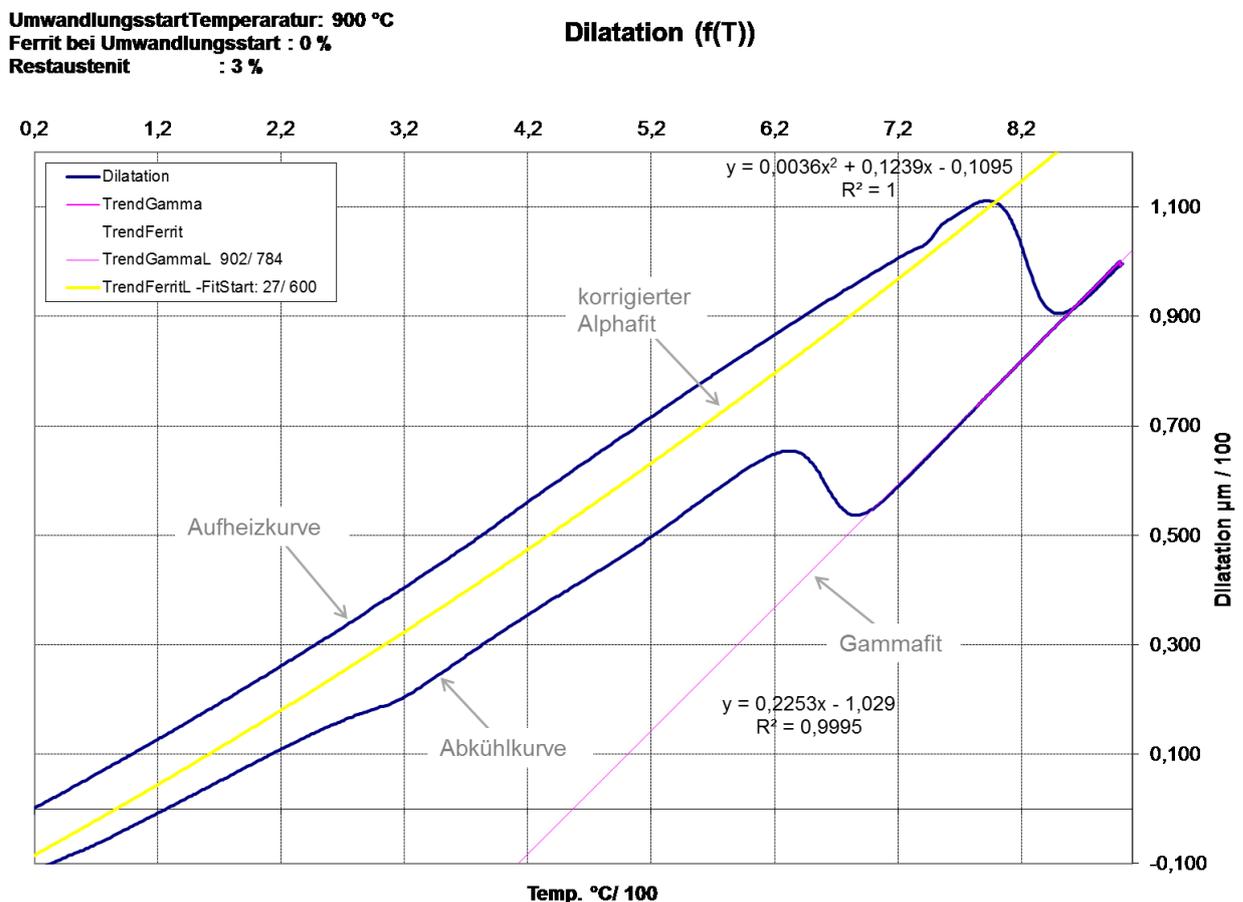


Abbildung 4.30: Auswertung der gemessenen Dilatometerkurve bei kontinuierlicher Abkühlung

Um den Beginn der Phasenumwandlung und die Menge an umgewandelten Anteil genauer ermitteln zu können, wurde die Abkühlkurve nach der Temperatur abgeleitet, wodurch Wendepunkte zu Extremwerten wurden. Die Fläche unter dieser abgeleiteten Kurve stellt nach Abzug des Restaustenitgehaltes 100% der Phasenmenge dar. Durch Vergleich mit den Gefügebildern und Anpassung der

Gesamtkurve mittels einzelnen Gauß'schen Glockenkurven kann sowohl die Menge der jeweiligen Phase als auch deren Umwandlungsstarttemperatur ermittelt werden. Abbildung 4.31 zeigt exemplarisch die Anpassung der jeweiligen Phasen an die abgeleitete Dilatometerkurve, wobei Phase 1 den Ferrit darstellt, Phase 2 Perlit, Phase 3 Bainit und Phasen 4 und 5 Martensit. Als Phase 5 wird jener Martensit bezeichnet, der aufgrund von Vorausscheidungen einen höheren Kohlenstoffgehalt besitzt und somit erst bei tieferen Temperaturen umwandelt. Die Informationen der umgewandelten Menge und der vorliegenden Mengenverhältnisse bei verschiedenen Kühlraten wurden in ZTU-Schaubildern zusammengefasst.

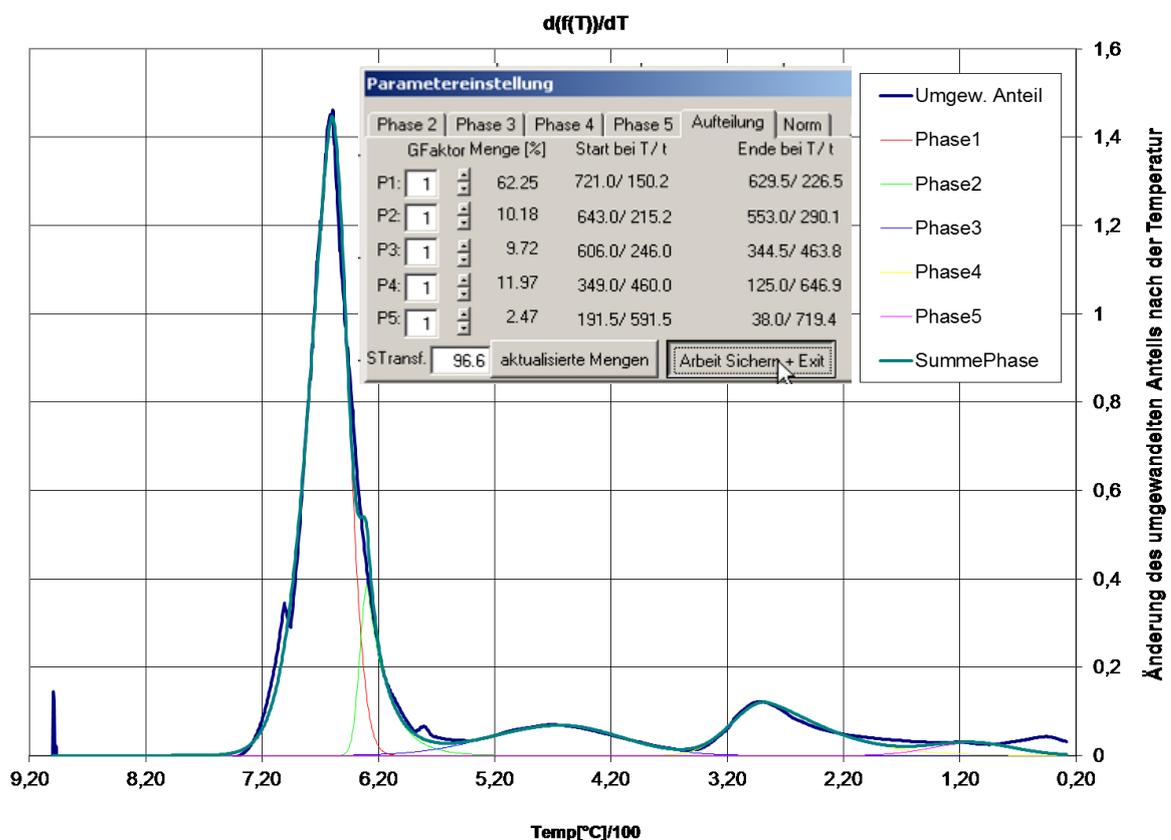


Abbildung 4.31: Abgeleitete Dilatometerkurve und ermittelte Phasenmengen

Die Auswertung der vorhandenen Phasen anhand der Peaks bei der abgeleiteten Dilatometerkurve und unter Verwendung der Gefügebilder erfolgte an 10 verschiedenen Abkühlraten pro Legierung. Diese Ergebnisse sind für die Legierung LHVA in Abbildung 4.32 in Form eines ZTU-Schaubildes dargestellt. Die blauen Linien zeigen den Verlauf der Abkühlung bei verschiedenen Abkühlgeschwindigkeiten, deren Wert mit der Einheit K/s angegeben ist. Zur Abschätzung der Umwandlungsmenge sind die roten, strichlierten Linien eingezeichnet, die die Gesamtmenge absolut, also mit Korrektur beim Auftreten von Restaustenit, angeben. Dazu sind die bei einem Austenitisierungsgrad von 100%

entstehenden Phasen schematisch dargestellt. Da sich die Übergänge zweier Phasenbereiche nicht exakt bestimmen lassen, deuten die schwarzen Linien jeweils den Umwandlungsbeginn der jeweiligen Phase an (und nicht einen eventuellen Umwandlungsstopp der darüber liegenden Phase). Die grüne Linie stellt die Martensitstarttemperatur dar, jedoch erst bei einem umgewandelten Anteil von 3 %. Am unteren Ende der Kühlrate sind die dafür ermittelten Vickershärtewerte angegeben.

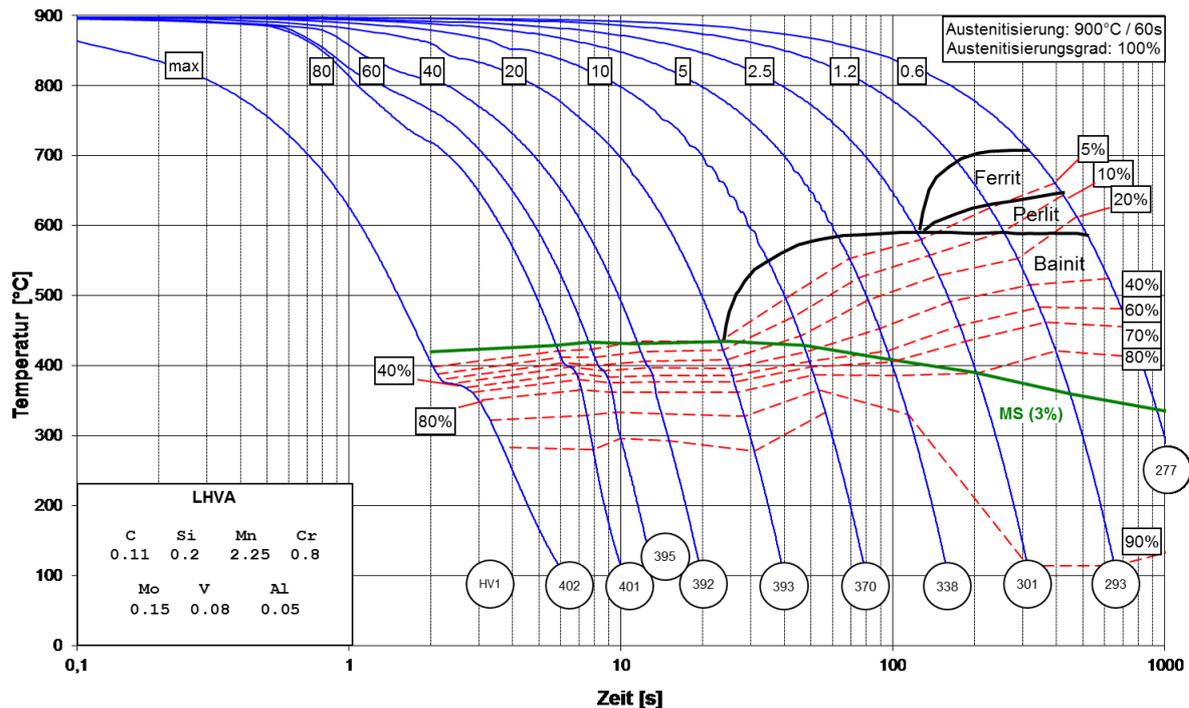


Abbildung 4.32: ZTU-Schaubild der Variante LHVA

### Kohlenstoff-Chrom-Variante

Wie aus Abbildung 4.32 ersichtlich, kommt es bei niedrigen Abkühlraten von 0,6 und 1,2 K/s noch zur Bildung von Ferrit und Perlit, wobei ihr Anteil als gering angesehen werden kann. Der Großteil wandelt in granularen Bainit um. Mit steigender Kühlrate nimmt der Anteil an Bainit jedoch ab und jener an Martensit zu, bis das Gefüge bei einer Kühlrate von 20 K/s vollmartensitisch ist. Die aus Gleichung (3) berechnete  $M_S$ -Temperatur beträgt in etwa 415°C, was in guter Übereinstimmung mit der aus der Dilatometermessung ermittelten Temperatur steht.

Eine Erhöhung des Kohlenstoffgehaltes (LHVA\_C+) führt bei der geringsten Kühlrate nahezu zur Unterdrückung der Perlitstufe, da nur noch sehr geringe Mengen beobachtet wurden (Abbildung 4.33). Die Ferrit- und Perlitbildung werden im ZTU-Schaubild nach rechts bzw. zu längeren Zeiten verschoben und treten bei einer Kühlrate von 1,2 K/s nicht mehr auf. Die Bainitbildung wird durch Kohlenstoff nur

hinsichtlich des Umwandlungsstarts beeinflusst, da dieser zu niedrigeren Temperaturen verschoben wird. Obwohl die Menge an Bainit bei 10 K/s gegenüber der vorher genannten Legierung geringer ist, liegt die kritische Kühlrate ebenso zwischen 10 und 20 K/s.

Eine Erhöhung des Chromgehaltes führt bei einer Kühlrate von 0,6 K/s zur vollständigen Unterdrückung der Perlitstufe. Bei 2,5 K/s liegen laut umgewandelten Anteil in etwa 40% Bainit vor. Ab einer Kühlrate von 5 K/s tritt nur noch Martensit auf. Die Bainitbildung wird somit durch Chrom zu höheren Zeiten im ZTU-Schaubild verschoben, wodurch die kritische Kühlrate auf zumindest 5 K/s gesenkt wird. Die  $M_S$ -Temperatur weist trotz Erhöhung des Kohlenstoff- und Chromgehaltes keine signifikante Änderung auf. Die berechneten Werte liegen in etwa bei 390 bzw. 395°C. Bei allen drei Varianten wird die stärkste Absenkung der  $M_S$ -Temperatur bei jenen Kühlraten beobachtet, denen eine Ferrit- bzw. Perlitbildung vorausgeht.

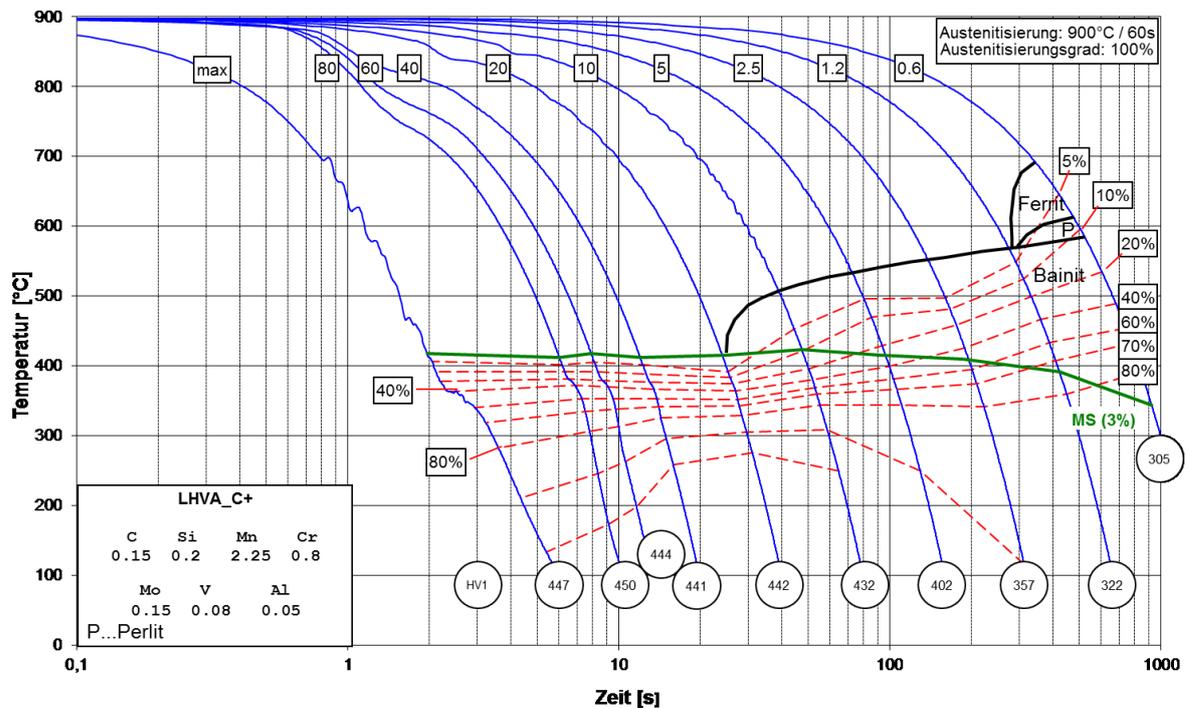


Abbildung 4.33: ZTU-Schaubild der Variante LHVA\_C+

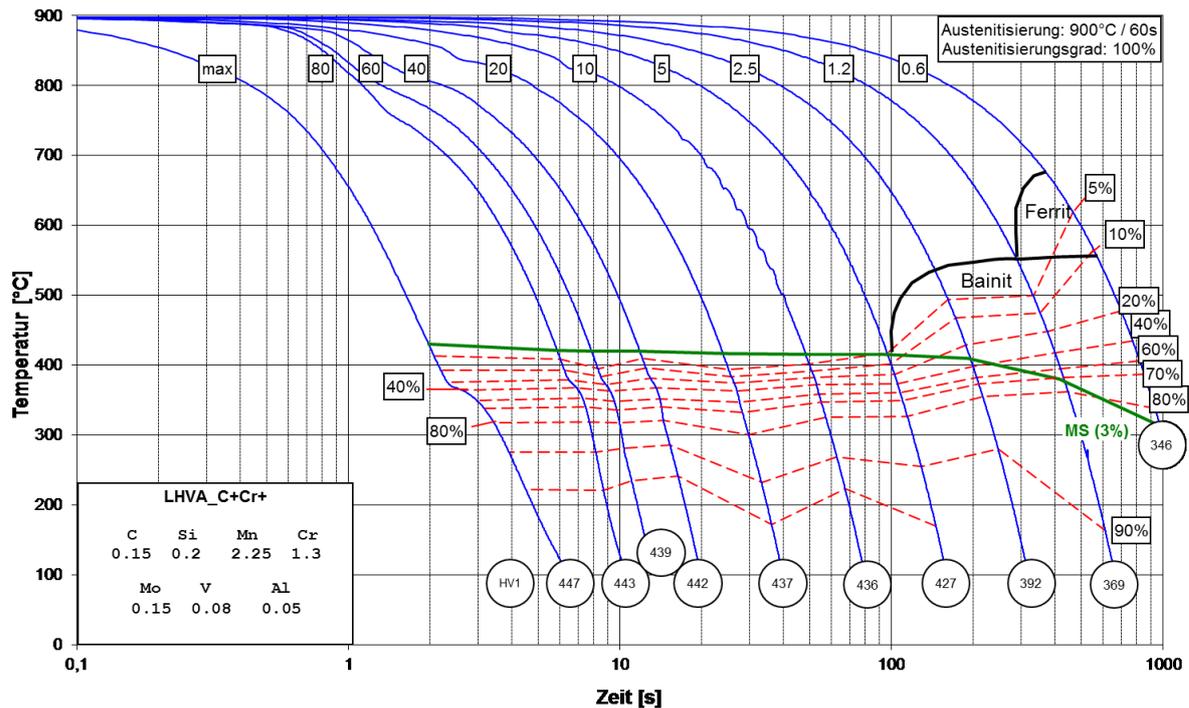


Abbildung 4.34: ZTU-Schaubild der Variante LHVA\_C+Cr+

### Mangan-Variante

Abbildung 4.35 zeigt das ermittelte ZTU-Schaubild für die molybdänreduzierte Legierung mit 2,25 mass.% Mn (LHVA\_Mo-). Es zeigt sich, dass durch die starke Absenkung von Molybdän, Ferrit und Perlit bis zu einer Kühlrate von 10 K/s auftreten. Im Gegensatz dazu, lag bei der Variante LHVA schon bei einer Kühlrate von 2,5 K/s nur noch bainitisch-martensitisches Gefüge vor. Bainit tritt bis zu einer Kühlrate von 20 K/s auf, wodurch die kritische Kühlrate zwischen 20 und 40 K/s liegt und somit im Vergleich zur Legierung LHVA leicht erhöht ist. Die M<sub>S</sub>-Temperatur befindet sich aufgrund des geringeren Molybdängehaltes für hohe Abkühlraten über jener der Legierung LHVA. Bei geringen Abkühlraten wandelt ein größerer Teil in Ferrit bzw. Perlit um, wodurch die M<sub>S</sub>-Temperatur stark nach unten verschoben wird. Der berechnete Wert liegt bei 418°C.

Eine Erhöhung des Mangangehaltes auf ca. 2,95 mass.% (LHVA\_Mo-Mn++) wirkt sich deutlich auf die Umwandlungstemperaturen aus (siehe Abbildung 4.36). Bei einer Abkühlrate von 0,6 K/s sind zwar die Bereiche von Ferrit und Perlit dargestellt, diese machen aber nur einen geringen Anteil am gesamten Gefüge aus. Bei 1,2 K/s ist kein Perlit mehr feststellbar und der Anteil an Ferrit ist wiederum sehr gering. Der größte umgewandelte Anteil kann bei diesen Kühlraten Bainit zugeschrieben werden. Dieser nimmt bis 5 K/s ab und tritt bei höheren Kühlraten nicht mehr auf. Die kritische Kühlrate wurde durch die Manganerhöhung auf 5-10 K/s verringert. Die M<sub>S</sub>-Temperatur wird durch den steigenden Mangangehalt um etwa 50°C zu tieferen

Temperaturen verschoben. Der berechnete Wert liegt bei ca. 418°C, was wiederum dem aus der Dilatometermessung ermittelten Wert nahe kommt.

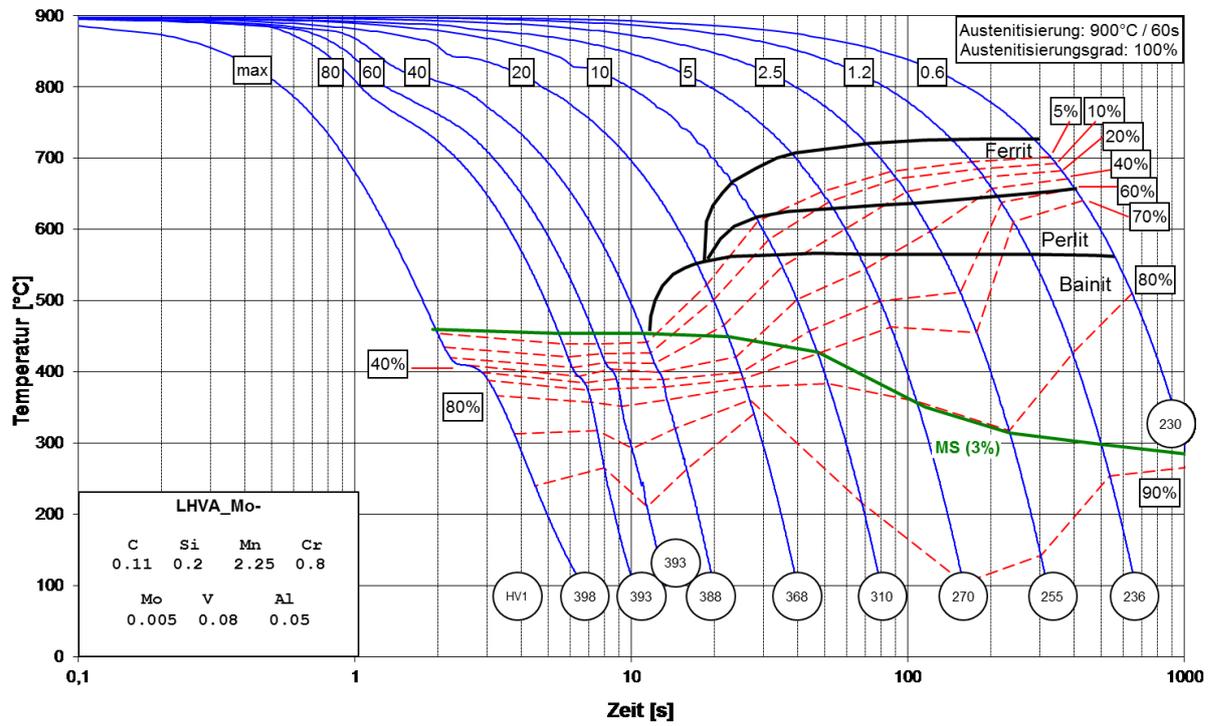


Abbildung 4.35: ZTU-Schaubild der Variante LHVA\_Mo-

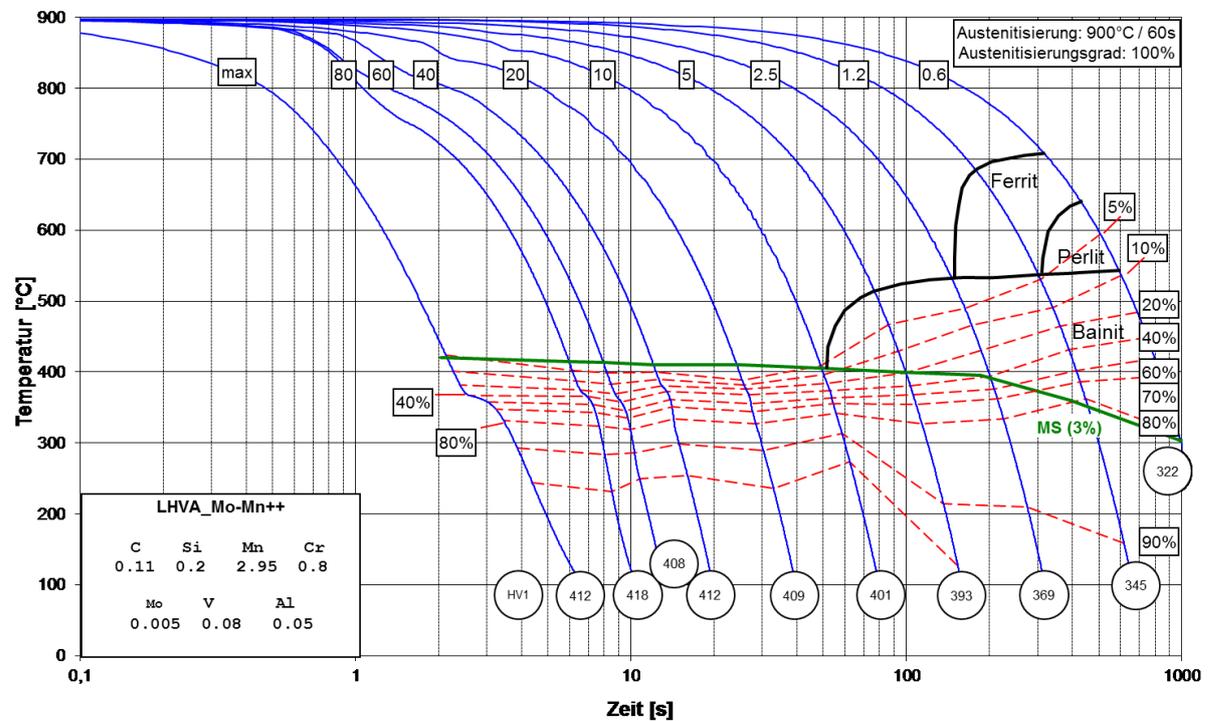


Abbildung 4.36: ZTU-Schaubild der Variante LHVA\_Mo-Mn++

### Molybdän-Vanadium-Variante

Zum Vergleich der oben besprochenen Legierungen wird das Umwandlungsverhalten der Varianten der Fa. Salzgitter (LHSG und LHSG\_Mo+V+) beurteilt. Das ZTU-Schaubild der ersten Variante ist in Abbildung 4.37 dargestellt. Es zeigt sich, dass bei Kühlraten zwischen 0,6 und 5 K/s Ferrit, Perlit, Bainit und geringe Mengen Martensit auftreten. Durch Erhöhung der Abkühlrate bleibt Bainit neben Martensit bis zumindest 20 K/s vorhanden. Erst bei einer Abkühlgeschwindigkeit zwischen 20 und 40 K/s wird die kritische Kühlrate erreicht. Durch die Erhöhung des Molybdän und Vanadiumgehaltes (LHSG\_Mo+V+) werden sowohl die Ferrit- als auch die Perlitbildung so weit unterdrückt, dass sie selbst bei geringster Kühlrate von 0,6 K/s nicht mehr auftreten und das Gefüge bainitisch-martensitisch wird. Der Umwandlungsbeginn der Bainitbildung wird zudem stark zu niedrigeren Temperaturen verschoben. Auf die kritische Kühlrate scheint die Erhöhung von Molybdän und Vanadium keinen Einfluss zu haben, da diese weiterhin zwischen 20 und 40 K/s liegt. Die  $M_S$ -Temperaturen zeigen bei höheren Abkühlraten geringe Unterschiede, während durch eine langsame Abkühlung und der vorhergehenden Ferrit- und Perlitbildung bei der Variante LHSG wiederum eine starke Absenkung der  $M_S$ -Temperatur zeigt. Die berechneten Werte liegen für beide Varianten in etwa bei 430°C.

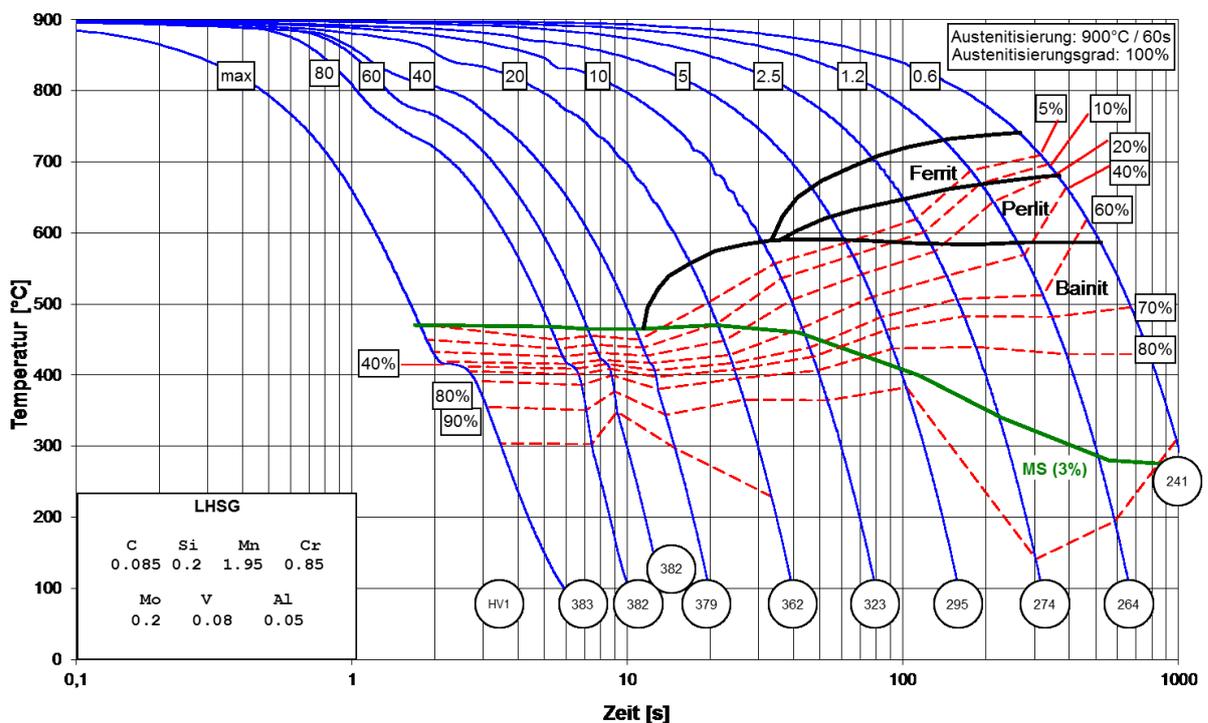


Abbildung 4.37: ZTU-Schaubild der Variante LHSG

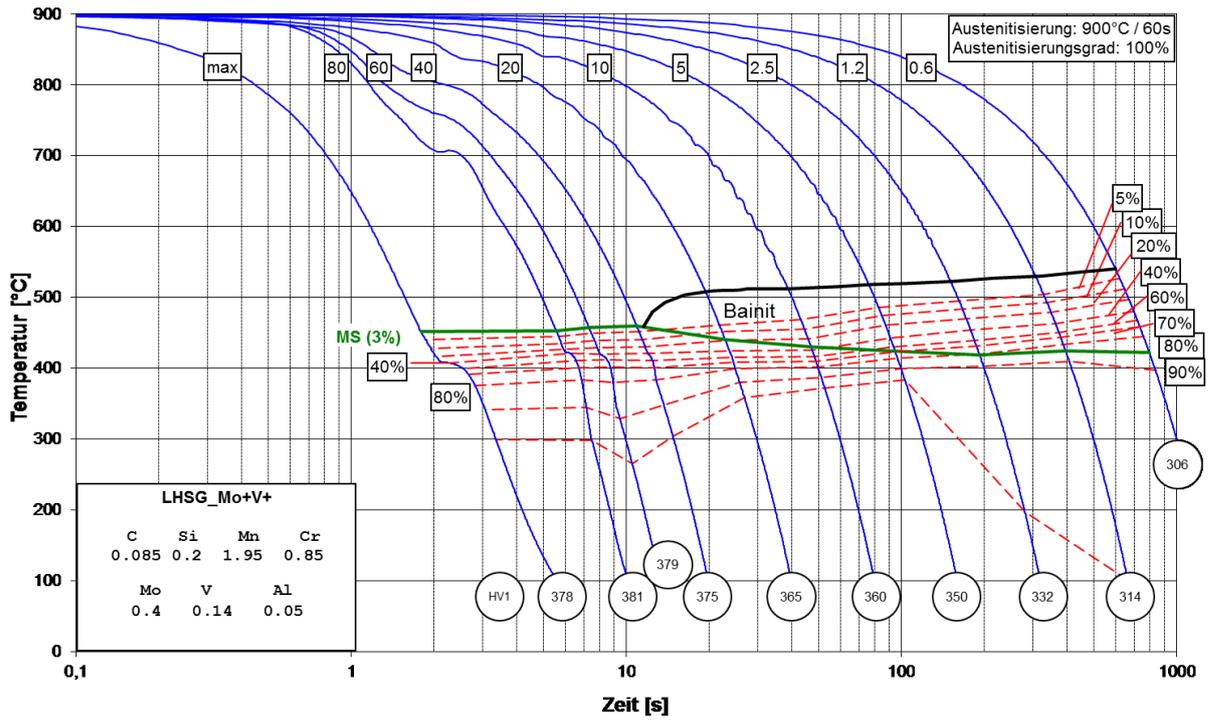


Abbildung 4.38: ZTU-Schaubild der Variante LHSg\_Mo+V+

## Härte und kritische Kühlrate aus dem ZTU-Schaubild

### Kohlenstoff-Chrom-Variante

In Abbildung 4.39 sind die ermittelten Härtewerte HV1 in Abhängigkeit der Kühlrate für die Kohlenstoff-Chrom-Variante dargestellt. Wie aus dem Diagramm ersichtlich, steigt die Härte mit steigender Kühlrate aufgrund der größeren Martensitmenge. Das sich dabei ausbildende „Plateau“ weist auf ein 100% martensitisches Gefüge hin, welches sich bei den chromarmen Varianten (LHVA und LHVA\_C+) laut Dilatometer- und Mikrostrukturuntersuchungen ab 20 K/s einstellt. Der Grund für die hohe Härte von LHVA\_C+ bei einer Kühlrate von 10 K/s ist, dass nur noch ca. 10% des Gefüges aus Bainit besteht. Die Erhöhung des Chromgehaltes (LHVA\_C+Cr+) führt zu einer Absenkung der kritischen Kühlrate auf 5 K/s. Außerdem ist ersichtlich, dass die Erhöhung des Kohlenstoffgehaltes bei Kühlraten über 10 K/s die Härte um ca. 50 HV1 erhöht, während Chrom hier keinen Einfluss auf die Härte zeigt. Nur bei geringen Kühlraten zwischen 0,6 und 5 K/s führt Chrom zu einer Härtesteigerung.

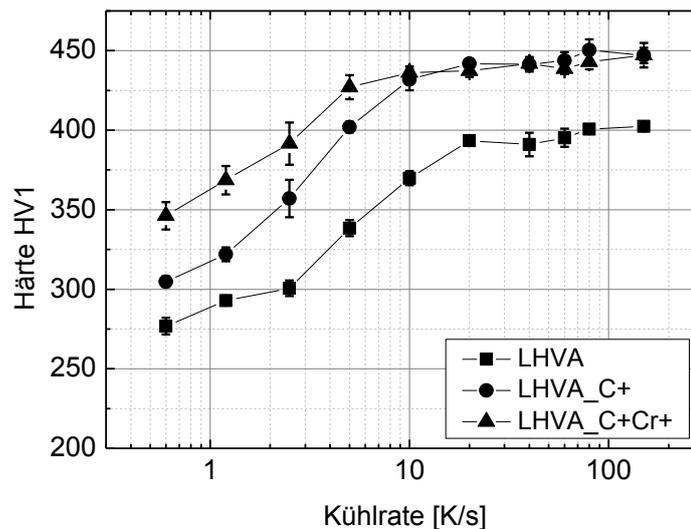


Abbildung 4.39: Härteverlauf in Abhängigkeit der Kühlrate für die C-Cr-Variante

### Mangan und Mo-V-Variante

Die Härteverläufe der beiden anderen Varianten ist in Abbildung 4.40 dargestellt. Es zeigt sich, dass bei der molybdänarmen Variante (LHVA\_Mo-) ab einer Kühlrate von 40 K/s ein rein martensitisches Gefüge entsteht. Durch die Erhöhung des Mangangehaltes wird die kritische Kühlrate auf 10 K/s gesenkt. Es ist außerdem zu sehen, dass es bei niedrigen Abkühlgeschwindigkeiten zu großen Härteunterschieden kommt, was zum größten Teil der Umwandlungsverzögerung und somit der Hemmung der Ferrit- und Perlitbildung bei hohem Mangangehalt zuzuschreiben ist. Bei höheren Abkühlraten, wo beide Legierungen ein

martensitisches Gefüge ausbilden, ist der Härteunterschied vernachlässigbar. Bei den Legierungen der Fa. Salzgitter zeigt sich sogar, dass bei Abkühlraten ab 20 K/s die Härtewerte nahezu ident sind. Die kritische Kühlrate wird bei beiden bei etwa 40 K/s erreicht. Insgesamt ist die Härtesteigerung durch Erhöhung des Molybdän- und Vanadiumgehaltes geringer als durch die Manganzugabe (LHVA\_Mo-Mn<sup>++</sup>).

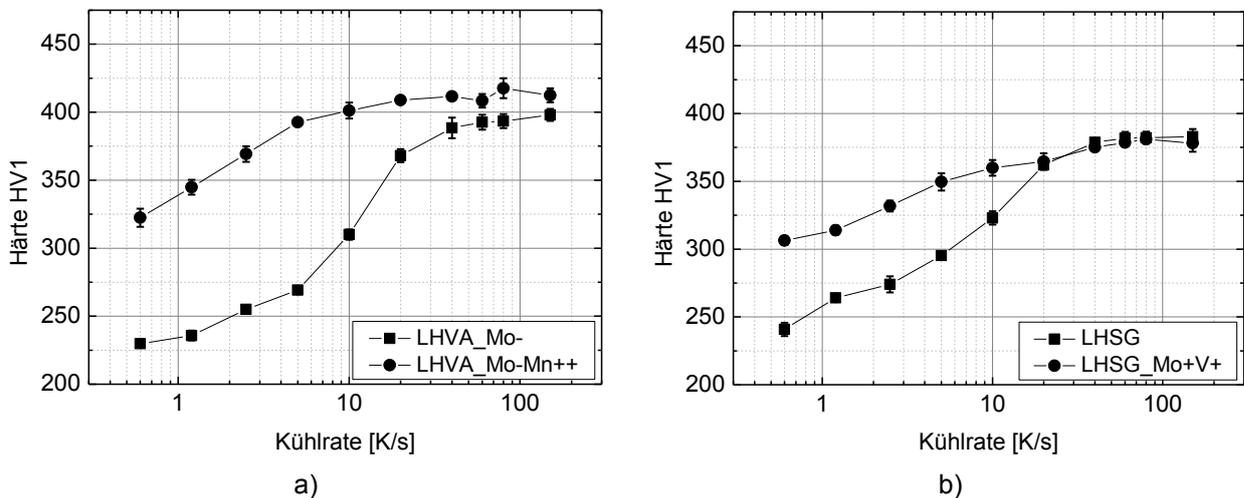


Abbildung 4.40: Härteverlauf in Abhängigkeit der Kühlrate

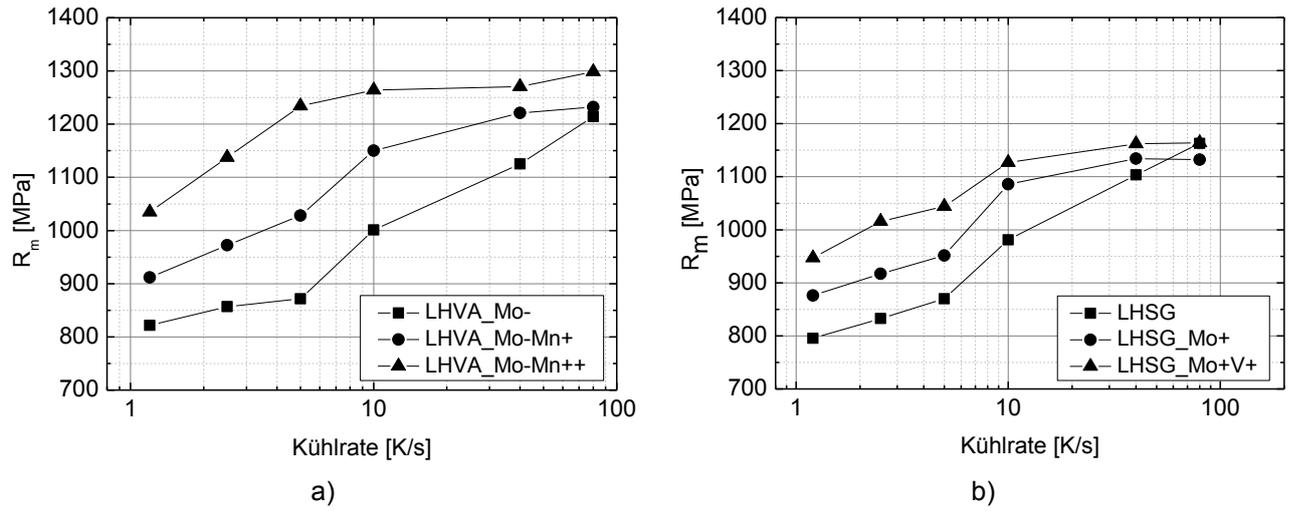
a) Mn-Variante; b) Mo-V-Variante

#### 4.5.2 MULTIPAS

Zum Vergleich des Härteverlaufes, ist in Abbildung 4.41 der Verlauf der Zugfestigkeit in Abhängigkeit der Kühlrate dargestellt. Bei der Manganvariante (Abbildung 4.41a) deutet die Ausbildung eines „Plateaus“ bei LHVA\_Mo-Mn<sup>++</sup> auf eine kritische Kühlrate von 10 K/s hin, was in Übereinstimmung mit dem gemessenen Härteverlauf ist. Bei der manganärmeren Legierung ist die kritische Kühlrate im Bereich zwischen 10 und 40 K/s zu vermuten, wobei für exaktere Aussagen dieser Bereich genauer untersucht werden müsste. Der Wert der Zugfestigkeit bei LHVA\_Mo- bei einer Kühlrate von 80 K/s scheint nicht richtig zu sein, da sich laut Härteverlauf und Mikroschliff die kritische Kühlrate bei 40 K/s befindet, wodurch hier ein Plateau zu erwarten wäre.

Bei jener Variante, bei der die Gehalte an Molybdän und Vanadium variiert wurden, zeigt sich die Plateau-Ausbildung ab 40 K/s, wobei wiederum bei der Legierung LHSG bei einer Kühlrate von 80 K/s ein Fehler in der Abkühlung aufgetreten sein könnte, wodurch dieser vermutlich zu hoch ausfällt.

Insgesamt wird jedoch eine starke Festigkeitszunahme durch die Erhöhung des Mangangehaltes im Vergleich zu jener durch Molybdän und Vanadium verdeutlicht.



**Abbildung 4.41: Verlauf der Zugfestigkeit in Abhängigkeit der Kühlrate**  
a) Mn-Variante; b) Mo-V-Variante

## 5 Diskussion

Im Zuge der Diplomarbeit wurden Legierungskonzepte für Einsatz- und Vergütungsstähle während des gesamten kleintechnischen Herstellungsprozesses untersucht. Hauptaugenmerk wurde auf den Einfluss stark umwandlungsverzögernder Elemente gelegt, die eine Härtung bei langsamen Kühlraten ermöglichen.

Die Ausbildung der Mikrostruktur des warmgewalzten Materials wurde ebenso untersucht, wie die mechanischen Eigenschaften und die Kaltwalzbarkeit.

Zur Darstellung des Einflusses der Legierungselemente auf die Rekristallisationsglühung wurden Kombinationen der Glüh Temperatur- und Glühzeit erprobt. Ferner wurden die Stickstoffabbindungsverhältnisse nach der Glühung durch eine nasschemische Analyse bestimmt und mit den Löslichkeitsprodukten aus der Literatur verglichen.

Zur Beschreibung der Umwandlungskinetik wurden Dilatometermessungen mit kontinuierlichen Abkühlraten durchgeführt und die Phasenumwandlung in ZTU-Schaubildern dargestellt. Die Phasencharakterisierung erfolgte an LePera geätzten Schlifffen am Lichtmikroskop und stellenweise am REM.

Abschließende Messungen am MULTIPAS-Glühsimulator sollten einerseits zeigen, ob diese eine alternative Untersuchungsmethode für die Bestimmung der kritischen Kühlrate sind und andererseits die durch die Dilatometermessung erhaltenen Ergebnisse belegen.

### 5.1 Einfluss der Legierungselemente auf die Mikrostruktur und die mechanischen Eigenschaften des Warmbandes

Die bei der Erstarrung des Gussblockes entstandenen Seigerungen wurden beim Warmwalzen gestreckt, wodurch sich ein zeiliges Gefüge ausbildete. Die Mikrostruktur bei der Kohlenstoff-Chrom-Variante wies, vermutlich aufgrund der Seigerungsneigung von Chrom [17], eine starke Zeiligkeit mit inhomogener Verteilung der unterschiedlichen Gefügebestandteile auf, wodurch es zu großen Streuungen der mechanischen Kennwerte kam. Bei jener Variante mit erhöhtem Kohlenstoff- und Chromgehalt wies die Mikrostruktur bei den REM-Aufnahmen (Abbildung 4.2) eine starke Lokalisierung des Perlits auf. Dieser schien nicht wie üblich von allen Seiten des Kornes ins Innere zu wachsen, sondern bildete sich an einer Korngrenze und ging kontinuierlich in das restliche Ferritkorn über, ohne dass eine Korngrenze sichtbar war. Es deutet darauf hin, dass das Perlitwachstum

innerhalb eines Kornes stoppt, vermutlich durch eine stark lokalisierte Kohlenstoffkonzentration. Andererseits besteht die Möglichkeit, dass die Orientierung des Ferrits innerhalb eines Kornes mit perlitischen und ferritischen Anteilen gleich ist, wodurch keine Korngrenze zu erkennen war. Da dieses Wachstumsverhalten nicht in der Literatur zu finden war, kann man, um weitere Aussagen treffen zu können, die Textur messen, um zu sehen ob die Orientierung des Ferritkornes die gleiche ist wie die ferritischen Zeilen im Perlit.

Eine Erhöhung des Mangangehaltes hatte trotz der niedrigen Kühlrate von 15 K/h die Ausbildung eines fast vollständig bainitisch-martensitischen Gefüges zur Folge. Dieses entstand aufgrund der austenitstabilisierenden Wirkung des Mangans, wodurch die Ferrit- und Perlitbildung aufgrund der geringeren Diffusivität des Kohlenstoffes gehemmt wurde [19].

Ebenso wiesen die Legierungen der Fa. Salzgitter große Mengen an bainitisch/martensitischen Phasen auf. Aufgrund der beträchtlichen Mengen an Martensit wäre für den anschließenden Kaltwalzvorgang eine Zwischenglühung notwendig, da die Festigkeiten des Warmbandes Großteils im Bereich zwischen 700 und 900 MPa lagen. Eine Möglichkeit zur Reduzierung der Gefügezeitigkeit wäre die Wahl einer niedrigeren Haspeltemperatur, wodurch die Ferritbildung unterbunden wird und die Umwandlung im Bereich der Zwischenstufe abläuft. Die dadurch resultierenden höheren Festigkeiten würden ebenfalls eine Weichglüfung des Warmbandes vor dem Kaltwalzen rechtfertigen.

## 5.2 Kaltwalzbarkeit und Einfluss einer Zwischenglühung

Um die Kaltwalzbarkeit der Legierungen beurteilen zu können, wurde die Verformungsverfestigung des Warmbandes mittels Fließkurven untersucht. Anhand der Fließkurven zeigte sich, dass eine Extrapolation nach Hollomon mit jenen Festigkeitswerten nach dem Kaltwalzen gut überein stimmten. Bei der Ermittlung des  $n$ -Wertes aus der doppellogarithmischen Darstellung muss darauf geachtet werden, dass für sehr kleine Dehnungen die Hollomon-Gleichung nicht zutrifft, da der Grenzwert ( $\varphi \rightarrow 0$ ) nicht die Fließgrenze liefert [47]. Außerdem wurde die Fließkurve mit einem konstanten  $n$ -Wert extrapoliert und die Dehnungsabhängigkeit außer Acht gelassen. Die Vergleichsformänderung nach Mises (siehe Gleichung 9) erlaubte wiederum den Vergleich der Werte aus dem Zugversuch, bei dem ein einachsiger Spannungszustand vorliegt, mit dem Walzvorgang, unter der Voraussetzung, dass der Werkstoff isotrop ist.

Da der stärkste Unterschied in den Verfestigungsraten bei der Mangan-Variante zu beobachten war, wird hier nur auf jene näher eingegangen. Bei der Mangan-Variante wies die Legierung mit dem geringsten Mangangehalt (LHVA\_Mo-) zwar den

höchsten Verfestigungsexponenten auf, dennoch war die Verfestigungsrate ( $d\sigma_w/d\phi$ ) hier am kleinsten und bei jener Legierung mit dem höchsten Martensitanteil (LHVA\_Mo-Mn++) am größten. Aufgrund der beachtlichen Diskrepanz der Verfestigungsraten konnte von einer unterschiedlichen Mikrostruktur ausgegangen werden, welche sich auch in Abbildung 4.3 darstellte. Nach Fischmeister [30] bleibt bei einer Verformung die härtere Phase nahezu unverformt und die weichere Matrix nimmt die plastische Deformation auf. Um das Gefüge bei der Verformung kompatibel zu halten, werden zusätzlich zu den sich bei einer Verformung gebildeten Versetzungen (Frank-Read-Quelle [27]), sog. „geometrisch notwendige Versetzungen“ eingebracht. Folglich nimmt die Versetzungsdichte beim Vorhandensein härterer Phasen stärker zu, und zwar umso schneller, je größer ihr Volumenanteil ist [30]. Aufgrund der hohen Warmband-Festigkeit der Variante LHVA\_Mo-Mn++ und der zusätzlich hohen Verfestigungsrate, mussten beim Kaltwalzen dieser Legierung die maximalen Walzkräfte ausgenutzt werden. Um die entstandenen Kantenrisse zu verhindern, müsste vor dem Kaltwalzen zwischengeglüht werden.

Bei einer Weichglühung kann es, ähnlich wie bei der Erholung, durch das Umordnen und Auslöschen von Versetzungen zu einem Abbau der Versetzungsdichte kommen wodurch die Festigkeit sinkt und die Umformbarkeit steigt [32]. Da aber neben der Zugfestigkeit auch die Streckgrenze gesenkt wurde, war vermutlich nicht nur der Abbau der Verformungsverfestigung an diesem Prozess der Weichglühung beteiligt. Die Gefügebilder in Abbildung 4.6 zeigten, dass sich aus den nach dem Warmwalzen vorliegenden Härtephasen wie Bainit, Martensit und angelassener Martensit, kugelig eingeformte Karbide bzw. Zementit bildeten, wie in [31,32] beschrieben. Bei der Manganvariante ist es naheliegend, dass es zusätzlich durch Abzug des Mangans aus der Matrix in die Karbide zu einem Abbau der Mischkristallverfestigung kam, da Mangan bevorzugt mit Zementit einen Mischkristall bildet [15]. Dieser Umstand wurde nach dem Rekristallisationsglühen beobachtet bzw. mittels EDX-Analyse gemessen (siehe Kapitel 4.4.2).

### **5.3 Einfluss der Legierungselemente und Glühparameter auf die Mikrostruktur und die mechanischen Eigenschaften beim Rekristallisationsglühen**

Bei der Legierung LHVA war anhand der Mikrostruktur zu erkennen, dass bei einer Glühtemperatur von 625°C die Rekristallisation noch nicht vollständig abgelaufen war, da sich im Gegensatz zu den höheren Glühtemperaturen die Ferritkörner nicht

polygonal ausgebildet haben. Ebenso deuteten die erhöhten Festigkeitswerte darauf hin, dass die Versetzungsdichte höher ist. Durch die Erhöhung der Glühzeit kam es bei 675°C zu einer sekundären Rekristallisation bzw. Kornwachstum, das aufgrund der Triebkraft der Grenzflächenminimierung [33] bei einer Glühdauer von 15 h eher auftritt. Die Hall-Petch-Analyse bestätigte, dass die Streckgrenzenabnahme bei 675°C und 15 h im Gegensatz zu 675°C/ 5 h von der größeren Korngröße herrührte. Durch die Erhöhung des Kohlenstoff- und Chromgehaltes wurden keine Korngrößenunterschiede aufgrund der Glühzeit oder -temperatur beobachtet, was vermutlich bei höheren Temperaturen an der Behinderung der Korngrenzenbewegung durch die erhöhte Karbidmenge liegt. Nach [17] kann die Ursache für die Streckgrenzenabnahme auch in der durch Chromzusatz erschwerte Einformbarkeit des Zementits liegen.

Betrachtet man den Einfluss des Mangangehaltes bei gleicher Kombination aus Glühzeit und -temperatur, wurde deutlich, dass die Festigkeiten relativ stark anstiegen. Offensichtlich hat neben der mischkristallverfestigenden Wirkung des Mangans noch die geringere Korngröße bei erhöhtem Mangangehalt Einfluss. Die geringere Korngröße beruht vermutlich auf der Behinderung der Korngrenzenbewegung im Mischkristall während der Erholung und Rekristallisation [33].

Aufgrund der austenitstabilisierenden Wirkung des Mangans und somit der Absenkung der  $A_3$ - und  $A_1$ -Temperatur [11-13] muss bei der Glühzeit darauf geachtet werden, dass man sich unter  $A_1$  befindet. Um eine Abschätzung über die Lage der  $A_1$ -Temperatur bei der Legierung mit hohem Mangangehalt (LHVA\_Mo-Mn++) zu erhalten, erfolgte zum einen eine Dilatometermessung mit vergleichbarem Haubenglühzyklus. Die Dilatometerkurve ist in Abbildung 5.1 dargestellt und zeigt eine erste Abweichung der linearen Ausdehnung bei ca. 600°C. Ab ca. 700°C befindet man sich im Zweiphasengebiet ( $\alpha$  und  $\gamma$ ). Diese Messung zeigt, dass bei einer Glühzeit von 675°C offenbar eine Austenitbildung stattfindet.

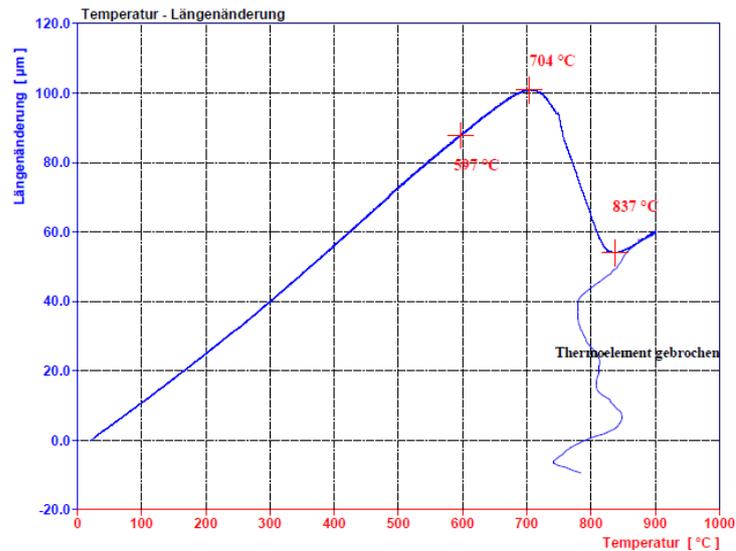


Abbildung 5.1: Dilatometerkurve des Haubenglühzyklus bei LHVA\_Mo-Mn++

Zum anderen wurde mittels Thermocalc das Phasendiagramm dieser Legierung ermittelt, um zu sehen, wo sich die A<sub>1</sub>-Temperatur im thermodynamischen Gleichgewicht befindet. Abbildung 5.2 stellt die für verschiedene Temperaturen stabilen Phasen in Abhängigkeit des Kohlenstoffgehaltes dar. Zusätzlich wurden für die Berechnung neben Mangan die Elemente Chrom und Silizium berücksichtigt. Es zeigt sich, dass bei 0,1 mass.% C ab 625°C der Bereich des Dreiphasengebietes beginnt, in welchem der kubisch-flächenzentrierte (fcc) Austenit auftritt. Ab ca. 680°C befindet man sich nach dieser Darstellung schon im Zweiphasengebiet, in dem der Zementit vollständig aufgelöst wird.

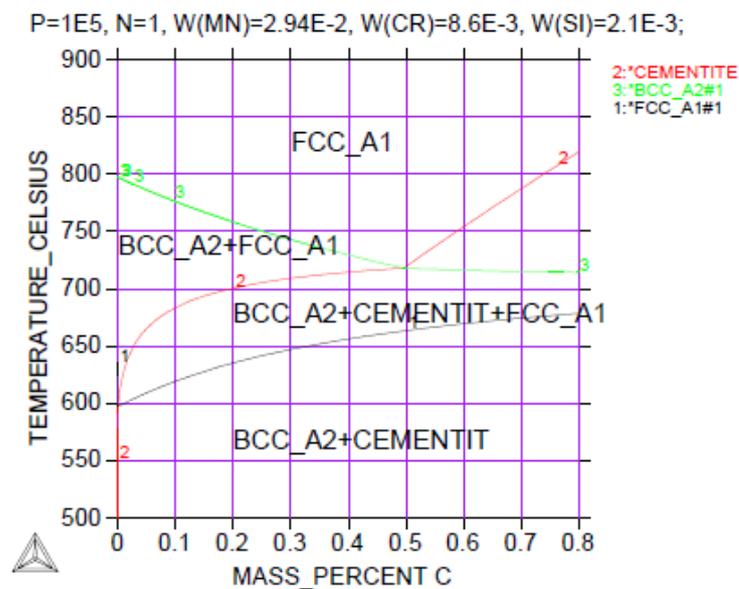


Abbildung 5.2: Phasendiagramm der Legierung LHVA\_Mo-Mn++ (Thermocalc)

Durch die Erhöhung des Mangangehaltes sind somit nicht gleich hohe Glühtemperaturen für die Rekristallisation möglich, wie bei manganärmeren Legierungen, wodurch auch nicht so niedrige Festigkeiten bzw. bessere Umformeigenschaften entstehen [16]. Wird dennoch über der  $A_1$ -Temperatur gegläht (siehe Variante LHVA\_Mo-Mn++ bei  $675^\circ\text{C}$ ), kann es zur Ausbildung von bainitisch/martensitischen Phasen kommen (Abbildung 4.16), da anscheinend die austenitstabilisierende Wirkung des Mangans nach einer Glühung im Zweiphasengebiet die Ferritbildung so stark unterdrückt, dass solche Phasen nach dem Rekristallisationsglühen entstehen konnten. Dies bestätigte auch die ansteigende Festigkeit bei dieser Glühtemperatur (Abbildung 4.10).

Die starke Festigkeitszunahme bei der Salzgittervariante wurde aufgrund der vergleichbaren Korngröße vermutlich ebenfalls durch die mischkristallverfestigende Wirkung des Molybdäns und die feinen Vanadiumkarbid-Ausscheidungen verursacht, wie in [18] beschrieben.

Aufgrund der verschiedenen Kombinationen aus Glühtemperatur und –zeit konnte gezeigt werden, dass bei  $650^\circ\text{C}$  und 10 h das Gefüge vollkommen rekristallisiert war und keine Kornvergrößerung stattfand. Außerdem lag diese Temperatur unter  $A_1$ , wodurch es nicht zu den oben genannten Umwandlungen kam.

## 5.4 Stickstoffabbinding nach dem Rekristallisationsglühen

Aus den angegebenen, experimentell bestimmten Löslichkeitsprodukten verschiedener Referenzen [41,50] wurden die Löslichkeitstemperaturen von AlN und BN bei den vorhandenen Legierungen berechnet. Demnach lagen alle Temperaturen der Aluminiumvarianten über jener von Bornitrid, wodurch man offensichtlich davon ausgehen kann, dass sich beim Abkühlen AlN in allen drei Fällen vor BN ausscheidet bzw. der niedrigste Aluminiumgehalt von ca. 0,1 mass.% ausreicht, um den Stickstoff abzubinden. Dadurch könnte Bor seiner Aufgabe als umwandlungsverzögerndes Element [8] nachkommen.

Die nasschemische Abbindungsanalyse bestätigte, dass nach dem Rekristallisationsglühen bei allen drei Legierungen mit variierendem Aluminiumgehalt die Nitride als AlN, und Bor so gut wie ungebunden vorlag. Der Vergleich mit der Variante LHVA zeigte dennoch, dass dies nur bei stark reduziertem Titangehalt möglich war.

## 5.5 Einfluss der Legierungselemente auf das Umwandlungsverhalten und die kritische Kühlrate

Die Erhöhung des Kohlenstoffgehaltes wirkte sich im ZTU-Schaubild insofern aus, dass sich Ferrit, Perlit und Bainit erschwert bzw. bei tieferen Temperaturen ausbildeten. Vermutlich aufgrund der austenitstabilisierenden Wirkung des Kohlenstoffes und der damit einhergehenden Verschiebung der Phasengrenze zwischen dem  $\alpha$ - und  $\gamma$ -Gebiet zu tieferen Temperaturen muss die Unterkühlung als Triebkraft zur Umwandlung erhöht werden. Dadurch fand die Umwandlung bei tieferen Temperaturen statt [11-13]. Bei langsamen Kühlraten, bei denen aufgrund der diffusionsgesteuerten Ferrit- bzw. Perlitvorauscheidung der Kohlenstoffgehalt im Austenit erhöht wurde, zeigte sich, ebenfalls durch die Stabilisierung der  $\gamma$ -Phase, ein erhöhter Restaustenitgehalt.

Offensichtlich führt die hohe Affinität des Chroms zu Kohlenstoff dazu, dass die Einlagerung von Chrom im Austenitgitter die zur Ausscheidung des Kohlenstoffes als Karbid erforderlichen Platzwechselforgänge erschwert, wodurch die Perlitbildung unterdrückt bzw. im ZTU-Schaubild zu höheren Zeiten verschoben wird [17]. Laut Wang et al. [19] ist der Einfluss des Chroms auf die Verschiebung des Bainitbereichs deutlich geringer als eine vergleichbare Menge an Mangan. Dennoch war eine merkliche Verringerung der kritischen Abkühlrate bei der Variante mit erhöhtem Chromgehalt erkennbar, was vermutlich auf das zusätzliche Vorhandensein von Molybdän zurückgeführt werden kann. Ebenso wurde deutlich, dass durch Molybdän die Ferrit- und Perlitbildung im ZTU-Schaubild stark zu höheren Zeiten verschoben wurde. Diese Phasen entstehen über einen Diffusionsvorgang, der nach [18] durch die Senkung des Diffusionskoeffizienten des Kohlenstoffes und der Selbstdiffusion der Grundgitteratome gehemmt wird. Laut Han et al. [26] könnte auch die Senkung der thermodynamischen Stabilität des  $M_{23}(C,B)_6$ -Karbides durch Molybdän dazu führen, dass die Ferrit- und Perlitbildung gehemmt wird, da dieses Karbid sonst als Keimstelle für die diffusionsgesteuerten Phasenumwandlungen dient. Nach [19] wird die Inkubationszeit des Bainits hingegen durch Molybdän kaum beeinflusst, wie sich auch in Abbildung 4.38 darstellte.

Eine starke Erhöhung des Mangangehaltes führte bei fehlendem Molybdängehalt auch zu einer Verzögerung der Umwandlung, da nach Wang et al. [19] aufgrund der Stabilisierung der Gammaphase durch Mangan sowohl die Differenz der Gibb'schen Energie zwischen Ferrit und Austenit als auch die Diffusivität des Kohlenstoffes im Austenit gesenkt und somit die Inkubationszeit des Bainits erhöht wird. Außerdem

führt die stark austenitstabilisierende Wirkung des Mangans zu einer Absenkung der  $M_S$ -Temperatur [16,20]. Weiters stieg der Anteil an Restaustenit bei langsamer Abkühlrate durch die Erhöhung des Mangangehaltes, wie in [14] beschrieben.

Um genauere Aussagen über die kritische Kühlrate bei MULTIPAS-Glühungen treffen zu können, müsste der Probenumfang bzw. die Anzahl an verschiedenen Kühlraten erhöht werden. Deswegen wird hier nicht genauer darauf eingegangen.

## 5.6 Einfluss der Legierungselemente auf die Härte

Die Härte des Martensits wurde durch Kohlenstoff merklich gesteigert, was aufgrund der interstitiellen Einlagerung des Kohlenstoffes im Eisengitter zu höheren Verzerrungen bzw. Eigenspannungen im Kristall führt [52]. Abbildung 4.39 und Abbildung 4.40 zeigten, dass bei hohen Abkühlraten nur die Erhöhung des Kohlenstoffgehaltes zu einer Härtesteigerung führte. Im Gegensatz dazu wurde dies bei der Erhöhung des Mangan- und Molybdängehaltes nicht beobachtet, wie in [52] beschrieben. Erst bei einem Anlassschritt, welcher in dieser Arbeit nicht weiter untersucht wurde, spielen diese Legierungselemente eine Rolle.

Die Erhöhung der Härte durch Chrom bei geringen Abkühlraten kann möglicherweise aufgrund der ähnlichen Umwandlungsprodukte auf eine Mischkristallhärtung oder die Ausscheidung feiner Karbide zurückgeführt werden [17].

Eine Erhöhung des Mangangehaltes zeigte eine deutliche Härtesteigerung bei geringen Abkühlraten, was im Gegensatz zu Chrom auf die umwandlungsverzögernde Wirkung des Mangans zurückgeführt werden kann [16] (siehe ZTU-Schaubild in Abbildung 4.36), da bei hoher Abkühlgeschwindigkeit die Härte des Martensits annähernd gleich ist.

Ähnlichen Einfluss auf die Härte zeigte sich auch bei der Erhöhung von Molybdän und Vanadium. Bei hoher Kühlrate waren die Härtewerte trotz höherem Molybdän- und Vanadiumgehalt gleich.

## 6 Zusammenfassung und Ausblick

Die Herstellung neuer Einsatz- und Vergütungsstähle mit reduzierten Legierungskosten verlangt nach fundierten Kenntnissen über die Herstellbarkeit, die nötigen Prozessparameter und die stattfindenden Phasenumwandlungen beim Abkühlen. Dazu wurde der Einfluss der Legierungselemente Kohlenstoff, Chrom, Mangan, Molybdän und Vanadium untersucht.

Die Ausbildung der Mikrostruktur des Warmbandes wies neben der starken Zeiligkeit ein teilweise sehr inhomogenes Gefüge und trotz der relativ hohen Haspeltemperatur von 650°C, beträchtliche Mengen an Martensit auf. Der Kaltwalzvorgang ohne Zwischenglühung führte stellenweise zu hohen Walzkräften, Kantenrissen und Dickenschwankungen. Dadurch wurde die Notwendigkeit einer Weichglüfung vor dem Kaltwalzen verdeutlicht. Um die Zeiligkeit bzw. Inhomogenität des Gefüges zu unterbinden, könnte bei einer tieferen Temperatur gehaspelt werden, wodurch die diffusionsgesteuerten Phasenumwandlungen weitestgehend gehemmt werden und die Möglichkeit zur Bildung eines bainitisch-martensitischen Gefüges besteht. Die dadurch erzielte höhere Festigkeit des Warmbandes hat ebenso die Notwendigkeit einer Weichglüfung zur Folge.

Das mehrphasige Warmbandgefüge führte beim Kaltwalzen außerdem zu einer unterschiedlichen Verfestigung. Die Darstellungen der Fließ- bzw. Verfestigungskurven machten deutlich, dass bei ferritisch-martensitischen Gefügebestandteilen die Verfestigung umso größer war, je höher der Anteil an Martensit war, da der Ferrit die „geometrisch notwendigen Versetzungen“ zur Aufrechterhaltung der Kompatibilität des Gefüges, zusätzlich zur Verformungsverfestigung, einbrachte.

Bei der Rekristallisationsglüfung ist auf die Wahl der Glühzeit und Glühzeit zu achten, da es neben teilweise unvollständig rekristallisierten Mikrostrukturen auch zu Kornvergrößerung kam. Beste Ergebnisse wurden bei einer Glühdauer von 10 h bei 650°C erzielt. Die dabei erlangten Festigkeiten sind abhängig vom Legierungsgehalt, da z.B. eine Erhöhung des Mangangehaltes zu einer Mischkristallverfestigung im geglühten Material führen kann. Außerdem muss bei hohen Mangangehalten auf die Wahl der Glühzeit geachtet werden. Wie in der Arbeit gezeigt, ist bei knapp 3 mass.% Mn eine Temperatur von 675°C schon zu hoch, da man sich bereits in einem Bereich befindet, in dem Austenit gebildet wurde (siehe Dilatometermessung in Abbildung 5.1 und Thermocalc-Berechnung in

Abbildung 5.2). Durch die stark umwandlungsverzögernde Wirkung wandelte sich dieser Austenit trotz langsamer Abkühlung von ca. 30 K/h in Bainit/ Martensit um (siehe REM-Aufnahmen in Abbildung 4.16). Durch die Absenkung der  $A_1$ -Temperatur durch Mangan muss die Rekristallisationsglühung somit bei niedrigeren Temperaturen stattfinden, wodurch nicht die gleichen niedrigen Festigkeiten erreicht werden.

Der Stickstoff lag bei allen Legierungen mit variierendem Aluminiumgehalt als Aluminiumnitrid vor, vorausgesetzt der Titangehalt ist verschwindend gering. Das bedeutet, dass auch bei der Variante mit geringstem Aluminiumgehalt (ca. 0,1 mass.%) der Stickstoff nicht durch Bor abgebunden wurde.

Die umwandlungsverzögernde Wirkung der oben genannten Elemente wurde durch Dilatometermessungen bzw. ZTU-Schaubildern verdeutlicht. Dabei wies Kohlenstoff, vermutlich durch die geringe Erhöhung, nur eine geringe Umwandlungsverzögerung auf. Der Phasenumwandlungsbeginn wurde hauptsächlich zu tieferen Temperaturen verschoben und die Ferrit- und Perlitbildung zu höheren Zeiten. Auf die Bainitbildung hatte die Erhöhung des Chromgehaltes insofern Einfluss, dass diese im ZTU-Schaubild weiter nach rechts, zu höheren Zeiten verschoben wurde, wodurch die kritische Kühlrate stark gesenkt wurde. Molybdän und Vanadium hingegen zeigten den stärksten Einfluss auf die Ferrit- und Perlitbildung, die durch diese Elemente unterdrückt wurden. Die Bainitbildung wurde im Gegensatz zu Chrom bezüglich der kritischen Kühlrate nicht beeinflusst, lediglich der Umwandlungsbeginn lag bei tieferen Temperaturen. Beim Fehlen von Molybdän muss der Gehalt von Mangan stark erhöht werden, um die kritische Kühlrate zu senken. Dennoch wurde deutlich, dass diese höher liegt als bei der Chromvariante, welche zusätzlich mit Molybdän legiert wurde.

Abhängig davon, ob man nach dem Austenitisieren bei 900°C und der Abkühlung an Luft (in etwa 5 K/s) mehr oder weniger Bainitanteil wünscht, sind die Legierungselemente entsprechend zu wählen.

Die erste Legierung wies bei einer Kühlrate von 5 K/s noch 70% Bainit auf, die Erhöhung des Kohlenstoffgehaltes verringerte diesen Wert auf ca. 30%. Die weitere Erhöhung des Chromgehaltes führte bei dieser Abkühlgeschwindigkeit schon zu einem vollmartensitischem Gefüge.

Die kritische Kühlrate lag bei der hochmanganhaltigen Legierung bei ca. 10 K/s, wobei der Bainitanteil bei 5 K/s nur in etwa 20% betrug und sich die Härtewerte um nur knapp 10 HV1 unterschieden.

Bei den Varianten der Fa. Salzgitter lag die kritische Kühlrate merklich höher (bei ca. 40 K/s), dafür bildeten sich bei erhöhtem Molybdän- und Vanadiumgehalt selbst bei der geringsten Kühlrate weder Ferrit noch Perlit.

## Literaturverzeichnis

---

- [1] M. Braun, E. Schleichert, Lufthärtbare Vergütungsstähle, Konstruktion 9 (2006) S. 5-6.
- [2] M. Hagedorn, H. Dodt, Fest, hart, präzise, www.bbr.at 11-12 (2008) S. 76-79.
- [3] S. Mütze, C. Schöffner, M. Braun, Warmumformung, Stahl und Technologie, BLECH ROHRE PROFILE 12 (2009) S. 12.
- [4] U. Diekmann, C.-M. Rogall, T. Saeuberlich, High Strength Air-Hardening Steels for Automotive Applications, Materials Science and Technology 16-20 (2007) S. 115-116.
- [5] DIN EN 10084 bzw. 10132-2.
- [6] DIN EN 10083 Teil 2+3 bzw. 10132-3.
- [7] H.-J. Bargel, G. Schulze (Hrsg.): ‚Werkstoffkunde‘, 10. bearbeitete Auflage, Springer Verlag, Berlin Heidelberg, 2008, S. 216-226.
- [8] D. V. Doane, J. S. Kirkaldy, Hardenability Concepts with Application to Steel, AIME, Warrendale, PA (1978) S. 82.
- [9] F. Wever, A. Rose, Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle, Verlag Stahleisen M.B.H., Düsseldorf (1954/56/58), S. 31-34.
- [10] W. Bleck (Hrsg.), ‚Werkstoffkunde Stahl für Studium und Praxis‘, 3. überarbeitete Auflage, Verlag Mainz, Aachen, 2010, S. 326-328.
- [11] E.C. Bain: ‚Alloying Elements in Steels‘, ASM, Cleveland, Ohio, USA, 1939.
- [12] H.K.D.H. Bhadeshia, R.W.K Honeycombe: ‚Steels: Microstructure and Properties‘, 3rd edition, Elsevier Ltd., Oxford, UK, 2006, S. 71-73.
- [13] W. Bleck (Hrsg.), ‚Werkstoffkunde Stahl für Studium und Praxis‘, 3. überarbeitete Auflage, Verlag Mainz, Aachen, 2010, S. 71-72.
- [14] H.-J. Bargel, G. Schulze (Hrsg.): ‚Werkstoffkunde‘, 10. bearbeitete Auflage, Springer Verlag, Berlin Heidelberg, 2008, S. 196-197.
- [15] H.K.D.H. Bhadeshia, R.W.K Honeycombe: ‚Steels: Microstructure and Properties‘, 3rd edition, Elsevier Ltd., Oxford, UK, 2006, S. 74-77.
- [16] E. Houdremont: ‚Handbuch der Sonderstahlkunde‘, 3. Auflage, Springer Verlag, Berlin/ Göttingen/ Heidelberg, 1956, S. 500-529.
- [17] E. Houdremont: ‚Handbuch der Sonderstahlkunde‘, 3. Auflage, Springer Verlag, Berlin/ Göttingen/ Heidelberg, 1956, S. 623-698.
- [18] E. Houdremont: ‚Handbuch der Sonderstahlkunde‘, 3. Auflage, Springer Verlag, Berlin/ Göttingen/ Heidelberg, 1956, S. 913-985.

- 
- [19] J. Wang, P.J. Van der Wolk, S. Van der Zwaag, On the influence of alloying elements on the bainite reaction in low alloy steels during continuous cooling, *Journal of Materials Science* 35 (2000) S. 4393-4404.
- [20] H.K.D.H. Bhadeshia, R.W.K Honeycombe: 'Steels: Microstructure and Properties', 3rd edition, Elsevier Ltd., Oxford, UK, 2006, S. 117-147.
- [21] C.S. Lee K.A. Lee, D.M. Li, S.J. Yoo, W.J. Nam, *Mater. Sci. Eng. A* 241 (1998), S. 30-37.
- [22] S. Maropoulos, S. Karagiannis, N. Ridley, The effect of austenitising temperature on prior austenite grain size in a low-alloy steel, *Mater. Sci. Eng. A* 483-484(2008), S. 735-739.
- [23] H.K.D.H. Bhadeshia, R.W.K Honeycombe: 'Steels: Microstructure and Properties', 3rd edition, Elsevier Ltd., Oxford, UK, 2006, S. 176.
- [24] F. Wever, A. Rose, *Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle*, Verlag Stahleisen M.B.H., Düsseldorf (1954/56/58), S. 35-44.
- [25] L. Meyer, *Optimierung der Werkstoffeigenschaften bei der Herstellung von Warmband und Kaltband aus Stahl*, Verlag Stahleisen mbH, Düsseldorf (1988) S. 14-15.
- [26] F. Han, B. Hwang, D.-W. Suh, Z. Wang, D.L. Lee, S.-J. Kim, Effect of Molybdenum and Chromium on Hardenability of Low-Carbon Boron-Added Steels, *Metals and Materials International*, Vol. 14, No. 6 (2008), S. 667-672.
- [27] G. Gottstein: 'Physikalische Grundlagen der Materialkunde', 3. Auflage, Springer Verlag, Berlin Heidelberg, 2007, S. 249.
- [28] T.H. Courtney: 'Mechanical Behavior of Materials', International Edition, McGraw-Hill Publishing Company, 1990, S. 155-158.
- [29] M.F. Ashby: in 'Strengthening Methods in Crystals', Hrsg. A. Kelly und R. B. Nicholson, Elsevier, Amsterdam, 1971, S. 137.
- [30] H. Fischmeister, B. Karlsson, Plastizitätseigenschaften grob-zweiphasiger Werkstoffe, *Z. Metallkde.*, Bd. 68 H. 5 (1977), S. 311-327.
- [31] H.-J. Bargel, G. Schulze (Hrsg.): 'Werkstoffkunde', 10. bearbeitete Auflage, Springer Verlag, Berlin Heidelberg, 2008, S. 166.
- [32] H. Berns, W. Theisen: 'Eisenwerkstoffe', 4. Bearbeitete Auflage, Springer Verlag, Berlin Heidelberg, 2008, S. 59-60.
- [33] G. Gottstein: 'Physikalische Grundlagen der Materialkunde', 3. Auflage, Springer Verlag, Berlin Heidelberg, 2007, S. 303-357.
- [34] L. Meyer, *Optimierung der Werkstoffeigenschaften bei der Herstellung von Warmband und Kaltband aus Stahl*, Verlag Stahleisen mbH, Düsseldorf (1988), S. 30-43.

- 
- [35] DIN EN 10052:1994-01, Titel (deutsch): Begriffe der Wärmebehandlung von Eisenwerkstoffen; Deutsche Fassung EN 10052:1993.
- [36] W. Bleck (Hrsg.): 'Werkstoffkunde Stahl für Studium und Praxis', 3. überarbeitete Auflage, Verlag Mainz, Aachen, 2010, S. 239-240.
- [37] F.G. Wilson, T. Gladman, Aluminium nitride in steel, International Materials Reviews, 33 (5) (1988) S. 221-286.
- [38] B. Engl, E.J. Drewes: Proc. Symp.: 'Technology of Continuously Annealed Cold-Rolled Sheet Steel', hrsg.v. R. Pradhan, TMS-AIME, Warrendale (1985), S. 123-138.
- [39] K.A. El-Fawakhry, M.F. Mekkawy, M.L. Mishreky, M.M. Eissa, ISIJ International 31 (1991) S. 1020-1025.
- [40] S.F. Medina, M. Gómez, P. Valles, Effects of TiN and AlN Nanoparticles in Hot Deformation of Austenite in Steels, steel research int. 81 No. 11 (2010) S. 1010-1015.
- [41] R. Radis, E. Kozeschnik: 10. Werkstofftagung: Verarbeitungs- und Gebrauchseigenschaften von Werkstoffen - Heute und Morgen: 'Die Ausscheidungskinetik von Aluminiumnitrid in Austenit in mikrolegierten Stählen', TU Graz, Graz, 2008, S. 89-91.
- [42] Fa. ONA Electroerosion, <http://www.ona-electroerosion.com>, Jänner 2012.
- [43] Fa. Bähr, Benutzerhandbuch des Typs DIL805 A/D.
- [44] Fa. VATRON, Benutzerhandbuch und technisches Datenblatt „MULTIPAS“.
- [45] F.S. LePera, Improved Etching Technique to Emphasize Martensite and Bainite in High-Strength Dual-Phase Steel, Journal Of Metals, Vol. 32 (1980) S. 38-39.
- [46] E. Wirthl, R. Angerer, K. Hauzenberger, Determination of the volume amount of retained austenite in small specimens by magnetic measurements, Association of Iron and Dteel Engineers (2000).
- [47] W. Bleck (Hrsg.): 'Werkstoffprüfung in Studium und Praxis', 15. überarbeitete Auflage, Verlag Mainz, Aachen, 2011, 62-68.
- [48] E. Doege, B.-A. Behrens: 'Handbuch Umformtechnik', 2. Auflage, Springer-Verlag, Berlin/ Heidelberg, 2007/2010, 155-157.
- [49] G. Gottstein: Physikalische Grundlagen der Materialkunde, 3. Auflage, Springer-Verlag, Berlin/ Heidelberg, 2007, S.260-261.
- [50] K. Chino, Y. Wada: siehe Ref. [18] in: D.C. Houghton, Equilibrium solubility and composition of mixed carbonitrides in microalloyed austenite, Acta Metall. Mater., Vol. 41 (1993) 2993-3006.
- [51] W.C. Leslie et al., Solution and Precipitation of Aluminium Nitride in Relation to the Structure of Low Carbon Steel, Trans ASM 46 (1954) S. 1470-1497.
- [52] R.A. Grange, C. R. Hribal, L. F. Porter, Hardness of Tempered Martensite in Carbon and Low-Alloy Steels, Met. Trans., Vol. 8A (1977) S. 1775-1875.