

Entwicklung höchstfester Pipeline-Stähle mit MA-Phase für die Herstellung von Grobblechen

Von der Fakultät für Werkstoffwissenschaft und Werkstofftechnologie

der Technischen Universität Bergakademie Freiberg

genehmigte

DISSERTATION

zur Erlangung des akademischen Grades

Doktor-Ingenieur

Dr. -Ing.

vorgelegt

von Dipl. -Ing. Alexander Kabanov

geboren am 08. März 1991 in Cherepovets

Gutachter.: Prof. Dr.-Ing. Prof. E.h. mult. Rudolf Kawalla, Freiberg

Prof. Dr.-Ing. Olena Volkova, Freiberg

Tag der Verleihung: 20.06.2019

Danksagung

An dieser Stelle möchte ich meinen besonderen Dank nachstehenden Personen entgegenbringen, ohne deren Mithilfe die Anfertigung dieser Promotionsschrift niemals zustande gekommen wäre:

Mein herzlicher Dank gilt zunächst Herrn Prof. Dr.-Ing. Prof. E.h. mult. Rudolf Kawalla, meinem Doktorvater, für die Betreuung dieser Arbeit, die hilfreichen Anregungen und die konstruktive Kritik. Auch für die mühevollen Arbeit des Korrekturlesens möchte ich mich herzlich bedanken.

Herrn Dr.-Ing. Grzegorz Korpala danke ich für das in mich gesetzte Vertrauen, seine fachliche Betreuung, seine stete Hilfsbereitschaft sowie die Einweisung und Unterstützung bei der Versuchsdurchführung an den Prüf- und Simulationsanlagen des Institutes für Metallformung der TU Bergakademie Freiberg.

Mein Dank gilt Frau Prof. Dr.-Ing. Olena Volkova für die rasche Rückmeldung und die fachliche Bewertung meiner Arbeit.

Ein großes Dankeschön gebührt aber auch allen Mitarbeiterinnen und Mitarbeitern des Institutes für Metallformung der TU Bergakademie Freiberg und insbesondere der Arbeitsgruppe Werkstoffcharakterisierung, die mich in meinen Höhen und Tiefen begleiteten, mich immer unterstützten und während meiner Arbeit inspiriert haben.

Für die finanzielle Förderung meiner Forschung im Rahmen der EFS-Landesinnovationspromotion bedanke ich mich bei der Sächsische Aufbaubank (SAB).

Für die sprachliche Korrektur möchte ich mich bei Herrn Dr.-Ing. Andreas Trillhose bedanken.

Ganz besonders danke ich natürlich meinen Eltern für die uneingeschränkte, liebevolle und vielseitige Unterstützung während der ganzen Zeit, ohne die diese Arbeit so nicht möglich gewesen wäre.

Versicherung

Hiermit versichere ich, dass ich die vorliegende Arbeit ohne unzulässige Hilfe Dritter und ohne Benutzung anderer als der angegebenen Hilfsmittel angefertigt habe; die aus fremden Quellen direkt oder indirekt übernommenen Gedanken sind als solche kenntlich gemacht.

Bei der Auswahl und Auswertung des Materials sowie bei der Herstellung des Manuskripts habe ich Unterstützungsleistungen von folgenden Personen erhalten:

..Dr. -Ing. Grzegorz Korpala..

Prof. Dr.-Ing. Rudolf Kawalla

Weitere Personen waren an der Abfassung der vorliegenden Arbeit nicht beteiligt. Die Hilfe eines Promotionsberaters habe ich nicht in Anspruch genommen. Weitere Personen haben von mir keine geldwerten Leistungen für Arbeiten erhalten, die nicht als solche kenntlich gemacht worden sind. Die Arbeit wurde bisher weder im Inland noch im Ausland in gleicher oder ähnlicher Form einer anderen Prüfungsbehörde vorgelegt.

Alexander Kabanov

Abkürzungsverzeichnis

ACC	-	Beschleunigte Abkühlung „accelerated cooling“
B	-	Bainit
B _s	-	Bainitstarttemperatur
CE	-	Kohlenstoffäquivalent
EWT	-	Endwalztemperatur, Endumformtemperatur [°C]
M	-	Martensit
MA-Phase	-	Martensit-Austenit Phase
M _s	-	Martensitstarttemperatur
REM	-	Rasterelektronenmikroskop
R _m	-	Zugfestigkeit [MPa]
R _{p0,2}	-	Dehngrenze bei plastischer Extensometer-Dehnung von 0,2 % [MPa]
R _{t0,5}	-	Streckgrenze bei gesamter Extensometer-Dehnung von 0,5 % [MPa]
S _{Rm} , S _{Rp0,2} ...	-	Standardabweichung
TM (TMCP)	-	Thermomechanisches Walzen „Thermo-Mechanical Controlled Process“
UZTU	-	Umform-Zeit-Temperatur-Umwandlung
Y/T	-	Verhältnis aus Streckgrenze und Zugfestigkeit
HAZ-Region	-	Wärmeeinflusszone „Heat affected zone“
SEP	-	Stahl Eisen Prüfblatt
EBSD	-	Elektronenrückstreubeugung „Electron backscatter diffraction“

Symbolverzeichnis

$\Delta G^{\gamma \rightarrow \gamma' + \alpha}$	-	Gibbs Energie bei der Umwandlung von Austenit in Ferrit
G^α	-	Gibbs-Energie der Ferritphase [$\frac{J}{mol}$]
G^γ	-	Gibbs-Energie der Austenitphase [$\frac{J}{mol}$]
x^α	-	Kohlenstoffanteil im Ferrit [1]
x^γ	-	Kohlenstoffanteil im Austenit [1]
$\dot{\varphi}$	-	Logarithmische Umformgeschwindigkeit [s^{-1}]
T	-	Absolute Temperatur [K]
t	-	Zeit [s]
α	-	Ferrit
γ	-	Austenit
φ	-	Logarithmischer Umformgrad [1]

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung.....	7
2	Stand der Technik.....	8
2.1	Produktionstechnologien von mikrolegierten Grobblechstählen mit MA-Phase.....	8
2.2	Anforderungen an die mechanischen Eigenschaften hochfester Pipelinestähle	13
2.3	Bainitische Umwandlung	15
2.3.1	Morphologien des Bainits.....	15
2.3.2	Kinetik der bainitischen Umwandlung	21
2.3.3	Keimbildung des Bainits während der Umwandlung	22
2.4	Einfluss der Umformung auf die Umwandlungskinetik von Stählen	23
2.5	Restaustenit	25
2.5.1	Morphologie des Restaustenits	25
2.5.2	Stabilisierung des Restaustenits	26
2.6	Effekte der Legierungselemente.....	27
2.6.1	Einfluss der Legierungselemente auf die Enthalpie von Austinit und Ferrit.....	27
2.6.2	Einfluss der Legierungselemente auf die Umwandlungsvorgänge und die mechanischen Eigenschaften hochfester Pipelinestähle	29
2.7	Mikrolegierte Grobblechstähle mit definiertem Gehalt an Restaustenit-Martensit	35
2.7.1	Entstehung des Begriffs „MA-Phase“	35
2.7.2	Bildung und Morphologie der MA-Phase.....	35
2.7.3	Einfluss der MA-Phase auf die mechanischen Eigenschaften	37
2.7.4	Einfluss der MA-Phase auf die Rissausbreitung.....	39
2.7.5	Widerstandsfähigkeit der MA-Phase gegen Erhitzung	40
2.8	Erzeugung der MA-Phase im Pipelinestahl und Einfluss der technologischen Parameter auf ihre Menge	40
2.8.1	Erzeugung der MA-Phase durch Variation der chemischen Zusammensetzung .	40

2.8.2	Erzeugung der MA-Phase durch eine gesteuerte beschleunigte Abkühlung ...	40
2.8.3	Erzeugung der MA-Phase durch Wärmebehandlung des Grobbleches	45
2.8.4	Erzeugung der MA-Phase durch eine Wärmebehandlung nach der gesteuerten beschleunigten Abkühlung	45
2.8.5	Erzeugung der MA-Phase durch eine Auslagerung nach der beschleunigten Abkühlung	48
2.9	Legierungskonzepte	50
2.10	Zusammenfasseng der Erkenntnisse aus dem Stand der Technik	52
3	Ziel- und Aufgabenstellung	54
4	Experimentelle Vorgehensweise	55
4.1	Untersuchte Werkstoffe	56
4.2	Herstellung der Laborschmelzen	56
4.3	Untersuchungen zur Charakterisierung des Werkstoffverhaltens	57
4.3.1	Einfluss der Austenitisierungstemperatur auf den Ausscheidungs- und Lösungszustand	57
4.3.2	Ermittlung der statischen Entfestigung	57
4.3.3	Bestimmung des Umwandlungsverhaltens	59
4.3.4	Festlegung der Parameter einer Warmumformsimulation	61
4.4	Warmumformsimulation.....	61
4.4.1	Untersuchung verschiedener Abkühlung- und Wärmebehandlungskombinationen..	61
4.4.2	Festlegung der Parameter von Walzversuchen an der Pilotanlage	65
4.5	Walzversuche.....	66
4.6	Gefügecharakterisierung	68
4.6.1	Licht- und Digitalmikroskopie	68
4.6.2	Rasterelektronenmikroskopie und Elektronenrückstreubeugung	70
4.6.3	Röntgendiffraktometrie	70
4.6.4	Methodenauswahl zur Bestimmung des Restaustenitgehaltes	71

4.7 Ermittlung von mechanischen Eigenschaften	72
4.7.1 Härtemessung	72
4.7.2 Zugversuch	72
4.7.3 Kerbschlagbiegeversuch	73
5 Ergebnisse.....	74
5.1 Untersuchungen zur Charakterisierung des Werkstoffverhaltens	74
5.1.1 Berechnung des Lösungszustandes und der minimalen Austenitisierungstemperatur	74
5.1.2 Ermittlung der Umwandlungstemperaturen während des Erwärmens	75
5.1.3 Untersuchung der Entfestigungskinetik.....	76
5.1.4 Untersuchung des Umwandlungsverhaltens während der kontinuierlichen Abkühlung	77
5.1.5 Untersuchung des Einflusses der Umformtemperatur und Abkühlgeschwindigkeit auf die Bildung der MA-Phase	85
5.1.6 Abschätzung der Temperaturdifferenz zwischen Kern und Oberfläche des Grobbleches während der Abkühlung	86
5.2 Diskussion der Ergebnisse aus Versuchen am Umformdilatometer und Berechnungen zur Charakterisierung des Werkstoffverhaltens.....	87
5.2.1 Lösungszustand der Mikrolegierungselemente bei der Erwärmung	87
5.2.2 α/γ -Umwandlung bei Erwärmung	89
5.2.3 Entfestigungskinetik	89
5.2.4 Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit auf das Umwandlungsverhalten und Umwandlungsprodukte während der kontinuierlichen Abkühlung	90
5.2.5 Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit auf die Bildung der MA-Phase und deren Größe während der kontinuierlichen Abkühlung	91
5.2.6 Einfluss der Umformtemperatur auf das Umwandlungsverhalten während der kontinuierlichen Abkühlung	92
5.2.7 Einfluss der Umformtemperatur auf die Bildung der MA-Phase während der kontinuierlichen Abkühlung	94

5.2.8 Zusammenfassung der Ergebnisse aus den Laboruntersuchungen	95
5.2.9 Parameter für weitere Untersuchungen	95
5.3 Experimentelle Simulation des Warmwalzens mit verschiedenen Wärmebehandlungstechnologien.....	97
5.3.1 Beschleunigte Abkühlung von verschiedenen Abkühlstarttemperaturen ...	97
5.3.2 Beschleunigte Abkühlung mit variiertes Geschwindigkeit bis zu verschiedenen Abkühlstopptemperaturen	99
5.3.3 Beschleunigte Abkühlung mit variiertes Geschwindigkeit bis zum bainitischen Umwandlungsbereich und folgender Auslagerung	101
5.3.4 „On-line“ Wärmebehandlung	104
5.3.5 Wärmebehandlung mit abwechselnder Heizung und Kühlung	107
5.4 Diskussion der experimentellen Simulation des Warmwalzens mit verschiedenen Wärmebehandlungstechnologien.....	108
5.4.1 Einfluss der Abkühlstarttemperaturen bei kontinuierlicher Abkühlung	108
5.4.2 Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit bei der beschleunigten Abkühlung .	109
5.4.3 Einfluss der Abkühlstopptemperatur nach der beschleunigten Abkühlung.....	110
5.4.4 Einfluss der Auslagerung nach der beschleunigten Abkühlung	110
5.4.5 Einfluss der Wärmebehandlung nach der beschleunigten Abkühlung (On- line Technologie).....	111
5.4.6 Einfluss der Wärmebehandlung mit mehrfach wechselnder Heizung und Kühlung	112
5.4.7 Zusammenfassung der experimentellen Simulation des Warmwalzens ..	112
5.4.8 Parameter für weitere Untersuchungen	115
5.5 Laborwalzversuche	115
5.5.1 Gefügeausbildung	115
5.5.2 MA-Phasenausbildung	117
5.5.3 Mechanische Eigenschaften	118
5.5.4 Verwendung des Direkteinsatzes	120

5.5.5 Restaustenitanteil	122
5.6 Diskussion der Ergebnisse von Laborwalzversuchen	122
5.6.1 Einfluss der Umformungstemperatur	122
5.6.2 Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit.....	124
5.6.3 Einfluss des Legierungskonzepts	126
5.6.4 Einfluss des Direkteinsatzes	128
5.6.5 Auswirkung der Mikrostruktur und MA-Phase auf die mechanischen Eigenschaften	129
5.6.6 Einfluss des Restaustenitgehaltes in der MA-Phase auf die mechanischen Eigenschaften	131
5.6.7 Zusammenfassung der Laborwalzversuche	132
6 Zusammenfassung und Ausblick	134
7 Literaturangaben.....	137
8 Abbildungsverzeichnis	150
9 Tabellenverzeichnis	158
10 Anhang	160
10.1 Untersuchungen zur Charakterisierung des Werkstoffverhaltens	160
10.1.1 Berechnung des Lösungszustandes und der minimalen Austenitisierungstemperatur	160
10.1.2 Ermittlung des Umwandlungsverhaltens bei kontinuierlicher Abkühlung	161
10.1.3 Untersuchung des Einflusses der Umformtemperaturen und Abkühlgeschwindigkeit auf die Bildung der MA-Phase	185
10.2 Experimentelle Simulation des Warmwalzens mit verschiedenen Wärmebehandlungstechnologien.....	187
10.2.1 Beschleunigte Abkühlung von verschiedenen Abkühlstarttemperaturen .	187
10.2.2 Beschleunigte Abkühlung mit variierter Geschwindigkeit bis zu verschiedenen Abkühlstopptemperaturen	187

10.2.3 Beschleunigte Abkühlung mit variiertter Geschwindigkeit bis zum bainitischen Umwandlungsbereich und folgender Auslagerung	188
10.2.4 „On-line“ Wärmebehandlung	191
10.2.5 Wärmebehandlung mit abwechselnder Heizung und Kühlung	192
10.2.6 Zusammenfassung der experimentellen Simulation des Warmwalzens ..	193
10.3 Laborwalzversuche	194
10.3.1 Gefügeausbildung	194
10.3.2 Mechanische Eigenschaften	195
10.3.3 Auswirkung der Mikrostruktur und MA-Phase auf die mechanischen Eigenschaften	197

1 Einleitung

Stahlrohrfernleitungen ermöglichen einen sicheren und wirtschaftlichen Transport von Gasen, Erdöl und Erdölzerzeugnissen. Der ständig steigende Energiebedarf erfordert den Bau von Leitungen mit großer Durchsatzleistung. Zudem werden Quellen von Energieträgern in immer kritischeren Bereichen erschlossen. Die Fernleitungen müssen in einem Klima mit extremen Bedingungen und in Zonen mit hoher seismischer Aktivität installiert werden können. Deshalb ist eine nennenswerte Verschlechterung der Duktilität bei diesen Stahlrohren unzulässig [1]. Eine Möglichkeit zur Verbesserung der mechanischen Eigenschaften ist der Einsatz von Pipelinestählen mit einem „strain-based“ Design, die eine höhere Umformbarkeit besitzen. Diese Stähle sind durch ein niedriges Verhältnis aus Streckgrenze und Zugfestigkeit (Y/T) und eine hohe Gleichmaßdehnung gekennzeichnet [2]. Sie bestehen aus harten und weichen Phasen, wie Ferrit, Bainit und Martensit. In letzter Zeit werden für diese Anwendung Stähle mit bainitischer Mikrostruktur und dispergierter MA-Phase (Martensit-Austenit-Phase) entwickelt [1, 3]. Die MA-Phase trägt zu einer hohen Umformbarkeit des Werkstoffes bei, die insbesondere bei kritischen Einsatzbedingungen gefordert wird.

Pipelines mit großen Durchmesser werden aus Grobblechen gefertigt. Die Herstellung von Grobblechen unterscheidet sich aufgrund der Konfiguration von einzelnen Aggregaten deutlich von der Warmbandherstellung. Insbesondere die abschließenden Stufen, die Endumformung in Kombination mit Abkühlung betreffend, weichen deutlich von den Warmbandbedingungen ab. Zudem fehlt die Herstellungsstufe für die Bildung von MA-Phase, die eine längere Diffusionszeit für den Kohlenstoff in den nicht umgewandelten Austenit voraussetzt.

Die Aufgabe der vorliegenden Arbeit ist daher Herstellungsbedingungen für typischen Pipelinestähle zu ermitteln, die die Bildung von MA-Phase unterstützen und gleichzeitig die geforderten mechanischen Eigenschaften (hohe Festigkeit und Duktilität) sichern. Dazu sollen Stähle der Festigkeitsklasse nach API im Bereich von X70 - X90 untersucht werden.

2 Stand der Technik

2.1 Produktionstechnologien von mikrolegierten Grobblechstählen mit MA-Phase

Ein Grobblech ist in Übereinstimmung mit DIN EN 10029 ein Flachfertigerzeugnis mit einem rechteckigen Querschnitt, dabei sind Länge und Breite wesentlich größer als die Dicke. In den letzten Jahren gibt es eine Tendenz, die zur Rohrherstellung aus hochfesten Stählen führt, die eine hohe Streckgrenze, gute Schweißseignung und ein hohes Umformvermögen haben [4]. Diese Eigenschaften werden wesentlich auf zwei Wegen erreicht:

- metallurgische Maßnahmen;
- walztechnische Maßnahmen [5].

Zur ersten Gruppe gehören z.B. niedrige C-Gehalte und Mikrolegierungen mit Ti, Nb, V. Durch das erste Element lässt sich die Schweißseignung und die Zähigkeit bei tiefer Temperatur verbessern. Die Mikrolegierung nimmt einen signifikanten Einfluss auf Prozesse, die in der festen Phase auftreten (z.B. Kinetik der Umwandlung, Phasenzusammensetzung sowie Größe der Körner der primären und sekundären Phasen) und folglich die mechanischen Eigenschaften des Produktes. Für Pipelinestähle mit MA-Phase haben Legierungs- und Mikrolegierungselemente sehr große Bedeutung, weil sie die Stabilität des Austenits sowohl direkt als auch indirekt durch ihre Wirkung auf die Kohlenstoffdiffusion, Ferrit- und Perlitbildung, Korngröße usw. beeinflussen, von denen wiederum der Gehalt und die Größe der MA-Phase abhängen [2, 6, 7].

Zur zweiten Gruppe gehören verschiedene Walzverfahren. In Abbildung 1 ist beispielhaft eine Anlage zu Grobblechherstellung gezeigt. Sie besteht aus Ofen, Umformaggregat (Walzgerüst) und einer Kühlstrecke. Die Kühlstrecke kann aus mehreren Abschnitten bestehen, die durch unterschiedliche Kühlbedingungen gekennzeichnet sind. Moderne Grobblechstraßen verfügen über eine Wasserkühlanlage. Diese wird in einem Abstand vom Walzgerüst positioniert. So wird das Grobblech nach dem letzten Umformstich zuerst während des Transportes an der Luft, danach mit Wasser und abschließend kann das Grobblech entweder an ruhender Luft oder verzögert im Stapel bis auf RT abgekühlt werden.

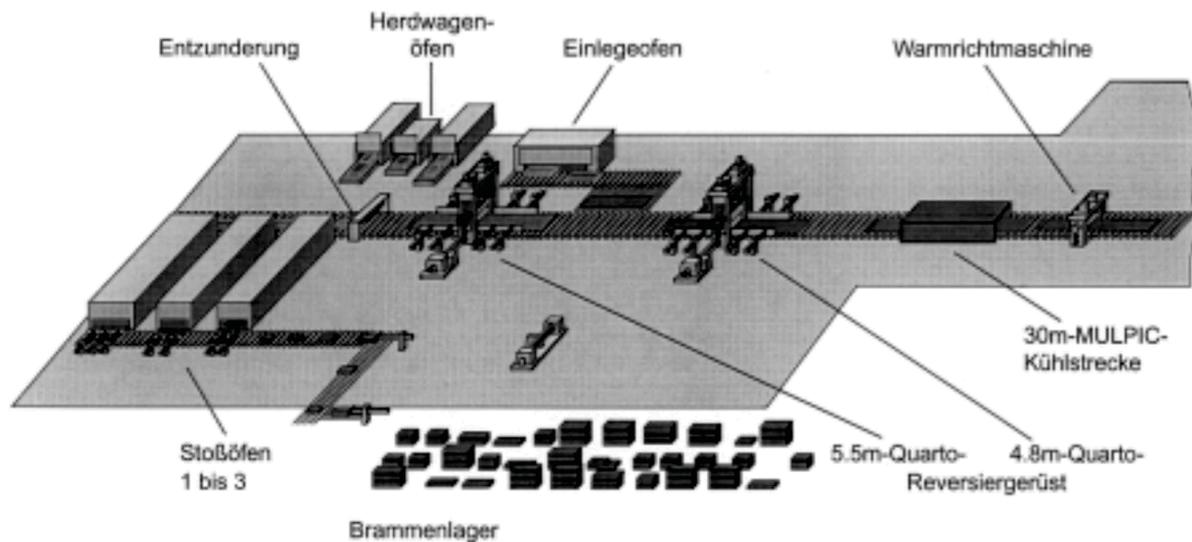


Abbildung 1 – Beispiel eines Walzwerkes zur Grobblechherstellung [8]

Aus der Sicht der Bildung der MA-Phase bestimmen der Austenitzustand nach der Umformung und die Kühlbedingungen danach die Kohlenstoffdiffusion während der Umwandlung.

Hinsichtlich des Austenitzustandes können bei der Grobblechherstellung verschiedene Verfahren der thermomechanischen Behandlung unterschieden werden. Der wesentliche Unterschied in den Verfahren besteht in dem Austenitzustand vor Beginn der Umwandlung. Während die normalisierende Umformung einen rekristallisierten Austenit vor Beginn der Umwandlung voraussetzt, ist bei thermomechanischem Walzen der Austenit weitgehend verfestigt. Alle Verfahren sind in Abbildung 2 im fiktiven UZTU-Schaubild zusammengestellt. Zusätzlich sind in diesem Bild verschiedene Varianten der Umformung in Kombination mit Abkühlung gezeigt. Alle Bedingungen wirken sich auf die Kohlenstoffdiffusion während der γ/α -Umwandlung aus. Sie beeinflussen damit die Endeneigenschaften von Stählen.

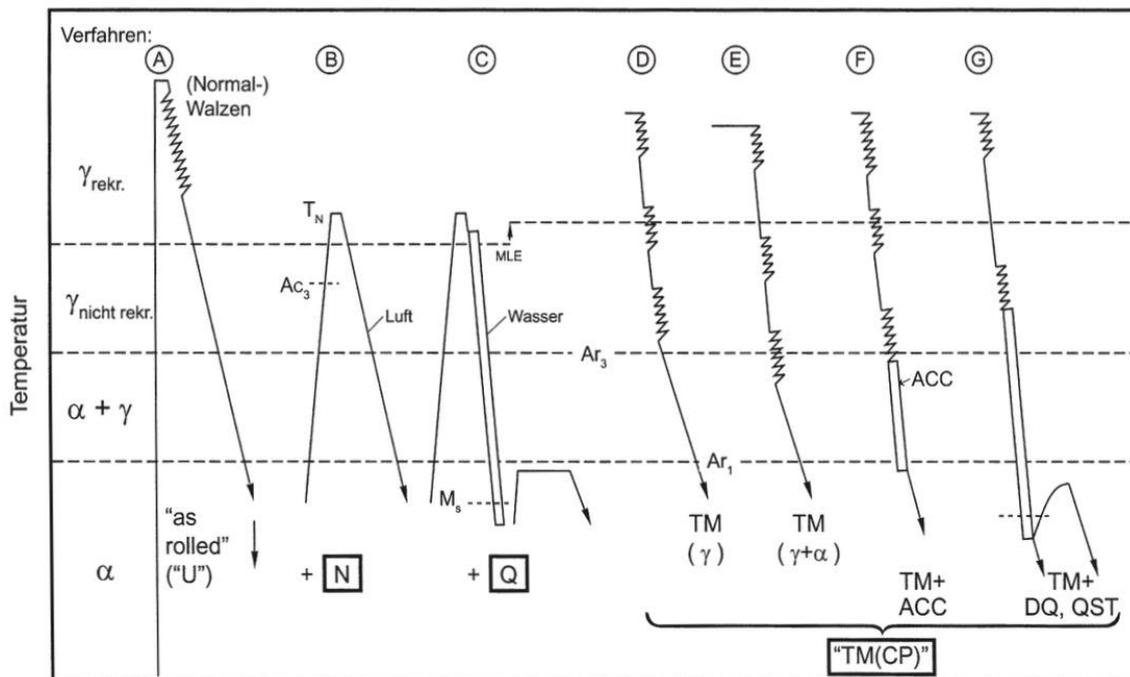


Abbildung 2 – Die wichtigsten Varianten der Grobblechherstellung [8]

Variante A. Diese Variante wurde als konventionelles oder normales Walzen benannt. In diesem Fall gibt es keine Temperaturführung beim Walzen, die ein definiertes Gefüge einstellen lässt. Die Temperatur des Walzenendes liegt bei relativ hohen Temperaturen zur Verringerung der Walzkraft und zur Erzeugung einer minimalen möglichen Dicke [8, 9]. Infolgedessen hat das Austenitkorn in diesem Fall unmittelbar nach der Umformung eine vollständig rekristallisierte Mikrostruktur. Ohne weitere Gefügebeeinflussung durch Glühen wird das Grobblech im Zustand „U“ (ungeglüht, as rolled) bezeichnet [4, 8].

Liegt die Endwalztemperatur dicht oberhalb der T_{NR} (γ_{rek}) und das Blech wird langsam an der Luft abgekühlt, dann kann der Zustand des Bleches als normalisiert bezeichnet werden.

Variante B. Durch Wärmebehandlung (zunächst-Glühen bei bestimmten Temperaturen und nachfolgende Abkühlung) wird ein Gefüge mit typischen Eigenschaften erzielt, z.B.: Wärmebehandlung bei der Temperatur von ca. 900 °C und nachfolgende Luftabkühlung. Diese Technologie wurde als „Normalisierendes Glühen“ benannt. Während dieser Wärmebehandlung erwirbt das Austenitkorn auch eine vollständig rekristallisierte Mikrostruktur. Das Ergebnis nach der Abkühlung ist ein Gefüge aus polygonalem Ferrit und Perlit. Höhere Streckgrenzen und Zugfestigkeiten können für normalisierte Bleche nur durch höhere Legierungsgehalte erzielt werden. Der Zustand wird mit „N“ abgekürzt [4, 8].

Variante C. Dieser Weg ist fast ähnlich wie bei Variante B, aber statt der Luftabkühlung wird die Wasserabschreckung durchgeführt. Das Ergebnis ist wegen der hohen Abkühlgeschwindigkeit des Bleches ein Gefüge aus Martensit und Bainit, das zu hoher Festigkeit führt. Der Zustand wird mit Q abgekürzt [4, 8].

Mit Hilfe der anschließenden Anlaßglühung bei Temperaturen von ca. 600 °C kann die Zähigkeit und die Duktilität erhöht werden. Als Ergebnis wird ein Gefüge mit relativ hoher Härte, Streckgrenze und Festigkeit und einer verbesserten Zähigkeit erzielt [5].

Die nachfolgenden **Walzvarianten (D bis G)** betreffen das Walzen mit letzten Umformstichen im Temperaturbereich, in dem der Austenit nicht mehr rekristallisiert. Dabei kann die gesamte Umformung unterschiedlich in Bereichen des rekristallisierten und nichtrekristallisierten Austenits verteilt werden. Dies hat zum Ziel das grobe Gußgefüge zuerst zu verfeinern und danach zu verfestigen. Zudem unterscheiden sie sich in den Abkühlbedingungen.

Varianten D und E: Hier kann die Endwalztemperatur in dem nicht rekristallisierenden einphasigen Gebiet (Austenit, γ) liegen (Variante D) oder schon in dem Zwei-Phasen-Gebiet (Ferrit, α und Austenit, γ – Variante E). Da der letzte Umformungsstich in dem nicht rekristallisierenden Bereich auftritt, weist das Austenitkorn vor der Abkühlung eine verfestigte Mikrostruktur auf. Dies wiederum beeinflusst den Verlauf der γ/α Umwandlung. Als Ergebnis erreicht man durch Verfeinerung der Mikrostruktur eine gute Festigkeit und eine verbesserte Streckgrenze. Die Abkühlung des Bleches erfolgt in beiden Fällen an der Luft [4, 8].

Varianten F und G: Sie erfolgen nach dem ähnlichen Schema wie bei den Varianten D und E. Das Blech wird jedoch nach dem Walzen beschleunigt mit definierter Geschwindigkeit in der MUPIC-Anlage mit Wasser abgekühlt. Das trägt zu einer höheren Streckgrenze, Zugfestigkeit und Zähigkeit bei. Im Fall F wird eine beschleunigte Abkühlung (ACC = accelerated cooling) benutzt. Bei der Methode G wird die Oberfläche des Bleches so schnell wie möglich abgekühlt. Im Fall DQ (Direct Quenching) wird die Mitte des Bleches unter die Martensitstarttemperatur abgekühlt. Im Fall QST wird noch vorhandene Wärme in der Mitte des Bleches nach einer sehr kurzen Kühlzeit zu einem dosierten Selbstanlassen (Q+Self Tempering) genutzt [4, 8].

Die dargestellten Varianten verdeutlichen, dass das Endgefüge und damit die mechanischen Eigenschaften im Blech ein Ergebnis des Austenitzustandes zum Beginn der γ/α -Umwandlung und der während der Umwandlung genutzten Abkühlgeschwindigkeit ist. Bei der Herstellung der Pipelinestähle mit MA-Phase sind im Schrifttum nur Walzvarianten bezogen auf das ther-

momechanische Walzen (TM) untersucht worden. Bei den Varianten der thermomechanischen Behandlung gibt es nicht immer genug Zeit, dass die gewünschte Umwandlung in die vorteilhaften Phasen stattfinden kann [10]. In der Regel findet die Umwandlung in Ferrit und Perlit bevor sich die MA-Phase bilden kann. Die Umwandlung in Ferrit und Perlit kann durch eine beschleunigte Abkühlung unterdrückt werden. Das ist in der nachfolgenden Abbildung 3 gezeigt worden. Dennoch muss das Blech, wie die Autoren in [11 bis 16] beschreiben, einer anschließender Wärmebehandlung unterzogen werden, um Pipelinestähle mit einem erhöhten MA-Phasengehalt herzustellen. So wird die Stabilisierung des Austenits durch Kohlenstoffdiffusion aus dem Ferrit und Bainit zum nicht umgewandelten Austenit im erforderlichen Umfang stattfinden. Damit dieser Prozess erfolgen kann, werden derzeit verschiedene Varianten einer zusätzlichen Wärmebehandlung vorgeschlagen:

1. Auslagerung nach beschleunigter Abkühlung (Abbildung 3A) [11 bis 13];
2. Wärmebehandlung des Grobbleches nach der vollständigen Abkühlung „Offline“ (Abbildung 3A) [14];
3. Wärmebehandlung nach der gesteuerten beschleunigten Abkühlung „Online“ (Abbildung 3C) [3, 15, 16].

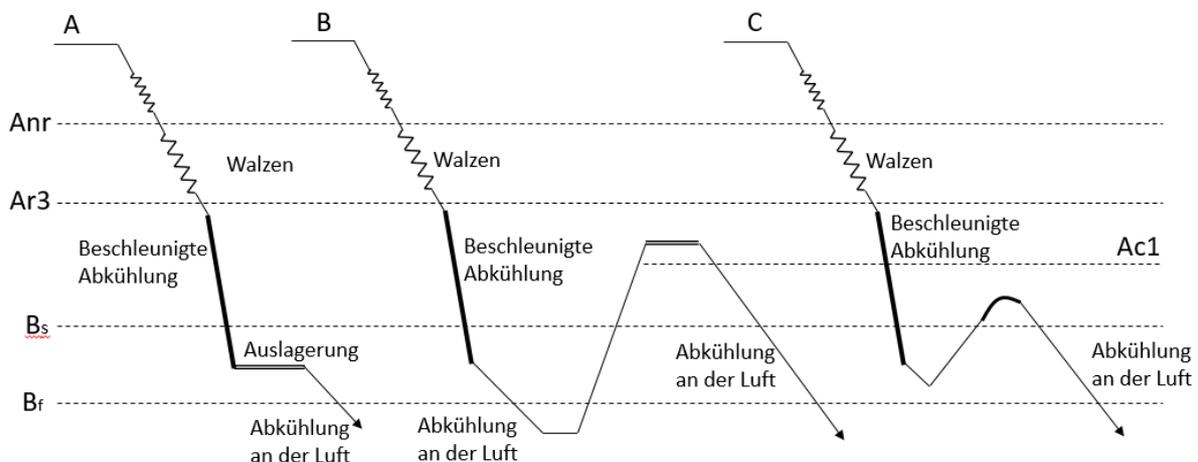


Abbildung 3 – Technologien zur Herstellung von Pipelinestählen mit einem erhöhten MA-Phasengehalt

Diese Verfahren setzen voraus, dass die Grobbleche beschleunigt abgekühlt werden. Aufgrund einer begrenzten Wärmeleitfähigkeit können Bleche mit großer Dicke nicht mit hoher Geschwindigkeit abgekühlt werden, da die Temperaturdifferenz zwischen Kern und Oberfläche des Bleches mit steigender Abkühlgeschwindigkeit zunimmt. So wurden in [17, 18] aufgrund von statistischen Daten maximale Abkühlgeschwindigkeiten bestimmt, die eine über die

Blechedicke gleichmäßige beschleunigte Kühlung sichern. Gleiches wurde für das Direktabschrecken durchgeführt. Diese Abhängigkeit ist in der Abbildung 4 dargestellt.

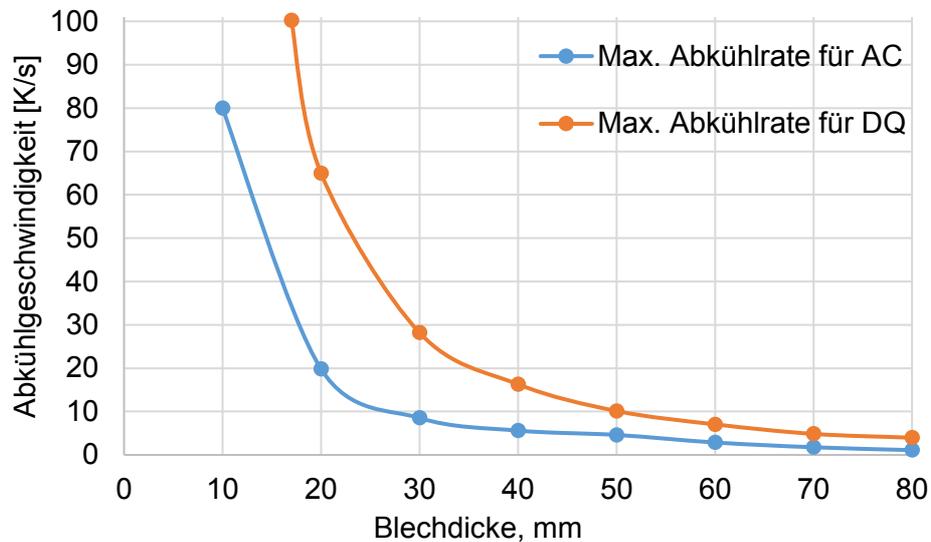


Abbildung 4 – Maximale erreichbare Abkühlgeschwindigkeit des Blechkernes bei der beschleunigten Abkühlung und dem direkten Abschrecken in Abhängigkeit von der Blechedicke [17]

Dem Bild kann entnommen werden, dass beispielsweise ein Blech mit einer Dicke von 25 mm maximal mit einer Abkühlgeschwindigkeit von 10 K/s bei der beschleunigten Abkühlung und von 40 K/s bei dem direkten Abschrecken abgekühlt werden kann, wenn diese Abkühlung gleichmäßig über die Blechedicke sein soll. Bei höheren Kühlgeschwindigkeiten treten Unterschiede in der Abkühlung zwischen der Blechoberfläche und dem Kern auf. Somit ist mit unterschiedlichen Gefügestufen und damit mechanischen Eigenschaften zu rechnen.

2.2 Anforderungen an die mechanischen Eigenschaften hochfester Pipelinestähle

Extreme Bedingungen beim Bau und Betrieb von Pipelines stellen hohe Anforderungen an die mechanischen Eigenschaften der verwendeten Stähle. In den letzten Jahrzehnten wurden die Anforderungen an die Streckgrenze von Pipelinestählen von 400-500 MPa (bis X65) bis auf über 600 MPa (X80) erhöht. Zurzeit liegt die Perspektive bei Stählen mit einer Streckgrenze von 750-900 MPa (X100-X120). Gleichzeitig ist ein höheres Umformvermögen notwendig zur Verhinderung der Zerstörung der Pipeline während des Aufbaus und beim Einsatz (Erdbebung). Zur Reduzierung der Gefahr von Sprödbruch bei niedrigen Temperaturen, d.h. Sicherung einer ausreichenden Zähigkeit, soll die Kerbschlagarbeit oberhalb eines bestimmten Mindestwerts liegen, der für die verschiedenen Pipeline-Festigkeitsstufen unterschiedlich definiert

wurde (Tabelle 1). Zusätzlich zur Erhöhung der anwendungstechnischen Eigenschaften und der Verwendungsdauer der Pipeline sind die Korrosionsbeständigkeit gegenüber Schwefelwasserstoff und der Gehalt an nichtmetallischen Einschlüssen von Bedeutung [19 bis 21]. Die erforderlichen mechanischen Eigenschaften für verschiedene Pipeline-Festigkeitsstufen sind in Tabelle 1 dargestellt.

Tabelle 1 – Anforderungen an die mechanischen Eigenschaften für Pipelinestähle [22]

Stahl	R _{t0,5} [MPa]		R _m [MPa]		R _{t0,5} /R _m	A _{r1} [%]	K _{v2} [J]
	Minimum	Maximum	Minimum	Maximum	Maximum	Minimum	Minimum
X70	485	635	570	760	0,93	18,4	40
X80	555	705	625	825	0,93	16,9	40
X90	625	775	695	915	0,95	15,4	54
X100	690	840	760	990	0,97	14,2	68
X120	830	1050	915	1145	0,99	12,0	68

Pipelinestähle müssen zu dem schweißbar sein. Daher soll die chemische Zusammensetzung auch bestimmte Anforderungen an die Schweißbarkeit erfüllen. Das Graville-Schweißbarkeitsdiagramm ist in Abbildung 5 dargestellt, das die Schweißbarkeitsbereiche zeigt. Die Schweißbarkeit ist in drei Kategorien eingeteilt und zwar „leicht“, „mit guter Kontrolle“ und „schwer schweißbare Stähle“. Diese Klassifikation basiert auf dem Kohlenstoffäquivalent, das mittels zweier Gleichungen (2.1, 2.2) berechnet werden kann. Im Diagramm wurde die Formel 2.1 benutzt. In der Formel 2.2 wurde das Mikrolegierungselement Bor mitberücksichtigt. In weiteren Formeln werden auch die Mikrolegierungselemente Nb und Ti erfasst [23].

¹ Die Werte der Dehnung gelten für eine Blechdicke von 12 mm

² Der Kerbschlagbiegeversuch erfolgt bei 0 °C. Die Kerbschlagarbeit ist vom Rohrdurchmesser abhängig. Die Werte gelten für eine Pipeline mit einem Durchmesser von weniger als 1219 mm.

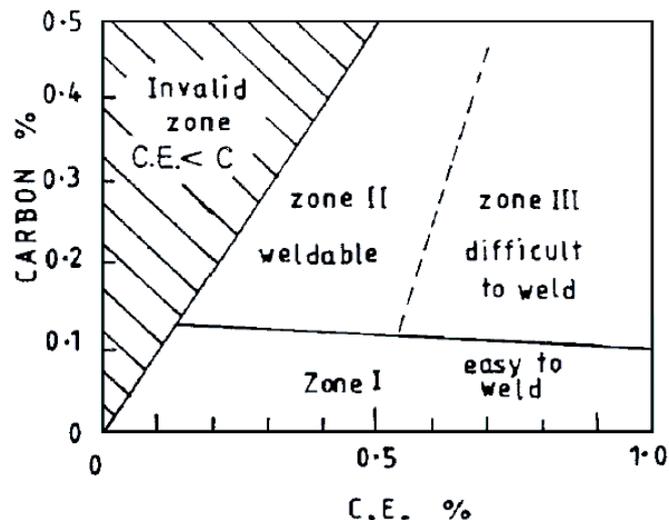


Abbildung 5 – Graville-Schweißbarkeitsdiagramm [24]

$$C.E. = C + \left(\frac{Mn}{6}\right) + \frac{Cu+Ni}{15} + \frac{Cr+Mo+V}{5} \quad [25] \quad (2.1)$$

$$P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn+Cu+Cr}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad [26] \quad (2.2)$$

Moderne hochfeste Pipelinestähle weisen eine bainitische Mikrostruktur, die die genannten Anforderungen bezüglich der mechanischen Eigenschaften sowie der Schweißbarkeit und Korrosionsbeständigkeit erfüllen. Zudem enthalten diese Gefüge MA-Phase. Das trifft auf Warmband zu [27]. Diese Phase trägt zur verbesserten Umformbarkeit und Festigkeit bei. Daher werden die Hauptaspekte der γ/α -Umwandlung in Bainit mit MA-Phase in den folgenden Kapiteln erörtert.

2.3 Bainitische Umwandlung

2.3.1 Morphologien des Bainits

Bainit wurde erstmals von Davenport und Bain Ende 1920 bei Untersuchungen zur isothermen Umwandlung von Austenit beobachtet [28]. Kurz nach seiner Entdeckung wurde er als „Martensit-Troostit“ bezeichnet. Später wurde eine intensivere Forschung in dieser Richtung durchgeführt. Wichtigstes Ergebnis war, dass Bainit in zwei Formen auftritt, die unterschiedliche Werkstoffeigenschaften haben. Seit dieser Zeit wurde Bainit meistens in unteren und oberen Bainit unterteilt, die sich durch die Umwandlungstemperatur unterscheiden. Aber es gibt auch andere Klassifikationen, die noch granularen Bainit [29], Nadelferrit [30, 31] oder degenerierten oberen Bainit [32] enthalten können. Die bainitische Umwandlung wird als Zwischenstufe bezeichnet.

Die bainitische Bildung beginnt mit dem Wachstum des Ferrits in Form von Clustern auf einer Korngrenze des Austenits, die in der Abbildung 6 dargestellt ist und als „Sub-Unit“ bezeichnet wird. Dann entstehen neue Cluster auf ihren Zipfeln. So wird dieser Prozess fortgesetzt. Der Volumenanteil des Bainits hängt von der Menge dieser „Sub-Units“ und von der Karbidausscheidung ab [28].

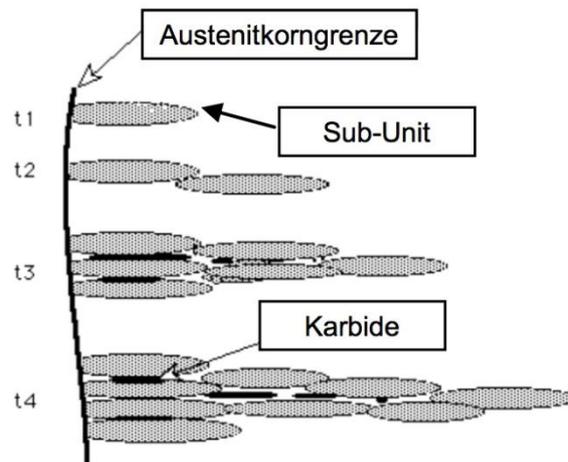


Abbildung 6 – Schematische Darstellung der Bainitumwandlung [28]

Zurzeit gibt es noch eine offene Diskussion über die bainitische Umwandlung im Hinblick auf Oberflächenrelief, Mikrostruktur und Umwandlungskinetik. Die drei wichtigsten nachfolgenden Mechanismen der bainitischen Umwandlung sind immer noch aktuell:

- Diffusionsloser Mechanismus [28, 33, 34];
- Diffusionsmechanismus [35 bis 37];
- Kombination von Diffusions- und diffusionslosen Mechanismen [38, 39].

Laut Bhadeshia [28] wandelt sich der Bainit wie auch der Martensit mittels eines Umklappprozesses um. Dies bedeutet, dass der Bainit ohne Diffusion wächst. Direkt nach der bainitischen Umwandlung bewegt sich der Kohlenstoff in den nicht umgewandelten Austenit. Bei Erreichen einer bestimmten Kohlenstoffkonzentration im nicht umgewandelten Austenit stoppt die Bainitumwandlung. Diese Bereiche mit erhöhter Kohlenstoffkonzentration bilden dann sekundäre Phasen, wie z.B. Zementit, Restaustenit, Martensit oder MA-Phase.

In [35 bis 37] wird die bainitische Umwandlung als Diffusion erkannt. Die Autoren führen dies auf die Tatsache zurück, dass Substitutionselemente deutlich die Aktivität von Kohlenstoff in Austenit verringern. Sie erklären die unvollständige Umwandlung durch den Einfluss von Legierungselementen, die die Triebkraft der Umwandlung ändern.

Einige Autoren [38, 39] behaupten, dass die bainitische Umwandlung sowohl als Diffusionsprozess als auch als Umklappprozess läuft.

Weiter wird die Klassifikation der bainitischen Morphologien nach Zajac [40] dargestellt, weil sie die Arten von Bainit im Vergleich zu den Meinungen von Bramfit und Speer [41] sowie Ohmori vollständiger beschreibt [31].

Granularer Bainit (GB). Dieses Gefüge besteht aus Ferrit mit einer unregelmäßigen zweiten Phase zwischen Ferritkörnern. Abbildung 7 zeigt ein SEM-Bild mit der Mikrostruktur des granularen Bainites der Stähle der Festigkeitsklasse X100 ohne Bor und X120 mit Borlegierung. Diese Morphologie wurde auch als quasi-polygonaler Ferrit bezeichnet [40].

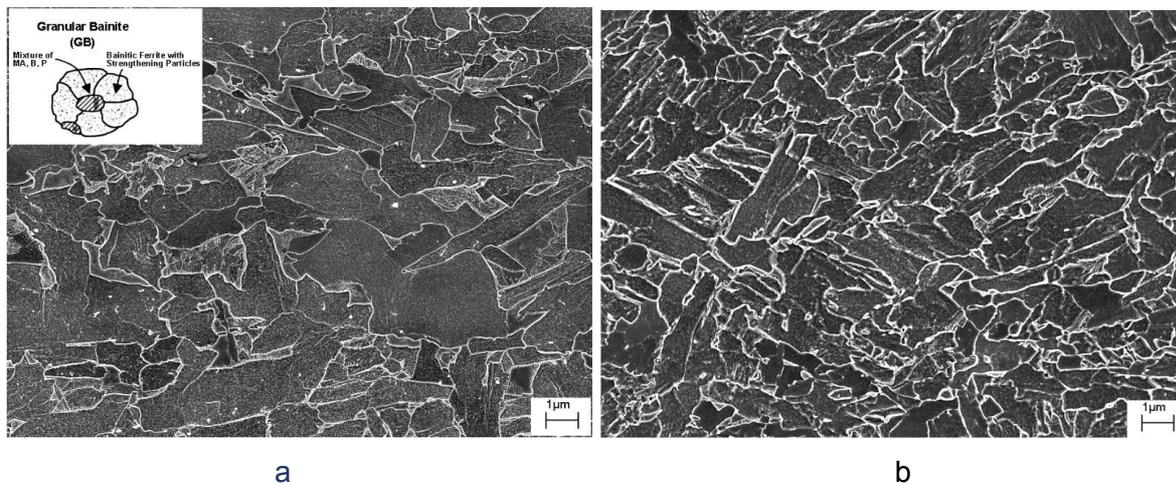


Abbildung 7 – Granularer Bainit in borfreiem 0,06 % C Stahl (a) und 0,045 % C Stahl mit Borgehalt (b) [40]

Bei der Bildung des GB stabilisiert der Kohlenstoff, der aus dem Bainit ausscheidet, den nicht umgewandelten Austenit. Danach wird aus den Bereichen von mit Kohlenstoff angereichertem Austenit die zweite Phase gebildet, die aus einem degenerierten Perlit, einem Zementit, einer MA-Phase oder einem Martensit bestehen kann. Der Typ und der Volumenanteil der zweiten Phase hängen vorwiegend von dem Legierungssystem, der Abkühlgeschwindigkeit und der Abkühlstopptemperatur ab [40, 42].

Oberer Bainit. Diese Mikrostruktur besteht aus einem latten- oder lanzettförmigen Ferrit, da sich der obere Bainit bei niedriger Umwandlungstemperatur als granularer Bainit bildet. Die zweite Phase scheidet Kohlenstoff des angereicherten Restaustenits aus, Zementit ist immer anwesend. Eine typische Mikrostruktur des oberen Bainits, die aus länglichen Latten mit verteiltem Zementit auf den Korngrenzen besteht, ist in Abbildung 8 dargestellt. Die einzelnen bainitischen Latten sind in der Regel etwa 40-60 ° zu der Walzrichtung ausgerichtet [40, 42].

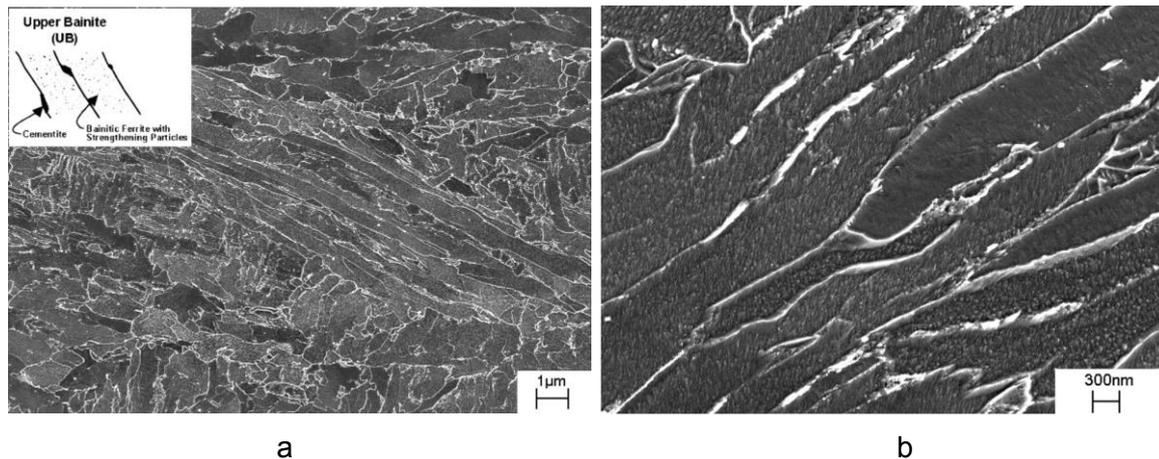


Abbildung 8 – Darstellung des oberen Bainits in borfreiem 0,06 % C Stahl (a) und 0,045 % C Stahl mit Borgehalt (b) [40]

Degenerierter oberer Bainit. Diese Art des oberen Bainits bildet sich, wenn der Zementit sich nicht ausscheidet. Stattdessen bildet sich eine Mikrostruktur, die aus Restaustenit oder MA-Phase besteht [40, 42]. Ein Beispiel ist in Abbildung 9 dargestellt.

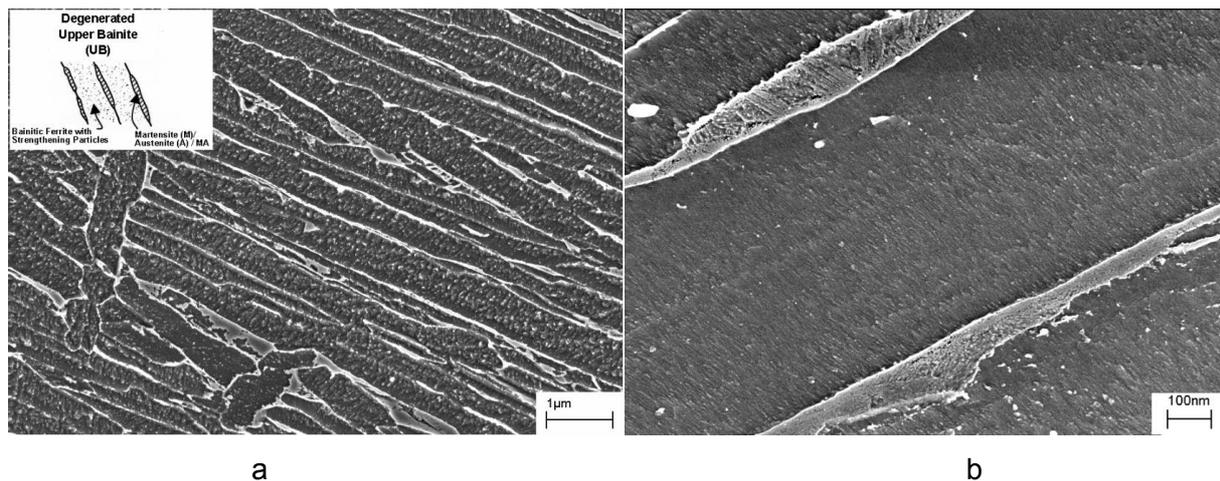


Abbildung 9 – Darstellung des degenerierten oberen Bainites in borfreiem 0,06 % C Stahl (a) und 0,045 % C Stahl mit Borgehalt (b) [40]

Unterer Bainit. Diese Mikrostruktur bildet sich bei noch niedrigeren Temperaturen und ist vor allem in kohlenstoffarmen Stählen zu finden. Der wesentliche Unterschied zwischen dem oberen und unteren Bainit liegt in den Zementitpartikeln, die sich innerhalb der Ferrit-Latten bilden. Die Längsachse der Zementitpartikel liegt etwa bei 60 ° zur Wachstumsrichtung der Ferrit-Latten [28, 40, 43]. In Abbildung 10 ist eine Mikrostruktur des unteren Bainits bei hoher Vergrößerung dargestellt.

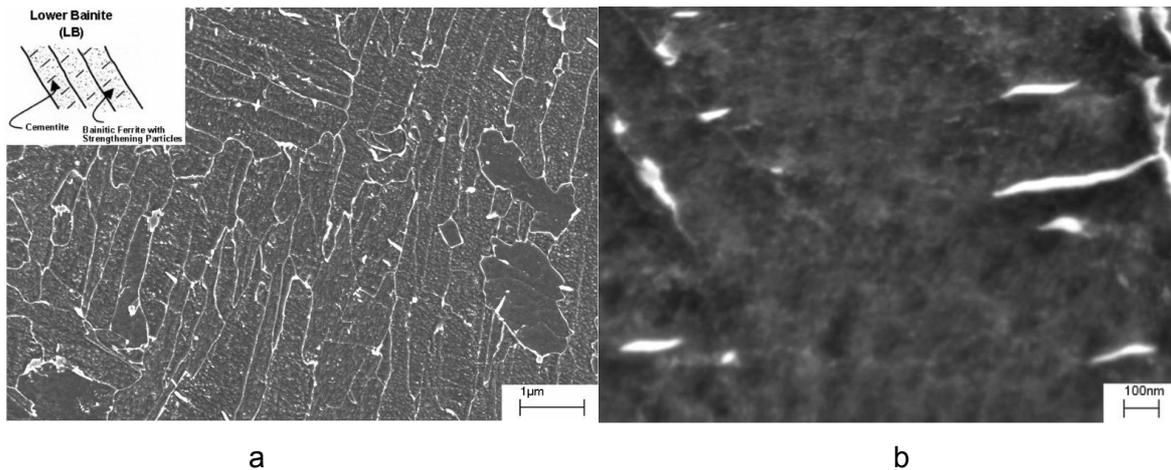


Abbildung 10 – Darstellung des unteren Bainits in borfreiem 0,06 % C Stahl (a) und 0,045 % C Stahl mit Borgehalt (b) [40]

Degenerierter unterer Bainit. Dieser Typ der Mikrostruktur wurde in MoNiCuCrB-Stählen gefunden [40]; er ist in Abbildung 11 gezeigt. Das entscheidende Merkmal ist, dass entweder die MA-Phase oder der Restaustenit innerhalb der Ferrit-Latten anwesend ist. Diese Mikrostruktur entspricht der Form des unteren Bainits nicht. In diesem Fall bremst diese MA-Phase die Zementitbildung in den Ferrit-Latten. Im Gegensatz zum degenerierten oberen Bainit, der eine zweite Phase zwischen den Ferrit-Latten hat, befindet sich die zweite Phase im degenerierten unteren Bainit innerhalb des Ferrits [40, 44].

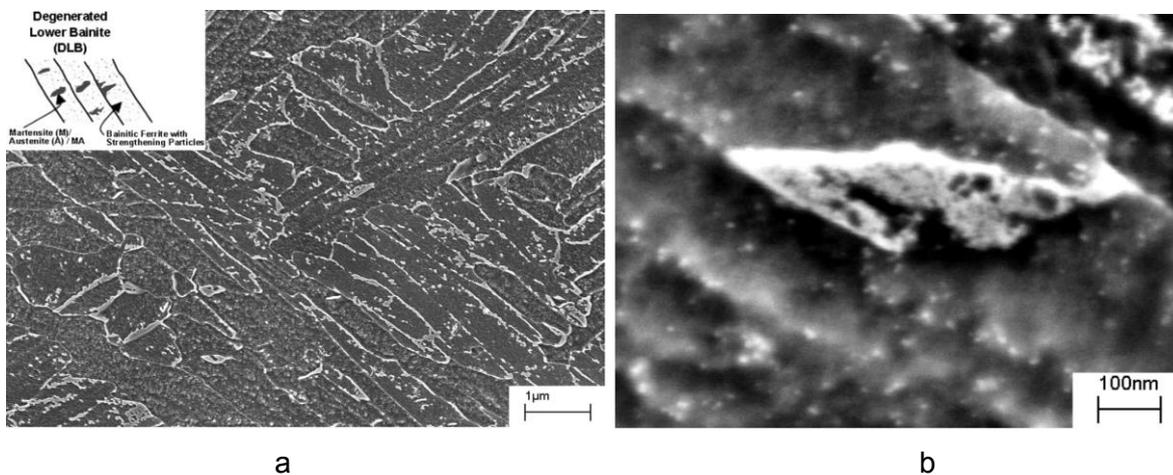


Abbildung 11 – Darstellung des degenerierten unteren Bainits in borfreiem 0,06 % C Stahl (a) und 0,045 % C Stahl mit Borgehalt (b) [40]

Nadelförmiger Ferrit. Neben dem oberen und dem unteren Bainit existiert noch ein kohlenstoffarmes Bainitgefüge, der so genannte nadelförmige Ferrit (engl. acicular ferrite). Er kann nur in Stählen mit einem geringen Kohlenstoffgehalt entstehen. Obwohl der Mechanismus der

Phasenumwandlung von nadelförmigem Ferrit gleich dem bainitischen ist, hat er eine unterschiedliche Morphologie und Umwandlungstemperatur [28, 45, 46].

Nadelförmiger Ferrit besteht aus Ferritlanzetteln mit einem hohen Seitenverhältnis und fein verteilten Partikeln der MA-Phase. Die Struktur des nadelförmigen Ferrits wurde zum ersten Mal in den 1970er Jahren bekannt und stellt heute ein selbstständiges Gefüge der hochfesten niedriglegierten Stähle (HSLA-Stähle) dar, das nach dem thermomechanischen Walzen entsteht. Hohe Umformung des Austenits während des thermomechanischen Walzens, hohe Abkühlgeschwindigkeit und niedrige Stopptemperaturen der beschleunigten Abkühlung führen zu einer schnelleren Entstehung des nadelförmigen Ferrits [47 bis 49].

Nadelförmiger Ferrit in Pipelinestählen entsteht, wie bainitische Gefüge, durch Diffusions- und Scherungsprozesse bei Temperaturen, die geringfügig höher sind als die für die Bildung des oberen Bainits. Bevorzugte Keimstellen befinden sich an den Gitterstapelfehlern und den Versetzungen im stark verfestigten Austenit. Je höher die Umformung ist, desto mehr Umwandlungskeime können sich bilden, sodass die Menge des nadelförmigen Ferrits steigt. Eine niedrigere Temperatur beim Fertigwalzen in Kombination mit beschleunigter Abkühlung führt ebenfalls zur beschleunigten Bildung des nadelförmigen Ferrits. Keimwachstum geschieht in verschiedene Richtungen, sodass die Orientierung der entstehenden Körner zufällig ist [47 bis 49]. Das Schema der Bildung des nadelförmigen Ferrits in groben und feinen Austenitkörnern ist in Abbildung 12 dargestellt.

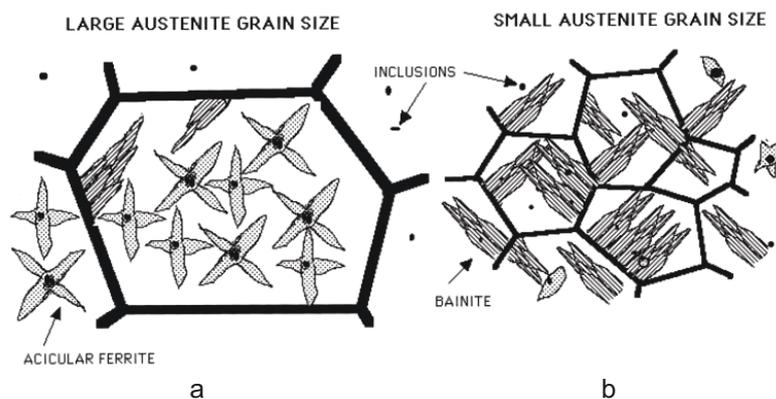


Abbildung 12 – Schema der Bildung des nadelförmigen Ferrits in groben (a) und feinen (b) Körnern [50]

Die Bildung dieses oder eines bainitischen Gefüges ist von der Umwandlungskinetik, d.h. von den Umform- und Abkühlbedingungen abhängig.

2.3.2 Kinetik der bainitischen Umwandlung

Während der isothermen Umwandlung unterhalb der Starttemperatur der bainitischen Umwandlung (B_s -Temperatur) zerfällt der Austenit in Bainit; der maximale Umwandlungsanteil nimmt von Null bei B_s -Temperatur zu einem anderen endlichen Wert bei niedrigeren Temperaturen zu. Jedoch hört die Bainit-Umwandlung auf, bevor der Gehalt des Bainits den durch die Hebelregel berechnete Wert erreicht haben wird (s. Abbildung 13). Dieses Phänomen wird als unvollständige Umwandlung bezeichnet [50, 51].

Die unvollständige Umwandlung führt Bhadeshia darauf zurück, dass die bainitische Umwandlung die Neuverteilung des Kohlenstoffs in nicht umgewandelten Austenit erfolgt [28, 50, 52]. Allmählich erhöht sich die Kohlenstoffkonzentration im Austenit. Allerdings kann die Anreicherung des Austenits mit Kohlenstoff wegen thermodynamischer Gründe nicht endlos ablaufen. Wie angenommen wird, findet die Bainitbildung zunächst mit einem diffusionslosen Mechanismus statt. Danach verteilt sich der Kohlenstoffüberschuss in umgebenden Austenit. Für eine bestimmte Temperatur und einen bestimmten Kohlenstoffgehalt ist die Triebkraft für die diffusionslose Umwandlung gleich der Differenz der Gibbs-Energien des Austenits und Ferrits (Abbildung 13). Sobald der Austenit während der Bainitbildung bis zu einem kritischen Wert mit Kohlenstoff angereicht wird, wird eine diffusionslose Umwandlung thermodynamisch unmöglich, weil es mit der Umwandlung von Austenit in Bainit keinen Energiegewinn mehr gibt. Dieser kritische Wert kann durch den Schnittpunkt der Gibbs-Energiekurven für die jeweilige Temperatur bestimmt werden [50, 52 bis 54]. Diese Punkte bei verschiedenen Temperaturen bilden schließlich die so genannte T_0 -Kurve.

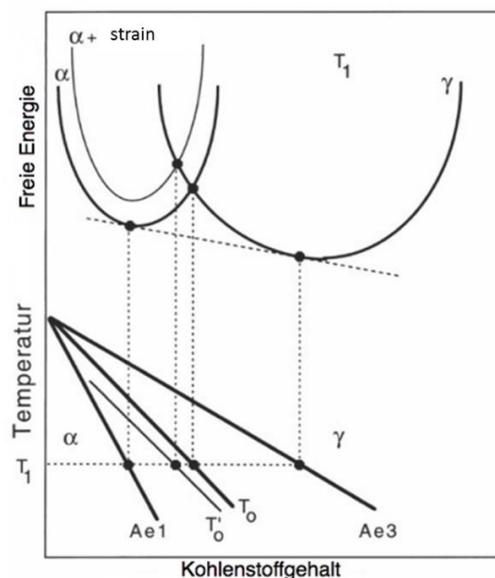


Abbildung 13 – Schematische Darstellung der T_0 -Kurve [50]

Zusammenfassend kann man feststellen, dass die diffusionslose Umwandlung thermodynamisch nur bei Temperaturen unter T_0 möglich ist, wo der Austenit und der Ferrit die gleiche freie Energie haben. Die T_0 -Kurve ändert sich in T'_0 unter Berücksichtigung der gespeicherten Energie des Bainits, die aus der Umformenergie während der Formänderung bei der Umwandlung gewonnen wird und die Gibbs-Energiekurve für Ferrit nach oben verschiebt [50, 54]. Diese Energie beträgt zwischen 400 J/Mol (nach Bhadeshia) und 600 J/Mol [55]. Ebenso wurde bei Versuchen mit Substitutions-Legierungsatomen herausgefunden, dass die Legierungselemente die Umwandlung nicht beeinflussen [56]. Deshalb kann man sagen, dass nur die Diffusion des Kohlenstoffes an der Bainit-Umwandlung beteiligt ist.

Werden die thermodynamischen Bedingungen erreicht, bei denen die Kohlenstoffkonzentration im verbleibenden Austenit bei Raumtemperatur höher als die T'_0 -Kurve liegt, kann die Umwandlung nicht fortgesetzt werden. Der übrige Teil des nicht umgewandelten Austenits verbleibt als Restaustenit in der Mikrostruktur oder wandelt sich zum Martensit oder zur MA-Phase um.

2.3.3 Keimbildung des Bainits während der Umwandlung

Da Ferrit eine viel niedrigere Löslichkeit des Kohlenstoffes als Austenit besitzt, diffundiert der Kohlenstoff in die γ -Phase. Deswegen ändert sich die chemische Zusammensetzung des Austenits in dieser Zeit. In Abbildung 14a sind die Gleichgewichtszusammensetzungen von Ferrit bzw. Austenit unter Verwendung der Tangenskonstruktion dargestellt [52]. Angenommen, die Zusammensetzung des Austenits ist \bar{x} , der in die Gleichgewichtsmischung von Ferrit und mit Kohlenstoff angereichertem Austenit (γ') zerfällt, dann ist die Änderung der freien Gibbs-Energie $\Delta G^{\gamma \rightarrow \gamma' + \alpha}$. Bei der Umrechnung dieser Energie auf die Menge des Ferrits, die durch die Hebelarmregel bestimmt wird, lässt sich die Änderung der freien Energie pro Mol des Ferrits gemäß Gleichung 2.3 berechnen [57]:

$$\Delta G_2 = \Delta G^{\gamma \rightarrow \gamma' + \alpha} \times \frac{x^{\gamma\alpha} - x^{\alpha\gamma}}{x^{\gamma\alpha} - \bar{x}} \quad (2.3)$$

Eine signifikante Änderung der chemischen Zusammensetzung des Austenits tritt nur während der Umwandlung auf. Bei der Keimbildung ist der Ferritanteil sehr gering, deswegen beeinflusst er die Zusammensetzung des verbleibenden Austenits nicht. In diesem Fall bewegen sich $x^{\gamma\alpha}$ und \bar{x} zueinander, die Linie AB wird nach oben geneigt. Wenn der Punkt erreicht ist, an dem $x^{\gamma\alpha} = \bar{x}$ ist, wird die Linie AB zu einer Tangente an der Kurve der Gibbs-Energie (Abbildung 14b). Das bedeutet, dass die Keimbildung dort beginnen wird, wo die maximale freie

Energieänderung ΔG_m ist, also bei einer Kohlenstoffkonzentration von x_m^a , die deutlich niedriger ist als die mittleren Gehalte im Austenit.

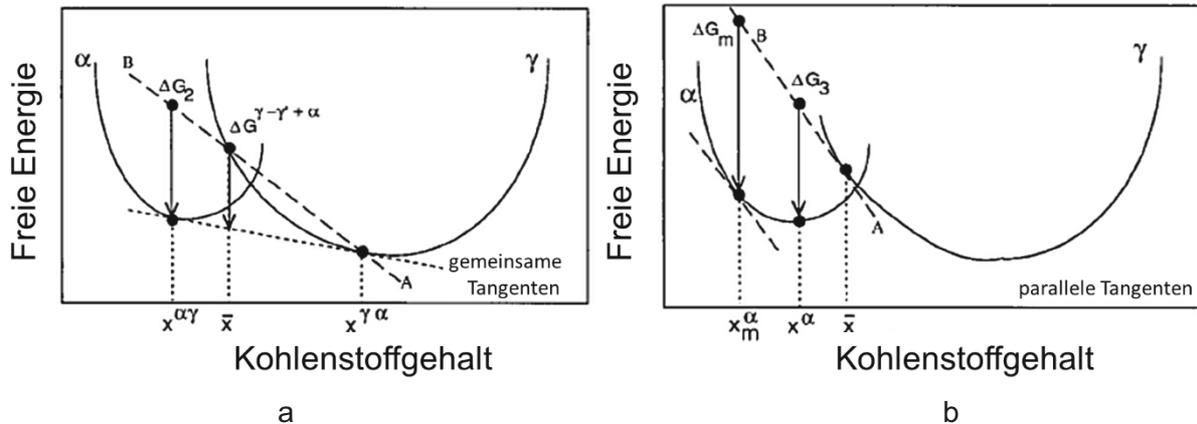


Abbildung 14 – Schematische Darstellung der freien Energie während der Keimbildung und des Wachstums von Ferrit aus Austenit mit der Zusammensetzung \bar{x} [57]

2.4 Einfluss der Umformung auf die Umwandlungskinetik von Stählen

Umformung des Austenits führt zu einer Änderung der Form und Größe des Kornes und erhöht die Versetzungsdichte [55]. Aus diesen und anderen Gründen ändert sich die Umwandlungskinetik der ferritischen und bainitischen Umwandlung. In diesem Kapitel werden Aspekte des Einflusses der Umformung von Austenit auf die Umwandlung von Ferrit, Bainit und Perlit analysiert.

Ferritische Umwandlung. Der Einfluss der Umformung auf die Keimbildung und die ferritischen Umwandlung wurde schon in vielen Arbeiten untersucht [47, 58, 59]. Alle diese Studien stimmen darin überein, dass die Umformung die Ferritbildung beschleunigt. Die Erhöhung der Ferritkeimbildungsrate kann durch die Zunahme der Länge der Austenitkorn Grenzen wegen der Verlängerung der Körner sowie durch die Erhöhung die Versetzungsdichte erklärt werden [59, 60]. Während der Keimbildung und des Wachstums des Ferrits wird die Umwandlung durch die im Austenit gespeicherte Energie beschleunigt. Abbildung 15 zeigt schematisch den Effekt der Umformung von Austenit auf das Diagramm der freien Gibbs-Energie. Zusätzlich ist auch anzumerken, dass die Gleichgewichtszusammensetzungen von Ferrit (C_α) und Austenit (C_γ) im verfestigten Zustand höher sind als im nicht verfestigten. Dieser Effekt ist ebenfalls in Abbildung 15 dargestellt.

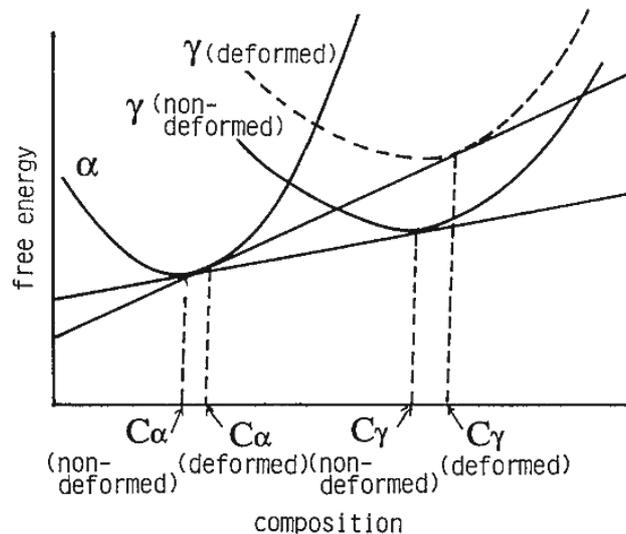


Abbildung 15 – Schematische Darstellung des Einflusses der Austenitdeformation auf die Gleichgewichtszusammensetzung von Ferrit und Austenit [55]

Perlitische Umwandlung. Der Einfluss der Umformung auf die Perlitumwandlung ist ebenfalls ausreichend gut untersucht. Es wird festgestellt, dass die Umformung die Keimbildungsrate wie bei der ferritischen Umwandlung erhöht [61]. Ebenfalls wurde beobachtet, dass der Effekt der Verfestigung von Austenit auf die Wachstumsrate von Perlit nicht signifikant ist [55].

Bainitische Umwandlung. Wie bereits oben beschrieben, wird Bainit durch einen Mechanismus gebildet, der sich von den ferritischen und perlitischen Umwandlungen unterscheidet. Daher wird der Effekt der Umformung des Austenits auch anders sein. So wurde in [55] kein signifikanter Effekt der Umformung von Austenit auf die Geschwindigkeit der Bainitumwandlung ermittelt. Allerdings wurde in [48, 49, 62, 63] festgestellt, dass eine Beschleunigung der Keimbildung von Bainit stattfindet, was zu einem leichten Anstieg der Temperatur des Umwandlungsbeginns führt. Diese Änderung ist jedoch viel kleiner als bei der Bildung des polygonalen Ferrits. Dennoch hat verfestigter Austenit zusätzlich gespeicherte Energie. Dies sollte nicht nur die Gleichgewichtszusammensetzung von Ferrit und Austenit erhöhen, sondern auch die T_0 -Kurve zu höheren Konzentrationen verschieben. Dies kann ferner zu einer Zunahme von Bainitgehalt sowie der Konzentration von Kohlenstoff im nicht umgewandelten Austenit führen.

Durch Kombinieren der analysierten Informationen kann der Einfluss der Umformung des Austenits auf die ferritischen, perlitischen und bainitischen Umwandlungsbereiche während der kontinuierlichen Abkühlung schematisch in Abbildung 16 dargestellt werden.

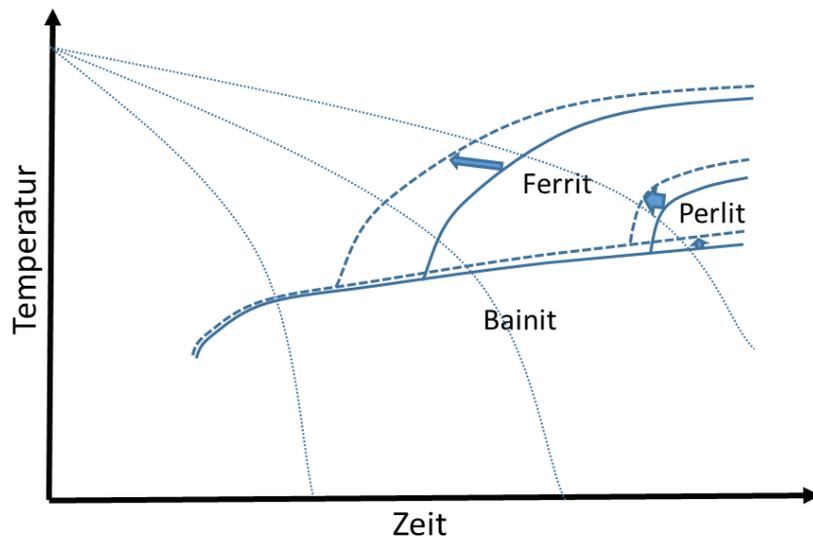


Abbildung 16 – Schematische Darstellung des Einflusses der Umformung des Austenits auf die Umwandlung von Ferrit, Bainit und Perlit

2.5 Restaustenit

Wie bereits oben erwähnt, hält die bainitische Umwandlung auf, bevor der Kohlenstoffkonzentration des Bainites den durch die Hebelregel berechnete Wert erreicht haben wird. Ein Teil des nicht umgewandelten Austenits nach Beendigung der Bainitumwandlung in Form von Restaustenit bleibt. Während weiterer Abkühlung, wenn die Martensitstarttemperatur (M_s) erreicht ist, wird der Restaustenit sich in Martensit teilweise umwandeln. So wird die MA-Phase gebildet. Daher hat der Restaustenit große Bedeutung für die Entstehung der MA-Phase, weil sein Vorhandensein in dem Gefüge eine Voraussetzung für die Bildung der MA-Phase ist. Von seiner Anzahl, Größe und Morphologie wird es abhängen, wieviel MA-Phase sich bildet und welche Auswirkung sie auf die mechanischen Eigenschaften haben wird.

2.5.1 Morphologie des Restaustenits

In [64] hat Bhadeshia die Morphologie des Restaustenits als blockartig und filmartig klassifiziert. Dabei ist der filmartige Restaustenit fein und hat großes Seitenverhältnis. Daher kann er nur selten mit Hilfe der Lichtmikroskopie nachgewiesen werden. Der blockartige Restaustenit hingegen ist in Form grober Inseln sehr gut erkennbar. Diese Morphologien sind in Abbildung 17 beispielweise dargestellt.

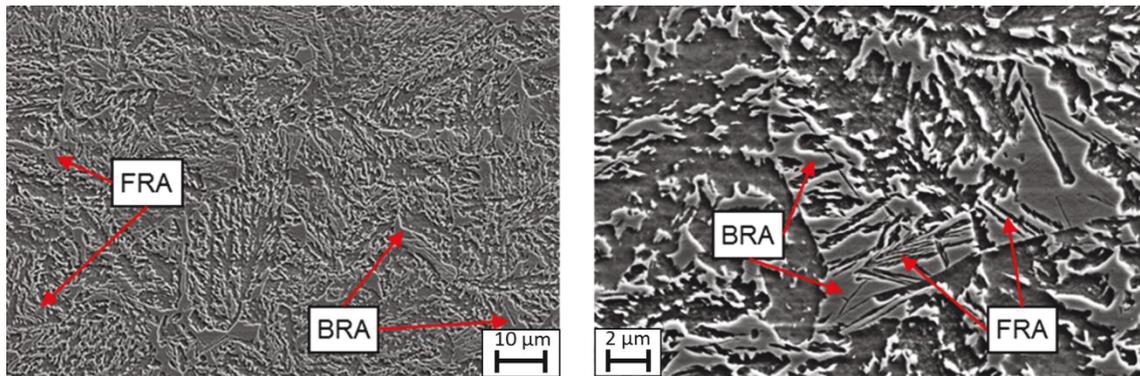


Abbildung 17 – REM-Aufnahmen der Mikrostruktur mit verschiedenen Arten von Restaustenit:
FRA – filmartige Restaustenit, BRA – blockartige Restaustenit [27]

2.5.2 Stabilisierung des Restaustenits

Die Stabilität des Restaustenits bedeutet seine Widerstandsfähigkeit (zu einer Wirkung) gegenüber der Umformung und der Temperatur, sodass sich der stabilere Austenit bei einer gegebenen Temperatur, bei einer höheren Spannung und höheren Umformgraden in Martensit umwandelt. Es gibt mehrere Faktoren, die die Stabilität des Restaustenits beeinflussen können. Der wichtigste darunter ist die Konzentration der Legierungselemente im Restaustenit, typischerweise Kohlenstoff, Silizium und Mangan [65]. Von diesen ist Kohlenstoff das wirkungsvollste Element, das die Stabilität des Austenits in niedriglegierten Stählen beeinflusst. Durch Untersuchungen von Reisner [7] wurde herausgefunden, dass sich die Körner des Austenits mit niedrigerem Kohlenstoffgehalt bei einem geringeren Umformgrad bzw. sehr geringer Spannung umwandeln. Mehr Details über die Wirkung von Legierungselementen auf das Gehalt und die Stabilität von Restaustenit und MA-phase werden in dem nächsten Kapitel beschrieben.

Weitere wichtige Faktoren, die die Stabilität des Restaustenits kontrollieren, sind die Größe der Austenit-Körner, die Art der umgebenden Phase und die Morphologie des Restaustenits. Die Stabilität des Restaustenits kann auch von der Größe seiner Körner abhängen; kleinere Körner ($< 1 \mu\text{m}$) sind bei Umformung stabiler. Bhadeshia in [64] erklärt dies durch die Tatsache, dass eine Erhöhung der Fließspannung (in Verbindung mit der feineren Korngröße) des Restaustenits die Martensitumwandlung erschwert. Außerdem besitzen kleinere Körner des Restaustenits eine höhere Kohlenstoffkonzentration als gröbere [65]. Darüber hinaus wurde in [64, 66] herausgefunden, dass die Erhöhung der Stabilität der kleinen Restaustenitkörner teilweise aufgrund der Beschränkungen in der martensitischen Umwandlung stattfindet, weil

nur wenige Umwandlungsvarianten aufgrund des begrenzten Platzes günstig für diesen Spannungszustand des Korns sind. Aus diesen Gründen ist filmartiger Restaustenit ebenfalls viel stabiler als blockartiger [64, 67].

Die Stabilität des Restaustenits im Zuge der Umformung ist ebenfalls von der Wechselwirkung des Restaustenits mit der umgebenden Matrix abhängig. Die Größe, Form und Zusammensetzung der Umgebungsphase des Restaustenits spielen eine wichtige Rolle bei der Wirkung der Umformung auf die Umwandlung. Dabei wird die Umwandlung abhängig von der Höhe und der Mehrachsigkeit der Spannung ausgelöst. Mindestspannung ist bei dem Vorgang erforderlich. Es ist offensichtlich, dass die mechanischen Eigenschaften der umgebenden Matrix eine Wirkung auf den Spannungszustand des Restaustenits ausüben und folglich das Verhalten bei der Umwandlung beeinflussen können [67]. In [66] wurde eine In-situ-Diffraktometrie an einem TRIP-Stahl beim Zugversuch durchgeführt. Dabei wurde festgestellt, dass jede Phase einen anderen Spannungszustand während des Versuches hat. Da Bainit härter ist als Restaustenit, kann er eine Menge der Spannungen aufnehmen. Im Gegensatz dazu ist Ferrit sehr weich. Wenn der Restaustenit von Ferrit umgeben ist, wird eine größere Spannung im Restaustenit erzeugt, als wenn der Restaustenit vom Bainit umgeben ist.

2.6 Effekte der Legierungselemente

2.6.1 Einfluss der Legierungselemente auf die Enthalpie von Austinit und Ferrit

Im Folgenden werden Einflüsse der Legierungselemente auf die Stabilität des Austenits beschrieben. Den Effekt einiger Austenit- und Ferritbildner auf die Änderung der Enthalpie zeigt Abbildung 18. Diese Änderung entsteht, wenn man ein Mol eines Legierungselementes dem gesamten System hinzufügt und es entweder in γ -Eisen oder in α -Eisen löst. Zum Beispiel sind die stärksten Austenit-Stabilisatoren Stickstoff, Kohlenstoff und Mangan aufgrund des größten Einflusses auf das thermodynamische Gleichgewicht [68].

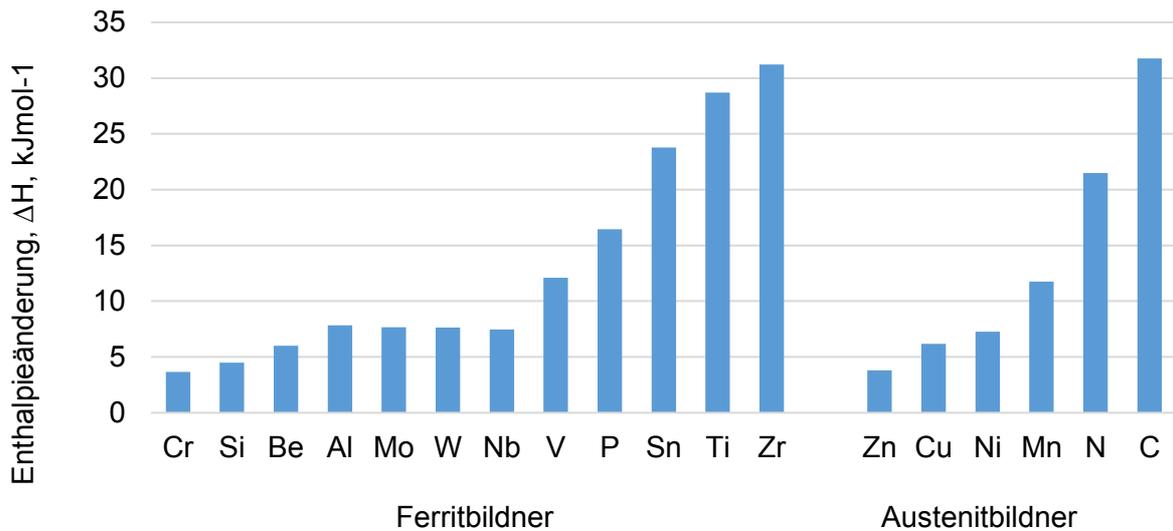


Abbildung 18 – Veränderung der Enthalpie von Ferrit und Austenit durch Zusatz von Legierungselementen in Höhe von einem Mol [68]

Bei der Legierung mit Elementen, die Austenit stabilisieren, sinkt die Kurve, die die Gibbs-Energie (Freie Enthalpie) zeigt. Deswegen bewegt sich die Linie T_0 nach links, sodass die bainitische Umwandlung bei höherer Temperatur [69] endet. Obwohl der Restaustenitgehalt größer wird, hat der Restaustenit einen geringeren Kohlenstoffgehalt, sodass man einen Einfluss auf die Verteilung zwischen dem Austenit und dem Martensit in der MA-Phase annehmen kann. Das Schema dieses Prozesses ist in Abbildung 19 dargestellt.

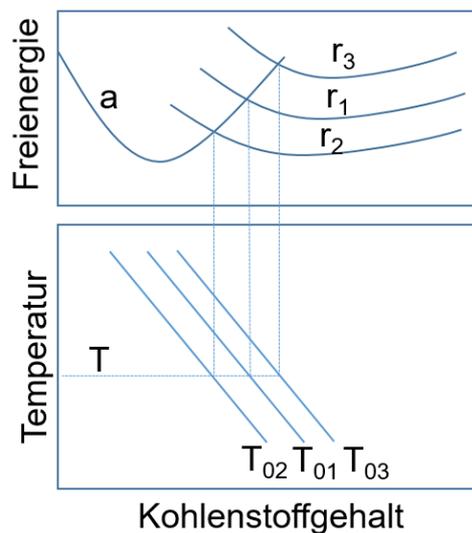


Abbildung 19 – Schema des Einflusses der Legierung auf die Gibbs-Energie/Freie Enthalpie bei der bainitischen Umwandlung [69]

2.6.2 Einfluss der Legierungselemente auf die Umwandlungsvorgänge und die mechanischen Eigenschaften hochfester Pipelinestähle

Legierungselemente können die thermodynamische Phasenstabilität und damit die Umwandlungskinetik ändern. So können Umwandlungstemperaturen verschoben oder auch die Umwandlung unterstützt bzw. unterdrückt werden. Die verschiedenen Legierungselemente können Gefüge, Korngrößen, mechanische Eigenschaften und Stabilität des Restaustenits beeinflussen. Automatisch wird auch der Anteil der MA-Phase geändert [11, 68]. In Abbildung 20 sind die Einflüsse der Legierungselemente auf die Verschiebung der Umwandlungsbereiche während der kontinuierlichen Abkühlung dargestellt.

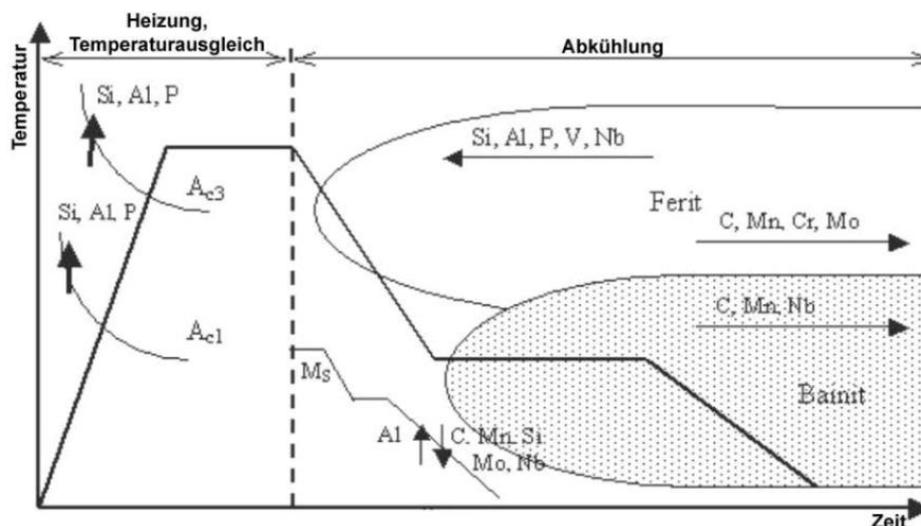


Abbildung 20 – Einfluss der Legierungselemente auf den Umwandlungsprozess während der Abkühlung [42]

Im Folgenden soll näher auf einzelne Elemente eingegangen werden, die zur Legierung von Grobblechstählen verwendet werden.

Kohlenstoff

Das Hauptelement, welches Umwandlungen, Gefüge und mechanische Eigenschaften beeinflusst, ist der Kohlenstoff. Er bewirkt eine Matrix-Verstärkung in Stählen sowie eine Ausscheidungsverfestigung zuerst durch Bildung der kleinen Eisenkarbide (Zementit), der Karbonitride von Niob [Nb (C, N)], von Vanadium [V (C, N)] und der Ausscheidungen von Molybdänkarbid Mo_2C , wenn sie ausreichend fein und zahlreich sind. Zusätzlich dienen Karbonitride von Niob dazu, die Rekristallisation von Austenit während des Warmwalzens zu verzögern und das Kornwachstum zu inhibieren. Dies führt zu einer Verkleinerung der Austenitkörner und zu einer Verbesserung sowohl der Streckgrenze, der Zugfestigkeit als auch der Duktilität bei niedrigen Temperaturen (z.B. im Kerbschlagbiegeversuch) [70].

Kohlenstoff begünstigt ferner das Vorhandensein von kubisch-flächenzentriertem Gitter, wie das von Austenit. Daher führt ein höherer Kohlenstoffgehalt im Zweiphasengebiet zur Bildung einer großen Menge von Austenit. Dadurch kann mehr Bainit während der Abkühlung gebildet werden und somit auch ein höherer Kohlenstoffgehalt im Austenit erzielt werden, der den Austenit stabilisiert und zu einer Erhöhung des Restaustenitgehaltes führt.

Ebenfalls erhöht Kohlenstoff die Härbarkeit bei der Abkühlung. Wird jedoch der Kohlenstoffgehalt auf niedrige Werte ($\sim 0,01$ Gew. %) reduziert, werden sich Karbide dann nicht auf das erforderliche Niveau ausscheiden, was zu einer signifikanten Verschlechterung der Zähigkeit führt [71]. Übersteigt andererseits der Kohlenstoffgehalt $0,1\%$, wird der Stahl allgemein anfällig für Kaltrissbildung nach dem Feldschweißen, die Zähigkeit des Stahlbleches und die Schweißbarkeit verringern sich. Außerdem erleichtert er die Bildung von Perlit [57, 72, 73]. Daher ist der Einsatz von Kohlenstoff als Legierungselement durchaus beschränkt.

Mangan

Mangan ist verantwortlich für eine Erweiterung des Austenitgebietes. Neben einer Verstärkung der Feststofflösung ist Mangan auch ein starker Austenitstabilisator. Ebenso wird die Diffusionsgeschwindigkeit von Kohlenstoff im Austenit verringert [74, 75]. Eine Änderung des Mangan-Gehalts bewirkt auch eine Änderung der Start- und Stopptemperatur der Bainitumwandlung. Gleichzeitig erniedrigt eine Zugabe von Mangan diese Temperatur [75].

Durch die Stabilisierung des Austenits, Verzögerung der Kohlenstoffdiffusion und Perlitbildung soll eine Manganzugabe zu einer Erhöhung des Restaustenitgehaltes führen. So wurde in [3, 69] festgestellt, dass die Menge der MA-Phase mit der Erhöhung des Mangangehaltes zunimmt und die Perlitmenge abnimmt. In Abbildung 21 ist der Einflussbereich des Mangangehaltes auf die MA-Phase und die Perlitmenge dargestellt.

Ein hoher Mangangehalt trägt bei zu der Tendenz, die Härbarkeit von Stählen übermäßig zu erhöhen und dadurch die Schweißbarkeit zu verringern sowie durch Verringern der Zähigkeit die Schweißnahtigenschaften der Wärmeeinflusszone zu verschlechtern. Außerdem kann ein zu hoher Mangangehalt eine Kernsegregation hervorrufen. Deswegen wird die obere Grenze für einen Legierungsanteil auf etwa $2,1$ Gew.-% festgelegt [73].

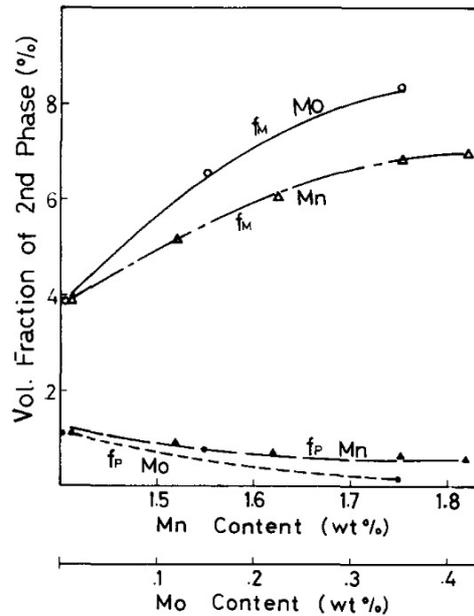


Abbildung 21 – Schema des Einflussbereiches der Mangan- und Molybdängehalte auf die MA-Phase (f_M) und die Perlitmenge (f_P) [69]

Molybdän

Molybdän wird zulegiert, um die Härtebarkeit des Stahles zu verbessern und dadurch die Bildung der gewünschten niedrigen bainitischen Mikrostruktur zu fördern [11, 76]. Beim Zusatz von Bor ist der Einfluss von Molybdän auf die Härtebarkeit besonders wirkungsvoll. Wenn Molybdän zusammen mit Niob zulegiert wird, steigert Molybdän die Unterdrückung der Rekristallisation des Austenits während des thermomechanischen Walzens und trägt dadurch zur Verfeinerung der Mikrostruktur des Austenits bei, die zu seiner Stabilisierung führt [75 bis 77]. Außerdem vergrößert Molybdän das Ferritgebiet im Fe-C-Diagramm und wirkt durch Ferritmischkristallbildung festigkeitssteigernd [67]. Die Ferrit- und Perlitbildung wird durch Legierung mit Molybdän sehr stark verzögert, wobei gleichzeitig die Bainitbildung beschleunigt wird. Außerdem hat Ferrit in molybdänlegierten Stählen geringere Kohlenstofflöslichkeit [77]. Dadurch kann der Austenit durch Kohlenstoffanreicherung stabilisiert werden, was zur Erhöhung des Restaustenitanteils führt. So wurde in [69, 78] festgestellt, dass die Menge an MA-Phase mit der Erhöhung des Molybdängehaltes zunimmt und die Perlitmenge abnimmt (s. Abbildung 21).

Um alle diese Effekte zu erreichen, soll die Menge von Molybdän mindestens etwa 0,3 Gew.-% sein. Die obere Grenze liegt vorzugsweise bei etwa 0,6 Gew.-%, da ein übermäßiger Zusatz von Molybdän zur Verringerung der Zähigkeit in der Wärmeeinflusszone führen kann [73].

Silizium

Silizium wird zur Desoxidation und zur Verbesserung der Festigkeit hinzugefügt. Die obere Grenze ist auf 0,6 % eingestellt, um die signifikante Verschlechterung der Schweißbarkeit und der Zähigkeit in der Wärmeeinflusszone auszuweichen, die bei übermäßigem Siliziumgehalt aufkommen. Silizium ist nicht immer für die Desoxidation notwendig, so können z.B. Aluminium oder Titan die gleiche Funktion erfüllen. Ferner erweitert Silizium das Ferritgebiet im Fe-C-Phasendiagramm und wirkt außerdem mischkristallhärtend [73]. Obwohl Silizium zu den Ferritstabilisatoren gehört, verzögert die Zulegierung von Silizium die Kohlenstoffdiffusion. Ebenfalls erhöht Silizium den Gehalt des freien Kohlenstoffs auf Grund seiner Fähigkeit zur Verhinderung der Ausscheidung von Karbiden, was in der Folge zur Stabilisierung des Austenits führt [57, 79].

Silizium induziert einen Anstieg der Aktivierungsenergie während des Warmwalzens, was im Gegenzug dazu führt, dass die auftretende dynamische Rekristallisation verzögert und die Spitzenspannung erhöht wird [80]. Zudem ist die Rate der statischen Rekristallisation im Stahl mit einer Zulegierung an Silizium geringer im Vergleich zu kohlenstoffarmem Stahl. Es wird ebenso beobachtet, dass Silizium eine merkliche Wirkung sowohl auf die Inkubationszeit als auch auf die Kornwachstumsgeschwindigkeit während der statischen Rekristallisation hat [80, 81].

Aluminium

Aluminium hat dieselben Auswirkungen wie Silizium. Meistens wird Aluminium in Pipeline-Stählen zur Desoxidation verwendet. Aluminium kann auch eine wichtige Rolle bei der Verbesserung der Zähigkeit in der HAZ-Region durch die Beseitigung von freiem Stickstoff spielen, wo die Schweißwärme die Titanitride teilweise auflösen kann und Stickstoff freisetzt [73]. Ebenfalls wirkt Aluminium verzögernd auf die Ausscheidung von Karbiden, was in der Folge zur Stabilisierung des Austenits durch Erhöhung des Gehaltes von freiem Kohlenstoff führt. Allerdings ist Aluminium als Mischkristallhärter sehr viel weniger wirksam als Silizium, weswegen es bei der Verwendung anstelle von Silizium eine niedrigere Zugfestigkeit verursacht [82].

Aluminium gehört wie Silizium zu den Ferritstabilisatoren, somit verschiebt es die T_0 -Kurve nach rechts. Damit erhöht sich der maximal erreichbare Kohlenstoffgehalt im Austenit, und der resultierende Restaustenit wird stabiler gegen die Umwandlung in Martensit [83]. Ist der Aluminiumgehalt zu hoch, d.h. über etwa 0,06 Gew.-%, kann Aluminiumoxid Al_2O_3 entstehen, was für die Zähigkeit in der HAZ-Region schädlich ist [73, 84]. So ist auch der Einsatz von Aluminium als Legierungselement beschränkt.

Aluminium reagiert schnell mit Stickstoff im Stahl. Daher kann die Wirksamkeit der Mikrolegierung von Stahl bezüglich der Nitritbildung, beispielsweise mit Vanadium, abnehmen [85]. Aufgrund der relativ großen Abmessungen der gebildeten Ausscheidungen hat Aluminium keine wesentliche Auswirkung auf die Rekristallisationvorgänge im Stahl [85, 86].

Niob

Niob wird zulegiert, um die Kornverfeinerung der gewalzten Mikrostruktur des Stahles zu unterstützen, was sowohl die Festigkeit als auch die Zähigkeit verbessert. Die Ausscheidung von Niobcarbonitrideen dient während des Warmwalzens zur Verzögerung der Rekristallisation und dazu, das Kornwachstum zu inhibieren, wodurch Niob als ein Austenit-Kornfeinungsmittel verwendet wird. Durch diese Verfeinerung wird Austenit stabilisiert. Außerdem kann Nb zu einer zusätzlichen Festigkeitzunahme beim Abkühlen durch die Bildung von feinem Nb (C, N) beitragen. In Gegenwart von Molybdän verfeinert Niob wirksam das Gefüge durch Unterdrückung der Rekristallisation des Austenits während des thermomechanischen Walzens. Es stärkt den Stahl durch Ausscheidungshärtung und führt zur Verbesserung der Härtebarkeit. In Gegenwart von Bor verbessert Niob die Härtebarkeit. Um solche Wirkungen zu erzielen, soll mindestens etwa 0,01 % Niob zugegeben werden. Allerdings ist ein Niob-Anteil von mehr als etwa 0,10 % schädlich für die Schweißbarkeit und die Zähigkeit in der Wärmeeinflusszone, sodass ein Maximum an Niob von etwa 0,10 % bevorzugt wird. Etwa 0,03 % bis 0,06 % Niob sollte nach [73] und [75] zugesetzt werden. Auf der Grundlage der Ergebnisse, die in [87] ermittelt wurden, wurde festgestellt, dass eine Niobzugabe von etwa 0,1 Gew.-% die MA-Phase vergrößert.

Nickel & Kupfer

Nickel wird hinzugefügt, um die Eigenschaften der kohlenstoffarmen Stähle zu verbessern ohne Verschlechterung der Schweißbarkeit und der Zähigkeit bei niedrigen Temperaturen. Im Gegensatz zu Mn und Mo ist Nickel weniger anfällig für die Bildung von gehärteten Gefügekomponenten, die die Tieftemperaturzähigkeit im Blech negativ beeinflussen können [73]. Nickel gehört zu den Austenitstabilisatoren. Deswegen führt die Nickelzulegierung zur Erhöhung des MA-Phasengehaltes. Dieser Effekt wurde in [88] nachgewiesen.

Kupfer erhöht die Festigkeit des Basismetalls und der Wärmeeinflusszone beim Schweißen. In [89] behaupten die Autoren, dass Kupfer die Stabilisierung des Austenits erhöht und die Temperatur der γ/α -Umwandlung reduziert. Andererseits verschlechtert eine übermäßige

Zugabe von Kupfer die Zähigkeit der Wärmeeinflusszone und die Schweißbarkeit. Daher wird die obere Grenze des Kupferzusatzes bei etwa 1,0 % eingestellt [77]. Eine Nickelzugabe ist ferner zur Verhinderung von kupfer-induzierten Oberflächenrissen beim Stranggießen und Warmwalzen wirksam. Nickel soll für dieses Ziel vorzugsweise mehr als etwa $\frac{1}{3}$ des Kupfergehalts ausmachen [73].

Vanadium

Vanadium hat eine ähnliche, aber weniger ausgeprägte Wirkung als Niob. Die Zugabe von Vanadium zu ultrahochfesten Stählen erzeugt jedoch einen bemerkenswerten Effekt, wenn es in Kombination mit Niob hinzugegeben wird. Obwohl die bevorzugte obere Grenze bei etwa 0,10 % liegt, wird wegen einer möglichen Verschlechterung der Zähigkeit der Wärmeeinflusszone von Schweißungen und der Schweißbarkeit ein Bereich zwischen 0,03 bis etwa 0,08 % bevorzugt [73].

Titan

Titan ist ein Element, das eine starke Neigung zur Bildung von Oxiden und Sulfiden sowie von Nitriden und Carbiden aufweist. Wenn sich Titankarbonitride bei höheren Temperaturen ausscheiden, können sie aufgrund ihrer hohen Bildungstemperatur relativ groß werden und müssen als Einschlüsse betrachtet werden, die eine duktilitätsbeeinträchtigende Wirkung auf die Stahleigenschaften haben. Je niedriger der Gehalt an Sauerstoff, Stickstoff oder Titan ist, desto niedriger ist die Temperatur für die TiN-Bildung, was zu feineren Ausscheidungen führt [90]. Fein verteilte und stabile Partikel sind in der Lage, die Austenitkorngröße während des Wiedererwärmens zu steuern; dieser Effekt wird während des Warmwalzens genutzt [57, 72]. Ein geringer Gehalt an gelöstem Titan ist in der Lage sich als feiner Karbid/Karbonitrid auszuschneiden und damit die Rekristallisation zu verzögern [91]. Die dynamische Rekristallisationskinetik ist aufgrund der Zugabe von Titan ebenfalls verzögert [92].

Bor

Bor verzögert die heterogene Keimbildung von allotriomorphem Ferrit stärker als die des Bainits. Dies ermöglicht es wiederum, einen mit Bor legierten Stahl kontinuierlich zu kühlen, um ein vollständiges bainitisches Gefüge zu erhalten. Bor verzögert die Keimbildung, indem es zu den Austenitkorn Grenzen seigert, weiterhin deren Grenzflächenenergie reduziert und schließlich die Aktivierungsenergie für die heterogene Keimbildung erhöht. Eine Borkonzentration zwischen etwa 0,0005 und 0,0020 Gew.-% ist wünschenswert, um den maximalen Effekt auf die Härte zu erhalten. Allerdings kann Bor oberhalb von etwa 0,002 Gew.-% die Bildung der verspöndenden Partikel fördern. In Anbetracht dessen kann Bor als

eine Alternative zu teuren Legierungselementen verwendet werden, um mikrostrukturelle Gleichförmigkeit über die gesamte Dicke des Stahlbleches zu fördern. Bor steigert ferner die Wirksamkeit sowohl von Molybdän als auch Niob in Bezug auf die Erhöhung der Härtebarkeit des Stahls. Auch liefert Bor eine Möglichkeit zur Kombination von hoher Festigkeit mit ausgezeichneter Schweißbarkeit und Kaltrissbeständigkeit [73, 93].

2.7 Mikrolegierte Grobblechstähle mit definiertem Gehalt an Restaustenit-Martensit

2.7.1 Entstehung des Begriffs „MA-Phase“

Beim Bau einer Meeresplattform für die Nordsee wurde eine Veränderung im Gefüge beim Schweißen festgestellt, nämlich eine neue Mikrostrukturkomponente. Sie stellt ein kleines Gebiet mit der Mischung von relativ festen Phasen dar. Diese Mikrostrukturkomponente wurde als „Lokale spröde Zone“ bezeichnet [94]. Diese ist lange Zeit nicht eingehend untersucht worden. Doch es wurde festgestellt, dass dieses neue Gefüge aus Restaustenit und Martensit besteht. Daher ist die offizielle Bezeichnung „Martensit-Austenit-Phase“ entstanden. Bei den Messungen der mechanischen Eigenschaften der Nebenzone mit diesen Einschlüssen wurde eine Verschlechterung der plastischen Eigenschaften beobachtet [95, 96]. Auch gab es die Erwartung, dass diese Zonen der MA-Phase spröde sein müssen, wenn sie eine große Menge an Kohlenstoff enthalten. Während der bainitischen oder ferritischen Umwandlung reichert sich Austenit mit Kohlenstoff an und es wachsen verschiedene Bainit- oder Ferritformen. Folglich ist ein großer Anteil von Ferrit vor der martensitischen Umwandlung eine notwendige Bedingung für die Entstehung der spröden lokalen Zonen. Andernfalls wird der Grad der Anreicherung an Kohlenstoff unzureichend sein, um spröden Martensit zu bilden. Ein großer Teil dieser Annahmen erwies sich jedoch als falsch, sodass Aspekte zur Entstehung der MA-Phase in den folgenden Kapiteln dieser Literaturanalyse diskutiert werden.

2.7.2 Bildung und Morphologie der MA-Phase

Beim thermomechanischen Walzen nach der beschleunigten Abkühlung im Bereich der bainitischen Umwandlung wandelt sich Austenit in verschiedene ferritische und bainitische Gefüge um. Weil im Ferrit und Bainit der Höchstgehalt an Kohlenstoff begrenzt ist, diffundiert überflüssiger Kohlenstoff aus dem gebildeten ferritischen oder dem bainitischen Gefüge in Austenit. Schrittweise nimmt damit der Kohlenstoffgehalt im Austenit zu; er reichert sich schließlich so an, dass er sich nicht mehr in das ferritische und bainitische Gefüge umwandeln kann. Bei der darauffolgenden Abkühlung wandelt sich ein Teil des Restaustenits in Martensit um. Das

Schema dieses Prozesses ist in Abbildung 22 dargestellt. Es ist interessant, dass die Konzentration von Kohlenstoff in der MA-Phase nahezu nicht von der mittleren Konzentration im Stahl abhängt. Das stimmt mit der gesicherten Feststellung überein, dass der Austenit, der teilweise mit der Bildung der MA-Phase umgewandelt wird, eine eigene chemische Zusammensetzung hat, die durch die T_0 -Kurve begrenzt ist [79, 97].

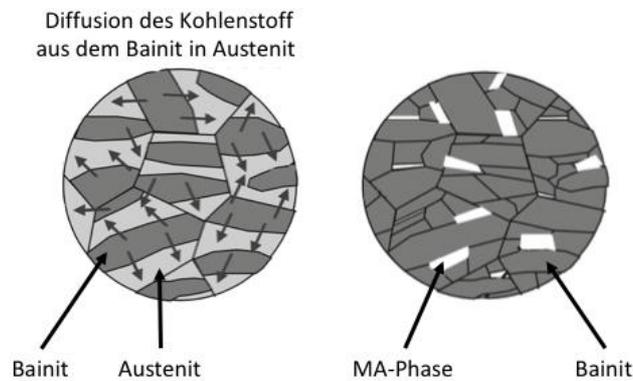


Abbildung 22 – Schema der Bildung der MA-Phase [98]

Als Ergebnis zeigt die MA-Phase die Morphologie, die in Abbildung 23 dargestellt ist [98].

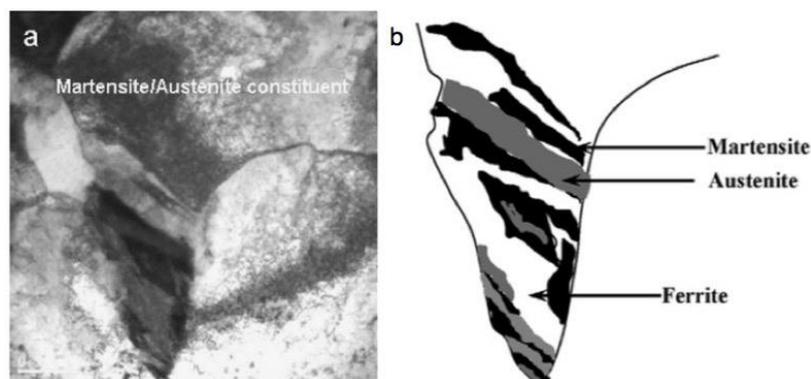


Abbildung 23 – Die Morphologie der MA-Phase [98]

Wie man aus der Abbildung ersehen kann, hat die MA-Phase eine Schichtstruktur. Doch es gibt noch eine weitere Form der MA-Phase, die an den Grenzen des bainitischen Kornes entsteht. Auch hier entsteht eine Schichtstruktur [99]. In jedem Fall ist die Hauptforderung zur Erzeugung der MA-Phase das Vorhandensein eines stabilen Restaustenits.

2.7.3 Einfluss der MA-Phase auf die mechanischen Eigenschaften

Ursprünglich wurde die MA-Phase durch Zufall erzeugt. Es wurde angenommen, dass sie einen negativen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften hat. Dieser Effekt ist möglich, muss aber nicht in jedem Fall auftreten. Die Größe und die Form der MA-Phase haben einen

wesentlichen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften, so z.B. bei der Bildung großer Körner von Zementit oder der MA-Phase. Es können sich Spannungen an ihnen konzentrieren, wodurch sich die Tieftemperaturzähigkeit verschlechtern kann [100 bis 102]. Jedoch wurde keine Verschlechterung der Festigkeit in bainitischen Stählen mit geringer MA-Phase beobachtet [3]. Ebenfalls wurde festgestellt [3], dass die Wirkung des Volumenanteils der MA-Phase auf die Übergangstemperatur relativ gering ist. In [2] wird angenommen, dass die Matrix aus Bainit beim gesteuerten Walzen und der anschließenden beschleunigten Abkühlung hinsichtlich der mechanischen Eigenschaften sich positiv herausbildet. Mit nur geringer Wahrscheinlichkeit können kleine Partikel der MA-Phase als Initiator eines spröden Risses wirken [103].

In [104] wurde festgestellt, dass Risse entlang der Korngrenzen zwischen der Matrix und der MA-Phase fortschreiten. Jedoch wurden keine Risse innerhalb der MA-Phase der Proben beobachtet, da die Plastizität der Korngrenzen der MA-Phase höher ist, obwohl die Charpy Kerbschlagzähigkeit mit zunehmender Größe der MA-Phase abnimmt [2].

Wie in [105] dargestellt wurde, nimmt der Gehalt der MA-Phase ebenfalls Einfluss auf die Umformbarkeit des Stahles, was in Abbildung 24 dargestellt ist. Die Abhängigkeit zeigt, je mehr MA-Phase vorhanden ist, desto besser ist die Umformbarkeit. Es ist auch deutlich zu sehen, dass je größer der Anteil an MA-Phase im Gefüge ist, desto niedriger ist das $R_{p0,2}/R_m$ -Verhältnis und umso größer ist die Gleichmaßdehnung.

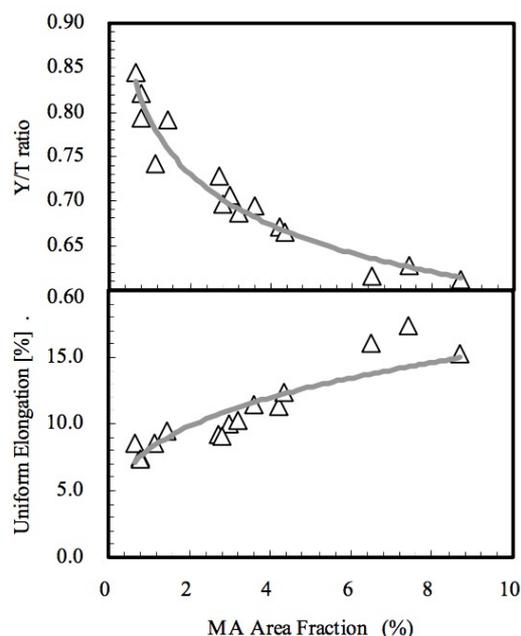


Abbildung 24 – Einfluss des Gehaltes an MA-Phase auf die Umformbarkeit des Stahles [105]

Versetzungen, die während der MA-Umwandlung eingeführt werden, tragen zu einer hohen Umformbarkeit bei, weil sie als ursprüngliche, wandernde Versetzungen dienen. Die ferrit-bainitische Mikrostruktur mit einem höheren Gehalt an MA-Phase wirkt am besten hinsichtlich höher Festigkeit und hoher Umformbarkeit des Stahles [10, 105].

Mit größerem MA-Gehalt bleibt das Verhältnis $R_{p0,2}/R_m$ sogar nach Alterung relativ niedrig. Dies ist in Abbildung 25 dargestellt.

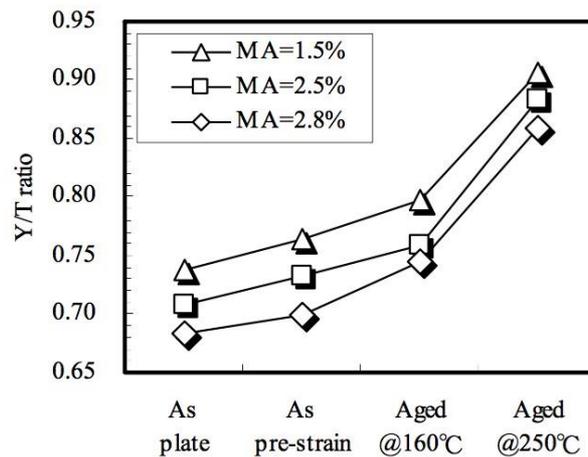


Abbildung 25 – Einfluss der MA-Phase auf das Verhältnis $R_{p0,2}/R_m$ [105]

In Abbildung 26 werden Kraft-Verlängerungs-Schaubilder von vorgespanntem Stahl vor und nach der Alterung bei 250 °C dargestellt. Während alle Kurven vor der thermischen Behandlung runde Formen haben, kann man nach der Alterung die Präsenz eines Bereichs der Lüdersdehnung erkennen. Die Kurve des Stahls mit 1,5 % MA weist einen noch deutlicheren Bereich der Lüdersdehnung auf. Mit einem größeren Gehalt an MA-Phase werden diese Bereiche kürzer und die Form der Kurven wird gleichmäßiger [105].

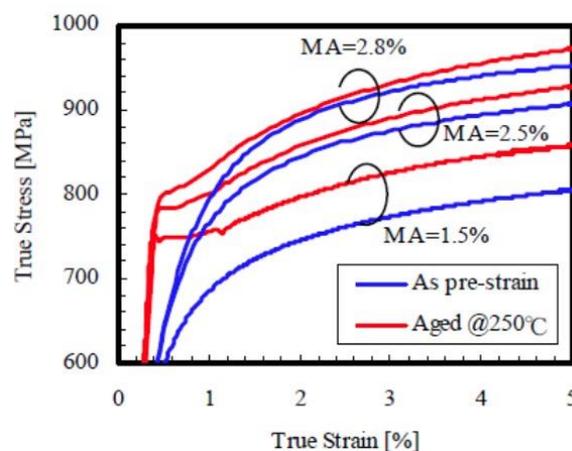


Abbildung 26 – Kraft-Verlängerungs-Schaubild von vorgespanntem Stahl vor und nach der Alterung [105]

2.7.4 Einfluss der MA-Phase auf die Rissausbreitung

In [106] wird behauptet, dass die MA-Phase in dem Ferrit als Konzentrationsstelle der Spannungen auf Grund des großen Unterschiedes zwischen dem Ferrit und der MA-Phase fungieren kann, was sich aber nicht immer bestätigen lässt. Laut [107] konzentrieren sich die Spannungen in den Ferritkörnern durch die Erhöhung des Volumens bei der austenitisch-martensitischen Umwandlung. Der Sprödbruch tritt auf, wenn eine konzentrierte Spannung die Bruchspannung übersteigt. Deshalb ist es notwendig, eine MA-Phase mit kleinster Korngröße zu erhalten. Ebenso werden die Grenzen zwischen den Körnern mit Winkeln größer als 15° als eine Barriere gegen Rissausbreitung und Versetzungsbewegung betrachtet [108], wie auch in [99] bestätigt wird. Andererseits wurde festgestellt, dass Kleinwinkelkorngrenzen das Wachstum und die Ausbreitung von Rissen nicht beeinträchtigen und nicht hemmen. Wenn jedoch die MA-Phase als dünner Film in der Nähe dieser Korngrenzen auftritt, kann sie das Wachstum des Risses hemmen.

Die Prinzipien und Regeln für die Bildung der MA-Phase sowie die Prozesse, die ihre Bildung beeinflussen, wurden in den vorangegangenen Kapiteln beschrieben. Auf diesen Prinzipien soll die Technologie der Herstellung von Pipelinestählen mit definiertem Gehalt an MA-Phase beruhen, die in dem folgenden Kapiteln erörtert wird.

2.7.5 Widerstandsfähigkeit der MA-Phase gegen Erhitzung

Beim Schweißen verschlechtern sich die mechanischen Eigenschaften von Stahl sehr oft. Sie können durch Wärmeprozesse verschlechtert werden, wodurch sich die Versprödung dieser Regionen erhöht [109]. In [110 bis 112] wird behauptet, dass die Plastizität im Schweißbereich aufgrund des Wachstums von Körnern des Restaustenits, Martensits, Ferrits und der MA-Phase abnimmt. Durch Simulation einer Schweißwärmebehandlung wurde herausgefunden, dass eine große Menge der MA-Phase entsteht. Sie bildet größere Partikel aus, was zu einer Risseinleitung führen kann. Die Gesamtfestigkeit und Härte bleiben unverändert, weil die Wirkung des Kornwachstums durch einen hohen MA-Phasengehalt nivelliert wird [111, 112].

Basierend auf den zuvor analysierten Daten über die Kinetik und Thermodynamik der bainitischen Umwandlung, die Bildung der MA-Phase und Herstellungsmöglichkeiten von Pipelinestählen mit definiertem Gehalt an Restaustenit und Martensit ist es notwendig, ein Legierungskonzept auszuwählen, das die geforderten Eigenschaften und die gewünschte Mikrostruktur erzeugt.

2.8 Erzeugung der MA-Phase im Pipelinestahl und Einfluss der technologischen Parameter auf ihre Menge

2.8.1 Erzeugung der MA-Phase durch Variation der chemischen Zusammensetzung

In Kapitel 2.6 wurde der Einfluss der Legierungselemente auf die Bildung und Stabilität von Restaustenit analysiert. Einige davon beeinflussen diese Prozesse direkt, weil sie zu den Austenit- oder Ferritstabilisatoren gehören (Abbildung 18). Die restlichen Legierungselemente erhalten diesen Einfluss durch die Änderung der anderen in Stahl auftretenden Prozesse und zwar z.B. der Kohlenstoffdiffusion, Bainit-, Perlit- und Ferritbildung, Austenitrekristallisation und Kornverfeinerung. Jedoch muss die Wirkung der Legierungselemente beachtet werden, da sie auch die für Pipelinestähle relevanten Eigenschaften (z.B. Schweißbarkeit und Kerbschlagzähigkeit der Schweißzone) beeinflussen können [3, 113]. So lässt sich zusammenfassend feststellen, dass in bestimmten Grenzen Kohlenstoff, Mangan, Silizium, Aluminium, Bor und Molybdän zum Zweck der Erhöhung des MA-Phasenanteiles im Pipelinestahl eingesetzt werden können.

2.8.2 Erzeugung der MA-Phase durch eine gesteuerte beschleunigte Abkühlung

Zurzeit wird eine große Menge der modernen Pipelinestähle unter Verwendung der beschleunigten Abkühlung hergestellt, die hohe Anforderungen an Streckgrenze, Zugfestigkeit und Zähigkeit haben. Durch eine Variation der Start- und Endtemperaturen der beschleunigten Abkühlung können die mechanischen Eigenschaften und die Menge der MA-Phase im Stahl beeinflusst werden [1, 16, 114, 115].

2.8.2.1 Einfluss der Starttemperatur der beschleunigten Abkühlung

In [16, 116] wurde der Einfluss der Starttemperatur bei der Abkühlung auf die MA-Phase untersucht und nachgewiesen. Die Autoren stellen fest, dass die Menge der MA-Phase mit Verringerung der Starttemperaturen bei der Abkühlung zunimmt. Bei Temperaturen von 650 °C und 740 °C beträgt die Menge der MA-Phase 2,6 und 0,9 Gew.-%, gleichzeitig nimmt der Ferritgehalt zu. Andererseits wurde in [117] festgestellt, dass die Stähle, die von der hohen Starttemperatur (etwa 1013 °C) abgekühlt wurden, eine größere Menge an MA-Phase sowie an granularem Bainit und weniger nadelartigen Ferrit aufweisen als von niedriger Kühltemperatur ausgehend (etwa 823 °C).

Dieser Gegensatz kann durch die Tatsache erklärt werden, dass die Endwalztemperaturen in der ersten Untersuchung bei etwa 810 °C (im zweiphasigen Gebiet) und in der zweiten Untersuchung im einphasigen γ -Gebiet lagen.

Ebenso wurde in [16] festgestellt, dass die treibende Kraft der Phasenumwandlung und die Kohlenstoffdiffusion bei Temperaturverringerung zunehmen (Abbildung 27a), sodass der Ferritanteil größer wird, wenn die Abkühlungsstarttemperatur niedriger ist. Weil der MA-Phasenteil in Grobblechstählen mit dem Ferritanteil zusammenhängt, steigt die Menge der MA-Phase mit sinkender Abkühlungsstarttemperatur. In Abbildung 27b ist dargestellt, wie sich die Kohlenstoffintensität im Austenitkorn mit der Abkühlstarttemperatur ändert. Bei niedrigeren Temperaturen ist die Kohlenstoffintensität höher als bei höheren Temperaturen, deshalb wird der Austenit fester und es bildet sich mehr MA-Phase nach der Umwandlung. Zudem steigt die Menge der MA-Phase mit Verringerung der Abkühlungsstarttemperatur.

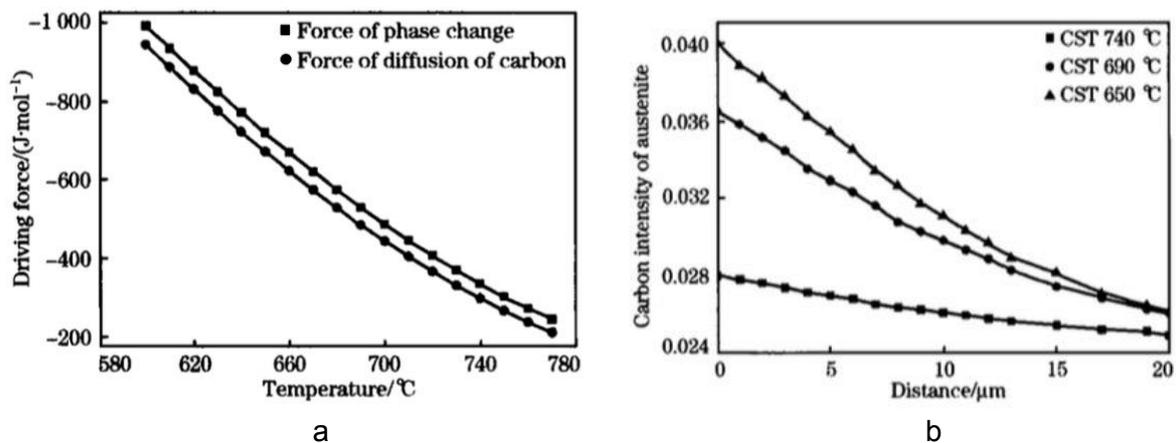


Abbildung 27 – Abhängigkeit der Triebkraft der Phasenumwandlung und der Kohlenstoffdiffusion (a) sowie die Kohlenstoffintensität (b) von der Abkühlstarttemperatur [16]

2.8.2.2 Einfluss der Kühlstopptemperatur der beschleunigten Abkühlung

In [117] stellen die Autoren fest, dass sich die MA-Phase bei einer Abnahme der Kühlstopptemperatur der beschleunigten Abkühlung verkleinert. Liegt beispielsweise die Endtemperatur bei etwa 823 $^{\circ}\text{C}$, hat die MA-Phase eine grobe Partikelform mit einer mittleren Größe von etwa 5,6 μm und bei 573 $^{\circ}\text{C}$ die Form eines dünnen Filmes mit etwa 1,7-1,9 μm mittlerer Größe.

Ebenso wurde in [16, 105] festgestellt, dass die Kühlstopptemperatur der beschleunigten Abkühlung den MA-Phasengehalt beeinflusst. Zusammen mit einer höheren Kühlstopptemperatur nimmt der MA-Phasengehalt ab, da Kohlenstoff bei höherer Temperatur schnell in Austenit diffundiert und die Wahrscheinlichkeit der Bildung von Zementitpartikeln wächst. Diese Abhängigkeiten sowie Beispiele der Mikrostrukturen bei verschiedenen Endtemperaturen der beschleunigten Abkühlung sind in Abbildung 28 zusammengestellt.

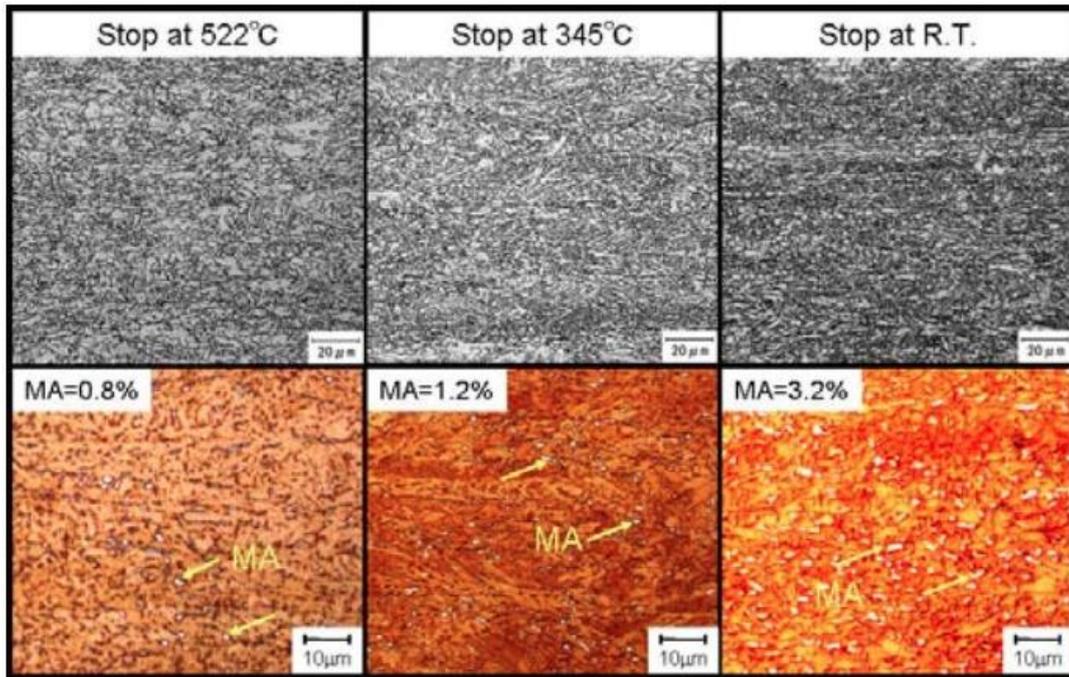


Abbildung 28 – Abhängigkeit des MA-Phasenanteiles und der Mikrostruktur von der Endtemperatur der beschleunigten Abkühlung [105]

2.8.2.3 Einfluss der Geschwindigkeit der beschleunigten Abkühlung

Die Geschwindigkeit der beschleunigten Abkühlung hat großen Einfluss auf das Gefüge. Mit zunehmender Geschwindigkeit nimmt die Menge des polygonalen Ferrits ab, während der nadelartige Ferrit zunimmt. Auch ändern sich die Morphologie und die Größe der MA-Phase. Beispiele zeigen, dass sich die MA-Phase an den Korngrenzen der unregelmäßigen Ferritkörner bildet, wenn die Abkühlgeschwindigkeit 2 K/s erreicht [12, 118]. Dabei hat sie eine Form von unregelmäßigen langen Streifen mit der durchschnittlichen Größe von etwa $4 \times 1 \mu\text{m}$. Steigt die Abkühlgeschwindigkeit auf 15 K/s, befindet die MA-Phase sich immer noch an den Grenzen, aber ihre Form wird dünner und kürzer bis zu einer Größe von $2 \times 1 \mu\text{m}$. Erreicht die Abkühlgeschwindigkeit 30 K/s, bildet die MA-Phase sich an den Grenzen des nadelartigen Ferrits. Ihre Form wird noch dünner bis zu $3 \times 0,5 \mu\text{m}$ [12]. Die Anzahl der MA-Partikel nimmt gering mit zunehmender Abkühlgeschwindigkeit ab. Diese Abhängigkeit wurde in [119] nachgewiesen und ist in Abbildung 29 dargestellt.

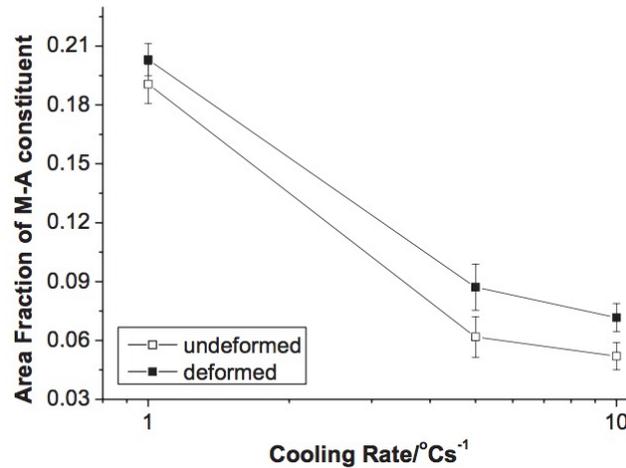


Abbildung 29 – Abhängigkeit des Flächenanteils der MA-Phase von verschiedenen Abkühlgeschwindigkeiten [119]

Der Grund dafür ist, dass sich das Wachstum des Ferrits während der beschleunigten Abkühlung beschränkt. Deswegen ist auch der Kohlenstoffgehalt im Austenit nicht ausreichend groß, um den Austenit zu stabilisieren [118, 119]. In Folge der Verringerung des Kohlenstoffgehaltes in der MA-Phase nimmt auch die Nanohärte dieser Phase ab [119]. Diese Abhängigkeiten sind in Abbildung 30 dargestellt.

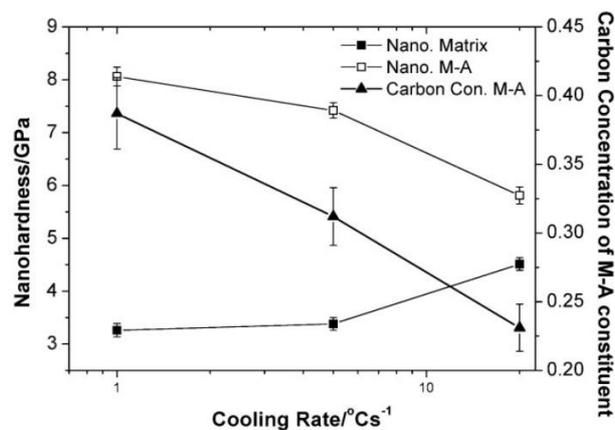


Abbildung 30 – Beziehung zwischen der Nanohärte der Matrix und der MA-Phase, der Kohlenstoffkonzentration in der MA-Phase und der Abkühlgeschwindigkeit [119].

Außerdem hat der Kohlenstoff bei Erhöhung der Abkühlungsgeschwindigkeit nicht genügend Zeit sich im Austenit zu verteilen, wodurch seine Konzentration an den Grenzen ansteigt [41, 120] (Abbildung 31). Auf Grund der geringen Kohlenstoffkonzentration im Inneren des Austenits kann sich die Verteilung zwischen dem Austenit und dem Martensit innerhalb der MA-Phase oder ihre Ausmaße ändern [6, 121].

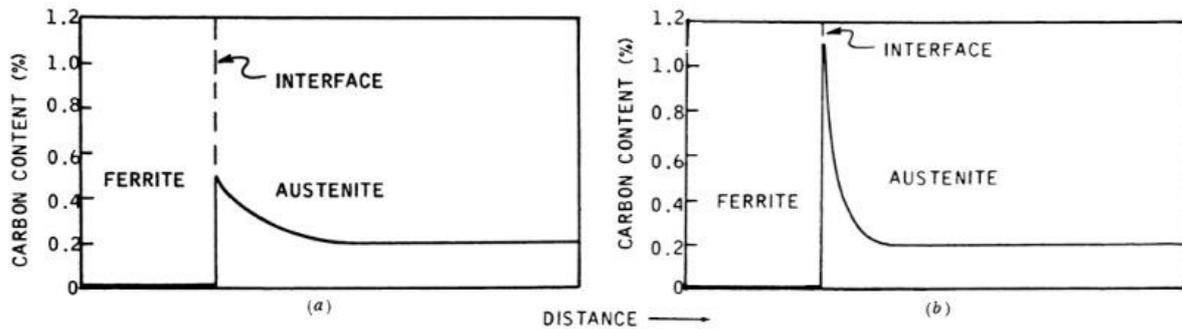


Abbildung 31 – Abhängigkeit der Kohlenstoffverteilung auf der α/γ -Grenze von niedrigen (a) und hohen (b) Abkühlgeschwindigkeiten [120]

2.8.2.4 Einfluss der Endwalztemperatur vor Beginn der beschleunigten Abkühlung auf die Bildung der MA-Phase

In [122 bis 125] wurde das Walzen des X70 Stahles im einphasigen und zweiphasigen Gebiet durchgeführt. Beim Walzen im einphasigen Gebiet besteht die Mikrostruktur meist aus nadelartigem Ferrit und granularem Bainit. Die MA-Phase wurde bei einem Gehalt von etwa 3 Prozent beobachtet. Die Partikel der MA-Phase haben eine Größe von etwa 0,5 - 3 μm , und befinden sich vor allem an den Grenzen des Restaustenits und des Ferrits [96, 123].

Bei dem Walzen im zweiphasigen Gebiet entsteht eine große Menge polygonalen Ferrits [122, 125]. Ebenso war am Ende der Abkühlung bei 600 °C, der widmanstättische Ferrit vom polygonalen Ferrit umgeben und im Inneren bildeten sich große Partikel der MA-Phase mit Zementit. Ist die Abkühlung bis 400 °C fortgeschritten, bildet sich der nadelartige Ferrit an Stelle des widmanstättischen Ferrits und der Martensitanteil nimmt schnell zu [122]. In [116] wurde festgestellt, dass die Menge und die Größe der MA-Partikel mit der Abnahme der Endwalztemperatur zunimmt. Jedoch wurde ein günstigeres Verhältnis der mechanischen Eigenschaften bei 800 °C erreicht.

Im Allgemeinen nimmt die Größe der Partikel der MA-Phase bei Senkung der Abkühltemperatur ab und sie verteilen sich gleichmäßiger. Beim Walzen im einphasigen Gebiet hat der Stahl bessere mechanische Eigenschaften als im zweiphasigen Gebiet [122, 123, 126]. Deshalb ist es zweckdienlicher, das Walzen in dem einphasigen Gebiet durchzuführen. Eine hohe Geschwindigkeit bei der beschleunigten Abkühlung ermöglicht es, die Größe der MA-Partikel zu verringern [12].

2.8.3 Erzeugung der MA-Phase durch Wärmebehandlung des Grobbleches

Die dritte Möglichkeit zur Erzeugung eines Stahls mit MA-Phase besteht in der Wiedererwärmung des Grobbleches im Ofen, einer anschließenden beschleunigten Abkühlung mit nachfolgender Warmauslagerung und Abkühlung [127, 128]. In [14] wurde gezeigt, dass bei einer Temperatur von 700 °C und einer Auslagerungszeit von einer Stunde eine MA-Phase erzeugt werden konnte und diese sich positiv auf die Kerbschlagzähigkeit, die Plastizität und das Kaltbruchverhalten auswirkt. Diese Möglichkeit wird als „Off-line“ Technologie bezeichnet. Sie eignet sich für Anlagen, auf denen keine Wärmebehandlung im kontinuierlichen Produktionsablauf durchgeführt werden kann.

2.8.4 Erzeugung der MA-Phase durch eine Wärmebehandlung nach der gesteuerten beschleunigten Abkühlung

Die vierte Möglichkeit besteht in der Abkühlung bis in den Bainitbereich, wobei ein Teil des Austenits erhalten bleibt. Danach wird das Blech im Induktionsofen wiedererwärmt und anschließend erneut abgekühlt. In dieser Zeit diffundiert der Kohlenstoff aus dem Bainit in den Austenit. Dabei wandelt sich der mit Kohlenstoff angereicherte Austenit in die MA-Phase um. Durch Variieren der Temperaturen zu Beginn und am Ende der Wiedererwärmung sowie der Auslagerung kann die Menge der MA-Phase im Stahl beeinflusst werden [3, 15, 16]. Im Vergleich mit dem thermomechanischen Walzen mit gesteuerter beschleunigter Abkühlung wird die MA-Phase in diesem Fall in länglicher Form erhalten, ihre Länge kann 3-5 µm erreichen [129]. Dieses Verfahren heißt „On-line“ Technologie. Sie ist geeignet für Anlagen, die eine Wärmebehandlung innerhalb des kontinuierlichen Produktionsablaufs durchführen können. Die Wärmebehandlung beinhaltet entweder eine Erwärmung auf eine bestimmte Temperatur mit anschließender Abkühlung oder eine Erwärmung, anschließende Auslagerung und Abkühlung [130, 131].

In [15] wurde die Temperatur zur Wärmebehandlung nach der beschleunigten Abkühlung im Bereich 410-500 °C variiert. Bei der Erhöhung der Temperatur bis 440 °C zeigten sich eine Abnahme der Festigkeit im Zugversuch und eine Zunahme der Dehnung auf Grund des Anlassens des Bainits, der Abnahme der Versetzungsdichte und der Vergrößerung des Bainits. Als Ergebnis nimmt die Stabilität des Restaustenits zu. Übertrifft jedoch die Temperatur 470 °C, fällt die Dehnung aufgrund des stark verringerten Volumenanteils des Restaustenits und der Bildung von Karbiden ab.

In [132] wurden die Untersuchungen mit variiertem Endwalztemperatur in der „On-line“ Technologie durchgeführt. Bei der Erhöhung dieser Temperatur bildet sich eine Mikrostruktur

mit kleineren MA-Partikeln aus. Als Ergebnis zeigen die mechanischen Eigenschaften eine geringere Spröd-duktil-Übergangstemperatur im Kerbschlagbiegeversuch.

In [133] wurden Parameter der „On-line“ Technologie untersucht, jedoch ohne Umformung. Alle Parameter haben wesentlichen Einfluss auf Menge und Größe der MA-Phase. So nehmen z.B. bei Erhöhung der Stopptemperatur der beschleunigten Abkühlung von 350 °C auf 450 °C die Menge und die mittlere Größe der MA-Phase zu, aber von 450 °C auf 550 °C wieder ab. Dieser Effekt kann damit erklärt werden, dass die bainitische Umwandlung bei einer geringen Stopptemperatur der beschleunigten Abkühlung fast beendet ist. Deswegen bleibt weniger Austenit übrig, der sich in die MA-Phase umwandeln kann. Andererseits beginnt bei einer Stopptemperatur von 550 °C der beschleunigten Abkühlung die bainitische Umwandlung gerade erst. Daher gibt es zu wenig freien Kohlenstoff, um den Austenit ausreichend zu stabilisieren [133]. Dies führt zur Abnahme des MA-Phasengehaltes. Diese Abhängigkeit ist in Abbildung 32 dargestellt.

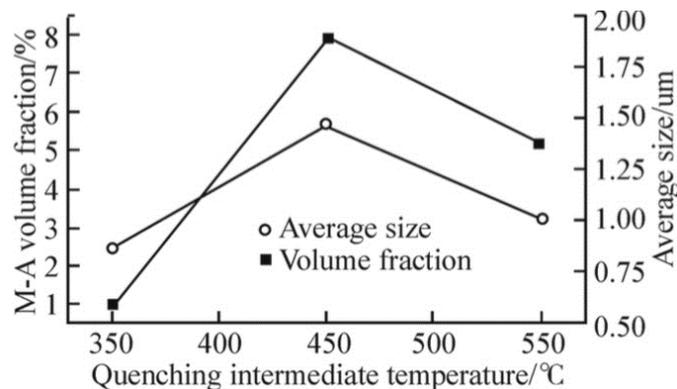


Abbildung 32 – Abhängigkeit der Menge und der mittleren Größe der MA-Phase von der Endtemperatur der beschleunigten Abkühlung [133]

Bei einer Beschleunigung der Erwärmung anschließend an die Abkühlung nach dem Walzen nimmt die MA-Phase schnell von 1,5 % auf 7,9 % zu. Jedoch zeigt die Geschwindigkeit der Erwärmung einen geringeren Einfluss auf die Größe der MA-Partikel, die sich von 0,77 µm bis auf 1,24 µm vergrößern. Dieser Effekt kann dadurch erklärt werden, dass die Beschleunigung der Erwärmung zur Verkürzung der Zeit führt, während der die bainitische Umwandlung stattfinden kann. So bleibt mehr des nicht umgewandelten Austenits in der Mikrostruktur erhalten. Diese Abhängigkeiten sind in Abbildung 33a dargestellt [133].

Bei einer Erhöhung der Erwärmungstemperatur vergrößern sich MA-Partikel ein wenig. Der MA-Anteil nimmt im Temperaturbereich 660 °C bis 750 °C zu, allerdings bei weiterer Erwärmung bis 800 °C wieder ab. Das kann dadurch erklärt werden, dass die Erhöhung der

Temperatur zur Beschleunigung der Kohlenstoffdiffusion beiträgt und der Austenit stabiler wird. Danach beginnt ein schnelleres Wachstum der Ferritkörner, was wiederum zur Verringerung der Menge der MA-Phase führt. Diese Abhängigkeiten sind in Abbildung 33b dargestellt [133].

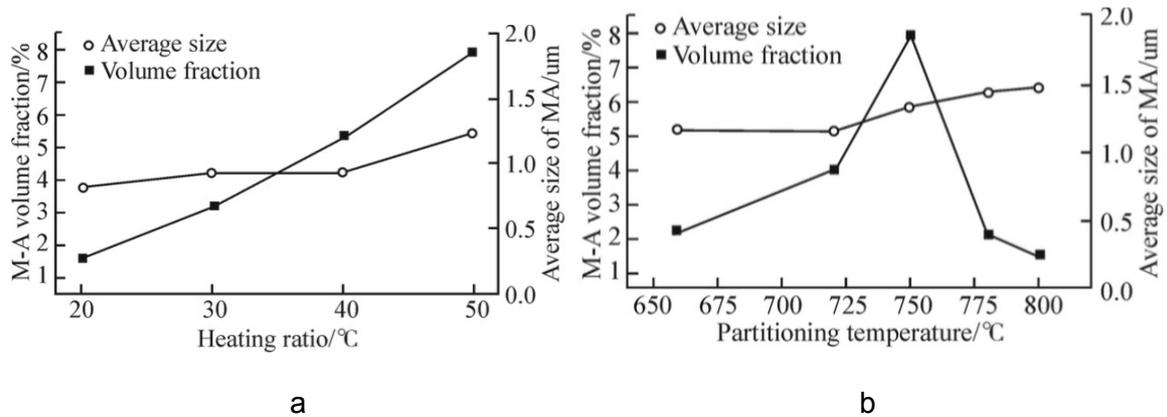


Abbildung 33 – Abhängigkeit der Menge und der mittleren Größe der MA-Phase von der Erwärmungsgeschwindigkeit (a) und der Auslagerungstemperatur (b) [133]

Die zwei beschriebenen technologischen Varianten der „On-line“ und „Off-line“ Behandlung weisen jeweils ähnliche Ergebnisse auf. Die MA-Phasen unterscheiden sich jedoch sehr voneinander. Die MA-Phase der „On-line“ Technologie besitzt einen höheren Kohlenstoffanteil als die der „Off-line“ Technologie (Abbildung 34).

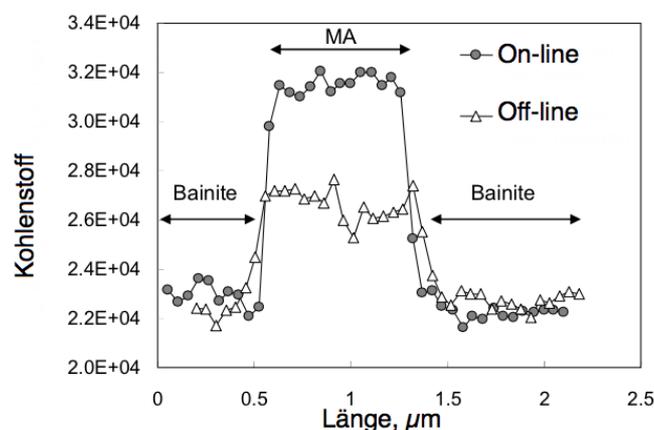


Abbildung 34 – Unterschied des Kohlenstoffanteiles im Bainit und in der MA-Phase aus dem „On-line“- oder „Off-line“ Verfahren [2]

Ebenfalls unterscheidet sich das Prinzip der Bildung der MA-Phasen. Der größte Unterschied besteht darin, dass sich die MA-Phase bei der „On-line“ Technologie während der Wärmebehandlung aus dem Austenit bildet, während die MA-Phase bei der „Off-line“

Technologie aus dem wieder umgewandelten Austenit gebildet wird. Das Schema, das diese Prozesse widerspiegelt, ist in Abbildung 35 zusammengestellt.

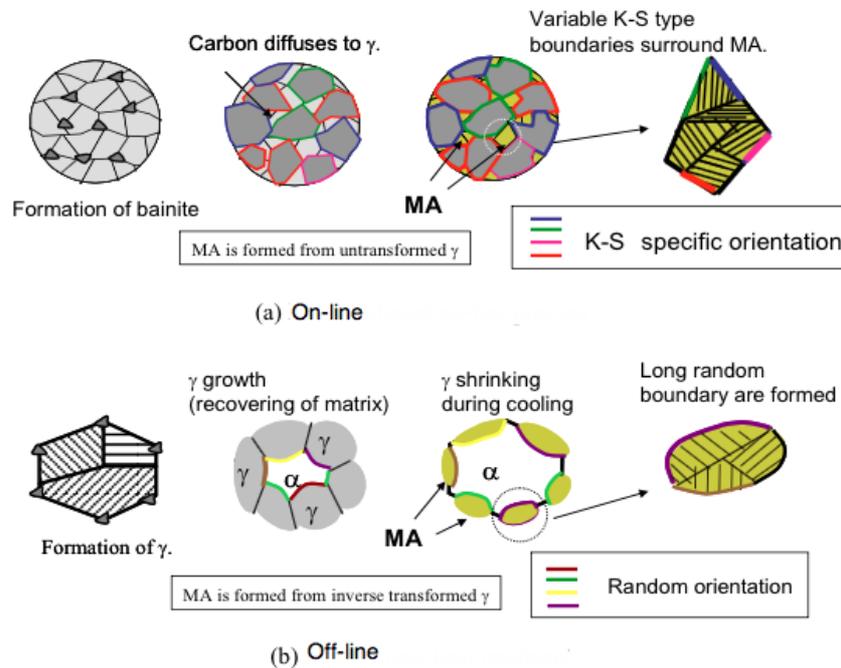


Abbildung 35 – Prinzip der Bildung der MA-Phase bei der „On-line“- und der „Off-line“ Technologie [2]

Zudem läuft bei der „On-line“ Technologie die Umwandlung auf der Grenze zwischen dem Bainit und dem Austenit ab. Daraus ergibt sich eine MA-Phase zwischen den Körnern des Bainits. Bei der „Off-line“ Technologie erfolgt eine partielle Rückumwandlung von Austenit in Ferrit, wobei unter hohen Temperaturen die Körner des Austenits an den Korngrenzen des Ferrits entstehen. Weiterhin erfolgt eine Diffusion des Kohlenstoffs aus dem Ferrit in den Austenit. Bei der Abkühlung umgeben sich die Körner des Ferrits stochastisch mit der MA-Phase. Damit verlängern sich die Grenzen der MA-Phase mit dem Ferrit. Es wird angenommen, dass diese längere Grenzen einen deutlichen Einfluss auf das Verhalten von Rissen haben. Ebenfalls bei der „Off-line“ Technologie bilden sich größere Partikel der MA-Phase, die die mechanischen Eigenschaften reduzieren können [2, 131].

2.8.5 Erzeugung der MA-Phase durch eine Auslagerung nach der beschleunigten Abkühlung

Diese Möglichkeit kann als eine Unterart des vierten Verfahrens gelten. Statt der Wärmebehandlung nach der beschleunigten Abkühlung wird eine Auslagerung bei einer Temperatur im Bereich der bainitischen Umwandlung durchgeführt [11 bis 13, 134]. Diese

Temperatur der Auslagerung hat großen Einfluss auf die Form der MA-Phase. So hat für Stahlsorte X70 bei der gleichen Abkühlgeschwindigkeit und bei einer Auslagerungstemperatur von 600 °C die MA-Phase eine eckige Form mit einer Größe von 2-3 µm, die zwischen den polygonalen Ferritkörnern entsteht. Bei einer niedrigeren Auslagerungstemperatur von 550 °C nimmt die Anzahl der unregelmäßigen und nadelartigen Ferrite zu, es bilden sich mehr dispergierte MA-Partikel, die die Form von kurzen Streifen mit 2-3 µm Länge und 0,5 µm Breite haben [12]. Deswegen nehmen bei einer Verringerung der Auslagerungstemperatur die Festigkeitseigenschaften ab und die plastischen Eigenschaften zu. Die Temperatur der Auslagerung hat kaum Einfluss auf die Menge der MA-Phase bei konstanter Abkühlgeschwindigkeit [12, 134].

In [14] wurde ebenfalls die Wirkung der Auslagerungstemperatur für Stahl X80 untersucht. Es wurde festgestellt, dass das Gefüge des Stahls bei der Anlasstemperatur 550 °C bis 600 °C aus nadelartigem Ferrit und granularem Bainit besteht. Die MA-Phase entsteht an den Austenitkorngrenzen. Mit einer Erhöhung der Auslagerungstemperatur werden die Austenitkorngrenzen unklarer. Die MA-Partikel sind sehr klein. Nach der Auslagerung bei 650 °C setzt sich das Gefüge aus granularem Bainit und quasi-poligonalem Ferrit zusammen. Die MA-Phasenanteile sind jetzt in Form von Inseln vorhanden. Die ferritische Matrix ist umgewandelt und kommt als granularer Bainit vor. Bei weiterer Erhöhung der Temperatur nimmt der Anteil des granularen Bainit und die Größe der MA-Phase zu, was sich wiederum negativ auf die Kerbschlagzähigkeit auswirkt. Der Stahl zeigt ein besseres Verhältnis von Festigkeit und Zähigkeit bei der Auslagerungstemperatur von 550 °C, weil die MA-Phase und die gesamte Mikrostruktur feiner sind und sich gleichmäßiger verteilen. Dies ermöglicht eine gleichmäßigere dynamische Spannung. Als Resultat besitzt der Stahl eine bessere Kerbschlagzähigkeit [14].

In den zitierten Arbeiten wurde nur die Wirkung der Auslagerungstemperatur untersucht, ohne den Einfluss der Auslagerungszeit zu betrachten. Doch dieser Parameter kann eine große Wirkung haben. So wurde z.B. für TRIP-Stähle mit höherem Kohlenstoffgehalt eine Funktion der isothermen Haltezeit und der Temperatur im bainitischen Umwandlungsbereich ermittelt. Für die isotherme Haltezeit von 450 °C wird der höchste Restaustenitgehalt erzielt. Bei kurzen Haltezeiten steigt der Restaustenitanteil mit der Dauer der Haltezeit an, dennoch wandelt sich ein erheblicher Teil von Austenit während des Kühlens in Martensit um. In diesem Fall wird mehr Ferrit gebildet und folglich mehr Kohlenstoff in den angrenzenden Austenit abgegeben. Bei noch längeren Haltezeiten sinkt der Restaustenit wieder. Das wiederum ist darauf zurückzuführen, dass der Kohlenstoff aus dem Ferrit weiter in den Austenit diffundiert

und/oder sich somit gleichmäßig im Austenit verteilen kann und sich der mit Kohlenstoff angereicherte Austenit in Ferrit/Karbid-Gemische umwandelt [135]. Diese Abhängigkeit ist in Abbildung 36 dargestellt.

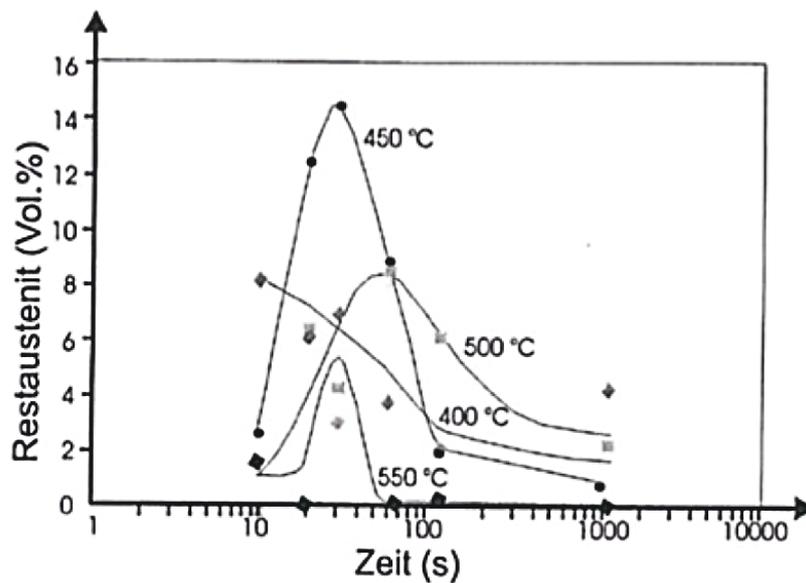


Abbildung 36 – Restaustenitgehalt als Funktion der isothermen Haltezeit und der Temperatur im bainitischen Umwandlungsbereich [135]

2.9 Legierungskonzepte

Die chemische Zusammensetzung für Rohrstähle kann für unterschiedliche Produkte variieren, um bestimmten mechanischen Anforderungen gerecht zu werden. Üblicherweise haben sie einen Mangangehalt bis zu 2 Gew.-% in Kombination mit einem sehr geringen Kohlenstoffgehalt (<0,10 Gew.-%) und auch geringen Zusätzen von Legierungselementen, die in Kapitel 2.6 beschrieben wurden. Somit wird jedes Element in Verbindung mit dem Temperaturregime der Kühlung die Form und den Volumenanteil der Phasen bestimmen. Abbildung 37 gibt einen Überblick über die chemischen Zusammensetzungen für „konventionelle“ und „entwickelte“ (*) Rohrstähle (von X70 bis X120). Im Bild ist auch ein Diagramm mit Kohlenstoffäquivalenten (CE und Pcm) enthalten [77].

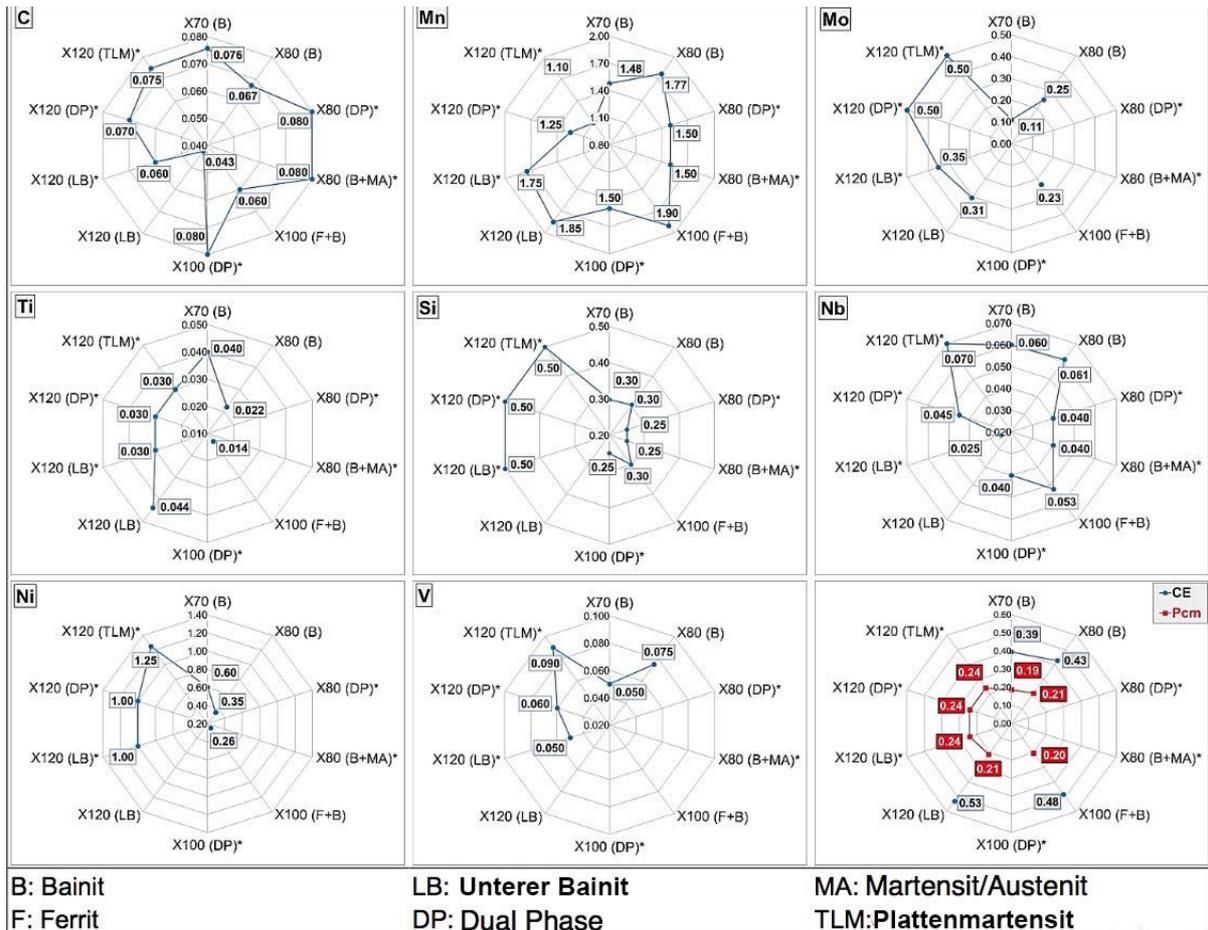


Abbildung 37 – Übersicht der chemischen Zusammensetzungen der "konventionellen" und "entwickelten" Stahlsorten und deren Schweißbarkeits-Parameter [77]

In den letzten Jahren haben Stahlproduzenten verschiedene strategische Legierungskombinationen entwickelt, um den steigenden Anforderungen an die Festigkeit und Zähigkeit ohne Einbuße der Schweißbarkeit gerecht zu werden:

- Ni + Mo + Nb – zur Erzeugung der sekundären Härtung durch Bildung von Karbiden, Nitriden und Karbonitriden;
- Ni + Mo – zur Mikrostrukturverfeinerung durch Unterdrückung der Rekristallisation des Austenits beim gesteuerten Walzen und zur Stärkung durch Ausscheidungshärtung sowie zur Verbesserung der Durchhärbarkeit;
- Ni + B – zur Verbesserung der Durchhärbarkeit;
- Nb + V – zur Erhöhung der Festigkeitseigenschaften. Jedoch haben Stähle auf der Basis dieser Kombination ein relativ hohes Kohlenstoffäquivalent;

- Mo + Nb + Ti – zur Erzeugung der feineren Korngröße von Ferrit (effektiver als mit der früher verwendeten Kombination Nb + V), und zur Ausscheidung der nadelartigen Phasen und der MA-Phase in hochlegierten Stahlsorte X80

Aus der in Kapitel 2.6 durchgeführten Analyse wird ersichtlich, dass eine Mo-Zugabe den größten Einfluss auf die MA-Phase haben kann, wenn es gemeinsam mit einer Nb-Zugabe die Rekristallisation und Kornwachstum des Austenits während der typischen Temperaturen für das kontrollierte Walzen unterdrückt und dadurch zur Verfeinerung der Mikrostruktur des Austenits und infolgedessen zur zusätzlichen Stabilisierung der Austenitkörner beiträgt. Zusätzlich beschleunigt Mo-Zugabe die bainitische Umwandlung und unterdrückt die Umwandlung des Ferrits und des Perlits [11, 75, 77]. Ebenfalls wurde herausgefunden, dass Kohlenstoff-, Mangan-, Silizium- und Aluminium-Zugaben zu einem positiven Einfluss auf die Bildung der MA-Phase beitragen.

Auf dieser Grundlage wurden mehrere Legierungskombinationen gewählt, die auf der Verwendung von Nb-, Mo- und Ti-Mikrolegierungen basieren und zusätzlich mit verschiedenen Kohlenstoff-, Silizium- und Aluminiumgehalten ergänzt wurden.

2.10 Zusammenfassend der Erkenntnisse aus dem Stand der Technik

Die Literaturanalyse zeigt, dass die MA-Phase zu einem positiven Effekt bei der Kerbschlagzähigkeit und der Plastizität ohne Verschlechterung der Festigkeit führen kann. Insbesondere ist dies relevant für hochfeste Stähle X80 und X100. Die Verringerung der plastischen Eigenschaften kann man mit der Erzeugung der MA-Phase im Gefüge reduzieren. Als Ergebnis kann ein Stahl mit optimaler Kerbschlagzähigkeit, Plastizität und Festigkeit erzeugt werden. Dieser Stahl wird durch den MA-Phasengehalt im Gefüge charakterisiert, der aus dem Restaustenit umgewandelt wurde. Abhängig von Größe und Form dieser Phase können die mechanischen Eigenschaften gezielt verändert werden. So kann sich der Sprödbruch durch einen kleineren Korndurchmesser zu tieferen Temperaturen verschieben. Deshalb ist es notwendig, die MA-Phase mit den kleinsten Körnern (unter 1 μm) oder in Form eines dünnen Films zu erhalten [12, 124]. Jedoch können die Grenzen der MA-Phase in Form von Großwinkelgrenzen als eine starke Barriere gegen Rissausbreitung und Versetzungsbewegungen wirken [99, 124]. Für die Erzeugung einer solchen MA-Phase ist es notwendig, den Einfluss der technologischen Parameter auf ihre Bildung zu ermitteln.

In [3, 12, 15, 16, 105] wurden Untersuchungen zur beschleunigten Abkühlung von hochfesten Stählen durchgeführt und der Einfluss der Abkühlparameter auf die Größe und Form des

Restustenits sowie der MA-Phase beschrieben. Somit werden mit zunehmender Abkühlgeschwindigkeit und der Verringerung der Stopptemperatur der beschleunigten Abkühlung die Partikel der MA-Phase verkleinert. Darüber hinaus gibt es noch weitere Möglichkeiten, die MA-Phase zu steuern, dazu gehören z.B. die Auslagerung und Wärmebehandlung nach beschleunigter Abkühlung. Es ist jedoch erforderlich, den Einfluss der Parameter dieser Prozesse auf die Größe und Form der MA-Phase genau zu kennen, um die Mikrostruktur im Allgemeinen besser zu steuern und die gewünschten Eigenschaften in fertigen Grobblechen zu erhalten.

3 Ziel- und Aufgabenstellung

Die Morphologie und die Bildung der MA-Phase wurde von mehreren Wissenschaftlern untersucht. Dabei sind verschiedene z. T. widersprüchliche Aussagen dazu getroffen worden. Diese Aussagen betreffen insbesondere technologische Bedingungen, bei denen die MA-Phase entstehen kann. Bis jetzt wurden vor allem Bedingungen betrachtet, die entweder isothermischen oder nahezu isothermischen Bedingungen entsprechen. Bei der Grobblechherstellung sind diese jedoch nicht zu finden, da das Grobblech unmittelbar nach der Umformung einer beschleunigten Abkühlung mit Wasser oder Wasser/Luft ausgesetzt bzw. langsam an ruhender Luft abgekühlt wird. Andere Möglichkeiten einer für die Entstehung der MA-Phase günstigen Bedingung bestehen in den existierenden Anlagen nicht. Daher soll in Rahmen dieser Arbeit untersucht werden, ob ein Weg, der zur Bildung der MA-Phase mit eventueller Ergänzung der vorhandenen Grobblech-Anlagen möglich ist. Dies ist mit einer Ermittlung von Technologievorgaben verbunden, die die Herstellung von hochfesten Pipeline Stählen der Festigkeit von X70 bis X90 mit gleichzeitig einer guten Umformbarkeit sichern sollen. Die Herstellungstechnologie soll die Bedingungen bei der Grobblechherstellung beachten. Im Fokus steht der Bereich des Austenitzustands nach der Umformung und die Abkühlbedingungen bzw. die Kombination der Abkühlung mit dem Aufheizen mit Berücksichtigung der Umwandlungsvorgänge.

Um dieses Ziel zu erreichen, sind folgende grundlegende Aufgaben zu erfüllen:

1. Entwicklung von Konzepten der chemischen Zusammensetzung;
2. Bestimmung der Ver- und Entfestigung von Austenit;
3. Untersuchung des Umwandlungsverhaltens sowie der MA-Phasenausbildung in Abhängigkeit von Umformungs- und Abkühlungsparametern durch die Erstellung von Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubildern;
4. Experimentelle Simulation verschiedener Abkühlungs- und Wärmebehandlungskombinationen zur Ermittlung ihrer Einflüsse auf die MA-Phasen- und Mikrostrukturausbildung sowie anschließend auf die Festigkeit und Bruchdehnung;
5. Evaluierung der Ergebnisse der experimentellen Simulation auf der Walzanlage des Institutes für Metallformung der TU Bergakademie Freiberg;
6. Untersuchung des Einflusses der Morphologie und des Gehaltes der MA-Phase in Wechselwirkung mit der Mikrostruktur auf die mechanischen Eigenschaften;
7. Bestimmung des Einflusses eines Legierungskonzepts auf den MA-Phasenanteil und die Mikrostrukturausbildung.

4 Experimentelle Vorgehensweise

Entsprechend der Zielsetzung gliedert sich die experimentelle Arbeit in verschiedene Phasen mit unterschiedlichen inhaltlichen Schwerpunkten, die in den folgenden Arbeitspaketen dargestellt sind:

1. Untersuchungen zur Charakterisierung des Werkstoffverhaltens;
2. Experimentelle Warmumformsimulation mit verschiedenen Abkühlungs- und Wärmebehandlungskombinationen;
3. Evaluierung der entwickelten Technologie an der Warmwalzpilotanlage.

Begonnen wurde mit der Herstellung von vier Laborschmelzen im Vakuuminduktionsofen, die sich in ihren Kohlenstoff-, Silizium-, Molybdän- und Aluminiumgehalten unterscheiden, um den Einfluss auf die Stabilisierung des Restaustenits zu ermitteln.

Die nachfolgende Aufgabe betraf Werkstoffuntersuchungen der ausgewählten Stähle. Zuerst war es erforderlich, die Wärmtemperatur mit Hilfe thermodynamischer Berechnungen festzulegen. Anschließend wurde die Entfestigungskinetik der ausgewählten Stähle im Zuge der Warmumformung untersucht. Des Weiteren wurden Untersuchungen des Umwandlungsverhaltens sowie die MA-Phasenausbildung in Abhängigkeit von Umformungs- und Abkühlungsparametern durch die Erstellung von Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubildern vorgenommen.

Anhand der Ergebnisse aus den Untersuchungen zur Charakterisierung des Werkstoffverhaltens konnten Randbedingungen ermittelt werden, die es ermöglichten, verschiedene Abkühlungs- und Wärmebehandlungskombinationen zur besseren Stabilisierung des Restaustenits zu konzipieren. Die Simulation dieser Technologien erfolgte mit dem multifunktionalen Prüfsystem „Gleeble HDS-V40“, das die Ermittlung der Einflüsse auf die MA-Phasen- und Mikrostrukturausbildung sowie anschließend auf die Festigkeit und Bruchdehnung ermöglichte.

Unter Verwendung der Ergebnisse der durchgeführten Untersuchungen und der Warmumformsimulation wurden die Bedingungen für weitere Warmwalzversuche festgelegt, die auf Pilotanlagen des Institutes für Metallformung der TU Bergakademie Freiberg durchgeführt wurden. Diese Tests ermöglichten zusätzlich die Ermittlung und Analyse der für Grobblechstähle erforderlichen mechanischen Eigenschaften.

4.1 Untersuchte Werkstoffe

Zur Ermittlung des Einflusses der chemischen Zusammensetzung auf die Makrostruktur, MA-Phase und mechanische Eigenschaften wurden vier hochfeste Pipeline-Stähle als Versuchsmaterial verwendet. Diese Stähle basieren auf dem mikrolegierten Pipelinestahl der Festigkeitsklasse X70, und unterscheiden sich am Gehalt einzelner Legierungselemente. So besitzt der Stahl St1 einen erhöhten Kohlenstoffgehalt. Der Stahl St2 ist zusätzlich mit Molybdän mikrolegiert. Die Stähle St3 und St4 sind mit Silizium und Aluminium mikrolegiert und besitzen dabei reduzierten Gehalt an Kohlenstoff. Die entsprechenden chemischen Zusammensetzungen sind in Tabelle 2 dargestellt.

Tabelle 2 – Chemische Zusammensetzungen in Massenprozent der untersuchten Stähle

Bezeichnung der Stähle	Legierungselemente, Masse-%										
	C	Si	Al	Mn	Nb	Ti	Ni	V	Mo	Cu	N
St1	0,111	0,249	0,015	1,83	0,053	0,015	0,208	0,070	0,006	0,207	0,0070
St2	0,067	0,235	0,015	1,86	0,055	0,018	0,272	0,062	0,143	0,208	0,0050
St3	0,059	0,607	0,032	1,81	0,023	0,066	0,048	0,003	0,105	0,014	0,0055
St4	0,059	0,397	0,049	1,82	0,024	0,072	0,050	0,003	0,104	0,014	0,0052

4.2 Herstellung der Laborschmelzen

Die vier Laborschmelzen, deren chemischen Zusammensetzungen im vorigen Kapitel dargestellt sind, wurden im Vakuuminduktionsofen mit einer Schmelzkapazität von 1 Liter erzeugt (Abbildung 38a). Um den Stichplan der geplanten Walzversuche realisieren zu können, wurden rechteckige Proben der Abmessungen 65 x 50 mm² in die entsprechende Kokille gegossen. Die Legierungsgehalte (Tabelle 2) wurden durch die Mischung des Basismaterials (Pipelinestahl der Fertigstufe X70) mit reinem Eisen und den Legierungselementen erzeugt. Der Erwärmungsprozess vor dem Schmelzen wurde unter Vakuum mit einem Druck von 50·10⁻³ mbar durchgeführt. Danach wurde der Ofenraum mit Argon bis auf einen Partialdruck von 200·10⁻³ mbar geflutet. Anschließend nach der Erreichung der Schmelztemperatur wurde die Schmelze in die Kokille abgegossen (Abbildung 38b).

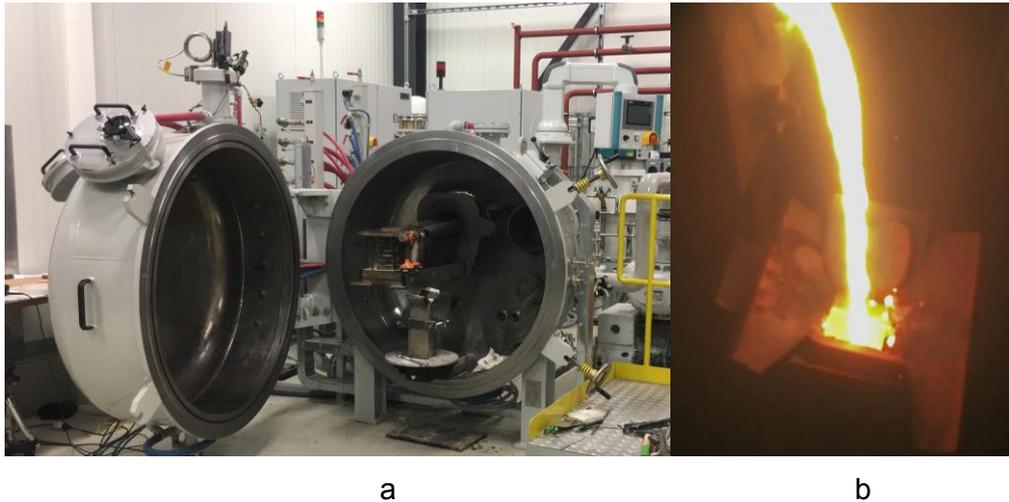


Abbildung 38 – Ansicht von a) Vakuumindektionsofen; b) Gussprozess

4.3 Untersuchungen zur Charakterisierung des Werkstoffverhaltens

4.3.1 Einfluss der Austenitisierungstemperatur auf den Ausscheidungs- und Lösungszustand

Der Ausscheidungs- und Lösungszustand beeinflusst alle Prozesse in der Mikrostruktur, die bei Umformung und Abkühlung im Walzgut auftreten. Deshalb ist es sehr wichtig den notwendigen Lösungszustand zu ermitteln, der für die Einstellung des Endgefüges und für die damit verbundenen mechanischen Eigenschaften erforderlich ist. Daher wurde im Rahmen dieser Arbeit der Lösungszustand für alle Schmelzen mit Hilfe der Software «SteelMap» berechnet. Diese Software basiert auf thermodynamischen Berechnungen und berücksichtigt die Wechselwirkungen zwischen den einzelnen Legierungselementen auf den Ausscheidungs- und Lösungszustand im Gefüge. Mit dieser Software können die Berechnungen im Gleichgewichtszustand erfolgen. Es wird dabei angenommen, dass das thermodynamische Gleichgewicht während des Wärmens (Austenitisierung) erreicht wird.

Die Ergebnisse bilden nicht den Schwerpunkt der Arbeit und sind im Kapitel 5.1.1 beschrieben und dienen hier der Festlegung von Wärmebedingungen. Vorab: im Ergebnis der gesamten Betrachtung wurden folgende Bedingungen gewählt: **Wärmen bis auf 1250 °C mit einer Haltezeit von 5 min**, die nahezu einen Gleichgewichtszustand sichern soll.

4.3.2 Ermittlung der statischen Entfestigung

Bei der Bildung von bainitischen Gefüge mit MA-Phase beeinflusst der Austenitzustand die Umwandlungskinetik. Das trifft auf die Verfestigung und die Korngröße des Austenits zu.

Die Verfestigung des Austenits kann mit Hilfe der Entfestigungskinetik ermittelt werden. In diesen Untersuchungen wurde nach vorherigen Prüfungen festgestellt, dass die Entfestigung während des gesamten Walzprozesses ausschließlich mit statischen Vorgängen in den Pausenzeiten stattfindet. Der Begriff der Entfestigung umfasst mehrere Prozesse beginnend mit der metadynamischen bis zur statischen Entfestigung und Kornwachstum. Dabei werden sowohl die Erholung als auch die Rekristallisation zusammengefasst.

Zur Ermittlung der statischen Entfestigung wurden Doppelstauchversuche (off-set-Methode) an dem Abschreck- und Umformdilatometer „DIL 805 A/D“ vorgenommen. Die Bedingungen und Durchführung des Versuches sind in Abbildung 39 schematisch dargestellt. Nach der Austenitisierung und dem 5 min Halten bei 1250 °C wurde die Probe entsprechend der Vorwalzphase beim Grobblechwalzen bei 1100 °C mit einem Umformgrad von 0,2 umgeformt, um die Austenitkornstruktur zu verfeinern und das Vorwalzen zu modellieren. Nach der Abkühlung mit 2 K/s auf die jeweilige Endumformtemperatur wurden weitere zwei Umformungen mit Umformgraden von 0,3 und 0,2 durchgeführt. Zwischen den Umformschritten wurde die Probe von 2 bis 10 s auf Umformtemperatur gehalten (isothermische Bedingungen). Diese Zeiten, die den Pausen zwischen den Umformstichen im Grobblechwalzwerk entsprechen, werden verwendet, um ihren Effekt auf die Entfestigungsprozesse im Temperaturbereich zwischen 860 – 960 °C in 20-K-Schritten zu ermitteln. Die Berechnung des Entfestigungsbeitrages erfolgt nach der Formel, die zusammen mit der schematischen Darstellung des Prinzips der off-Set Methode auf Abbildung 40 gezeigt ist.

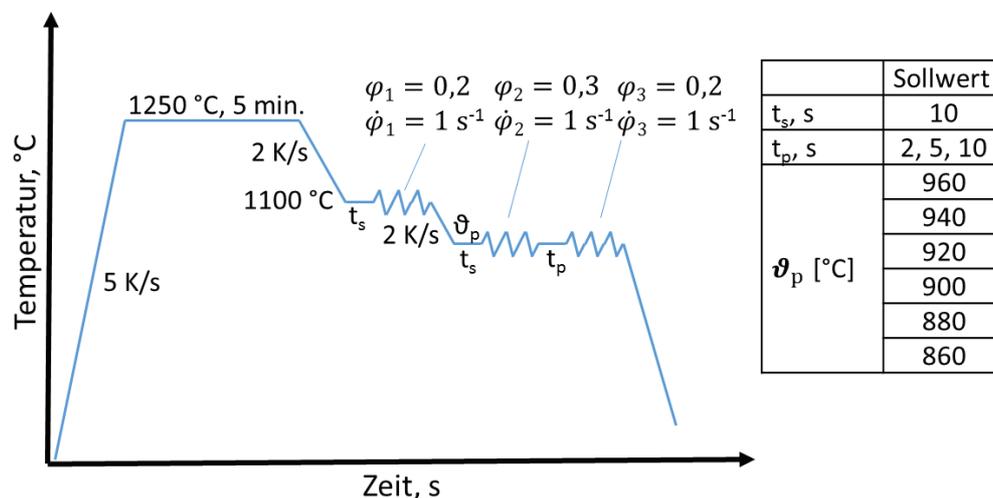


Abbildung 39 – Doppelstauchversuch zur Bestimmung der Entfestigungskinetik

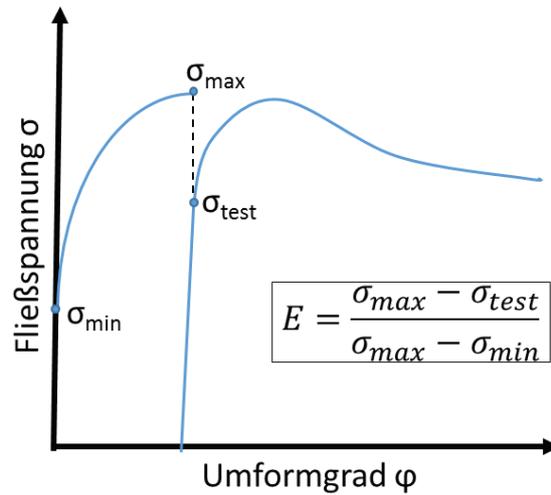


Abbildung 40 – Off-Set Methode zur Ermittlung des Entfestigungsbeitrages

4.3.3 Bestimmung des Umwandlungsverhaltens

Für die Entwicklung der Walztechnologie und Wärmebehandlung ist es sehr wichtig, dass die Temperaturen der Phasenumwandlungen bekannt sind. Das Umwandlungsverhalten wurde mittels Dilatometrie durch die Erfassung der Änderung der Probelänge während der Abkühlung bestimmt. Dilatometrische Experimente wurden mittels eines Abschreck- und Umformdilatometers „DIL 805 A/D“ der Firma BÄHR durchgeführt, welches in Abbildung 41 dargestellt ist.



Abbildung 41 – Ansicht eines Abschreck- und Umformdilatometers „DIL 805 A/D“

Zur Aufstellung von Umform-Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubildern (U-ZTU) wurden zylindrische Proben (Länge 10 mm/Durchmesser 5 mm) bis zur Austenitisierungstemperatur von

1250 °C mit einer Aufheizgeschwindigkeit von 5 K/s erwärmt. Dann wurden die Proben 300 s auf der Temperatur gehalten um den Gleichgewichtszustand zu erhalten. Anschließend wurden die Proben bis auf die erste Umformtemperatur mit einer Geschwindigkeit von 2 K/s abgekühlt. Dann erfolgte eine erste Umformung mit einem Umformgrad von 0,4. Schließlich wurden die Proben bis auf die Temperatur der zweiten Umformung mit derselben Geschwindigkeit gekühlt und mit einem Umformgrad von 0,3 umgeformt. Abschließend wurden sie mit verschiedenen Abkühlgeschwindigkeiten von 1, 10, 20, 30, 40, 50 und 70 K/s abgeschreckt bzw. abgekühlt. Die Bedingungen und Durchführung des Versuches sind in Abbildung 42 schematisch dargestellt.

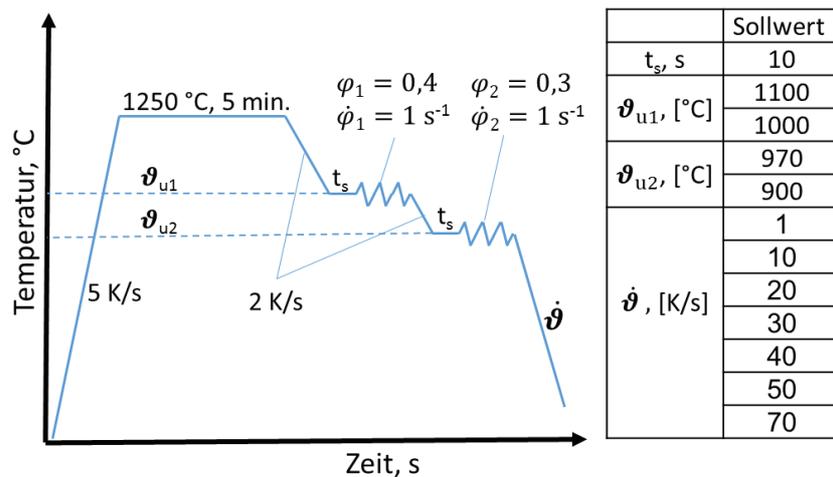


Abbildung 42 – Schematische Darstellung der Ermittlung der UZTU-Schaubilder

Die Probenlängen wurden mittels eines PtPh/Pt-Thermoelementes (Type S) gemessen. Während des gesamten Prozesses wurde die Probelänge ermittelt. Bei der Erwärmung bzw. der Abkühlung ändert die Probelänge sich gleichmäßig außer in den Umwandlungsbereichen. In diesen findet ein Sprung der Längenänderung statt (s. Abbildung 43). Um die Anfangs- und Endtemperatur der Umwandlung zu ermitteln, wurden die Längenänderungen in den Austenit- und Ferritbereichen extrapoliert. Der Beginn der Abweichung der Längenänderung von einer linearen Beziehung deutet auf einen Umwandlungsanfang. Der Rücklauf der Längenänderung zu einer linearen Beziehung deutet auf ein Umwandlungsende. Zur Bestimmung der Änderung der Probenlänge dienten keramische Umformstempel. Um Reibung bei der Umformung zu minimieren und die Stempel zu schützen, wurden Tantal-Plättchen zwischen Probe und Stempel eingesetzt. Zur Vervollständigung der Ergebnisse des Dilatometers wurden sowohl metallographische Gefügeanalysen als auch Härtemessungen durchgeführt.

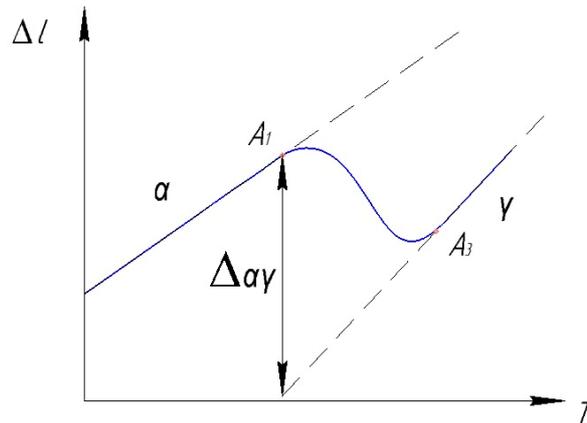


Abbildung 43 – Beispiel der dilatometrischen Kurve

4.3.4 Festlegung der Parameter einer Warmumformsimulation

Aus den vorherigen Untersuchungen lassen sich einige Bedingungen für die Umformsimulation ableiten. Dabei sind folgende Bedingungen erforderlich, die für eine Technologieentwicklung notwendig sind:

- Austenitisierungstemperatur;
- Abkühlung auf Umformtemperatur;
- Umformtemperatur;
- Umformgrad und Umformgeschwindigkeit;
- Abkühlgeschwindigkeit;
- Endabkühltemperatur.

Diese Bedingungen sind in den nachfolgenden Untersuchungen realisiert worden. Ziel der Untersuchungen war die Bedingungen zu ermitteln, die zum günstigen Umwandlungsgefüge, mit Berücksichtigung der Besonderheiten des Herstellungsprozesses der Grobbleche, führen.

4.4 Warmumformsimulation

4.4.1 Untersuchung verschiedener Abkühlung- und Wärmebehandlungskombinationen

Der Grobblechwalzprozess wurde auf dem multifunktionalen Prüfsystem „Gleeble HDS-V40“ (s. Abbildung 44) simuliert. Das steuerbare servohydraulische Prüfsystem wird zur Simulation von verschiedenen mehrstufigen Walzprozessen mit Abkühlung eingesetzt. Dabei kann nach der Umformung auch die Kombination der Abkühlung mit Aufheizen simuliert werden. Das Prüfsystem „Gleeble HDS-V40“ ist nachfolgend dargestellt:



Abbildung 44 – Ansicht des Prüfsystems „Gleeble HDS-V40“

Als Versuchsart wurde ein Flachstauchversuch ausgewählt, welcher mit Berücksichtigung des ebenen Dehnungszustandes zur Simulation von Band- und Blechwalzprozessen geeignet ist (s. Abbildung 45).

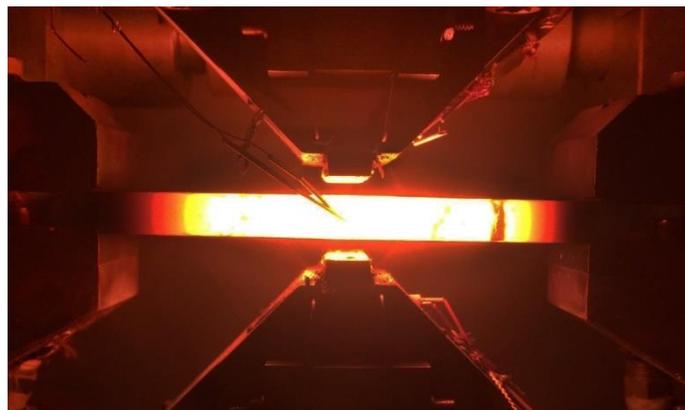


Abbildung 45 – Ansicht des Flachstauchversuches

In diesem Prozess werden Proben mit einer Breite von 50 mm, einer Höhe von 10 mm und einer Länge von 150 mm konduktiv auf Austenitisierungstemperatur von 1250 °C mit einer Aufheizgeschwindigkeit von 5 K/s gewärmt, 300 s auf Temperatur gehalten und dann auf Umformungstemperaturen mit einer Abkühlgeschwindigkeit von 2 K/s abgekühlt. Anschließend wurden die Proben bei 1050 °C mit Umformgraden von 0,3 und 0,4 sowie bei 900 °C mit einer Umformgrad von 0,3 gestaucht und schließlich mit der Verwendung der bestimmten Kombinationen (K) von Abkühlung und Wärmebehandlung abgekühlt, die nachfolgend beschrieben sowie in der Abbildung 46 (variierte Parameter sind rot markiert) schematisch dargestellt sind:

Beschleunigte Abkühlung von verschiedenen Abkühlstarttemperaturen (K1). Nach der letzten Umformung bei 900 °C wurde die Probe entweder sofort oder nach einer langsamen Abkühlung mit 2 K/s bis auf 850 und 800 °C beschleunigt mit 30 K/s auf RT gekühlt (s. Abbildung 46). Da die Temperatur von 900 °C im Rekrystallisationsbereich liegt, finden Entfestigungsvorgänge während der langsamen Kühlung statt, die etwa dem Transport des Grobbleches bis zu Kühlanlage entspricht. Diese Prozesse ändern den Verfestigungszustand des Austenits vor der beschleunigten Abkühlung. Dies beeinflusst die γ/α -Umwandlung.

Die nachfolgenden Versuchsvarianten befassen sich mit dem Einfluss der beschleunigten Abkühlung sowie des Haltens bzw. der Kombination des Kühlens und Erwärmens auf die Bildung der MA-Phase. Der Austenitzustand wurde bei allen Versuchen mit der Umformung bei 900 °C konstant gehalten.

Beschleunigte Abkühlung bis zu verschiedenen Abkühlstopptemperaturen (K2, 3). Bei Anwendung der höheren Abkühlstopptemperatur, erfolgt die Umwandlung nur teilweise. Ein Teil des Austenits bleibt erhalten und die umgewandelten Anteile bestehen aus Bainit/Ferrit. Der Kohlenstoff in dem übersättigten Ferrit diffundiert zum nicht umgewandelten Austenit. Abhängig von der Menge des Austenits und der durch Diffusion erfolgten Anreicherung mit Kohlenstoff kann der Austenit stabilisiert werden. Anschließend wandelt dieser Austenit sich in die MA-Phase um.

Um den Vorgang der Kohlenstoffanreicherung untersuchen zu können, wurden zu diesem Zweck die Proben nach der letzten Umformung zuerst bis auf verschiedene Abkühlstopptemperaturen abgekühlt. Die Abkühlstopptemperatur lag entweder im Temperaturbereich der bainitischen Umwandlung oder im Temperaturbereich der vollständigen Umwandlung. Letztere diente dem Vergleich. Zwei Abkühlgeschwindigkeiten wurden gewählt um einerseits die inhomogene Abkühlung über die Blechdicke zu erfassen und andererseits den Einfluss auf die Umwandlungskinetik zu ermitteln. Beide haben einen Einfluss auf die Kohlenstoffkonzentration im Austenit, die diffundieren können (s. Abbildung 46).

Beschleunigte Abkühlung bis zum Temperaturbereich der bainitischen Umwandlung und folgende Auslagerung mit verschiedenen Zeiten (K4, 5, 7). Mit diesem Verfahren sollte der Gehalt an MA-Phase mit hohem Kohlenstoffgehalt in der Mikrostruktur erhöht werden. Dazu ist es notwendig, entweder die Kohlenstoffdiffusionsrate vom gebildeten Bainit/Ferrit zum nicht umgewandelten Austenit zu beschleunigen oder die Zeit für vollständigere Diffusionsprozesse zu erhöhen [117]. Die letztere Option kann durch isotherme Auslagerung in dem bainitischen Umwandlungsbereich erreicht werden. Zu diesem Zweck wurden die Proben nach der letzten Umformung bis verschiedenen Abkühlstopptemperaturen abgekühlt, die in

dem bainitischen Umwandlungsbereich liegen. Dabei wurden zuerst zwei verschiedenen Abkühlungsvarianten verwendet in denen die Proben mit Abkühlgeschwindigkeiten von 30 bzw. 10 K/s beschleunigt abgekühlt wurden, um den Temperaturbereich der Umwandlung in Ferrit schnellstmöglich zu durchlaufen. Die Abkühlstopptemperatur lag bei 600 °C. Danach wurde die Abkühlung mit verschiedenen Geschwindigkeiten von 10 K/s (K4, 5) und 2 K/s (K7) fortgesetzt, um den Kohlenstoff von Bainit in den nicht umgewandelten Austenit, d.h. spätere MA-Phase diffundieren zu lassen (s. Abbildung 46). Schließlich wurden die Proben bei der jeweiligen Temperatur mit unterschiedlichen Haltezeiten gehalten.

Beschleunigte Abkühlung bis in die Temperaturbereiche der bainitischen Umwandlung, mit Wärmebehandlung und langsamer Abkühlung (K6). Bei der isothermen Auslagerung nach der beschleunigten Abkühlung hört die bainitische Umwandlung nicht auf, sondern setzt sich bis zum Erreichen des Gleichgewichtszustandes fort. Um diesen Prozess zu verzögern, kann das so genannte „On-line“ Verfahren verwendet werden, das von Autoren in [1, 3] entwickelt wurde. Diese Technologie wendet eine Wärmebehandlung unmittelbar nach der beschleunigten Abkühlung an. Dies hilft die bainitische Umwandlung zu stoppen. So kann der Prozess der Kohlenstoffdiffusion, der aus dem übersättigtem Bainit in Austenit diffundiert, fortgesetzt werden [1, 3, 77, 131] (s. Abbildung 46).

Beschleunigte Abkühlung bis in den Bereich der bainitischen Umwandlung mit Kombination nachfolgender Wärmebehandlung, d.h. Heizung und Kühlung (K8). Die Literaturauswertung zeigte, dass die Verwendung der „Off-line“ Technologie außer positiver Anreicherung des nicht umgewandelten Austenits noch dazu führen kann, dass sich größere Partikel der MA-Phase bilden können. Dies kann mechanische Eigenschaften beeinträchtigen. Hier wurde eine neue modifizierte „Off-line“ Wärmebehandlung entwickelt, um eine noch bessere Anreicherung des Austenits mit Kohlenstoff und eine Verzögerung des MA-Partikelwachstums zu erreichen. Diese Technologie basiert auf der „Off-line“ Technologie, aber an Stelle einer Auslagerung oberhalb der Ac_1 Temperatur, wo Rückumwandlung und MA-Partikelwachstum stattfinden, wird die Probe 3 mal alternierend über und unter die Ac_1 Temperatur um ± 40 °C geheizt bzw. gekühlt (s. Abbildung 46). Dies kann im Zuge der Grobblechkühlung umgesetzt werden.

entfestigter Austenit ($T_E = 950 \text{ }^\circ\text{C}$) bis zu einem weitgehend verfestigten Austenit ($T_E = 850 \text{ }^\circ\text{C}$) vorlag. Für die Zyklen waren nachfolgende Daten notwendig:

- Austenitisierungstemperatur;
- Start- und Endwalztemperaturen;
- Stichplan;
- Abkühlgeschwindigkeit;
- Endabkühltemperatur.

4.5 Walzversuche

In der nächsten Stufe der experimentellen Untersuchungen und Technologieentwicklung wurden die Versuche auf der halbkontinuierlichen Walzanlage am Institut für Metallformung zur physikalischen Simulation der Grobblechherstellung durchgeführt. Genutzt wurde der erste Teil der Walzanlage mit reversierendem Walzgerüst und die Kühlstrecke. Das Schema dieser Walzanlage ist in Abbildung 48 dargestellt, wobei die eingesetzten Bereiche durch rote gestrichelte Rechtecke markiert sind.

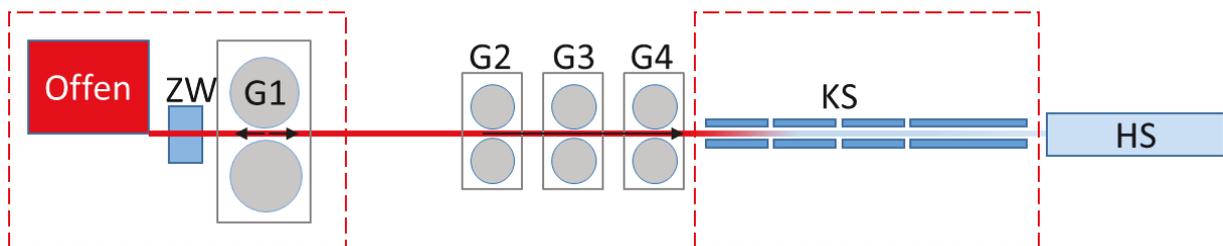


Abbildung 48 – Halbkontinuierliche Walzanlage des Institutes für Metallformung der TU Bergakademie Freiberg, die aus einem Strahlofen, einem Zunderwäscher (Zw), einem Reversiervorgerüst (G1), einer Gruppe von Fertigerüsten (G2...G4), einer Kühlstrecke (KS) und einem Haspelsimulator (HS) besteht.

Die reversierenden Warmwalzversuche, simulierten den Ablauf bei der Grobblechherstellung. Nach der Austenitisierung bei $1250 \text{ }^\circ\text{C}$ und einer Haltezeit von 30 min auf Wärmtemperatur wurde das Umformgut mechanisch entzundert und anschließend im Reversiervorgerüst umgeformt. Stichplan und Temperaturführung für die Walzversuche sind in Tabelle 3 zusammengestellt. Wie aus der Tabelle ersichtlich, wurden die Walzversuche mit 6 reversierenden Stichen durchgeführt. Wobei das Temperaturregime mit unterschiedlichen Vor- und Fertigwalztemperaturen ($T1...T3$ -Regime) variiert wurde. Die Walzproben hatten am Anfang den Querschnitt $60 \times 50 \text{ mm}$ und die Enddicke der Walzproben lag bei 12 mm .

Tabelle 3 – Stichplan und Temperaturführung für die Walzversuche

Stich	ε [%]	h_0 , mm	h_i , mm	b_0 , mm	b_i , mm	T1 [°C]	T2 [°C]	T3 [°C]	
1	0,22	60,0	46,8	50,0	55,3	1000	1100	1100	Vorwalzen
2	0,22	46,8	36,5	55,3	60,1	970	1070	1070	
3	0,22	36,5	28,5	60,1	64,1	940	1040	1040	
4	0,25	28,5	21,4	64,1	68,0	910	1010	960	Fertigwalzen
5	0,25	21,4	16,0	68,0	70,8	880	980	930	
6	0,25	16,0	12,0	70,8	72,6	850	950	900	

Nach der Umformung wurden die Proben mit 10 und 30 K/s bis etwa 300 °C kontinuierlich abgekühlt. Danach sind die Proben an ruhender Luft bis RT abgekühlt worden. Wobei um diese beiden Abkühlgeschwindigkeiten zu erreichen, zwei verschiedene Anlagen verwendet wurden. Um die Abkühlgeschwindigkeit von 30 K/s zu erreichen, wurde die Kühlstrecke an der Konti-Walzanlage verwendet (Abbildung 49a). Und um die Abkühlung mit einer Geschwindigkeit von 10 K/s zu realisieren, wurde die andere Kühlvorrichtung (Abbildung 49b) verwendet. Im Vorfeld der Versuche wurde die Einstellung der Kühlstrecke und der zweiten Kühlvorrichtung hinsichtlich des Wasserdruckes entsprechend der benötigten Abkühlgeschwindigkeiten durchgeführt. Bei diesen Vorversuchen wurde die Probetemperatur mit einem Thermoelement in der Mitte der Probedicke gemessen.

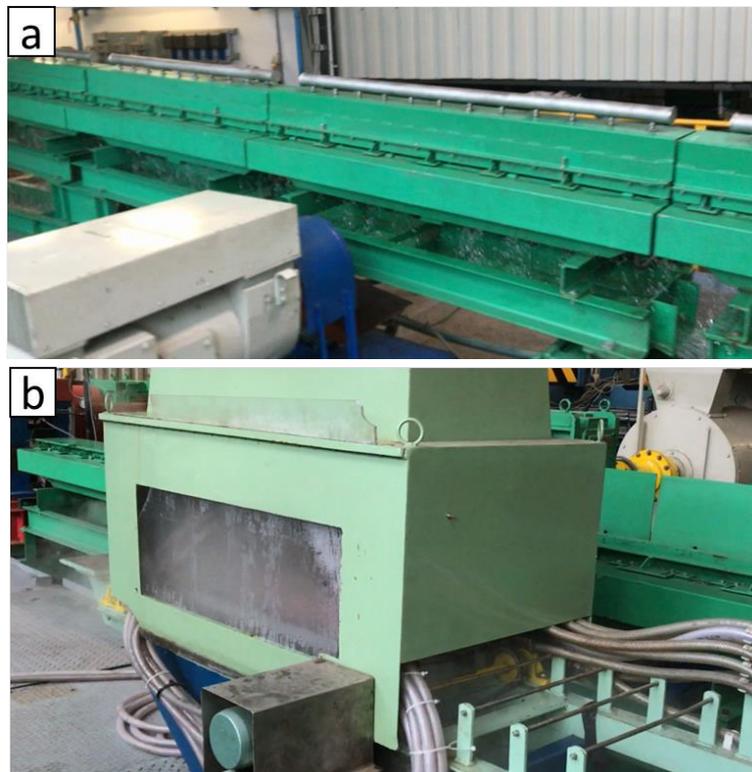


Abbildung 49 – Abkühlanlagen für die Modellierung der beschleunigten Abkühlung

Die Proben aus den Walzversuchen wurden metallographischen und mechanischen Prüfungen unterzogen. Zu diesem Zweck wurden alle Proben gemäß dem Schema (Abbildung 50) in die Sekundärproben für Zug-, Kerbschlagbiegeversuche sowie metallographische Untersuchungen getrennt.

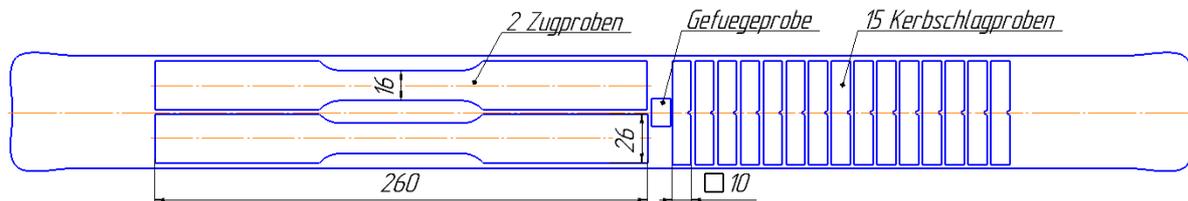


Abbildung 50 – Lage der Sekundärproben für Zug-, Kerbschlagbiegeversuche und metallographische Untersuchungen

4.6 Gefügecharakterisierung

4.6.1 Licht- und Digitalmikroskopie

Die metallographischen Untersuchungen an Proben aus den Versuchen am Umformdilatometer sind entsprechend des SEP 1680 [136] (lgs zur Probenachse) entnommen. Die Proben wurden kalt eingebettet, mit der Schleif- und Poliermaschine „MetaServ 250“ geschliffen und schließlich mit einem Diamantspray mit Dispersion von bis zu 1 μm poliert. In dieser Arbeit wurden zwei Ätzmethoden verwendet. Danach sind die Schliefflächen mittels 2 % alkoholischer Salpetersäure (Nital) zwecks Bestimmung der einzelnen Phasen geätzt. Um MA-Phasenkörner zu erkennen, wurde die LePera-Ätzung verwendet. Dieses Ätzmittel besteht aus zwei Teilen: 1 ml Natriummetabisulfit mit 100 ml destilliertem Wasser und 2 - 4 ml Pikrinsäure mit 100 ml Ethylalkohol. Die beiden Komponenten werden bis zur Verwendung getrennt gehalten, kurz vor dem Einsatz werden sie zu gleichen Teilen miteinander vermischt. Nach dem Ätzen wurden die Proben mit Ethylalkohol gewaschen und mit einem warmen Lufttrockner getrocknet. Das LePera-Ätzmittel färbt Ferrit braun und/oder blau, Bainit in dunkelbraun bis grau, Martensit und Austenit hingegen bleiben weiß [123, 124, 137]. Mikrostrukturbilder wurden im Lichtmikroskop bei 250 und 1000-fachen Vergrößerungen aufgenommen. Um die Verteilung, Größe und Morphologie der MA-Phase zu analysieren, wurden die einzelnen Teilchen mit Hilfe der Digitalmikroskopie bei einer Vergrößerung von 1000 und 5000-fach aufgenommen.

Die MA-Phase wurde quantitativ und qualitativ in dem nach SEP 1680 Bereichen der Dilatometerproben mit einer Bildanalysesoftware „JMicrovision“ gemessen. Dazu sind mehrere Bil-

der aus demselben Bereich bei unterschiedlicher Helligkeit, Kontrast und Farbpalette aufgenommen und danach in schwarz-weiß konvertiert worden. Ein Beispiel dieser Konvertierung ist in Abbildung 51 dargestellt.

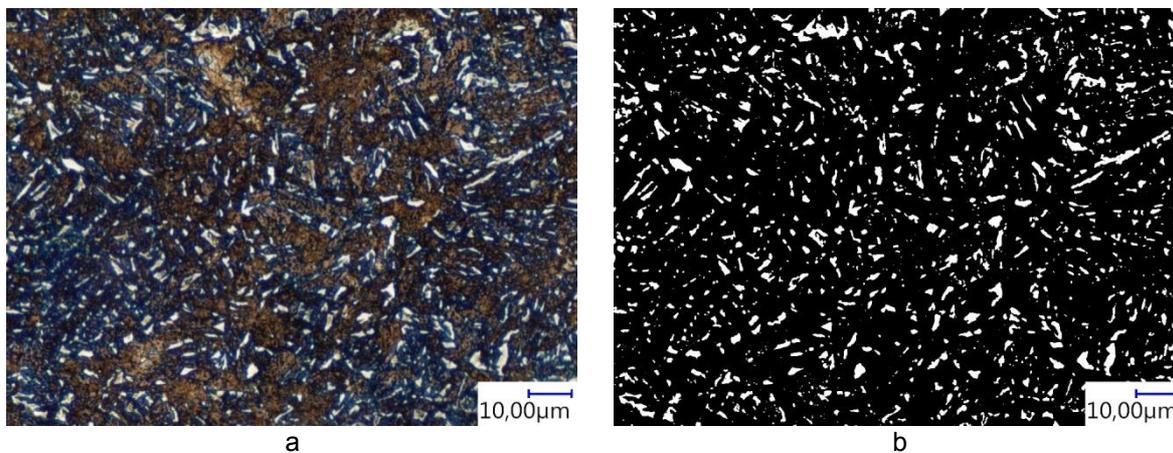


Abbildung 51 – Beispiel der Aufnahme mit der LePera-Ätzung (a); die in Schwarz-Weiß umgewandelte Aufnahme (b)

Um statistisch korrekte Daten zu erhalten, wurden 3 Panoramen von jeder Probe erstellt, jedes davon aus 25 Aufnahmen bestehend, die bei einer Vergrößerung von 5000-fach aufgenommen wurden. In jedem Bild sind etwa 3000 Partikel der MA-Phase, die eine Größe von $\geq 0,1 \mu\text{m}$ hatten, gemessen worden. Aus den erhaltenen Daten wurden Differenzial-Histogramme der Partikelgröße- (D) und Länge zu Breite (L/B) Verhältnisverteilung der MA-Phase im Gefüge erstellt, die beispielweise in Abbildung 52 zu sehen sind.

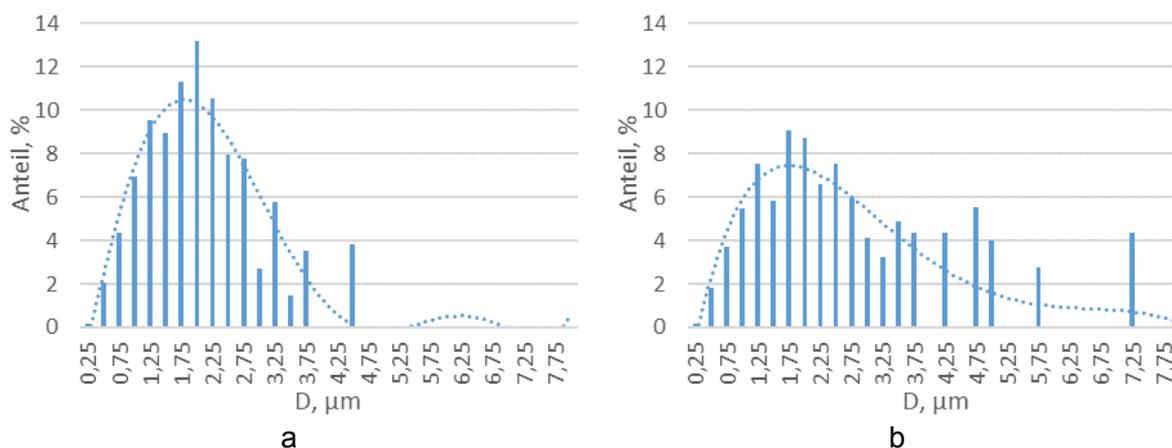


Abbildung 52 – Grafik des Anteils gegen Äquivalentdurchmesser (D) der MA-Phase in der Mikrostruktur des 2. Stahls bei einer Abkühlgeschwindigkeit von 30 K/s und Abkühlstopptemperaturen von 300 °C (a) und 500 °C (b)

Derartige Histogramme der Partikelgrößen- und Länge zu Breite Verhältnisverteilung zusammen mit dem Flächenanteil ermöglichen eine umfassende Beurteilung und Analyse der MA-Phase. Aber aufgrund der großen Menge an experimentellen Daten ist diese Methode nicht die rationellste. Dies erfordert eine zusätzliche Vereinfachung. Da diese Daten eine Normalverteilung (Gauß-Verteilung) haben, können sie mit der Hilfe des Medianwertes dargestellt werden. Die mathematische Bedeutung davon ist, dass die Fläche unter den Verteilungskurven links und rechts von diesem Wert gleich sind, d.h. die Wahrscheinlichkeit, dass ein zufälliges Partikel kleiner oder größer als der Medianwert ist, ist gleich. Um die Größe der MA-Phase zu charakterisieren wird daher im Rahmen dieser Arbeit der Medianwert des Äquivalentdurchmessers bzw. Länge zu Breite Verhältnisses verwendet

4.6.2 Rasterelektronenmikroskopie und Elektronenrückstreubeugung

Um höhere Vergrößerungen der einzelnen Phasen der Mikrostruktur zu erhalten, und die Morphologie der MA-Phase ausführlicher analysieren zu können, wurde ein Rasterelektronenmikroskop verwendet. Die Identifizierung der MA-Phase erfolgte bei Vergrößerungen bis zu 100.000:1. Verwendet wurden Proben, die mit Nital geätzt waren.

Mit Hilfe der EBSD-Messungen sollte versucht werden, die Anteile der einzelnen Bestandteile in der jeweiligen MA-Phase zu bestimmen. Dies wurde gleichzeitig am REM durchgeführt. Dazu sind die Probenoberflächen elektrochemisch poliert worden.

4.6.3 Röntgendiffraktometrie

Die Untersuchung mittels Röntgenbeugung wurde angewendet, um den Volumenanteil von Restaustenit zu ermitteln. So kann die MA-Phase, die mit Hilfe der Digitalmikroskopie ermittelt wurde, in Anteile an Martensit und an Restaustenit getrennt werden. Vor der Analyse wurden die Proben mechanisch geschliffen, poliert und dann leicht mit Nital geätzt, um die verfestigte obere Schicht zu entfernen, die bei der metallographischen Präparation gebildet wurde. Für die Untersuchungen wurde das „Seifert-FPM URD6“ Röntgendiffraktometer verwendet. Die Experimente wurden unter Verwendung von Fe-gefilterter Co-K α -Strahlung am Institut für Werkstoffwissenschaften durchgeführt. Die Peakintensitäten wurden durch die Schrittabtasttechnik unter Verwendung einer kleinen Schrittgröße von $\Delta 2\theta = 0,01^\circ$ im Bereich zwischen 20° und 150° gemessen. Die quantitative Bestimmung des Volumenanteils von Restaustenit wird über die gemessenen integrierten Intensitäten der Ferrit- und Austenitphasen berechnet, unter der Annahme, dass diese die einzigen Phasen sind.

4.6.4 Methodenauswahl zur Bestimmung des Restaustenitgehaltes

In dieser Arbeit wurde die Analyse der MA-Phase auf der Basis von Licht- und Digitalmikroskopie an Proben durchgeführt, die mit „LePera“ geätzt wurden. Dieses Ätzmittel färbt Ferrit in braun und/oder blau, Bainit in dunkelbraun bis grau, Martensit und Austenit hingegen bleiben weiß [123, 124, 137]. Deswegen ist es nicht möglich Restaustenit und Martensit mit dieser Methode zu unterscheiden. Daher wurde die Rasterelektronenmikroskopie herangezogen, um zusätzlich die Morphologie und Verteilung der MA-Phase zu analysieren. Für diese Untersuchung wurden die Proben mit „Nital“ geätzt. Allerdings auch bei Untersuchungen mittels Rasterelektronenmikroskopie kann der Restaustenit und Martensit voneinander nicht getrennt werden. Da Restaustenit und Martensit unterschiedliche Gitter haben, können diese Phasen entweder mit Hilfe des EBSD-Verfahrens oder mittels Röntgendiffraktometrie unterschieden werden. Obwohl Martensit und Ferrit unterschiedliche Gitter (tetragonal bzw. kubisch raumzentrierte Gitter) aufweisen, lassen sich diese Phasen mit Hilfe der EBSD und Röntgenbeugung nicht unterscheiden. Der Restaustenit kann dennoch mit dieser Methode identifiziert werden, da dieser ein kubisch-flächenzentriertes Gitter besitzt.

Die EBSD-Analyse wurde am Rasterelektronenmikroskop LEO 1530 Gemini von Zeiss unter Verwendung einer Beschleunigungsspannung von 20 kV und eines Messabstandes von 0,1 μm durchgeführt. Abbildung 53 zeigt das Ergebnis dieser Untersuchung in Form einer Karte der Kristallsymmetrien. Hier sind alle Phasen, die ein raumzentriertes Gitter haben, als blaue Bereiche zu sehen. Phasen, die ein kubisch-flächenzentriertes Gitter haben, erscheinen als rote Bereiche. Nicht identifizierte Bereiche sind in grauer und schwarzer Farbe dargestellt.

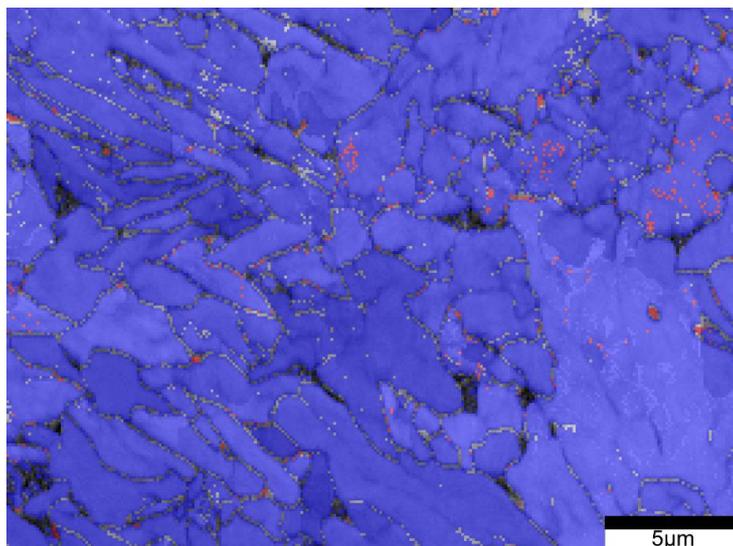


Abbildung 53 – EBSD-Identifikation von Phasen (Blau: Ferrit, Rot: Austenit, Schwarz: nicht identifizierbar) für Stahl St4 bei der Verwendung einer Endwalztemperatur von 900 °C und Abkühlgeschwindigkeit von 10 K/s

Wie aus den Ergebnissen ersichtlich ist, hat der untersuchte Bereich eine sehr kleine Anzahl von Partikeln, die als Restaustenit bezeichnet werden können. Es gibt allerdings eine relativ große Anzahl von Feldern mit einer unbestimmten kristallographischen Struktur in denen ebenfalls der Restaustenit vorhanden sein kann. Allerdings wird die EBSD-Messung mit Schrittabständen von $0,1\ \mu\text{m}$ durchgeführt (bei einer Partikelgröße von $1 - 2\ \mu\text{m}$). Zudem weist die MA-Phase eine komplexe innere Morphologie der Verteilung von Austenit und Martensit auf. Daher konnte dieses Verfahren aufgrund ungenügender Genauigkeit die Identifikation von Restaustenit nicht gewährleisten.

Ein weiteres Verfahren zur Bestimmung des Restaustenitanteils war die Röntgendiffraktometrie. Bei dieser Untersuchung wurden mehrere Proben ausgewählt, um den Restaustenitanteil in Abhängigkeit technologischer Parameter zu ermitteln. Nur dieses Verfahren hat erlaubt, den Anteil an Restaustenit zu bestimmen. Die gewonnenen Ergebnisse sind in Kapitel 5.5.5 dargestellt.

4.7 Ermittlung von mechanischen Eigenschaften

4.7.1 Härtemessung

Die Härteprüfung ist eine schnelle Methode, um den Einfluss der technologischen Parameter auf die mechanischen Eigenschaften zu bestimmen. In dieser Arbeit wurde die Härte mittels einer Vickers-Härte-Testmaschine der Firma „Zwick Roell“ unter einer Prüfkraft von $10\ \text{kg}$ gemessen (HV10) [138]. Bei jeder Probe wurden jeweils drei Messungen durchgeführt und daraus ein Mittelwert berechnet. Im Falle großer Abweichungen wurden die Messungen wiederholt und die extremen Werte nicht für die Berechnung des Mittelwertes verwendet.

4.7.2 Zugversuch

Proben zum Zugversuch wurden aus Flachstauchproben gefräst. Die Probenform (s. Abbildung 54) entspricht somit keiner DIN-Norm. Sie erlaubt jedoch die Festigkeitskennwerte zu ermitteln und in Relation zu technologischen Parametern zu setzen.

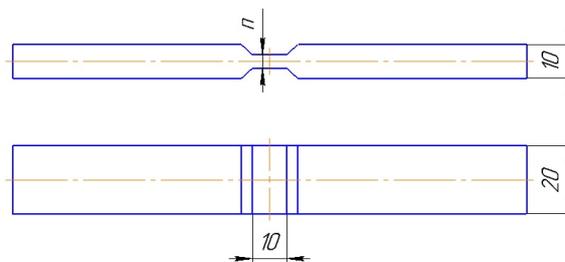


Abbildung 54 – Geometrie der Zugprobe nach dem Flachstauchversuch

Aus den gewalzten Stücken sind Zugproben mit der Geometrie nach DIN EN ISO 6892 entnommen worden. Die Form und Abmessungen der verwendeten Zugproben sind in Abbildung 55 skizziert.

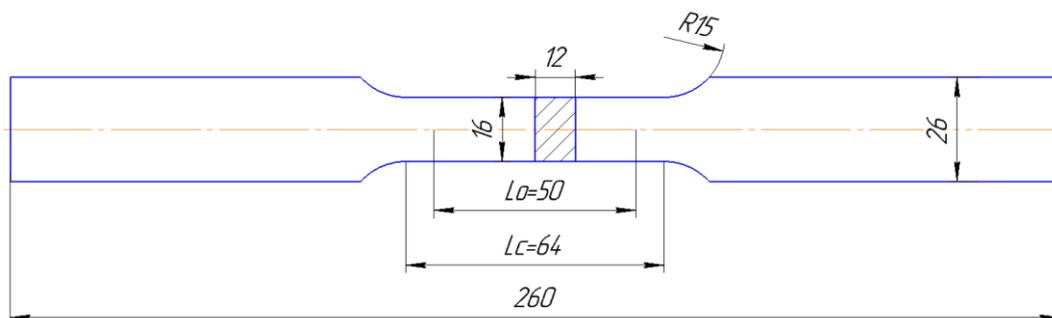


Abbildung 55 – Geometrie der Zugprobe nach DIN EN ISO 6892 [139]

Alle Zugversuche sind nach DIN EN ISO 6892 mit einer konstanten Geschwindigkeit von 5 mm/s durchgeführt worden.

4.7.3 Kerbschlagbiegeversuch

Zur Bestimmung der Zähigkeit des Materials wurde der Kerbschlagbiegeversuch nach DIN EN ISO 148-1 vorgenommen. Die Versuche wurden bei Temperaturen von -20, -40 und -60 °C durchgeführt, da diese Temperaturbereiche relevant für die Pipelinestähle sind, die im Klima mit extremen Bedingungen und in Zonen mit hoher seismischer Aktivität installiert werden. Je Prüftemperatur wurden 5 Proben verwendet, um die Mittelwert der Kerbschlagarbeit zu ermitteln. Bei der Durchführung des Versuches wurden Standardproben mit V-Kerb verwendet, dessen Geometrie in Abbildung 56 dargestellt ist.

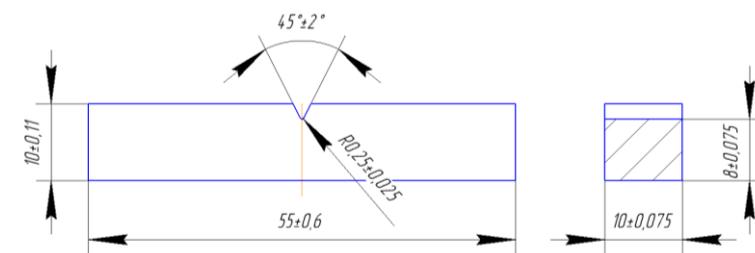


Abbildung 56 – Geometrie der Kerbschlagprobe nach DIN EN ISO 148-1 [140]

5 Ergebnisse

Entsprechend der geplanten Arbeitspakete von experimentellen Untersuchungen werden die ermittelte Ergebnisse in gleicher Anordnung beschrieben und nachfolgend im Rahmen der einzelnen Pakete diskutiert. Anschließend werden unter deren Berücksichtigung die Bedingungen für weitere Untersuchungen festgelegt.

5.1 Untersuchungen zur Charakterisierung des Werkstoffverhaltens

5.1.1 Berechnung des Lösungszustandes und der minimalen Austenitisierungstemperatur

Der Ausgangszustand nach dem Wärmen ist die Voraussetzung für den erfolgreichen Warmumformungsprozess. Er wird durch die Wärmtemperatur und Haltezeit bestimmt. Die Höhe der Wärmtemperatur kann einerseits aus der Sicht der erforderlichen Wärmtemperatur für den Umformprozess gewählt werden. Andererseits ist das Wärmen aus der Sicht des Austenitzustandes hinsichtlich des notwendigen Lösungszustandes von Bedeutung, um den anfangs genannten Ausgangszustand des Einsatzwerkstoffes einzustellen. Eine der beiden Bedingungen entscheidet über die Höhe der Wärmtemperatur.

Für die Ermittlung der günstigen Wärmtemperatur erfolgten die Berechnungen für alle chemischen Zusammensetzungen im Temperaturbereich zwischen 900 °C und 1300 °C. Sie gelten für den Gleichgewichtszustand, der sich beim Wärmen nach kurzer Zeit einstellt. Beispiele in Form einer grafischen Darstellung für Stahl St1 und St3 ausgewählter Elemente sind in Abbildung 57 wider gegeben. Aufgetragen sind die gelösten prozentualen Anteile dieser Elemente über die Temperatur. Weitere Ergebnisse sind im Anhang 10.1.1 dargestellt.

Die Ergebnisse zeigten, dass in den Stählen St1 und St2 alle Ausscheidungen von Aluminium, Niobium und Vanadium bei 1150 °C aufgelöst sind. Nur die Titanausscheidungen (wahrscheinlich Titanitride) werden sich bei höheren Wärmtemperaturen oder direkt in der Schmelze auflösen. Bei 1300 °C befinden sich noch 90 % die Titanausscheidungen im Stahl St1 und 70 % in Stahl St2.

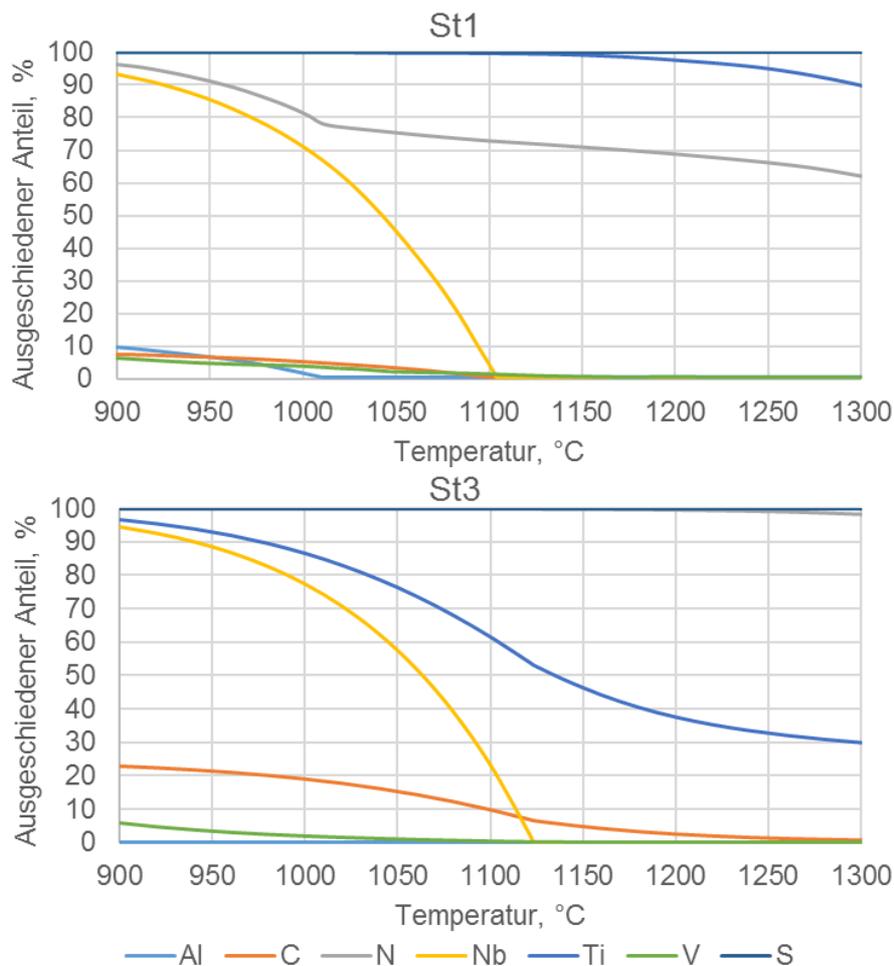


Abbildung 57 – Ausgeschiedener Anteil der Legierungselemente im Stahl St1 und St3 in Prozent ihres Gesamtgehaltes

In Stahl St3 und St4 bilden sich in dem Temperaturbereich keine Aluminiumausscheidungen. Andere Ausscheidungen der Elemente Nb und V werden bei 1130 °C vollständig aufgelöst. Bei Element Titan ist das anders. Trotz der hohen Temperatur von 1300 °C sind noch um 30 % bei Stahl St3 und um 25 % bei Stahl St4 der Titanausscheidungen enthalten.

5.1.2 Ermittlung der Umwandlungstemperaturen während des Erwärmens

Während des Erwärmens findet die α/γ -Umwandlung statt, die von den Temperaturen Ac_1 und Ac_3 begrenzt ist. Sie sind für die in dieser Arbeit angewendeten Wärmebehandlungen relevant, da ihre Temperaturbedingungen basierend auf diesen Daten ausgewählt wurden. Diese Temperaturen wurden bei einer Aufheizgeschwindigkeit von 0,05 K/s ermittelt, sodass der Zustand des Materials maximal nahe am Gleichgewicht angenommen werden kann. Die entsprechenden Temperaturen der vier untersuchten Stähle sind in Tabelle 4 aufgeführt.

Tabelle 4 – Zusammenstellung der ermittelten Umwandlungstemperaturen beim Aufheizen

Stahl	Ac ₁ [°C]	Ac ₃ [°C]
St1	713	881
St2	710	891
St3	728	901
St4	725	900

5.1.3 Untersuchung der Entfestigungskinetik

Ziel der Untersuchungen zur statischen Entfestigung war, die Entfestigungsvorgänge der Werkstoffe nach und zwischen einer mehrstufigen Warmumformung zu simulieren (Versuchsbedingungen: s. Kapitel 4.3.2), um damit den Austenitzustand vor Beginn der beschleunigten Abkühlung zu ermitteln. Zu diesem Zweck wurde der Doppelstauchversuch bei Temperaturen zwischen 860 - 960 °C in 20-K-Schritten durchgeführt, was dem letzten Umformstich entspricht. Die ermittelten Ergebnisse der Untersuchung zur Entfestigungskinetik sind in Abbildung 58 zusammengefasst.

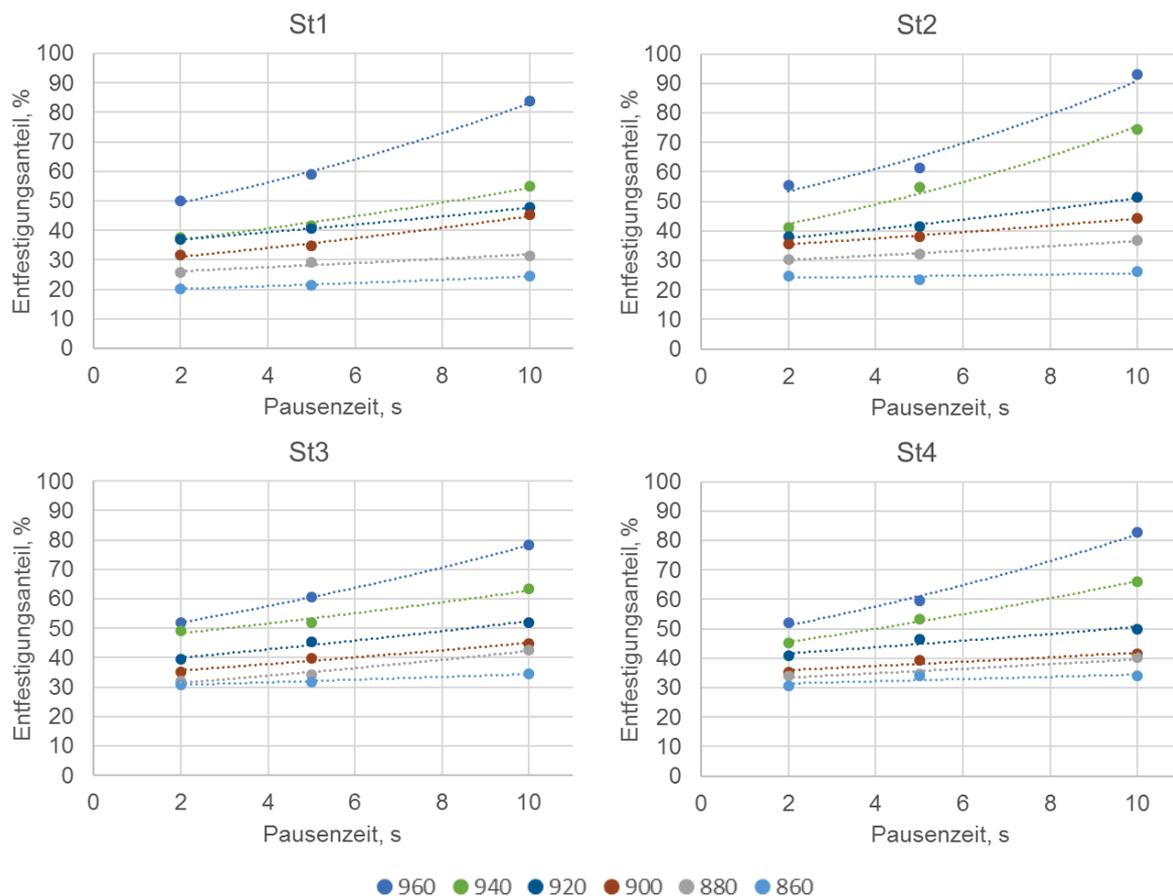


Abbildung 58 – Entfestigungskurven der untersuchten Stähle

Die Ergebnisse weisen darauf hin, dass unmittelbar nach der Umformung bei allen Endumformtemperaturen alle Werkstoffe bereits teilweise entfestigt sind. So ist z.B. zu sehen, dass

Stahl St1 bereits 2 Sekunden nach der Umformung bei 960 °C zu 50 % entfestigt ist. Nach 10 Sekunden erreicht dieser Stahl beim isothermischen Halten einem Entfestigungsanteil von 85 %. Eine vollständige Entfestigung des Austenits bei den gewählten Temperaturen und Pausenzeiten ist bei keinem der Stähle (Haltezeit 10s) erreicht worden. Darüber hinaus nimmt der Entfestigungsanteil mit der abnehmenden Umformtemperatur ebenfalls ab. So ist Stahl St1 2 Sekunden nach der Umformung bei 860 °C zu 20 % entfestigt. Nach 10 Sekunden erreicht der Entfestigungsanteil nur 23 %. Bei der Umformung von Stahl St2 verläuft die statische Entfestigung schneller. Stahl St2 ist 10 Sekunden nach der Umformung bei 960 °C bereits zu 95 % entfestigt. Stähle St3 und St4 entfestigen bei höheren Umformtemperaturen langsamer. Allerdings weisen diese Stähle bei Verwendung der niedrigeren Umformtemperaturen sowie unmittelbar nach der Umformung als auch nach der Pause höheren Entfestigungsanteil als Stahl St1 oder St2 auf.

5.1.4 Untersuchung des Umwandlungsverhaltens während der kontinuierlichen Abkühlung

Der nachfolgende Schritt in der Entwicklung der Technologie der Grobblechherstellung, der nach der Austenitisierung und Umformung erfolgt, ist die beschleunigte Abkühlung. Während dieses Prozesses findet die γ/α -Umwandlung statt, die vom Austenitzustand und der Abkühlgeschwindigkeit abhängt. Um die Temperaturen für den Beginn und das Ende der Umwandlungen des Austenits in Ferrit, Perlit, Bainit oder Martensit zu ermitteln, wurden Umform-Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubilder (U-ZTU) entsprechend den Versuchsbedingungen (s. Kapitel 4.3.3) für 3 unterschiedliche Umformbedingungen angefertigt, die im Anhang 10.1.2 dargestellt sind und folglich diskutiert werden. Dabei sind verschiedene Varianten der Umformung gewählt worden, die sich in der Vor- und Endumformtemperatur unterscheiden.

5.1.4.1 Umformung bei 1100 °C und 970 °C

Die U-ZTU-Schaubilder mit den Umformungen bei 1100 °C und 970 °C wurden für alle vier Stähle bestimmt. In der Abbildung 59 sind die Ergebnisse für alle Stähle zusammengefasst. Die prozentualen Anteile der einzelnen Gefügebestandteile und Härte nach Vickers sind der Tabelle 5 zu entnehmen.

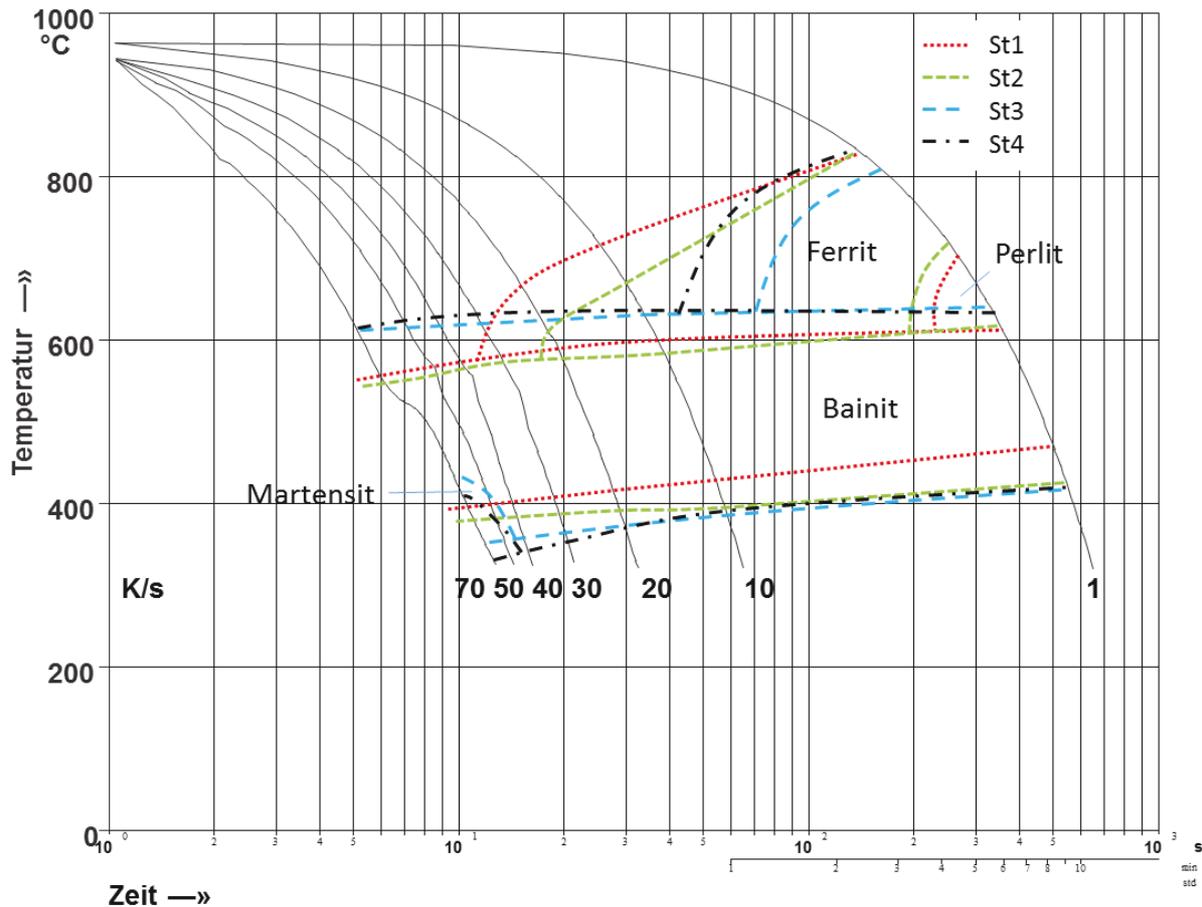


Abbildung 59 – Zusammenfassendes Schema der einzelnen U-ZTU-Schaubilder nach Umformung bei 1100 °C und 970 °C

Die Ergebnisse zeigen, dass die Abkühlgeschwindigkeit einen unterschiedlichen Einfluss auf die Umwandlung der vier Versuchsstähle insbesondere auf die Umwandlung des Austenits in Ferrit ausübt. Bei der Verwendung der langsamen Abkühlgeschwindigkeit zerfällt der Austenit während der Abkühlung in Ferrit, Perlit und Bainit. Mit Erhöhung der Abkühlgeschwindigkeit verschiebt sich der Beginn der ferritischen und perlitischen Umwandlung hin zu tieferen Temperaturen, sodass ihre Gehalte abnehmen. Mit weiterer Beschleunigung der Abkühlung findet nur bainitische Umwandlung statt. Hierbei verschieben sich Beginn und Ende der bainitischen Umwandlung nur leicht hin zu tieferen Temperaturen.

Die Mikrostruktur von Stahl St1 besteht nach der Abkühlung mit 1 K/s hauptsächlich aus Ferrit (85%) mit kleinen Gehalten an Bainit (10%) und Perlit (5%). Darüber hinaus beginnt γ/α -Umwandlung bei ca. 820 °C mit der Ferritbildung. Nach dem Abschluss der ferritischen Umwandlung findet die perlitische Umwandlung im Temperaturbereich zwischen 700 und 610 °C statt. Erst danach bildet sich das bainitische Gefüge während der Abkühlung bis 480 °C aus. Bei

der Erhöhung der Abkühlgeschwindigkeit bis 10 K/s enthält das Gefüge keinen Perlit mehr. Dabei wird die Starttemperatur der ferritischen Umwandlung zu niedrigen Temperaturen um ca. 100 °C verschoben. Darüber hinaus beginnt die Umwandlung in Bainit bei 600 °C und endet bei 420 °C. Das Gefüge besteht hauptsächlich aus Bainit (s. Tabelle 5). Mit weiterer Erhöhung der Abkühlgeschwindigkeit werden die Bereiche der ferritischen und bainitischen Umwandlungen hin zu niedrigeren Temperaturen verschoben. Als Ergebnis bei der Abkühlung mit 40 K/s besteht das Gefüge von Stahl St1 vollständig aus Bainit. Bei der Abkühlgeschwindigkeit von 70 K/s findet die bainitische Umwandlung im Temperaturbereich zwischen 550 und 400 °C statt.

Tabelle 5 – Phasenanteile der Proben aus der Dilatometrie nach Umformung bei 1100 °C und 970 °C

Stahl	Abkühlgeschwindigkeit [K/s]	Perlit, [%]	Ferrit, [%]	Martensit, [%]	Bainit, [%]	HV10
St1	1	5	85	-	10	198
	10	-	10	-	90	209
	20	-	7	-	93	215
	30	-	3	-	97	225
	40	-	-	-	100	221
	50	-	-	-	100	229
	70	-	-	1	99	231
St2	1	3	75	-	22	194
	10	-	8	-	92	208
	20	-	3	-	97	219
	30	-	-	-	100	220
	40	-	-	-	100	226
	50	-	-	-	100	238
	70	-	-	3	97	231
St3	1	-	12	-	88	235
	10	-	-	-	100	243
	20	-	-	-	100	251
	30	-	-	-	100	267
	40	-	-	-	100	263
	50	-	-	4	96	270
	70	-	-	4	96	264
St4	1	-	20	-	80	221
	10	-	-	-	100	236
	20	-	-	-	100	248
	30	-	-	-	100	255
	40	-	-	-	100	252
	50	-	-	4	96	265
	70	-	-	5	95	272

Im Stahl St2 bei der Abkühlgeschwindigkeit von 1 K/s verläuft die Umwandlung ähnlich wie beim Stahl St1. Jedoch liegt die Bainitstopptemperatur um 40 °C niedriger. Dies gilt für alle Abkühlgeschwindigkeiten von 1 bis 70 K/s, aber mit steigender Geschwindigkeit nimmt die Differenz ab. Voll bainitische Mikrostruktur bildet sich bereits bei 30 K/s.

Die metallographischen Untersuchungen aller Stähle (s. Anhang 10.1.2), die in Zusammenhang mit der Aufstellung von U-ZTU Schaubilder durchgeführt wurden, zeigten Unterschiede in der Feinstruktur beider Stähle St1 und St2. Mit steigender Abkühlgeschwindigkeit wird das Gefüge sowohl von Bainit als auch von Ferrit feiner. Darüber hinaus weist das Gefüge von Stahl St2 feinere Mikrostruktur und höheren Bainitanteil bei gleichen Abkühlparametern als St1 auf.

Die Stähle St3 und St4 unterscheiden sich grundlegend von St1 und St2. So liegt die Starttemperatur der bainitischen Umwandlung höher und befindet sich im Bereich zwischen 620 °C und 640 °C. Die Stopptemperatur dieser Umwandlung liegt etwas niedriger als bei Stahl St2. Der Bereich der ferritischen Umwandlung ist deutlich hin zu einem späteren Zeitpunkt verschoben. So weisen die Stähle St3 und St4 schon bei einer Abkühlgeschwindigkeit von 10 K/s eine vollständig bainitische Mikrostruktur auf. Ebenfalls ist kein Perlit in der Mikrostruktur bei allen untersuchten Abkühlgeschwindigkeiten vorhanden. Zudem haben diese Stähle größeren Martensitanteil bei schnellsten Abkühlgeschwindigkeiten (70 K/s) als die zwei ersten Stähle (St1 und St2).

5.1.4.2 Umformung bei 1000 °C und 970 °C

Nachfolgend sind die Ergebnisse des Umwandlungsverhaltens für den Fall der niedrigeren Umformtemperatur beim Vorumformen dargestellt. Die Temperatur der abschließenden Umformung von 970 °C ist beibehalten worden. Die Abkühlung erfolgte kontinuierlich mit denselben Abkühlgeschwindigkeiten wie im Kapitel 5.1.4.1.

Bei Verwendung niedrigerer Temperatur der ersten Umformung ändert sich das Umwandlungsverhalten (s. Abbildung 60). Die Kinetik und die Anteile der einzelnen Phasen sowie die Härtewerte nach Vickers sind Tabelle 6 zu entnehmen.

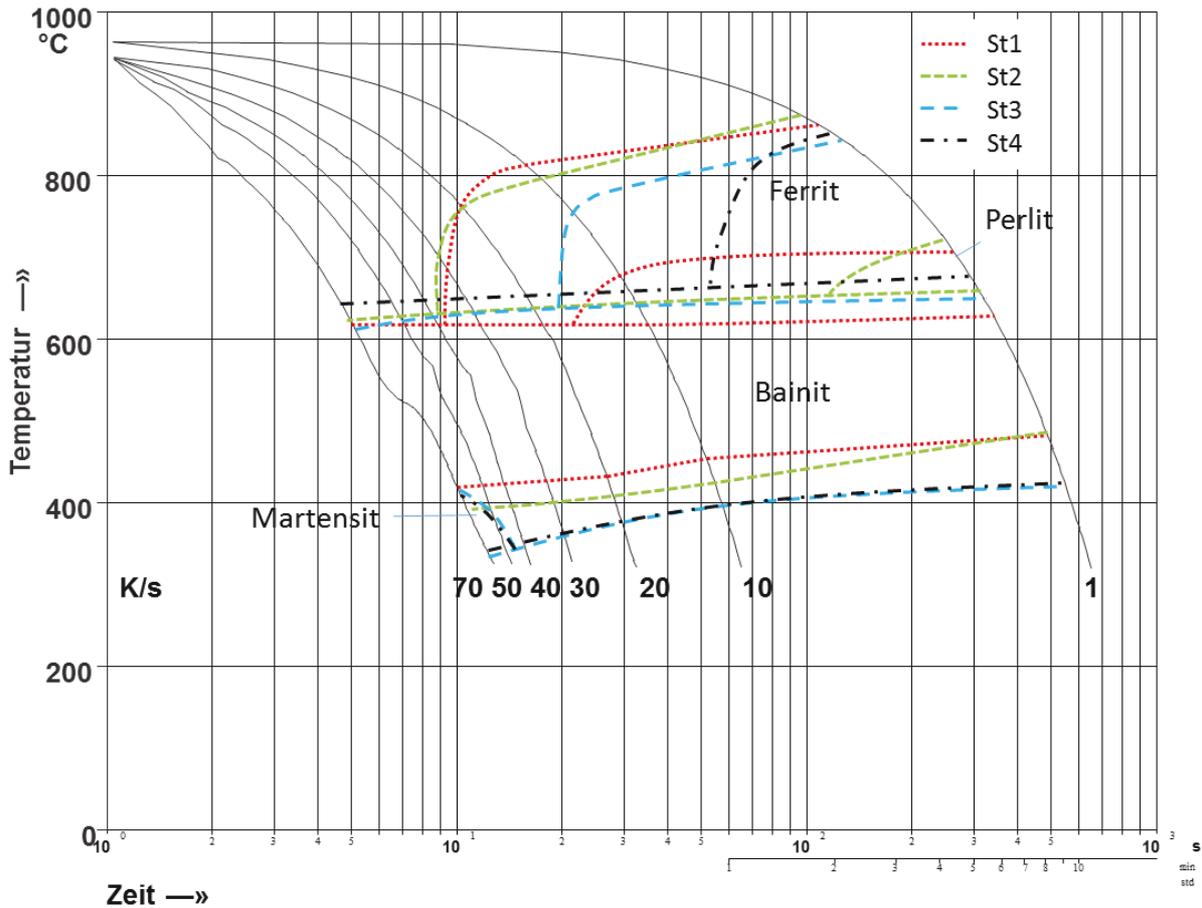


Abbildung 60 – Zusammenfassendes Schema der einzelnen U-ZTU-Schaubilder nach Umformung bei 1000 °C und 970 °C

Bei der Verwendung der langsamen Abkühlgeschwindigkeit wandelt der sich Austenit in Ferrit, Perlit und Bainit während der Abkühlung um. Mit Beschleunigung der Abkühlung verschiebt sich der Beginn der ferritischen und perlitischen Umwandlungen hin zu tieferen Temperaturen, sodass ihre Gehalte abnehmen. Mit weiterer Erhöhung der Abkühlgeschwindigkeit findet nur bainitische Umwandlung statt. Hierbei verschieben sich Beginn und Ende dieser Umwandlung leicht hin zu tieferen Temperaturen.

Nach der Abkühlung mit 1 K/s besteht die Mikrostruktur von Stahl St1 hauptsächlich aus Ferrit (90%) mit kleinem Gehalt an Perlit (8%) und Bainit (2%) (s. Tabelle 6). So beginnt die γ/α -Umwandlung bei ca. 840 °C mit der Ferritbildung. Nach dem Abschluss der ferritischen Umwandlung findet die perlitische Umwandlung im Temperaturbereich zwischen 700 °C und 620 °C statt. Erst danach bildet sich das bainitische Gefüge während der Abkühlung bis 480 °C aus. Bei der Erhöhung der Abkühlgeschwindigkeit bis 10 K/s werden alle Umwandlungstemperaturen um ca. 10 °C hin zu niedrigeren Temperaturen verschoben. Erst bei einer Abkühl-

geschwindigkeit von 20 K/s enthält das Gefüge keinen Perlit mehr. Mit weitere Abkühlbeschleunigung nimmt die Starttemperatur der ferritischen Umwandlung immer schneller ab, sodass das Gefüge schon bei einer Abkühlgeschwindigkeit von 40 K/s völlig aus Bainit besteht. Bei Verwendung der Abkühlgeschwindigkeit von 70 K/s findet die bainitische Umwandlung im Temperaturbereich zwischen 510 °C und 410 °C statt.

Tabelle 6 – Phasenanteile der Proben aus der Dilatometrie nach Umformung bei 1000 °C und 970 °C

Stahl	Abkühlgeschwindigkeit [K/s]	Perlit [%]	Ferrit [%]	Martensit [%]	Bainit [%]	HV10
St1	1	8	90	-	2	205
	10	1	25	-	74	213
	20	-	12	-	88	216
	30	-	5	-	95	224
	40	-	-	-	100	227
	50	-	-	-	100	235
	70	-	-	1	99	234
St2	1	5	78	-	17	205
	10	-	18	-	82	213
	20	-	8	-	92	216
	30	-	4	-	96	224
	40	-	-	-	100	227
	50	-	-	-	100	235
	70	-	-	-	100	234
St3	1	-	42	-	58	229
	10	-	4	-	96	234
	20	-	-	-	100	240
	30	-	-	-	100	261
	40	-	-	-	100	264
	50	-	-	3	97	261
	70	-	-	4	96	270
St4	1	-	21	-	79	223
	10	-	-	-	100	239
	20	-	-	-	100	250
	30	-	-	-	100	253
	40	-	-	-	100	256
	50	-	-	3	97	262
	70	-	-	4	96	268

Im Stahl St2 beginnt die ferritische Umwandlung bei vergleichbaren Temperaturen wie beim Stahl St1. Jedoch hört sie früher auf, sodass die bainitische Umwandlung bereits bei einer Temperatur von 640 °C beginnt. Außerdem enthält das Gefüge keinen Perlit mehr bei einer Abkühlgeschwindigkeit von 10 K/s. Mit der Beschleunigung der Abkühlung nehmen die Temperatur der ferritischen Umwandlung sowie der Gehalt an Ferrit und Perlit ab. So ist eine voll bainitische Mikrostruktur im Stahl St2 bei 40 K/s entstanden. Bainitstopptemperatur im Stahl St2 liegt unterhalb der des Stahles St1. Außerdem nimmt die Differenz in den Bainitstopptem-

peraturen bei dem Stahl St2 mit steigender Geschwindigkeit zu, sodass bei einer Abkühlgeschwindigkeit von 70 K/s diese bei 390 °C liegt. Darüber hinaus weist das Gefüge von Stahl St2 feinere Mikrostruktur und höheren Bainitgehalt bei gleichen Abkühlparametern als St1 auf (s. Anhang 10.1.2).

Die Stähle St3 und St4 unterscheiden sich von St1 und St2. So liegt die Starttemperatur der bainitischen Umwandlung höher und befindet sich im Bereich zwischen 620 °C und 640 °C. Die Stoptemperatur der Umwandlung liegt viel niedriger als bei St2 und befindet sich im Temperaturbereich zwischen 610 °C und 350 °C. Der Bereich der ferritischen Umwandlung ist deutlich hin zu einem späteren Zeitpunkt verschoben. So weisen die Stähle St3 und St4 eine vollständig bainitische Mikrostruktur schon bei einer Abkühlgeschwindigkeit von 20 K/s bzw. 10 K/s auf. Ebenfalls ist kein Perlit in der Mikrostruktur der Stähle St3 und St4 bei allen untersuchten Abkühlgeschwindigkeiten vorhanden. Darüber hinaus weisen diese Stähle größeren Martensitanteil bei den hohen Abkühlgeschwindigkeiten von > 50 K/s auf.

5.1.4.3 Umformung bei 1100 °C und 900 °C

Um den Einfluss der Temperatur der letzten Umformung von 900 °C auf die Umwandlungskinetik bei kontinuierlicher Abkühlung zu ermitteln, wurden U-ZTU-Schaubilder mit drei Abkühlgeschwindigkeiten (für Bainit relevant) für alle vier Stähle aufgestellt. Diese sind für vergleichbare Bedingungen in einem Schema (Abbildung 61) zusammengefasst. Die Werte für den Gehalt einzelner Phasen und die Härte nach Vickers sind Tabelle 7 zu entnehmen.

Der Einfluss der niedrigeren Umformtemperatur der letzten Umformung unterhalb der Stoptemperatur der Rekristallisation ist groß. Er ist vergleichbar mit dem Effekt der niedrigeren Temperatur der ersten Umformung. Jedoch gibt es einige Unterschiede. So z.B. startet die ferritische Umwandlung im Stähle St1 und St2 bei gleichen Temperaturen. Ebenfalls wurden die Start- und Stoptemperaturen der bainitischen Umwandlung hin zu höheren Temperaturen um 10 - 20 °C verschoben. Darüber hinaus hat der Gehalt an Ferrit zugenommen.

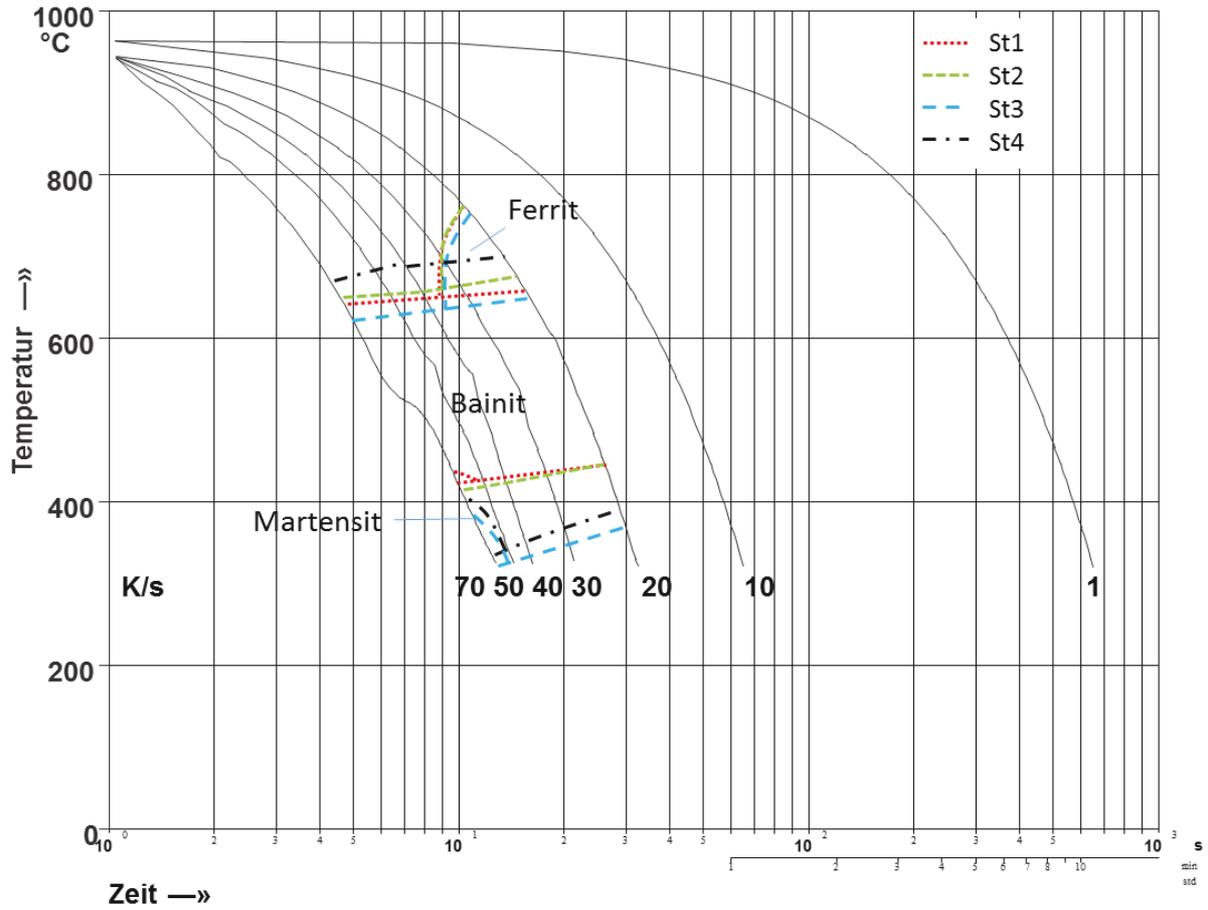


Abbildung 61 – Zusammenfassendes Schema der einzelnen U-ZTU-Schaubilder nach Umformung bei 1100 °C und 900 °C

Tabelle 7 – Phasenanteile der Proben aus der Dilatometrie nach Umformung bei 1100 °C und 900 °C

Stahl	Abkühlgeschwindigkeit [K/s]	Perlit [%]	Ferrit [%]	Martensit [%]	Bainit [%]	HV10
St1	20	-	15	-	85	210
	40	-	-	-	100	221
	70	-	-	1	99	232
St2	20	-	11	-	89	219
	40	-	-	-	100	231
	70	-	-	-	100	229
St3	20	-	3	-	97	245
	40	-	-	-	100	255
	70	-	-	3	97	262
St4	20	-	-	-	100	241
	40	-	-	-	100	254
	70	-	-	2	98	268

5.1.5 Untersuchung des Einflusses der Umformtemperatur und Abkühlgeschwindigkeit auf die Bildung der MA-Phase

Aufgrund der Tatsache, dass die Abkühl- und Umformbedingungen das Umwandlungsverhalten verändern, ändert sich auch die Kinetik der Bildung der MA-Phase. Das betrifft die Anteile und die Größe MA-Phase. So sind beispielweise für Stahl St1 und St4 in Abbildung 62 die Abhängigkeiten für die Größe, den Anteil und das Längen-zu-Breiten-Verhältnisses (L/B) der MA-Phase von der Abkühlgeschwindigkeit und Umformtemperaturen dargestellt. Die weiteren Ergebnisse können dem Anhang 10.1.3 entnommen werden.

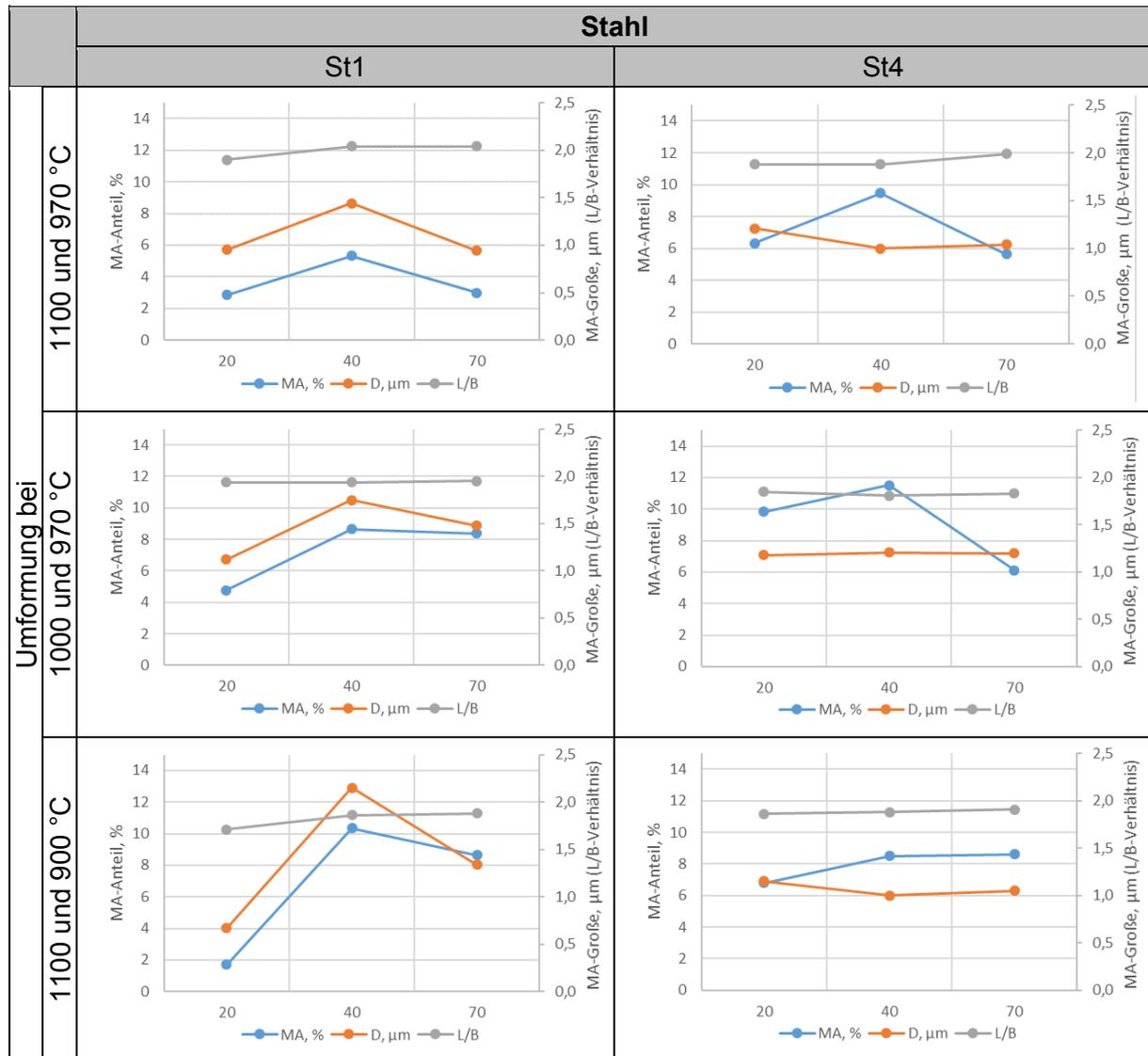


Abbildung 62 – Abhängigkeit der mittleren Größe, des Gehaltes und des Länge-zu-Breite-Verhältnisses der MA-Phase von Abkühlgeschwindigkeit und Umformtemperaturen für Stahl St1 und St4

Aus diesen Diagrammen ist ersichtlich, dass der MA-Phasenanteil bei den drei Umformbedingungen ein Maximum aufweist. Mit einer Erhöhung der Abkühlgeschwindigkeit nimmt der Anteil zu und erreicht das Maximum bei etwa 40 K/s. Mit einem weiteren Anstieg der Abkühlgeschwindigkeit verringert sich der Gehalt der MA-Phase. Dies gilt für alle getesteten Umformtemperaturen. Darüber hinaus zeigt sich dieselbe Tendenz bei der mittleren MA-Phasengröße. Zudem zeigen die meisten Ergebnisse eine leichte Verlängerung der MA-Partikel mit zunehmender Abkühlgeschwindigkeit.

Im Zuge der Veränderungen der Umformtemperaturen ändert sich die Kinetik der Bildung der MA-Phase. So findet im Stahl St1 bei niedrigeren Temperaturen für die erste oder zweite Umformung eine Erhöhung des Gehaltes- sowie der Größe der MA-Phase statt (s. Abbildung 62). Im Stahl St2 wurde keine deutliche Abhängigkeit des Anteils und der Größe der MA-Phase von der Umformtemperatur festgestellt (s. Abbildung 113 im Anhang 10.1.3). In den Stählen St3 und St4 findet eine Erhöhung des Gehaltes- sowie der Größe der MA-Phase nur bei niedrigeren Temperaturen der ersten Umformung statt (s. Abbildung 114 im Anhang 10.1.3).

Der Anteil der MA-Phase unterscheidet ebenfalls die Stähle. Die Stähle St3 und St4 haben fast immer einen merklich höheren Gehalt an MA-Phase als St1 und St2.

5.1.6 Abschätzung der Temperaturdifferenz zwischen Kern und Oberfläche des Grobbleches während der Abkühlung

Wie bereits beschrieben, wird bei dicken Blechen mit steigender Abkühlgeschwindigkeit aufgrund des Wärmeleitkoeffizienten die Temperaturdifferenz zwischen Kern und Oberfläche des Bleches zunehmen (s. Abbildung 4). Zur Bestimmung dieser Differenz wurden Berechnungen zur Abkühlung eines 25 mm dicken Bleches mittels einer Simulationssoftware „DEFORM“ durchgeführt. Diese erfolgten an der russischen Nationalen Technologischen Forschungsuniversität „MISiS“. Die maximal erreichbare Abkühlgeschwindigkeit im Blechkern ist laut Schrifttum 10 K/s [17, 18]. Die dazu erforderliche berechnete Abkühlgeschwindigkeit für die Oberfläche kann aus dem Diagramm in Abbildung 63 entnommen werden.

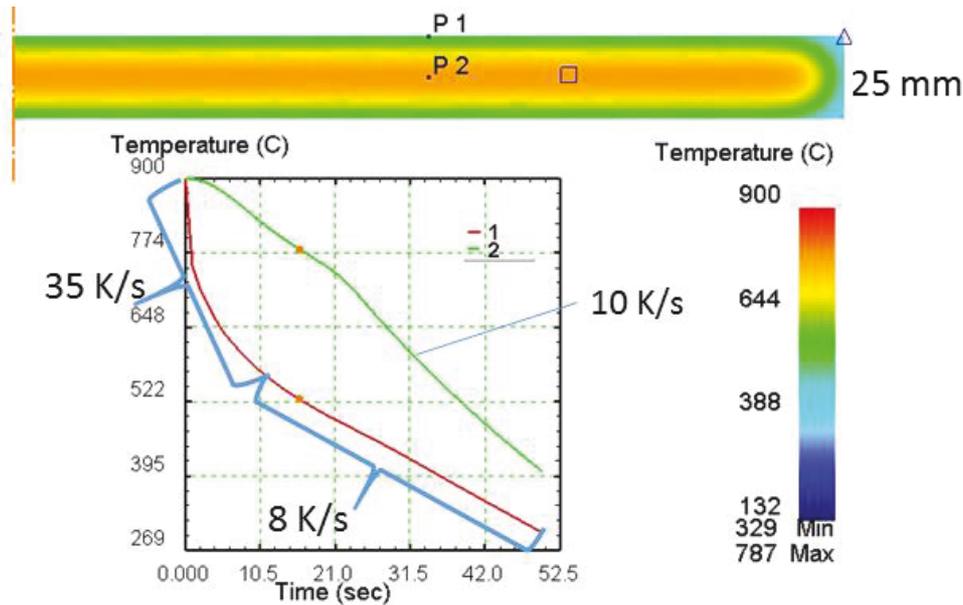


Abbildung 63 – Ergebnisse der Simulation zur Bestimmung der Temperaturdifferenz zwischen Kern und Oberfläche während der Abkühlung

Die Ergebnisse zeigen, dass die Differenz in den Abkühlgeschwindigkeiten von Kern (rote Linie) und Oberfläche (grüne Linie) im gesamten Verlauf nicht konstant ist. Sie ist von der Temperatur und Kühlzeit abhängig. Bei der Abkühlung des Bleches mit einer Geschwindigkeit von 10 K/s im Kern stellt sich die Abkühlgeschwindigkeit an der Oberfläche von ca. 35 K/s zu Beginn der Abkühlung und ca. 8 K/s am Ende ein.

5.2 Diskussion der Ergebnisse aus Versuchen am Umformdilatometer und Berechnungen zur Charakterisierung des Werkstoffverhaltens

5.2.1 Lösungszustand der Mikrolegierungselemente bei der Erwärmung

Wenn die Bramme vor dem Walzen erwärmt wird, werden die Mikrolegierungselemente, die bei RT in unterschiedlichen Verbindungen existieren (z.B. mit Kohlenstoff und Stickstoff), mit steigender Temperatur aufgelöst. Abhängig vom Verhältnis der Mikrolegierungselemente zum Kohlenstoff und Stickstoff ändern sich Anteile und die Art von Ausscheidungen.

So zeigen die Ergebnisse der Berechnungen, dass Aluminiumnitride sich vollständig bei ca. 1010 °C in Stahl St1 auflösen. Parallel dazu lösen sich mit steigender Wärmtemperatur die Ausscheidungen mit Nb und V auf. Wobei zuerst die Auflösung der Niobausscheidungen bei 1105 °C stattfindet und dann die Vanadiumausscheidungen bei ca. 1150 °C abgeschlossen werden. Der Kohlenstoff ist bereits bei Temperaturen > 1100 °C in Lösung.

Da Titan höhere Affinität zum Stickstoff als zum Kohlenstoff hat, bildet es hauptsächlich in erster Linie Ausscheidungen mit Stickstoff. Sobald kein gelöster Stickstoff zur Verfügung steht, bildet das freie Titan Verbindungen mit Kohlenstoff. So ist erkennbar, dass Titan (Betrachtungen des N- und Ti-Gehaltes) in den Stählen St1 hauptsächlich in Verbindung als Titanitride vorliegt. Diese Verbindung entsteht, weil das Verhältnis der Gehalte von Titan zu Stickstoff in Stahl St1 kleiner als das stöchiometrische Verhältnis ist ($2,1 < 3,42$). Dieser Effekt ist in Abbildung 57 zu sehen, wo die Kurven mit Anteilen von Stickstoff und Titan parallel zueinander verlaufen.

Im Stahl St2 lösen sich die V-Ausscheidungen zuerst und dann die von Nb. Darüber hinaus ist das Verhältnis der Gehalte von Titan zu Stickstoff in Stahl St2 höher als das stöchiometrische Verhältnis ($3,6 > 3,42$). Dies bedeutet, dass der Stickstoffgehalt nicht ausreichend ist, um vollständig mit dem Titan zu reagieren. Deswegen steht nicht umgesetztes Titan nach der Bildung von Nitriden dem Kohlenstoff zur Verfügung. Dieser Effekt ist in Abbildung 88 zu sehen, wo bei der Erwärmung bis Temperatur von 1120 °C Titanausscheidungen mit Stickstoff als auch mit Kohlenstoff sich auflösen. Bei Temperaturen $> 1120\text{ °C}$ befindet sich der Kohlenstoff schon im aufgelösten Zustand, sodass die Auflösung nur von Titanitriden fortgesetzt wird.

Aufgrund des größeren Verhältnisses der Gehalte von Titan zu Stickstoff verbleibt kein freier Stickstoff mehr für Aluminium. Daher findet in Abbildung 88 keine Auflösung der Aluminiumnitride im Vergleich zum Stahl St1 statt. Dies geschieht, deshalb die Bildung der Ausscheidungen noch in der Schmelze beginnt, und sich bei der folgenden Abkühlung fortgesetzt. Deswegen reagiert Stickstoff zuerst mit Titan bei höheren Temperaturen, weil Titanverbindungen die höhere Bildungstemperatur als andere Mikrolegierungselemente haben. Danach reagiert Stickstoff bei niedrigeren Temperaturen mit anderen Mikrolegierungselementen.

Da die Titanitride sich bei hohen Temperaturen auflösen, befinden sich die meisten Titanausscheidungen noch bei 1300 °C in ausgeschiedenem Zustand (Abbildungen 57 und 88). Der nicht aufgelöste Anteil hemmt das Austenitkornwachstum, aber ist nicht mehr wirksam für die nachfolgende Warmumformung. Aus diesen Gründen soll das Wärmen der Stähle St1 und St2 bei höheren Temperaturen ($>1200\text{ °C}$) durchgeführt werden, um möglichst viel Titanausscheidungen aufzulösen.

Bei den Stählen St3 und St4 werden die Ausscheidungen von Nb und V bei vergleichbaren Temperaturen vollständig aufgelöst (1120 °C in St3 und 1130 °C in St4). Diese zwei Stähle haben erhöhten Titangehalt, sodass sein Verhältnis zu Stickstoff sehr hoch ist ($12:1$ in St3 und $13,8:1$ in St4). Deswegen bildet Titan Verbindungen mit Kohlenstoff (Karbide und Karbonitride), deren Auflösung bzw. Bildung bei relativ niedrigen Temperaturen stattfindet. Dies ermöglicht die Bildung komplexer Ausscheidungen zwischen Titan, Vanadium und Niob, was in

Abbildungen 57 und 88 zu sehen ist, wo sich die Auflösung von Titan und Kohlenstoff nach der vollständigen Auflösung von Niob und Vanadium bei 1130 °C verzögert. Darüber hinaus scheiden sich keine Aluminiumnitride in diesen Stählen wegen fehlenden Stickstoffs aus.

Bei 1300 °C bleiben nur 30 % der Titanausscheidungen bei Stahl St3 und 25 % bei Stahl St4 erhalten, wobei fast keine Titanitride aufgelöst sind, weil der Stickstoffanteil sich noch für ca. 98 % im ausgeschiedenen Zustand befindet (Abbildungen 57 und 88). Allerdings sind bei dieser Temperatur die Titanausscheidungen, die mit Kohlenstoff verbunden sind, schon vollständig aufgelöst, da der Kohlenstoffanteil nahe Null ist.

Bei den gleichen Temperaturen haben die Stähle St3 und St4 im Vergleich mit St1 und St2 einen größeren Anteil der aufgelösten Mikrolegierungselemente. Das Wärmen dieser Stähle soll bei relativ höheren Temperaturen (>1200 °C) durchgeführt werden, um möglichst viel Titanausscheidungen aufzulösen.

5.2.2 α/γ -Umwandlung bei Erwärmung

Wie in Tabelle 4 dargestellt, wandeln sich die Stähle beim Aufheizen in etwa bei ähnlichen Temperaturen. Die Unterschiede in A_{c1} - und A_{c3} -Temperaturen der einzelnen Stähle liegen im Bereich von 10 - 20 K. Die Temperaturen werden vom Kohlenstoffgehalt sowie den Anteilen der Legierungselemente, insbesondere von Silizium und Aluminium, beeinflusst [42, 73, 83]. In diesem Fall haben Stahl St3 und St4 höhere A_{c1} - und A_{c3} -Temperaturen, die hauptsächlich aufgrund des erhöhten Gehalts an Silizium und Aluminium resultieren.

5.2.3 Entfestigungskinetik

Die Ergebnisse (s. Abbildung 58) weisen darauf hin, dass eine vollständige Entfestigung des Austenits bei den gewählten Temperaturen und Pausenzeiten für alle Stähle nicht stattfindet. Das ist hauptsächlich darauf zurückzuführen, dass diese Stähle mit höheren Gehalten an Mikrolegierungselementen legiert sind, die die Rekristallisationsvorgänge im Werkstoff stark hemmen. Die Geschwindigkeit der Entfestigung ist allerdings von der Walzgeschwindigkeit (Umformgeschwindigkeit) und dem Umformgrad abhängig. Die Umformgeschwindigkeit verstärkt die statische Entfestigung. Da bei der realen Herstellung das Walzen mit hohen Umformgeschwindigkeiten und Umformgraden erfolgt, was am Umformdilatometer nicht erreichbar ist, werden auch die statischen Entfestigungsvorgänge schneller ablaufen.

Durch eine Mo-Zugabe in Stahl St2 verzögern sich die Entfestigungsvorgänge im Vergleich mit Stahl St1, weil Molybdän die Rekristallisation des Austenits während des thermomechanischen Walzens unterdrückt [75 bis 77]. Das Ausmaß der Verzögerung nimmt mit sinkender

Umformtemperatur ab (s. Abbildung 58). Diese Ergebnisse stimmen mit den Literaturquellen [75 bis 77] überein.

Obwohl die Stähle St3 und St4 einen geringeren Gehalt an Vanadium und Niob in der chemischen Zusammensetzung haben, weisen sie ähnliche Entfestigungskinetik wie Stahl St1 und St2 auf. Dies kann durch den erhöhten Gehalt an Silizium und Titan erklärt werden [80, 81, 86]. Es gibt jedoch noch kleine Unterschiede. Bei hohen Temperaturen stimmt der Entfestigungsanteil der Stähle St3 und St4 mit den Stählen St1 und St2 überein, während bei niedrigeren Umformtemperaturen die Entfestigungsvorgänge bei den Stählen St3 und St4 vollständiger ablaufen als bei den Stählen St1 und St2.

Für ein thermomechanisches Walzen ohne eine Entfestigung des Austenits ist es daher notwendig, die letzte Umformung unter 860 °C durchzuführen. Andererseits kann eine rekristallisierte und versetzungsarme Mikrostruktur nur dann erhalten werden, wenn die Endtemperatur der Umformung oberhalb von 940 °C liegt.

5.2.4 Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit auf das Umwandlungsverhalten und Umwandlungsprodukte während der kontinuierlichen Abkühlung

Da die γ/α -Umwandlung sehr stark von Diffusionsprozessen abhängig ist, übt die Abkühlgeschwindigkeit größeren Einfluss auf das gesamte Umwandlungsverhalten aus. Insbesondere wirkt sie sich sehr stark auf die Umwandlung von Ferrit und Perlit, die ausschließlich auf Diffusion zurückzuführen sind, aus. Je geringer die Beteiligung von Diffusionsprozessen an der Umwandlung ist, desto geringer ist der Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit. Wie die Ergebnisse der Untersuchung des Umwandlungsverhaltens während der kontinuierlichen Abkühlung (s. Kapitel 5.1.4) gezeigt haben, beginnen die ferritische und perlitische Umwandlung mit steigender Abkühlgeschwindigkeit später. Als Ergebnis enthält das Umwandlungsgefüge eine Mikrostruktur mit geringerem Ferrit- bzw. Perlitgehalt. Bei der Erreichung einer bestimmten Abkühlgeschwindigkeit, wo Diffusionsprozesse nicht stattfinden können, bildet sich weder Ferrit noch Perlit.

Wie bereits beschrieben, wird Bainit durch einen Mechanismus gebildet, der teilweise infolge der Diffusionsvorgänge verläuft. Daher ist der Effekt der Abkühlgeschwindigkeit auch anders. So werden die Start- und Stopptemperatur der bainitischen Umwandlung hin zu tieferen Temperaturen verschoben. Diese Änderung ist viel geringer als für ferritische und perlitische Umwandlung. Mit der Erreichung einer bestimmten Abkühlgeschwindigkeit, wo keine Diffusion stattfinden kann, bildet sich martensitisches Gefüge aus.

In allen untersuchten Fällen spiegelt sich auch der Einfluss der chemischen Zusammensetzung auf das Umwandlungsverhalten wider. Der Stahl St1 ist zwar mit Mikrolegierungselementen Nb, Ti und V legiert, enthält aber kein Molybdän, der die ferritische Umwandlung trotz des höheren C-Gehaltes, wie beim Stahl St2, verzögert. Deswegen wird der Bereich der ferritischen Umwandlung beim Stahl St2 hin zu tieferen Temperaturen sowie zu späteren Zeiten verschoben. Außerdem liegen Start- und Stoptemperatur der bainitischen Umwandlung beim Stahl St2 bei tieferen Temperaturen als beim Stahl St1.

Die Stähle St3 und St4 sind mit Molybdän legiert und enthalten zudem erhöhte Gehalte an Titan. Die Erhöhung des Ti-Gehaltes mit Verdopplung des Gehaltes von karbidhemmendem Silizium führt zu weiterer Verzögerung der Umwandlung in Ferrit. Stattdessen kann sich Bainit bilden. Dies stimmt mit den Literaturerkenntnissen in [93,141] überein.

Zudem haben Stähle St3 und St4 eine merkbar feinere Mikrostruktur als St1 und St2. Dies kann durch den erhöhten Gehalt an ausscheidensbildendem Titan erklärt werden, der die Größe des Austenitkorns nach der Austenitisierung von 140 μm auf 125 μm im Vergleich zu den Stählen St1 und St2 reduzierte (s. Anhang 10.1.2). Ebenfalls ist kein Perlit in der Mikrostruktur bei allen untersuchten Abkühlgeschwindigkeiten vorhanden. Hier kann auch die Zulegierung von Aluminium und Silizium, die die Karbidbildung verlangsamen [57, 79, 82] mitwirken. Damit weisen diese Stähle auch deutlich höhere Härtewerte auf.

5.2.5 Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit auf die Bildung der MA-Phase und deren Größe während der kontinuierlichen Abkühlung

Die Tatsache, dass die Abkühlgeschwindigkeit das Umwandlungsverhalten verändert, führt auch dazu, dass sich auch die Kinetik der Bildung der MA-Phase ändert. Aus den Ergebnissen ist ersichtlich, dass der MA-Phasenanteil mit einer Erhöhung der Abkühlgeschwindigkeit bis 40 K/s zunimmt. Mit einem weiteren Anstieg der Abkühlgeschwindigkeit nimmt der Gehalt an MA-Phase wieder ab (s. Abbildung 62). Dieses Phänomen kann folgendermaßen erklärt werden: bei einer Abkühlgeschwindigkeit von 20 K/s hat der Kohlenstoff, der aus dem gebildeten Bainit und Ferrit diffundiert, genug Zeit, um sich im Korn des nicht umgewandelten Austenits mit höherer Löslichkeit zu verteilen. Dadurch entstehen Regionen mit hohem Kohlenstoffgehalt, die zur Stabilisierung des Austenits beitragen. Die Verwendung einer Abkühlgeschwindigkeit von 40 K/s unterbindet die Kohlenstoffdiffusion. Deswegen konzentriert sich der Kohlenstoff im Austenit an den Korngrenzen. Dies führt zur Entstehung von mehreren Bereichen im Austenit mit höherem Kohlenstoffgehalt, der den Austenit stabilisiert. Bei einer weiteren Zunahme der Abkühlungsgeschwindigkeit hat der Kohlenstoff zu wenig Zeit, um zu diffundieren, und scheidet sich daher in Form von Zementit oder Karbiden in Bainit aus. Daher nimmt der Kohlenstoffgehalt im nicht umgewandelten Austenit weiter ab, was dessen Stabilität verringert.

Der Anteil der MA-Phase unterscheidet ebenfalls die Stähle. So haben die Stähle St3 und St4 einen merklich höheren Gehalt an MA-Phase aufgrund erhöhter Aluminium- und Siliziumgehalte. Diese sind Ferritbildner und reduzieren stark die Bildung von Karbiden. Sie führen dazu, dass der Kohlenstoffgehalt im Austenit steigt. Das stimmt mit den Literaturergebnissen in [57, 79, 82].

Im Stahl St1 ist die Größe der MA-Partikel abhängig von Abkühlgeschwindigkeit wie der MA-Phasengehalt. Die MA-Größe nimmt mit einer Erhöhung der Abkühlgeschwindigkeit bis 40 K/s zunächst zu. Mit einem weiteren Anstieg der Abkühlgeschwindigkeit nimmt der Gehalt an MA-Phase wieder ab (s. Abbildung 62). Dies findet aus demselben Gründen statt, die oben beschrieben wurden.

In den Stählen St2, St3 und St4 im Vergleich zu Stahl St1 besteht keine signifikante Abhängigkeit der Partikelgröße von der Abkühlgeschwindigkeit. Dies bedeutet, dass die Änderung des MA-Phasengehaltes nicht auf die Partikelgröße, sondern auf die Menge der MA-Partikel in den Stählen St2, St3 und St4 zurückzuführen ist. Im Stahl St1 hat die Partikelgröße einen signifikanten Beitrag zur Gehaltänderung im Gegensatz zu anderen geleistet.

5.2.6 Einfluss der Umformtemperatur auf das Umwandlungsverhalten während der kontinuierlichen Abkühlung

Die Anwendung unterschiedlicher Umformtemperaturen beeinflusst die Umwandlungskinetik bei der anschließenden Abkühlung infolge der Veränderung des Austenitzustandes vor der γ/α -Umwandlung. Hierbei ist nicht nur die Endwalztemperatur sehr wichtig, sondern auch die Temperatur des Umformungsbeginnes. Im ersten Fall bewirkt die Endumformung eine Änderung von Form und Größe des Kornes sowie eine Erhöhung der Versetzungsdichte im Austenit. Das führt zu zusätzlichen Plätzen für die Keimbildung und erhöht die gespeicherte Energie im Austenit [55]. Vorwalzen erfolgt bei höheren Temperaturen, wobei eine vollständige Rekristallisation stattfindet und der grobe Austenit verfeinert wird. Die Verfeinerung ist von der Temperatur abhängig. Je tiefer die Temperatur ist, umso feiner der Austenit, der dann beim Endumformen unterschiedlich verfestigt wird.

Nach Grad und Art des Einflusses von Umformtemperatur sind die Stähle St1 und St2 einander ähnlich. Daher wurden diese Effekte für die Stähle St1 und St2 am Beispiel von St1 dargestellt (s. Abbildung 64). Wie bereits beschrieben, wurde der Einfluss der Umformung auf die Keimbildung und die ferritische und perlitische Umwandlung in vielen Arbeiten untersucht [47, 58, 59]. Alle diese Studien stimmen darin überein, dass die Umformung und insbesondere die feinere Korngröße sowie die verbliebene Verfestigung des Austenits die Ferrit- und Perlitbil-

dung beschleunigt. So werden die Temperaturen des Beginns der ferritischen sowie perlitischen Umwandlung bei der Verwendung der niedrigeren Temperatur der 1. oder 2. Umformung hin zu kürzeren Zeiten verschoben. Darüber hinaus ist es erwähnenswert, dass die Wirkung der beiden Umformtemperaturen ähnlich ist. Jedoch wird die Umwandlung im Fall der Verwendung der erniedrigten Temperatur der letzten Umformung aufgrund der Erhöhung die Versetzungsdichte stärker beschleunigt.

In Bezug auf bainitische Umwandlung ist erkennbar, dass eine Beschleunigung der Keimbildung von Bainit mit Absenkung der Umformtemperatur der 1. und 2. Umformung stattfindet. Dies führt zu einem leichten Anstieg der Temperatur des Beginns und Stopps der bainitischen Umwandlung.

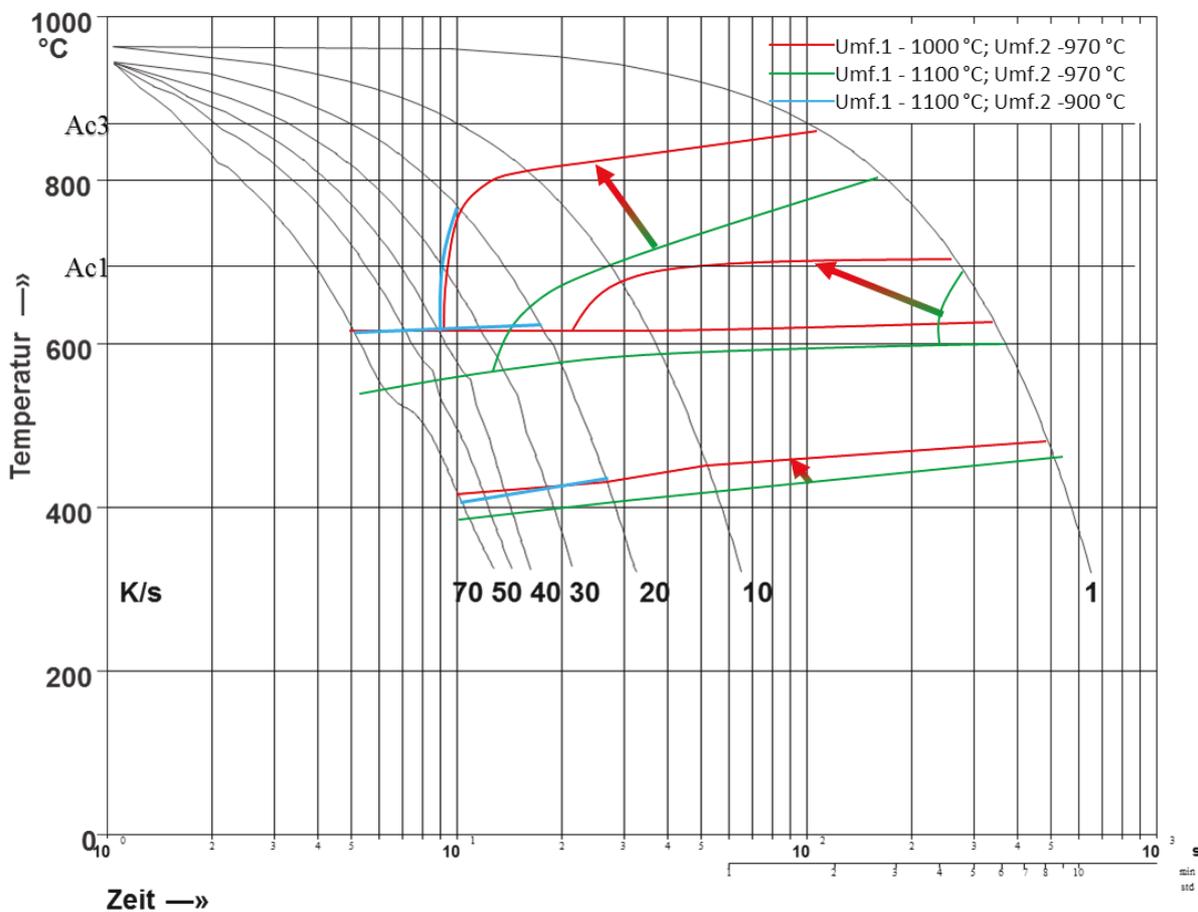


Abbildung 64 – Das zusammenfassende Schema zum Einfluss der Umformtemperaturen auf das Umwandlungsverhalten am Beispiel St1

Einflüsse der Umformtemperaturen auf das Umwandlungsverhalten der Stähle St3 und St4 wird am Beispiel St3 dargestellt (Abbildung 65). In diesem Fall ist der Einfluss der Absenkung der Umformtemperaturen ähnlich dem vorigen Fall. Eine Ausnahme betrifft die Reduzierung

der Temperatur bei der letzten Umformung von 970 °C auf 900 °C. Sie verschiebt den Bereich der ferritischen Umwandlung stärker zu einem früheren Zeitpunkt als bei einer Temperatursenkung bei der 1. Umformung, was sich in den Härtewerten widerspiegelt. Dies kann mit der Erhöhung die Versetzungsdichte im Austenit vor der Abkühlung erklärt werden.

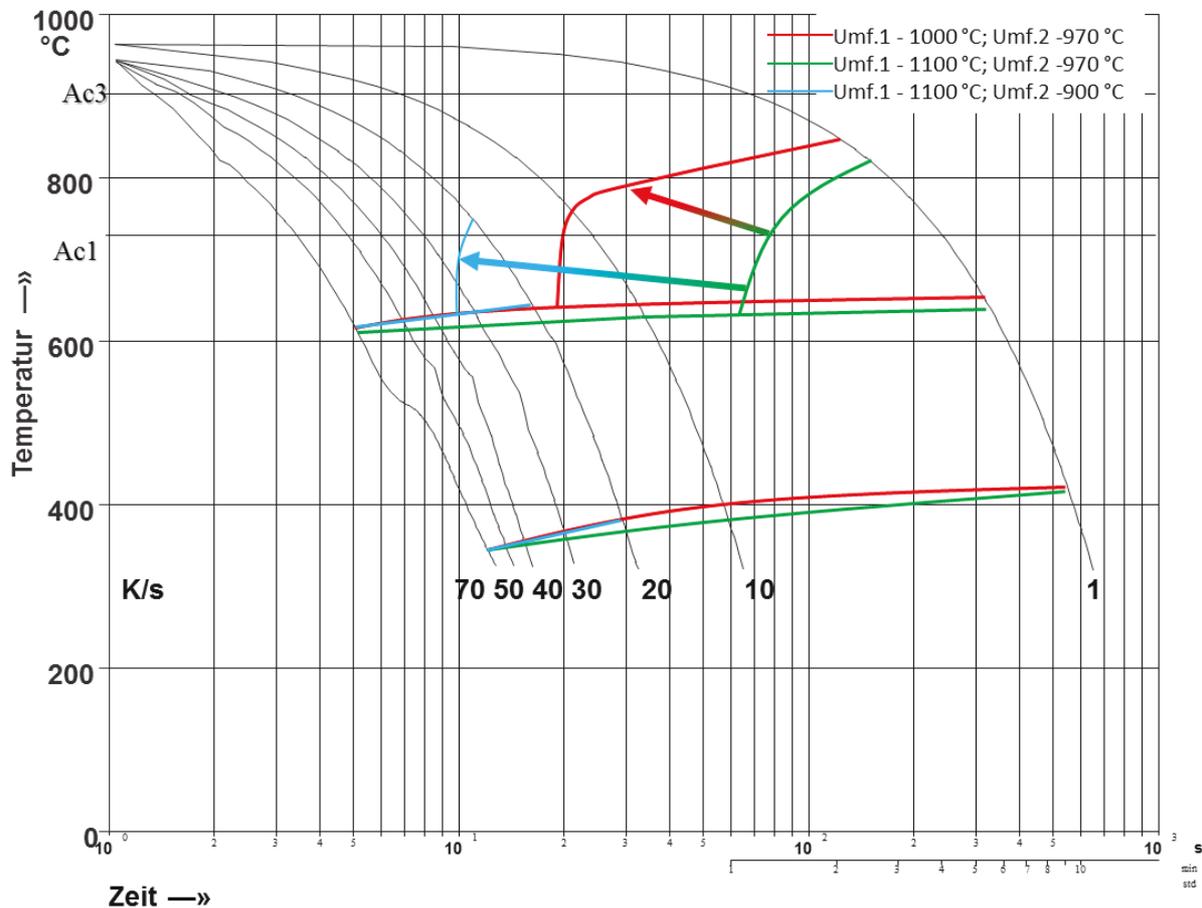


Abbildung 65 – Das zusammenfassende Schema des Einflusses der Umformtemperaturen auf das Umwandlungsverhalten am Beispiel St3

5.2.7 Einfluss der Umformtemperatur auf die Bildung der MA-Phase während der kontinuierlichen Abkühlung

Aus den Ergebnissen (s. Abbildungen 62 und 114) ist ersichtlich, dass der Einfluss der Änderung der Temperaturen der 1. Und 2. Umformung unterschiedlich ist. So findet bei der Verwendung der niedrigen Temperatur der 1. Umformung eine Erhöhung des Gehaltes an MA-Phase bei allen Stählen statt. Dieser Effekt der Absenkung der Temperatur der 1. Umformung auf den MA-Phasenanteil kann wie folgt erklärt werden: mit Abnahme der Umformtemperatur nimmt die mittlere Korngröße des Austenits vor der Abkühlung ab. So wird die Keimbildungs-

und Umwandlungsrate erhöht, was zur Verfeinerung der Mikrostruktur und des verbliebenen Restaustenits führt. Dies erhöht seine Stabilität aufgrund kleinerer Größe [65]. Dies ist eine Folge der Erhöhung der Fließspannung (in Verbindung mit der feineren Korngröße) des Restaustenits, sodass die Martensitumwandlung erschwert wird [64]. Außerdem findet eine Erhöhung der Stabilität der kleinen Restaustenitkörner teilweise aufgrund der Beschränkungen in der martensitischen Umwandlung statt. Nur wenige Umwandlungsvarianten sind günstig für diesen Spannungszustand des Korns [64, 66].

Bei der Absenkung der Temperatur der 2. Umformung findet eine Erhöhung des Gehaltes an MA-Phasen nur beim Stahl St1 statt. Für die anderen Stähle wurde keine signifikante Änderung des MA-Phasengehaltes festgestellt. In diesem Fall führt die Absenkung der Temperatur der 2. Umformung zu einer höheren Umwandlungsrate aufgrund erhöhter Versetzungsdichte im Austenitkorn vor der Abkühlung als bei der Absenkung der Temperatur der 1. Umformung. Dies führt dazu, dass der Kohlenstoff zu wenig Zeit hat, um ins Austenitkorn zu diffundieren. Deswegen scheidet er sich in Form von Zementit oder Karbiden aus. Stahl St1 besitzt einen größeren Gehalt an Kohlenstoff und niedrigeren Gehalt an Molybdän als andere Stähle. Daher hat Stahl St1 ein größeres Potenzial den Austenit mit Kohlenstoff anzureichen.

Im Stahl St1 ist die Abhängigkeit der MA-Partikelgröße von der Umformtemperatur ähnlich zum MA-Phasengehalt. Die MA-Größe nimmt mit der Abnahme der Temperatur der 1. oder 2. Umformung (s. Abbildung 62) zu. Dies findet aus demselben Gründen statt, die oben beschrieben wurden.

In den Stählen St2, St3 und St4 im Vergleich zu Stahl St1 besteht keine signifikante Abhängigkeit der Partikelgröße von der Umformtemperatur. Dies bedeutet, dass eine Änderung des MA-Phasengehaltes nicht auf die Partikelgröße, sondern auf die Menge der MA-Partikel in den Stählen St2, St3 und St4 zurückzuführen ist. Im Stahl St1 leistet die Partikelgröße einen signifikanten Beitrag zur Gehaltänderung im Gegensatz zu anderen.

5.2.8 Zusammenfassung der Ergebnisse aus den Laboruntersuchungen

Die Untersuchungen im Dilatometer zusammen mit theoretischen Berechnungen mit der Software „Steelmap“ helfen, die im Material stattfindenden Prozesse während der Erwärmung, Umformung und Abkühlung zu verstehen. Nachfolgend wird die Zusammenfassung der einzelnen Schritte formuliert:

Erwärmung:

- Aluminiumnitride existieren nur im Stahl St1 und lösen sich komplett zuallererst bei einer Temperatur von 1010 °C;
- In den anderen Stählen (St2-4) lösen sich Niob- und Vanadiumausscheidungen zuallererst;
- Niob- und Vanadiumausscheidungen sind komplett in Lösung bei einer Temperatur von 1150 °C in allen Stählen;
- Titanausscheidungen lösen sich zuallerletzt. Bei einer Temperatur von 1300 °C bleibt Titan zu 90 % im Stahl St1, zu 70 % im Stahl St2, 30 % im Stahl St3 und zu 25 % im Stahl St4 noch in ausgeschiedenen Zustand;
- Die Ac_3 -Temperaturen der vier untersuchten Stähle liegen in Bereich 881 – 901 °C.

Warmumformung:

- Austenit bleibt bei einer Umformtemperatur von 970 °C und nachfolgender Pause von 10 s sehr gering verfestigt;
- Der Verfestigungsgrad nimmt mit steigender Umformtemperatur und längerer Pause zwischen dem letzten Stich und der Abkühlung ab;
- Bei einer Umformtemperatur unterhalb von 860 °C ist der Verfestigungsgrad bereits hoch und fällt mit zunehmender Pausenzeit nur leicht ab.

Abkühlung nach der Warmumformung:

- Voll bainitische Mikrostruktur kann bei Abkühlgeschwindigkeiten höher als 40 K/s im Stahl St1, 30 K/s im Stahl St2 und 10 K/s in den Stählen St3-4 eingestellt werden;
- Mit der Temperaturabnahme der 1. oder 2. Umformung verschiebt sich der Bereich der ferritischen Umwandlung hin zu kürzeren Zeiten, daher bildet sich voll bainitische Mikrostruktur erst bei höheren Abkühlgeschwindigkeiten;
- Der MA-Phasenanteil nimmt mit einer Erhöhung der Abkühlgeschwindigkeit bis 40 K/s zunächst zu, danach mit einem weiteren Anstieg der Abkühlgeschwindigkeit wieder ab.

5.2.9 Parameter für weitere Untersuchungen

Die erhaltenen Ergebnisse erlauben ein erstes Konzept zur Herstellung von Grobblechen mit MA-Phasengehalt zu entwickeln. Nachfolgend werden diese formuliert:

Erwärmung:

Für alle untersuchten Stähle wurde die **Erwärmungstemperatur von 1250 °C** ausgewählt, bei der sich die meisten Mikrolegierungselemente in einem gelösten Zustand befinden. Bei dieser Temperatur findet keine abnormale Vergrößerung des Austenitkorns statt.

Warmumformung:

Der Hauptzweck der nachfolgenden Untersuchungen mit dem multifunktionalen Prüfsystem „Gleeble HDS-V40“ war, die Einflüsse der verschiedenen Wärmebehandlungen nach der beschleunigten Abkühlung auf die Mikrostruktur, den Gehalt der MA-Phase sowie die mechanischen Eigenschaften zu untersuchen. Für diese Versuche wurde eine **Endumformungstemperatur von 900 °C** gewählt, bei der die Stähle St1 und St2 zu etwa 50-60 % verfestigt bleiben.

Abkühlung nach der Warmumformung:

Für weitere Versuche wurden die **Abkühlgeschwindigkeiten von 10 bzw. 30 K/s** gewählt. Dieses Geschwindigkeitsintervall erlaubt es, die Bildung einer, in der gesamten Blechdicke gleichmäßigen Mikrostruktur mit der MA-Phase und die zu erwartenden mechanischen Eigenschaften nach einer kontinuierlichen Abkühlung von Blechen mit einer Dicke bis zu 25 mm zu erzielen.

5.3 Experimentelle Simulation des Warmwalzens mit verschiedenen Wärmebehandlungstechnologien

Zur experimentellen Simulation wurden die Stähle St1 und St2 eingesetzt. Die Stähle St3 und St4 wurden zu einem späteren Zeitpunkt hergestellt und speziell zum Laborwalzen genutzt. Nach der experimentellen Simulation wurden Minizugproben (s. Abbildung 54) aus dem untersuchten Material entnommen und im Zugversuch ihre mechanischen Eigenschaften ermittelt. Zusätzlich wurden Gefügeproben metallographisch untersucht. Genauere Bedingungen des durchgeführten Flachstauchversuches sind in Kapitel 4.4 dargestellt. Im Folgenden werden die Ergebnisse dieser Experimente vorgestellt und anschließend diskutiert.

5.3.1 Beschleunigte Abkühlung von verschiedenen Abkühlstarttemperaturen

Nach der letzten Umformung bei 900 °C wurden die Proben entweder sofort oder nach einer Pause (Luftabkühlung) von anderen Temperaturen beschleunigt abgekühlt. Während der Pause können die Entfestigungsvorgänge ablaufen, deren Geschwindigkeit und Art von der Temperatur abhängen. Als Folge wird auch der Austenitzustand verändert. Bei den Untersu-

chungen wurde festgestellt, dass die Mikrostruktur sich mit einer Senkung der Abkühlstarttemperatur kaum ändert. In der Mikrostruktur des Stahls St1 wurde gefunden, dass der Ferritgehalt bei der niedrigeren Abkühlstarttemperatur (800 °C) um bis zu 5 % zunimmt (s. Abbildung 66).

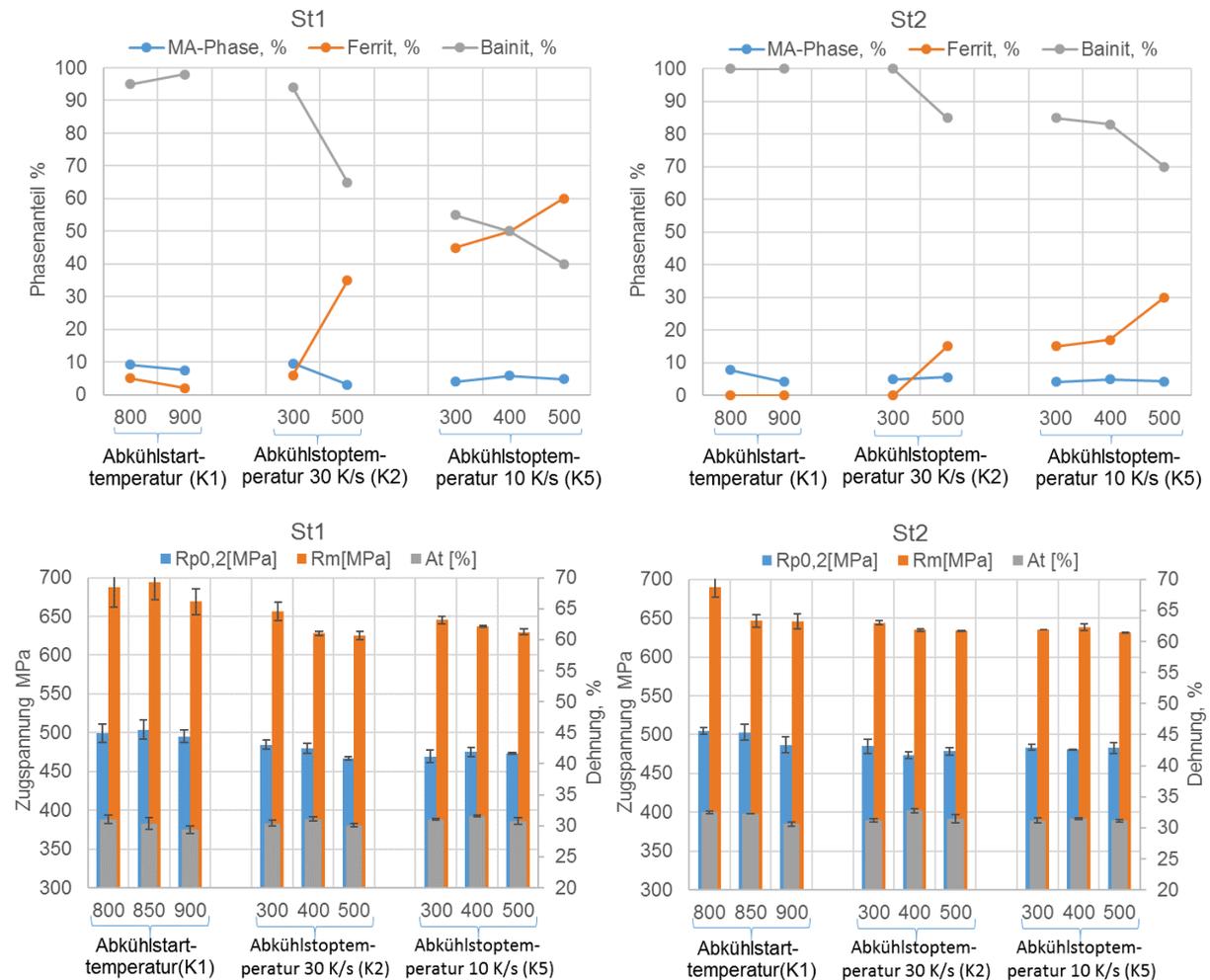


Abbildung 66 – Phasenanteile und Ergebnisse des Zugversuches bei Variation der Start- und Stoptemperaturen der beschleunigten Abkühlung

Ebenfalls wurde festgestellt, dass der MA-Phasengehalt bei geringeren Abkühlstarttemperaturen deutlich zunimmt. Parallel dazu findet eine MA-Partikelverfeinerung statt. Diese Einflüsse sind in Tabelle 8 und Abbildung 67 zu sehen.

Tabelle 8 – Gehalt, mittlerer Äquivalentdurchmesser (D) und Länge zu Breite Verhältnis (L/B) der MA-Phase bei Variation der Abkühlstarttemperatur

Stahl	Abkühlstarttemperatur [°C]	MA-Phasengehalt [%]	MA-Phase	
			D [µm]	L/B
St1	800	9,1	1,67	1,98
	900	7,5	1,79	2,14
St2	800	7,7	1,45	1,89
	900	4,1	1,52	1,88

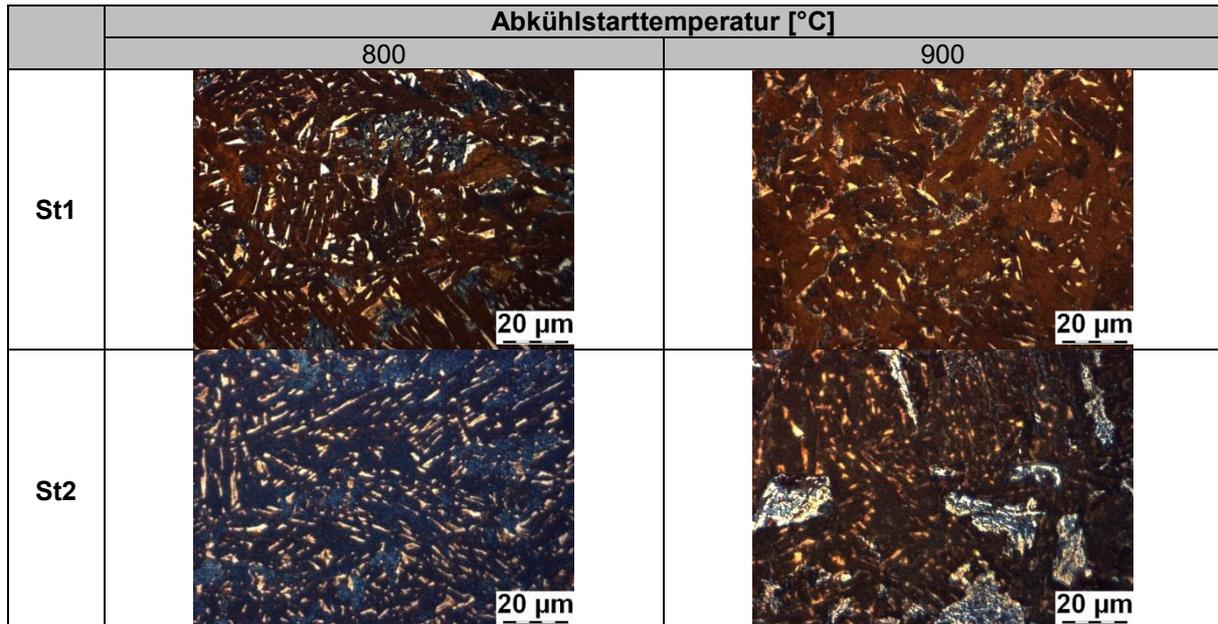


Abbildung 67 – Mikroskopaufnahmen der MA-Phase bei Variation der Abkühlstarttemperatur

Änderungen in der Mikrostruktur spiegeln sich in den Ergebnissen des Zugversuches wider. So findet tendenziell eine Zunahme der Zugfestigkeit und der Streckgrenze mit Abnahme der Abkühlstarttemperatur statt. Der Kennwert der Bruchdehnung nimmt ebenfalls zu. Es ist jedoch erwähnenswert, dass die meisten Änderungen innerhalb des Messfehlerbereiches liegen.

5.3.2 Beschleunigte Abkühlung mit variiertter Geschwindigkeit bis zu verschiedenen Abkühlstopptemperaturen

Wie bereits in Kapitel 5.2.4 festgestellt wurde, hat die Geschwindigkeit der beschleunigten Abkühlung einen großen Einfluss auf die Entwicklung der Mikrostruktur. So steigen in Übereinstimmung mit den bereits vorgestellten Ergebnissen sowohl der Ferritgehalt als auch die mittlere Korngröße mit Abnahme der Abkühlgeschwindigkeit (s. Abbildungen 66 und 116). Dabei weist der Stahl St2 höheren Bainitgehalt und feinere Mikrostruktur als St1 auf. Außerdem ist für beide Stähle festzustellen, dass der MA-Phasengehalt mit einer schnelleren Abkühlung im

Bereich zwischen den gewählten Start- und Stopp-Temperaturen zunimmt (s. Tabelle 9, Abbildung 69). Änderungen der Mikrostruktur führten jedoch zu keiner merklichen Änderung der mechanischen Eigenschaften beider Stähle (s. Abbildung 66).

Tabelle 9 – Gehalt, mittlerer Äquivalentdurchmesser (D) und Länge zu Breite Verhältnis (L/B) der MA-Phase bei Variation der Abkühlstopptemperatur und der Abkühlgeschwindigkeit

Stahl	Abkühlgeschwindigkeit [K/s]	Abkühlstopptemperatur [°C]	MA-Phasengehalt [%]	MA-Phase	
				D [µm]	L/B
St1	10	300	4,0	1,91	2,00
		400	5,8	2,53	1,90
		500	4,7	2,93	1,91
	30	300	9,6	2,22	1,92
		500	3,0	2,69	1,87
St2	10	300	4,1	1,62	2,05
		400	4,9	1,65	1,99
		500	4,2	1,74	1,92
	30	300	4,9	1,88	1,87
		500	5,6	2,29	1,83

Wenn die erhaltenen Ergebnisse aus der Sicht des Einflusses der Abkühlstopptemperatur betrachtet werden, kann folgendes festgestellt werden: Bei der Erhöhung der Abkühlstopptemperatur von 300 °C bis auf 500 °C wird mehr Ferrit in der Mikrostruktur gebildet. Somit besteht die Mikrostruktur bei der Abkühlung bis 500 °C mit einer Geschwindigkeit von 10 K/s schon aus 60% Ferrit. Außerdem findet eine Vergrößerung der Mikrostruktur mit einer Bildung von größerem Gehalt an Karbiden statt (s. Abbildung 116).

Bei steigender Abkühlstopptemperatur von 300 °C bis auf 400 °C nimmt der MA-Phasengehalt zunächst zu. Bei weiterer Erhöhung der Abkühlstopptemperatur tritt dagegen eine Abnahme des Gehalts der MA-Phase auf (s. Tabelle 9). Jedoch nimmt die Größe der einzelnen Teilchen der MA-Phase mit dem Temperaturanstieg gleichmäßig zu. Dieser Effekt ist in Tabelle 9 sowie auf SEM- oder lichtmikroskopischen Aufnahmen der MA-Phase (s. jeweils Abbildungen 68 und 69) zu erkennen.

In Bezug auf Änderungen der mechanischen Eigenschaften wird für die beiden Stähle die Tendenz eines leichten Anstiegs der Bruchdehnung und einer Abnahme der Festigkeitseigenschaften mit Zunahme der Abkühlstopptemperatur festgestellt.

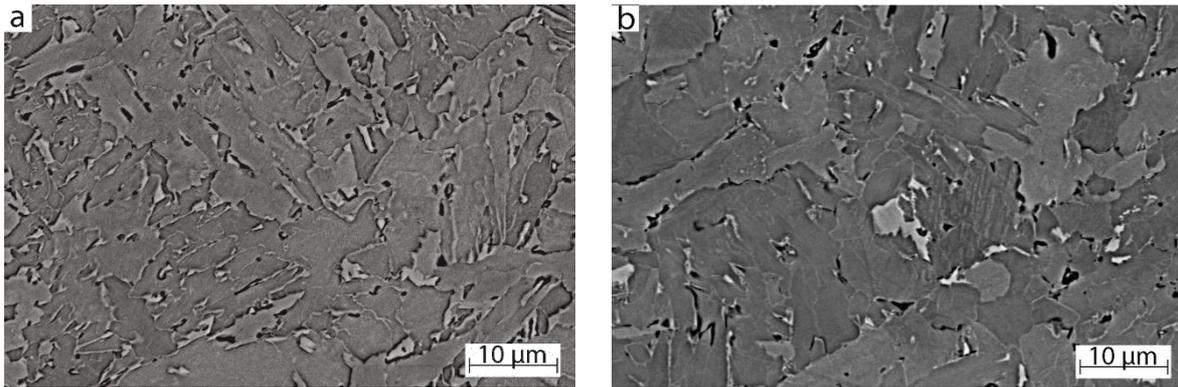


Abbildung 68 – SEM-Aufnahmen von Stahl St1 bei einer Abkühlgeschwindigkeit von 30 K/s und Abkühlstopptemperaturen von 300 °C (a) und 500 °C (b)

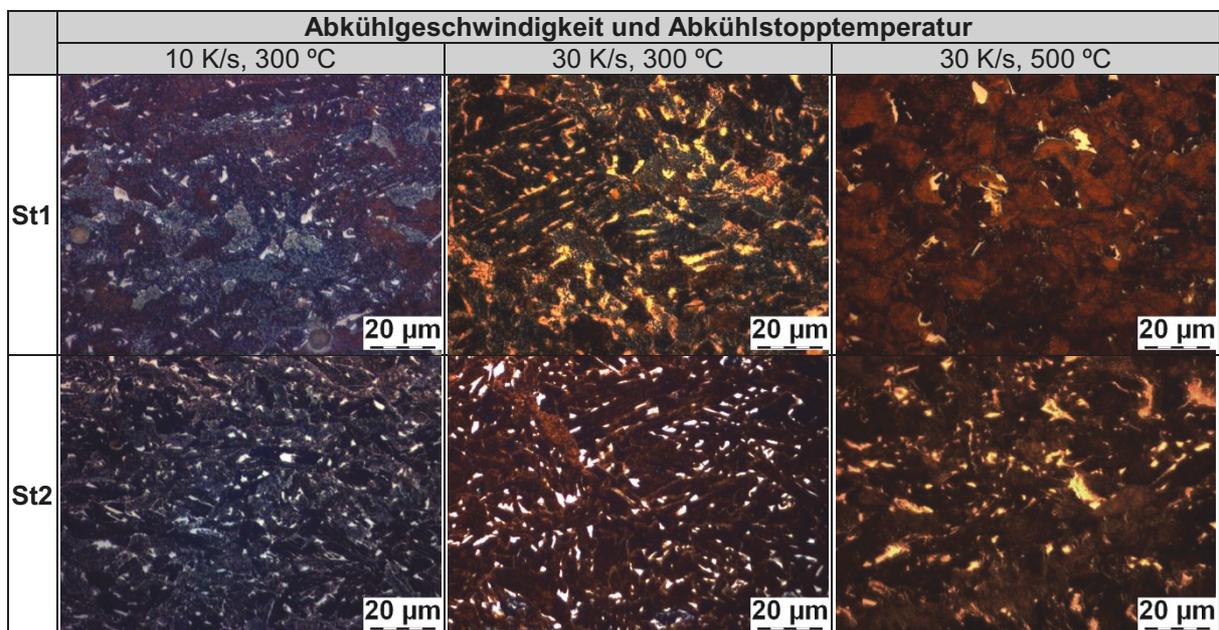


Abbildung 69 – Mikroskopaufnahmen der MA-Phase bei Variation von Abkühlstopptemperatur und Abkühlgeschwindigkeit

5.3.3 Beschleunigte Abkühlung mit variiertter Geschwindigkeit bis zum bainitischen Umwandlungsbereich und folgender Auslagerung

Die nächste untersuchte Wärmebehandlungsart besteht aus einer Abkühlung bis zu einer Temperatur, bei der die bainitische Umwandlung noch nicht abgeschlossen ist, mit anschließender Auslagerung bei dieser Temperatur. Aufgrund höherer Anzahl der Ergebnisse wurden diese geteilt dargestellt. Die Ergebnisse für Stahl St1 sind in diesem Kapitel und für Stahl St2 im Anhang 10.2.3 zu finden.

Ergebnisse

Basierend auf den erhaltenen Daten der metallographischen Untersuchung lässt sich feststellen, dass die Mikrostruktur bei der Verwendung einer Auslagerung (nahezu isothermische Umwandlung) deutlich höheren Gehalt an Ferrit im Vergleich zu den Ergebnissen aus dem vorhergehenden Kapitel besitzt. Dieser Effekt wird bei höheren Temperaturen und niedrigeren Abkühlgeschwindigkeiten ausgeprägter. So nimmt mit steigender Temperatur und Zeit der Auslagerung der Bainitgehalt ab (s. Abbildungen 70 und 118). So besteht bei der Verwendung der Auslagerung bei einer Temperatur von 550 °C und einer Haltezeit von 120 s die Mikrostruktur vollständig aus Ferrit. Dieselbe Tendenz wird für den zweiten Stahl beobachtet (s. Abbildungen 117 und 119). Jedoch weist der Stahl St2 höheren Bainitgehalt und feinere Mikrostruktur als St1 bei allen untersuchten Parametern auf.

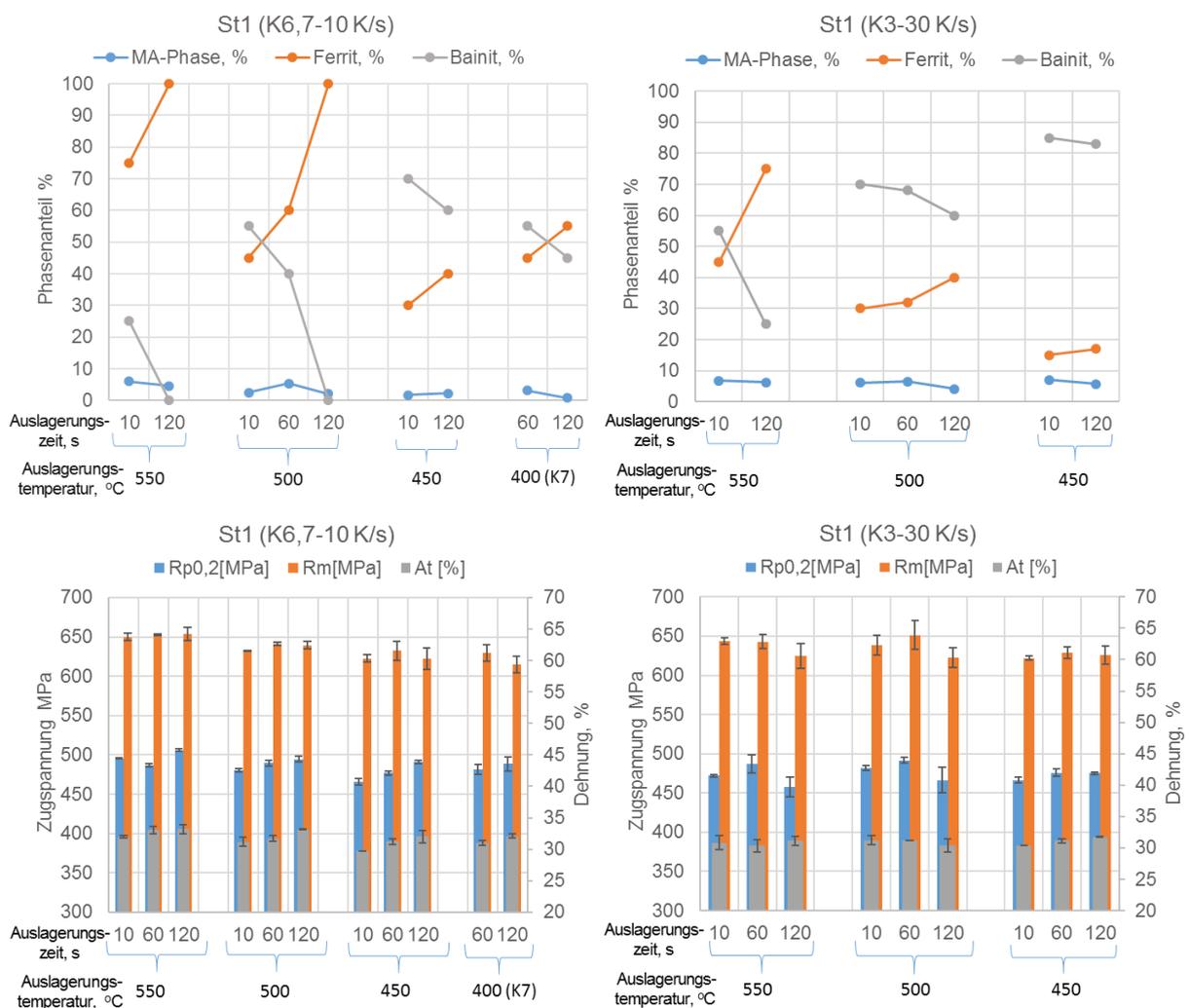


Abbildung 70 – Phasenanteile und Ergebnisse des Zugversuches bei Variation von Abkühlgeschwindigkeit sowie Temperatur und Dauer der Auslagerung für St1

Die Auslagerung übt wesentlichen Einfluss nicht nur auf die Bildung des bainitischen und ferritischen Gefüges aus, sondern auch auf die MA-Phase. Basierend auf den erhaltenen Daten nehmen der MA-Phasengehalt sowie die Partikelgröße mit steigender Auslagerungszeit anfänglich zu, und folglich wieder ab (s. Abbildung 118 und Tabelle 10). Dieser Effekt ist bei höheren Temperaturen und niedrigeren Abkühlgeschwindigkeiten ebenfalls ausgeprägter (s. Abbildung 71).

Die Auslagerungstemperatur hat einen deutlichen Einfluss auf den MA-Phasengehalt nur bei einer Abkühlgeschwindigkeit von 10 K/s und ihr Gehalt nimmt mit abnehmender Auslagerungstemperatur ebenfalls ab (Tabelle 10). In Stahl St2 wurden ähnliche Abhängigkeiten festgestellt, die im Anhang 10.2.3 zu finden sind.

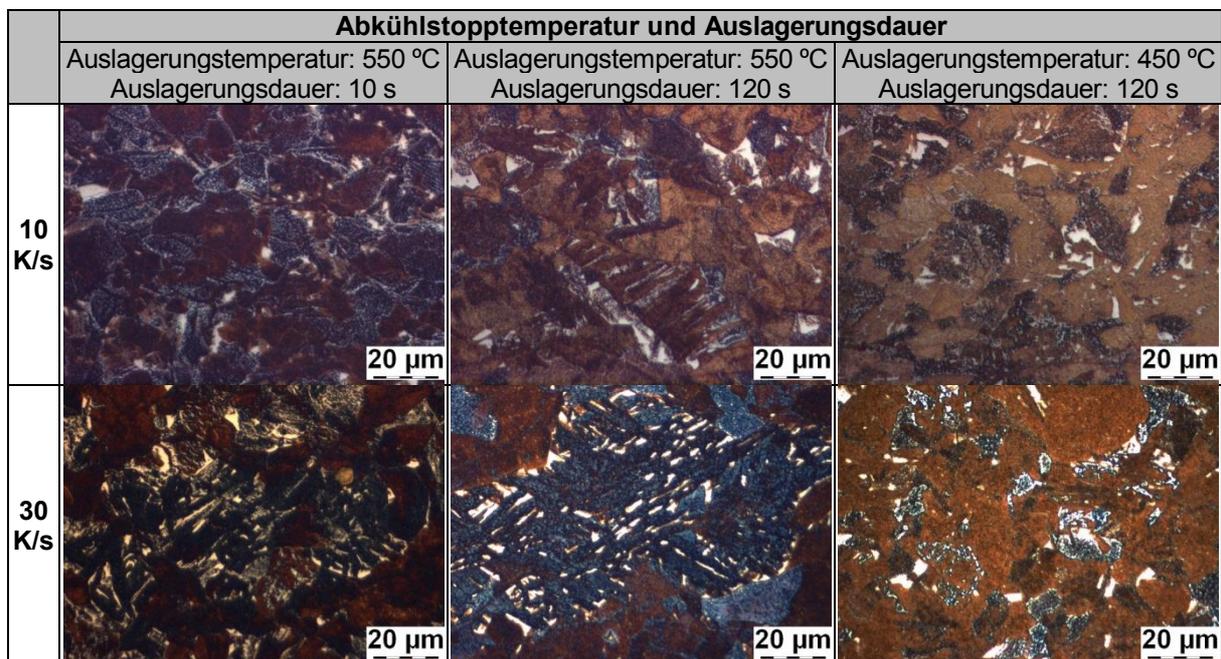


Abbildung 71 – Mikroskopaufnahmen der MA-Phase bei Variation der Abkühlgeschwindigkeit sowie Temperatur und Dauer der Auslagerung für St1

Tabelle 10 – Gehalt, mittlerer Äquivalentdurchmesser (D) und Länge zu Breite Verhältnis (L/B) der MA-Phase in der Mikrostruktur von Stahl St1 bei der Variation der Abkühlgeschwindigkeit sowie von Temperatur und Dauer der Auslagerung

Stahl	Abkühlgeschwindigkeit [K/s]	Abkühlstop-temperatur [°C]	Auslagerungs-dauer [s]	MA-Phasen-gehalt [%]	MA-Phase	
					D [µm]	L/B
St1	10	550	10	6,1	4,30	1,84
			60	7,2	6,10	1,93
			120	4,6	4,70	1,99
		500	10	2,6	2,07	1,93
			60	5,4	3,91	1,97
			120	2,2	3,22	1,96
		450	10	1,7	1,98	1,99
			60	3,9	2,99	1,99
			120	2,2	1,60	1,90
		400 (K7)	60	3,2	1,81	1,85
			120	0,9	1,05	1,98
		30	550	10	6,7	2,01
	120			6,3	2,43	1,91
	500		10	6,1	3,45	1,85
			60	6,5	3,44	1,87
	450		120	4,2	2,97	1,92
			10	7,1	2,53	2,24
				120	5,8	4,05

Trotz Änderungen in der Mikrostruktur wurden keine deutlichen Auswirkungen auf die mechanischen Eigenschaften festgestellt (s. Abbildung 70). Die höchsten Auslagerungstemperaturen und -zeiten führten allerdings zu geringeren Festigkeits- und Bruchdehnungswerten. Wie in der vorher untersuchten Wärmebehandlungsart hat der erste Stahl eine höhere Neigung zur Bildung von Karbiden, was zu einem größeren Risiko eines Abfalles der mechanischen Eigenschaften durch Auslagerung führt.

5.3.4 „On-line“ Wärmebehandlung

Um die Bildung der MA-Phase weiter zu fördern, wurde die „On-line“ Wärmebehandlung, die von Autoren [1, 3] entwickelt wurde, angewandt. Diese Technologie wendet eine Wärmebehandlung unmittelbar nach der beschleunigten Abkühlung an. Die Ergebnisse sind am Beispiel von Stahl St1 in Abbildung 72 und Tabelle 11 dargestellt. Die entsprechenden Daten für Stahl St2 sind im Anhang 10.2.4 zu finden.

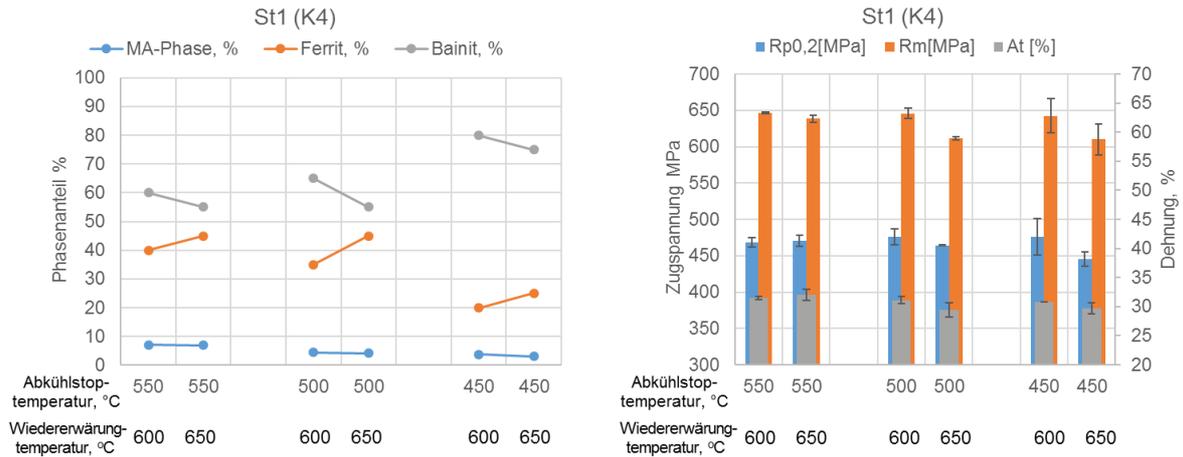


Abbildung 72 – Phasenanteile und Ergebnisse des Zugversuches bei Anwendung der „On-line“ Wärmebehandlung für St1

Wie in der vorherigen Kombination bestand die Mikrostruktur hauptsächlich aus granularern Bainit. Wenn dabei die Stoptemperatur der beschleunigten Abkühlung vor dem Wiedererwärmen gesenkt wird, nimmt der Bainitgehalt in der Mikrostruktur zu (s. Abbildung 72). Bei einer höheren Stoptemperatur, im Bereich wo die bainitische Umwandlung erst begonnen hat, bildet sich dagegen eine große Menge an Ferrit. Dies führt außerdem hin zu einem höheren Gehalt und einer Zunahme der mittleren Größe der MA-Phase. Bei niedriger Stoptemperatur der beschleunigten Abkühlung ist die bainitische Umwandlung praktisch vollständig abgeschlossen, daher verbleibt ein hoher Gehalt an Bainit in der Mikrostruktur.

Bei einem Anstieg der Wärmebehandlungstemperatur nach dem beschleunigten Abkühlen nimmt die Menge sowohl des Bainits als auch der MA-Phase ab. Es sollte jedoch beachtet werden, dass auch die mittlere MA-Partikelgröße mit steigender Wärmebehandlungstemperatur kleiner wird (s. Tabelle 11 und Abbildung 73).

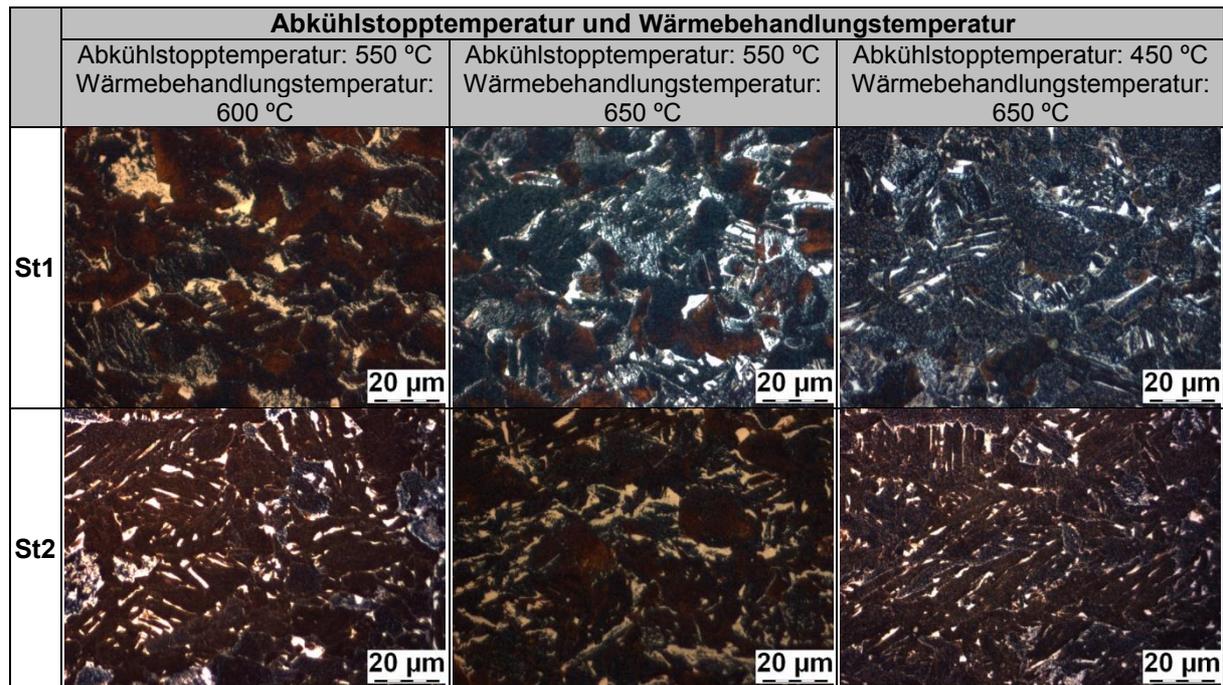


Abbildung 73 – Mikroskopaufnahmen der MA-Phase bei Verwendung der „On-line“ Wärmebehandlung

Tabelle 11 – Gehalt, mittlerer Äquivalentdurchmesser (D) und Länge zu Breite Verhältnis (L/B) der MA-Phase in der Mikrostruktur des Stahls St1 bei Anwendung der „On-line“ Wärmebehandlung

Stahl	Abkühlstopptemperatur [°C]	Wärmebehandlungstemperatur [°C]	MA-Phasengehalt [%]	MA-Phase	
				D [µm]	L/B
St1	550	600	7,1	3,88	1,92
		650	6,9	2,81	2,02
	500	600	4,5	2,16	2,05
		650	4,2	2,12	1,97
	450	600	3,8	1,94	1,91
		650	3,1	1,79	1,96

Basierend auf den Ergebnissen des Zugversuches lässt sich schlussfolgern, dass die Änderung der Stopptemperatur der beschleunigten Abkühlung trotz relativ starker Veränderungen der Mikrostruktur keinen wesentlichen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften hat, was in Abbildung 72 zu sehen ist. Wenn jedoch eine hohe Wärmebehandlungstemperatur gewählt wird, verschlechtern sich sowohl die Bruchdehnungs- als auch die Festigkeitseigenschaften des Stahls. Dabei verstärkt sich dieser negative Effekt noch bei einer Abnahme der Stopptemperatur der beschleunigten Abkühlung.

5.3.5 Wärmebehandlung mit abwechselnder Heizung und Kühlung

In der Literaturlauswertung wurden Ergebnisse verschiedener Untersuchungen analysiert, die als sogenannte „On-line“ und „Off-line“ Wärmebehandlungen bezeichnet werden und miteinander verglichen. Diese Studien zeigten, dass die „On-line“ Technologie zu Erhöhung des Kohlenstoffgehaltes im Restaustenit führt. Das kann dazu führen, dass auch die MA-Partikel einen größeren Restaustenitanteil haben werden. Außerdem bilden sich bei der „Off-line“ Technologie größere, d.h. gröbere, Partikel der MA-Phase, die die mechanischen Eigenschaften beeinträchtigen können. Aus diesem Grund wurde eine modifizierte Wärmebehandlung eingesetzt, um eine noch höhere Anreicherung des Austenits mit Kohlenstoff und eine Verzögerung des MA-Partikelwachstums zu erreichen. Die Änderung betrifft die sogenannte Auslagerung, die wechselweise oberhalb und unterhalb der A_{c1} Temperatur stattfindet. Dabei erfolgten die Rückumwandlung und ggf. MA-Partikelwachstum. Durch die mehrfache Wiederholung und in dem Fall den dreifachen Wechsel von Heizung und Kühlung über und unter die A_{c1} -Temperatur (± 40 °C) kann sich der Austenit mit Kohlenstoff anreichern (s. Abbildung 46 im Kapitel 4.4.1). Dieser Behandlung wurden 2 Stähle unterzogen, nämlich St1 und St4.

Die Ergebnisse solcher Behandlung sind in Tabelle 12 zusammengefasst. Allerdings muss man berücksichtigen, dass diese zusätzlichen Tests im Gegensatz zu anderen experimentellen Untersuchungen, die an Flachstauchproben in diesem Kapitel erfolgten, auf dem Umformdilatometer mit kleinen Proben durchgeführt wurden.

Tabelle 12 – Ergebnisse der metallographischen Untersuchungen und Härteprüfung an Proben nach der Wärmebehandlung mit wechselnder Heizung und Kühlung (dreifach)

Stahl	Abkühlstopptemperatur [°C]	Wärmebehandlungstemperatur [°C]	Ferrit [%]	Bainit [%]	MA-Phase [%]	MA-Phase		HV10
						D [μm]	L/B	
St1	200	750 \pm 40	12	88	8,5	1,66	1,72	211
	450	750 \pm 40	15	85	8,7	1,62	1,81	195
St4	200	750 \pm 40	0	100	6,5	1,28	1,79	229
	450	750 \pm 40	0	100	5,4	1,14	1,85	215

Die Mikrostruktur von erstem Stahl St1 bestand hauptsächlich aus granularen Bainit mit kleinem Gehalt an Ferrit. Wenn dabei die Stopptemperatur der beschleunigten Abkühlung vor dem Wiedererwärmen gesenkt wird, nimmt das Bainitgehalt in der Mikrostruktur ein wenig zu. Stahl St4 besitzt die Mikrostruktur, die vollständig aus granularen Bainit besteht. Dabei hat die Variierung der Abkühlstopptemperatur vor dem Wiedererwärmen keinen deutlichen Einfluss auf die Mikrostruktur (s. Tabelle 12 und Abbildung 123).

Die erhaltenen Ergebnisse werden nachfolgend aus der Sicht des Einflusses der Abkühlstopptemperatur vor dem Wiedererwärmen in dieser Variante der Wärmebehandlung betrachtet. Bezüglich des Stahls St1 übt die Variierung der Aufheiz- und Kühltemperatur keinen deutlichen Einfluss auf den Gehalt der MA-Phase aus. Es gibt nur eine kleine Verfeinerung der MA-Partikel. Im Stahl St4 ist der Einfluss viel deutlicher, in dem eine Verfeinerung und Gehaltsabnahme der MA-Phase mit steigender Abkühlstopptemperatur stattfindet (s. Abbildung 74).

In Bezug auf Änderungen der mechanischen Eigenschaften wird die Abnahme der Härtewerte mit steigender Abkühlstopptemperatur bei beiden Stählen festgestellt (s. Tabelle 12).

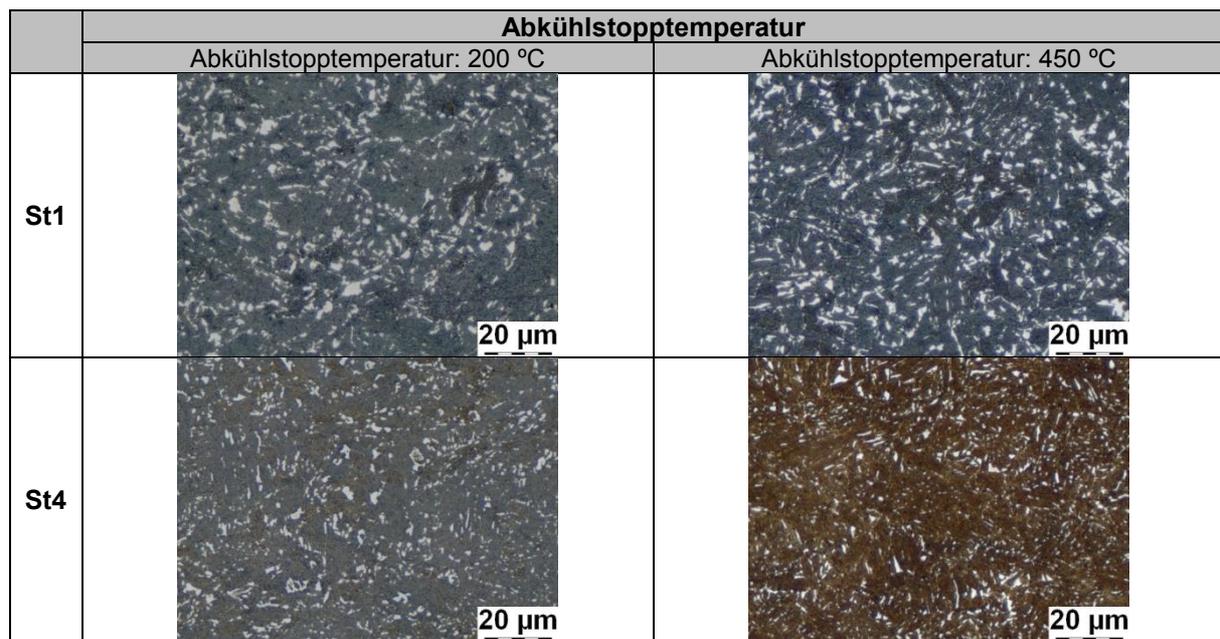


Abbildung 74 – Mikroskopaufnahmen der MA-Phase bei Verwendung der Wärmebehandlung mit abwechselnder Heizung und Kühlung

5.4 Diskussion der experimentellen Simulation des Warmwalzens mit verschiedenen Wärmebehandlungstechnologien

5.4.1 Einfluss der Abkühlstarttemperaturen bei kontinuierlicher Abkühlung

Wie vorhergehende Untersuchungen gezeigt haben, hat der Austenitzustand einen starken Einfluss auf die Umwandlungskinetik und Bildung der MA-Phase. Das ist mit dem Beginn der γ/α -Umwandlung verbunden. Dabei können noch Entfestigungsvorgänge während der Abkühlung an Luft vor dem Beginn der kontinuierlichen beschleunigten Abkühlung stattfinden, wie das bei einer Umformung bei 900 °C mit folgender Pause der Fall war. Unmittelbar nach der Umformung bei 900 °C war der Austenit verfestigt. Bei der Verwendung einer Pause (Luftab-

kühlung) zwischen dem letzten Umformungsstich und dem Start der beschleunigten Abkühlung fand die statische Rekristallisation statt. Das hatte aber keinen Einfluss auf die Ergebnisse der Mikrostrukturanalyse ohne den Anteil der MA-Phase zu beurteilen. Nur in der Mikrostruktur des Stahls St1 wurde ein kleiner Gehalt an Ferrit bei der Verwendung der Abkühlstarttemperatur von 800 °C gefunden. Seine Entstehung lässt sich durch einen möglichen Beginn der ferritischen Umwandlung vor der beschleunigten Abkühlung erklären, da die Temperatur von 800 °C sich, wie die UZTU-Diagramme zeigen, bereits nah zu Beginn der γ/α -Umwandlung befindet. Der Stahl St2 hat eine feinere Mikrostruktur bei allen Versuchsparametern aufgrund der Zulegierung mit Molybdän. Das Element verzögert die Diffusion von Kohlenstoff sowie die ferritische Umwandlung [93, 141]. Ebenfalls wurde festgestellt, dass der MA-Phasengehalt mit der Absenkung der Abkühlstarttemperatur von 900 °C auf 800 °C zunimmt. Jedoch findet die Verfeinerung der MA-Partikel statt.

Obwohl der Stahl St2 feineres Gefüge als St1 aufweist, hat der Stahl St1 deutlich höhere Festigkeit bei der Verwendung der Abkühlstarttemperatur von 800 °C und 850 °C. Dies ist auf den deutlich höheren Gehalt an Karbiden zurückzuführen, die sich wegen höheren Kohlenstoffgehaltes bilden. Mit der Erhöhung der Abkühlstarttemperatur nimmt der Gehalt an Karbiden ab, sodass die Festigkeitswerte sinken. Dieser Effekt ist sehr gut in Abbildung 115 zu sehen. Aus dem gleichen Grund weist der Stahl St1 niedrigere Bruchdehnungswerte als St2 auf.

5.4.2 Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit bei der beschleunigten Abkühlung

In Übereinstimmung mit den bereits vorgestellten Ergebnissen nimmt der Ferritgehalt mit Abnahme der beschleunigten Abkühlgeschwindigkeit von 30 K/s auf 10 K/s zu. Dies kann damit erklärt werden, dass eine langsame Abkühlung für die Diffusion günstiger ist und zur Bildung der diffusionsabhängigen Phasen wie Ferrit und Perlit führt. Andererseits steigt mit zunehmender Abkühlgeschwindigkeit die Kohlenstoffkonzentration an den Korngrenzen, da der Kohlenstoff nicht genügend Zeit hat, in das Korn zu diffundieren [120]. Infolgedessen kann Austenit ausreichend stabilisiert werden. Somit ist für beide Stähle festzustellen, dass der MA-Phasengehalt mit einer schnelleren Abkühlung zunimmt (s. Tabelle 9, Abbildung 69). Dieser Effekt ist im ersten Stahl offensichtlicher. Im zweiten Stahl ist der Effekt aufgrund zusätzlicher Legierungsbildung mit Molybdän weniger ausgeprägt, was die Kohlenstoffdiffusion und die Ferritumwandlung verlangsamt. Dieses Phänomen wurde auch in [141, 142] beschrieben.

Änderungen der Mikrostruktur führten zu keiner wesentlichen Beeinflussung der mechanischen Eigenschaften im Zugversuch mit Minizugproben beider Stähle (s. Abbildung 66). Dies

ist auf die Tatsache zurückzuführen, dass einerseits mit einer Abnahme der Abkühlgeschwindigkeit eine Erhöhung des Ferritgehaltes auftritt, der die Festigkeit verringert. Andererseits nimmt der Karbidanteil zu, was zum gegenteiligen Effekt führt. Außerdem wurden bei dieser Untersuchung Minizugproben verwendet, deren Form keiner europäischen Norm entspricht, wobei die kurze Messlänge zu einer Erhöhung des Fehlers bei der Bruchdehnungsmessung führt. Die Bruchdehnungswerte sind daher ein Indikator für die Einflüsse der verschiedenen Parameter.

5.4.3 Einfluss der Abkühlstopptemperatur nach der beschleunigten Abkühlung

Bei Anwendung der höheren Abkühlstopptemperatur im bainitischen Umwandlungsbereich setzt sich die Kohlenstoffdiffusion vom gebildeten Bainit/Ferrit zum nicht umgewandelten Austenit fort. Durch diesen Prozess wird der Restaustenit stabilisiert, der sich anschließend in die aus Restaustenit und Martensit bestehende Phase (MA) umwandelt. Wenn jedoch eine hohe Abkühlstopptemperatur gewählt wird, kann eine Bildung von Karbiden oder Perlit an Stelle der Stabilisierung des Restaustenits stattfinden. Aus diesem Grund nimmt der MA-Phasengehalt bei steigender Abkühlstopptemperatur von 300 °C bis 400 °C zunächst zu und dann bei 500 °C ab (s. Tabelle 9). Jedoch, aufgrund der Fortsetzung der Kohlenstoffdiffusion vom gebildeten Bainit/Ferrit zum nicht umgewandelten Austenit bei der Verwendung der erhöhten Abkühlstopptemperatur ändert sich die Größe der MA-Partikel. Sie nimmt gleichmäßig zu.

Da mit steigender Abkühlstopptemperatur mehr Ferrit in der Mikrostruktur gebildet wird, gibt es eine Tendenz zur Steigerung der Bruchdehnung und zur Abnahme der Festigkeit. Diese Änderungen liegen meistens innerhalb des Messfehlers.

5.4.4 Einfluss der Auslagerung nach der beschleunigten Abkühlung

Um einen größeren Gehalt an MA-Phase in der Mikrostruktur zu erhalten, ist es notwendig, entweder die Kohlenstoffdiffusionsrate vom gebildeten Bainit/Ferrit zum nicht umgewandelten Austenit zu erhöhen oder die Zeit für vollständigere Diffusionsprozesse zu verlängern [117]. Die letztere Option kann durch isotherme Auslagerung im Bainit-Umwandlungsbereich erreicht werden. Dies muss aufgrund der Erhöhung der Kohlenstoffkonzentration im nicht umgewandelten Austenit zu dessen Stabilisierung führen. Außerdem bekommt der Kohlenstoff mit der Erhöhung der Auslagerungszeit mehr Zeit, um vollständiger in den Austenit zu diffundieren. Aus diesen Gründen nehmen der MA-Phasengehalt sowie die Partikelgröße mit steigender Auslagerungszeit anfänglich zu, und folglich aufgrund der Bildung von Karbiden in der Mikrostruktur wieder ab. Bei der Verwendung einer Abkühlgeschwindigkeit von 30 K/s hat die Tem-

peratur der Auslagerung keinen deutlichen Einfluss auf den MA-Phasengehalt. Dies findet vermutlich aufgrund relativ kürzerer Auslagerungsdauer statt, die für die Kohlenstoffdiffusion nicht ausreichend ist.

Deutliche Auswirkungen auf die mechanischen Eigenschaften wurden nicht festgestellt (s. Abbildung 70). Die höchsten Auslagerungstemperaturen und -zeiten führten allerdings aufgrund der Bildung von Karbiden und höherem Ferritgehalt in der Mikrostruktur zu geringeren Festigkeits- und Bruchdehnungswerten. Dieser Effekt ist für den Stahl St1 ausgeprägter, weil er eine höhere Neigung zur Bildung von Karbiden aufgrund seines höheren Kohlenstoff- und niedrigeren Molybdängehalts zeigt.

5.4.5 Einfluss der Wärmebehandlung nach der beschleunigten Abkühlung (On-line Technologie)

Bei der isothermen Auslagerung nach der beschleunigten Abkühlung hört die bainitische Umwandlung nicht auf, sondern setzt sich bis zum Erreichen des Gleichgewichtsenergiezustandes fort. Um diesen Prozess zu verzögern, kann das so genannte „On-line“ Verfahren angewendet werden, das von Ishikawa und Shinmiya in [1, 3] entwickelt wurde. Diese Technologie wendet eine Wiedererwärmung unmittelbar nach der beschleunigten Abkühlung an. Dies hilft die bainitische Umwandlung zu stoppen. In dieser Phase dominiert der Prozess der Kohlenstoffdiffusion [1, 3, 77, 131].

Wird die Abkühlstopptemperatur bis am Anfang des Bereiches der bainitischen Umwandlung erhöht, kann sich bei der Wiedererwärmung bis in den Bereich des Zweiphasengebietes eine größere Menge an Ferrit bilden. Dies hängt damit zusammen, dass die γ/α -Umwandlung zum größten Teil noch nicht abgeschlossen ist. Mit sinkender Abkühlstopptemperatur nimmt der Bainitgehalt zu und die Struktur des Bainits ist feiner. Zudem tritt eine Verfeinerung und Abnahme des Gehaltes von MA-Phase im feinen Bainit auf.

Bei einem Anstieg der Wärmebehandlungstemperatur nach der beschleunigten Abkühlung nimmt sowohl der Anteil des Bainits als auch der MA-Phasegehalt ab. Ersteres findet aufgrund der Zersetzung von Bainit in Ferrit und Zementit/Karbiden statt. Letzteres tritt aufgrund der Bildung von Karbiden in der Mikrostruktur auf, die den Kohlestoffgehalt im Austenit reduziert (s. Abbildung 122).

Bei der Verwendung von unterschiedlichen Abkühlstopp- und Wärmebehandlungstemperaturen wurden mit nachfolgend beschriebener Ausnahme keine wesentlichen Auswirkungen auf die mechanischen Eigenschaften festgestellt. Wenn jedoch eine hohe Wärmebehandlungs-

temperatur gewählt wird, verschlechtern sich sowohl die Bruchdehnungs- als auch die Festigkeitseigenschaften der Stähle. Dabei verstärkt sich dieser negative Effekt auch bei einer Absenkung der Kühlstopptemperatur der beschleunigten Abkühlung. Dies kann darauf zurückgeführt werden, dass die Umwandlung bei höherer Wärmebehandlungstemperatur (650 °C) in einem ferritischen oder perlitischen Bereich stattfindet und einen großen Gehalt nicht nur an Ferrit, sondern auch an Karbiden/Perlit zur Folge hat. Darüber hinaus setzt die Verwendung einer niedrigeren Kühlstopptemperatur der beschleunigten Abkühlung mehr Kohlenstoff aus Ferrit frei, der in den nicht umgewandelten Austenit diffundiert. Dies stabilisiert den Austenit einerseits, trägt aber andererseits zur Bildung von mehr Karbiden bei, was durch die Gefügeanalyse bestätigt wurde.

5.4.6 Einfluss der Wärmebehandlung mit mehrfach wechselnder Heizung und Kühlung

Basierend auf den metallographischen Untersuchungen lässt sich schlussfolgern, dass das Gefüge von so behandelten Proben einen deutlich größeren Bainitgehalt im Vergleich zur „Online“ Technologie hat und die Struktur des Bainits feiner ist. Dennoch ist das Gefüge dieser Proben gröber und hat höheren Gehalt an Ferrit als bei Anwendung einer beschleunigten Abkühlung. Das ist allerdings von der Abkühlstopptemperatur abhängig. Diese Vergrößerung beeinträchtigt die Härte HV10. Bei einer Abkühlstopptemperatur von 200 °C fällt die Härte um 15-20 Einheiten und bei 450 °C um 20-30 Einheiten.

Dennoch ergab die Wärmebehandlung mit abwechselnder Heizung und Kühlung eine Mikrostruktur mit deutlich feineren MA-Partikeln und einem größeren Anteil im Vergleich zur anderen Wärmebehandlungsvarianten der. Dies ist darauf zurückzuführen, dass bei der abwechselnden Heizung und Kühlung ebenfalls die abwechselnde Umwandlung und Rückumwandlung erfolgt. Daher kann die MA-Phase in der Größe nicht wachsen, aber ihre Sättigung mit Kohlenstoff setzt sich fort.

Jedoch, im Vergleich mit der konventionellen Technologie der beschleunigten Abkühlung mit verschiedenen Abkühlstopptemperaturen unterhalb von 400 °C hat diese Form der Wärmebehandlung keinen weiteren positiven Einfluss auf die Bildung der MA-Phase.

5.4.7 Zusammenfassung der experimentellen Simulation des Warmwalzens

Die verschiedenen Technologiekombinationen, die an der Anlage „Gleeble“ experimentell simuliert wurden, ergaben eine Vielzahl von unterschiedlichen Gefügen im Endprodukt. Um den Einfluß auf die mechanischen Eigenschaften zu analysieren wurden alle Ergebnisse der

experimentellen Simulation des Warmwalzens in räumlichen Diagrammen in Abbildungen 75 und 124 (s. Anhang 10.2.6) dargestellt. Hier lassen sich die Beziehungen zwischen dem Gehalt an Bainit, der MA-Phase und den mechanischen Eigenschaften (R_m , $R_{p0,2}$ und A_t) analysieren.

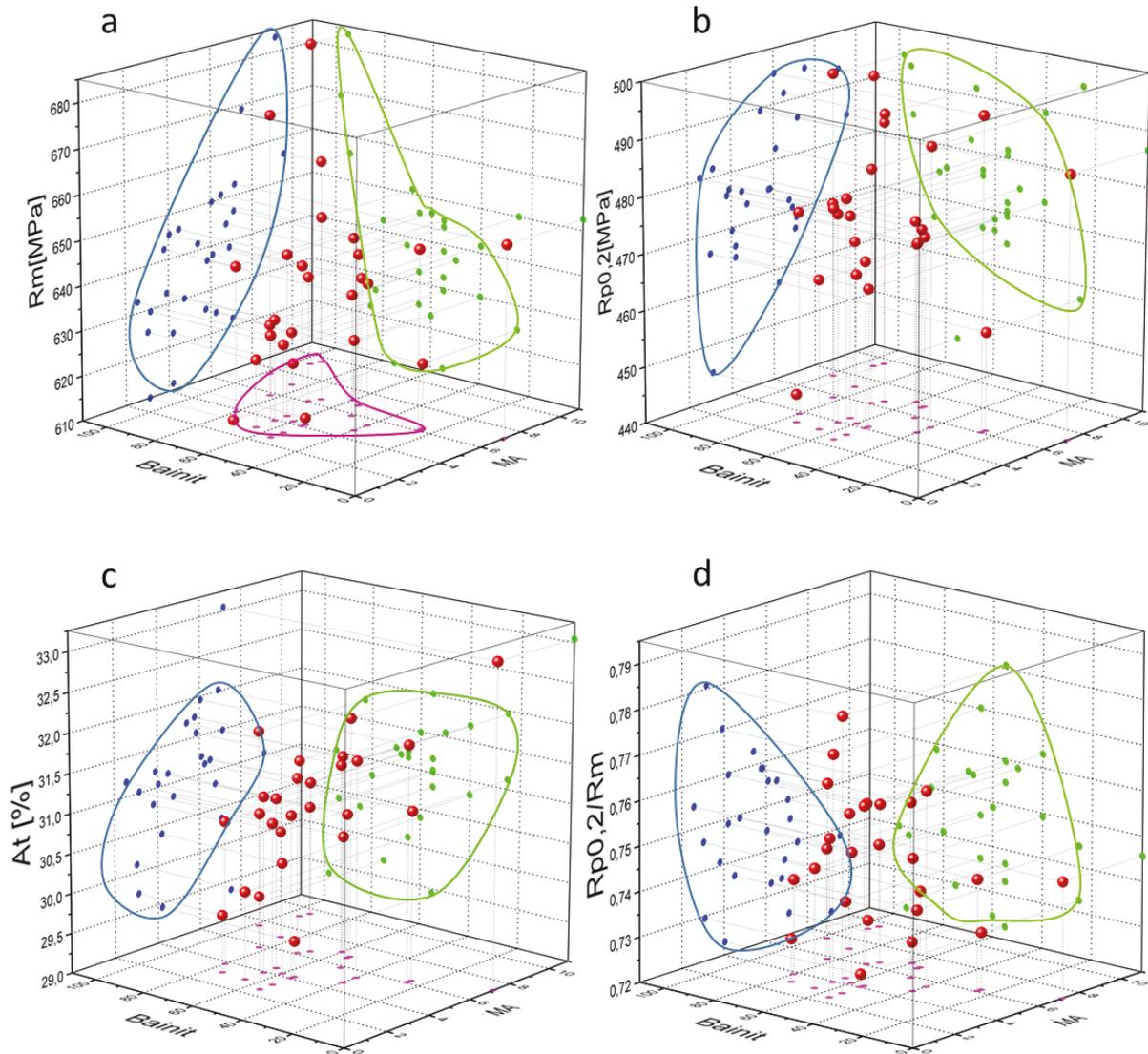


Abbildung 75 – Grafik des Zusammenhangs zwischen dem Gehalt an Bainit, der MA-Phase und den mechanischen Eigenschaften bei Stahl St1

Aus diesen Grafiken lassen sich diverse Schlussfolgerungen ziehen. Zum Beispiel nehmen die Festigkeit und Streckgrenze mit steigendem Gehalt an Bainit und MA-Phase zu, und gleichzeitig verbessern sich die Bruchdehnungswerte mit Zunahme des MA-Phasengehaltes. Im Vergleich dazu scheint der Bainitgehalt keinen deutlichen Einfluss auf die Bruchdehnung zu haben. Das Verhältnis aus Streckgrenze und der Zugfestigkeit nimmt mit Zunahme der MA-Phase ab. Allgemein wird angenommen, dass ein niedriges $R_{p0,2}/R_m$ -Verhältnis eine hohe

Kapazität für plastische Verformung bereitstellt und die Sicherheitsspanne gegen Versagen erhöht [143, 144]. Zusammenfassend lässt sich sagen, dass für die untersuchten Stähle eine bainitische Mikrostruktur mit einem großen Gehalt an MA-Phase bevorzugt wird.

Eines der Hauptziele der experimentellen Simulationen des Warmwalzens an der Anlage „Gleeble“ war, den Einfluss der thermomechanischen Behandlung mit anschließender beschleunigter Abkühlung und zusätzlicher isothermer Auslagerung oder einer Wiedererwärmung auf die Bildung der Mikrostruktur und die MA-Phase sowie die mechanischen Eigenschaften zu ermitteln. Zusätzlich sollte der Einfluss des Gehaltes an Molybdän und Kohlenstoff nach den gleichen Parametern analysiert werden. Die vorliegenden Ergebnisse können wie folgt zusammengefasst werden:

1. Thermomechanische Behandlung mit beschleunigter Abkühlung erlaubt es, eine Mikrostruktur mit einem hohen Bainit- sowie MA-Phasengehalt einzustellen;
2. Eine Zulegierung mit Molybdän reduziert die mittlere Korngröße, fördert die Bildung der bainitischen Mikrostruktur und wirkt sich positiv auf die Bildung der MA-Phase aus;
3. Ein „On-line“ Verfahren oder isotherme Auslagerung haben den gleichen Effekt und erhöhen leicht den MA-Phasengehalt, führen aber auch zu einer Abnahme des Bainitgehaltes in der Mikrostruktur;
4. Eine Erhöhung der Wiedererwärmungstemperatur beim „On-line“ Verfahren, der isothermen Auslagerung oder der Stoptemperatur der beschleunigten Abkühlung führt zu einer Zunahme des Ferritgehaltes sowie zu einer Vergrößerung der mittleren Korngröße;
5. Anwendung der Wärmebehandlung mit abwechselnder Erwärmen und Kühlung führt zu einem deutlich größeren Bainitgehalt als auch deutlich feineren MA-Partikeln mit einer größeren Zahl im Vergleich zur anderen Varianten der Wärmebehandlung in Anschluss an die beschleunigte Abkühlung;
6. „On-line“ Verfahren oder isotherme Auslagerung für die untersuchten Stähle wirken sich nicht merklich auf deren mechanischen Eigenschaften aus;
7. Beschleunigte Abkühlung mit variiertem Starttemperatur und Geschwindigkeit hat den größten Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften. Der Gehalt an Bainit und MA-Phase in der Mikrostruktur erreichten den maximalen gemessenen Wert.

5.4.8 Parameter für weitere Untersuchungen

Erwärmung:

Für alle untersuchten Stähle wurde die **Erwärmungstemperatur von 1250 °C** beibehalten, die schon in den vorigen Untersuchungen verwendet wurde.

Warmumformung:

Basierend auf den Gesamtergebnissen von Warmumformsimulation und Untersuchungen am Dilatometer wurden drei **Endumformtemperaturen von 850, 900, 950 °C** für weitere Laborwalzversuche ausgewählt.

Abkühlung nach der Warmumformung:

Für weitere Versuche wurden dieselben **Abkühlgeschwindigkeiten von 10 bzw. 30 K/s** wie in den vorigen Untersuchungen verwendet.

5.5 Laborwalzversuche

Mit Hilfe der Ergebnisse aus der experimentellen Simulation des Warmwalzprozesses sowie Dilatometrieversuchen wurden Bedingungen für eine Versuchsreihe auf der halbkontinuierlichen Warmwalzanlage des Institutes für Metallformung ausgearbeitet und das Walzen durchgeführt. Bei den gewählten Legierungen sollten einerseits die Einflüsse der Legierungselemente wie Kohlenstoff, Molybdän, Silizium und Aluminium sowie der Walzbedingungen auf die MA-Phase- und Gefügeausbildung bestimmt werden. Zudem sind die mechanischen Eigenschaften des Bleches in Zug- sowie Kerbschlagbiegeversuchen mit Standardproben bestimmt worden. Mit dem genannten Ziel sind sechs Versuchsreihen, die sich in der Umformtemperatur und in der Abkühlgeschwindigkeit unterschieden, mit jeder Legierung durchgeführt worden. Alle Bedingungen sind in Kapitel 4.5 in Tabelle 3 zusammengefasst. Im Folgenden werden die Ergebnisse dieser Experimente vorgestellt und anschließend erörtert.

5.5.1 Gefügeausbildung

Aufgrund großer Datenmenge werden nachfolgend die grafische Darstellung der experimentellen Ergebnisse in diesem und folgenden Kapiteln für die Stähle St1 und St4 vorgestellt. Die restlichen Abbildungen für die Stähle St2 und St3 sind im Anhang 10.3.1 zu finden.

Abbildungen 76 und 125 zeigen die Ergebnisse der metallographischen Analyse, die mittels digitaler Mikroskopie erhalten wurden. Wie vorherige Untersuchungen gezeigt haben (Kapiteln 5.1 und 5.3), besteht nach dem Warmwalzen das Gefüge des Stahls St1 hauptsächlich aus dem granularen Bainit (s. Abbildung 76a). Der Stahl St2 hat bei gleichen Umformbedingungen

eine feinere Mikrostruktur sowie einen höheren Gehalt an nadelförmigem Ferrit und granularem Bainit (s. Abbildung 125a).

Bei einer Endwalztemperatur von 900 °C enthält die Mikrostruktur der beiden Stähle eine geringe Menge an nadelförmigem und polygonalem Ferrit, deren nadelförmiger Anteil mit der Abnahme der Endwalztemperatur zunimmt. Die Nadeln bilden den „Accicular“ Ferrit und verfeinern das Gefüge. Bei einer Endwalztemperatur von 950 °C, wo das Austenitkorn Zeit hat, um vollständig zu rekristallisieren, erhöht sich der Gehalt an oberem Bainit, während Ferrit aus der Mikrostruktur praktisch verschwindet. Bei höheren Abkühlgeschwindigkeiten treten eine allgemeine Verfeinerung der Mikrostruktur und eine Zunahme des Gehaltes an nadelförmigem Ferrit und oberem Bainit auf.

Aufgrund des anderen Legierungskonzeptes der Stähle St3 und St4 haben diese prinzipiell eine viel feinere Mikrostruktur, als die Stähle St1 und St2. Sie weisen mehr nadelförmigen Ferrit auf und haben keinen polygonalen Ferrit. Wobei der Stahl St4 eine leicht gröbere Mikrostruktur als der Stahl St3 hat. Dieser Stahl hat auch einen größeren Gehalt an granularem Bainit bei allen Versuchsparametern.

Bei der Variierung der Umformtemperatur sowie Abkühlgeschwindigkeit finden bei den Stählen St3 und St4 gleiche Änderungen in der Mikrostruktur wie bei den Stählen St1 und St2 statt. So ist erkennbar, dass mit Senkung der Endwalztemperatur von 900 °C auf 850 °C der Anteil des nadelförmigen Ferrits zunimmt. Wird die Endwalztemperatur auf 950 °C erhöht, nimmt der Anteil des oberen Bainits stark zu.

Eine Erhöhung der Abkühlgeschwindigkeit führt bei allen Endwalztemperaturen zur Erhöhung des Gehaltes an nadelförmigem Ferrit und oberem Bainit.

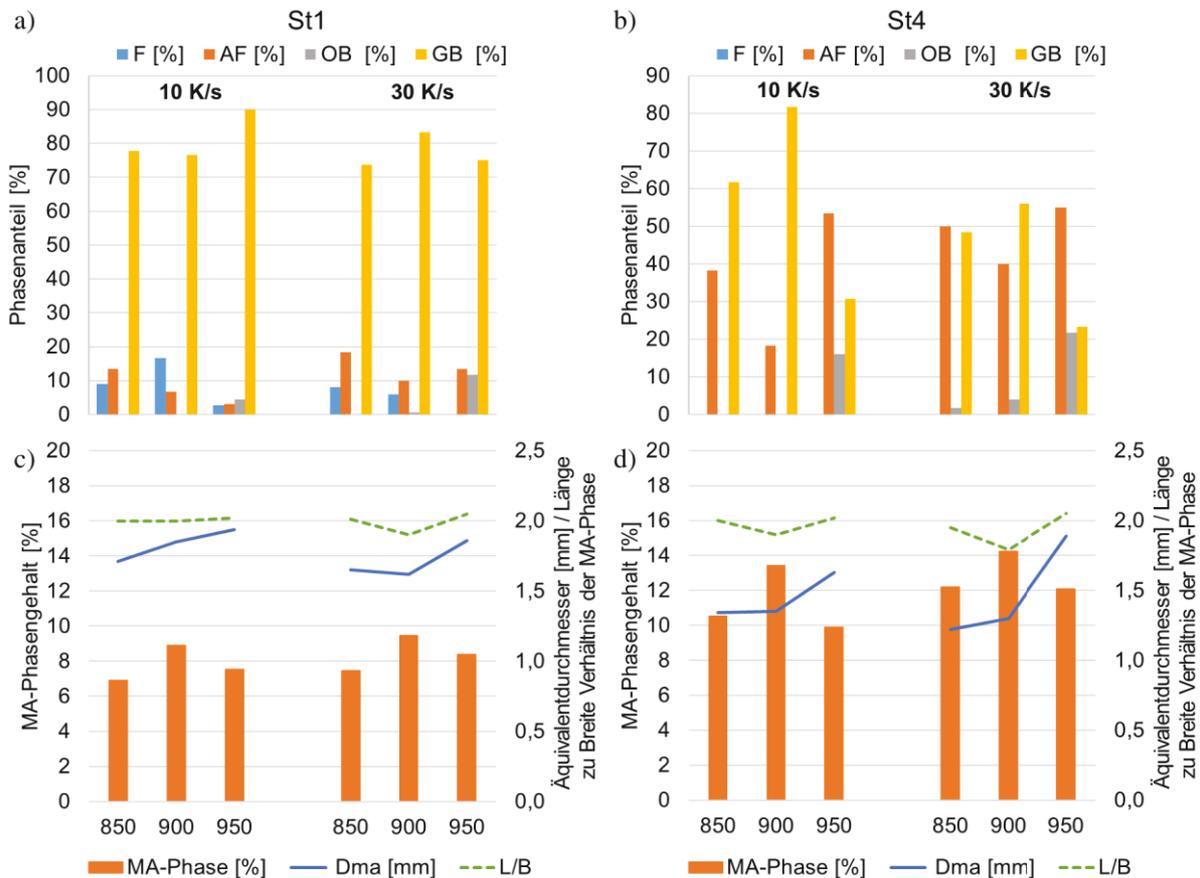


Abbildung 76 – Ergebnisse der MA-Phasen- und Mikrostrukturanalyse der warmgewalzten Bleche an den Beispielen St1 und St4

5.5.2 MA-Phasenausbildung

Zusätzlich zur metallographischen Analyse wurden Untersuchungen zur Bestimmung des Gehaltes und der Größe der einzelnen Partikel der MA-Phase durchgeführt. Die Messergebnisse des Gehalts, der Medianwerte des Durchmessers sowie des Länge zur Breite Verhältnisses der MA-Phase sind in Abbildungen 76 und 125 dargestellt.

Aus den erhaltenen Daten ist ersichtlich, dass der MA-Phasengehalt ein Maximum bei der Verwendung der Endwalztemperatur von 900 °C aufweist. Bei einer Endwalztemperatur von 850 °C und 950 °C nimmt der Anteil der MA-Phase ab. Darüber hinaus nimmt das Verhältnis der Länge zu Breite der MA-Partikel zu (s. Abbildungen 76 und 125).

Betrachtet man die Größe der MA-Partikel in den einzelnen Phasen, so zeigen die lichtmikroskopischen Aufnahmen, dass die MA-Partikel, die Teil des nadelförmigen Ferrits ist, kleinere

Abmessungen aufweisen als im granularen und oberen Bainit. Im Allgemeinen hat die Mikrostruktur des Stahls St4 die größte Menge an MA-Phase. Etwas weniger hat Stahl St3, gefolgt von Stahl St1 und St2.

5.5.3 Mechanische Eigenschaften

Aufgrund von Unterschieden in Mikrostruktur und MA-Phase treten Änderungen der mechanischen Eigenschaften auf, vor allem zwischen den Stahlgruppen St1, St2 und St3, St4. Die höchste Bruchdehnung weisen Stähle auf, die bei einer Endwalztemperatur von 900 °C gewalzt wurden (s. Tabelle 13). Die hohe Bruchdehnung geht einher mit kleinerer Streckgrenze und Festigkeit. Bei Anwendung der Endwalztemperaturen von 850 °C und 950 °C sinken die Bruchdehnungswerte leicht, jedoch nimmt die Festigkeit zu. Der Vergleich der beiden Endwalztemperaturen zeigt, dass bei der Endwalztemperatur von 850 °C höhere Bruchdehnung als bei 950 °C erreicht wurde. Die Festigkeitskennwerte liegen auf vergleichbarem Niveau.

Die Erhöhung der Abkühlgeschwindigkeit von 10 K/s auf 30 K/s führt zu Steigerung der Festigkeit bei gleichzeitiger Abnahme der Bruchdehnung. Im Allgemeinen haben Stähle St3 und St4 eine höhere Festigkeit, aber gleichzeitig eine geringere Bruchdehnung als Stähle St1 und St2 (s. Tabellen 13 und 19 im Anhang 10.3.2).

Tabelle 13 – Zugversuchsergebnisse und Standardabweichung der Messungen der warmgewalzten Bleche für St1 und St4

Stahl	EWT [°C]	$\dot{\vartheta}$ [K/s]	$R_{p0,2}$ [MPa]	$S_{Rp0,2}$ [MPa]	$R_{t0,5}$ [MPa]	$S_{Rt0,5}$ [MPa]	R_m [MPa]	S_{Rm} [MPa]	$R_{t0,5}/R_m$	A_t [%]	S_{At} [%]
St1	850	10	447,0	2,8	458,5	3,1	639,0	8,5	0,72	34,5	0,0
St1	900	10	420,0	5,7	435,7	6,4	636,5	6,4	0,68	35,0	0,7
St1	950	10	439,0	11,3	449,5	1,6	643,0	17,0	0,70	33,1	1,4
St1	850	30	447,0	11,3	464,2	5,4	656,0	5,7	0,71	29,7	0,0
St1	900	30	498,5	0,7	510,8	0,1	677,5	0,7	0,75	29,3	0,4
St1	950	30	506,0	14,1	515,5	9,1	687,5	3,5	0,75	28,8	1,5
St4	850	10	541,5	2,1	550,4	2,2	740,0	4,2	0,74	27,4	1,1
St4	900	10	549,5	2,1	558,4	1,6	744,0	18,4	0,75	28,8	0,8
St4	950	10	542,0	12,7	549,1	9,3	740,0	2,8	0,74	26,2	0,2
St4	850	30	643,5	14,8	638,5	15,2	809,0	5,7	0,79	22,6	1,1
St4	900	30	628,0	11,3	628,0	3,6	815,0	9,9	0,77	24,6	0,0
St4	950	30	640,5	10,6	633,0	6,2	800,5	9,2	0,79	21,2	0,0

Der Einfluss der Walzbedingungen auf die Kerbschlagarbeit ist in den Diagrammen in Abbildung 77 gezeigt. Das gilt für Stähle St1 und St4. In Abbildung 126 im Anhang 10.3.2 sind die Prüfergebnisse der Stähle St 2 und St 3 dargestellt. Alle Ergebnisse zeigen ähnliche Tendenzen wie die bei der Bruchdehnung auf. So werden die höchsten Werte der Kerbschlagarbeit

bei allen Stählen erreicht, die bei einer Endwalztemperatur von 900 °C hergestellt wurden. Bei der Anwendung der niedrigen Endwalztemperatur sinkt die Kerbschlagarbeit leicht ab. Bei einer Endwalztemperatur von 950 °C wird die Beeinträchtigung der Kerbschlagarbeit noch deutlicher. Dies macht sich besonders bei den Stählen St2 und St4 bemerkbar.

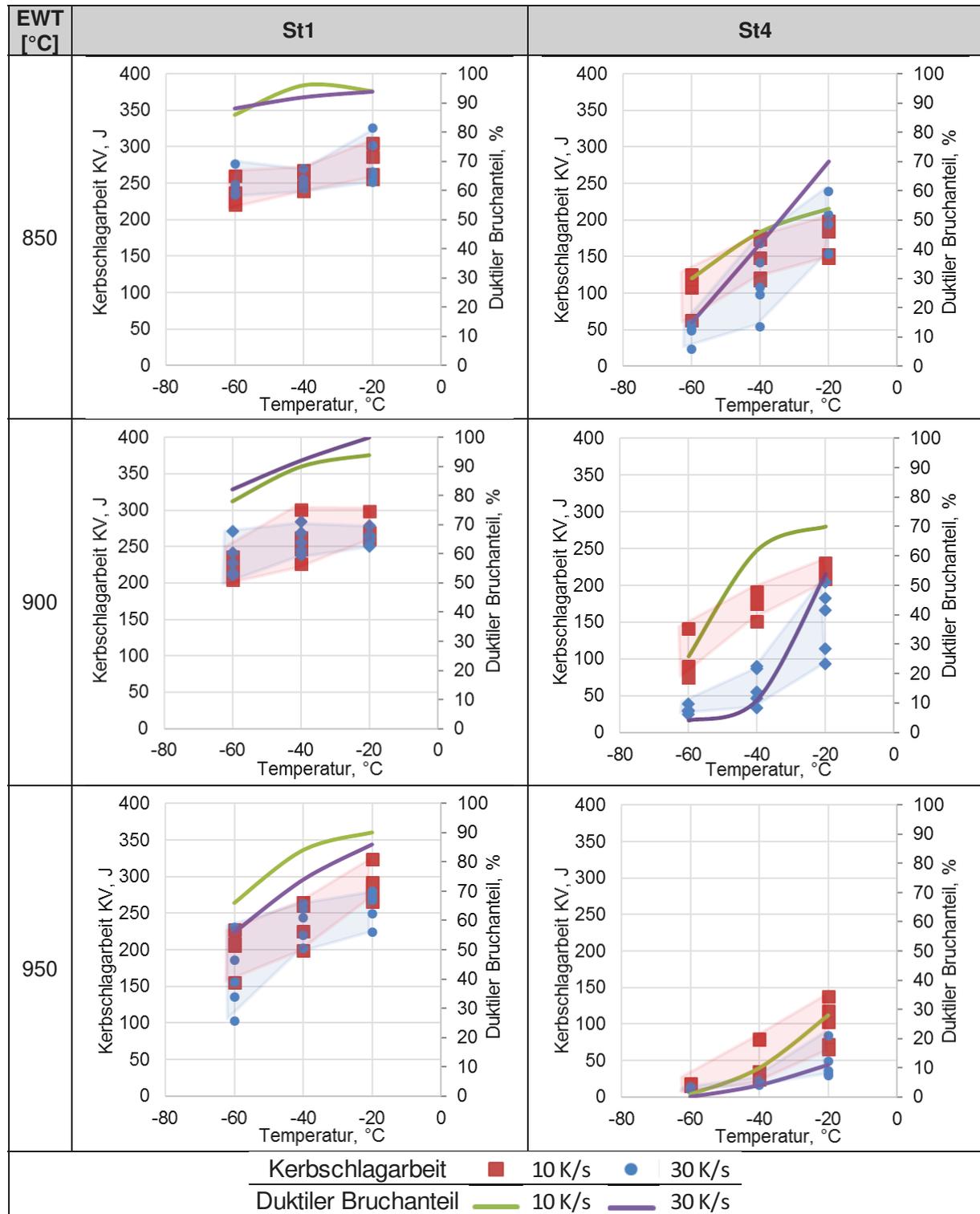


Abbildung 77 – Kerbschlagbiegeversuchsergebnisse der warmgewalzten Bleche für St1 und St4

5.5.4 Verwendung des Direkteinsatzes

In Kapitel 5.1.1 wurden die Lösungszustände von Mikrolegierungselementen berechnet. Die Ergebnisse zeigten, dass sich nicht alle Elemente während der Aufwärmung vor dem Walzen auflösen. Dies gilt insbesondere für Titanitride. Um das Potenzial aller Mikrolegierungselemente besser auszunutzen, kann der Direkteinsatz angewendet werden, bei dem man davon ausgeht, dass ein größeres Potential an Mikrolegierungselementen in Lösung sein wird. Da sich in diesem Fall das Material in einem flüssigen Zustand befindet und alle Mikrolegierungselemente weitgehend in Lösung sind, werden diese erst beim Abkühlen des Gusszustandes und später beim Warmwalzen ausgeschieden. Diese Behauptung beruht auf betrieblicher Erfahrung mit dem Direkteinsatz.

In Tabelle 14 und Abbildung 78 sind Ergebnisse der Mikrostrukturanalyse und REM-Aufnahmen warmausgewalzter Proben dargestellt, die mit der konventionellen Variante und dem Direkteinsatz erzeugt wurden. Daraus ist ersichtlich, dass der Direkteinsatz den Gehalt an nadel förmigem und polygonalem Ferrit steigert. Es ist auch bemerkenswert, dass das Material nach dem Direkteinsatz eine Ungleichmäßigkeit in der Mikrostruktur aufweist, die in Abbildung 78 deutlich sichtbar ist. Dies kann zu Unregelmäßigkeiten der mechanischen Eigenschaften führen. Dieses ist allerdings nicht eindeutig dem Direkteinsatz zuzuordnen. Zu klären ist, ob das allein auf die Gesamtumformung und die unvollständige Rekristallisation zurückzuführen ist.

Tabelle 14 – Ergebnisse der Mikrostruktur- und MA-Phasenanalyse des Stahls St1 und St4 bei Anwendung des konventionellen Verfahrens und Direkteinsatzes

Stahl	EWT [°C] ¹	$\dot{\vartheta}$ [K/s]	F [%]	AF [%]	GB [%]	MA [%]	D _{MA} [µm]	L/B
St1	D900	10	20	15	65	9,3	2,0	2,0
St1	900	10	17	7	77	8,9	1,9	2,0
St4	D900	10	0	30	70	13,8	1,5	1,9
St4	900	10	0	18	82	13,4	1,4	1,9

¹ Proben mit der Verwendung des Direkteinsatzes sind mit „D“ im Name bezeichnet.

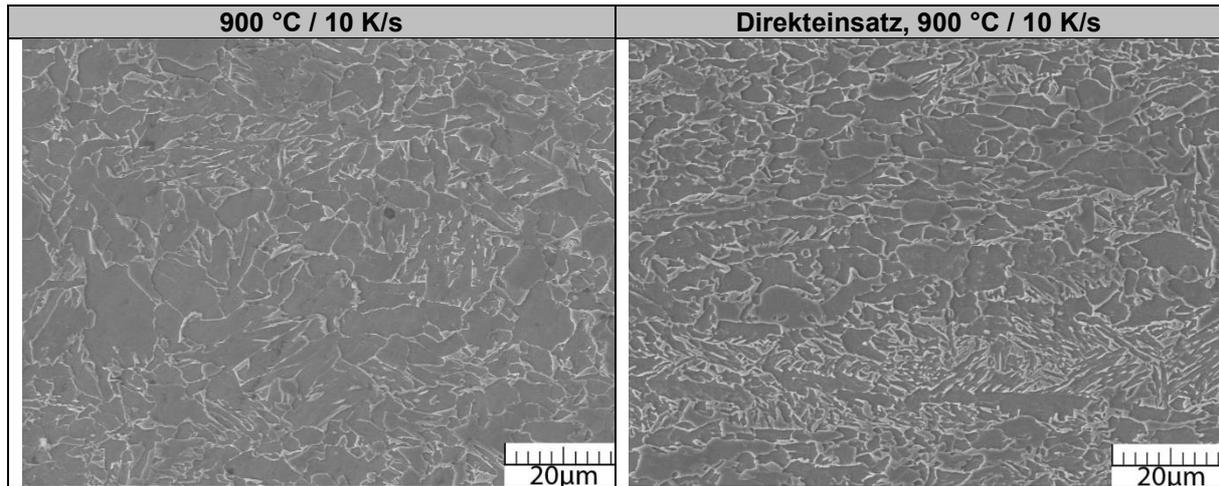


Abbildung 78 – Rasterelektronenmikroskopische Übersichtsaufnahmen des Stahls St1 bei Verwendung des konventionellen Verfahrens und Direkteinsatzes

In Bezug auf die MA-Phase erhöht die Anwendung des Direkteinsatzes leicht den Gehalt der MA-Phase (s. Abbildung 79 und Tabelle 14).

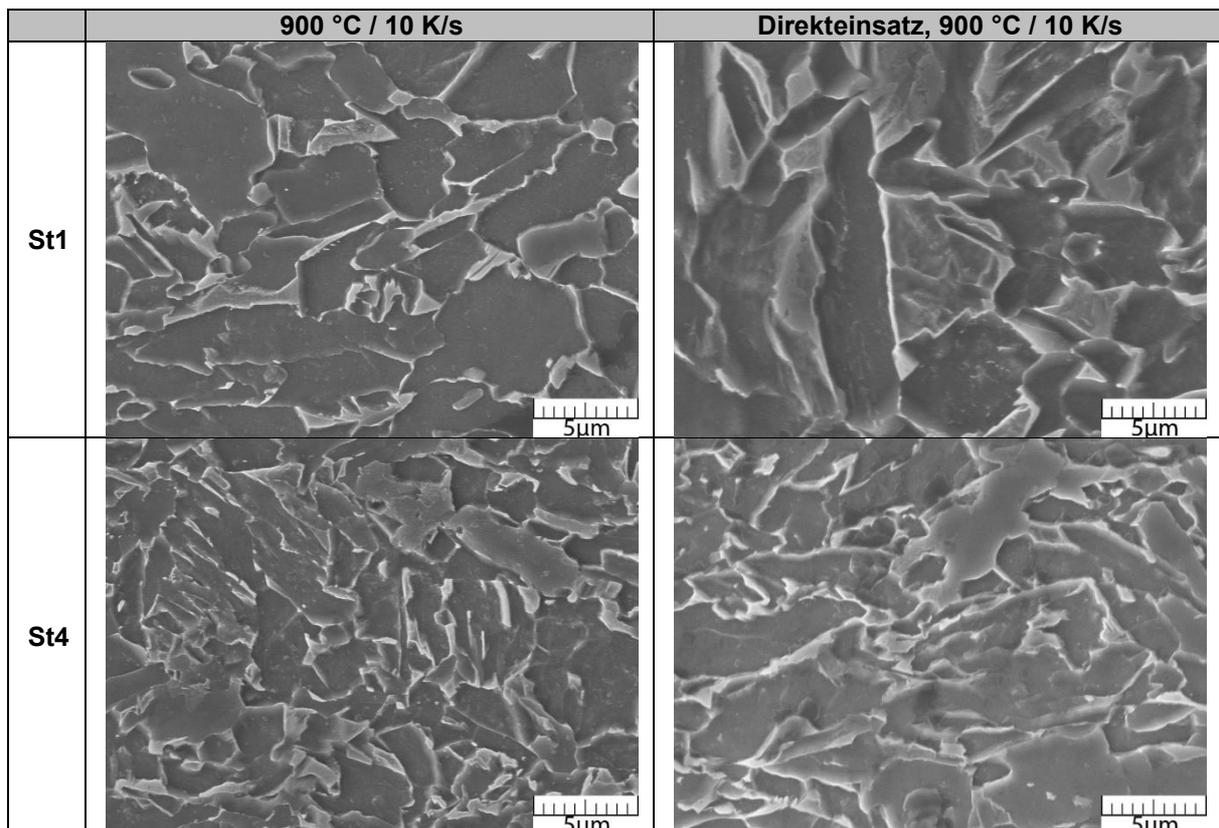


Abbildung 79 – Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen des Stahls St1 und St4 bei der Anwendung des konventionellen Verfahrens und Direkteinsatzes

Die Ergebnisse der Kerbschlagbiege- und Zugversuche der Proben aus dem Direkteinsatz, sind vollständigshalber in Abbildungen 80 und 81 zusammengefasst. Ein deutlicher Effekt

des Direkteinsatzes auf die mechanischen Eigenschaften wurde nicht festgestellt. Trotzdem ist ersichtlich, dass seine Verwendung zu einer merklichen Verschlechterung der Bruchdehnung im Stahl St1 führt.

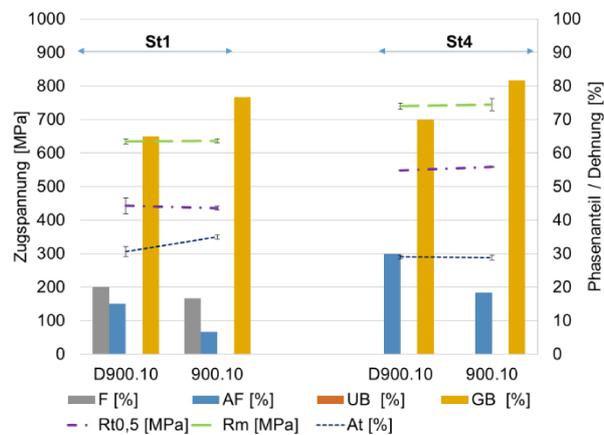


Abbildung 80 – Ergebnisse des Zugversuchs im Vergleich mit den Ergebnissen der Mikrostrukturanalyse für St1 und St4 bei Anwendung des konventionellen Verfahrens und Direkteinsatzes

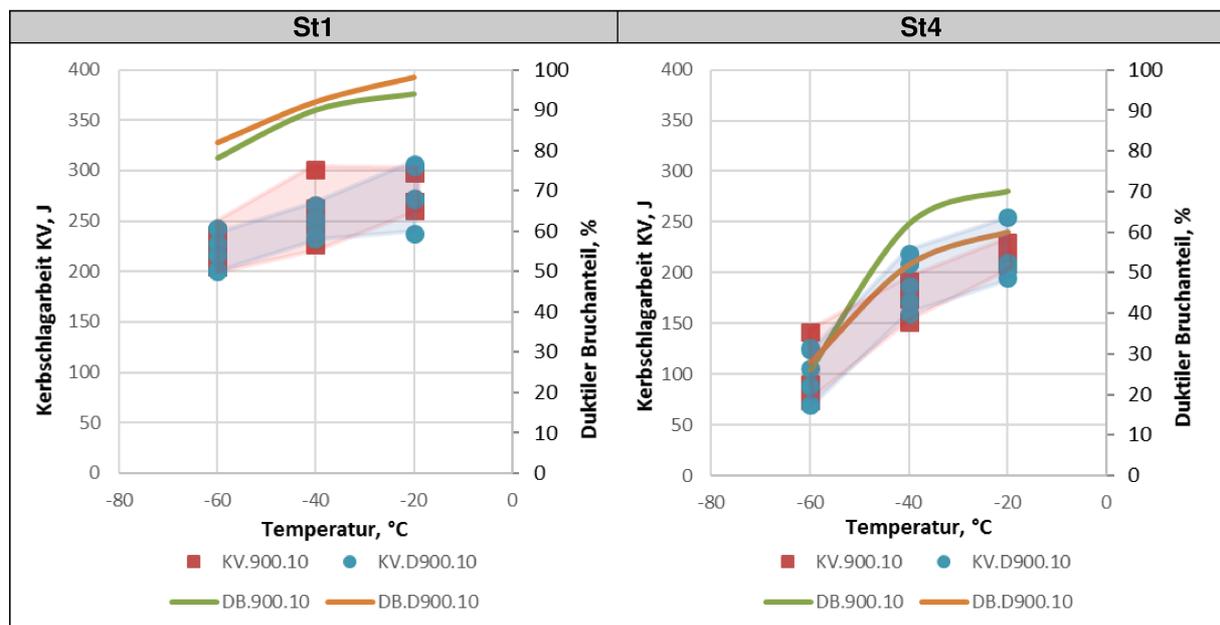


Abbildung 81 – Ergebnisse des Kerbschlagbiegeversuches bei Anwendung des konventionellen Verfahrens und Direkteinsatzes

5.5.5 Restaustenitanteil

Zur Bestimmung des Restaustenitgehaltes wurden mehrere Proben ausgewählt, um den Restaustenitanteil in Abhängigkeit technologischer Parameter zu ermitteln. Die gewonnenen

Ergebnisse sind in Tabelle 15 zusammengefasst. Es ist ersichtlich, dass der Gehalt des Restaustenits mit der Erhöhung der Abkühlgeschwindigkeit zunimmt, was schon in den bereits vorliegenden Untersuchungen nachgewiesen wurde.

Tabelle 15 – Ergebnisse der Röntgendiffraktometrie zur Bestimmung des Restaustenitanteils [RA]

Probe	RA, [%]
St1.850.10	4 ± 1
St1.900.10	4 ± 1
St1.900.30	5 ± 1
St1.950.10	4 ± 1
St2.900.10	4 ± 1
St3.900.10	5 ± 1
St4.850.10	4 ± 1
St4.900.10	4 ± 1
St4.900.30	5 ± 1
St4.950.10	3 ± 1

5.6 Diskussion der Ergebnisse von Laborwalzversuchen

5.6.1 Einfluss der Umformungstemperatur

Durch Anwendung einer Endwalztemperatur unterhalb der Rekristallisationsstoptemperatur, wie in diesem Fall bei 850 °C, bleibt das Austenitkorn im verfestigten Zustand. Dies führt zu einer Zunahme der Keimbildungsdichte durch Umformung des Austenits, was zur Bildung von Verformungsbändern und Erhöhung der Versetzungsdichte in den verfestigten Austenitkörnern führt. Diese Effekte beschleunigen die Ferritumwandlung, die zur Erhöhung des polygonalen (St1, 2) und nadelförmigen (St3, 4) Ferrits und einer geringen Gefügeverfeinerung im Vergleich zu höheren Umformtemperaturen führt [145]. In den Ergebnissen der Rasterelektronenmikroskopie (s. Abbildung 82) ist zu erkennen, dass die MA-Phase im nadelförmigen Ferrit kleiner und etwas länglicher als im granularen Bainit ist. Der Grund dafür ist, dass nadelförmiger Ferrit eine größere Anzahl an Keimbildungsstellen als granularer hat. Dies führt zu einer Zunahme der Feinkörnigkeit.

Durch Anwendung der hohen Endwalztemperatur (950 °C) kann der verfestigte Austenit bereits vor der Abkühlung vollständig rekristallisieren, sodass im Vergleich zu den anderen beiden Endwalztemperaturen (850; 900 °C) die Ferritumwandlung später beginnt [61, 145]. Infolgedessen ist der Anteil an oberem Bainit bei dieser Endwalztemperatur erhöht. Die MA-Phase im oberen Bainit hat eine länglichere Form und befindet sich zwischen den bainitischen Platten

oder an den Korngrenzen [40, 42]. Dieser Effekt kann in Abbildungen 82 und 76 beobachtet werden.

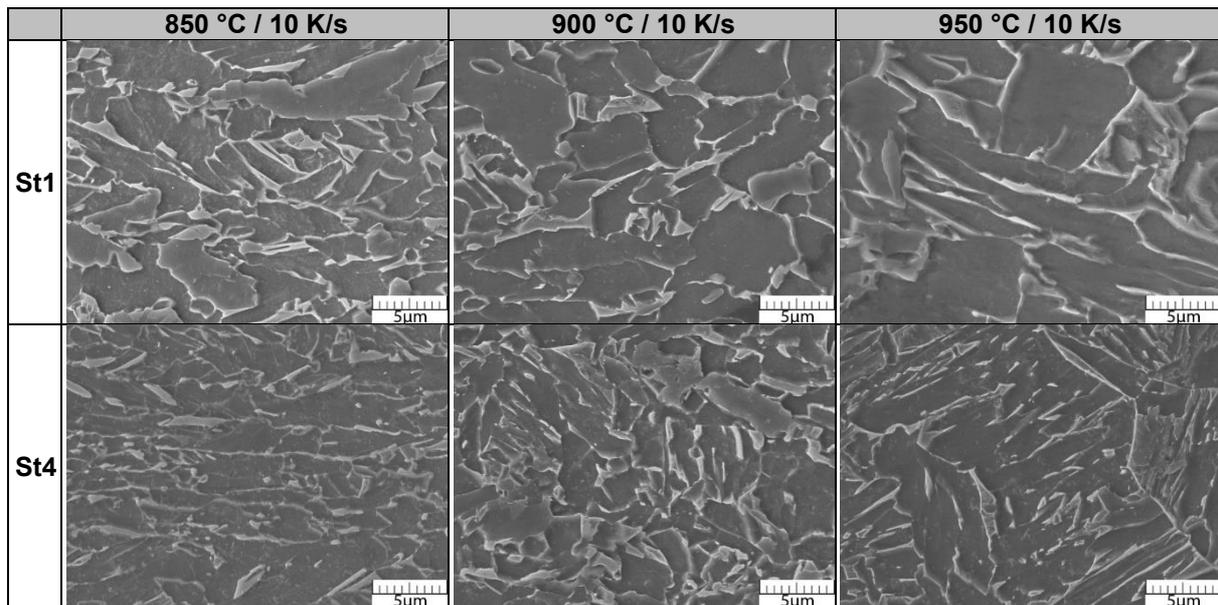


Abbildung 82 – Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen des Stahls St1 und St4 bei verschiedenen Parametern der Endwalztemperatur und Abkühlung

Das beste Verhältnis von Festigkeit, Dehnung und Kerbschlagarbeit wurden mit der Mikrostruktur erreicht, die aus granulearem Bainit mit einem geringen Gehalt an nadelförmigem Ferrit bestand.

Die Bildung von oberem Bainit hatte einen negativen Einfluss auf die plastischen und Zähigkeitseigenschaften, die in Abbildungen 86 und 87 zu sehen sind. Die Mikrostruktur aus granulearem Bainit und geringem Gehalt an nadelförmigem Ferrit wurde durch eine Endwalztemperatur von 900 °C erhalten, bei welcher der Austenit eine Möglichkeit hat, teilweise zu rekristallisieren, bevor die Abkühlung beginnt.

5.6.2 Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit

Erwartungsgemäß führt die Erhöhung der Abkühlungsgeschwindigkeit zur Verfeinerung der Mikrostruktur und zur Erhöhung des Gehalts an nadelförmigem Ferrit und oberem Bainit. Diese Effekte sind in vielen Arbeiten bereits gut untersucht und bestätigt [119, 146, 147] und auch in den vorherigen Kapiteln dieser Arbeit analysiert. Außerdem erhöht die Beschleunigung der Abkühlgeschwindigkeit den MA-Phasengehalt und verfeinert sie, jedoch wird das zur Bildung einer großen Menge an oberem Bainit führen und die MA-Phase wird eine mehr längliche und ungünstige Form haben. Die Zunahme der Menge und Verfeinerung der MA-Phase in diesem Fall erfolgt aufgrund der Tatsache, dass aus dem gebildeten Bainit der diffundierte Kohlenstoff

mit steigender Abkühlgeschwindigkeit sich nicht gleichmäßig über das Korn des nicht umgewandelten Austenits verteilen kann. So entstehen Bereiche mit höherem Kohlenstoffgehalt an der Umwandlungsfront. Dies erhöht die Anzahl von Bereichen mit einem ausreichend hohen Kohlenstoffgehalt in nicht umgewandelten Austenitkörnern, um der γ/α -Umwandlung zu widerstehen [3, 12].

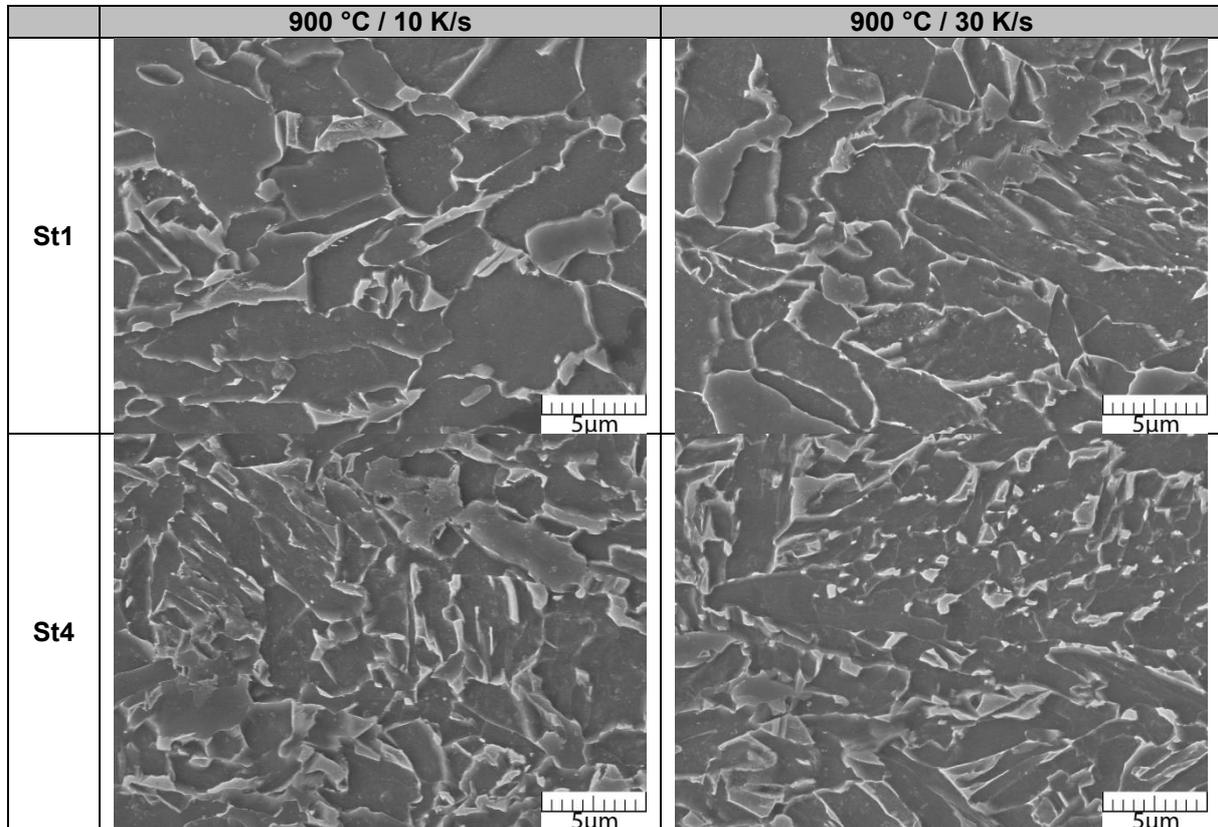


Abbildung 83 – Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen des Stahls St1 und St4 bei verschiedenen Abkühlraten

Die Erhöhung der Abkühlungsgeschwindigkeit führt zu einer Verbesserung der Festigkeitseigenschaften aller Stähle um bis zu 10%, führt aber gleichzeitig zu einer Verschlechterung der Bruchdehnung. Eine eindeutige Korrelation zwischen der Abkühlrate und der Kerbschlagarbeit wurde nicht festgestellt. Es gibt jedoch eine leichte Verschlechterung der Kerbschlagarbeit bei tiefen Temperaturen mit zunehmender Abkühlgeschwindigkeit. Der Hauptfaktor, der die Kerbschlagarbeit beeinflusst, ist jedoch die Endumformungstemperatur, die sich stärker auf das Gefüge auswirkt.

5.6.3 Einfluss des Legierungskonzepts

Bei der Bildung bainitischer Mikrostruktur tritt eine Diffusion von Kohlenstoff in den nicht umgewandelten Austenit auf [59]. Auf der einen Seite ist es notwendig, die Diffusion von Kohlenstoff aus dem Ferrit in den nicht umgewandelten Austenit zu erhöhen. In diesem Fall besteht jedoch die Gefahr der Bildung von Perlit und großen Karbiden in der Mikrostruktur. Auf der anderen Seite ist es notwendig, den Diffusionsprozess zu verlangsamen, um die lokale Konzentration von Kohlenstoff an der Umwandlungsfront zu erhöhen. Aus diesen Gründen wurden die untersuchten Stähle mit unterschiedlichen Gehalten an Kohlenstoff, Molybdän, Aluminium und Silizium legiert. Dies erfolgte, um die Bildung der MA-Phase durch diese Legierungselemente zu beeinflussen. So besitzt der Stahl St1 einen erhöhten Kohlenstoffgehalt, der Stahl St2 ist mit Molybdän legiert. Die Stähle St3 und St4 sind zusätzlich mit Silizium und Aluminium legiert und besitzen dabei einen reduzierten Gehalt an Kohlenstoff. Die entsprechenden chemischen Zusammensetzungen wurden schon in Tabelle 2 dargestellt.

Die zusätzliche Legierung mit Molybdän in St2 reduziert die mittlere Korngröße, fördert die Bildung der bainitischen Mikrostruktur, die die Diffusion von Kohlenstoff sowie die ferritische Umwandlung bremst (s. Abbildung 84) [93, 141]. Aufgrund der allgemeinen Verfeinerung des Gefüges des Stahles St2 der gleichzeitig mit geringeren Kohlenstoffgehalt legiert ist, ist die Mikrostruktur des Stahls durch feinere Partikel und einen kleineren Gehalt an MA-Phase gekennzeichnet. Dies hat sich sowohl auf die Kerbschlagarbeit als auch auf die Festigkeit positiv ausgewirkt.

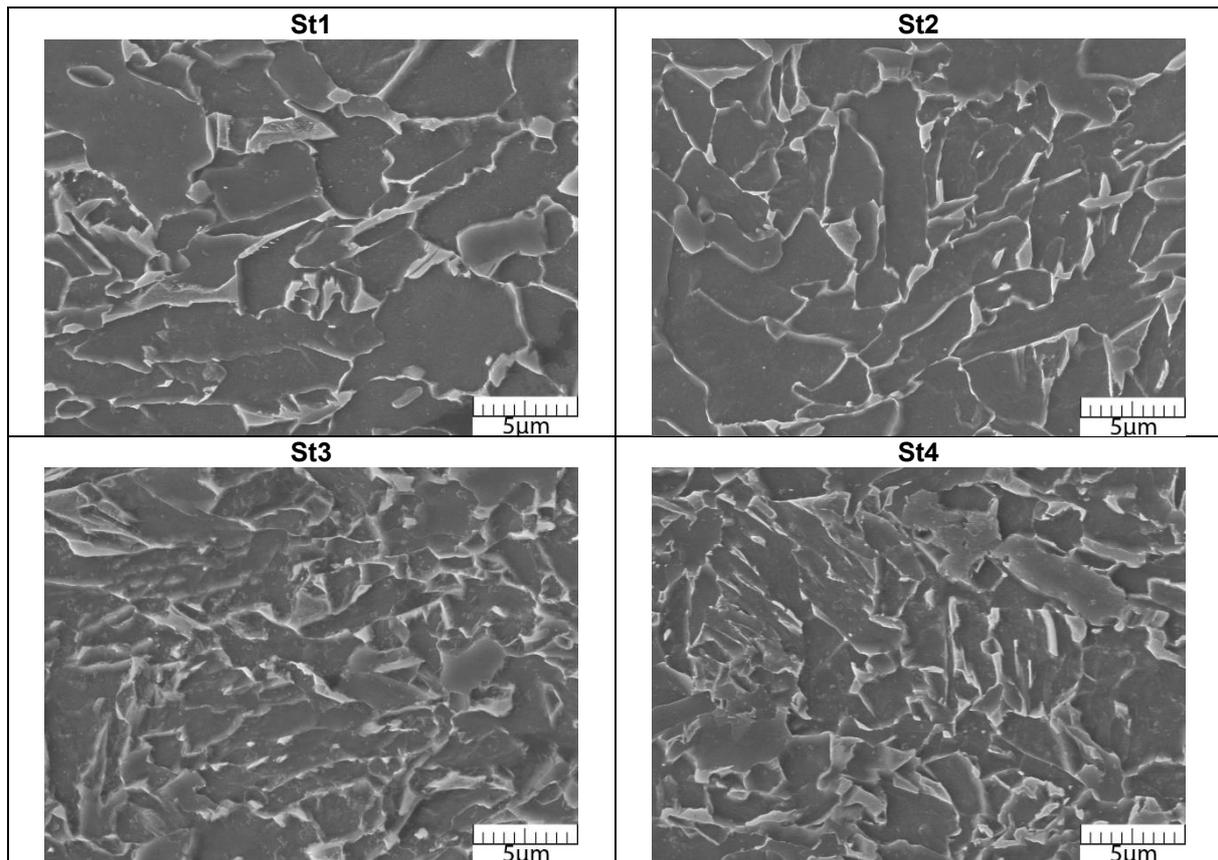


Abbildung 84 – Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen der untersuchten Stähle bei gleicher Endwalztemperatur (900 °C) und Abkühlgeschwindigkeit (10 K/s)

Aufgrund des anderen Legierungskonzepts mit erhöhtem Al- und Si-Gehalt neigen die Stähle St3 und St4 stärker zu bainitischer Umwandlung und weisen daher eine feinere Mikrostruktur auf. Um die Stabilisierung des Austenits zu verbessern, wurden die untersuchten Stähle mit Aluminium und Silizium in zwei Kombinationen legiert. Obwohl die Elemente wie Al und Si ferritstabilisierend wirken, blockieren sie gleichzeitig die Bildung von Karbiden [148]. Darüber hinaus besitzen die Stähle St3 und St4 einen erhöhten Nickelgehalt, der zu den Austenitstabilisatoren gehört. Als Ergebniss führte diese Zulegierung mit Si und Al zur Verfeinerung und Gehaltzunahme der MA-Phase im Vergleich zu den Stählen St1 und St2.

Si und Al haben ähnliche Effekte. Allerdings sind sie unterschiedlich ausgeprägt. So besitzt Stahl St3 voll bainitische Mikrostruktur, die meistens aus granularem Bainit und nadelförmigem Ferrit besteht. Nur bei der Verwendung der höheren Endwalztemperatur sowie schnellerer Abkühlung bildet sich oberer Bainit in einer großen Menge. Darüber hinaus besitzt Stahl St3 die feinsten MA-Partikel im Vergleich zur allen anderen Stählen. Das Legierungskonzept führte jedoch zu keiner wesentlichen Änderung des Gehaltes der MA-Phase.

Anwendung des Legierungskonzeptes mit einem erhöhten Gehalt an Al und abgesenktem Gehalt an Si, wie im Stahl St4, führt zu einer Zunahme des Gehalts an granularem Bainit und nadelförmigem Ferrit in der Mikrostruktur. Zudem führt das zu einer signifikanten Zunahme der Menge und der Größe der MA-Phase bei allen Umformbedingungen im Vergleich zu anderen Stählen.

Obwohl Stahl St4 die feinere Mikrostruktur mit hohem Anteil an globularem Bainit aufweist, die theoretisch zu einer hohen Kerbschlagarbeit und Bruchdehnung führen soll, zeigen die Ergebnisse einen umgekehrten Zusammenhang. Dieser Effekt kann durch die zu großen Partikel der MA-Phase verursacht werden, wie in Abbildungen 86, 87, 127 und 128 zu sehen ist. Der zweite Grund könnte sein, dass der erhöhte Aluminiumgehalt zusammen mit abgesenktem Stickstoffgehalt zur Bildung von Aluminiumoxid führte [73], das in der Mikrostruktur von Stahl St4 mit der energiedispersiven Röntgenspektroskopie gefunden wurde (s. Abbildung 85). Diese Partikel haben ausreichende Größen (bis 4µm), um eine Verschlechterung der Kerbschlagarbeit und Bruchdehnung zu verursachen.

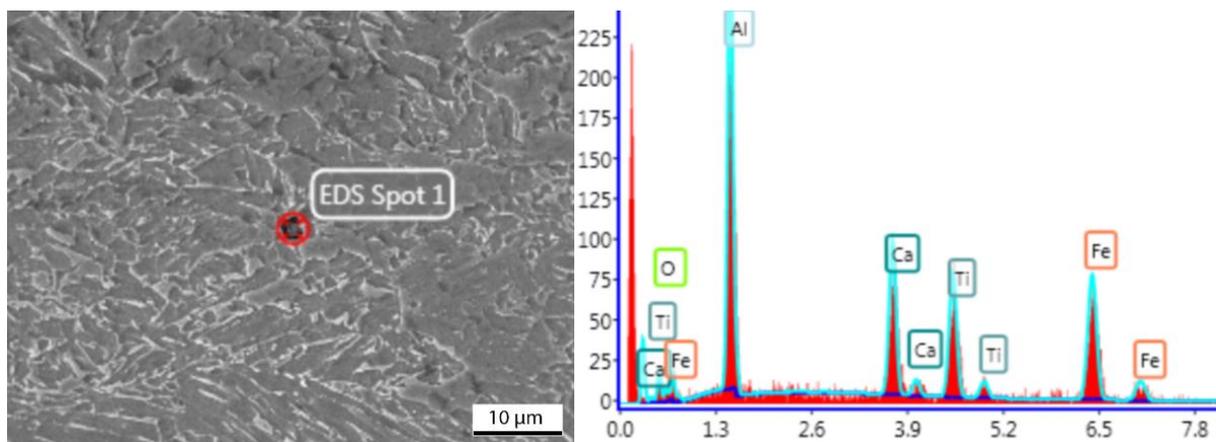


Abbildung 85 – Energiedispersive Röntgenspektroskopie von Aluminiumoxid in der Mikrostruktur von Stahl St4

5.6.4 Einfluss des Direkteinsatzes

Bei der Verwendung des Direkteinsatzes weist das Material Inhomogenitäten in der Größen- und Phasenverteilung des Gefüges auf. Dies könnte auf die ungleichmäßige Verteilung der austenitischen Korngröße oder Inhomogenität in der chemischen Zusammensetzung zurückzuführen sein, was in dieser Arbeit nicht untersucht wurde. Als Konsequenz traten nachfolgende Umwandlungen in der Mikrostruktur nicht gleichmäßig verteilt über die Probe auf.

Aus den Ergebnissen ist ersichtlich, dass die Verwendung des Direkteinsatzes den Gehalt von nadelförmigem Bainit und polygonalem Ferrit steigert. Der Grund dafür ist, dass Titan sich in

der Schmelze in mehr aufgelöstem Zustand im Vergleich zum konventionellen Variante befindet, daher ausgeprägter als Verfeinerungsmittel des Austenitkorns dient. Dies führt zur Beschleunigung der ferritischen Umwandlung und Bildung des höheren Gehaltes an nadelförmigem Ferrit und granularem Bainit.

In Bezug auf die MA-Phase wird tendenziell eine Erhöhung des Gehaltes der MA-Phase beobachtet. Es ist jedoch erwähnenswert, dass diese Änderungen klein sind und innerhalb des Messfehlers liegen.

Änderungen der mechanischen Eigenschaften liegen meistens ebenfalls innerhalb des Messfehlers mit Ausnahme von Stahl St1, wo die Verwendung des Direkteinsatzes zu einer merklichen Verschlechterung der Bruchdehnung führt. Dies findet vermutlich aufgrund der Inhomogenität des Gefüges statt.

5.6.5 Auswirkung der Mikrostruktur und MA-Phase auf die mechanischen Eigenschaften

Die Produktionstechnologie hat einen Einfluss auf die Mikrostruktur- und MA-Phasenausbildung, was wiederum die mechanischen Eigenschaften beeinflusst. Die Abbildungen 86 und 127 zeigen den Zusammenhang der Ergebnisse aus dem Zugversuch im Abhängigkeit von der Mikrostruktur- und MA-Phase. Aus den Grafiken kann abgeleitet werden, dass die mechanischen Eigenschaften hauptsächlich von den einzelnen Phasen und deren Anteilen abhängen. Zum Beispiel wird mit der Zunahme des Gehalts an granularem Bainit sowie der Abnahme des nadelförmigen Ferrits und des oberen Bainitanteiles eine Verbesserung der Bruchdehnungswerte beobachtet. Die Festigkeitseigenschaften werden hauptsächlich durch den Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit verändert. Somit verringern sich die Streckgrenze und die Zugfestigkeit mit der Abnahme der Abkühlgeschwindigkeit. Es ist ebenfalls ersichtlich, dass eine Erhöhung des Gehaltes an MA-Phase die Ergebnisse der Bruchdehnungswerte positiv beeinflusst. Die höchsten Bruchdehnungswerte wurden auch bei MA-Partikeln erhalten, die nahezu eine runde Form aufweisen.

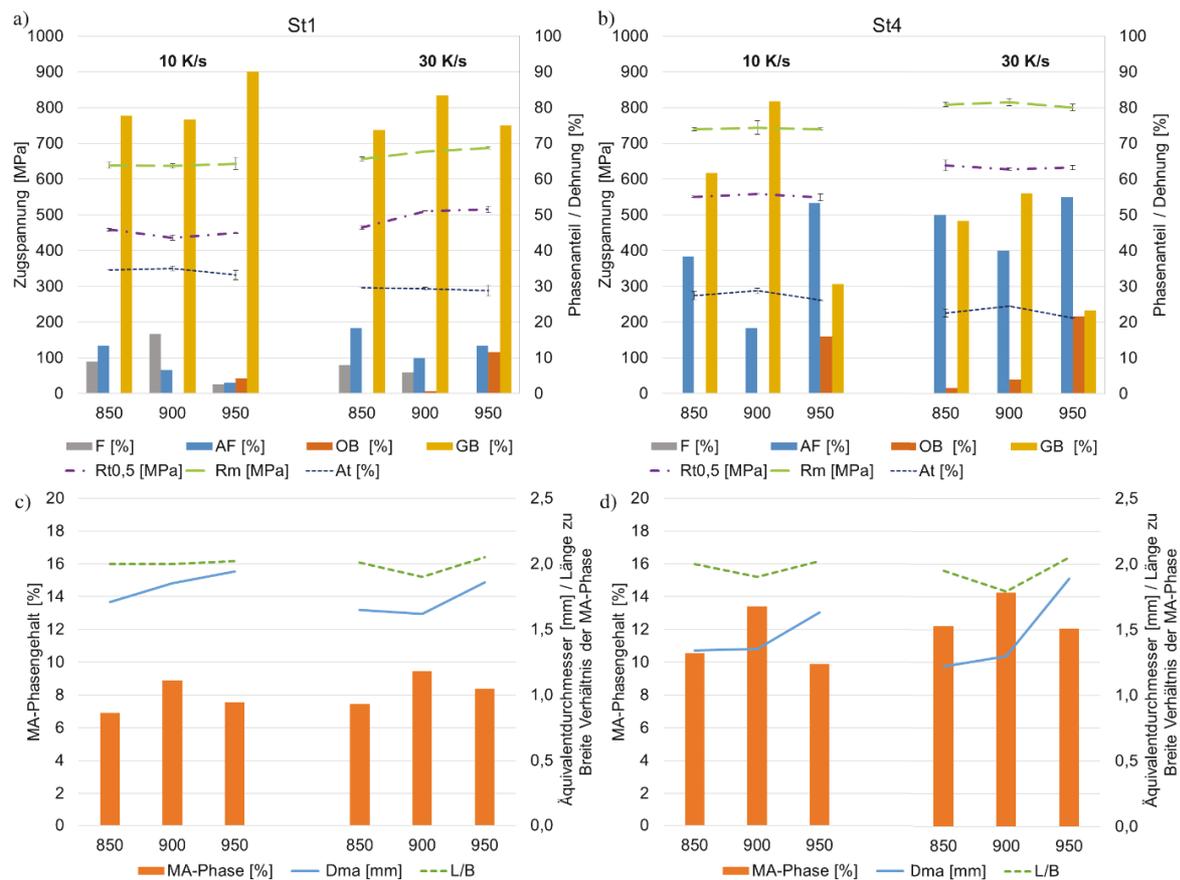


Abbildung 86 – Ergebnisse des Zugversuchs im Vergleich mit den Ergebnissen der Mikrostruktur- und MA-Phasenanalyse für St1 und St4

Die Abbildungen 87 und 128 (s. Anhang 10.3.3) zeigen die Ergebnisse aus Kerbschlagversuchen. Aufgetragen ist die Kerbschlagenergie bei verschiedenen Temperaturen im Zusammenhang mit den Ergebnissen der Mikrostruktur- und MA-Phasenanalyse. Die Daten werden beginnend mit dem größten Wert der Kerbschlagenergie dargestellt und analysiert. Es ist ersichtlich, dass die Kerbschlagarbeit bei tieferen Temperaturen von der Art des Bainits abhängig ist. Somit erfolgt die Verringerung der Kerbschlagenergie zusammen mit der Zunahme des Gehalts an nadelförmigem Ferrit und oberem Bainit in der Mikrostruktur.

Es wurde auch eine Tendenz festgestellt, dass sich die Kerbschlagarbeit mit zunehmender Größe der MA-Partikel verringert, was besonders in den Stählen St1 und St4 verdeutlicht wird (s. Abbildungen 87 und 128 im Anhang 10.3.3). Im Stahl St2 ist dies ebenfalls zu beobachten, jedoch nur bei niedrigeren Prüftemperaturen. Stahl St3 hat wesentlich kleinere MA-Partikel im Vergleich zu den anderen Stählen und ihre Abmessungen werden wenig von den untersuchten Prozessparametern beeinflusst. Daher wurde eine solche Abhängigkeit bei diesem Stahl nicht festgestellt (s. Abbildung 128).

Es besteht ferner die Tendenz, dass sich die Kerbschlagarbeit bei zunehmend länglicher Form der MA-Partikel verringert. MA-Partikel mit solcher länglichen Form treten im oberen Bainit auf, der sich unter der Verwendung gesteigerter Endwalztemperatur in großen Mengen bildet. Allerdings kann diese Beeinträchtigung der Kerbschlagarbeit ebenfalls durch eine Zunahme des Gehaltes an oberem Bainit in der Mikrostruktur erklärt werden.

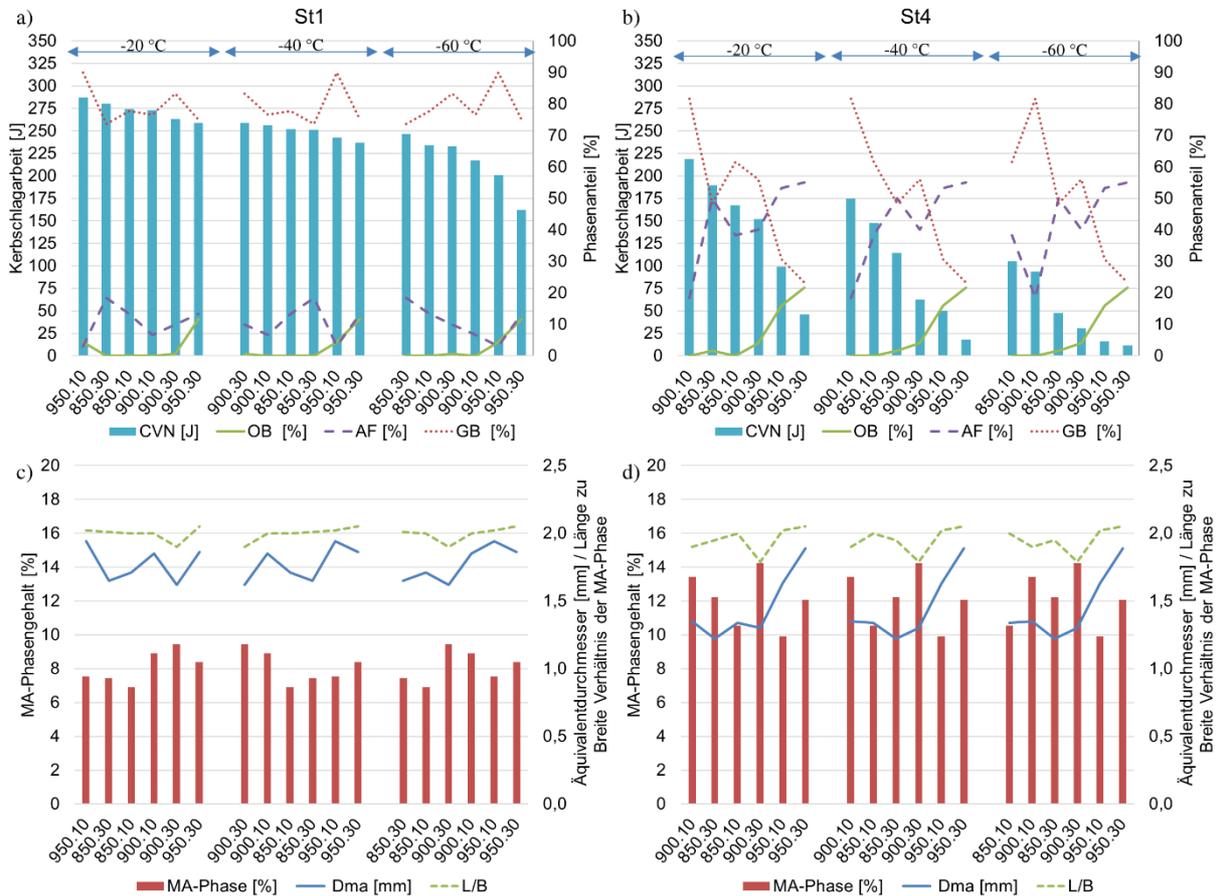


Abbildung 87 – Ergebnisse des Kerbschlagbiegeversuches im Vergleich zu den Ergebnissen der Mikrostruktur- und MA-Phasenanalyse für St1 und St4

5.6.6 Einfluss des Restaustenitgehaltes in der MA-Phase auf die mechanischen Eigenschaften

Das Konzept des „strain-based“ Designs basiert auf der Idee, dass die Spannung sich während der plastischen Verformung auf die weiche Phase (MA) konzentriert. Diese Spannungsenergie wird teilweise auf die Umwandlung des Restaustenits in Martensit verbraucht bzw. absorbiert. Dies führt zur Erhöhung der Bruchdehnung. Eine wichtige Rolle spielt hier nicht nur der MA-Phasengehalt, sondern auch der Anteil des Restaustenits in der MA-Phase. Denn die-

ser Anteil wird sich auf die Menge der adsorbierten Energie während der Verformung auswirken. Aus diesem Grund wurden die gewonnenen Ergebnisse der Röntgendiffraktometrie zusammen mit den Ergebnissen der Digitalmikroskopie (MA-Phasengehalt) in Tabelle 16 zusammengefasst. Darüber hinaus wurde das Verhältnis des Restaustenitanteils zum Gehalt an MA-Phase berechnet.

Tabelle 16 – Ergebnisse der Röntgendiffraktometrie zur Bestimmung des Restaustenitanteils [RA] und des Anteils der MA-Phase aus der Digitalmikroskopie

Probe	RA, [%]	MA, [%]	RA-Anteil in MA, [%]
St1.850.10	4 ± 1	6,9	58
St1.900.10	4 ± 1	8,9	45
St1.900.30	5 ± 1	9,5	53
St1.950.10	4 ± 1	7,5	53
St2.900.10	4 ± 1	7,5	53
St3.900.10	5 ± 1	8,1	62
St4.850.10	4 ± 1	10,5	38
St4.900.10	4 ± 1	13,4	30
St4.900.30	5 ± 1	14,3	35
St4.950.10	3 ± 1	9,9	30

Betrachtet man das Verhältnis RA/MA in Zusammenhang mit der Kerbschlagarbeit, so führen hohe Werte des Verhältnisses (>45) zu höheren Werten der Kerbschlagarbeit (s. Stahl St1 bis St3). Das ist insbesondere beim Stahl St3 erkennbar, der mit zusätzlichem Siliziumgehalt (Stahl St3) legiert wurde. Eine Zulegierung mit Aluminium (Stahl St4) verursacht keine signifikante Zunahme des Restaustenitanteils, obwohl der Gehalt an MA-Phase stark zunimmt. Dies kann die Verschlechterung der mechanischen Eigenschaften von Stahl St4 im Vergleich zu Stahl St3 erklären. Die MA-Phase besteht in diesem Fall hauptsächlich aus Martensit (etwa 70%). Dies bedeutet, dass das Legierungskonzept mit zusätzlichem Aluminium die Stabilisierung des Austenits gegen die bainitische Umwandlung erhöht, jedoch nicht stark genug, um der martensitischen Umwandlung zu widerstehen. In anderen Legierungen ist der Restaustenitgehalt in der MA-Phase zwei- bis dreimal größer, was ihre größere Wirksamkeit auf die mechanischen Eigenschaften erklärt.

5.6.7 Zusammenfassung der Laborwalzversuche

In diesem Kapitel wurden die Effekte der thermomechanischen Behandlung mit anschließender beschleunigter Abkühlung auf die Bildung der Mikrostruktur, der MA-Phase und der Entwicklung von mechanischen Eigenschaften von vier mikrolegierten Grobblechstählen untersucht und diskutiert. Die vorliegenden Ergebnisse können wie folgt zusammengefasst werden:

1. Eine Mikrostruktur, die aus granularem Bainit mit einer kleinen Menge an nadelförmigem Ferrit besteht, führt im Vergleich zu einer Mikrostruktur, die aus höherem Gehalt an oberem Bainit und nadelförmigem Ferrit besteht, zu einer höheren Bruchdehnung und Kerbschlagarbeit;
2. Eine Anwendung niedriger Endwalztemperatur fördert die Verfeinerung der MA-Phase, was positiven Effekt auf die mechanischen Eigenschaften bewirkt;
3. Eine tiefe Endwalztemperatur in Kombination mit hohen Abkühlraten führt zu einer zusätzlichen Verfeinerung der MA-Phase und zu einer Erhöhung ihres Anteils;
4. Eine Erhöhung der Menge an MA-Phase hat einen positiven Effekt auf die Ergebnisse der Bruchdehnung. Bei großen MA-Partikeln tritt jedoch eine Verschlechterung der Zähigkeits-eigenschaften auf, insbesondere bei niedrigen Temperaturen;
5. Zulegierung mit Molybdän reduziert die mittlere Korngröße, fördert die Bildung der bainitischen Mikrostruktur und wirkt sich positiv auf die Bildung der MA-Phase aus;
6. Eine weitere Legierung mit Aluminium stabilisiert Austenit. Dies verhindert nicht die Umwandlung des Restaustenits in Martensit, der sich in der MA-Phase befindet. So führt diese Maßnahme zu einer Erhöhung der Menge und der Größe der MA-Partikel, aber gleichzeitig zu einer Abnahme vom Restaustenit in der MA-Phase. Außerdem führt ein erhöhter Aluminiumgehalt zur Bildung von Aluminiumoxiden. Dies verursacht letztendlich eine Absenkung der Kerbschlagarbeitswerte.

6 Zusammenfassung und Ausblick

Ziel der vorliegenden Arbeit war es, Grundlagen und Vorgehensweise zur Herstellung von Grobblechstählen mit MA-Phase (Martensit-Austenit-Phase) zu untersuchen. Darüber hinaus sollten alle bekannten Technologien und Verfahren zur Herstellung von Grobblechstählen mit MA-Phase analysiert und für ausgewählte chemische Zusammensetzungen bewertet werden.

Die Untersuchungen in dieser Arbeit erfolgten mit Pipelinestählen mit einer Zugfestigkeit zwischen 650 und 850 MPa (X70-90). Hier wurden 2 Gruppen von chemischen Zusammensetzungen mit unterschiedlichen Bruchdehnungs- und Festigkeitseigenschaften ausgewählt. Jede dieser Gruppen bestand aus zwei Stählen, die sich im Gehalt an Kohlenstoff und Molybdän (erste Gruppe) und Silicium und Aluminium (zweite Gruppe) unterschieden haben.

Die Arbeit ist in mehrere Teile gegliedert worden. Zuerst wurden Grundlagenuntersuchungen (**Teil 1**) am Umformdilatometer durchgeführt, danach erfolgte eine Simulation der Blechherstellung mittels Flachstauchversuches (**Teil 2**) und abschließend wurden Warmwalzversuche (**Teil 3**) an einer Pilotanlage durchgeführt. Eine derartige Vorgehensweise war notwendig, um anhand der Ergebnisse aus vorliegenden Untersuchungen die Variationsmöglichkeiten des nachfolgenden Teils einzuschränken.

Im **Teil 1** wurden vorbereitende Arbeiten durchgeführt, um die metallkundlichen Vorgänge zu untersuchen, die im Material in verschiedenen Produktionsstufen auftreten. So wurden zunächst Lösungszustände von Mikrolegierungselementen berechnet. Als nächstes wurden Umform-Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubilder (U-ZTU) bei unterschiedlichen Umformparametern ausgearbeitet, um die Auswirkung von Umformtemperaturen auf Phasenumwandlungen und die Bildung der MA-Phase zu bestimmen. Außerdem wurde die Entfestigungskinetik untersucht, um Temperaturintervalle des normalisierten und thermomechanischen Walzens zu ermitteln. Ausgehend von diesen Ergebnissen erfolgte in **Teil 2** die Simulation der Blechherstellung mittels Flachstauchversuches, um verschiedene bekannte Wärmebehandlungstechnologien zur Fertigung von Pipelinestählen mit erhöhtem MA-Phasengehalt zu vergleichen. Im Fokus stand die Wirkung der Technologien auf den Gehalt der MA-Phase und auf die mechanischen Eigenschaften.

Im **Teil 3** erfolgten mehrere Serien von Laborwalzungen auf einer halbkontinuierlichen Warmwalzpilotanlage mit unterschiedlichen Umformtemperaturen und Abkühlgeschwindigkeiten, die zum Ziel hatten, die Erkenntnisse aus den Grundlagenversuchen und der Umformsimulation zu evaluieren, sowie das Spektrum der mechanischen Eigenschaften durch Zugversuche

und Kerbschlagbiegeversuche bei verschiedenen Prüftemperaturen an den gewalzten Blechen zu ermitteln, die für Pipelinestähle relevant sind.

Zusammenfassend sind folgende neue Erkenntnisse gewonnen worden:

1. Die thermomechanische Behandlung mit beschleunigter Abkühlung erlaubt es, eine Stahlmikrostruktur mit einem hohen Bainit- sowie MA-Phasengehalt zu erhalten;
2. Zusätzliche „On-line“ Verfahren oder isotherme Auslagerung haben den gleichen Effekt und erhöhen leicht den MA-Phasengehalt, führen aber auch zu einer Abnahme des Bainitgehaltes in der Mikrostruktur sowie zu Verschlechterung der Festigkeitseigenschaften;
3. Die Anwendung einer niedrigeren Endwalztemperatur fördert die Verfeinerung der MA-Phase. Darüber hinaus führt die Anwendung von hohen Abkühlraten in Kombination mit niedrigerer Endwalztemperatur zu einer zusätzlichen Verfeinerung der MA-Phase und zu einer Erhöhung ihrer Menge;
4. Eine Erhöhung der Menge an MA-Phase hat einen positiven Effekt auf die Ergebnisse der Bruchdehnung. Bei großen MA-Partikeln tritt jedoch eine Verschlechterung der Zähigkeitseigenschaften auf, insbesondere bei niedrigen Temperaturen;
5. Eine zusätzliche Legierung mit Molybdän reduziert die mittlere Korngröße, fördert die Bildung der bainitischen Mikrostruktur und wirkt sich positiv auf die Bildung der MA-Phase aus;
6. Eine weitere Legierung mit Aluminium stabilisiert Austenit. Dies verhindert nicht die Umwandlung des Restaustenits in Martensit, der sich in der MA-Phase befindet. So führt diese Maßnahme zu einer Erhöhung der Menge und der Größe der MA-Partikel, aber gleichzeitig zu einer Abnahme vom Restaustenit in der MA-Phase. Außerdem führt ein erhöhter Aluminiumgehalt zur Bildung von Aluminiumoxiden. Dies verursacht letztendlich eine Absenkung der Kerbschlagarbeitswerte.

Die gewonnenen Erkenntnisse zeigen, dass die MA-Phase einen positiven Einfluss auf Dehnungswerte ohne Verschlechterung der Festigkeit und Kerbschlagarbeit hat, wenn ihre Partikel eine mittlere Größe von weniger als 1,5 μm haben. Dies kann in einer Mikrostruktur, die aus granularem Bainit und nadelförmigem Ferrit besteht, unter Verwendung einer standardmäßigen, beschleunigten Kühlstrecke ohne zusätzliche Ausrüstung erreicht werden. Die Regulierung des Gehaltes und der Partikelgröße der MA-Phase kann durch Variieren der Umformparameter, der Abkühlrate sowie der Legierung mit Elementen wie Mo und Si erreicht werden, die die Diffusion von Kohlenstoff verlangsamen, was nicht nur die Menge der MA-Phase erhöht, sondern auch die MA-Phase und Mikrostruktur verfeinert.

Um weitere umfassende Erkenntnisse über die Grobblechstähle mit MA-Phase zu gewinnen sollten weiterführende Untersuchungen zur Ermittlung des Einflusses des Gehaltes weiterer Legierungselemente z.B. Cr, Cu, N, B, Ni vorgenommen werden, die die Stabilität des Restaustenits und die Kohlenstoffdiffusion beeinflussen. Darüber hinaus sollte das Verhältnis des Restaustenits zum Martensit in der MA-Phase in Abhängigkeit von der Walztechnologie und dem Legierungskonzept untersucht werden.

7 Literaturangaben

- [1] Ishikawa, N., Okatsu, M., Endo, S. u. Kondo, J.: Design concept and production of high deformability linepipe. 2006 International Pipeline Conference. 2006, S. 215–222
- [2] Ishikawa, N., Shimamura, J., Yasuda, K., Nakamichi, H., Endo, S., Tsuyama, S. u. others: Microstructural Aspects of Bainite-MA Type Dual-Phase Steel for the Strain-Based Design in Terms of Deformation and Fracture. The Twenty-fourth International Ocean and Polar Engineering Conference. 2014
- [3] Shinmiya, T., Ishikawa, N., Okatsu, M., Endo, S., Shikanai, N., Kondo, J. u. others: Development of high deformability linepipe with resistance to strain-aged hardening by heat treatment on-line process. The Seventeenth International Offshore and Polar Engineering Conference. 2007
- [4] Hoffmann, H., Neugebauer, R. u. Spur, G.: Handbuch Umformen (2012)
- [5] Lorenz, K., Hof, W. M., Hulka, K., Litzke, H. u. Schrape, V.: Thermomechanisches und temperaturgeregeltes Walzen von Grobblech und Warmband, Stahl u. Eisen 101 (1981), S. 593
- [6] Liang, X. J., Hua, M. J. u. DeArdo, A. J.: The Mechanism of Martensite-Austenite Microconstituents Formation during Thermomechanical Controlling Processing in Low Carbon Bainitic Steel. Materials Science Forum. 2014, S. 704–712
- [7] Reisner, G., Werner, E. A., Kerschbaummayr, P., Papst, I. u. Fischer, F. D.: The modeling of retained austenite in low-alloyed TRIP steels. JOM 49 (1997) 9, S. 62–65
- [8] Dipl.-Ing. Arno Frank, Dipl.-Ing. Arno Frank: VDEh Dokumentation 570: Grobblech – Herstellung und Anwendung, Stahl-Informationszentrum, Düsseldorf (2001)
- [9] Bleck, W. (Hrsg.): Werkstoffkunde Stahl. Für Studium und Praxis. Aachen: Verl. Mainz Wissenschaftsverl. 2004
- [10] Okatsu, M., Shikanai, N. u. Kondo, J.: Development of a High-Deformability Linepipe with Resistance to Strain-aged Hardening by HOP\textregistered(Heat-treatment On-line Process). JFE Technical Report 12 (2008), S. 8–13
- [11] Sung, H. K., Lee, D. H., Shin, S. Y., Lee, S., Yoo, J. Y. u. Hwang, B.: Effect of finish cooling temperature on microstructure and mechanical properties of high-strength bainitic steels containing Cr, Mo, and B. Materials Science and Engineering: A 624 (2015), S. 14–22

- [12] Wang, C., Wu, X., Liu, J. u. Xu, N.: Transmission electron microscopy of martensite/austenite islands in pipeline steel X70. *Materials Science and Engineering: A* 438 (2006), S. 267–271
- [13] Wang, W., Yan, W., Zhu, L., Hu, P., Shan, Y. u. Yang, K.: Relation among rolling parameters, microstructures and mechanical properties in an acicular ferrite pipeline steel. *Materials & design* 30 (2009) 9, S. 3436–3443
- [14] Jing, N. I., Qi, L.-H., Liu, Y.-L., Lei, M. A., Feng, Y.-R. u. Zhang, J.-X.: Tempering microstructure and mechanical properties of pipeline steel X80. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* 19 (2009), S. s573 - s578
- [15] Ma, J., Zhang, X., Cheng, S. u. Gao, H.: Influence of Partitioning Process on the Microstructure and Mechanical Properties of High Deformability Oil-Gas Pipeline. *Advances in Mechanical Engineering* 6 (2014), S. 869481
- [16] Zheng Xiao-fei, Kang Yong-lin, Meng De-liang, Shou-yong, A. N. u. Xia Dian-xiu: Effect of cooling start temperature on microstructure and mechanical properties of X80 high deformability pipeline steel. *Journal of Iron and Steel Research, International* 18 (2011) 10, S. 42–71
- [17] Bodnar, R. L., Shen, Y., Lin, M., Elwood, D. W., Feher, F. C. u. Roe, G. J.: Accelerated cooling on Burns Harbor's 160 in. plate mill. *Accelerated Cooling/Direct Quenching of Steels* (1997), S. 3–13
- [18] Evans, J. F. u. Clark, M. T.: Plate cooling: technologies and market requirements. *AISE steel technology* 79 (2002) 6, S. 49–53
- [19] Dong, C. F., Liu, Z. Y., Li, X. G. u. Cheng, Y. F.: Effects of hydrogen-charging on the susceptibility of X100 pipeline steel to hydrogen-induced cracking. *International journal of hydrogen energy* 34 (2009) 24, S. 9879–9884
- [20] Masoumi, M., Silva, C. C. u. Abreu, H. F. G. de: Effect of crystallographic orientations on the hydrogen-induced cracking resistance improvement of API 5L X70 pipeline steel under various thermomechanical processing. *Corrosion Science* 111 (2016), S. 121–131
- [21] Éfron, L. I.: *Metallovedenie v "bol'shoi" metallurgii. Trubnye stali*. Moskva: Metallurgizdat 2012
- [22] Specifications, A. P.: 5L (2013) Specifications for line pipe. American Petroleum Institute, Washington, DC

- [23] Talaş, Ş.: The assessment of carbon equivalent formulas in predicting the properties of steel weld metals. *Materials & Design* (1980-2015) 31 (2010) 5, S. 2649–2653
- [24] Graville, B. A.: Cold cracking in welds in HSLA steels. *Welding of HSLA(Microalloyed) Structural Steels* (1976), S. 85–101
- [25] The IIW Formula for Carbon Equivalent. Technical Report (1967) IIW Doc IX-535-67.
- [26] Düren, C.: Konzepte zur Bewertung des Kaltrißverhaltens von Stählen-Beispiele im Bereich der Großrohrstähle. *3R International* 28. Jahrgang 6 (1989), S. 385–391
- [27] Korpala, G.: Gefügeausbildung und mechanische Eigenschaften von unlegiertem bainitischem Warmband mit Restaustenit. Dissertation, TU Berakademie Freiberg (2017)
- [28] Bhadeshia, H. u. Christian, J. W.: Bainite in steels. *Metallurgical Transactions A* 21 (1990) 3, S. 767–797
- [29] Habraken, L. J. u. Economopoulos, M.: Bainitic microstructures in low-carbon alloy steels and their mechanical properties (1967)
- [30] Bleck, W. (Hrsg.): *Material science of steel. Textbook for RWTH students.* Aachen: Verl. Mainz Wissenschaftsverl. 2007
- [31] Ohmori Yasuya, Ohtani Hiroo u. Kunitake Tatsuro: The Bainite in Low Carbon Low Alloy High Strength Steels. *Tetsu- to- Hagane* 57 (1971) 10, S. 1690–1705
- [32] Zajac, S., Komenda, J., Morris, P., Dierickx, P., Matera, S. u. Peñalba Diaz, F.: Quantitative structure-property relationships for complex bainitic microstructures. *EUR* (2005) 21245, S. 1–157
- [33] Swallow, E. u. Bhadeshia, H.: High resolution observations of displacements caused by bainitic transformation. *Materials Science and Technology* 12 (1996) 2, S. 121–125
- [34] Singh, S. B. u. Bhadeshia, H.: Estimation of bainite plate-thickness in low-alloy steels. *Materials Science and Engineering: A* 245 (1998) 1, S. 72–79
- [35] Reynolds, W. T., Liu, S. K., Li, F. Z., Hartfield, S. u. Aaronson, H. I.: An investigation of the generality of incomplete transformation to bainite in Fe-CX alloys. *Metallurgical Transactions A* 21 (1990) 6, S. 1479–1491
- [36] Reynolds, W. T., Li, F. Z., Shui, C. K. u. Aaronson, H. I.: The incomplete transformation phenomenon in Fe-C-Mo alloys. *Metallurgical Transactions A* 21 (1990) 6, S. 1433–1463

- [37] Shiflet, G. J. u. Aaronson, H. I.: Growth and overall transformation kinetics above the bay temperature in Fe-C-Mo alloys. *Metallurgical Transactions A* 21 (1990) 6, S. 1413–1432
- [38] Kaspar, R., Kapellner, W. u. Pawelski, O.: Umwandlung bei der thermomechanischen Behandlung von Stählen. *HTM* 1986
- [39] Zhao, S. X., Wang, W. u. Mao, D. L.: On bainite transformation kinetics and mechanism. *Materials science forum*. 2007, S. 3018–3023
- [40] Zajac, S., Schwinn, V. u. Tacke, K. H.: Characterisation and quantification of complex bainitic microstructures in high and ultra-high strength linepipe steels. *Materials Science Forum*. 2005, S. 387–394
- [41] Bramfitt, B. L. u. Speer, J. G.: A perspective on the morphology of bainite. *Metallurgical Transactions A* 21 (1990) 3, S. 817–829
- [42] Bleck, W.: Using the TRIP effect - the dawn of a promising group of cold formable steels. *Aços: Perspectivas para os próximos 10* (2002)
- [43] Eggbauer, D.-I. G., Weber, D.-I. A., Lechleitner, J. u. others: Charakterisierung bainitischer Gefügestände in Schmiedestählen. *BHM Berg-und Hüttenmännische Monatshefte* 159 (2014) 5, S. 194–200
- [44] Koo, J. Y., Luton, M. J., Bangaru, N. V., Petkovic, R. A., Fairchild, D. P., Petersen, C. W., Asahi, H., Hara, T., Terada, Y., Sugiyama, M. u. others: Metallurgical design of ultra-high strength steels for gas pipelines. *The Thirteenth International Offshore and Polar Engineering Conference*. 2003
- [45] Kim, Y. M., Lee, H. u. Kim, N. J.: Transformation behavior and microstructural characteristics of acicular ferrite in linepipe steels. *Materials Science and Engineering: A* 478 (2008) 1-2, S. 361–370
- [46] Fan, L., Zhou, D., Wang, T., Li, S. u. Wang, Q.: Tensile properties of an acicular ferrite and martensite/austenite constituent steel with varying cooling rates. *Materials Science and Engineering: A* 590 (2014), S. 224–231
- [47] Zhao, M.-C., Yang, K., Xiao, F.-R. u. Shan, Y.-Y.: Continuous cooling transformation of undeformed and deformed low carbon pipeline steels. *Materials Science and Engineering: A* 355 (2003) 1-2, S. 126–136
- [48] Zhang, R. Y. u. Boyd, J. D.: Bainite transformation in deformed austenite. *Metallurgical and Materials Transactions A* 41 (2010) 6, S. 1448–1459

- [49]Freiwillig, R., Kudrman, J. u. Chráska, P.: Bainite transformation in deformed austenite. Metallurgical Transactions A 7 (1976) 8, S. 1091–1097
- [50]Bhadeshia, H.: Bainite in steels: transformation, microstructure and properties. IOM Communications, London (2001), S. 237–276
- [51]Aaronson, H. I., Reynolds Jr, W. T. u. Purdy, G. R.: The incomplete transformation phenomenon in steel. Metallurgical and Materials Transactions A 37 (2006) 6, S. 1731–1745
- [52]Bhadeshia, Harshad Kumar Dharamshi Hansraj: Bainite in steels. Inst. of Metals 1992
- [53]Bhadeshia, H. u. Honeycombe, R.: Steels: microstructure and properties. Butterworth-Heinemann 2011
- [54]Soliman, M.: Phase Transformations and Mechanical Properties of New Austenite-stabilised Bainite Steels. Citeseer 2007
- [55]Umamoto, M., Hiramatsu, A., Moriya, A., Watanabe, T., Nanba, S., Nakajima, N., Anan, G. u. Higo, Y.: Computer modelling of phase transformation from work-hardened austenite. ISIJ international 32 (1992) 3, S. 306–315
- [56]Stark, I., Smith, G. D. u. Bhadeshia, H.: The distribution of substitutional alloying elements during the bainite transformation. Metallurgical Transactions A 21 (1990) 3, S. 837–844
- [57]Liang, X.: The Complex Phase Transformation of Austenite in High Strength Linepipe Steels and Its Influence on the Mechanical Properties, University of Pittsburgh 2012
- [58]Hong, S. C. u. Lee, K. S.: Influence of deformation induced ferrite transformation on grain refinement of dual phase steel. Materials Science and Engineering: A 323 (2002) 1-2, S. 148–159
- [59]Tanaka, T.: Controlled rolling of steel plate and strip. International Metals Reviews 26 (2013) 1, S. 185–212
- [60]Irani, J. J., Burton, D. u. Keyworth, F.: Quenched and tempered low-carbon steels containing niobium or vanadium. Iron steel Inst J 204 (1966) 7, S. 702–710
- [61]Jun, H. J., Kang, J. S., Seo, D. H., Kang, K. B. u. Park, C. G.: Effects of deformation and boron on microstructure and continuous cooling transformation in low carbon HSLA steels. Materials Science and Engineering: A 422 (2006) 1-2, S. 157–162

- [62] Fujiwara, K., Okaguchi, S. u. Ohtani, H.: Effect of hot deformation on bainite structure in low carbon steels. *ISIJ international* 35 (1995) 8, S. 1006–1012
- [63] Yamamoto, S., Yokoyama, H., Yamada, K. u. Niikura, M.: Effects of the austenite grain size and deformation in the unrecrystallized austenite region on bainite transformation behavior and microstructure. *ISIJ international* 35 (1995) 8, S. 1020–1026
- [64] Bhadeshia, H.: *The Theory and Significance of Retained Austenite in Steels*. Cambridge. Sn, 1979, Dissertation
- [65] Wang, J. u. van der Zwaag, S.: Stabilization mechanisms of retained austenite in transformation-induced plasticity steel. *Metallurgical and Materials Transactions A* 32 (2001) 6, S. 1527–1539
- [66] Jacques, P. J., Furnémont, Q., Lani, F., Pardoën, T. u. Delannay, F.: Multiscale mechanics of TRIP-assisted multiphase steels: I. Characterization and mechanical testing. *Acta Materialia* 55 (2007) 11, S. 3681–3693
- [67] Timokhina, I. B., Hodgson, P. D. u. Pereloma, E. V.: Effect of microstructure on the stability of retained austenite in transformation-induced-plasticity steels. *Metallurgical and Materials Transactions A* 35 (2004) 8, S. 2331–2341
- [68] Ohlert, J.: *Einfluss von chemischer Zusammensetzung und Herstellungsverlauf auf Mikrostruktur und mechanische Eigenschaften von TRIP-Stählen*. Shaker 2003
- [69] Wang, S.-C. u. Yang, J.-R.: Effects of chemical composition, rolling and cooling conditions on the amount of martensite/austenite (M/A) constituent formation in low carbon bainitic steels. *Materials Science and Engineering: A* 154 (1992) 1, S. 43–49
- [70] Quidort, D. u. Bréchet, Y.: The role of carbon on the kinetics of bainite transformation in steels. *Scripta Materialia* 47 (2002) 3, S. 151–156
- [71] Yang, JR, Huang, C. Y. u. Wang, S. C.: The development of ultra-low-carbon bainitic steels. *Materials & design* 13 (1992) 6, S. 335–338
- [72] Suikkanen, P.: *Development and processing of low carbon bainitic steels*, Linnanmaa: University of Oulu 2009
- [73] Tamehiro, H., Asahi, H., Hara, T., Terada, Y., Luton, M. J., Koo, J., Narasimha-Rao, V. B. u. Clifford, W. P.: Ultra-high strength, weldable steels with excellent ultra-low temperature toughness: US. US6264760 (2001)

- [74] Yakubtsov, I., Zhang, R. u. Boyd, D.: Particularities of the formations of bainite and martensite/austenite phase in low carbon low alloy steels during continuous cooling. *International Journal of Materials Research* 102 (2011) 5, S. 504–512
- [75] Cooman, B. C. de: *Materials Design: The key to modern steel Products*. GRIPS media 2007
- [76] Lee, W., Hong, S., Park, C., Kim, K. u. Park, S.: Influence of Mo on precipitation hardening in hot rolled HSLA steels containing Nb. *Scripta Materialia* 43 (2000) 4, S. 319–324
- [77] Rosado, D. B., Waele, W. de, Vanderschueren, D. u. Hertelé, S.: Latest developments in mechanical properties and metallurgical features of high strength line pipe steels. *International Journal Sustainable Construction & Design* 4 (2013) 1
- [78] Junhua, K., Lin, Z., Bin, G., Pinghe, L., Aihua, W. u. Changsheng, X.: Influence of Mo content on microstructure and mechanical properties of high strength pipeline steel. *Materials & design* 25 (2004) 8, S. 723–728
- [79] Matsuda, F., Fukada, Y., Okada, H., Shiga, C., Ikeuchi, K., Horii, Y., Shiwaku, T. u. Suzuki, S.: Review of mechanical and metallurgical investigations of martensite-austenite constituent in welded joints in Japan. *Welding in the World/Le Soudage dans le Monde* 3 (1996) 37, S. 134–154
- [80] Serajzadeh, S. u. Karimi Taheri, A.: An investigation of the silicon role on austenite recrystallization. *Materials Letters* 56 (2002) 6, S. 984–989
- [81] Honeycombe, R. W. K.: *Steels - Microstructure and Properties*. Edward Arnold Ltd., xi+244, 23 x 15 cm, illustrated(8. 50) (1981)
- [82] Röthler, B.: *Möglichkeiten zur Beeinflussung der mechanischen Eigenschaften von kaltgewalzten TRIP-Stählen*, Universität München 2005
- [83] Wirths, V.: *Prozessführung und zyklisches Werkstoffverhalten von karbidfreien bainitischen Stählen*, Dissertation, Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule Aachen, 2016 2016
- [84] Liu, Z. Y., Li, X. G., Du W, C., Lu, L., Zhang, Y. R. u. Cheng, Y. F.: Effect of inclusions on initiation of stress corrosion cracks in 5X706 pipeline steel in an acidic soil environment. *Corrosion Science* 51 (2009) 4, S. 895–900

- [85] Gómez, M., Rancel, L. u. Medina, S. F.: Effects of aluminium and nitrogen on static recrystallisation in V-microalloyed steels. *Materials Science and Engineering: A* 506 (2009) 1-2, S. 165–173
- [86] Medina, S. F. u. Hernandez, C. A.: The influence of chemical composition on peak strain of deformed austenite in low alloy and microalloyed steels. *Acta Materialia* 44 (1996) 1, S. 149–154
- [87] Bao, D. J., Zhang, J. M. u. Lin, Q.: Effect of Niobium on Microstructure of X80 Grade Pipe Line Steels. *Applied Mechanics and Materials*. 2013, S. 720–725
- [88] Basuki, A. u. Aernoudt, E.: Effect of deformation in the intercritical area on the grain refinement of retained austenite of 0.4 C trip steel. *Scripta Materialia* 40 (1999) 9, S. 1003–1008
- [89] Hongjun, PENG Yun WANG Aihua XIAO u. Zhiling, T.: Effect of Cu on microstructure forming and refining of weld metal in 690 MPa grade HSLA steel. *Acta Metall Sin* 48 (2012) 11, S. 1281–1289
- [90] Gladman, T.: Structure-property relationships in high-strength microalloyed steel. *Proc. of Symp. on Microalloying* 75, 1976. 1976
- [91] Medina, S. F. u. Mancilla, J. E.: The influence of titanium on the static recrystallization of hot deformed austenite and on induced precipitation kinetics. *Scripta Metallurgica et Materialia* 30 (1994) 1, S. 73–78
- [92] MA, L.-q., LIU, Z.-y., JIAO, S.-h., YUAN, X.-q. u. Di WU: Effect of Niobium and Titanium on Dynamic Recrystallization Behavior of Low Carbon Steels. *Journal of Iron and Steel Research, International* 15 (2008) 3, S. 31–36
- [93] Mohrbacher, H.: Combined effects of Nb and B microalloying in molybdenum based ultra low carbon bainitic (ULCB) steels. *Journal of Iron and Steel Research (International)* 1 (2011)
- [94] Mohseni, P., Solberg, J. K., Karlsen, M., Akselsen, O. M. u. Østby, E.: Cleavage fracture initiation at M-A constituents in intercritically coarse-grained heat-affected zone of a HSLA steel. *Metallurgical and Materials Transactions A* 45 (2014) 1, S. 384–394
- [95] Wong, R. J. u. Hayes, M. D.: *The Metallurgy, Welding & Qualification of Microalloyed (HSLA) Steel Weldments*. AWS, Miami (1990), S. 450–489

- [96] Kim, S.-J., Lee, C. G., Lee, T.-H. u. Lee, S.: Effects of coiling temperature on microstructure and mechanical properties of high-strength hot-rolled steel plates containing Cu, Cr and Ni. *ISIJ international* 40 (2000) 7, S. 692–698
- [97] Bhadeshia, H.: About calculating the characteristics of the martensite-austenite constituent. A CBMM International Seminar. Rio de Janeiro: Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração. 2011, S. 9
- [98] Shanmugam, S., Ramiseti, N. K., Misra, R. D., Hartmann, J. u. Jansto, S. G.: Microstructure and high strength-toughness combination of a new 700MPa Nb-microalloyed pipeline steel. *Materials Science and Engineering: A* 478 (2008) 1, S. 26–37
- [99] Zhong, Y., Xiao, F., Zhang, J., Shan, Y., Wang, W. u. Yang, K.: In situ TEM study of the effect of M/A films at grain boundaries on crack propagation in an ultra-fine acicular ferrite pipeline steel. *Acta Materialia* 54 (2006) 2, S. 435–443
- [100] Kim, B. C., Lee, S., Kim, N. J. u. Lee, D. Y.: Microstructure and local brittle zone phenomena in high-strength low-alloy steel welds. *Metallurgical Transactions A* 22 (1991) 1, S. 139–149
- [101] Kim, S., Im, Y.-R., Lee, S., Lee, H.-C., Kim, S.-J. u. Hong, J. H.: Effects of alloying elements on fracture toughness in the transition temperature region of base metals and simulated heat-affected zones of Mn-Mo-Ni low-alloy steels. *Metallurgical and Materials Transactions A* 35 (2004) 7, S. 2027–2037
- [102] Ohno, Y., Sekino, S. u. Habu, R.: Thermal Cycle Test of High Strength Steels and Steel Plates for Low Temperature Service. *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan* 12 (1972) 2
- [103] Zeng, Y.-p., Zhu, P.-y. u. Tong, K.: Effect of microstructure on the low temperature toughness of high strength pipeline steels. *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials* 22 (2015) 3, S. 254–261
- [104] García Mateo, C., Roelofs, H., Hasler, S., Mastrogiacomo, G. u. others: The microstructure of continuously cooled tough bainitic steel (2010)
- [105] Igari, H., Nakamura, H., Okaguchi, S. u. others: Metallurgical Design and Microstructure for High Deformability of X100 Linepipe Steel. *The Twenty-first International Off-shore and Polar Engineering Conference*. 2011

- [106] Chen, J. H., Wang, G. Z., Yan, C., Ma, H. u. Zhu, L.: Advances in the mechanism of cleavage fracture of low alloy steel at low temperature. Part I: Critical event. *International journal of fracture* 83 (1997) 2, S. 105–120
- [107] Lanzillotto, C. A. u. Pickering, F. B.: Structure-property relationships in dual-phase steels. *Metal Science* 16 (1982) 8, S. 371–382
- [108] Hwang, B., Kim, Y. G., Lee, S., Kim, Y. M., Kim, N. J. u. Yoo, J. Y.: Effective grain size and Charpy impact properties of high-toughness X70 pipeline steels. *Metallurgical and Materials Transactions A* 36 (2005) 8, S. 2107–2114
- [109] Curiel-Reyna, E., Herrera, A., Castaño, V. u. Rodr\`iguez, M. E.: Influences of the precooling treatment in the heat affected zone of the welding in a used hadfield-type steel. *Materials and manufacturing processes* 21 (2006) 5, S. 573–578
- [110] Gliha, V., Vuherer, T., Ule, B. u. Vojvodic-Tuma, J.: Fracture resistance of simulated heat affected zone areas in HSLA structural steel. *Science and Technology of Welding & Joining* 9 (2004) 5, S. 399–406
- [111] Moeinifar, S., Kokabi, A. H. u. Hosseini, H. M.: Influence of peak temperature during simulation and real thermal cycles on microstructure and fracture properties of the reheated zones. *Materials & design* 31 (2010) 6, S. 2948–2955
- [112] Moeinifar, S., Kokabi, A. H. u. Hosseini, H. M.: Role of tandem submerged arc welding thermal cycles on properties of the heat affected zone in X80 microalloyed pipe line steel. *Journal of materials processing technology* 211 (2011) 3, S. 368–375
- [113] Jia, S.-j., Duan, L.-n. u. Liu, Q.-y.: Research on alloy design for X 100 hot-rolled strip steel. *Transactions of Materials and Heat Treatment* 33 (2012) 12, S. 76–81
- [114] Han, B., Wang, Z., Zhao, H., Jing, H. u. Wu, Z.: Strain-based design for buried pipelines subjected to landslides. *Petroleum Science* 9 (2012) 2, S. 236–241
- [115] Nafisi, S., Arafin, M. A., Collins, L. u. Szpunar, J.: Texture and mechanical properties of API X100 steel manufactured under various thermomechanical cycles. *Materials Science and Engineering: A* 531 (2012), S. 2–11
- [116] TANG, X.-c., KANG, Y.-l. u. BO, Y.-y.: Effect of Finish Rolling Temperature on Microstructure and Mechanical Properties of High Grade Pipeline Steel. *Journal of Iron and Steel Research, International* 18 (2011), S. 1

- [117] Sung, H. K., Lee, S. u. Shin, S. Y.: Effects of Start and Finish Cooling Temperatures on Microstructure and Mechanical Properties of Low-Carbon High-Strength and Low-Yield Ratio Bainitic Steels. *Metallurgical and Materials Transactions A* 45 (2014) 4, S. 2004–2013
- [118] Duan, L.-n., Yu, C., Liu, Q.-y., Jia, S.-j. u. Jia, C.-c.: Microstructures and Mechanical Properties of X100 Pipeline Steel Strip. *Journal of Iron and Steel Research, International* 21 (2014) 2, S. 227–232
- [119] Lan, H. F., Du, L. X. u. Liu, X. H.: Microstructure and Mechanical Properties of a Low Carbon Bainitic Steel. *steel research international* 84 (2013) 4, S. 352–361
- [120] Biss, V. u. Cryderman, R. L.: Martensite and retained austenite in hot-rolled, low-carbon bainitic steels. *Metallurgical and Materials Transactions B* 2 (1971) 8, S. 2267–2276
- [121] Wang, J., Li, G. u. Xiao, A.: A Bainite-Ferrite multi-phase steel strengthened by Ti-microalloying. *Materials Transactions* 52 (2011) 11, S. 2027–2031
- [122] Shin, S. Y., Hwang, B., Lee, S., Kim, N. J. u. Ahn, S. S.: Correlation of microstructure and charpy impact properties in API X70 and X80 line-pipe steels. *Materials Science and Engineering: A* 458 (2007) 1, S. 281–289
- [123] Hwang, B., Kim, Y. M., Lee, S., Kim, N. J. u. Yoo, J. Y.: Correlation of rolling condition, microstructure, and low-temperature toughness of X70 pipeline steels. *Metallurgical and Materials Transactions A* 36 (2005) 7, S. 1793–1805
- [124] Shin, S. Y., Hwang, B., Kim, S. u. Lee, S.: Fracture toughness analysis in transition temperature region of API X70 pipeline steels. *Materials Science and Engineering: A* 429 (2006) 1, S. 196–204
- [125] Zuo, X. u. Zhou, Z.: Study of Pipeline Steels with Acicular Ferrite Microstructure and Ferrite-bainite Dual-phase Microstructure. *Materials Research* 18 (2015) 1, S. 36–41
- [126] Yoo, J.-Y., Ahn, S.-S., Seo, D.-H., Song, W.-H. u. Kang, K.-B.: New development of high grade X80 to X120 pipeline steels. *Materials and manufacturing processes* 26 (2011) 1, S. 154–160
- [127] Kondo, K., Arai, Y., Hirata, H., Hamada, M., Hitoshio, K., Hisamune, N. u. Murase, T.: Development of High Strength Heavy Wall Seamless Pipes of X80-X100 Grade for Ultra-Deep Water Application. 2008 7th International Pipeline Conference. 2008, S. 49–59

- [128] Konrad, J., Stallybrass, C., Schneider, A., Meuser, H., Meimeth, S. u. Grimpe, F.: Characterisation of the Microstructure of X80 Heavy Plate for Pipeline Applications using the EBSD Method. Proceedings of the 3rd International Conference on Thermomechanical Processing of Steels, Padua. 2008
- [129] Meng, D. L., Kang, Y. L., An, S. Y. u. Xia, D. X.: Microstructure and Deformation Characteristics of X80 High Deformability Pipeline Steel. Advanced Materials Research. 2011, S. 323–327
- [130] Shimamura, J., Okatsu, M., Nishimura, K., Ishikawa, N., Tsuyama, S., Murakami, Y., Muraoka, R. u. others: Material Design Concept in Heavy Wall X100 High Strength Linepipe Steel. The Twenty-first International Offshore and Polar Engineering Conference. 2011
- [131] Tsuyama, S., Nakamichi, H., Yamada, K. u. Endo, S.: Effects of Distribution and the Formation Process of MA on Deformation and Toughness of High Strength Linepipe Steel. ISIJ international 53 (2013) 2, S. 317–322
- [132] Shimamura, J., Ishikawa, N., Endo, S., Fukuda, H., Muraoka, R., Nishimura, K. u. others: Development of Heavy Wall X70 High Strain Linepipe Steel. The Twenty-third International Offshore and Polar Engineering Conference. 2013
- [133] Chen, T., Jiao, D., Wu, H. u. others: Effect of quenching and partitioning process on MA constituent in Nb-bearing HSLA steel. Journal of Wuhan University of Technology-Mater. Sci. Ed. 27 (2012) 1, S. 21–26
- [134] MA Jing, Zhang Xiaoyong, Cheng Shixia, Gao Huilin: Effect of Coiling Temperature on Microstructure and Mechanical Properties of (B+M/A) X80 Pipeline Steel with Excellent Deformability. School of Materials Science and Engineering, Xi'an Shiyou University, Xi'an 710065, China 29 (2015) 3, S. 185
- [135] Detroy, S., Raabe, D. u. Bleck, W.: Charakterisierung und Entwicklung von bainitischen Multiphasen-Stählen, RWTH Aachen Aachen, Germany 2007
- [136] Des Vereins Deutscher, S.-E. P. u. Nr, E.: 1680. Aufstellung von Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubildern für Eisenlegierungen, 3. Ausgabe, Juni (2014)
- [137] LePera, F. S.: Improved etching technique to emphasize martensite and bainite in high-strength dual-phase steel. JOM 32 (1980) 3, S. 38–39
- [138] Härteprüfung nach Vickers. DIN-EN-Normen, Bd. 6507,1. Berlin: Beuth 1998

- [139] 2009-12, D. E. I. 6.-1.: Metallische Werkstoffe-Zugversuch-Teil 1. Prüfverfahren bei Raumtemperatur
- [140] DIN, E.: 148. Metallische Werkstoffe - Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy - Teil 1: Prüfverfahren (ISO 148-1: 2009). Deutsche Fassung EN ISO (2010), 148 - 1
- [141] Kong, J. u. Xie, C.: Effect of molybdenum on continuous cooling bainite transformation of low-carbon microalloyed steel. *Materials & design* 27 (2006) 10, S. 1169–1173
- [142] Molybdenum-containing steels for gas and oil industry applications. A state-of-the-art review. S.I. ca. 1977
- [143] Ma, B., Shuai, J., Liu, D. u. Xu, K.: Assessment on failure pressure of high strength pipeline with corrosion defects. *Engineering Failure Analysis* 32 (2013), S. 209–219
- [144] Zhu, X.-K. u. Leis, B. N.: Influence of yield-to-tensile strength ratio on failure assessment of corroded pipelines. *Journal of Pressure Vessel Technology* 127 (2005) 4, S. 436–442
- [145] Zhou, F., Wu, K. M., Zhang, C., Isayev, O. u. Hodgson, P. D.: Effect of Ultra Fast Cooling on the Alloy Cost Reduction of the X80 Pipeline Steel. *steel research international* 87 (2016) 4, S. 511–518
- [146] Kabanov, A., Korpala, G., Kawalla, R. u. Ionov, S.: Effect of Hot Rolling and Thermal Treatment on the Microstructure Evolution of Microalloyed Bainitic Steels for Pipeline. *Key Engineering Materials* 746 (2017), S. 176–183
- [147] Kabanov, A., Korpala, G., Kawalla, R. u. Ionov, S.: Effect of Cooling and Isothermal Holding on the Amount of Martensite/Austenite (M/A) Constituents, Microstructure and Mechanical Properties of Microalloyed Pipeline Steel. *Materials Science Forum*. 2018, S. 152–158
- [148] De Meyer, M., Vanderschueren, D. u. De Cooman, B. C.: The influence of the substitution of Si by Al on the properties of cold rolled C-Mn-Si TRIP steels. *ISIJ international* 39 (1999) 8, S. 813–822

8 Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1 – Beispiel eines Walzwerkes zur Grobblechherstellung [8]	9
Abbildung 2 – Die wichtigsten Varianten der Grobblechherstellung [8]	10
Abbildung 3 – Technologien zur Herstellung von Pipelinestählen mit einem erhöhten MA-Phasengehalt	12
Abbildung 4 – Maximale erreichbare Abkühlgeschwindigkeit des Blechkernes bei der beschleunigten Abkühlung und dem direkten Abschrecken in Abhängigkeit von der Blechdicke [17].....	13
Abbildung 5 – Graville-Schweißbarkeitsdiagramm [24].....	15
Abbildung 6 – Schematische Darstellung der Bainitumwandlung [28].....	16
Abbildung 7 – Granularer Bainit in borfreiem 0,06% C Stahl (a) und 0,045% C Stahl mit Borgehalt (b) [40].....	17
Abbildung 8 – Darstellung des oberen Bainits in borfreiem 0,06% C Stahl (a) und 0,045% C Stahl mit Borgehalt (b) [40].....	18
Abbildung 9 – Darstellung des degenerierten oberen Bainites in borfreiem 0,06% C Stahl (a) und 0,045% C Stahl mit Borgehalt (b) [40].....	18
Abbildung 10 – Darstellung des unteren Bainits in borfreiem 0,06% C Stahl (a) und 0,045% C Stahl mit Borgehalt (b) [40].....	19
Abbildung 11 – Darstellung des degenerierten unteren Bainits in borfreiem 0,06% C Stahl (a) und 0,045% C Stahl mit Borgehalt (b) [40].....	19
Abbildung 12 – Schema der Bildung des nadelförmigen Ferrits in groben (a) und feinen (b) Körnern [50]	20
Abbildung 13 – Schematische Darstellung der T_0 -Kurve [50].....	21
Abbildung 14 – Schematische Darstellung der freien Energie während der Keimbildung und des Wachstums von Ferrit aus Austenit mit der Zusammensetzung [57]	23
Abbildung 15 – Schematische Darstellung des Einflusses der Austenitdeformation auf die Gleichgewichtszusammensetzung von Ferrit und Austenit [55]	24
Abbildung 16 – Schematische Darstellung des Einflusses der Umformung des Austenits auf die Umwandlung von Ferrit, Bainit und Perlit	25

Abbildung 17 – REM-Aufnahmen der Mikrostruktur mit verschiedenen Arten von Restaustenit: FRA – filmartige Restaustenit, BRA – blockartige Restaustenit [27]	26
Abbildung 18 – Veränderung der Enthalpie von Ferrit und Austenit durch Zusatz von Legierungselementen in Höhe von einem Mol [68]	28
Abbildung 19 – Schema des Einflusses der Legierung auf die Gibbs-Energie/Freie Enthalpie bei der bainitischen Umwandlung [69]	28
Abbildung 20 – Einfluss der Legierungselemente auf den Umwandlungsprozess während der Abkühlung [42]	29
Abbildung 21 – Schema des Einflussbereiches der Mangan- und Molybdängehalte auf die MA-Phase (f_M) und die Perlitmenge (f_P) [69]	31
Abbildung 22 – Schema der Bildung der MA-Phase [98]	36
Abbildung 23 – Die Morphologie der MA-Phase [98]	36
Abbildung 24 – Einfluss des Gehaltes an MA-Phase auf die Umformbarkeit des Stahles [105] ..	37
Abbildung 25 – Einfluss der MA-Phase auf das Verhältnis $R_{p0,2}/R_m$ [105]	38
Abbildung 26 – Kraft-Verlängerungs-Schaubild von vorgespanntem Stahl vor und nach der Alterung [105]	38
Abbildung 27 – Abhängigkeit der Triebkraft der Phasenumwandlung und der Kohlenstoffdiffusion (a) sowie die Kohlenstoffintensität (b) von der Abkühlstarttemperatur [16]	41
Abbildung 28 – Abhängigkeit des MA-Phasenanteiles und der Mikrostruktur von der Endtemperatur der beschleunigten Abkühlung [105]	42
Abbildung 29 – Abhängigkeit des Flächenanteils der MA-Phase von verschiedenen Abkühlgeschwindigkeiten [119]	43
Abbildung 30 – Beziehung zwischen der Nanohärte der Matrix und der MA-Phase, der Kohlenstoffkonzentration in der MA-Phase und der Abkühlgeschwindigkeit [119].	43
Abbildung 31 – Abhängigkeit der Kohlenstoffverteilung auf der α/γ -Grenze von niedrigen (a) und hohen (b) Abkühlgeschwindigkeiten [120]	44
Abbildung 32 – Abhängigkeit der Menge und der mittlere Größe der MA-Phase von der Endtemperatur der beschleunigten Abkühlung [133]	46
Abbildung 33 – Abhängigkeit der Menge und der mittlere Größe der MA-Phase von der Erwärmungsgeschwindigkeit (a) und der Auslagerungstemperatur (b) [133]	47

Abbildung 34 – Unterschied des Kohlenstoffanteiles im Bainit und in der MA-Phase aus dem „On-line“- oder „Off-line“ Verfahren [2].....	47
Abbildung 35 – Prinzip der Bildung der MA-Phase bei der „On-line“- und der „Off-line“ Technologie [2].....	48
Abbildung 36 – Restaustenitgehalt als Funktion der isothermen Haltezeit und der Temperatur im bainitischen Umwandlungsbereich [135].....	50
Abbildung 37 – Übersicht der chemischen Zusammensetzungen der "konventionellen" und "entwickelten" Stahlsorten und deren Schweißbarkeits-Parameter [77].....	51
Abbildung 38 – Ansicht von a) Vakuuminduktionsofen; b) Gussprozess.....	56
Abbildung 39 – Doppelstauchversuch zur Bestimmung der Entfestigungskinetik.....	58
Abbildung 40 – Off-Set Methode zur Ermittlung des Entfestigungsbeitrages	59
Abbildung 41 – Ansicht eines Abschreck- und Umformdilatometers „DIL 805 A/D“	59
Abbildung 42 – Schematische Darstellung der Ermittlung der UZTU-Schaubilder	60
Abbildung 43 – Beispiel der dilatometrischen Kurve	61
Abbildung 44 – Ansicht des Prüfsystems „Gleeble HDS-V40“	62
Abbildung 45 – Ansicht des Flachstauchversuches	62
Abbildung 46 – Schematische Darstellung der im Rahmen dieser Arbeit verwendeten Kombinationen von Abkühlung und Wärmebehandlung	65
Abbildung 47 – Lage der Sekundärproben für Zugversuche und für die metallographischen Untersuchungen innerhalb einer Flachstauchprobe.....	65
Abbildung 48 – Halbkontinuierliche Walzanlage des Institutes für Metallformung der TU Bergakademie Freiberg, die aus einem Strahlofen, einem Zunderwäscher (Zw), einem Reversiervorgerüst (G1), einer Gruppe von Fertigerüsten (G2...G4), einer Kühlstrecke (KS) und einem Haspelsimulator (HS) besteht.	66
Abbildung 49 – Abkühlanlagen für die Modellierung der beschleunigten Abkühlung.....	67
Abbildung 50 – Lage der Sekundärproben für Zug-, Kerbschlagbiegeversuche und metallographische Untersuchungen	68
Abbildung 51 – Beispiel der Aufnahme mit der LePera-Ätzung (a); die in Schwarz-Weiß umgewandelte Aufnahme (b).....	69

Abbildung 52 – Grafik des Anteils gegen Äquivalentdurchmesser (D) der MA-Phase in der Mikrostruktur des 2. Stahls bei einer Abkühlgeschwindigkeit von 30 K/s und Abkühlstopptemperaturen von 300 °C (a) und 500 °C (b).....	69
Abbildung 53 – EBSD-Identifikation von Phasen (Blau: Ferrit, Rot: Austenit, Schwarz: nicht identifizierbar) für Stahl St4 (St4) bei der Verwendung einer Endwalztemperatur von 900 °C und Abkühlgeschwindigkeit von 10 K/s.....	71
Abbildung 54 – Geometrie der Zugprobe nach dem Flachstauchversuch.....	72
Abbildung 55 – Geometrie der Zugprobe nach DIN EN ISO 6892 [139]	73
Abbildung 56 – Geometrie der Kerbschlagprobe nach DIN EN ISO 148-1 [140].....	73
Abbildung 57 – Ausgeschiedener Anteil der Legierungselemente im Stahl St1 und St3 in Prozent ihres Gesamtgehaltes	75
Abbildung 58 – Entfestigungskurven der untersuchten Stähle	77
Abbildung 59 – Zusammenfassendes Schema der einzelnen U-ZTU-Schaubilder nach Umformung bei 1100 °C und 970 °C	78
Abbildung 60 – Zusammenfassendes Schema der einzelnen U-ZTU-Schaubilder nach Umformung bei 1000 °C und 970 °C	81
Abbildung 61 – Zusammenfassendes Schema der einzelnen U-ZTU-Schaubilder nach Umformung bei 1100 °C und 900 °C	84
Abbildung 62 – Abhängigkeit der mittleren Größe, des Gehaltes und des Länge-zu-Breite-Verhältnisses der MA-Phase von Abkühlgeschwindigkeit und Umformtemperaturen für Stahl St1 und St4	85
Abbildung 63 – Ergebnisse der Simulation zur Bestimmung der Temperaturdifferenz zwischen Kern und Oberfläche während der Abkühlung	87
Abbildung 64 – Das zusammenfassende Schema zum Einfluss der Umformtemperaturen auf das Umwandlungsverhalten am Beispiel St1	93
Abbildung 65 – Das zusammenfassende Schema des Einflusses der Umformtemperaturen auf das Umwandlungsverhalten am Beispiel St3.....	94
Abbildung 66 – Phasenanteile und Ergebnisse des Zugversuches bei Variation der Start- und Stopptemperaturen der beschleunigten Abkühlung	98
Abbildung 67 – Mikroskopaufnahmen der MA-Phase bei Variation der Abkühlstarttemperatur... 99	

Abbildung 68 – SEM-Aufnahmen von Stahl St1 bei einer Abkühlgeschwindigkeit von 30 K/s und Abkühlstopptemperaturen von 300 °C (a) und 500 °C (b).....	101
Abbildung 69 – Mikroskopaufnahmen der MA-Phase bei Variation von Abkühlstopptemperatur und Abkühlgeschwindigkeit	101
Abbildung 70 – Phasenanteile und Ergebnisse des Zugversuches bei Variation von Abkühlgeschwindigkeit sowie Temperatur und Dauer der Auslagerung für St1	102
Abbildung 71 – Mikroskopaufnahmen der MA-Phase bei Variation der Abkühlgeschwindigkeit sowie Temperatur und Dauer der Auslagerung für St1	103
Abbildung 72 – Phasenanteile und Ergebnisse des Zugversuches bei Anwendung der „On-line“ Wärmebehandlung für St1	105
Abbildung 73 – Mikroskopaufnahmen der MA-Phase bei Verwendung der „On-line“ Wärmebehandlung	106
Abbildung 74 – Mikroskopaufnahmen der MA-Phase bei Verwendung der Wärmebehandlung mit abwechselnder Heizung und Kühlung.....	108
Abbildung 75 – Grafik des Zusammenhangs zwischen dem Gehalt an Bainit, der MA-Phase und den mechanischen Eigenschaften bei Stahl St1	113
Abbildung 76 – Ergebnisse der MA-Phasen- und Mikrostrukturanalyse der warmgewalzten Bleche an den Beispielen St1 und St4.....	117
Abbildung 77 – Kerbschlagbiegeversuchsergebnisse der warmgewalzten Bleche für St1 und St4.....	119
Abbildung 78 – Rasterelektronenmikroskopische Übersichtsaufnahmen des Stahls St1 bei Verwendung des konventionellen Verfahrens und Direkteinsatzes.....	121
Abbildung 79 – Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen des Stahls St1 und St4 bei der Anwendung des konventionellen Verfahrens und Direkteinsatzes.....	121
Abbildung 80 – Ergebnisse des Zugversuchs im Vergleich mit den Ergebnissen der Mikrostrukturanalyse für St1 und St4 bei Anwendung des konventionellen Verfahrens und Direkteinsatzes.....	122
Abbildung 81 – Ergebnisse des Kerbschlagbiegeversuches bei Anwendung des konventionellen Verfahrens und Direkteinsatzes	122

Abbildung 82 – Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen des Stahls St1 und St4 bei verschiedenen Parametern der Endwalztemperatur und Abkühlung.....	124
Abbildung 83 – Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen des Stahls St1 und St4 bei verschiedenen Abkühlraten	125
Abbildung 84 – Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen der untersuchten Stähle bei gleicher Endwalztemperatur (900 °C) und Abkühlgeschwindigkeit (10 K/s)	127
Abbildung 85 – Energiedispersive Röntgenspektroskopie von Aluminiumoxid in der Mikrostruktur von Stahl St4	128
Abbildung 86 – Ergebnisse des Zugversuchs im Vergleich mit den Ergebnissen der Mikrostruktur- und MA-Phasenanalyse für St1 und St4	130
Abbildung 87 – Ergebnisse des Kerbschlagbiegeversuches im Vergleich zu den Ergebnissen der Mikrostruktur- und MA-Phasenanalyse für St1 und St4	131
Abbildung 88 - Ausgeschiedener Anteil in Prozent des Gesamtgehaltes für Stahl 2 und 4	160
Abbildung 89 – UZTU-Schaubild von Stahl St1 nach Umformung bei 1000 °C und 970 °C.....	161
Abbildung 90 – Gefüge von Stahl St1 nach Umformung bei 1000 und 970 °C.....	162
Abbildung 91 – UZTU-Schaubild von Stahl St1 nach Umformung bei 1100 °C und 970 °C.....	163
Abbildung 92 – Gefüge von Stahl St1 nach Umformung bei 1100 und 970 °C.....	164
Abbildung 93 – UZTU-Schaubild von Stahl St1 nach Umformung bei 1100 °C und 900 °C.....	165
Abbildung 94 – Gefüge von Stahl St1 nach Umformung bei 1100 und 900 °C.....	166
Abbildung 95 – UZTU-Schaubild von Stahl St2 nach Umformung bei 1000 °C und 970 °C.....	167
Abbildung 96 – Gefüge von Stahl St2 nach Umformung bei 1000 und 970 °C.....	168
Abbildung 97 – UZTU-Schaubild von Stahl St2 nach Umformung bei 1100 °C und 970 °C.....	169
Abbildung 98 – Gefüge von Stahl St2 nach Umformung bei 1100 und 970 °C.....	170
Abbildung 99 – UZTU-Schaubild von Stahl St2 nach Umformung bei 1100 °C und 900 °C.....	171
Abbildung 100 – Gefüge von Stahl St2 nach Umformung bei 1100 und 900 °C.....	172
Abbildung 101 – UZTU-Schaubild von Stahl St3 nach Umformung bei 1000 °C und 970 °C....	173
Abbildung 102 – Gefüge von Stahl St3 nach Umformung bei 1000 und 970 °C.....	174
Abbildung 103 – UZTU-Schaubild von Stahl St3 nach Umformung bei 1100 °C und 970 °C....	175

Abbildung 104 – Gefüge von Stahl St3 nach Umformung bei 1100 und 970 °C.....	176
Abbildung 105 – UZTU-Schaubild von Stahl St3 nach Umformung bei 1100 und 900 °C	177
Abbildung 106 – Gefüge von Stahl St3 nach Umformung bei 1100 und 900 °C.....	178
Abbildung 107 – UZTU-Schaubild von Stahl St4 nach Umformung bei 1000 und 970 °C	179
Abbildung 108 – Gefüge von Stahl St4 nach Umformung bei 1000 und 970 °C.....	180
Abbildung 109 – UZTU-Schaubild von Stahl St4 nach Umformung bei 1100 und 970 °C	181
Abbildung 110 – Gefüge von Stahl St4 nach Umformung bei 1100 und 970 °C.....	182
Abbildung 111 – UZTU-Schaubild von Stahl St4 nach Umformung bei 1100 und 900 °C	183
Abbildung 112 – Gefüge von Stahl St4 nach Umformung bei 1100 und 900 °C.....	184
Abbildung 113 – Abhängigkeit der mittleren Größe, des Gehaltes und des Länge-zu-Breite-Verhältnisses der MA-Phase von Abkühlgeschwindigkeit und Umformtemperaturen für Stahl St1 und St2	185
Abbildung 114 – Abhängigkeit der mittleren Größe, des Gehaltes und des Länge-zu-Breite-Verhältnisses der MA-Phase von Abkühlgeschwindigkeit und Umformtemperaturen für Stahl St3 und St4	186
Abbildung 115 – Mikroskopaufnahmen bei Variation der Abkühlstarttemperatur	187
Abbildung 116 – Mikroskopaufnahmen bei Variation von Abkühlstopptemperatur und Abkühlgeschwindigkeit	187
Abbildung 117 – Phasenanteile und Ergebnisse des Zugversuches bei Variation von Abkühlgeschwindigkeit sowie Temperatur und Dauer der Auslagerung für St2	188
Abbildung 118 – Mikroskopaufnahmen bei Variation der Abkühlgeschwindigkeit sowie Temperatur und Dauer der Auslagerung für St1	189
Abbildung 119 – Mikroskopaufnahmen bei Variation der Abkühlgeschwindigkeit sowie Temperatur und Dauer der Auslagerung für St2	189
Abbildung 120 – Mikroskopaufnahmen der MA-Phase bei Variation der Abkühlgeschwindigkeit sowie Temperatur und Dauer der Auslagerung für St2.....	190
Abbildung 121 – Phasenanteile und Ergebnisse des Zugversuches bei Anwendung der „On-line“ Wärmebehandlung für St2	191
Abbildung 122 – Mikroskopaufnahmen bei Verwendung der „On-line“ Wärmebehandlung	191

Abbildung 123 – Mikroskopaufnahmen bei Verwendung der Wärmebehandlung mit abwechselnder Heizung und Kühlung	192
Abbildung 124 – Grafik des Zusammenhangs zwischen dem Gehalt an Bainit, der MA-Phase und den mechanischen Eigenschaften bei Stahl St2	193
Abbildung 125 - Ergebnisse der MA-Phasen- und Mikrostrukturanalyse der warmgewalzten Bleche an den Beispielen St2 und St3.....	194
Abbildung 126 – Kerbschlagbiegeversuchsergebnisse der warmgewalzten Bleche für St2 und St3.....	196
Abbildung 127 – Ergebnisse des Zugversuchs im Vergleich mit den Ergebnissen der Mikrostruktur- und MA-Phasenanalyse für St2 und St3	197
Abbildung 128 – Ergebnisse des Kerbschlagbiegeversuches im Vergleich zu den Ergebnissen der Mikrostruktur- und MA-Phasenanalyse für St2 und St3	198

9 Tabellenverzeichnis

Tabelle 1 – Anforderungen an die mechanischen Eigenschaften für Pipelinestähle [22].....	14
Tabelle 2 – Chemische Zusammensetzungen in Massenprozent der untersuchten Stähle..	57
Tabelle 3 – Stichplan und Temperaturführung für die Walzversuche	67
Tabelle 4 – Zusammenstellung der ermittelten Umwandlungstemperaturen beim Aufheizen....	76
Tabelle 5 – Phasenanteile der Proben aus der Dilatometrie nach Umformung bei 1100 °C und 970 °C	79
Tabelle 6 – Phasenanteile der Proben aus der Dilatometrie nach Umformung bei 1000 °C und 970 °C	80
Tabelle 7 – Phasenanteile der Proben aus der Dilatometrie nach Umformung bei 1100 °C und 900 °C	84
Tabelle 8 – Gehalt, mittlerer Äquivalentdurchmesser (D) und Länge zu Breite Verhältnis (L/B) der MA-Phase bei Variation der Abkühlstarttemperatur	99
Tabelle 9 – Gehalt, mittlerer Äquivalentdurchmesser (D) und Länge zu Breite Verhältnis (L/B) der MA-Phase bei Variation der Abkühlstopptemperatur und der Abkühlgeschwindigkeit..	100
Tabelle 10 – Gehalt, mittlerer Äquivalentdurchmesser (D) und Länge zu Breite Verhältnis (L/B) der MA-Phase in der Mikrostruktur von Stahl St1 bei der Variation der Abkühlgeschwindigkeit sowie von Temperatur und Dauer der Auslagerung.....	104
Tabelle 11 – Gehalt, mittlerer Äquivalentdurchmesser (D) und Länge zu Breite Verhältnis (L/B) der MA-Phase in der Mikrostruktur des Stahls St1 bei Anwendung der „On-line“ Wärmebehandlung	106
Tabelle 12 – Ergebnisse der metallographischen Untersuchungen und Härteprüfung an Proben nach der Wärmebehandlung mit wechselnder Heizung und Kühlung (dreifach)....	107
Tabelle 13 – Zugversuchsergebnisse und Standardabweichung der Messungen der warmgewalzten Bleche für St1 und St4	118
Tabelle 14 – Ergebnisse der Mikrostruktur- und MA-Phasenanalyse des Stahls St1 und St4 bei Anwendung des konventionellen Verfahrens und Direkteinsatzes	120
Tabelle 15 – Ergebnisse der Röntgendiffraktometrie zur Bestimmung des Restaustenitanteils [RA]	123

Tabelle 16 – Ergebnisse der Röntgendiffraktometrie zur Bestimmung des Restaustenitanteils [RA] und des Anteils der MA-Phase aus der Digitalmikroskopie	132
Tabelle 17 – Gehalt, mittlerer Äquivalentdurchmesser (D) und Länge zu Breite Verhältnis (L/B) der MA-Phase in der Mikrostruktur von Stahl St2 bei der Variation der Abkühlgeschwindigkeit sowie von Temperatur und Dauer der Auslagerung.....	190
Tabelle 18 – Gehalt, mittlerer Äquivalentdurchmesser (D) und Länge zu Breite Verhältnis (L/B) der MA-Phase in der Mikrostruktur des Stahls St2 bei Anwendung der „On-line“ Wärmebehandlung	192
Tabelle 19 – Zugversuchsergebnisse und Standardabweichung der Messungen der warmgewalzten Bleche für St2 und St3	195

10 Anhang

10.1 Untersuchungen zur Charakterisierung des Werkstoffverhaltens

10.1.1 Berechnung des Lösungszustandes und der minimalen Austenitisierungstemperatur

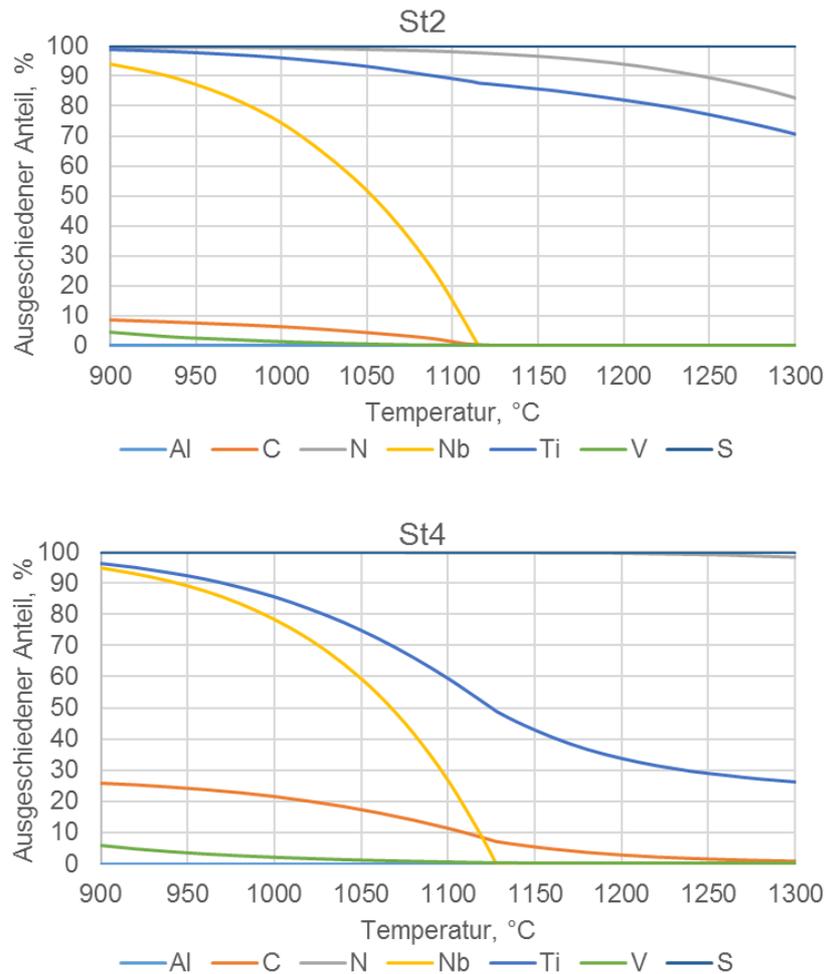


Abbildung 88 - Ausgeschiedener Anteil in Prozent des Gesamtgehaltes für Stahl St2 und St4

10.1.2 Ermittlung des Umwandlungsverhaltens bei kontinuierlicher Abkühlung

Umform- Zeit- Temperatur- Umwandlungsschaubild												
Werkstoff-Nr. : St1												
Kurzname :						Schmelze :						
Chemische Zusammensetzung [Masseanteil in %] Schmelze <input type="checkbox"/> Stück <input type="checkbox"/>												
C	Si	Al	Mn	Nb	Ti	Ni	V	Mo	Cu			
0,111	0,249	0,15	1,83	0,053	0,015	0,208	0,07	0,005	0,207			
Abmessung Werkstück :		Probe : [mm]		Probenentnahmort :		Lage :						
Vorbereitung :						Umformparameter :						
Austenitisierung						Stich						
Wärmedauer : 250 [s]						tk						
Temperatur : 1250 [°C]						Tu [°C]						
Haltdauer : 300 [s]						Eps [%]						
Ac1 : 713 [°C] Ac3 : 882 [°C] Ms : 433 [°C]						ti [s]						
Ac1b : ----- [°C] Ac1e : ----- [°C]												
Austenitkorngröße nach DIN 50601												
nach Austenitisierung, vor Umformung : 135,7 µm												
nach der letzten Rekristallisation :												
						1						
						2						
						3						
						4						
						5						
						6						
						7						
						8						

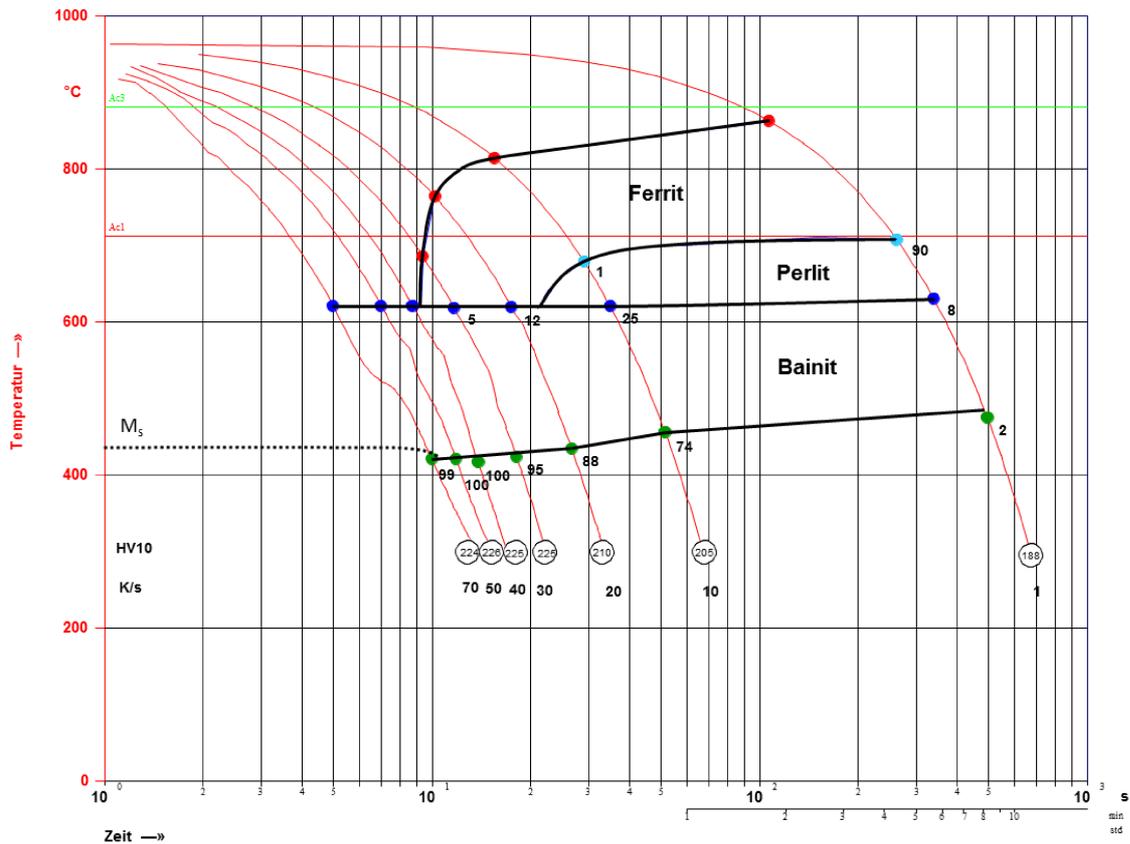


Abbildung 89 – UZTU-Schaubild von Stahl St1 nach Umformung bei 1000 °C und 970 °C

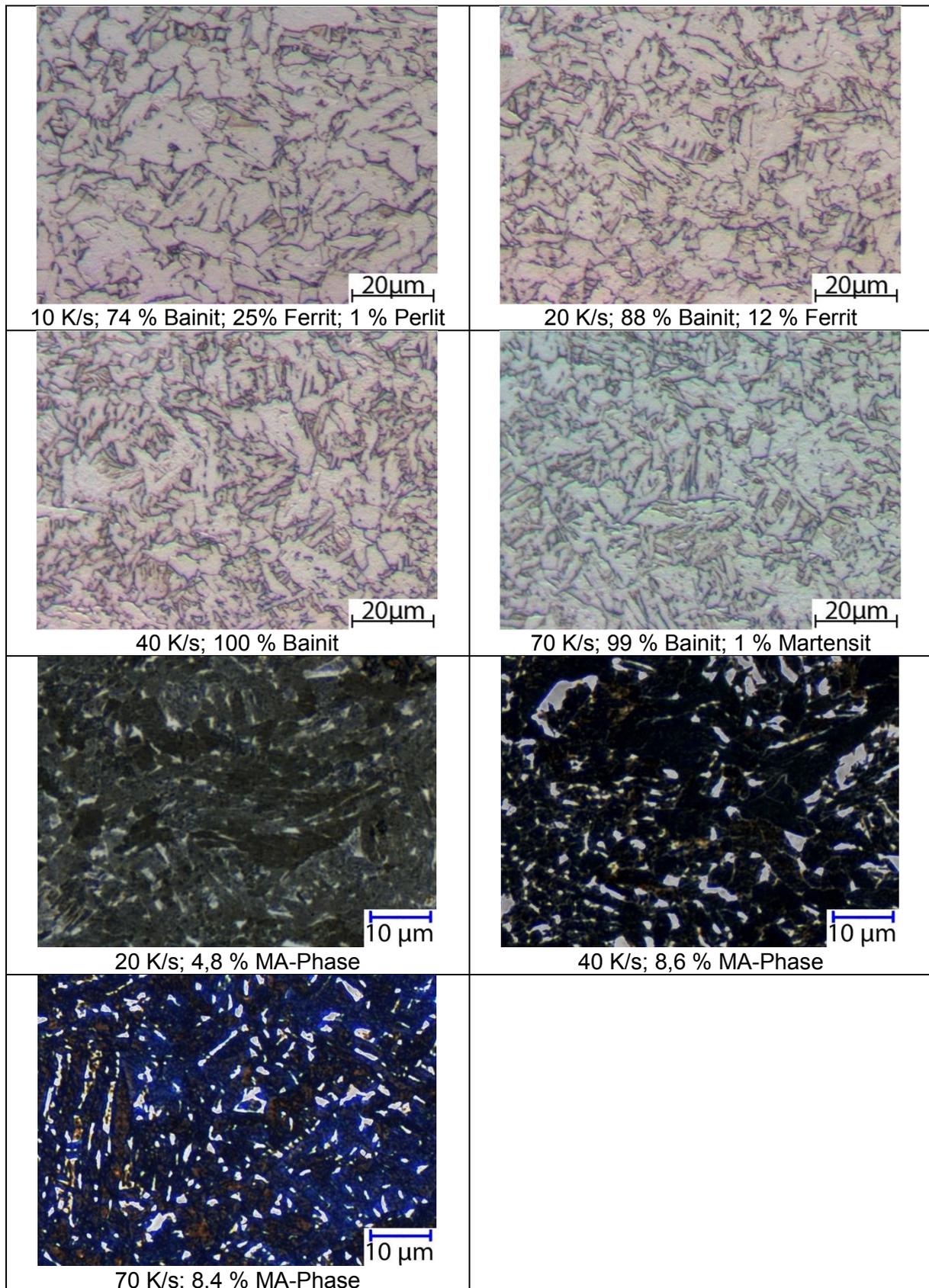


Abbildung 90 – Gefüge von Stahl St1 nach Umformung bei 1000 und 970 °C

Umform- Zeit- Temperatur- Umwandlungsschaubild													
Werkstoff-Nr. : St1													
Kurzname:							Schmelze:						
Chemische Zusammensetzung [Masseanteil in %] Schmelze: <input type="checkbox"/> Stück: <input type="checkbox"/>													
C	Si	Mn	Ni	V	Cu	Ti	Nb						
0,111	0,249	1,830	0,208	0,070	0,207	0,015	0,053						
Abmessung Werkstück : Probe: [mm] Probenentnahmort: Lage:													
Vorbereitung:							Umformparameter:						
Austenitisierung							Stich						
Wärmedauer: 250 [s]							t _k [s]						
Temperatur: 1250 [°C]							T _u [°C]						
Haltdauer: 300 [s]							Eps [%]						
Ac1: 715 [°C] Ac3: 941 [°C] Ms: 433 [°C]							t _i [s]						
Ac1b: --- [°C] Ac1e: --- [°C]													
Austenitkorngröße nach DIN 50601													
nach Austenitisierung, vor Umformung: 135,7 µm													
nach der letzten Rekristallisation:													

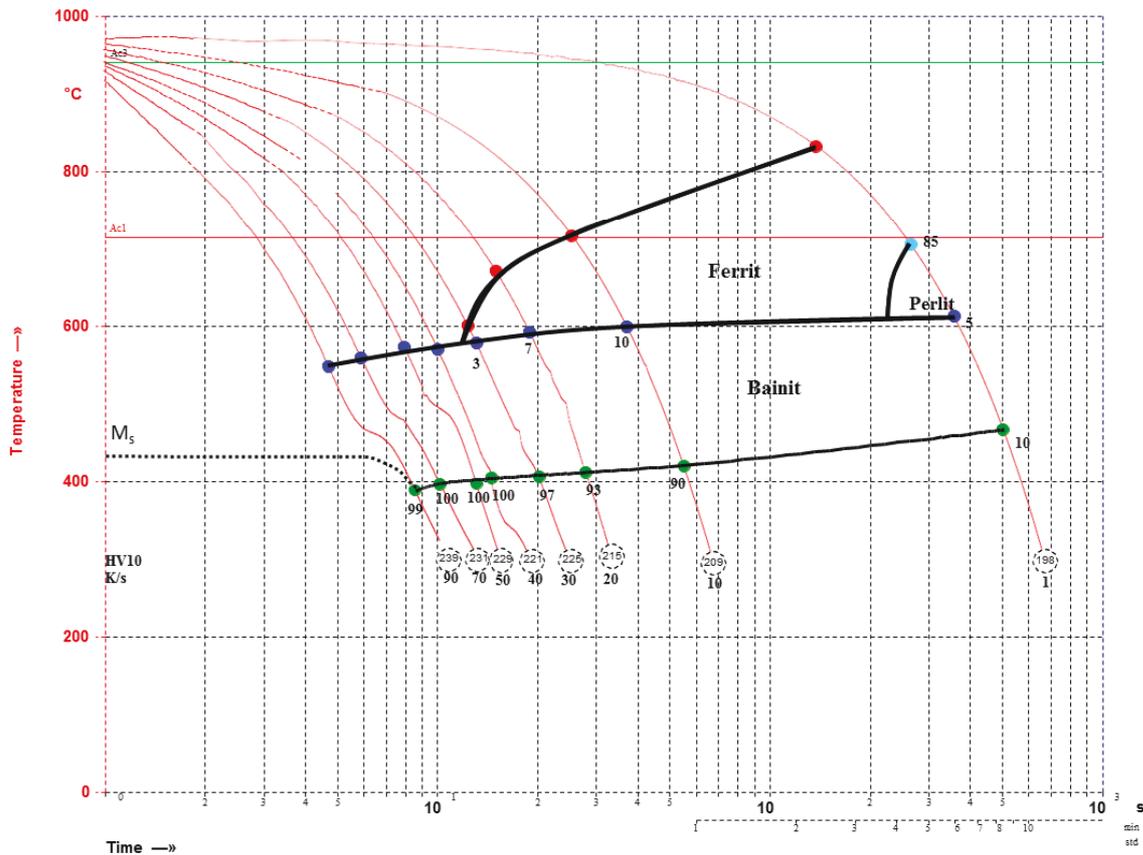


Abbildung 91 – UZTU-Schaubild von Stahl St1 nach Umformung bei 1100 °C und 970 °C

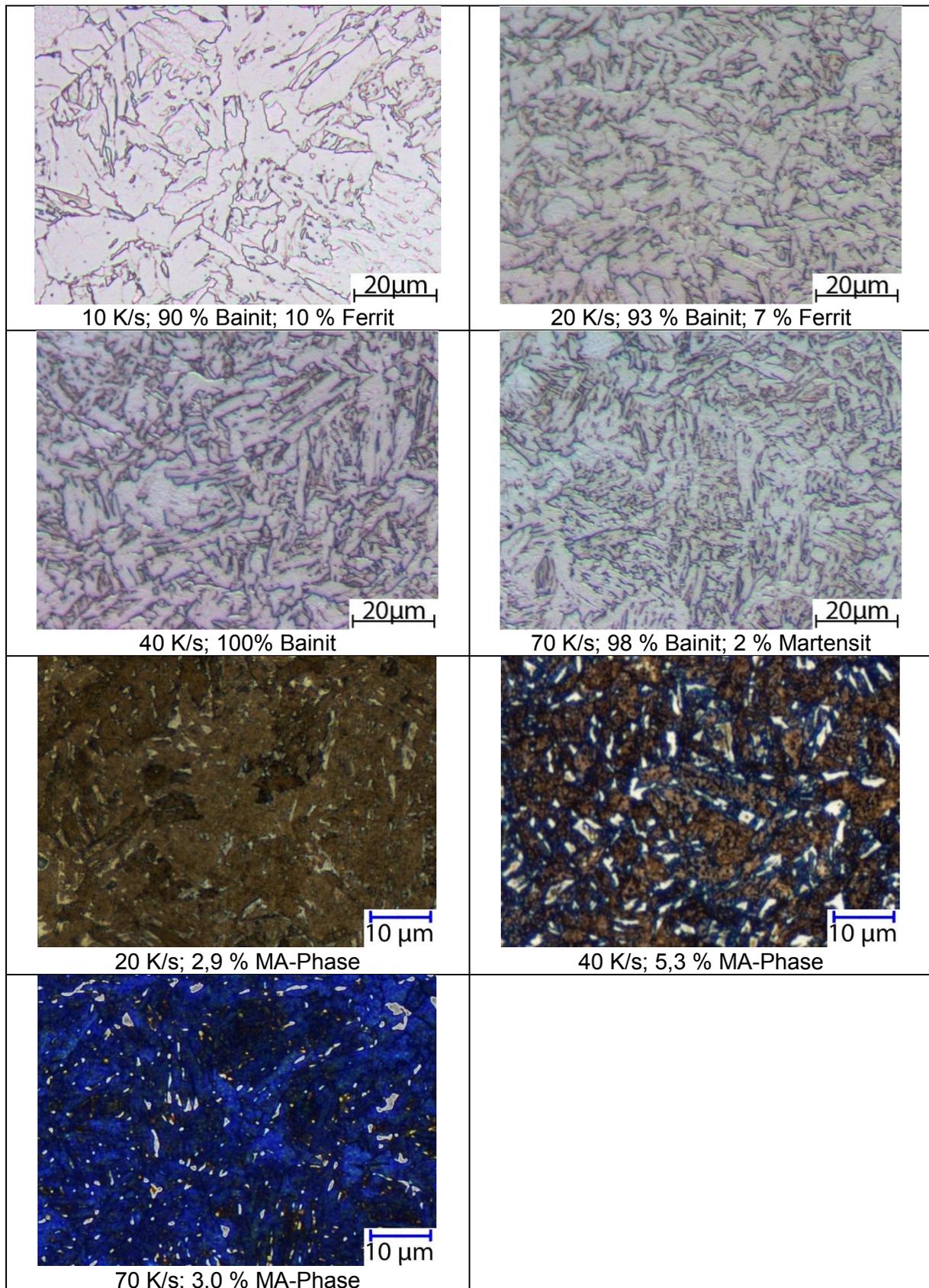


Abbildung 92 – Gefüge von Stahl St1 nach Umformung bei 1100 und 970 °C

Umform- Zeit- Temperatur- Umwandschaubild														
Werkstoff-Nr. : St1														
Kurzname:						Schmelze:								
Chemische Zusammensetzung [Masseanteil in %] Schmelze <input type="checkbox"/> Stück <input type="checkbox"/>														
C	Si	Al	Mn	Nb	Ti	Ni	V	Mo	Cu					
0,111	0,249		1,83	0,053	0,015	0,208	0,07	0,005	0,207					
Abmessung Werkstück : Probe : [mm] Probenentnahmetort: Lage:														
Vorbehandlung:						Umformparameter:								
Austenitisierung						Stich	tk	[s]	Tu	[°C]	Eps	[%]	ti	[s]
Wärmedauer: 250 [s]						1		75	1100.0	49.0			10	
Temperatur: 1250 [°C]						2		65	900.0	35.0			10	
Haltedauer: 300 [s]						3								
Ac1 : 713 [°C] Ac3 : 882 [°C] Ms : 433 [°C]						4								
Ac1b : ---- [°C] Ac1e : ---- [°C]						5								
Austenitkorngröße nach DIN 50601						6								
nach Austenitisierung, vor Umformung : 135,7 µm						7								
nach der letzten Rekristallisation :						8								

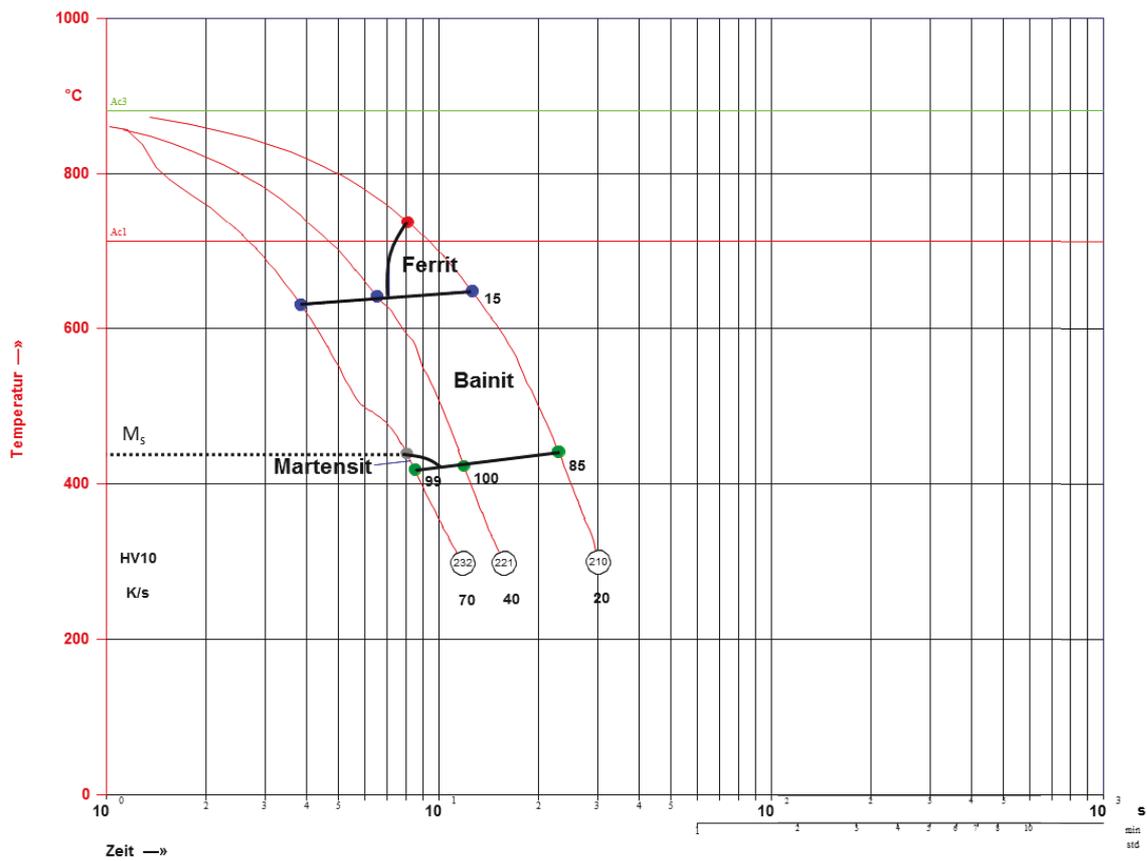


Abbildung 93 – UZTU-Schaubild von Stahl St1 nach Umformung bei 1100 °C und 900 °C

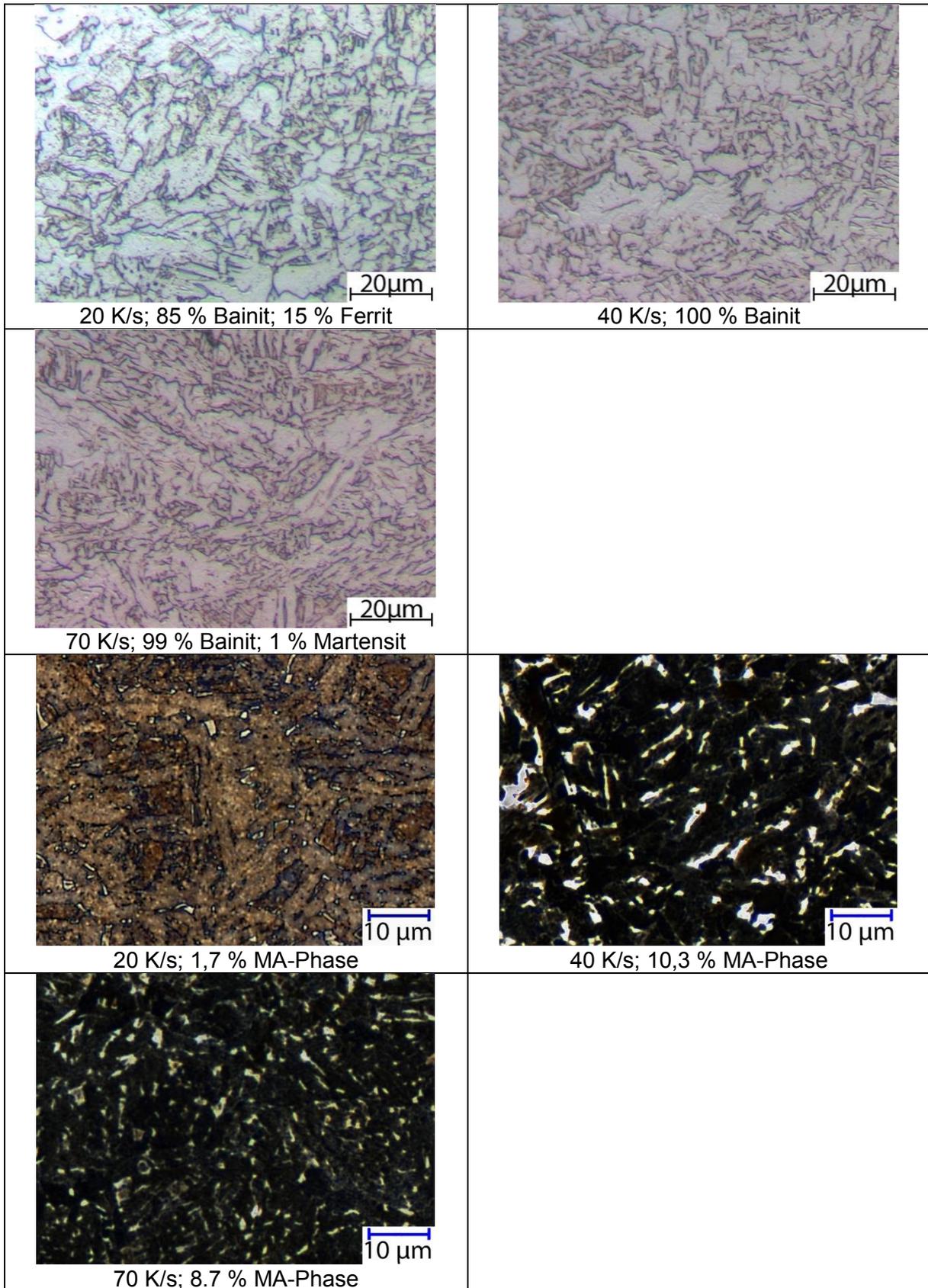


Abbildung 94 – Gefüge von Stahl St1 nach Umformung bei 1100 und 900 °C

Umform- Zeit- Temperatur- Umwandschaubild																																																																																																																																								
Werkstoff-Nr. : St2																																																																																																																																								
Kurzname :							Schmelze :																																																																																																																																	
Chemische Zusammensetzung [Masseanteil in %]																																																																																																																																								
Schmelze <input type="checkbox"/> Stück <input type="checkbox"/>																																																																																																																																								
C	Si	Al	Mn	Nb	Ti	Ni	V	Mo	Cu																																																																																																																															
0,067	0,235		1,86	0,055	0,012	0,272	0,062	0,143	0,208																																																																																																																															
Abmessung Werkstück : Probe : [mm] Probenentnahmeort : Lage :																																																																																																																																								
Vorbehandlung :																																																																																																																																								
<table border="1" style="width:100%; border-collapse: collapse;"> <tr> <td colspan="14">Austenitisierung</td> </tr> <tr> <td colspan="7">Wärmedauer : 250 [s]</td> <td colspan="7"></td> </tr> <tr> <td colspan="7">Temperatur : 1250 [°C]</td> <td colspan="7"></td> </tr> <tr> <td colspan="7">Haltdauer : 300 [s]</td> <td colspan="7"></td> </tr> <tr> <td colspan="3">Ac1 : 710 [°C]</td> <td colspan="3">Ac3 : 891 [°C]</td> <td colspan="3">Ms : 448 [°C]</td> <td colspan="5"></td> </tr> <tr> <td colspan="3">Ac1b : ---- [°C]</td> <td colspan="3">Ac1e : ---- [°C]</td> <td colspan="5"></td> </tr> <tr> <td colspan="14">Austenitkorngröße nach DIN 50601</td> </tr> <tr> <td colspan="14">nach Austenitisierung, vor Umformung : 140,5 µm</td> </tr> <tr> <td colspan="14">nach der letzten Rekristallisation :</td> </tr> </table>														Austenitisierung														Wärmedauer : 250 [s]														Temperatur : 1250 [°C]														Haltdauer : 300 [s]														Ac1 : 710 [°C]			Ac3 : 891 [°C]			Ms : 448 [°C]								Ac1b : ---- [°C]			Ac1e : ---- [°C]								Austenitkorngröße nach DIN 50601														nach Austenitisierung, vor Umformung : 140,5 µm														nach der letzten Rekristallisation :													
Austenitisierung																																																																																																																																								
Wärmedauer : 250 [s]																																																																																																																																								
Temperatur : 1250 [°C]																																																																																																																																								
Haltdauer : 300 [s]																																																																																																																																								
Ac1 : 710 [°C]			Ac3 : 891 [°C]			Ms : 448 [°C]																																																																																																																																		
Ac1b : ---- [°C]			Ac1e : ---- [°C]																																																																																																																																					
Austenitkorngröße nach DIN 50601																																																																																																																																								
nach Austenitisierung, vor Umformung : 140,5 µm																																																																																																																																								
nach der letzten Rekristallisation :																																																																																																																																								
Umformparameter :																																																																																																																																								
Stich	tk	[s]	Tu	[°C]	Eps	[%]	ti	[s]																																																																																																																																
1		75		1000,0		49,0		10																																																																																																																																
2		65		970,0		35,0		10																																																																																																																																
3																																																																																																																																								
4																																																																																																																																								
5																																																																																																																																								
6																																																																																																																																								
7																																																																																																																																								
8																																																																																																																																								

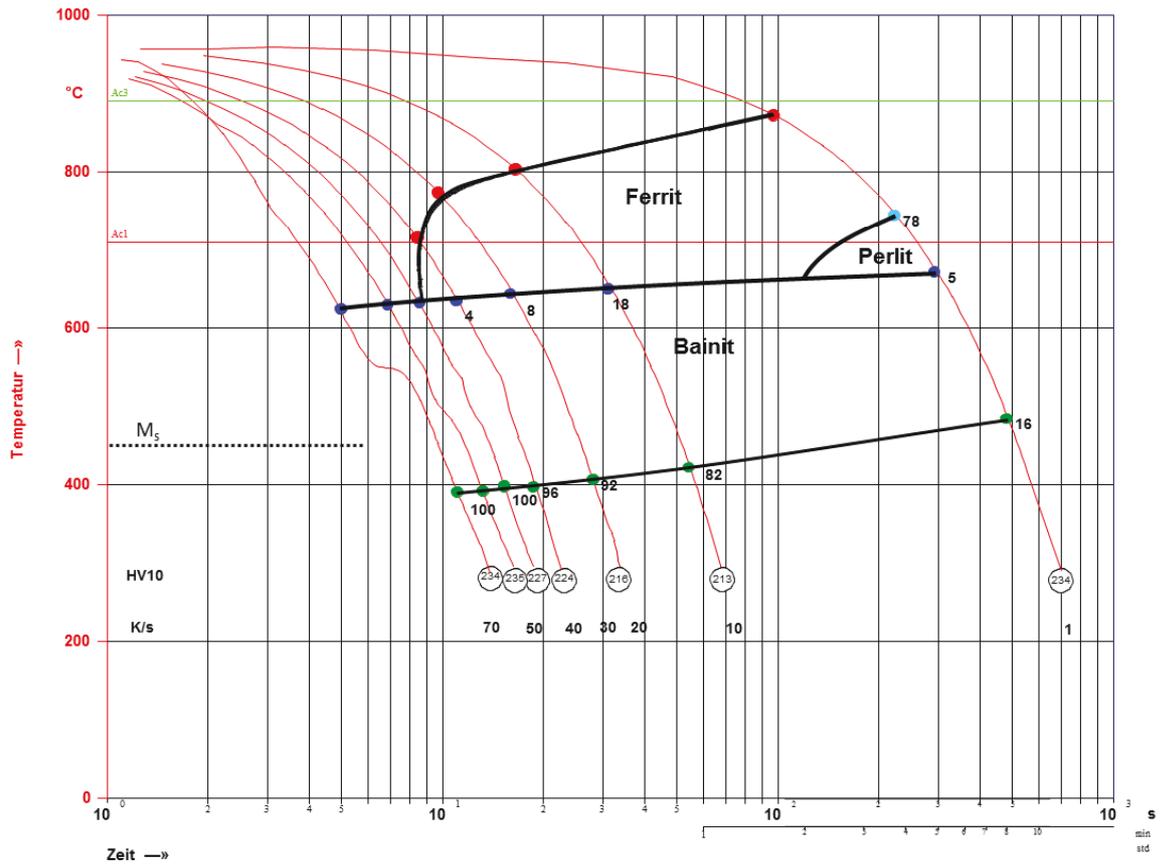


Abbildung 95 – UZTU-Schaubild von Stahl St2 nach Umformung bei 1000 °C und 970 °C

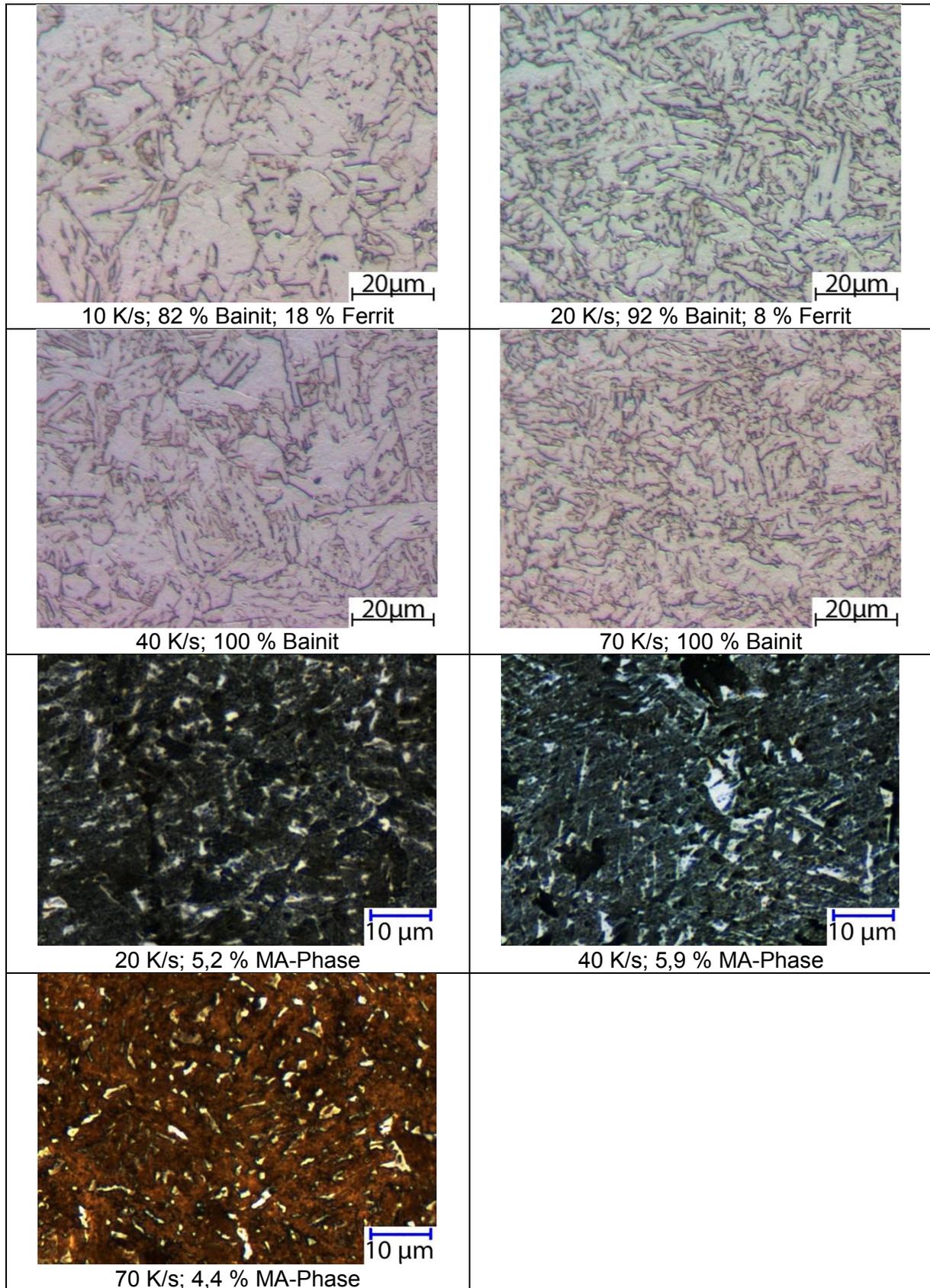


Abbildung 96 – Gefüge von Stahl St2 nach Umformung bei 1000 und 970 °C

Umform- Zeit - Temperatur - Umwandlungsschaubild											
Werkstoff-Nr. : St2											
Kurzname:						Schmelze:					
Chemische Zusammensetzung [Masseanteil in %] Schmelze <input type="checkbox"/> Stück <input checked="" type="checkbox"/>											
C	Si	Mn	Mo	Ni	V	Cu	Ti	Nb			
0,067	0,235	1,860	0,143	0,272	0,062	0,208	0,012	0,055			
Abmessung Werkstück : Probe : [mm] Probenentnahmeort: Lage :											
Vorbereitung:						Umformparameter:					
Austenitisierung						Stich					
Wärmedauer: 190 [s]						tk [s]					
Temperatur: 1250 [°C]						Tu [°C]					
Haltdauer: 300 [s]						Eps [%]					
Ac1: 715 [°C] Ac3: 946 [°C] Ms: 448 [°C]						ti [s]					
Ac1b: --- [°C] Ac1e: --- [°C]											
Austenitkorngröße nach DIN 50601											
nach Austenitisierung, vor Umformung: 140,5 µm											
nach der letzten Rekristallisation:											

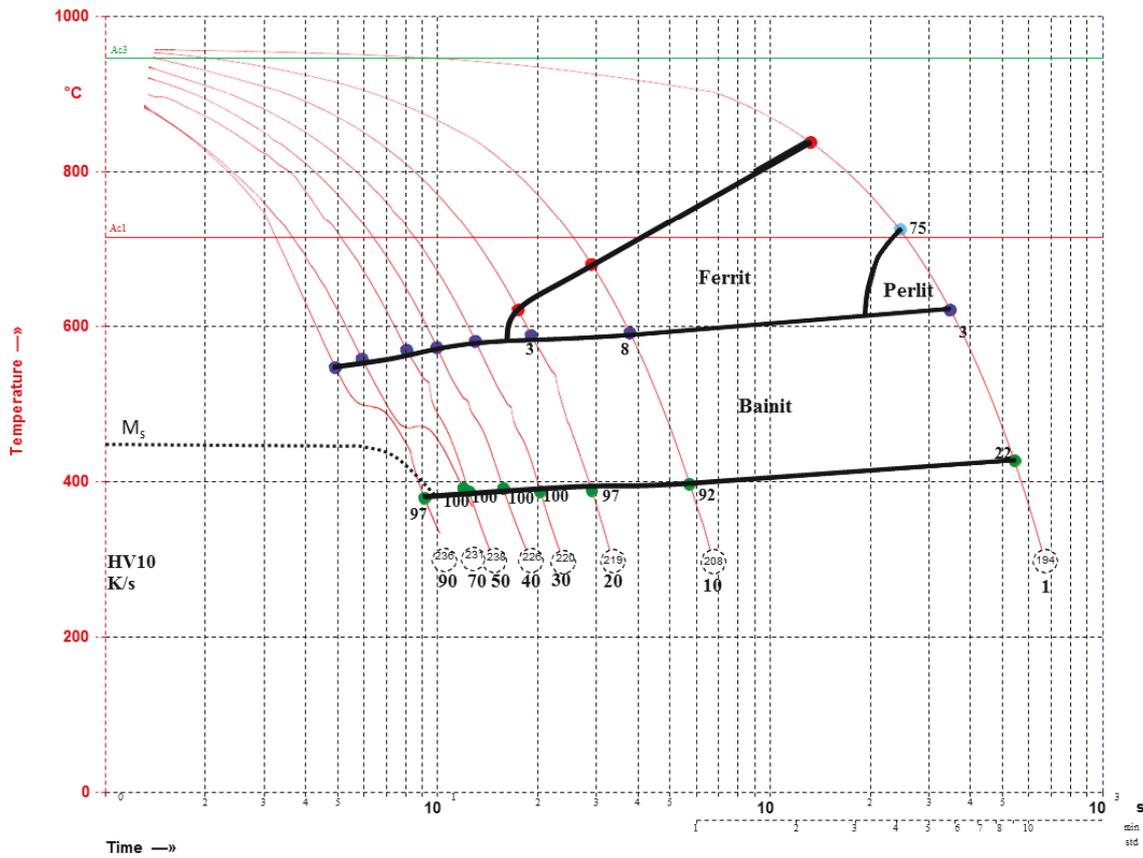


Abbildung 97 – UZTU-Schaubild von Stahl St2 nach Umformung bei 1100 °C und 970 °C

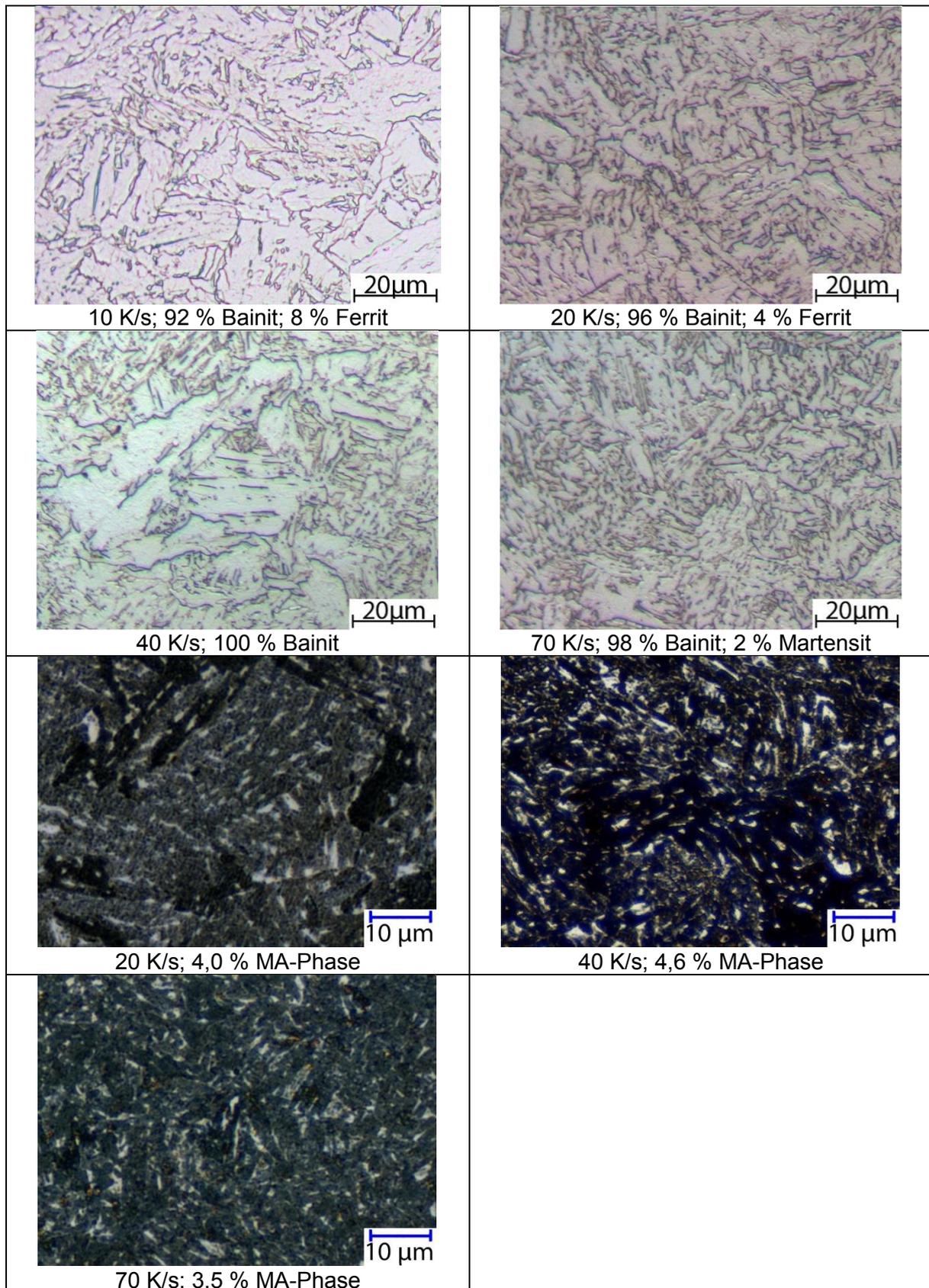


Abbildung 98 – Gefüge von Stahl St2 nach Umformung bei 1100 und 970 °C

Umform- Zeit- Temperatur- Umwandschaubild													
Werkstoff-Nr. : St2													
Kurzname :							Schmelze :						
Chemische Zusammensetzung [Masseanteil in %] Schmelze <input type="checkbox"/> Stück <input type="checkbox"/>													
C	Si	Al	Mn	Nb	Ti	Ni	V	Mo	Cu				
0,067	0,235		1,86	0,055	0,012	0,272	0,062	0,143	0,208				
Abmessung Werkstück : Probe : [mm] Probenentnahmeort : Lage :													
Vorbehandlung :							Umformparameter :						
Austenitisierung							Stich						
Wärmedauer : 250 [s]							tk						
Temperatur : 1250 [°C]							[s]						
Haltdauer : 300 [s]							Tu						
Ac1 : 710 [°C] Ac3 : 891 [°C] Ms : 448 [°C]							[°C]						
Ac1b : ---- [°C] Ac1e : ---- [°C]							Eps						
Austenitkorngröße nach DIN 50601							[%]						
nach Austenitisierung, vor Umformung : 140,5 µm							ti						
nach der letzten Rekristallisation :							[s]						
							1						
							2						
							3						
							4						
							5						
							6						
							7						
							8						

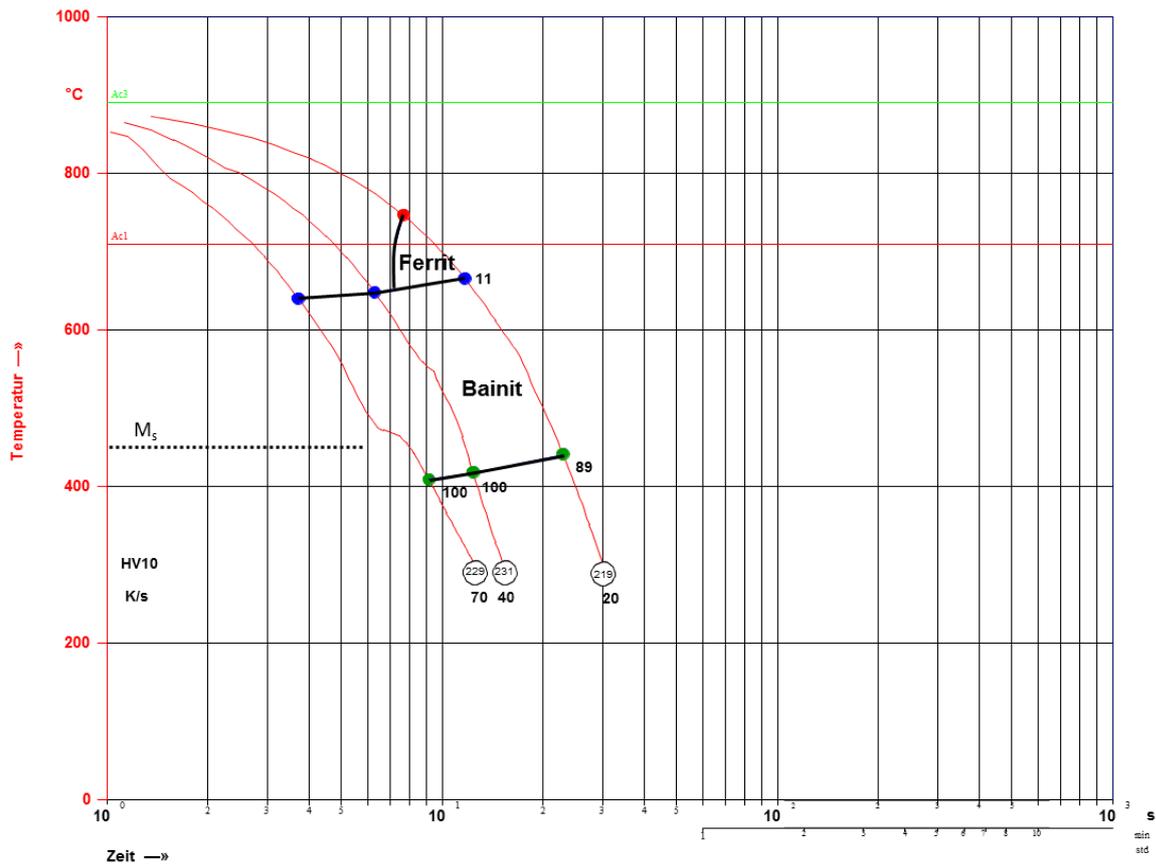


Abbildung 99 – UZTU-Schaubild von Stahl St2 nach Umformung bei 1100 °C und 900 °C

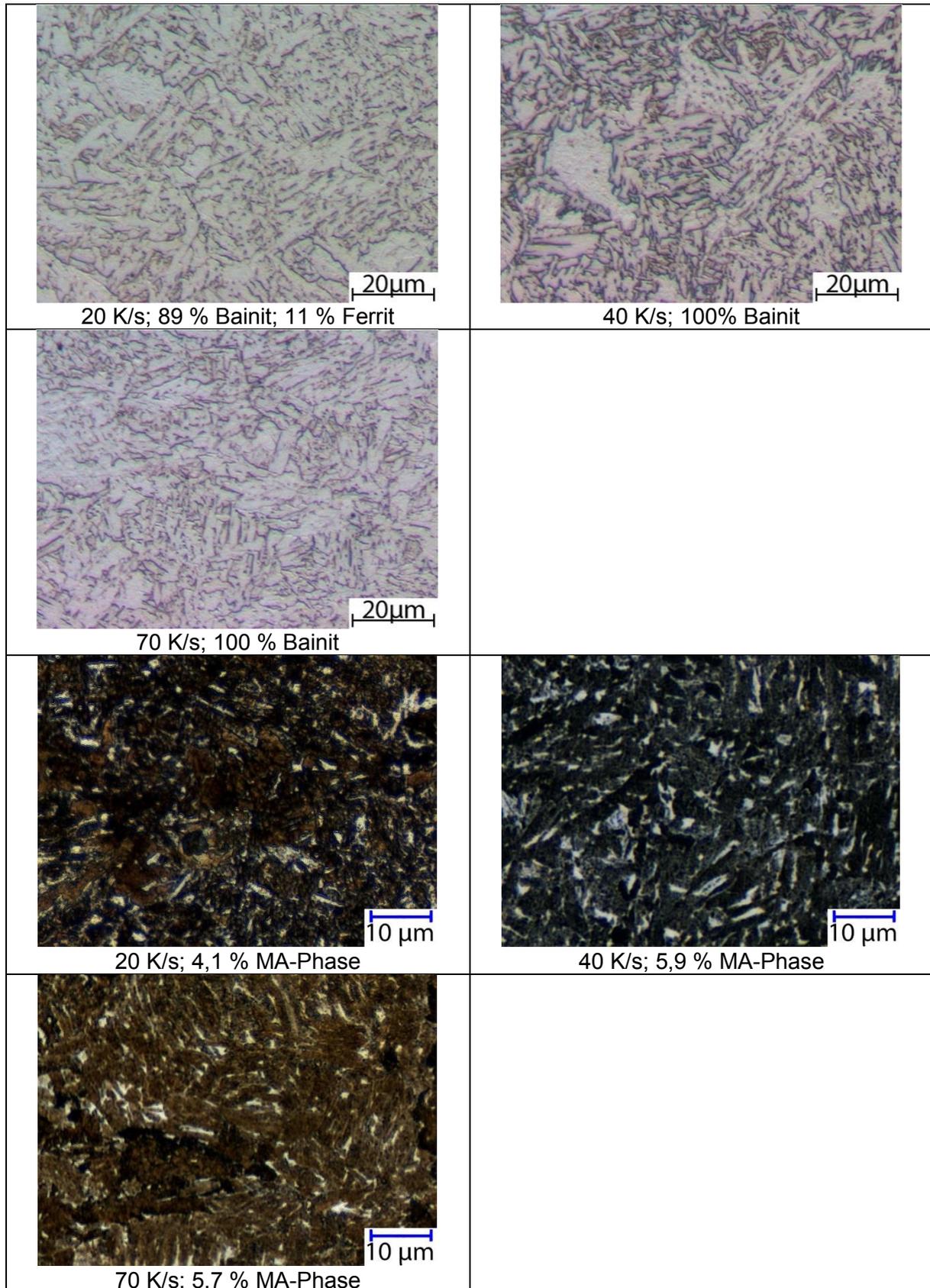


Abbildung 100 – Gefüge von Stahl St2 nach Umformung bei 1100 und 900 °C

Umform- Zeit- Temperatur- Umwandlungsschaubild													
Werkstoff-Nr. : St3													
Kurzname:							Schmelze:						
Chemische Zusammensetzung [Masseanteil in %] Schmelze <input type="checkbox"/> Stück <input type="checkbox"/>													
C	Si	Al	Mn	Nb	Ti	Ni	V	Mo	Cu				
0,059	0,607	0,032	1,810	0,023	0,066	0,048	0,003	0,105	0,014				
Abmessung Werkstück : Probe : [mm] Probenentnahmeort: Lage:													
Vorbereitung:													
Austenitisierung													
Wärmedauer : 250 [s]													
Temperatur : 1250 [°C]													
Haltezeit : 300 [s]													
Ac1 : 728 [°C]			Ac3 : 901 [°C]			Ms : 457 [°C]							
Actb : --- [°C]			Actc : --- [°C]										
Austenitkorngröße nach DIN 50601													
nach Austenitisierung, vor Umformung : 120,1 µm													
nach der letzten Rekristallisation :													
Umformparameter:													
Stich	tk	[s]	Tu	[°C]	Eps	[%]	ti	[s]					
1		75		1000.0		49.0		10					
2		65		970.0		35.0		10					
3													
4													
5													
6													
7													
8													

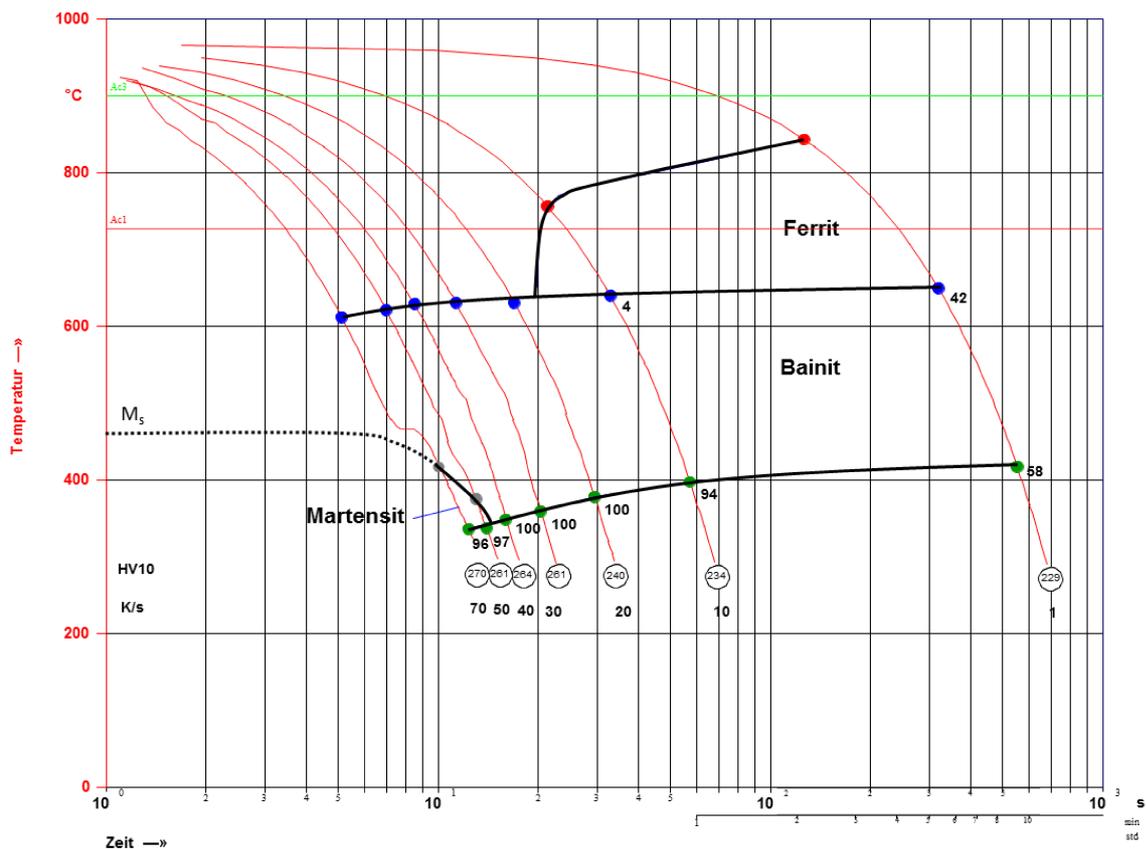


Abbildung 101 – UZTU-Schaubild von Stahl St3 nach Umformung bei 1000 °C und 970 °C

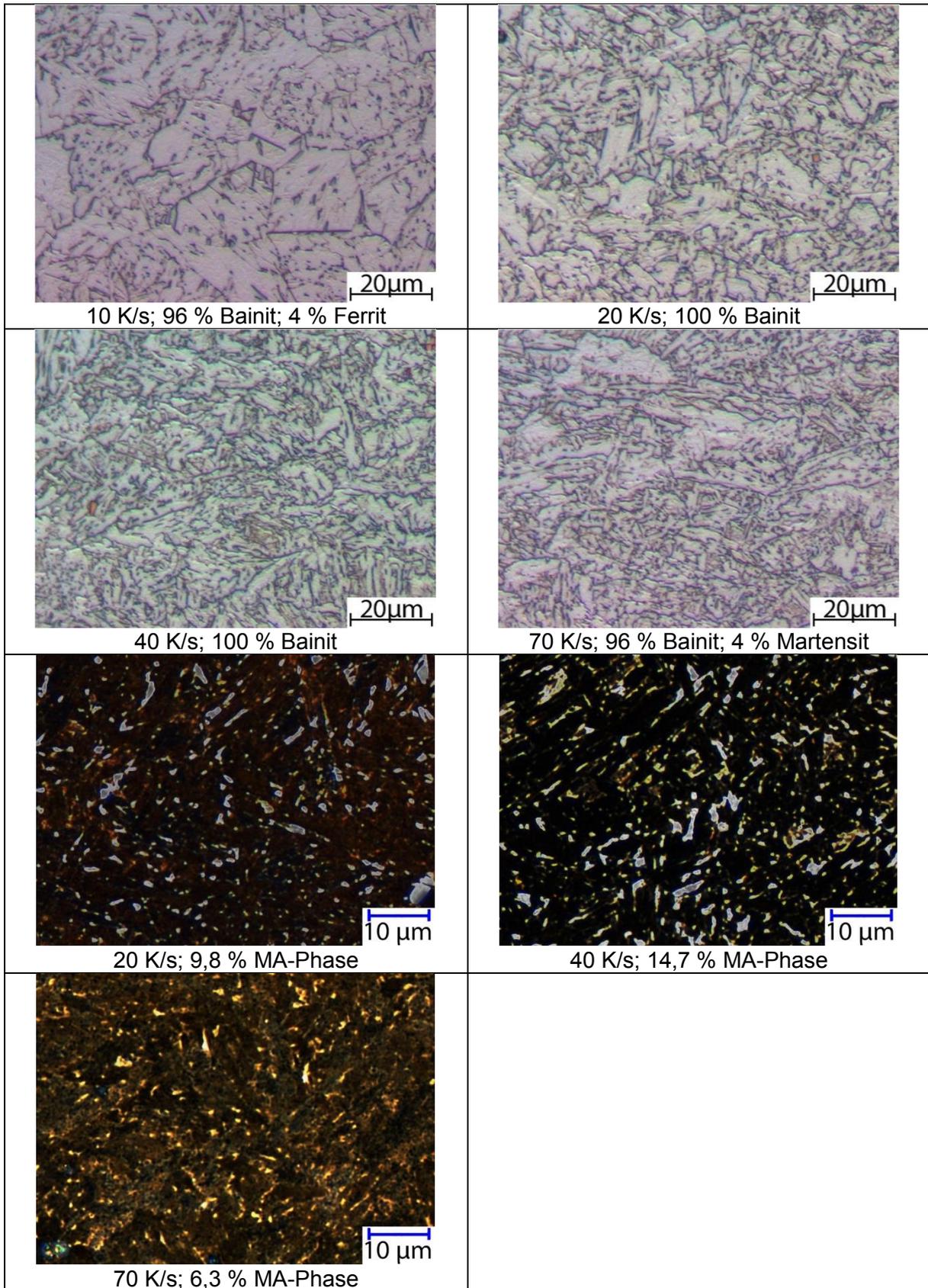
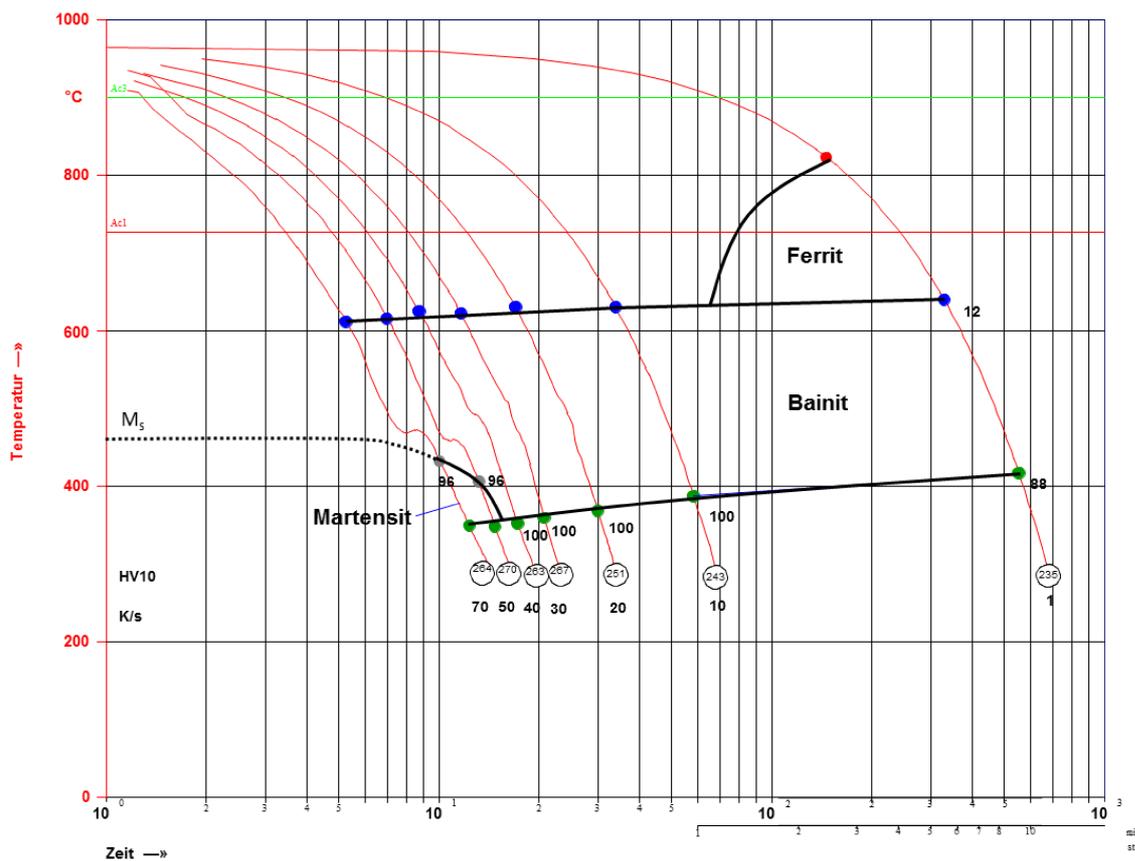


Abbildung 102 – Gefüge von Stahl St3 nach Umformung bei 1000 und 970 °C

Umform- Zeit - Temperatur - Umwandlungsschaubild													
Werkstoff-Nr. : St3													
Kurzname:							Schmelze:						
Chemische Zusammensetzung [Masseanteil in %] Schmelze <input type="checkbox"/> Stück <input type="checkbox"/>													
C	Si	Al	Mn	Nb	Ti	Ni	V	Mo	Cu				
0,059	0,607	0,032	1,810	0,023	0,066	0,048	0,003	0,105	0,014				
Abmessung Werkstück : Probe: [mm] Probenentnahmeort: Lage:													
Vorbehandlung:													
Austenitisierung													
Wärmedauer: 250 [s]													
Temperatur: 1250 [°C]													
Haltdauer: 300 [s]													
Ac1: 728 [°C]				Ac3: 901 [°C]				Ms: 457 [°C]					
Ac1b: --- [°C]				Ac1e: --- [°C]									
Austenitkorngröße nach DIN 60601													
nach Austenitisierung, vor Umformung: 120,1 µm													
nach der letzten Rekristallisation:													
Umformparameter:													
Stich	tk	[s]	Tu	[°C]	Eps	[%]	ti	[s]					
1		75		1100.0		49.0		10					
2		65		970.0		35.0		10					
3													
4													
5													
6													
7													
8													



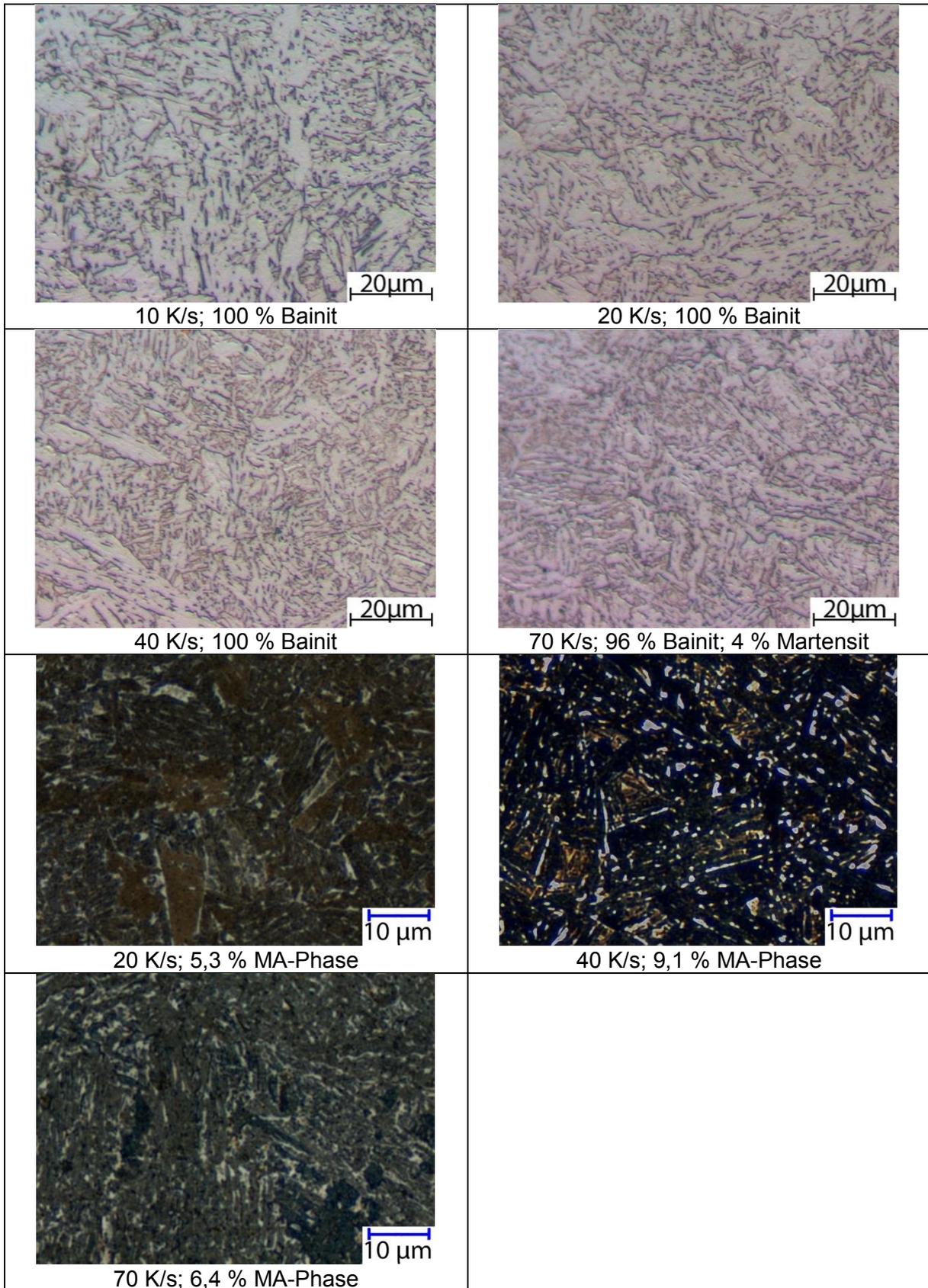


Abbildung 104 – Gefüge von Stahl St3 nach Umformung bei 1100 und 970 °C

Umform- Zeit- Temperatur- Umwandlungsschaubild														
Werkstoff-Nr. : St3														
Kurzname:							Schmelze:							
Chemische Zusammensetzung [Masseanteil in %] Schmelze <input type="checkbox"/> Stück <input type="checkbox"/>														
C	Si	Al	Mn	Nb	Ti	Ni	V	Mo	Cu					
0,059	0,607	0,032	1,810	0,023	0,066	0,048	0,003	0,105	0,014					
Abmessung Werkstück : Probe : [mm] Probenentnahmort: Lage:														
Vorbereitung:														
Austenitisierung														
Wärmedauer: 250 [s]														
Temperatur: 1250 [°C]														
Haltdauer: 300 [s]														
Ac1 : 728 [°C]			Ac3 : 901 [°C]			Ms : 457 [°C]								
Ac1b : ---- [°C]			Ac1e : ---- [°C]											
Austenitkorngröße nach DIN 50601														
nach Austenitisierung, vor Umformung : 120,1 µm														
nach der letzten Rekristallisation :														
Umformparameter:														
Stich	tk	[s]	Tu	[°C]	Eps	[%]	ti	[s]						
1		75		1100.0		49.0		10						
2		65		900.0		35.0		10						
3														
4														
5														
6														
7														
8														

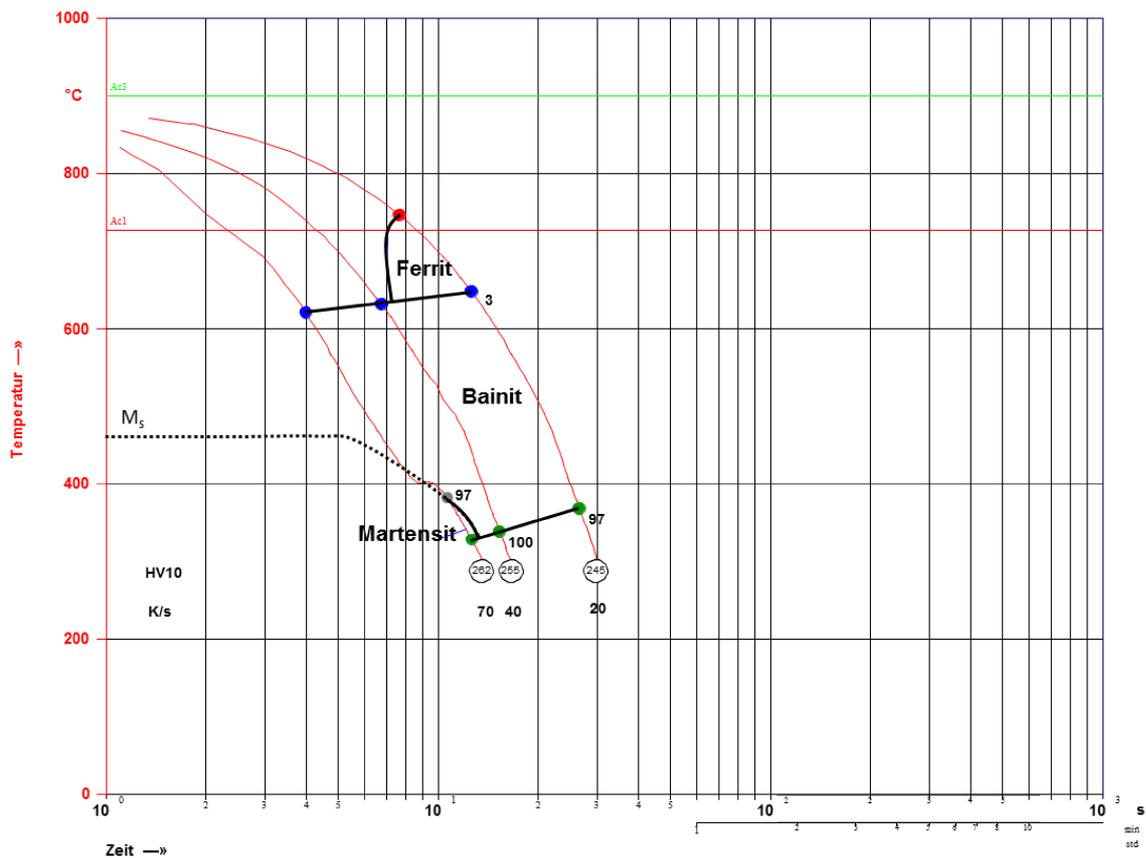


Abbildung 105 – UZTU-Schaubild von Stahl St3 nach Umformung bei 1100 und 900 °C

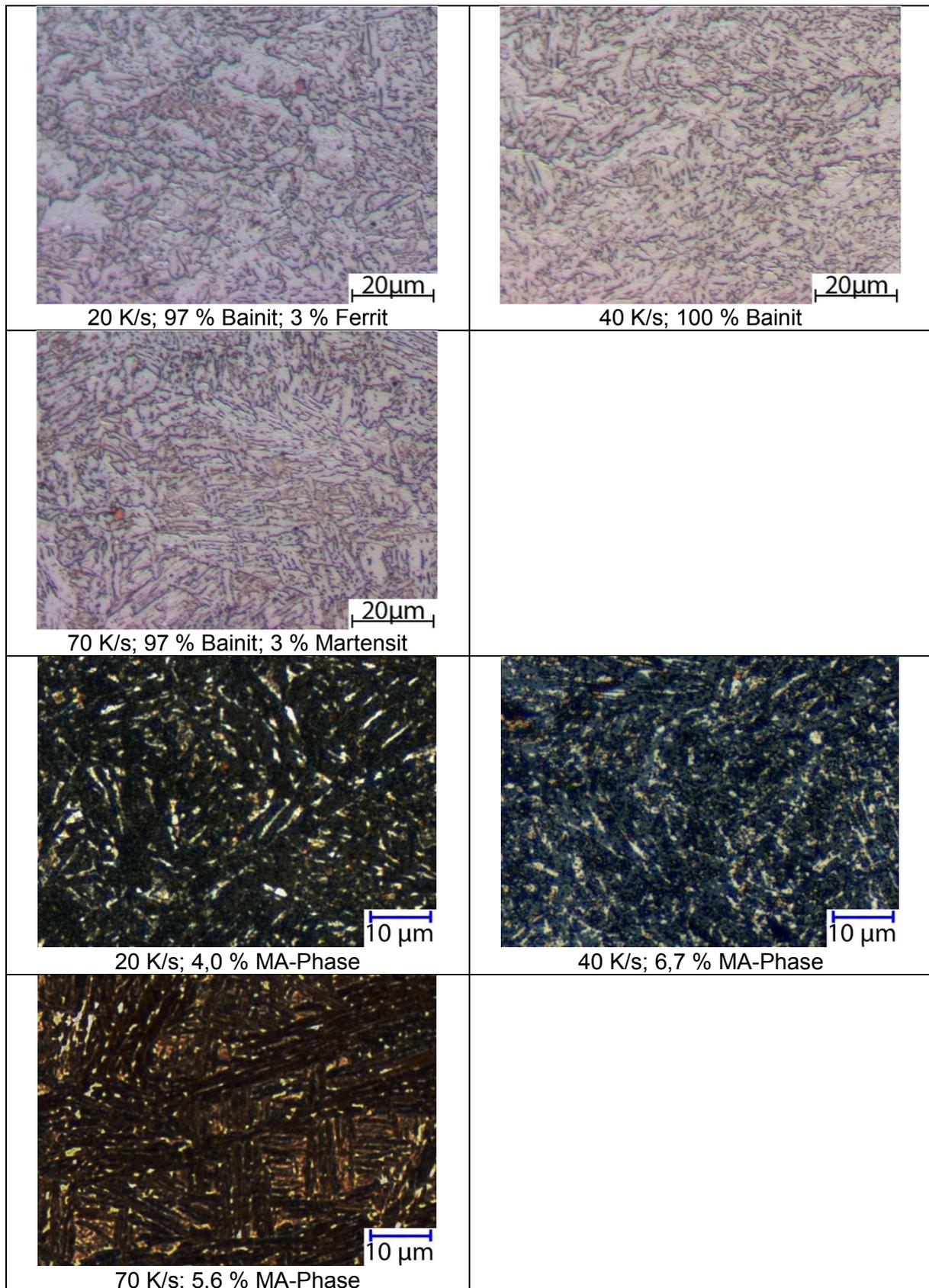


Abbildung 106 – Gefüge von Stahl St3 nach Umformung bei 1100 und 900 °C

Umform- Zeit- Temperatur- Umwandlungsschaubild													
Werkstoff-Nr. : St4													
Kurzname:							Schmelze:						
Chemische Zusammensetzung [Masseanteil in %] Schmelze <input type="checkbox"/> Stück <input type="checkbox"/>													
C	Si	Al	Mn	Nb	Ti	Ni	V	Mo	Cu				
0,059	0,397	0,049	1,815	0,024	0,072	0,050	0,003	0,104	0,014				
Abmessung Werkstück : Probe: [mm] Probenentnahmort: Lage:													
Vorbereitung:							Umformparameter:						
Austenitisierung							Stich						
Wärmedauer: 250 [s]							tk [s]						
Temperatur: 1250 [°C]							Tu [°C]						
Haltdauer: 300 [s]							Eps [%]						
Ac1: 725 [°C] Ac3: 900 [°C] Ms: 457 [°C]							ti [s]						
Ac1b: ---- [°C] Ac1e: ---- [°C]													
Austenitkorngröße nach DIN 50601													
nach Austenitisierung, vor Umformung: 117,5 µm													
nach der letzten Rekristallisation:													
							1						
							2						
							3						
							4						
							5						
							6						
							7						
							8						

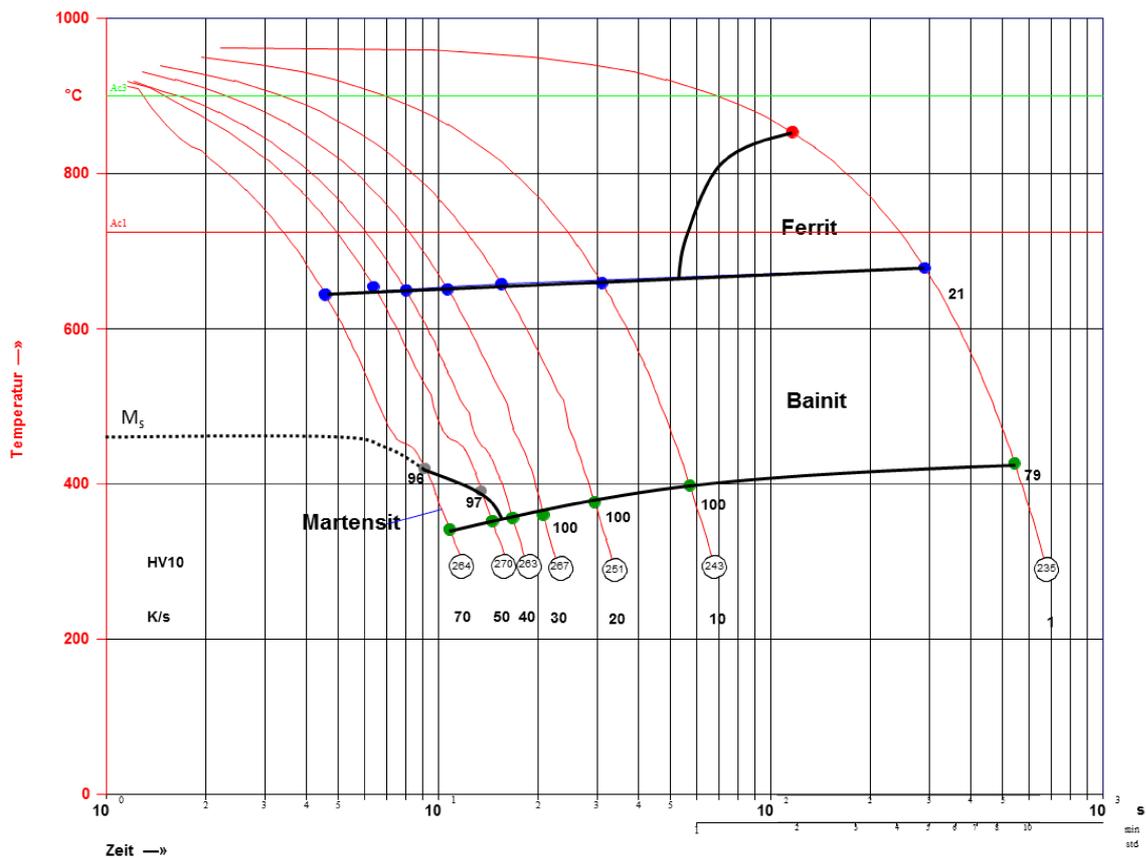


Abbildung 107 – UZTU-Schaubild von Stahl St4 nach Umformung bei 1000 und 970 °C

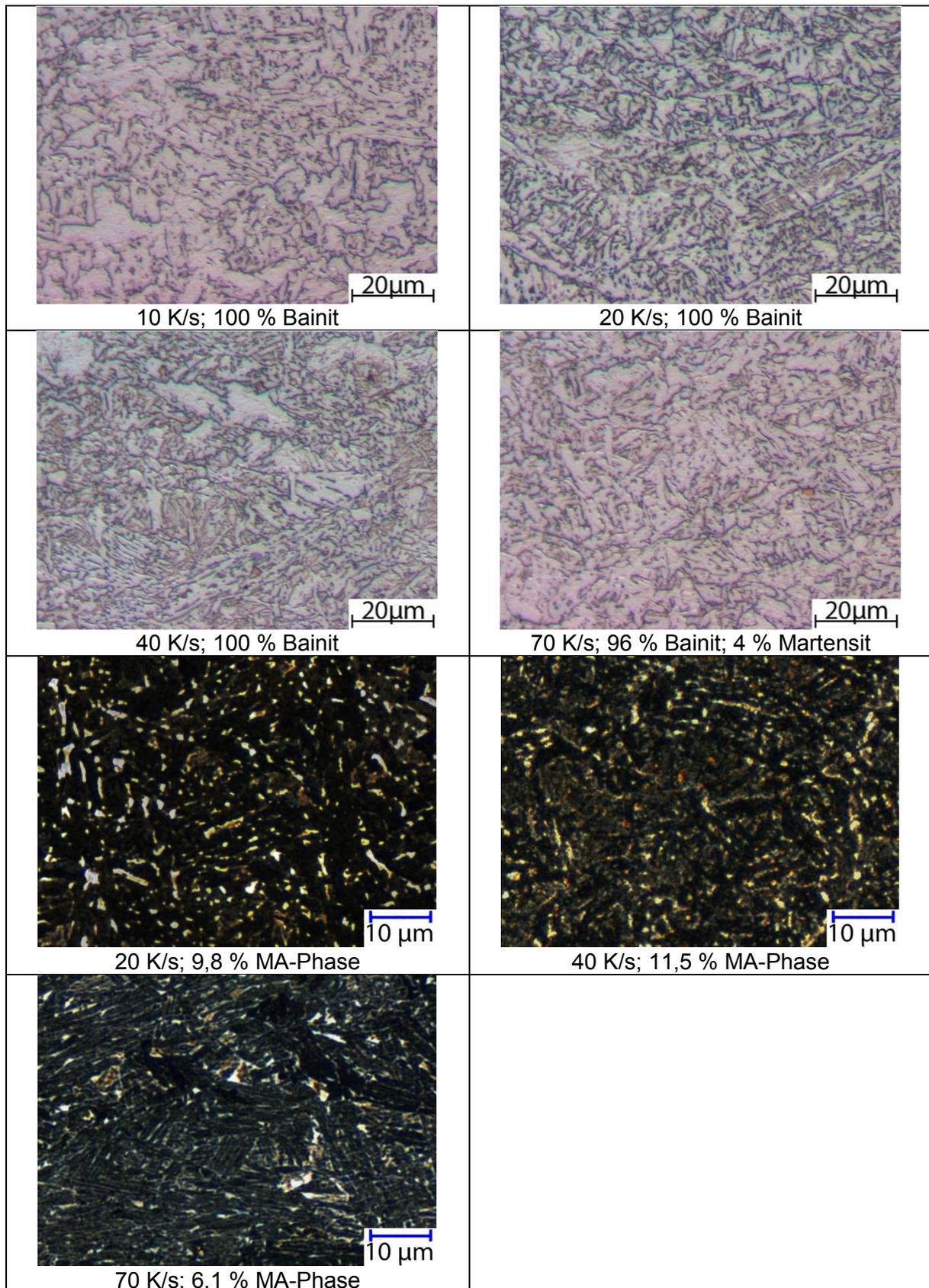


Abbildung 108 – Gefüge von Stahl St4 nach Umformung bei 1000 und 970 °C

Umform- Zeit- Temperatur- Umwandlungsschaubild														
Werkstoff-Nr. : St4						Schmelze:								
Kurzname:						Schmelze:								
Chemische Zusammensetzung [Masseanteil in %] Schmelze <input type="checkbox"/> Stück <input type="checkbox"/>														
C	Si	Al	Mn	Nb	Ti	Ni	V	Mo	Cu					
0,059	0,397	0,049	1,815	0,024	0,072	0,050	0,003	0,104	0,014					
Abmessung Werkstück : Probe : [mm] Probenentnahmort: Lage:														
Vorbehandlung:						Umformparameter:								
Austenitisierung						Stich	tk	[s]	Tu	[°C]	Eps	[%]	ti	[s]
Wärmedauer: 250 [s]						1		75		1100.0		49.0		10
Temperatur: 1250 [°C]						2		65		970.0		35.0		10
Haltedauer: 300 [s]						3								
Ac1 : 725 [°C] Ac3 : 900 [°C] Ms : 457 [°C]						4								
Ac1b : ---- [°C] Ac1e : ---- [°C]						5								
Austenitkorngröße nach DIN 50801						6								
nach Austenitisierung, vor Umformung : 117,5 µm						7								
nach der letzten Rekristallisation :						8								

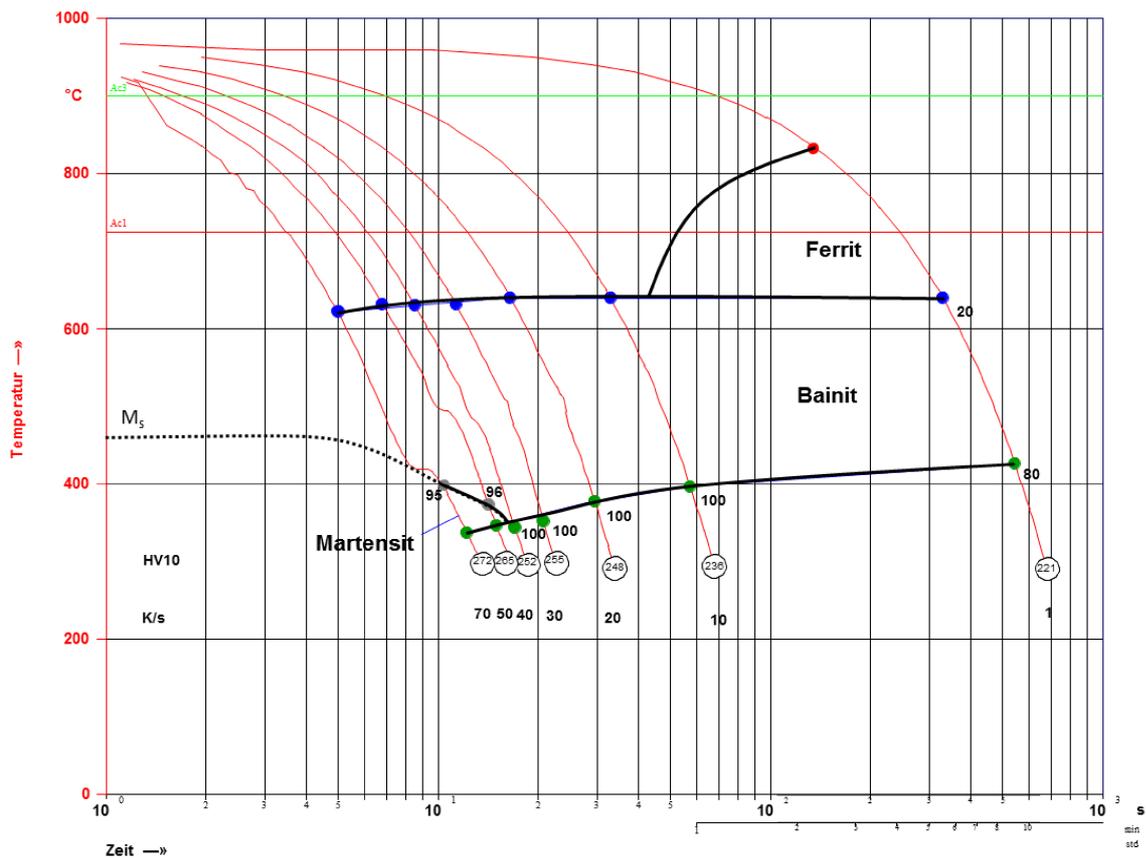


Abbildung 109 – UZTU-Schaubild von Stahl St4 nach Umformung bei 1100 und 970 °C

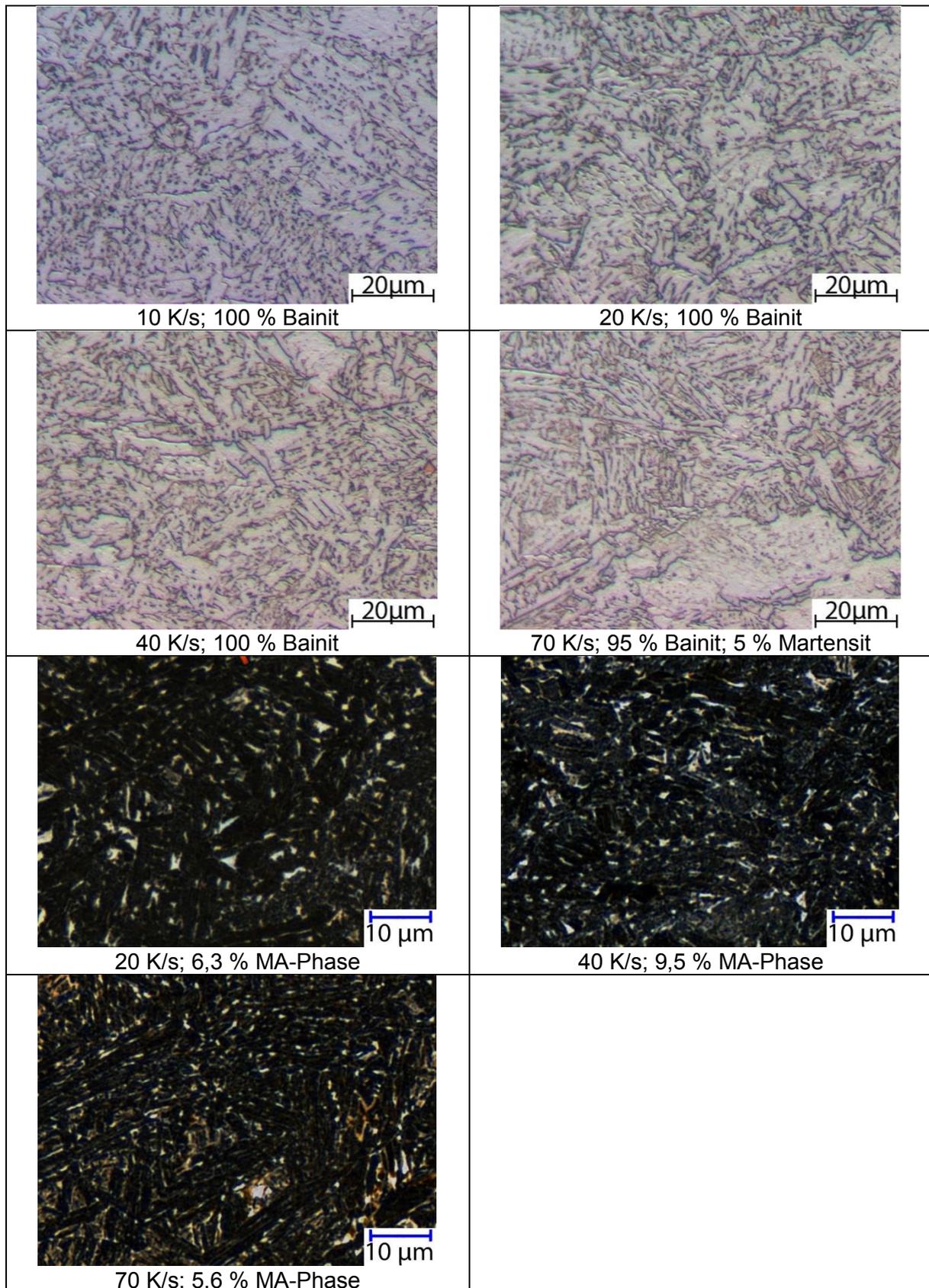


Abbildung 110 – Gefüge von Stahl St4 nach Umformung bei 1100 und 970 °C

Umform- Zeit- Temperatur- Umwandlungsschaubild														
Werkstoff-Nr. : St4														
Kurzname:						Schmelze:								
Chemische Zusammensetzung [Masseanteil in %] Schmelze <input type="checkbox"/> Stück <input type="checkbox"/>														
C	Si	Al	Mn	Nb	Ti	Ni	V	Mo	Cu					
0,059	0,397	0,049	1,815	0,024	0,072	0,050	0,003	0,104	0,014					
Abmessung Werkstück : Probe : [mm] Probenentnahmort: Lage:														
Vorbereitung:						Umformparameter:								
Austenitisierung						Stich	tk	[s]	Tu	[°C]	Eps	[%]	ti	[s]
Wärmedauer: 250 [s]						1		75	1100.0	49.0			10	
Temperatur: 1250 [°C]						2		65	900.0	35.0			10	
Haltezeit: 300 [s]						3								
Ac1 : 725 [°C] Ac3 : 900 [°C] Ms : 457 [°C]						4								
Ac1b : ---- [°C] Ac1e : ---- [°C]						5								
Austenitkorngröße nach DIN 50601						6								
nach Austenitisierung, vor Umformung : 117,5 µm						7								
nach der letzten Rekristallisation :						8								

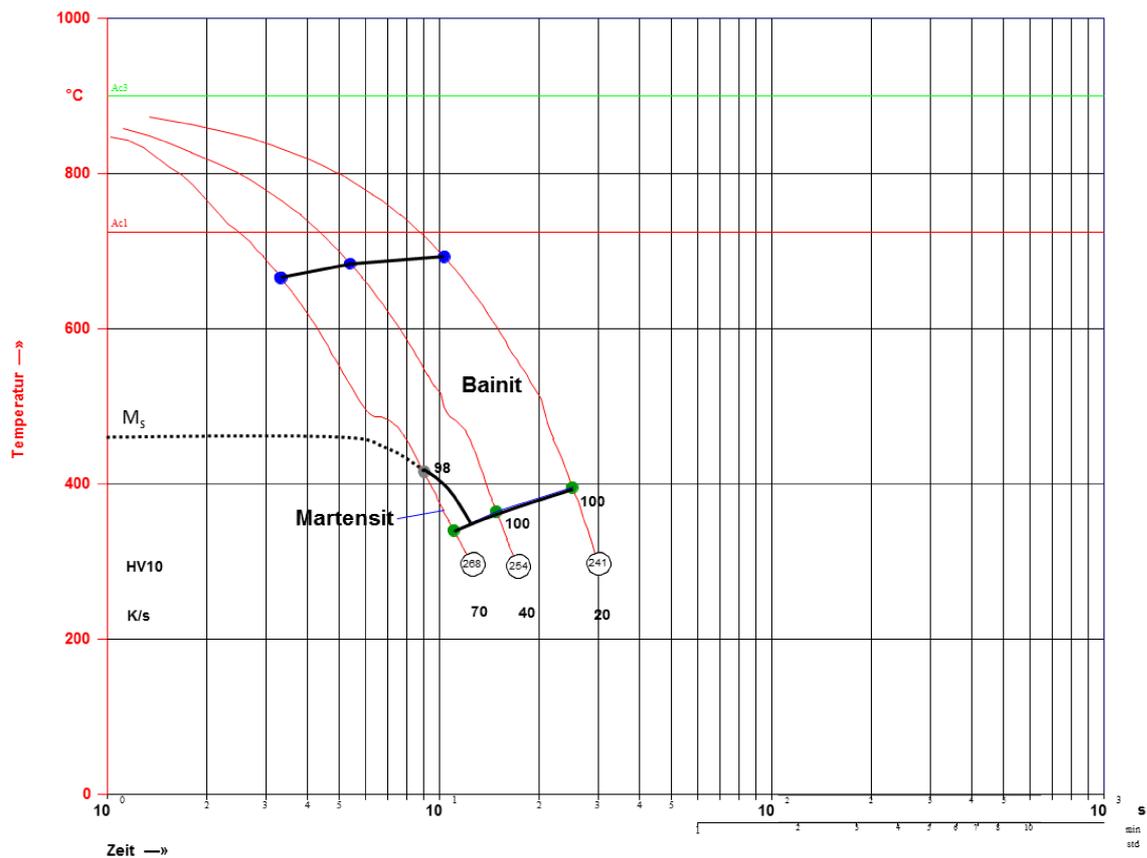


Abbildung 111 – UZTU-Schaubild von Stahl St4 nach Umformung bei 1100 und 900 °C

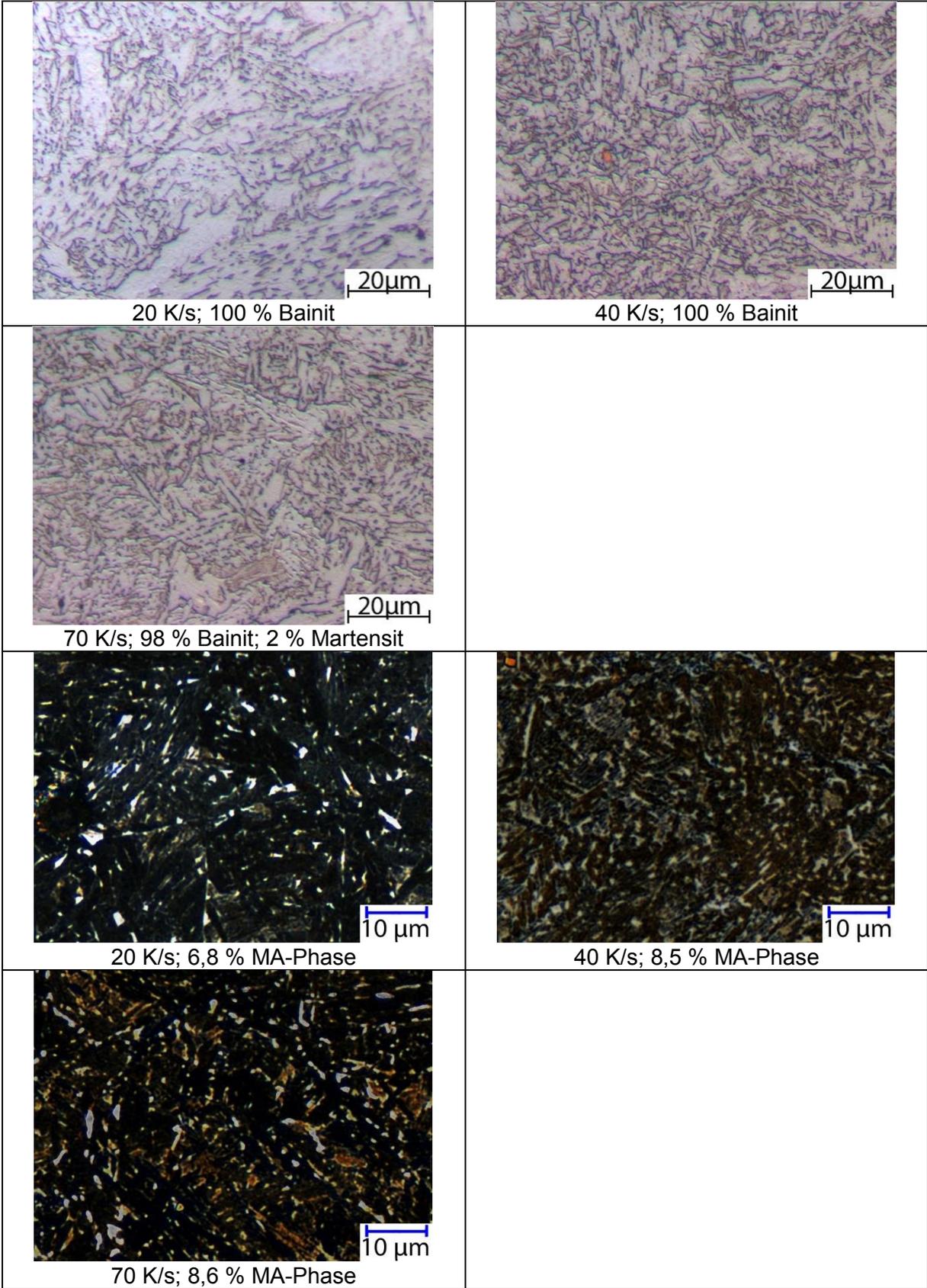


Abbildung 112 – Gefüge von Stahl St4 nach Umformung bei 1100 und 900 °C

10.1.3 Untersuchung des Einflusses der Umformtemperaturen und Abkühlgeschwindigkeit auf die Bildung der MA-Phase

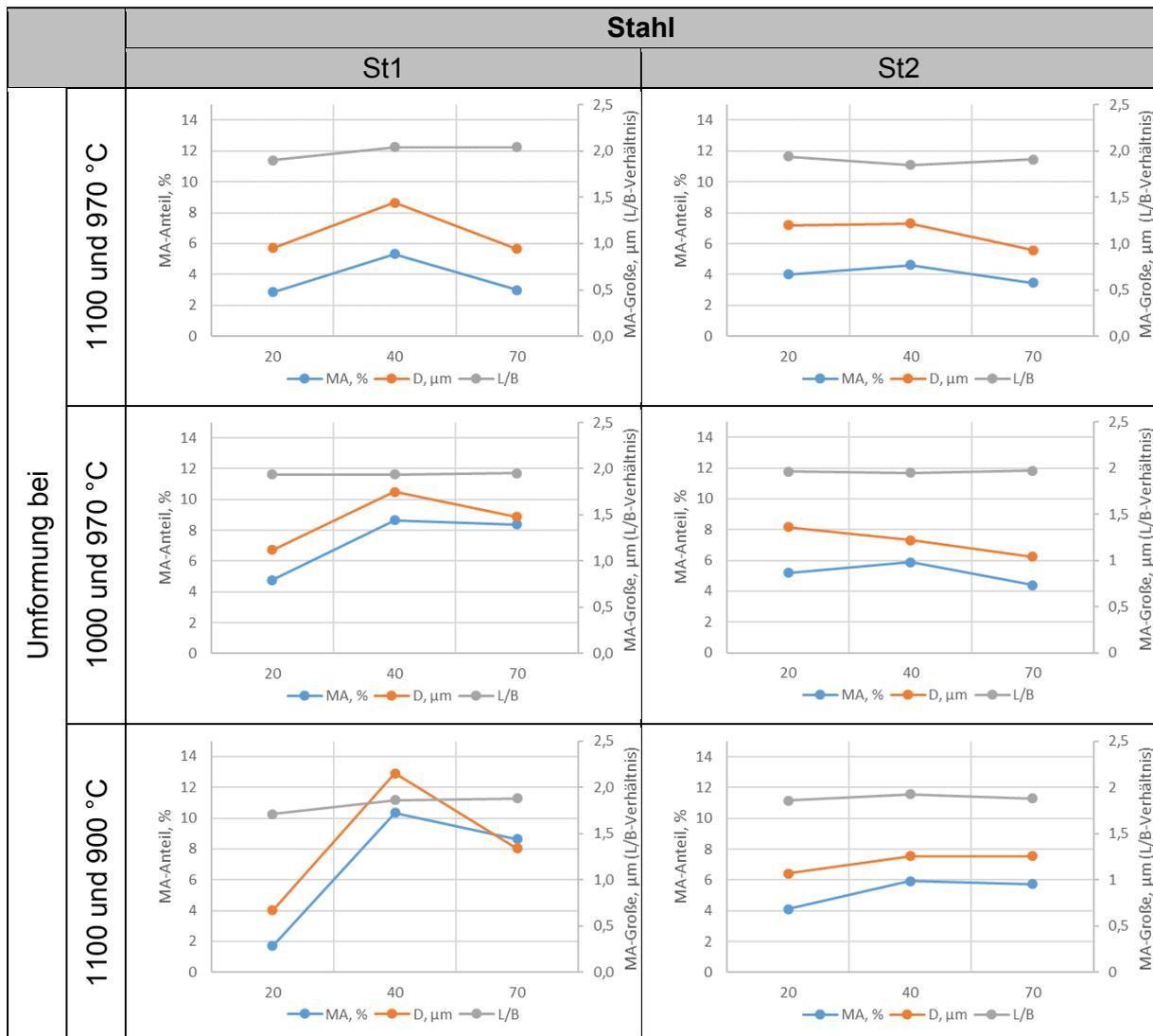


Abbildung 113 – Abhängigkeit der mittleren Größe, des Gehaltes und des Länge-zu-Breite-Verhältnisses der MA-Phase von Abkühlgeschwindigkeit und Umformtemperaturen für Stahl St1 und St2

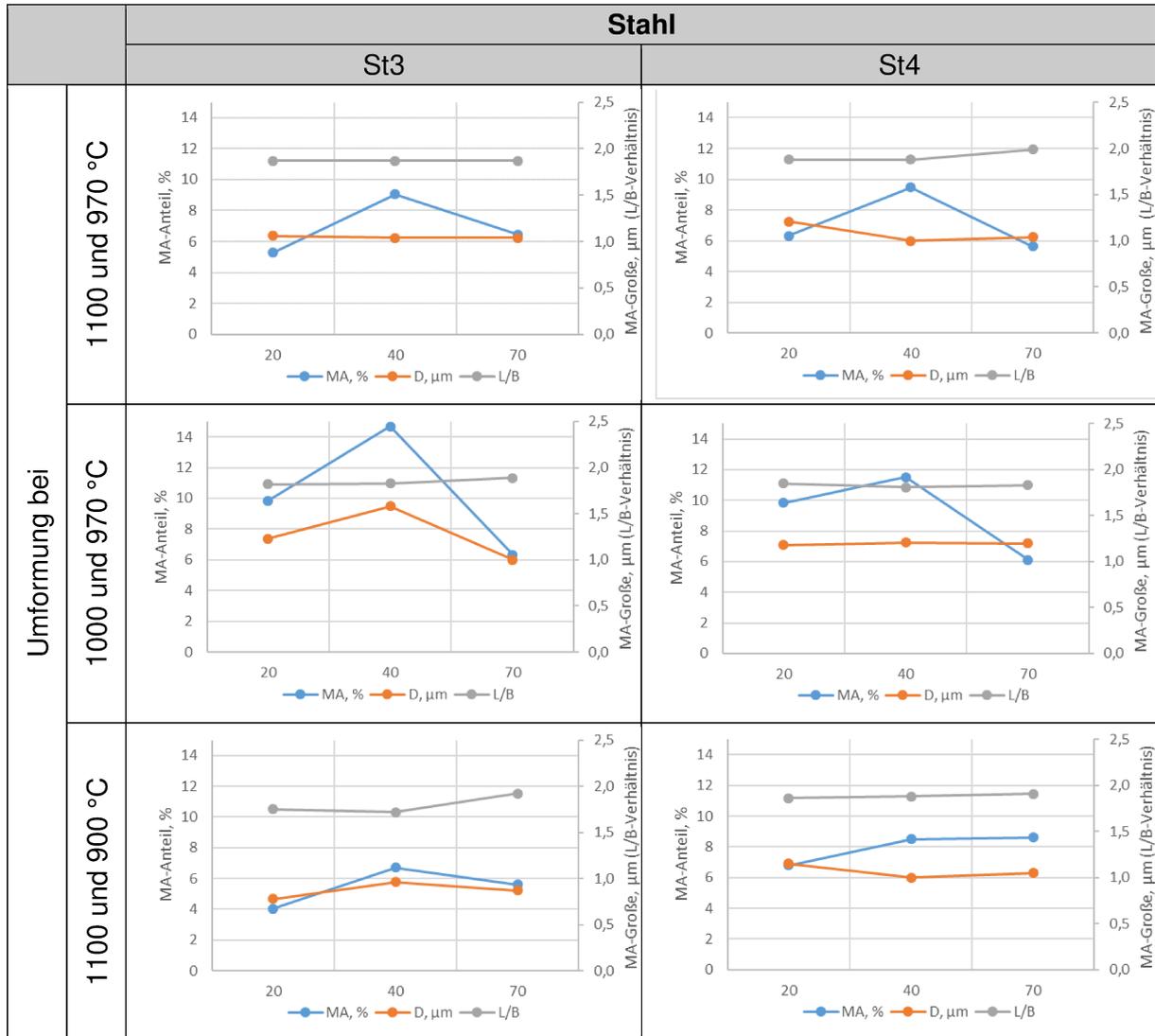


Abbildung 114 – Abhängigkeit der mittleren Größe, des Gehaltes und des Länge-zu-Breite-Verhältnisses der MA-Phase von Abkühlgeschwindigkeit und Umformtemperaturen für Stahl St3 und St4

10.2 Experimentelle Simulation des Warmwalzens mit verschiedenen Wärmebehandlungstechnologien

10.2.1 Beschleunigte Abkühlung von verschiedenen Abkühlstarttemperaturen

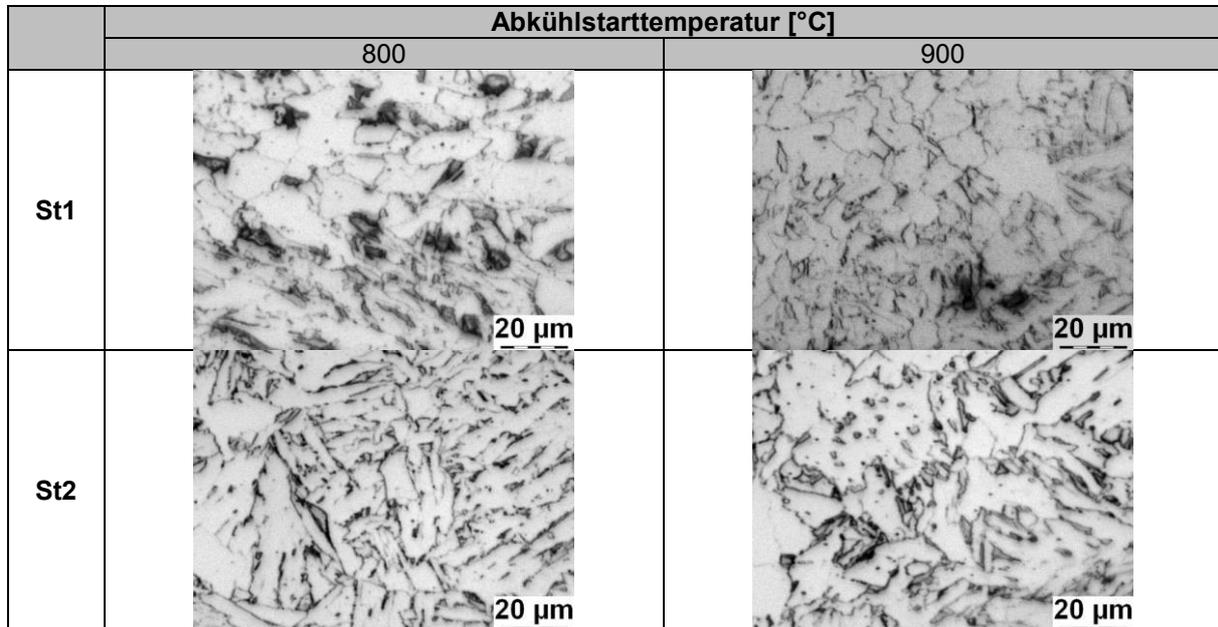


Abbildung 115 – Mikroskopaufnahmen bei Variation der Abkühlstarttemperatur

10.2.2 Beschleunigte Abkühlung mit variiertter Geschwindigkeit bis zu verschiedenen Abkühlstopptemperaturen

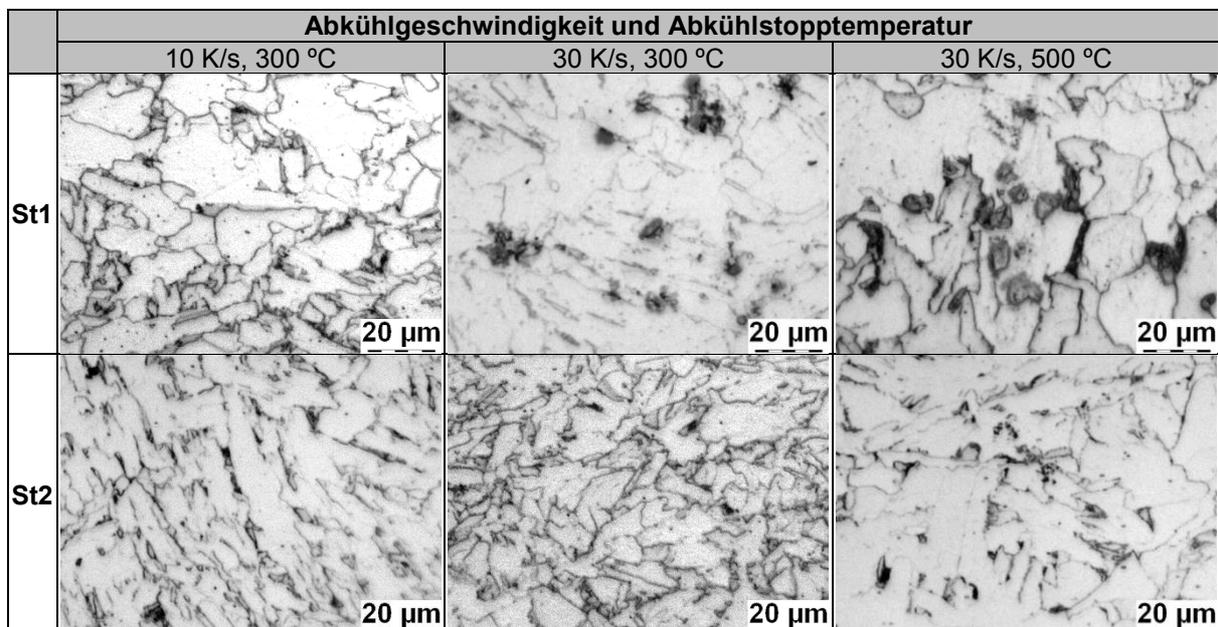


Abbildung 116 – Mikroskopaufnahmen bei Variation von Abkühlstopptemperatur und Abkühlgeschwindigkeit

10.2.3 Beschleunigte Abkühlung mit variiertes Geschwindigkeit bis zum bainitischen Umwandlungsbereich und folgender Auslagerung

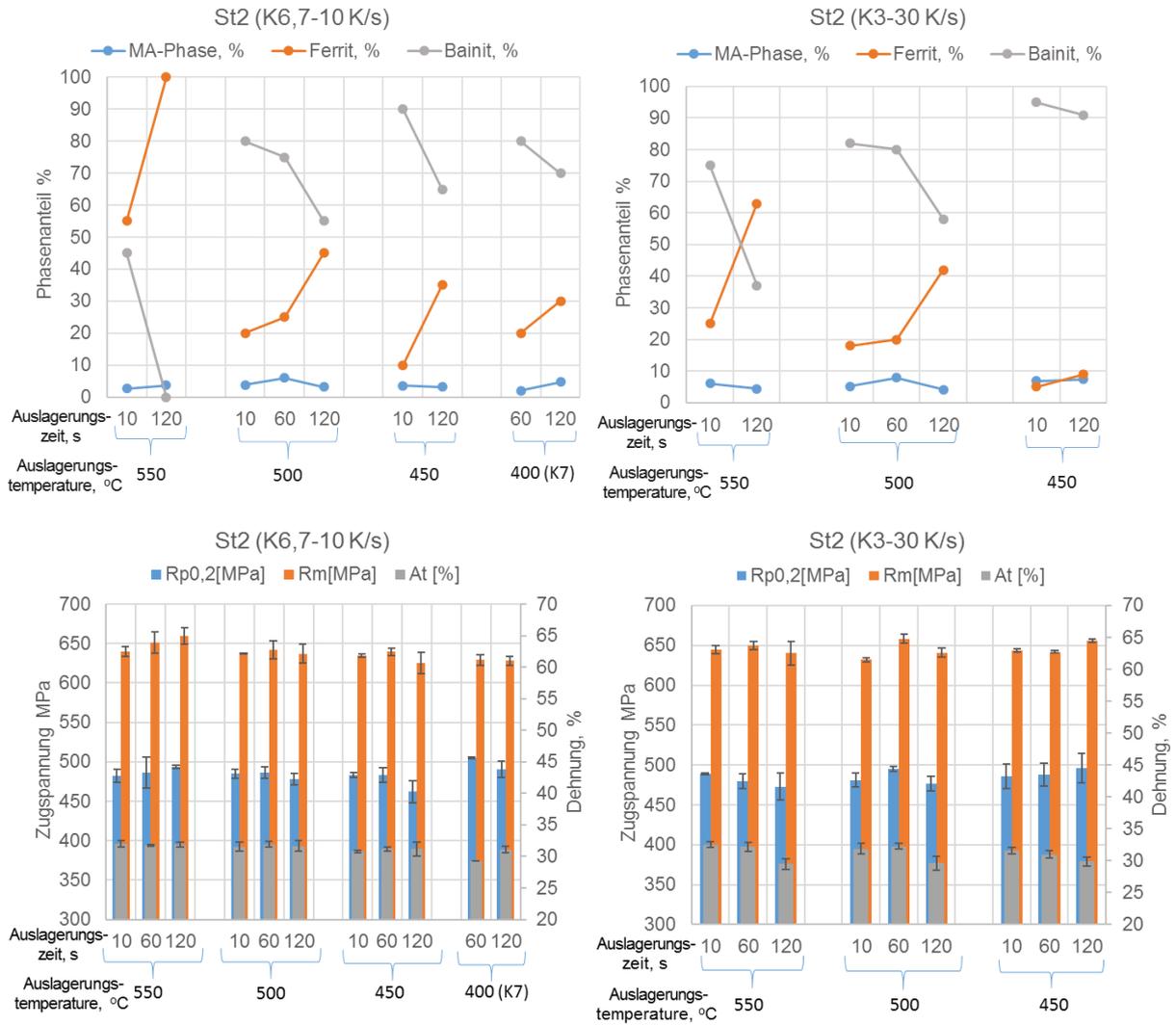


Abbildung 117 – Phasenanteile und Ergebnisse des Zugversuches bei Variation von Abkühlgeschwindigkeit sowie Temperatur und Dauer der Auslagerung für St2

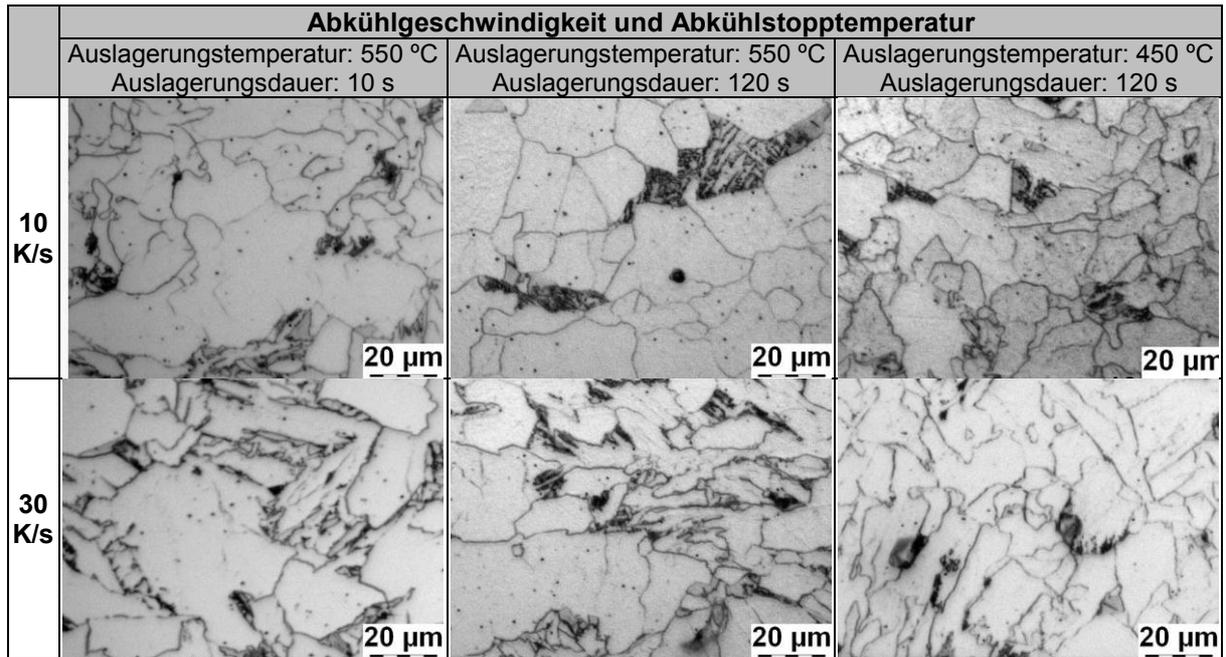


Abbildung 118 – Mikroskopaufnahmen bei Variation der Abkühlgeschwindigkeit sowie Temperatur und Dauer der Auslagerung für St1

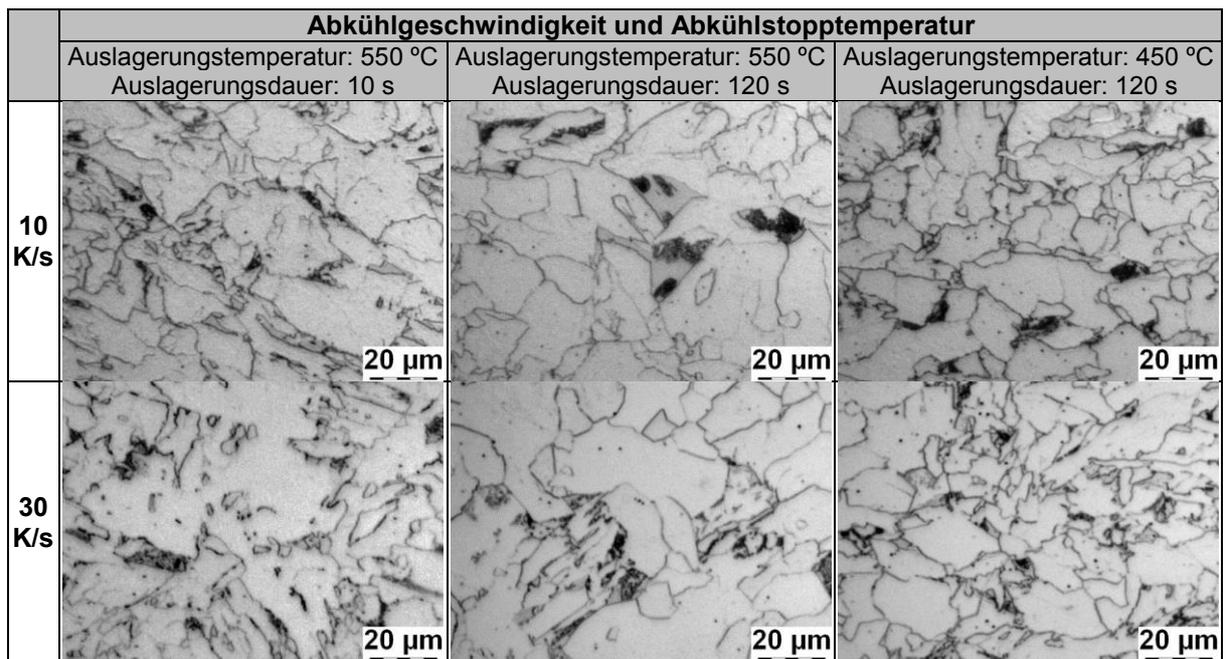


Abbildung 119 – Mikroskopaufnahmen bei Variation der Abkühlgeschwindigkeit sowie Temperatur und Dauer der Auslagerung für St2

Tabelle 17 – Gehalt, mittlerer Äquivalentdurchmesser (D) und Länge zu Breite Verhältnis (L/B) der MA-Phase in der Mikrostruktur von Stahl St2 bei der Variation der Abkühlgeschwindigkeit sowie von Temperatur und Dauer der Auslagerung

Stahl	Abkühlgeschwindigkeit [K/s]	Abkühlstoptemperatur [°C]	Auslagerungsdauer [s]	MA-Phasegehalt [%]	MA-Phase	
					D [µm]	L/B
St2	10	550	10	2,6	1,62	2,02
			60	4,8	2,95	1,94
			120	3,7	2,48	2,20
		500	10	3,8	1,68	1,99
			60	6,0	2,76	1,85
			120	3,2	2,05	1,86
		450	10	3,5	1,74	1,98
			60	3,7	1,59	2,06
			120	3,2	2,95	2,14
		400 (K7)	60	2,0	1,60	1,76
			120	4,7	2,34	1,93
	30	550	60	6,0	1,63	3,98
			120	4,4	2,27	2,05
		500	10	5,2	2,05	1,76
			60	7,9	2,43	1,82
			120	4,2	2,54	1,92
		450	60	6,9	1,71	1,81
120			7,4	2,20	1,73	

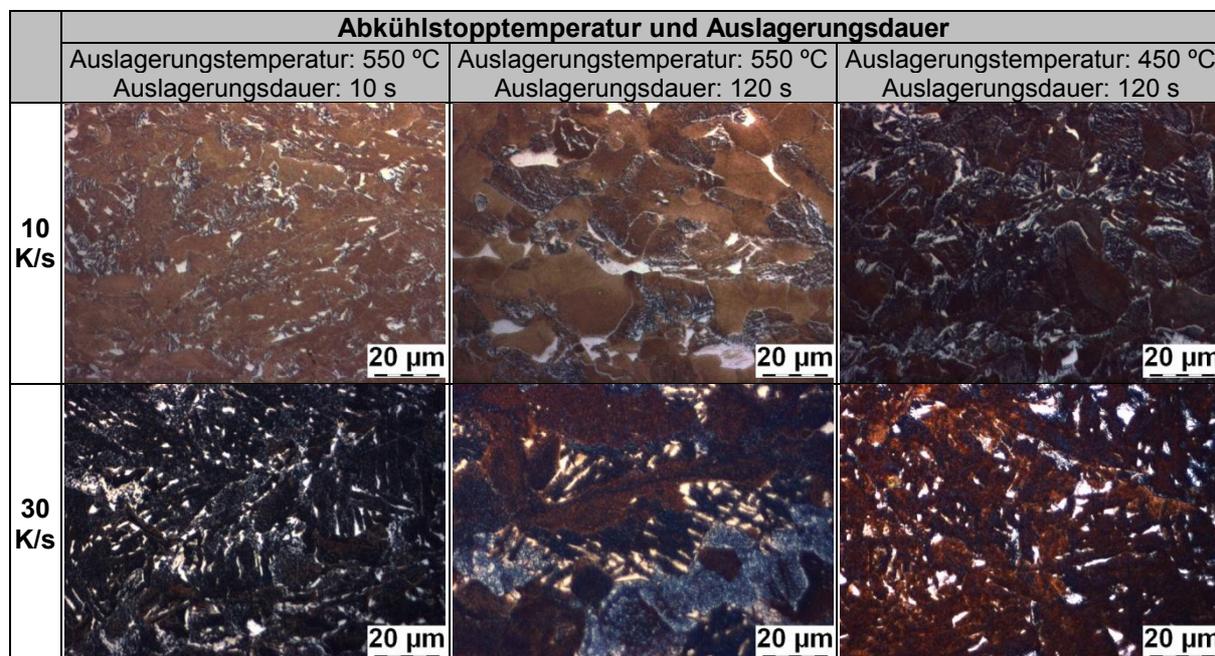


Abbildung 120 – Mikroskopaufnahmen der MA-Phase bei Variation der Abkühlgeschwindigkeit sowie Temperatur und Dauer der Auslagerung für St2

10.2.4 „On-line“ Wärmebehandlung

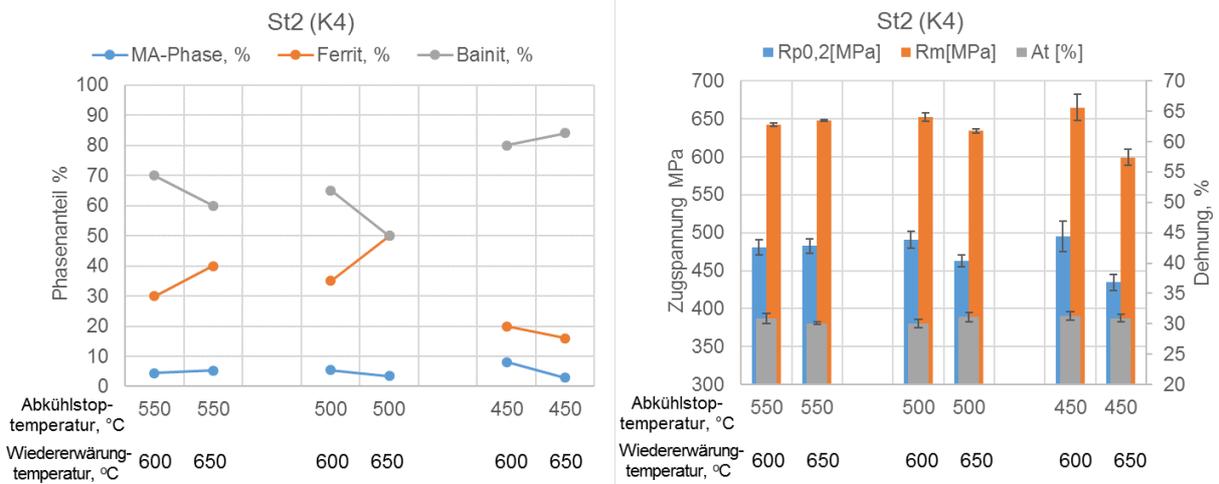


Abbildung 121 – Phasenanteile und Ergebnisse des Zugversuches bei Anwendung der „On-line“ Wärmebehandlung für St2

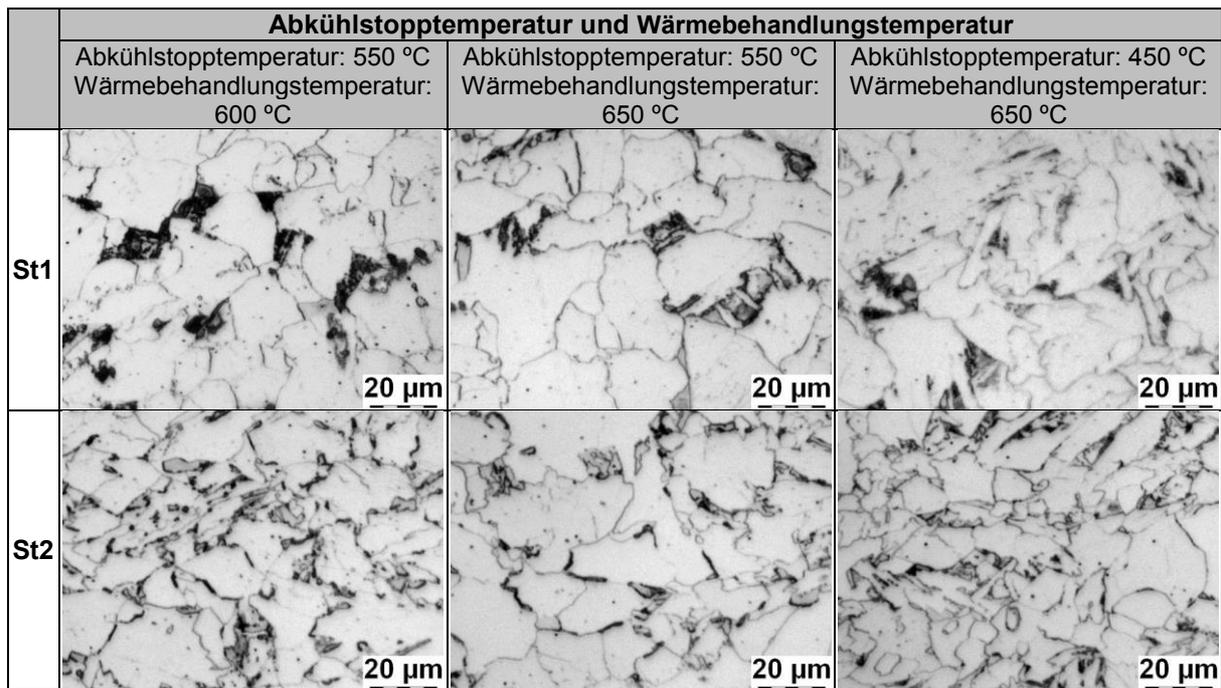


Abbildung 122 – Mikroskopaufnahmen bei Verwendung der „On-line“ Wärmebehandlung

Tabelle 18 – Gehalt, mittlerer Äquivalentdurchmesser (D) und Länge zu Breite Verhältnis (L/B) der MA-Phase in der Mikrostruktur des Stahls St2 bei Anwendung der „On-line“ Wärmebehandlung

Stahl	Abkühlstop-temperatur [°C]	Wärmebehandlungs-temperatur, °C	MA-Phase-gehalt [%]	MA-Phase	
				D [µm]	L/B
St2	550	600	4,5	1,95	1,95
		650	5,2	1,58	2,11
	500	600	5,4	2,41	1,83
		650	3,4	1,66	1,95
	450	600	8,1	3,15	1,92
		650	2,9	1,96	2,06

10.2.5 Wärmebehandlung mit abwechselnder Heizung und Kühlung

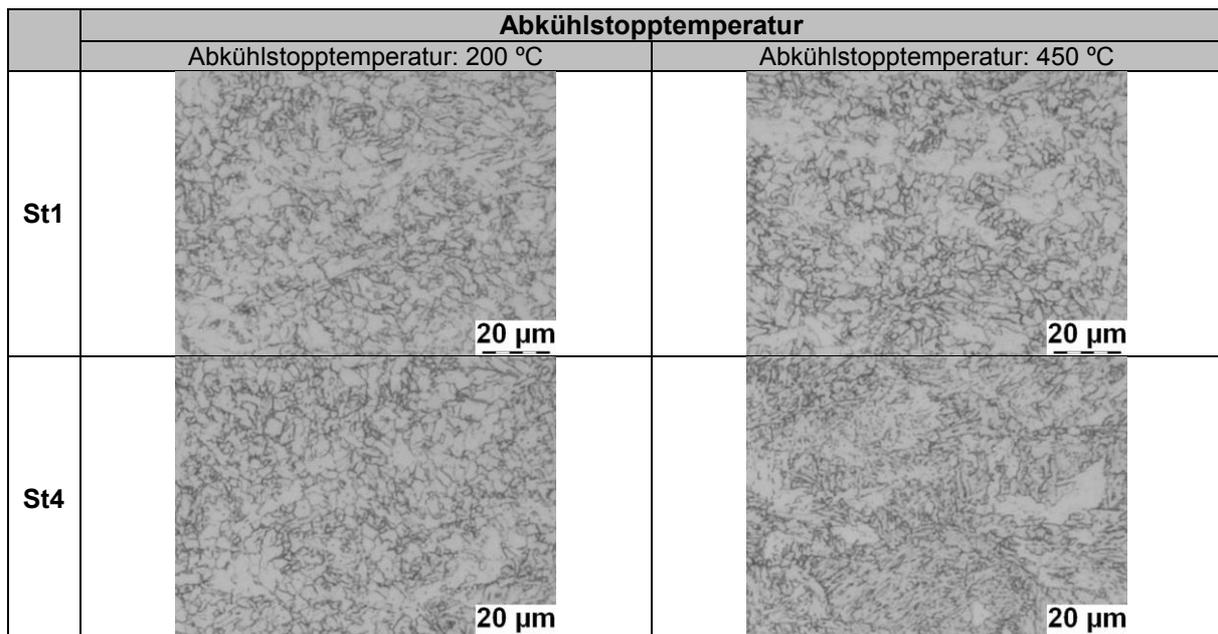


Abbildung 123 – Mikroskopaufnahmen bei Verwendung der Wärmebehandlung mit abwechselnder Heizung und Kühlung

10.2.6 Zusammenfassung der experimentellen Simulation des Warmwalzens

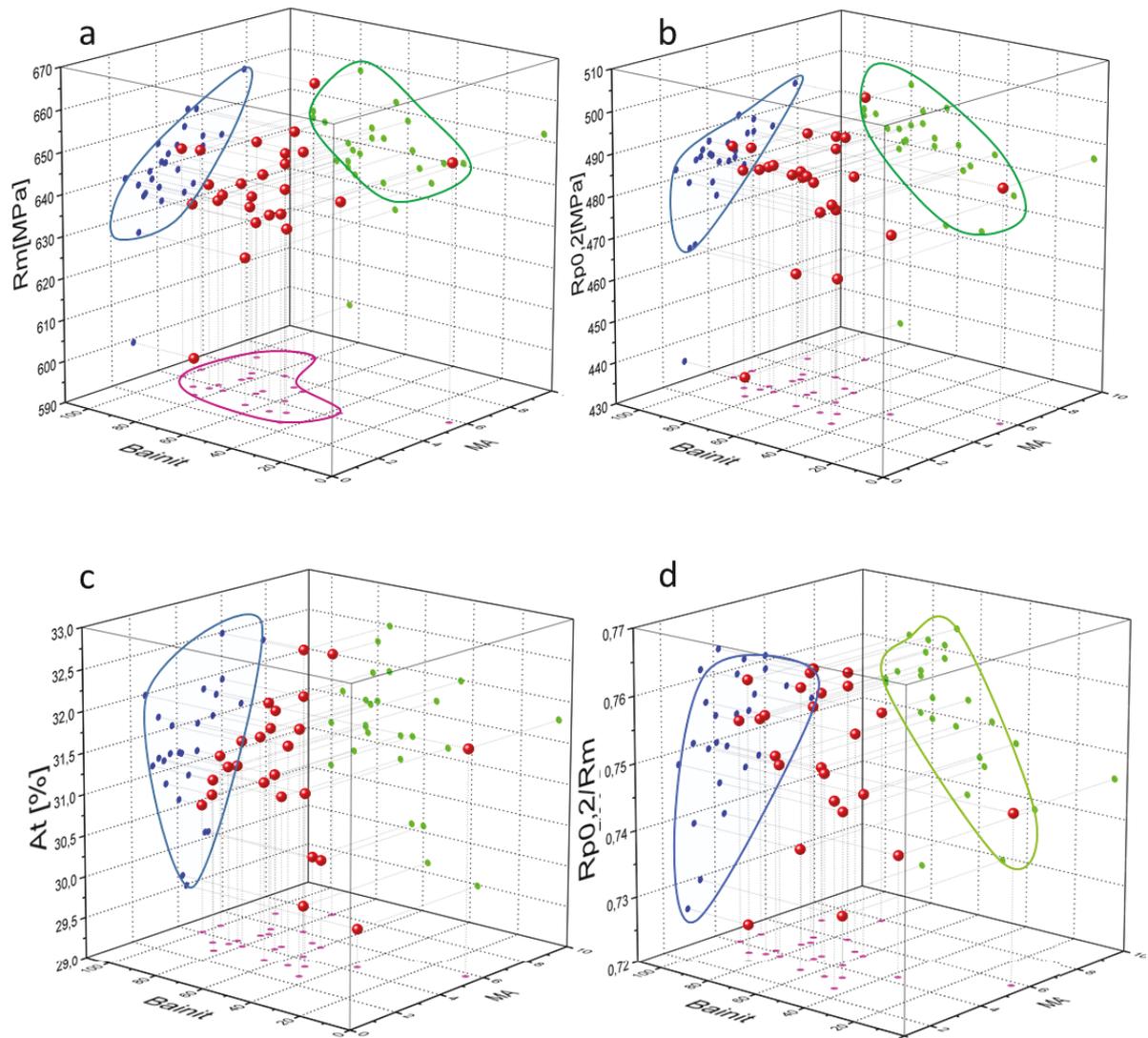


Abbildung 124 – Grafik des Zusammenhangs zwischen dem Gehalt an Bainit, der MA-Phase und den mechanischen Eigenschaften bei Stahl St2

10.3 Laborwalzversuche

10.3.1 Gefügeausbildung

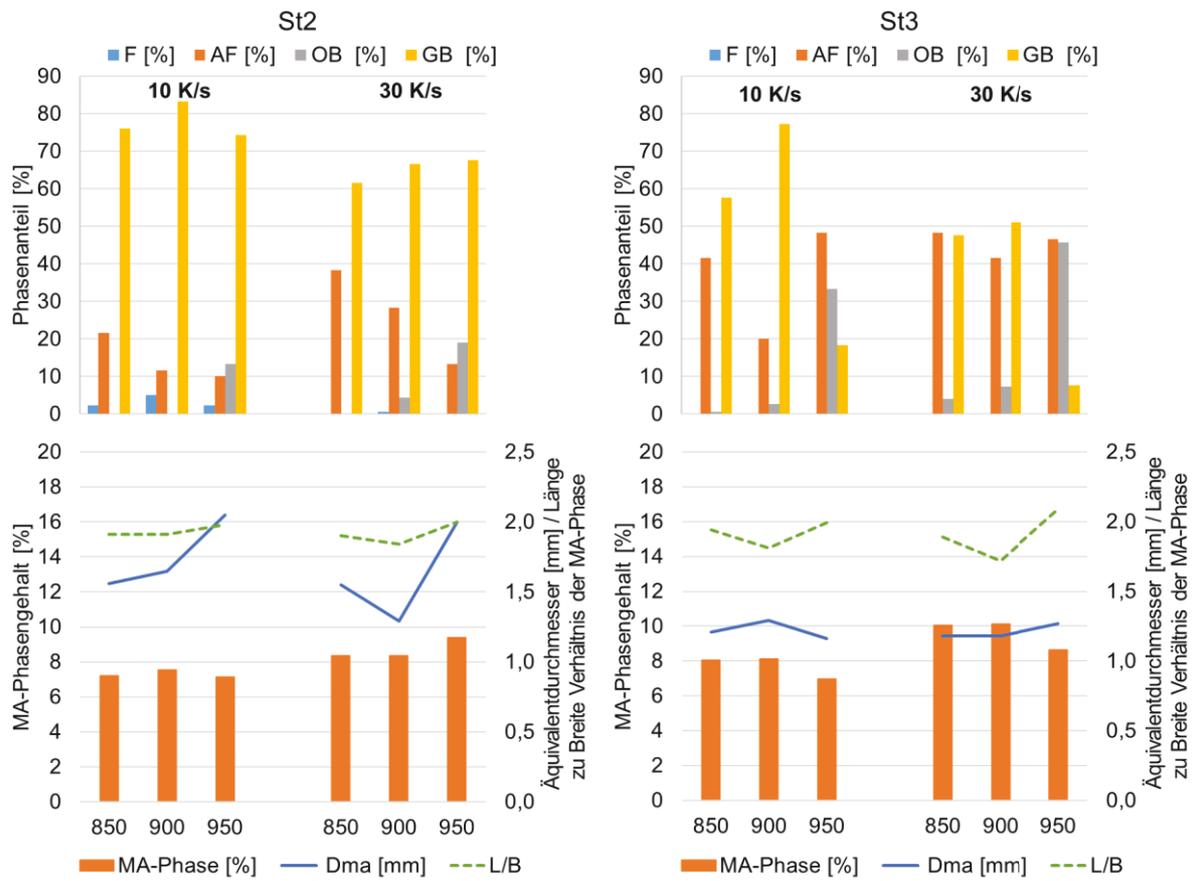


Abbildung 125 - Ergebnisse der MA-Phasen- und Mikrostrukturanalyse der warmgewalzten Bleche an den Beispielen St2 und St3

10.3.2 Mechanische Eigenschaften

Tabelle 19 – Zugversuchsergebnisse und Standardabweichung der Messungen der warmgewalzten Bleche für St2 und St3

Stahl	EWT [°C]	$\dot{\vartheta}$ [K/s]	$R_{p0,2}$ [MPa]	$S_{Rp0,2}$ [MPa]	$R_{t0,5}$ [MPa]	$S_{Rt0,5}$ [MPa]	R_m [MPa]	S_{Rm} [MPa]	$R_{t0,5}/R_m$	A_t [%]	S_{At} [%]
St2	850	10	485,5	3,5	493,0	6,1	669,0	2,8	0,74	31,5	0,2
St2	900	10	453,0	8,5	472,7	2,7	656,0	5,7	0,72	32,8	0,5
St2	950	10	482,5	0,7	498,0	6,0	669,5	7,8	0,74	30,9	2,1
St2	850	30	477,0	11,3	468,7	32,5	665,5	9,2	0,70	27,1	0,9
St2	900	30	516,5	20,5	525,3	21,4	697,5	7,8	0,75	26,1	0,0
St2	950	30	547,5	23,3	553,8	20,0	696,5	9,2	0,80	25,8	1,3
St3	850	10	564,5	7,8	571,5	5,2	785,0	17,0	0,73	27,6	1,1
St3	900	10	535,5	21,9	543,3	18,0	772,5	19,1	0,70	27,8	1,0
St3	950	10	554,5	0,7	562,1	4,3	781,0	1,4	0,72	25,6	0,7
St3	850	30	644,0	29,7	637,5	20,2	815,5	13,4	0,78	24,4	1,2
St3	900	30	638,0	15,6	624,7	11,4	837,0	14,1	0,75	23,6	1,1
St3	950	30	664,0	18,4	656,1	15,1	837,0	8,5	0,78	22,7	0,4

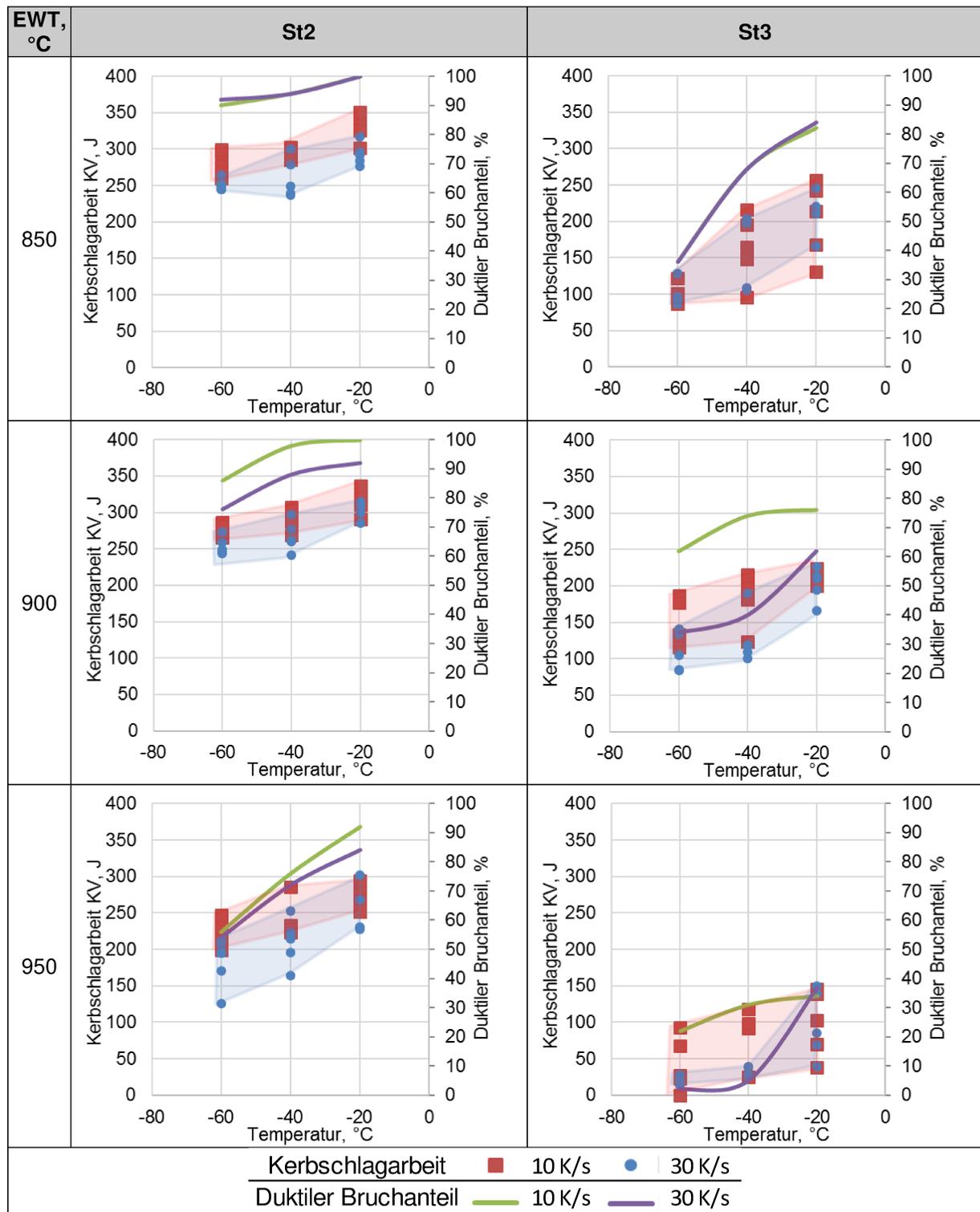


Abbildung 126 – Kerbschlagbiegeversuchsergebnisse der warmgewalzten Bleche für St2 und St3

10.3.3 Auswirkung der Mikrostruktur und MA-Phase auf die mechanischen Eigenschaften

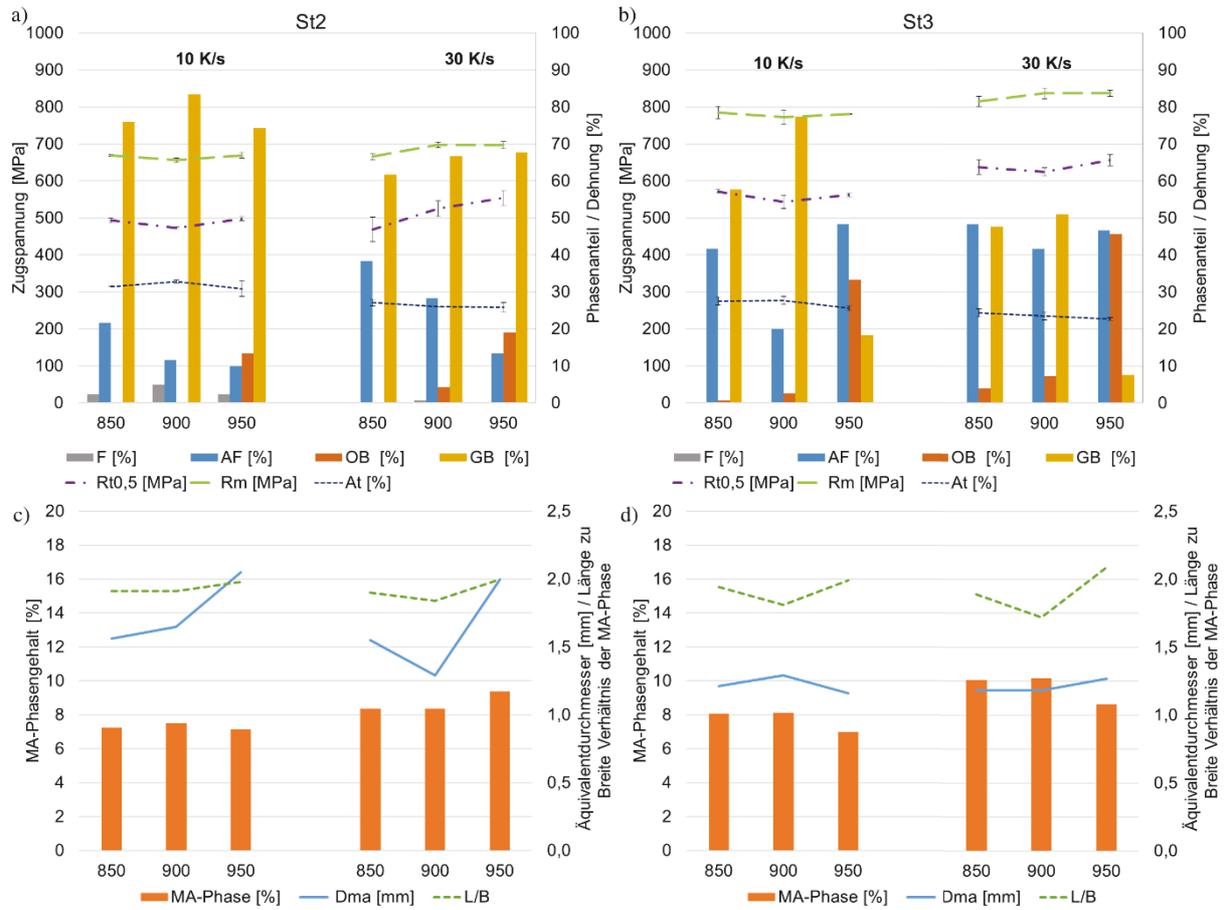


Abbildung 127 – Ergebnisse des Zugversuchs im Vergleich mit den Ergebnissen der Mikrostruktur- und MA-Phasenanalyse für St2 und St3

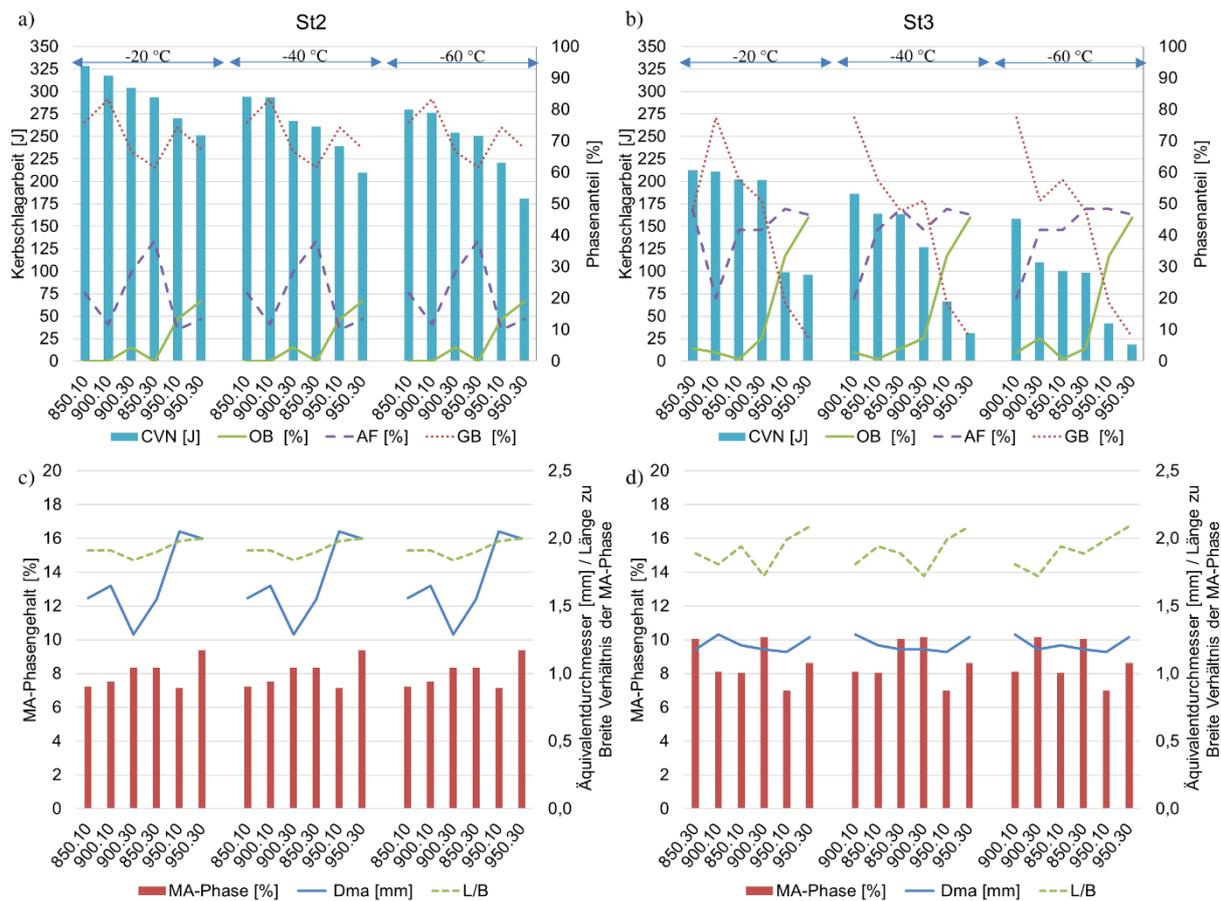


Abbildung 128 – Ergebnisse des Kerbschlagbiegeversuches im Vergleich zu den Ergebnissen der Mikrostruktur- und MA-Phasenanalyse für St2 und St3