

# **Technische Universität München**

*Lehrstuhl für Werkstoffkunde und Werkstoffmechanik  
mit Materialprüfamt für den Maschinenbau*

## **Entwicklung neuer Legierungskonzepte für höchstfeste TRIP-Stähle mit nicht ferritischer Matrix und reduziertem Siliziumgehalt.**

Dipl.-Ing. Stefan Paul

Vollständiger Abdruck der von der Fakultät für Maschinenwesen der Technischen Universität München zur Erlangung des akademischen Grades eines  
Doktor- Ingenieurs  
genehmigten Dissertation.

Vorsitzender: Univ.-Prof. Dr.-Ing. Wolfram Volk

Prüfer der Dissertation: 1. Univ.-Prof. Dr. mont. habil. Dr. h.c. Ewald Werner  
2. Univ.-Prof. Dr. techn. Ernst Kotzeschnik,  
Technische Universität Wien / Österreich

Die Dissertation wurde am 16.04.2012 bei der Technischen Universität München eingereicht und durch die Fakultät für Maschinenwesen am 24.07.2012 angenommen.

## **Ehrenwörtliche Erklärung**

Ich versichere, dass ich die Arbeit selbstständig und ohne Benutzung anderer als der angegebenen Hilfsmittel angefertigt habe. Alle Stellen, die wörtlich oder sinngemäß aus Veröffentlichungen oder anderen Quellen entnommen wurden, sind als solche eindeutig kenntlich gemacht.

Die Arbeit wurde in gleicher oder ähnlicher Form noch nicht veröffentlicht und noch keiner Prüfungsbehörde vorgelegt.

Ich bin mir bewusst, dass eine falsche Erklärung rechtliche Folgen haben wird.

München, 6. November 2012

---

# Danksagung

Ich möchte an dieser Stelle allen Menschen danken, die mich während meines Doktoratsstudiums unterstützt und motiviert haben und damit einen wesentlichen Beitrag zum Gelingen dieser Arbeit geleistet haben.

Im Besonderen danken möchte ich:

Herrn Prof. Dr. Ewald Werner, Leiter des Lehrstuhls für Werkstoffkunde und Werkstoffmechanik an der TU-München, für die Übernahme und unkomplizierte Betreuung der vorliegenden Arbeit.

Herrn Dr. Andreas Pichler, Fachverantwortlicher des Forschungsbereichs „Werkstofftechnik Kaltband“ der voestalpine Stahl GmbH in Linz sowohl für die Ermöglichung dieser Arbeit als auch für die vielen fruchtbaren Diskussionen, die zur Verbesserung dieser Arbeit beitrugen.

Herrn Dr. Daniel Krizan aus dem Forschungsbereich höchstfester TRIP-Stähle für die ausgezeichnete Zusammenarbeit sowie für die vielen Ideen und Diskussionen rund um das Thema der TRIP-Stähle.

Allen Kolleginnen und Kollegen aus dem Bereich „Forschung & Entwicklung“ der voestalpine Stahl GmbH für das freundschaftliche Arbeitsklima und dafür, dass sie mir jederzeit mit Rat und Tat zur Seite standen.

# Kurzfassung

Aufgrund der immer strengeren Umweltauflagen für Kraftfahrzeuge sind die Hersteller ständig auf der Suche nach Möglichkeiten zur Senkung des Treibstoffverbrauches. Eine wichtige Rolle spielt dabei auch die Reduktion der Fahrzeugmasse. Dazu müssen auch leichtere Karosserien entworfen werden, die trotz der geringeren Masse den hohen geltenden Sicherheitsstandards genügen. Um diese Anforderungen zu erfüllen, werden dünnere Bleche mit höheren Festigkeiten eingesetzt, wodurch der Anteil an im Automobilbau verwendeten höchstfesten Blechen stetig zunimmt.

Eine besondere Stellung im Bereich der höchstfesten Bleche nehmen dabei die TRIP-Stähle (**TR**ansformation **I**nduced **P**lasticity) ein. Dabei wird durch eine spezielle Wärmebehandlung metastabiler Austenit in das Gefüge eingebracht. Dieser Austenit wandelt sich während der plastischen Verformung in Martensit um, wodurch die Duktilität erhöht wird.

In dieser Arbeit wurden hauptsächlich TRIP-Stähle mit nicht ferritischer Matrix untersucht, die sehr hohe Festigkeiten mit ausgezeichneten Umformeigenschaften kombinieren. Die heutzutage untersuchten Legierungskonzepte für derartige Stähle beinhalten dabei zur Unterdrückung der Karbidbildung hohe Mengen an Silizium. Dies ist notwendig, um ausreichend Kohlenstoff zur Stabilisierung des Austenits bei Raumtemperatur zur Verfügung zu stellen. Ein hoher Siliziumgehalt führt aber zur Bildung stark haftender Oxidschichten an den Umlenkrollen der Glühanlagen, welche auch die Oberflächenqualität nachfolgend produzierter Bänder stark reduziert. Daher ist nach der Produktion derartiger Bänder eine aufwendige und kostenintensive Reinigung der Anlage notwendig.

Ziel dieser Arbeit war es deshalb, ein Legierungskonzept mit reduziertem Siliziumgehalt zu entwickeln, um eine wirtschaftliche Herstellung zu gewährleisten. Dazu wurde einerseits untersucht, wie viel Silizium notwendig ist, um die Bildung von Karbiden zu verhindern, und andererseits, ob die Möglichkeit besteht, einen Teil des Siliziums durch andere Legierungselemente zu ersetzen. Dabei wurde besondere Aufmerksamkeit auf die isotherme Bainitumwandlung sowie das Ausscheidungsverhalten der Karbide während der Wärmebehandlung in Abhängigkeit von der Legierungszusammensetzung und den Wärmebehandlungsparametern gelegt.

Die Ergebnisse der Untersuchungen zeigen, dass bei geeigneter Temperaturführung auch mit einem reduzierten Siliziumgehalt die geforderten mechanischen Eigenschaften erreicht werden können. Bei der partiellen Substitution von Silizium durch Aluminium und Chrom lieferten nur die Silizium-/Chrom-Konzepte erfolgversprechende Ergebnisse.

# Inhaltsverzeichnis

Symbolverzeichnis .....	iv
Abkürzungsverzeichnis .....	v
Abbildungsverzeichnis .....	vi
Tabellenverzeichnis .....	x
<b>1 Einleitung .....</b>	<b>1</b>
<b>1.1 Höchstfeste Stahlfeinbleche .....</b>	<b>1</b>
<b>1.2 Ziel dieser Arbeit .....</b>	<b>2</b>
<b>2 Theoretische Grundlagen .....</b>	<b>3</b>
<b>2.1 TRIP-Effekt und Restaustenitstabilität .....</b>	<b>3</b>
<b>2.2 Arten von TRIP-Stählen .....</b>	<b>5</b>
2.2.1 TPF-Stähle: Matrix aus polygonalem Ferrit .....	6
2.2.2 TAM-Stähle: Matrix aus angelassenem Martensit .....	8
2.2.3 TBF-Stähle: Matrix aus bainitischem Ferrit .....	8
2.2.3 TMF-Stähle: Matrix aus Martensit .....	9
<b>2.3 Isotherme Bainitumwandlung .....</b>	<b>13</b>
2.3.1 Theorien der Bainitbildung .....	13
2.3.2 Thermodynamische Grenzen der displaziven Bainitbildung: das $T_0$ -Konzept .....	15
2.3.3 Möglichkeiten zur Unterdrückung der Karbidbildung .....	17
<b>3 Experimentelles .....</b>	<b>20</b>
<b>3.1 Herstellung der Versuchslegierungen .....</b>	<b>20</b>
<b>3.2 Glühsimulation .....</b>	<b>21</b>
<b>3.3 Gefügecharakterisierung .....</b>	<b>22</b>
3.3.1 Lichtmikroskopie .....	22
3.3.2 Rasterelektronenmikroskopie und Transmissionselektronenmikroskopie .....	23
3.3.3 Restaustenitmessung .....	24
<b>3.4 Dilatometrie .....</b>	<b>26</b>
<b>3.5 Mechanische Eigenschaften .....</b>	<b>28</b>
3.5.1 Zugversuch .....	28
3.5.2 Reckversuch .....	29
3.5.3 Hole-Expanding-Test (HET) .....	29

4 Ergebnisse .....	31
<b>4.1 Thermodynamische Berechnungen.....</b>	<b>31</b>
4.1.1 Einfluss von Mangan in einer TPF-Legierung .....	31
4.1.2 Einfluss von Silizium in einer TBF-Legierung .....	32
4.1.3 Einfluss von Aluminium in einer TBF-Legierung .....	33
4.1.4 Einfluss von Chrom in einer TBF-Legierung.....	34
4.1.5 Thermodynamische Berechnungen von kleintechnisch hergestellten Legierungen	34
<b>4.2 Untersuchung alternativer TPF-Legierungen .....</b>	<b>37</b>
4.2.1 Isothermes Umwandlungsverhalten von Si/Cr- und Al/Cr-Varianten .....	37
4.2.2 Gefüge und mechanische Eigenschaften der Si/Cr- und Al/Cr-Varianten.....	39
<b>4.3 Untersuchung von TRIP-Stählen mit nicht polygonal ferritischer Matrix.....</b>	<b>44</b>
4.3.1 Kontinuierliches Umwandlungsverhalten vollaustenitisierter Proben .....	44
4.3.2 Isotherme Phasenumwandlung im Bainitbereich .....	46
<b>4.4 Mechanische Eigenschaften von TRIP-Stählen mit bainitischer Matrix .....</b>	<b>60</b>
4.4.1 Metallographie.....	60
4.4.2 Mechanische Eigenschaften der Legierungen Si5 und Si2 .....	66
4.4.3 Haltetemperatur und mechanische Eigenschaften der Legierung Si5 .....	69
4.4.4 Si-/Al-Legierungskonzepte.....	72
4.4.5 Si-/Cr-Legierungskonzepte.....	74
4.4.6 Mechanische Eigenschaften der Legierungskonzepte im Vergleich.....	78
<b>4.5 Mechanische Eigenschaften von TRIP-Stählen mit .....</b>	<b>89</b>
<b>martensitischer Matrix.....</b>	<b>89</b>
4.5.1 TMF-Stähle mit einstufiger Q&P-Wärmebehandlung .....	89
4.5.2 TMF-Stähle mit zweistufiger Q&P-Wärmebehandlung .....	91
<b>4.6 Experimentelle Untersuchung der Restaustenitstabilität .....</b>	<b>93</b>
5 Diskussion .....	96
<b>5.1 Isotherme Bainitumwandlung und Kohlenstoffumverteilung .....</b>	<b>96</b>
5.1.1 Karbidbildung und Restaustenitgehalt .....	96
5.1.2 Einfluss der Legierungselemente auf die bainitische Umwandlung .....	99
<b>5.2 Einfluss der Bainitmorphologie auf die mechanischen Eigenschaften .....</b>	<b>104</b>
5.2.1 Die Legierungen Si2 und Si5 im Vergleich .....	104
5.2.2 Mechanische Eigenschaften im Übergangsbereich von unterem zu oberem Bainit am Beispiel der Legierung Si5 .....	108
5.2.3 Berechnung der Festigkeit für unterschiedliche Haltetemperaturen am Beispiel der Legierung Si5 .....	109
5.2.3 Mechanische Eigenschaften von Si-/Al-/Cr- Legierungskonzepten von TBF- Stählen. ....	112
<b>5.3 Ein- und zweistufig geglähte TMF-Stähle.....</b>	<b>114</b>
5.3.1 Einstufig geglähte TMF-Stähle .....	114
5.3.2 Zweistufig geglähte TMF-Stähle .....	116

<b>5.4 Herstellung und Einsatzmöglichkeit von TPF-, TBF- und TMF-Stählen im Vergleich.....</b>	<b>118</b>
5.4.1 TPF-Stähle.....	118
5.4.2 TBF-Stähle .....	118
5.4.3 TMF-Stähle.....	121
<b>6 Zusammenfassung.....</b>	<b>124</b>
<b>Literaturverzeichnis .....</b>	<b>129</b>

## Symbolverzeichnis

%	Massenprozent
$A_g$	Gleichmaßdehnung
$\lambda$	prozentuelle Lochaufweitung
$\mu\text{m}$	Mikrometer
$R_m$	Zugfestigkeit
$R_{p0.2}$	0.2% Dehngrenze
$T_{\text{an}}$	annealing temperature/Glühtemperatur
$t_{\text{an}}$	annealing time/Glühdauer
$T_{\text{oa}}$	overaging temperature/Haltetemperatur
$t_{\text{oa}}$	overaging time/Haltedauer
$w(C)$	Massenanteil an Kohlenstoff: $w(C) = \frac{[C]\%}{100}$



## Abkürzungsverzeichnis

FLAPW-Methode	Full-Potential Linearized Augmented Planewave Method
HET	Hole-Expanding-Test/Lochaufweitungstest
K	Kelvin
Q&P	Quenching and partitioning (abschrecken und umverteilen)
RA	Restaustenit
REM	Rasterelektronenmikroskop
TAM	TRIP annealed martensite
TBF	TRIP bainitic ferrite
TEM	Transmissionselektronenmikroskop
TMF	TRIP martensitic ferrite
TPF	TRIP polygonale ferrite
TRIP	Transformation Induced Plasticity
WBZ	Wärmebehandlungszyklus

## Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1: Schematische Darstellung des TRIP-Effektes beim einachsigen Zugversuch.....	4
Abbildung 2: Gleichmaßdehnung über Zugfestigkeit der Grundtypen von TRIP-Stählen.....	6
Abbildung 3: Schematische Übersicht der Temperaturführung bei der Herstellung eines TPF Stahls.....	7
Abbildung 4: Schematische Übersicht der Temperaturführung bei der Herstellung eines TAM-Stahls.....	8
Abbildung 5: Schematische Übersicht der Temperaturführung bei der Herstellung eines TBF- Stahls.....	9
Abbildung 6: Schematische Übersicht der Temperaturführung bei der Herstellung eines TMF-Stahls.....	10
Abbildung 7: Berechnete Phasenanteile über die Umverteilungstemperatur beim einstufigen Q&P-Prozess unter der Annahme der vollständigen Kohlenstoffumverteilung.	12
Abbildung 8: Schematische Darstellung der Bildung eines bainitischen Gefüges aus sub- units und sheaves.....	14
Abbildung 9: Schematische Darstellung der Entstehung von oberem und unterem Bainit ....	15
Abbildung 10: Schema zur Erläuterung des $T_0$ -Konzeptes.....	16
Abbildung 11: Kristallstruktur von Zementit.....	18
Abbildung 12: LePera-Ätzung eines TRIP-Stahls.....	22
Abbildung 13: Modell einer durch selektive Phasenätzung entstanden Oberflächen- topographie.....	23
Abbildung 14: Gerät zur Bestimmung des Restaustenitanteils im Gefüge.....	26
Abbildung 15: Auswertung der Phasenumwandlung anhand einer Dilatometerkurve.....	27
Abbildung 16: Flachzugprobe nach ASTM E 517, Specimen A, alternativ jedoch mit einer auf 35 mm verkürzten Versuchslänge.....	28
Abbildung 17: Flachzugprobe nach ASTM E 517, Specimen A, alternativ für einen Reckversuch.....	29
Abbildung 18: Schematische Darstellung eines Hole-Expanding-Tests.....	30
Abbildung 19: Ausschnitt aus einem Phasendiagramm und die berechneten $T_0$ -Linien für drei Legierungen mit unterschiedlichem Mangengehalt.....	31
Abbildung 20: Ausschnitt aus einem Phasendiagramm und die berechneten $T_0$ -Linien für unterschiedliche Siliziumgehalte.....	32
Abbildung 21: Ausschnitt aus einem Phasendiagramm und die berechneten $T_0$ -Linien für unterschiedliche Aluminiumgehalte.....	33
Abbildung 22: Ausschnitt aus einem Phasendiagramm und die berechneten $T_0$ -Linien für unterschiedliche Chromgehalte.....	34
Abbildung 23: Ausschnitt aus den Phasendiagrammen von vier kleintechnisch hergestellten Schmelzen und die jeweils dazugehörige $T_0$ -Linie.....	35
Abbildung 24: Verschiebung der Karbidausscheidung zu längeren Haltezeiten durch die Zugabe von Chrom.....	38
Abbildung 25: Einfluss von Chrom auf die Karbidausscheidung einer auf Aluminium basierenden TPF-Legierung.....	38
Abbildung 26: Einfluss des Chromgehaltes auf das Gefüge bei unterschiedlich langen Haltezeiten (Si/Cr-Legierung).....	40
Abbildung 27: Einfluss des Chromgehaltes auf das Gefüge bei unterschiedlich langen Haltezeiten (Al/Cr-Legierung).....	41

Abbildung 28: Gleichmaßdehnung über der gemessenen Menge an Restaustenit bei unterschiedlichen Haltezeiten für die Legierungen Si2, Si2Cr1 und Si2Cr3.....	42
Abbildung 29: Gleichmaßdehnung über der gemessenen Menge an Restaustenit bei unterschiedlichen Haltezeiten für die Legierungen Al4, Al4Cr1 und Al4Cr3.....	42
Abbildung 30: Zugfestigkeit über die Gleichmaßdehnung bei unterschiedlichen Haltezeiten für die Legierungen Si2, Si2Cr1 und Si2Cr3.....	43
Abbildung 31: Zugfestigkeit über die Gleichmaßdehnung bei unterschiedlichen Haltezeiten für die Legierungen Al4, Al4Cr1 und Al4Cr3.....	43
Abbildung 32: Längenänderung pro Grad Kelvin über der Temperatur für verschiedene Abkühlgeschwindigkeiten der Legierung Si4.....	44
Abbildung 33: Abhängigkeit der Ferritmenge im Gefüge von der Abkühlgeschwindigkeit ...	45
Abbildung 34: Untersuchung des isothermen Umwandlungsverhaltens der Legierung Si4 für unterschiedliche Temperaturen. ....	46
Abbildung 35: Haltezeiten der Karbidausscheidungen .....	47
Abbildung 36: Erkennbarkeit der Karbide im Licht- und Rasterelektronenmikroskop .....	48
Abbildung 37: ZTU-Schaubild für die isotherme Bainitumwandlung der Legierung Si4 .....	49
Abbildung 38: ZTU-Schaubild der isothermen Bainitumwandlung (Legierungen Si2, Si4 und Si5).....	50
Abbildung 39: ZTU-Schaubild der isothermen Bainitumwandlung (Legierungen Si3B, Si3Al2B und Si3Al4B). ....	51
Abbildung 40: LePera-Ätzung der Legierung Si3Al4B mit mittleren Silizium- und Aluminiumgehalt sowie der Legierung Si3Al2B mit mittlerem Silizium- und niedrigem Aluminiumgehalt .....	52
Abbildung 41: ZTU-Schaubild der isothermen Bainitumwandlung (Legierungen Si2Cr1, Si3Cr1 und Si4Cr1).....	53
Abbildung 42: ZTU-Schaubild der isothermen Bainitumwandlung (Legierungen Si2Cr3, Si3Cr3 und Si4Cr3).....	54
Abbildung 43: ZTU-Schaubild der isothermen Bainitumwandlung für Legierungen mit unterschiedlichem Silizium-, Aluminium- und Chromgehalt.....	55
Abbildung 44: ZTU-Schaubild der isothermen Bainitumwandlung für Legierungen mit unterschiedlichem Aluminium- und Chromgehalt bei konstantem Anteil an Silizium. ....	56
Abbildung 45: ZTU-Schaubild der isothermen Bainitumwandlung für Legierungen mit unterschiedlichem Aluminium- und Chromgehalt bei konstantem Anteil an Silizium. ....	57
Abbildung 46: Vergleich des isothermen Umwandlungsverhalten von vier Legierungen mit ihren jeweiligen kohlereduzierten Varianten. ....	58
Abbildung 47: Gefügebilder der Legierungen Si5 und Si2 bei einer Haltetemperatur von 425°C und Haltezeiten von 60 s, 300 s und 600 s. ....	61
Abbildung 48: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen der unterschiedlichen Gefüge in Abhängigkeit vom Siliziumgehalt und von der Haltezeit.....	62
Abbildung 49: Die Gefüge der Legierungen Si5 und Si2 bei Haltetemperaturen von 350°C, 400°C und 450°C nach einer Haltedauer von 600 s im Vergleich. ....	63
Abbildung 50: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen bainitischer Gefüge bei Haltetemperaturen zwischen 350°C und 420°C und 600 s Haltezeit. ....	65
Abbildung 51: Zugfestigkeit der Legierungen Si5 und Si2 bei Haltetemperaturen zwischen 350°C und 450°C und einer Haltedauer von 60 s bis 1200 s.....	66
Abbildung 52: Streckgrenze der Legierungen Si5 und Si2 bei Haltetemperaturen zwischen 350°C und 450°C und einer Haltedauer von 60 s bis 1200 s.....	67

Abbildung 53: Restaustenitgehalt der Legierungen Si5 und Si2 bei Haltetemperaturen zwischen 350°C und 450°C und einer Haltedauer von 60 s bis 1200 s.....	68
Abbildung 54: Gleichmaßdehnung der Legierungen Si5 und Si2 bei Haltetemperaturen zwischen 350°C und 450°C und einer Haltedauer von 60 s bis 1200 s.....	69
Abbildung 55: Änderung der Streckgrenze und der Zugfestigkeit mit der Haltetemperatur. ..	71
Abbildung 56: Änderung der Restaustenitmenge, der Gleichmaßdehnung und der HET-Werte mit der Haltetemperatur. ....	71
Abbildung 57: Zugfestigkeit und Streckgrenze dreier Legierungen, eine ohne Aluminium (Si3B), eine mit mittlerem (Si3Al2B) sowie eine mit hohem (Si3Al4B) Aluminiumgehalt. ....	72
Abbildung 58: Restaustenitgehalt und Gleichmaßdehnung dreier Legierungen, eine ohne Aluminium (Si3B), eine mit mittlerem (Si3Al2B) sowie eine mit hohem (Si3Al4B) Aluminiumgehalt.....	74
Abbildung 59: Zugfestigkeit und Streckgrenze von drei Legierungen mit unterschiedlichem Siliziumgehalt bei gleichem Chromanteil (Chromgehalt niedrig).....	75
Abbildung 60: Restaustenitgehalt und Gleichmaßdehnung von drei Legierungen mit unterschiedlichem Siliziumgehalt bei gleichem Chromanteil (Chromgehalt niedrig).....	76
Abbildung 61: Zugfestigkeit und Streckgrenze von drei Legierungen mit unterschiedlichem Siliziumgehalt bei gleichem Chromanteil (Chromgehalt hoch). ....	77
Abbildung 62: Restaustenitgehalt und Gleichmaßdehnung von drei Legierungen mit unterschiedlichem Siliziumgehalt bei gleichem Chromanteil (Chromgehalt hoch). ..	78
Abbildung 63: Zugfestigkeit als Funktion der Gleichmaßdehnung der Si- und Si-/Al-Legierungskonzepte sowie deren Veränderung bei Erhöhung der Haltetemperatur von 400°C auf 425°C.....	79
Abbildung 64: Gleichmaßdehnung als Funktion des Restaustenitanteils der Si- und Si-/Al-Legierungskonzepte sowie deren Veränderung bei Erhöhung der Haltetemperatur von 400°C auf 425°C.....	80
Abbildung 65: Zugfestigkeit als Funktion der Gleichmaßdehnung der Si-/Cr-Legierungskonzepte sowie deren Veränderung bei Erhöhung der Haltetemperatur von 400°C auf 425°C (Pfeile).....	81
Abbildung 66: Gleichmaßdehnung als Funktion des Restaustenitgehalts der Si-/Cr-Legierungskonzepte sowie deren Veränderung bei Erhöhung der Haltetemperatur von 400°C auf 425°C.....	82
Abbildung 67: Zugfestigkeit als Funktion der Gleichmaßdehnung der Si-/Al-/Cr-Legierungskonzepte sowie deren Veränderung bei Erhöhung der Haltetemperatur von 400°C auf 425°C.....	83
Abbildung 68: Gleichmaßdehnung als Funktion des Restaustenitgehalts der Si-/Al-/Cr-Legierungskonzepte sowie deren Veränderung bei Erhöhung der Haltetemperatur von 400°C auf 425°C.....	84
Abbildung 69: Zugfestigkeit als Funktion der Gleichmaßdehnung der Si-/Al-/Cr-Legierungskonzepte sowie deren Veränderung bei Erhöhung der Haltetemperatur von 400°C auf 425°C.....	85
Abbildung 70: Gleichmaßdehnung als Funktion des Restaustenitgehalts der Si-/Al-/Cr-Legierungskonzepte, sowie deren Veränderung bei Erhöhung der Haltetemperatur von 400°C auf 425°C.....	86
Abbildung 71: Zugfestigkeit als Funktion der Gleichmaßdehnung der verschiedenen Legierungskonzepte im Vergleich mit kohlenstoffreduzierten Varianten sowie deren Änderung bei Erhöhung der Haltetemperatur von 400°C auf 425°C. ....	87

Abbildung 72: Gleichmaßdehnung als Funktion des Restaustenitgehalts der verschiedenen Legierungskonzepte im Vergleich mit kohlenstoffreduzierten Varianten, sowie deren Veränderung bei Erhöhung der Haltetemperatur von 400°C auf 425°C	88
Abbildung 73: Zugfestigkeit und Streckgrenze der Legierung Si5 für verschiedene Haltetemperaturen.	90
Abbildung 74: Restaustenitgehalt und Gleichmaßdehnung der Legierung Si5 für verschiedene Haltetemperaturen.	90
Abbildung 75: Zugfestigkeit und Streckgrenze der Legierung Si5 für zwei verschiedene Haltetemperaturen und variiertes Quench-Temperatur.	92
Abbildung 76: Restaustenit und Gleichmaßdehnung der Legierung Si5 für zwei verschiedene Haltetemperaturen und variiertes Quench-Temperatur.	92
Abbildung 77: Übersicht der mechanischen Eigenschaften der vier untersuchten Wärmebehandlungszyklen.	93
Abbildung 78: Restaustenitmenge in Abhängigkeit von der logarithmischen Dehnung für vier unterschiedliche Wärmebehandlungszyklen der Legierung Si4.	95
Abbildung 79: Differenzieller n-Wert-Verlauf in Abhängigkeit von der logarithmischen Dehnung für vier unterschiedliche Wärmebehandlungszyklen der Legierung Si4.	95
Abbildung 80: Zerfall des Austenits an aluminiumlegiertem TRIP-Stahl.	96
Abbildung 81: Restaustenitverlauf der Legierung Si4 für Haltetemperaturen von 350°C, 400°C und 450°C mit Gefügebildern zu ausgewählten Punkten.	98
Abbildung 82: Phasenanteile und Zugfestigkeit der Legierung Si5 in einem Temperaturbereich von 250°C bis 600°C.	105
Abbildung 83: Phasenanteile und Zugfestigkeit der Legierung Si2 für eine Haltetemperatur von 350°C und einer Haltedauer von 60 s bis 1200 s.	107
Abbildung 84: Phasenanteile und Zugfestigkeit der Legierung Si5 für eine Haltetemperatur von 350°C und einer Haltedauer von 60 s bis 1200 s.	107
Abbildung 85: Gemessene und berechnete Zugfestigkeiten der Legierung Si5	112
Abbildung 86: Gemessene Restaustenitmenge bei Haltetemperaturen im TBF- und TMF-Bereich sowie die mittels der Koistinen-Marburger-Beziehung berechnete theoretische Menge für einstufige Q&P-Wärmebehandlungen	114
Abbildung 87: Zugfestigkeit als Funktion der Gleichmaßdehnung ausgewählter TBF-Legierungen	119
Abbildung 88: Zugfestigkeiten und Dehnung verschiedener Stahlsorten im Vergleich.	122

## Tabellenverzeichnis

Tabelle 1: Berechnete Gleichgewichts-Gitterkonstanten im Vergleich zu den experimentell gemessenen Konstanten. ....	18
Tabelle 2: Berechnete und gemessene Bildungsenthalpien für Zementit sowie die berechneten Bildungsenthalpien der Mischkarbide Fe/Si, Fe/Al und Fe/Mn für den ferromagnetischen Zustand bei null Kelvin. ....	18
Tabelle 3: Spezifikationen des Glühsimulators. ....	21
Tabelle 4: Reduktionsfaktoren einzelner Elemente. ....	25

# 1 Einleitung

## 1.1 Höchsthafte Stahlfeinbleche

Der Trend im Automobilbau geht seit Jahren in die Richtung, Fahrzeuge mit niedrigerem Treibstoffverbrauch zu entwickeln, um die gesetzlichen Abgasnormen einhalten zu können. Neben der Effizienzsteigerung der Motoren auf der einen Seite steckt in der Reduktion der Fahrzeugmasse ein erhebliches Einsparpotenzial. Ein großer Teil der Fahrzeugmasse entfällt auf die Karosserie, sodass nach Wegen gesucht wird, diese so leicht wie möglich zu bauen. Gleichzeitig sollte nach Möglichkeit auch die passive Sicherheit der Insassen erhöht werden. Eine Option, die beiden Forderungen nach weniger Masse und mehr Sicherheit gleichzeitig zu erfüllen, liegt in der Verwendung höchstfester Stahlbleche. Dabei müssen diese Stahlsorten trotz hoher Festigkeiten eine ausreichende Duktilität aufweisen, um damit komplexe Bauteile fertigen zu können. Die Produktionskosten müssen zudem möglichst niedrig gehalten werden, um gegenüber alternativen Werkstoffkonzepten (z. B. Aluminium, CFK u. a.) konkurrenzfähig zu sein.

Daher wurden seitens der voestalpine Stahl verschiedene Konzepte höchstfester Feinbleche für den Einsatz im Automobilbau entwickelt. Die wichtigsten Vertreter in diesem Segment sind Dualphasenstähle, Komplexphasenstähle und TRIP-Stähle.

Dualphasenstähle bestehen aus einem Gefüge mit ferritischer Matrix, in die Martensitinseln eingebettet sind. Die Festigkeit des Stahls lässt sich über das Volumenverhältnis der Gefügebestandteile sehr gut einstellen. Durch diese Gefüge sind bei gleichmäßiger plastischer Verformung hohe Dehnungen zu erzielen, sodass diese Stähle sehr gute Tiefzieheigenschaften besitzen. Für das Biegen oder ähnliche Verformungen, bei denen stark lokalisierte Dehnungen auftreten, sind Dualphasenstähle allerdings nicht geeignet.

Für Bauteile, die eine Herstellung durch Biegeverformung durchlaufen, werden Komplexphasenstähle mit einem Gefüge aus Bainit, Martensit sowie angelassenem Martensit eingesetzt. Dieses sehr feste Gefüge verringert jedoch auch die Duktilität, weswegen komplexere Tiefziehgeometrien nicht mehr herstellbar sind. Die geringere Härte­differenz zwischen den einzelnen Gefügebestandteilen wirkt sich allerdings sehr positiv auf die Biegeeigenschaften aus.

Mit der Entwicklung von TRIP-Stählen wurde versucht, hohe Festigkeiten mit guten Umform­eigenschaften zu kombinieren. Dies gelang durch eine spezielle Wärmebehandlung, welche die Einbringung von metastabilen Austenit in das Gefüge ermöglicht. Dieser Austenit wandelt sich während der plastischen Verformung in Martensit um, wodurch die Duktilität erhöht wird. Die Festigkeit wird dabei maßgeblich durch die den Austenit umgebende Matrix bestimmt, die je nach Legierungszusammensetzung und Wärmebehandlung aus polygonalem Ferrit, Bainit oder Martensit bestehen kann.

TRIP-Stähle mit polygonal ferritischer Matrix werden bereits mit Festigkeiten bis 1000 MPa großtechnisch hergestellt. Die hohe Duktilität ermöglicht es dabei, bessere Tiefzieheigenschaften zu erhalten als bei Dualphasenstählen gleicher Festigkeit. Allerdings weist diese TRIP-Variante auch in Bezug auf das Biegeverhalten ähnliche Nachteile wie die Dualphasenstähle auf.

Durch die Herstellung von TRIP-Stählen mit nicht ferritischer Matrix erreicht man höhere Festigkeiten und – aufgrund der geringeren Festigkeitsunterschiede im Gefüge – auch bessere Biegeeigenschaften. Die heute untersuchten Legierungskonzepte für derartige Stähle beinhalten hohe Mengen von Silizium. Silizium ist notwendig, um die Bildung von Karbiden während der Wärmebehandlung zu verhindern, sodass der Kohlenstoff für die Stabilisierung des Austenits zur Verfügung steht. Der hohe Siliziumgehalt führt aber durch die Ausbildung stark haftender Oxidschichten an den Umlenkrollen der Glühanlagen zu Problemen bei der Herstellung. Diese Verunreinigungen vermindern auch die Oberflächenqualität der nachfolgenden Bänder, sodass spezielle Reinigungsmaßnahmen notwendig werden, die entsprechend hohe Kosten verursachen. Eine wirtschaftliche Serienfertigung dieser Legierungen ist mit der Anlagenstruktur der voestalpine Stahl daher nicht möglich.

## **1.2 Ziel dieser Arbeit**

Ziel dieser Arbeit ist daher die Entwicklung eines neuen Legierungskonzeptes für TRIP-Stähle mit nicht ferritischer Matrix, das für die Serienfertigung an der gegebenen Anlagenstruktur geeignet ist. Dabei sollen TRIP-Stähle erzeugt werden, die Festigkeiten über 1000 MPa bei Gleichmaßdehnungen größer als 10 % erreichen.

Um diese Ziele zu erreichen, werden 37 verschiedene Legierungen kleintechnisch hergestellt. Mithilfe von Dilatometeruntersuchungen werden die isotherme Bainitumwandlung sowie das Ausscheidungsverhalten der Karbide untersucht. Anschließend werden Zugversuche durchgeführt, um den Einfluss der Bainitmenge und der Karbidausscheidung auf die mechanischen Eigenschaften zu charakterisieren. Dabei wird einerseits ermittelt, wie weit der Siliziumgehalt gesenkt werden kann, um die Karbidbildung noch ausreichend zu unterdrücken, und andererseits versucht, einen Teil des Siliziums durch die Legierungselemente Aluminium und Chrom zu ersetzen.



## 2 Theoretische Grundlagen

### 2.1 TRIP-Effekt und Restaustenitstabilität

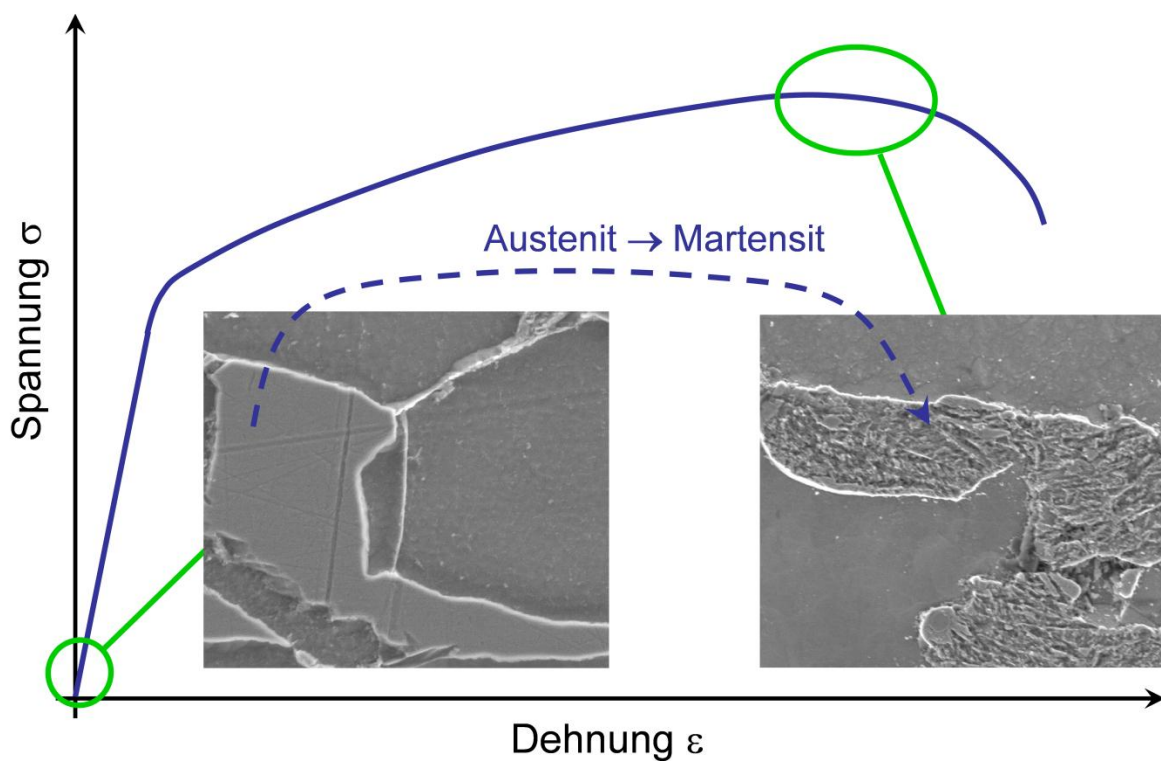
Der Effekt der verformungsinduzierten Martensitbildung (engl. **TR**ansformation **I**nduced **P**lasticity – kurz TRIP) wurde erstmals von Zackay und Mitarbeiter 1967 beschrieben [1]. Sie verwendeten für ihre Versuche hoch legierte Cr-Ni-Stähle, die aber aufgrund ihrer hohen Legierungskosten in der kommerziellen Stahlerzeugung nur eine untergeordnete Rolle einnahmen. Daher war es gerade für die besonders kostenbewusste Automobilindustrie notwendig, eine günstigere, niedrig legierte Variante zu entwickeln, die bei Raumtemperatur genügend Restaustenit zu stabilisieren vermag. Erreicht wurde dies durch die Entwicklung spezieller Wärmebehandlungszyklen sowie den gezielten Einsatz von Legierungselementen, welche die Karbidausscheidung weitgehend unterdrücken. Vor allem Silizium, Aluminium und Phosphor erwiesen sich dabei als Elemente mit ausreichender karbidverzögernder Wirkung. Auch Kupfer wird wegen seiner Unlöslichkeit in Zementit in der Literatur als wirksam gegen die Karbidbildung beschrieben. In früheren Untersuchungen an TRIP-Stählen konnte dies aber nicht bestätigt werden [2, 3, 4]. Der durch die unterdrückte Karbidbildung zur Verfügung stehende Kohlenstoff trägt neben Mangan hauptsächlich zur Stabilisierung des Austenits bei Raumtemperatur bei.

Die guten Umformeigenschaften bei gleichzeitig hohen Festigkeiten von TRIP-Stählen beruhen hauptsächlich auf der dehnungsinduzierten Umwandlung von Austenit in Martensit während der plastischen Verformung. Dabei wird durch die Transformation im Gefüge eine weiche Phase durch eine harte Phase größeren Volumens ersetzt. Durch die dabei entstehenden Verzerrungen treten in der unmittelbaren Umgebung des umgewandelten Martensits lokale plastische Verformungen der Matrix auf. Diese führen neben der direkten Festigkeitssteigerung durch die Martensitbildung zu einer zusätzlichen lokalen Verfestigung der Matrix durch eine starke Erhöhung der Versetzungsdichte. Aus dieser starken Verfestigung resultiert die Verschiebung von Spannungslokalisationen, wie sie zum Beispiel bei der Einschnürung unter einachsigem Zug auftritt, zu höheren Dehnungen (s. Abbildung 1). Für das Erreichen optimaler Ergebnisse ist daher ein hoher metastabiler Restaustenitanteil bei Raumtemperatur notwendig, der sich bei plastischer Verformung in Martensit umwandelt. Bei einer zu geringen Stabilität erfolgt die Umwandlung des gesamten Restaustenits bereits bei geringen Dehnungen, was zu einer anfänglich hohen Verfestigungsrate führt, die allerdings rasch abnimmt. Erweist sich die Stabilität des Restaustenits dagegen als zu hoch, findet keine Transformation mehr statt, und die Verfestigungsrate bleibt auf niedrigem Niveau [5]. Die Stabilität des Restaustenits bei TRIP-Stählen spielt daher eine zentrale Rolle für die bei der späteren Umformung beobachteten mechanischen Eigenschaften.

Die Verteilung der austenitischen Phase im unverformten Gefüge kann laut K. Sugimoto und Mitarbeiter [6] in drei Erscheinungsformen unterteilt werden:

- *Filmtyp*: Die austenitische Phase befindet sich als dünne Schicht zwischen den Bainitnadeln.
- *Netztyp*: Die austenitische und die bainitische Phase bilden eine netzartige Gefügestruktur aus.
- *Inseltyp*: Das Austenitkorn ist oft kleiner als  $1\mu\text{m}$ , länglich gestreckt und mit geradlinig verlaufenden Grenzflächen in die Matrix eingeschlossen.

Wang und Mitarbeiter [7] zeigten, dass zu große Restaustenitkörner ( $> 1\mu\text{m}$ ) keinen Beitrag zur Duktilität leisten, da sie durch ihre Größe eine zu geringe Stabilität aufweisen. In umgekehrter Weise gilt dies auch für zu kleine Restaustenitkörner, die auch bei größten plastischen Verformungen stabil bleiben.



**Abbildung 1:** Schematische Darstellung der dehnungsinduzierten Austenit zu Martensit Umwandlung im einachsigen Zugversuch [8]

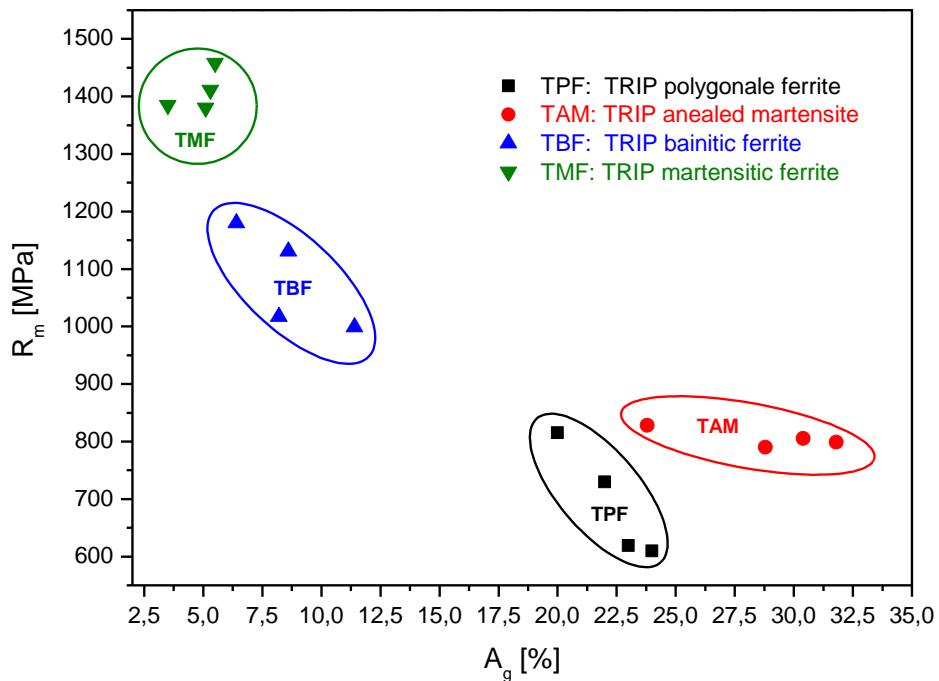
Die Stabilität des Restaustenits gegenüber einer dehnungsinduzierten Martensitumwandlung hängt aber auch von der Art der mechanischen Belastung ab, da die Umwandlung in Martensit nicht nur eine Volumenerhöhung, sondern auch eine Scherdeformation mit sich bringt; daher ist die Umwandlung vom Normal- und Scheranteil der angelegten Spannung abhängig. Die Transformation wird von einem hohen Scheranteil, wie er beim einachsigen Zug oder Druck auftritt, unterstützt. Im Gegensatz dazu wirkt hydrostatischer Druck stabilisierend auf den Austenit [6, 7, 9, 18, 10].

## 2.2 Arten von TRIP-Stählen

Im Rahmen dieser Dissertation wurden nur niedrig legierte TRIP-Stähle betrachtet, wobei das Gefüge dieser Stähle aus einer Matrix besteht, in die metastabiler Restaustenit eingebettet ist, der bei plastischer Verformung in Martensit umwandelt. Die Unterscheidung von TRIP-Stählen erfolgt nun anhand dieses Matrixgefüges:

- *polygonal ferritische Matrix* (TPF: TRIP polygonale ferrite)
- *martensitisch angelassene Matrix* (TAM: TRIP annealed martensite)
- *bainitische Matrix* (TBF: TRIP bainitic ferrite)
- *martensitische Matrix* (TMF: TRIP martensitic ferrite)

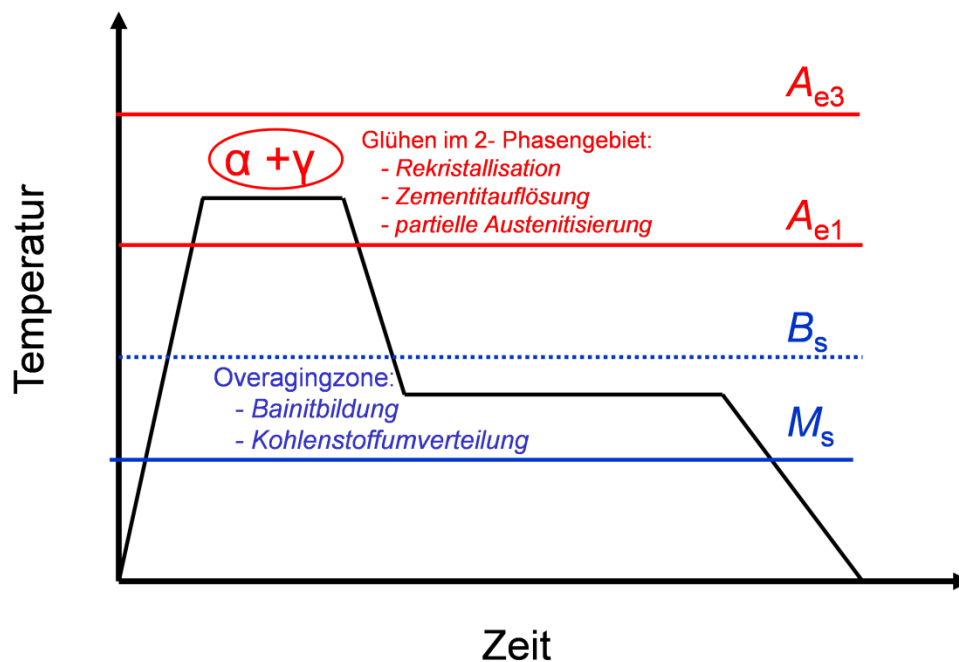
Bei der Herstellung von TRIP-Stählen beeinflusst man die Gefügebestandteile der Matrix durch die Wärmebehandlung, wobei vor allem die Glüh- und die Overagingtemperatur für den dabei entstehenden Typ entscheidend sind. Die folgende Abbildung zeigt eine Übersicht der mechanischen Eigenschaften unterschiedlicher TRIP-Stahltypen. Obwohl sich diese Dissertation im Wesentlichen nur auf TRIP-Stähle mit nicht ferritischer Matrix bezieht, werden der Vollständigkeit halber alle bekannten Arten kurz beschrieben.



**Abbildung 2:** Zugfestigkeit als Funktion der Gleichmaßdehnung unterschiedlicher Grundtypen von TRIP-Stählen. Für jede TRIP- Variante (TPF [11], TAM [14], TBF [12], TMF [12]) wurden die Zugfestigkeit und die Gleichmaßdehnung für vier verschiedene Wärmebehandlungszyklen dargestellt.

### 2.2.1 TPF-Stähle: Matrix aus polygonalem Ferrit

Die typische Wärmebehandlung (s. Abbildung 3) eines TPF-Stahls beginnt mit der Glühung im  $\alpha+\gamma$ -Zweiphasengebiet. In diesem ersten Schritt kommt es in kurzer Zeit zur Rekristallisation und Zementitauflösung, wobei sich der dadurch frei werdende Kohlenstoff entsprechend dem Phasendiagramm fast ausschließlich im Austenit anreichert.

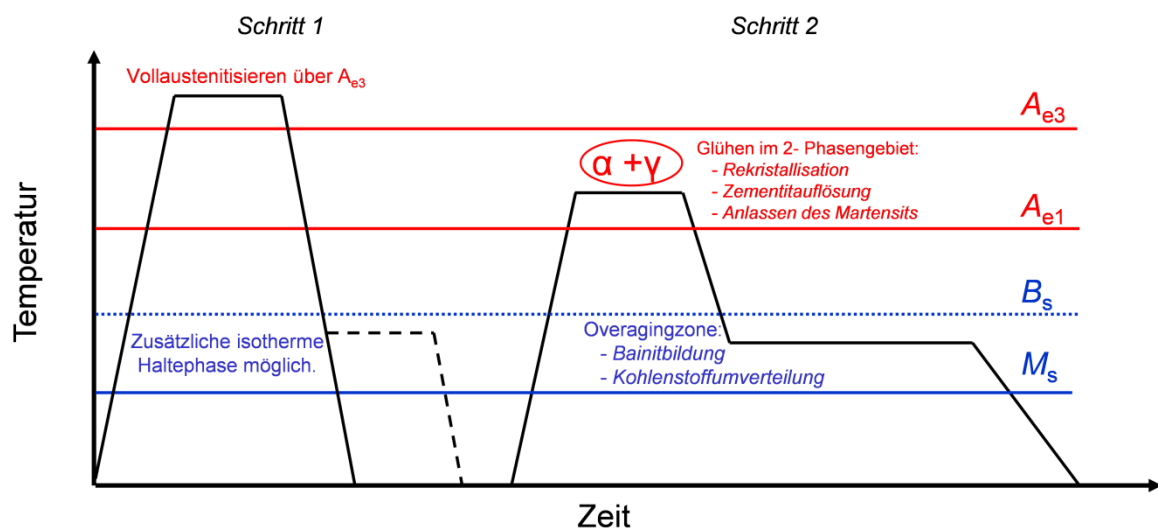


**Abbildung 3:** Schematische Übersicht der Temperaturführung bei der Herstellung eines TPF-Stahls.

Nach der interkritischen Gluehung im Zweiphasengebiet wird das Material auf die Overagingtemperatur abgekuehlt. Waehrend dieser, im Folgenden als Zwischenkuehlung bezeichneten, Abkuehlung bildet sich voreutektoider Ferrit, wodurch der Austenit zusaetzlich mit Kohlenstoff angereichert wird. Die Menge des bei der Zwischenkuehlung entstehenden Ferrits ist dabei von der Glueheteperatur, der Legierungszusammensetzung, der Kuehrrate sowie vom Ausgangsgefuege abhaengig. Dabei ist besonders entscheidend, dass sich weder beim Zwischenkuehlen noch beim anschließenden Halten in der Overagingzone Karbide ausscheiden, da sonst Kohlenstoff für die Stabilisierung des Austenits verloren gehen wuerde. Waehrend der isothermen Haltephase kommt es zur Bainitumwandlung, wodurch bei unterdrueckter Karbidausscheidung zusaetzlich Kohlenstoff in den verbleibenden Austenit angereichert wird. Dadurch wird die Martensitstarttemperatur des Austenits so weit gesenkt, dass bei der Endkuehlung kaum noch Martensit entsteht. Das so entstandene Gefuege besteht aus polygonalem Ferrit, Bainit, Restaustenit und eventuell geringen Mengen an Martensit. Entscheidend ist dabei, den bei Raumtemperatur metastabilen Austenit waehrend des isothermen Haltens soweit zu stabilisieren, dass er sich bei der nachfolgenden Umformung gleichmaessig mit zunehmender plastischer Verformung umwandelt. Daraus ergeben sich die in Abbildung 1 dargestellten typischen mechanischen Eigenschaften von TPF-Staehlen [13].

### 2.2.2 TAM-Stähle: Matrix aus angelassenem Martensit

Im Jahre 2002 veröffentlichten K. Sugimoto und Mitarbeiter [14] ein alternatives Konzept von TRIP-Stählen, welches auf einem martensitischen Ausgangsgefüge beruht. Dazu wurde das Material vor der klassischen Wärmebehandlung, wie in Abbildung 4 dargestellt, vollständig austenitisiert und anschließend rasch abgekühlt. Es besteht dabei die Möglichkeit, eine zusätzliche isotherme Haltephase im Bereich der Bainitumwandlung einzufügen. Während der anschließenden Glühung im  $\alpha+\gamma$ -Zweiphasengebiet bildet sich allerdings kein polygonaler Ferrit mehr aus, sondern es kommt lediglich zu einem Anlassen des Martensits und einer Erholung des Gefüges.



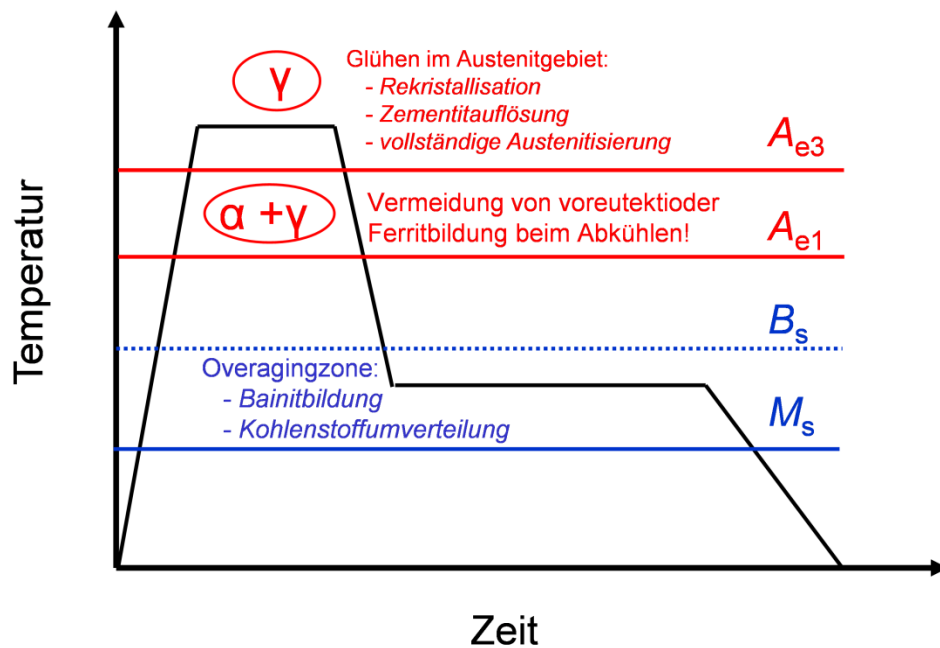
**Abbildung 4:** Schematische Übersicht der Temperaturführung bei der Herstellung eines TAM-Stahls [14].

In der folgenden Overagingzone führt das feine Gefüge zu einer schnelleren Anreicherung der schmalen austenitischen Bereiche mit Kohlenstoff, wodurch diese eine hohe Stabilität aufweisen. Die feine lattenartige Morphologie des Restaustenits in Kombination mit dem hohen Kohlenstoffgehalt bewirkt auch eine höhere Stabilität gegenüber der verformungsinduzierten Umwandlung. Daraus ergeben sich hervorragende mechanische Eigenschaften von hoher Zugfestigkeit und guter Dehnung. Die geringe Festigkeitsdifferenz zwischen den Gefügebestandteilen wirkt sich zusätzlich positiv auf das Lochaufweitungsverhalten aus [14, 15, 16].

### 2.2.3 TBF-Stähle: Matrix aus bainitischem Ferrit

Bei dieser TRIP-Stahlvariante wird das kaltgewalzte Material im ersten Glühschritt vollständig austenitisiert. Nach einer kurzen Haltezeit im Austenitbereich, um den Zementit aufzulösen, erfolgt eine rasche Abkühlung auf die Overagingtemperatur, wobei die

Ausscheidung voreutektoiden Ferrits vermieden werden muss (s. Abbildung 5). Während des Overagingprozesses erfolgt die Umwandlung des Austenits in Bainit, wobei der Kohlenstoff in den verbleibenden Austenit angereichert wird. Zur Unterdrückung von Karbidausscheidungen hat sich das Zulegieren von Silizium als sehr wirksam erwiesen. In den dünnen Austenitschichten zwischen den Latten der bainitisch-ferritischen Matrix ist die mittlere freie Diffusionslänge kleiner als bei TPF-Gefügen, wodurch eine schnellere Kohlenstoffanreicherung und somit Stabilisierung des Austenits einhergeht [15, 17].



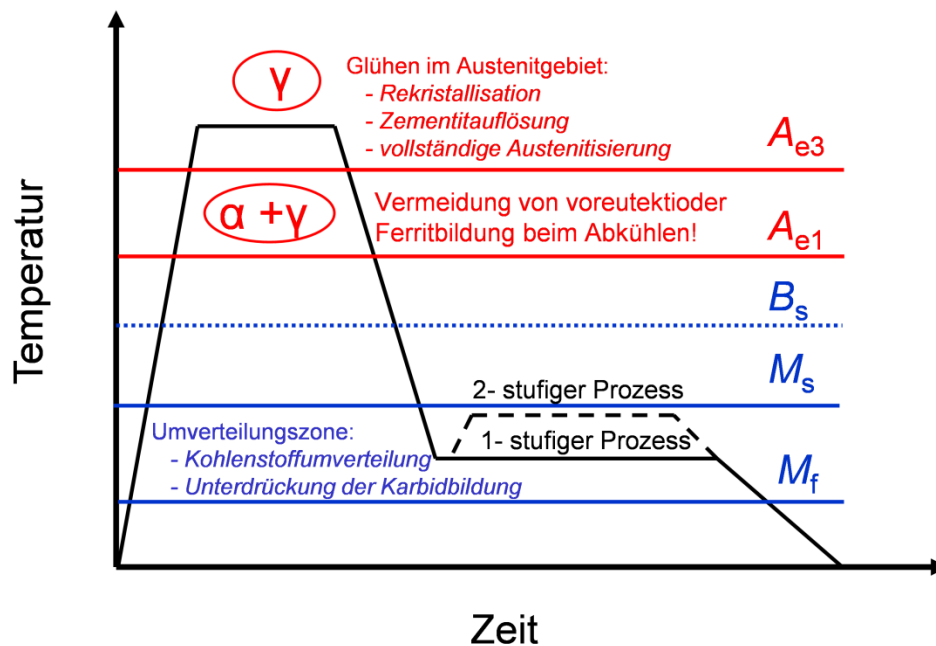
**Abbildung 5:** Schematische Übersicht der Temperaturführung bei der Herstellung eines TBF-Stahls.

Die Menge an Restaustenit steigt dabei mit der Verweildauer in der Overagingzone, bis schließlich ein Sättigungszustand erreicht ist und keine weitere Bainitumwandlung mehr stattfindet. Die gemessenen Bruchdehnungen korrelieren dabei nahezu linear mit der Menge an Restaustenit im Gefüge. Weiters beobachtet man bei dieser TRIP-Variante ein niedriges Streckgrenzenverhältnis bei hoher Zugfestigkeit. TBF-Stähle weisen daher ausgezeichnete Tiefzieheigenschaften bei hohen Festigkeiten und ein gleichzeitig verbessertes Lochaufweitungsverhalten gegenüber den beiden oben genannten TRIP-Typen auf, besitzen jedoch geringere Gleichmaßdehnungen [12].

### 2.2.3 TMF-Stähle: Matrix aus Martensit

2004 veröffentlichten J. G. Speer und Mitarbeiter [18] Untersuchungen über TRIP-Stähle mit martensitischer Matrix. Das Gefüge besteht dabei aus angelassenem Martensit und Austenit.

Der angewendete Wärmebehandlungszyklus wurde von den Autoren „Q&P-Prozess“ (engl. „quenching and partitioning“, deutsch „abschrecken und umverteilen“) genannt. Der Q&P-Prozess ist dem oben beschriebenen Zyklus zur Herstellung von TBF-Stählen sehr ähnlich. Der Unterschied besteht nur in der niedrigeren Haltetemperatur, die, um eine partielle martensitische Umwandlung zu ermöglichen, zwischen  $M_s$  und  $M_f$  liegen muss (s. Abbildung 6).



**Abbildung 6:** Schematische Übersicht der Temperaturführung bei der Herstellung eines TMF-Stahls.

In der isothermen Haltephase, der sogenannten Umverteilungszone, kommt es zu einem Anlassen des gebildeten Martensits. Dabei muss die Bildung von Karbiden, wie sie beim Anlassen von Martensit gewöhnlich auftritt, mithilfe von Legierungselementen unterdrückt werden. Es hat sich herausgestellt, dass sich für diesen Zweck Elemente wie Silizium, Aluminium und Phosphor besonders eignen. Um die Kohlenstoffumverteilung zusätzlich zu erleichtern und die thermodynamische Triebkraft für die Karbidbildung zu verringern, besteht auch die Möglichkeit einer abermaligen Erhöhung der Temperatur nach der Martensitbildung. Diese Variante wird als „zweistufiger Q&P-Prozess“ bezeichnet, im Gegensatz zum einstufigen mit konstanter Temperatur in der Umverteilungszone. TMF-Stähle zeichnen sich durch ihre besonders hohen Festigkeiten aus. Allerdings ist die Stabilisierung des Austenits in der Umverteilungszone besonders beim einstufigen Q&P-Prozess schwierig, sodass bei der Endkühlung auf Raumtemperatur eine nicht unerhebliche Menge an zu instabilem Austenit in Martensit umklappt. Dies führt zu niedrigeren Dehnungswerten gegenüber den anderen TRIP-Typen (s. Abbildung 2) [19].



Für die Herstellung dieser Stähle ist eine möglichst genaue Vorhersage der Martensitstarttemperatur notwendig. Dafür werden meistens für die jeweiligen Legierungskonzepte empirisch ermittelte Gleichungen herangezogen. Für die Berechnung von mit Silizium und Aluminium legierten TMF-Stählen wird oft folgende Formel verwendet:

$$M_s [^\circ\text{C}] = 539 - 423 \times C - 30.4 \times \text{Mn} - 7.5 \times \text{Si} + 30 \times \text{Al} \quad (1)$$

Empirische Formel zur Berechnung von  $M_s$  (Legierungselemente in Gew. %) [20].

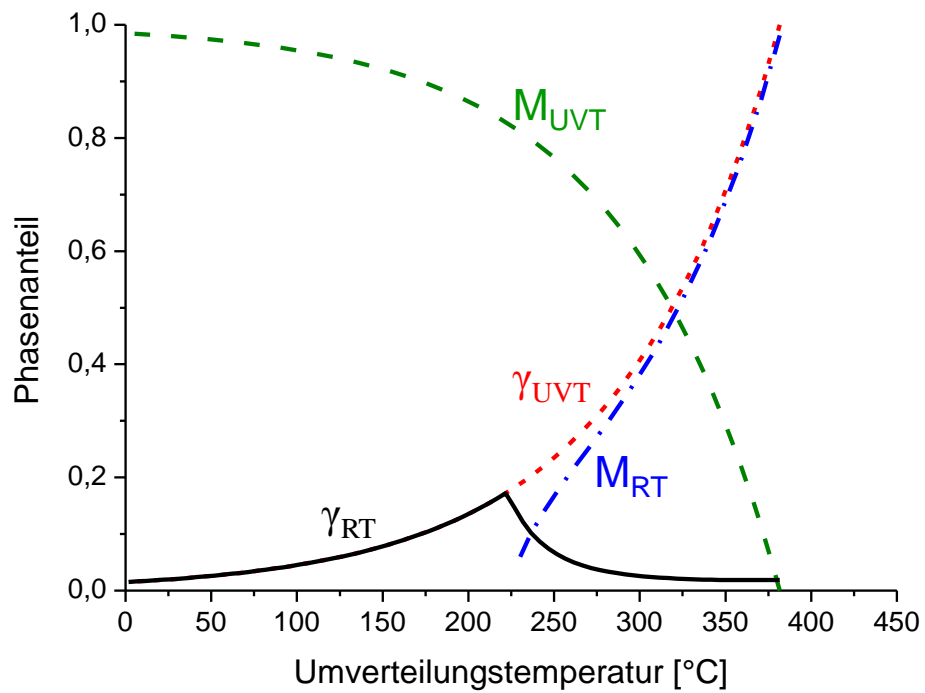
Um die Menge an umgewandeltem Martensit bei einer bestimmten Temperatur zu berechnen, verwendet man häufig die Koistinen-Marburger-Beziehung [21]:

$$f_m = 1 - e^{-1.1 \times 10^{-2} \times (M_s - QT)} \quad (2)$$

Darin sind  $f_m$ : Umgewandelter Martensitanteil,  
 $M_s$ : Berechnete Martensitstarttemperatur,  
 $QT$ : Temperatur, bei der  $f_m$  berechnet werden soll.

Mithilfe dieser beiden Beziehungen lässt sich auch die optimale Umverteilungstemperatur für einstufig hergestellte TMF-Stähle berechnen. Dabei ergibt sich die optimale Temperatur aus dem errechneten maximalen Restaustenitgehalt nach der Endkühlung unter der Voraussetzung der vollständigen Kohlenstoffumverteilung in der Umwandlungszone [22].

Die folgende Abbildung 7 zeigt die im Gefüge vorhandenen Phasenanteile für unterschiedliche Umwandlungstemperaturen. Die grüne, strichlierte Linie stellt den Anteil an Martensit dar, der sich bei der Zwischenkühlung auf die Umverteilungstemperatur bildet. Durch die Umverteilung des Kohlenstoffs vom Martensit in den Austenit wird dieser stabilisiert, und es entsteht bei der Endkühlung weniger zusätzlicher Martensit, wie an der stark abfallenden strichpunktierter Linie deutlich zu erkennen ist. Die maximale Menge an Restaustenit erhält man, wenn beim Zwischenkühlen genau die Menge an Martensit gebildet wird, die den notwendigen Kohlenstoff zur Stabilisierung des Austenits liefert, um bei der Endkühlung eine weitere Martensitbildung zu unterdrücken. In der Praxis ist allerdings zu beachten, dass selbst bei sehr langen Umverteilungszeiten der Kohlenstoff nie gänzlich umverteilt wird; daher kann höchstens die Hälfte des berechneten Anteils an Restaustenit im Gefüge wirklich erreicht werden. Weiters muss auch immer die Stabilität des Restaustenits betrachtet werden, denn diese nimmt natürlich mit steigendem Martensitanteil in der Umverteilungsphase zu, da für die Umverteilung mehr Kohlenstoff zur Verfügung steht; allerdings erfordert dies niedrige Umverteilungstemperaturen, welche die Diffusion des Kohlenstoffs wesentlich verzögern. Die Lösung für dieses Problem war der zweistufige Q&P-Prozess, der einen hohen Martensitanteil während der Umverteilungsphase mit höheren Umverteilungstemperaturen kombiniert.



**Abbildung 7:** Berechnete Phasenanteile über die Umverteilungstemperatur beim einstufigen Q&P-Prozess unter der Annahme der vollständigen Kohlenstoffumverteilung

Darin sind

$M_{UVT}$ :	Anteil an Martensit bei Erreichen der Umverteilungstemperatur,
$\gamma_{UVT}$ :	Anteil an Austenit bei Erreichen der Umverteilungstemperatur,
$M_{RT}$ :	Anteil an Martensit bei Raumtemperatur,
$\gamma_{RT}$ :	Anteil an Austenit bei Raumtemperatur.

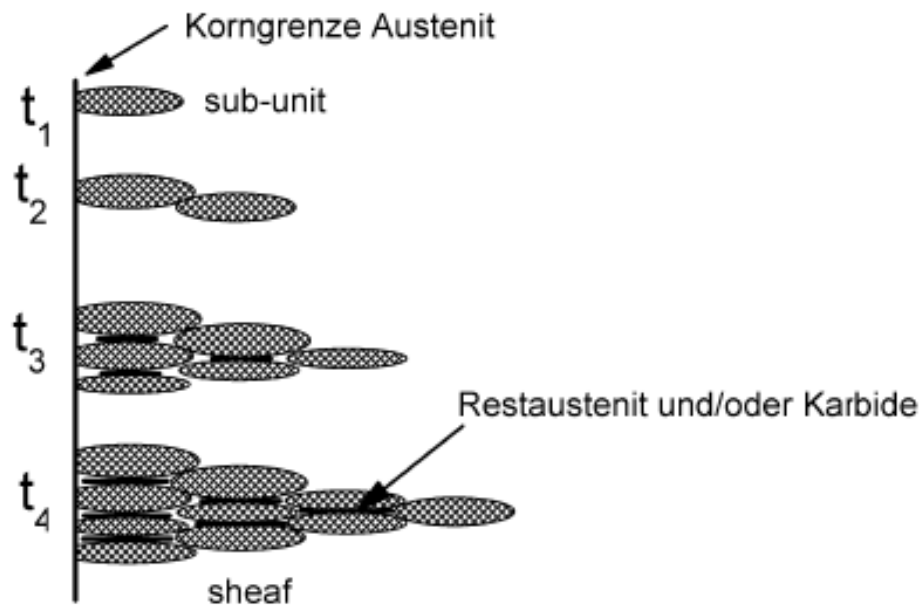
## 2.3 Isotherme Bainitumwandlung

Die Bainitumwandlung in der isothermen Haltephase ist bei der Herstellung von TRIP-Stählen von entscheidender Bedeutung, da während der Bainitumwandlung der Kohlenstoff in den verbleibenden Austenit umverteilt wird, sofern eine ausreichende Unterdrückung der Karbidbildung gewährleistet ist. Dadurch erhält der Austenit seine nötige Stabilität, um für die dehnungsinduzierte Umwandlung in Martensit zur Verfügung zu stehen.

### 2.3.1 Theorien der Bainitbildung

Bainit wurde bereits Anfang der Dreißigerjahre des 20. Jahrhunderts von Robertson, Davenport und Bain entdeckt, gibt aber aufgrund seiner komplexen Gefügestruktur noch heute Anlass für Kontroversen über die genauen Bildungsmechanismen [23, 24]. Zwei Hypothesen, eine mit diffusivem und eine mit displazivem Umwandlungsmechanismus, werden dabei diskutiert. Das bainitische Gefüge besteht aus nadelförmigen Bereichen, auch „sheaves“ genannt, die eine Substruktur aus ferritischen Platten, bezeichnet als „sub-units“ oder „plates“, aufweisen.

Bei einer angenommenen displaziven Umwandlung, wie sie von Bhadeshia und Mitarbeiter [25, 26] beschrieben wird, beginnt die Bainitbildung mit der Keimbildung einer ferritischen Platte bevorzugt an einer Austenitkorngrenze. Das displaziv gesteuerte Wachstum der Platte setzt sich so lange fort, bis es durch die zunehmende plastische Deformation des umgebenden Austenits gestoppt wird. Der Kohlenstoffgehalt der Platte entspricht dabei dem Kohlenstoffgehalt des Austenits vor dem Umklappen. Die Diffusion des Kohlenstoffs durch die starre Grenzfläche beginnt erst anschließend an den Umklappprozess und führt zu einer Anreicherung im umgebenden Austenit. Die Spitze einer so entstandenen Platte bildet wiederum eine neue Keimstelle, sodass durch die kontinuierliche Aneinanderreihung solcher Platten (sub-units) schließlich eine Bainitnadel (sheaf) gebildet wird (s. Abbildung 8). Für diese Theorie spricht auch die Tatsache, dass bei der bainitischen Umwandlung an der Oberfläche durch Scherverformungen entstandene Stufen sichtbar werden.



**Abbildung 8:** Schematische Darstellung der Bildung eines bainitischen Gefüges aus sub-units und sheaves [25].

Die von Hillert und Mitarbeiter [27, 28] entwickelte Theorie basiert auf einem diffusionsgesteuerten Wachstum des gebildeten Keimes. Die Kohlenstoffdiffusion findet bei dieser Theorie bereits während der Entstehung der Platte statt, sodass im Bainit zu keinem Zeitpunkt eine Übersättigung an Kohlenstoff vorliegt. Die Beweglichkeit an der Umwandlungsfront erklären die Autoren durch die Bildung von Super-Kinken an der Grenzfläche, die das schnelle Wachstum ermöglichen. Diese Wachstumsart wird auch als „ledge-Mechanismus“ bezeichnet. Die Diffusionswege der Eisenatome liegen dabei in der Größenordnung der Einheitszelle, aber ihre Bewegung steht in keiner Abhängigkeit zur Bewegung der Nachbaratome.

Je nach der Temperatur, bei der die Bainitumwandlung stattfindet, sind Unterschiede im bainitischen Gefüge zu erkennen. Beim sogenannten „oberen Bainit“, der sich bei höheren Temperaturen bildet, sind die Nadeln frei von Karbiden und die Zementitausscheidungen finden sich ausschließlich dazwischen (s. Abbildung 9). Im Gegensatz dazu sind beim „unteren Bainit“, der bei tieferen Temperaturen entsteht, auch in den einzelnen Bainitnadeln Ausscheidungen zu finden [29]. In TRIP-Stählen wird die Karbidbildung durch die Zugabe von Silizium, Aluminium oder Phosphor unterdrückt, sodass sich eine spezielle Form von karbidfreiem ferritischem Bainit bildet.

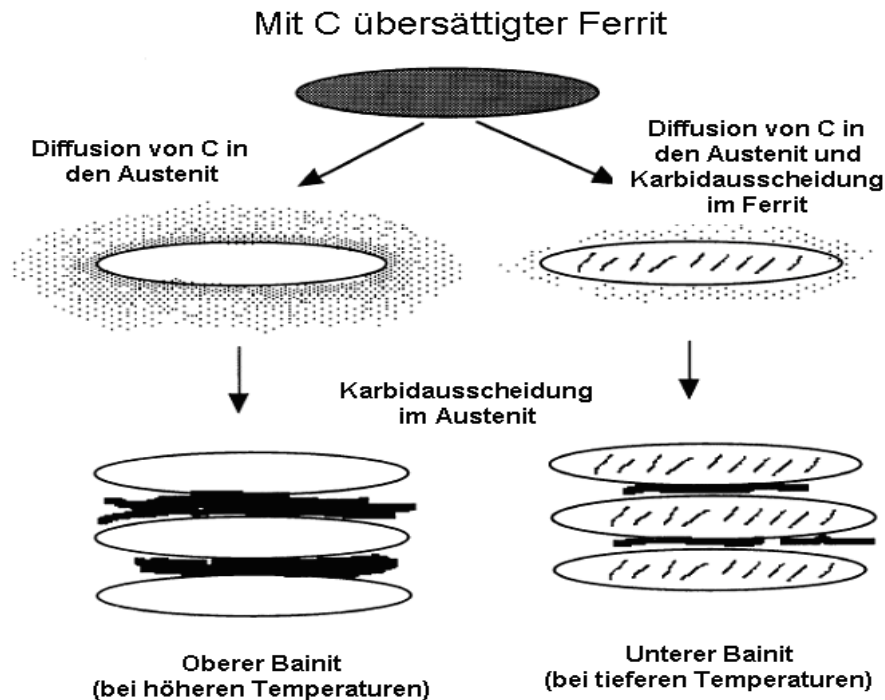


Abbildung 9: Schematische Darstellung der Entstehung von oberem und unterem Bainit [29].

### 2.3.2 Thermodynamische Grenzen der displaziven Bainitbildung: das $T_0$ -Konzept

Wie bereits erläutert, findet während der Haltephase die entscheidende Stabilisierung des Austenits durch Anreicherung mit Kohlenstoff statt. Der Anreicherung des Austenits durch die Kohlenstoffumverteilung bei der Bainitbildung ist allerdings eine thermodynamische Grenze gesetzt. Diese liegt aber unter der laut Phasendiagramm theoretisch vorgegebenen maximalen Menge an lösbarem Kohlenstoff. Nimmt man für die Bainitbildung einen diffusionslosen Mechanismus an, so erfolgt zuerst die displazive Ferritumwandlung und anschließend die Umverteilung des im Überschuss vorliegenden Kohlenstoffs in den benachbarten Austenit. Für eine bestimmte Temperatur und Kohlenstoffkonzentration ist die Triebkraft für die diffusionslose Umwandlung durch die Differenz der Gibbs'schen freien Energien wie folgt gegeben:

$$\Delta G_m(x_C, T) = G_m^{\gamma}(x_C, T) - G_m^{\alpha}(x_C, T) \quad (3)$$

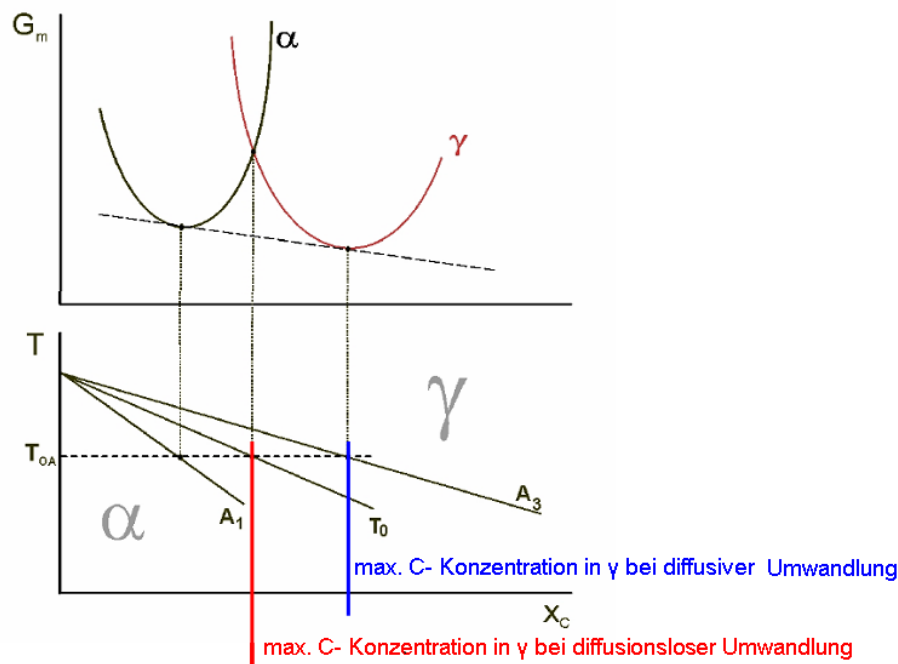
Differenz der Gibbs'schen freien Energien für die diffusionslose Umwandlung.

Darin sind

- $\Delta G_m$ : Triebkraft für die diffusionslose Umwandlung [ $\text{kJ mol}^{-1}$ ],
- $\Delta G_m^{\alpha}$ : freie Gibbs- Energie der ferritischen Phase [ $\text{kJ mol}^{-1}$ ],
- $\Delta G_m^{\gamma}$ : freie Gibbs- Energie der austenitischen Phase [ $\text{kJ mol}^{-1}$ ],
- $T$ : Temperatur [K],
- $x_C$ : Kohlenstoffkonzentration [Molenbruch].

Da der Austenit während der Bainitbildung mit Kohlenstoff angereichert wird, ist eine weitere Umwandlung thermodynamisch unmöglich, sobald die Kohlenstoffkonzentration im Austenit einen kritischen Wert erreicht und die Triebkraft gegen Null geht (s. Abbildung 10). Die Temperatur, bei der  $\Delta G_m$  gleich Null ist, wird als  $T_0$ -Temperatur bezeichnet. Die für eine bestimmte  $T_0$ -Temperatur errechnete Kohlenstoffkonzentration gibt die maximale Menge an Kohlenstoff an, die im Austenit zur Stabilisierung angereichert werden kann. Der Austenit erreicht dabei im Gegensatz zur diffusiven Umwandlung nicht die Gleichgewichtskonzentration an Kohlenstoff, sondern die Bainitbildung stoppt deutlich früher. In der englischsprachigen Fachliteratur wird diese Reaktion deshalb auch als „incomplete reaction phenomenon“ bezeichnet [30, 31, 32].

Auftretende Verzerrungsenergien durch die Bainitbildung werden beim  $T_0$ -Konzept allerdings nicht berücksichtigt. Diese würden die  $G_m$ -Kurve des Ferrits nach oben zu höheren Energien verschieben. Eine Folge ist die Verschiebung des Schnittpunktes der beiden  $G_m$ -Kurven zu niedrigeren Kohlenstoffgehalten. Daher stellt der über die  $T_0$ -Temperatur berechnete maximale Kohlenstoffgehalt nur eine theoretische obere Grenze für den Kohlenstoffgehalt im Austenit dar. Die in der Praxis erreichten Werte sind daher deutlich geringer.



**Abbildung 10:** Schema zur Erläuterung des  $T_0$ -Konzeptes. Die rote Linie markiert die maximal mögliche Kohlenstoffkonzentration bei displaziver Umwandlung, die blaue jene bei diffusiver.

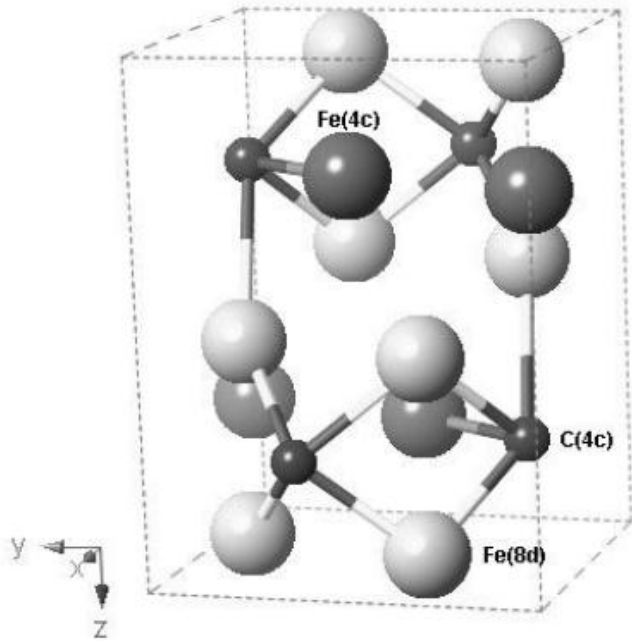
### 2.3.3 Möglichkeiten zur Unterdrückung der Karbidbildung

Die Unterdrückung der Karbidbildung während der Bainitumwandlung ist für die Stabilisierung des Austenits von entscheidender Bedeutung. Eine sehr wirksame Maßnahme stellt dabei das Zulegieren größerer Mengen von Silizium ( $> 1.0\%$ ) dar. Der hohe Anteil an Silizium wirkt sich allerdings negativ auf die Walzbarkeit und Oberflächenqualität der Bleche aus. Beim Warmwalzen bildet sich an den Blechen stark haftender Zunder, wodurch auch die Oberflächenqualität nach dem anschließenden Kaltwalzen beeinträchtigt wird. Bei der Wärmebehandlung in einer kontinuierlichen Glühanlage können sich an der Bandoberfläche Oxide bilden, die an den Umlenkrollen der Anlage haften bleiben und sich negativ auf die Oberflächengüte der nachfolgenden Bänder auswirken [33].

Ein weiterer Nachteil des hohen Siliziumgehalts ergibt sich beim Tauchbadverzinken. Diese Methode der Oberflächenbeschichtung ist bei Stählen mit höherem Siliziumgehalt aufgrund der geringen Zinkhaftung nicht möglich [34, 35, 36, 37, 38]. Es ist daher dringend notwendig, den Siliziumgehalt auf ein für den großtechnischen Produktionsprozess verträgliches Maß zu reduzieren ( $< 1.0\%$ ).

Die Wirkung des Siliziums wird in der Literatur mit der geringen Löslichkeit im Zementit begründet. Um die Bildung eines Zementitteilchens zu ermöglichen, müssen die substitutionell gelösten Siliziumatome zuerst aus dem jeweiligen Bereich im Gefüge wegdiffundieren. Die Ausscheidung von Zementit im Gefüge ist daher vom relativ langsamen Diffusionsprozess der Siliziumatome abhängig [39, 40].

Für die Suche nach alternativen Legierungselementen zur Karbidunterdrückung sind das Verständnis der schlechten Löslichkeit von Silizium sowie die Löslichkeit möglicher anderer Legierungselemente in Zementit von entscheidender Bedeutung. Theoretische Berechnungen über die Löslichkeit von verschiedenen Legierungselementen in Zementit wurden von Jang Jae Hoon und Mitarbeiter [41, 42] durchgeführt. Die Substitution von Eisenatomen im Zementit durch Silizium-, Aluminium- und Manganatome wurde anhand einer  $\text{Fe}_3\text{C}$ -Einheitszelle *ab initio* mithilfe der FLAPW-Methode (Full-Potential Linearized Augmented Planewave Method) berechnet. Eine  $\text{Fe}_3\text{C}$ -Einheitszelle ist orthorhombisch und besitzt die Kristallgruppe „Pnma“. Sie besteht aus vier C- und zwölf Fe-Atome, die allerdings nicht alle gleichwertig zu betrachten sind, da vier dieser zwölf die Fe(4c) Positionen und die restlichen acht die Fe(8d) Plätze besetzen (s. Abbildung 11) [43]. Um die Genauigkeit der Berechnungsmethode abzuschätzen, ist in Tabelle 1 ein Vergleich zwischen den gemessenen und berechneten Gitterkonstanten angeführt.



**Abbildung 11:** Kristallstruktur von Zementit. Die kleinen schwarzen Kugeln stellen die C(4c)-Atome, die großen dunklen die Fe(4c)-Atome und die großen hellen Kugeln die Fe(8d)-Atome dar [41].

Gitterkonstanten	Fe <sub>3</sub> C (gemessen)	Fe <sub>3</sub> C (berechnet)
a [nm]	0.50896	0.51281
b [nm]	0.67443	0.66512
c [nm]	0.45248	0.44623
Volumen [nm <sup>3</sup> ]	0.15532	0.15220

**Tabelle 1:** Berechnete Gleichgewichtsgitterkonstanten im Vergleich zu den experimentell gemessenen Konstanten [41].

Die Bildungsenthalpie wurde immer für die gesamte Zementit-Einheitszelle (= 4 Formeleinheiten Fe<sub>3</sub>C) bei Null Kelvin im ferromagnetischen Zustand berechnet. Bei der Berechnung für Zementit ohne Fremdatome ergab sich eine Bildungsenthalpie von 86.1 kJ mol<sup>-1</sup> je Einheitszelle. Dies ist um 12.9 kJ mol<sup>-1</sup> mehr als der von Miyamoto und Mitarbeiter gemessene Wert von 73.2 kJ mol<sup>-1</sup> [44]. Bei den weiteren Berechnungen wurde nun jeweils ein Fe(4c)-Atom bzw. ein Fe(8d)-Atom der Einheitszelle durch ein Si-, Al- und Mn-Atom ersetzt (s. Tabelle 2) [41].

Formeleinheit der Einheitszelle	$\Delta U$ [kJ mol <sup>-1</sup> ]
(Fe <sub>3</sub> C) <sub>4</sub> (gemessen)	<b>73.2</b>
(Fe <sub>3</sub> C) <sub>4</sub> (berechnet)	<b>86.1</b>
(Fe <sub>11</sub> Si <sup>4c</sup> )C <sub>4</sub> (berechnet)	<b>138.1</b>
(Fe <sub>11</sub> Si <sup>8d</sup> )C <sub>4</sub> (berechnet)	<b>123.2</b>
(Fe <sub>11</sub> Al <sup>4c</sup> )C <sub>4</sub> (berechnet)	<b>76.1</b>
(Fe <sub>11</sub> Al <sup>8d</sup> )C <sub>4</sub> (berechnet)	<b>72.5</b>
(Fe <sub>11</sub> Mn <sup>4c</sup> )C <sub>4</sub> (berechnet)	<b>81.7</b>
(Fe <sub>11</sub> Mn <sup>8d</sup> )C <sub>4</sub> (berechnet)	<b>81.1</b>

**Tabelle 2:** Berechnete und gemessene Bildungsenthalpien für Zementit sowie die berechneten Bildungsenthalpien der Mischkarbide Fe/Si, Fe/Al und Fe/Mn für den ferromagnetischen Zustand bei Null Kelvin [41].



Beim Betrachten der Ergebnisse fällt sofort die Erhöhung der Bildungsenthalpie um 52.0 bzw. 37.1 kJ mol<sup>-1</sup> auf, nur durch die Substitution eines Fe-Atoms durch ein Si-Atom. Daher ist aus thermodynamischen Gründen die Bildung eines (Fe<sub>11</sub>Si<sup>4c</sup>)C<sub>4</sub> bzw. (Fe<sub>11</sub>Si<sup>8d</sup>)C<sub>4</sub>-Mischkarbides äußerst ungünstig, und das Si-Atom wird bei der Bildung eines Zementitteilchens an eine andere Stelle im Gefüge diffundieren müssen. Die Bildungsenthalpien von (Fe<sub>11</sub>Al<sup>4c</sup>)C<sub>4</sub> und (Fe<sub>11</sub>Al<sup>8d</sup>)C<sub>4</sub> sind beide etwas tiefer als der berechnete Wert für reinen Zementit und liegen mit 76.1 und 72.5 kJ mol<sup>-1</sup> im Bereich der gemessenen Bildungsenthalpie für Zementit. Es wäre daher eine logische Konsequenz, daraus den Schluss zu ziehen, dass Aluminium in Zementit gut löslich ist. Dies steht aber im krassen Gegensatz zu der von W. C. Leslie und Mitarbeiter gemessenen Löslichkeit von Aluminium in Zementit, die nahezu Null beträgt [45]. Der genaue Grund für die Abweichung bei Aluminium ist bis heute noch nicht bekannt. Ganz anders ist dies bei der Betrachtung der (Fe<sub>11</sub>Mn<sup>4c</sup>)C<sub>4</sub> bzw. (Fe<sub>11</sub>Mn<sup>8d</sup>)C<sub>4</sub>-Mischkarbide. Hier liegen die berechneten Bildungsenthalpien mit 81.7 bzw. 81.1 kJ mol<sup>-1</sup> nur knapp unter dem des reinen Zementits. Daraus kann auf eine sehr gute Löslichkeit von Mangan in Zementit geschlossen werden. Diese Schlussfolgerung wird auch durch die experimentell gemessenen Ergebnisse von W. C. Leslie und Mitarbeiter bestätigt [45]. Betrachtet man die unterschiedlichen Ergebnisse bezüglich der Position des substituierten Fe-Atoms, so erkennt man, dass sowohl Si-Atome als auch Al- und Mn-Atome auf den Fe(8d)-Positionen immer die thermodynamisch günstigere Variante darstellen [41].

Abschließend kann man feststellen, dass Silizium am besten geeignet erscheint, um die Karbidausscheidung zu unterdrücken. Bei Aluminium ist die Interpretation der theoretischen Ergebnisse bis jetzt noch nicht geklärt, jedoch sprechen die experimentellen Erfahrungen eindeutig dafür, dass mit Aluminium die Bildung von Zementit verzögert werden kann. Betrachtet man das Legierungselement Mangan, so wurde sowohl durch theoretische Berechnungen als auch durch experimentelle Untersuchungen bestätigt, dass es in keiner Weise hemmend auf die Zementitbildung wirkt.

Es sei an dieser Stelle angemerkt, dass sich diese theoretischen und praktischen Untersuchungen nur auf Zementit beziehen und für metastabile Vorstufen ( $\epsilon$ -Karbide etc.) die so gewonnenen Erkenntnisse nicht von zwingender Gültigkeit sein müssen.

## 3 Experimentelles

### 3.1 Herstellung der Versuchslegierungen

Die verschiedenen Versuchslegierungen wurden in einem ca. 300 kg fassenden Induktionsofen erschmolzen und anschließend in Kokillen zu Blöcken von ungefähr 80 kg abgegossen. Die so hergestellten Gussblöcke wurden für den kleintechnischen Warmwalzprozess in quaderförmige Stücke von ca. 400 x 150 x 150 mm<sup>3</sup> geschnitten und auf Lunken kontrolliert. Der Warmwalzsimulator besteht aus einem Stoßofen, worin bis zu sechs Stahlquader Platz finden, einem Zunderwäscher, einem reversierend arbeitenden Warmwalzgerüst und einer Kühlstrecke mit anschließender Heizbox für eine kontrollierte Abkühlung der fertig gewalzten Proben. Mithilfe dieser Anlage lässt sich der großtechnische Produktionsablauf des Warmwalzens im kleinen Maßstab abbilden. Um die Probenquader auf die geforderte Enddicke von 3 bis 4 mm zu bringen, wurden sie vorab zu einem Vorstreifen von ca. 38 mm Dicke gewalzt. Nach dem Abkühlen des Vorstreifens wurde dieser in mehrere Stücke zerteilt. Diese 38 mm dicken Probenstücke wurden nach abermaligem Erwärmen im Stoßofen auf 1180°C auf ihre Enddicke gewalzt. Diese Walzung erfolgte – wie bei der großtechnischen Produktion – in sieben Walzstichen. Anschließend erfolgten die Kühlung auf 600°C und das Einlagern der fertigen Streifen in die Heizbox, um die Abkühlung im Coil (ca. 15 K pro Stunde) zu simulieren. Die ausgekühlten Streifen wurden für das folgende Kaltwalzen in passende Stücke geschnitten. Das Kaltwalzen wurde an einem Quarto-Gerüst unter Zug durchgeführt, wodurch die gewünschte Blechdicke von 1 mm erzielt wurde. Bei manchen Proben kam es zu einem verstärkten Auftreten von Randrissen, die aber durch Zugabe einer Schmieremulsion in den Walzspalt minimiert werden konnten. Bänderrisse konnten dadurch weitgehend vermieden werden.

Aus den so hergestellten Blechen wurden Proben für Untersuchungen am Dilatometer sowie für eine chemische Analyse entnommen. Die chemische Stückanalyse wurde zum Vergleich mit der Schmelzanalyse erstellt, um mögliche Probenverwechslungen auszuschließen. Die restlichen Bleche standen zur Untersuchung von verschiedenen Wärmebehandlungszyklen aller Arten von TRIP-Stählen zur Verfügung.

## 3.2 Glühsimulation

Die Wärmebehandlung der einzelnen Bleche wurde an einem Glühsimulator ohne Schutzgasatmosphäre durchgeführt. Die Erwärmung der Bleche erfolgt dabei konduktiv mittels Wechselstrom, wobei die Temperatur von bis zu fünf auf die Probe geschweißten Thermoelementen gemessen wird. Das Abkühlen erfolgt mittels Pressluft, die über verstellbare Düsen direkt auf die Blechoberfläche geblasen wird. Sind höhere Kühlraten erforderlich ist, ein Abschrecken im Wasserbad ebenfalls möglich. Tabelle 3 gibt die vom Hersteller gewährleisteten Eigenschaften wieder.

<i>Spezifikation des Glühsimulators laut Hersteller</i>	
max. Probendimension:	500 x 300 x 5 [mm]
max. Glühtemperatur:	1000 [°C]
max. Heizrate:	100 [K/s]
max. Kühlrate: Luft (Wasser):	100 (1000) [K/s]
Bandzug:	0 bis 10 [kN]

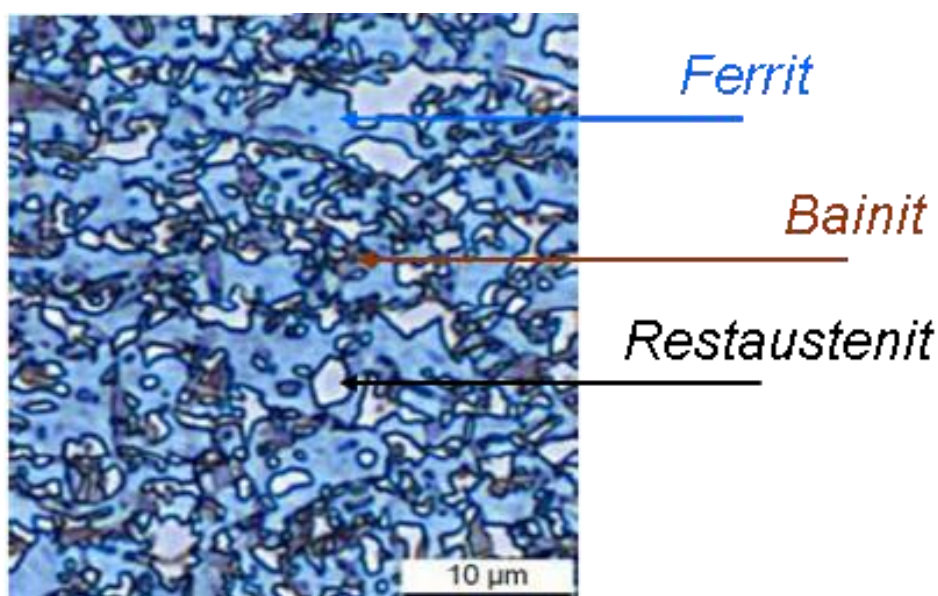
**Tabelle 3:** Spezifikationen des Glühsimulators [46].

Um eine möglichst homogene Temperaturverteilung in der Probe zu erreichen, wurde die maximal verwendete Probendimension auf  $130 \times 450 \times 1 \text{ mm}^3$  begrenzt, denn in der Vergangenheit hatte sich bei Glühungen sehr breiter Bleche (bis 300 mm) die Ausbildung eines Temperaturgefälles zwischen dem oberen und unteren Blechrand gezeigt. Mit abnehmender Probenbreite verringert sich aber dieser Effekt. Da die Glühung an der Luft stattfindet, kommt es an der Oberfläche zur Zunderbildung, wodurch die Glühproben anschließend einer Beizbehandlung in Schwefelsäure unterzogen werden müssen. Auch ist eine möglicherweise auftretende Randentkohlung in der Ergebnisauswertung zu berücksichtigen.

### 3.3 Gefügecharakterisierung

#### 3.3.1 Lichtmikroskopie

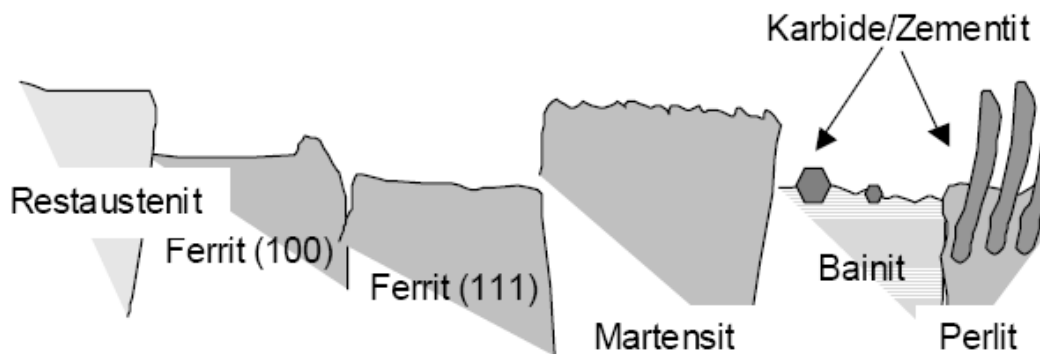
Bei der lichtmikroskopischen Gefügeanalyse von TRIP-Stählen ist die Unterscheidung von Ferrit, Bainit, Martensit und Restaustenit von entscheidender Bedeutung. Hierfür eignet sich am besten eine Ätzung nach LePera [47], wobei es sich um eine Niederschlagsätzung für anodische Bereiche handelt. Das Ätzmittel ist eine Mischung aus Na-Metabisulfit in destilliertem Wasser und Piktrinsäure in Ethanol. Im Gefügebild erscheint Ferrit bläulich, Bainit und angelassener Martensit bräunlich, Restaustenit und kohlenstoffreicher Martensit weiß sowie Perlit schwarz (s. Abbildung 12) [48, 49, 50]. Aus dieser Farbzuordnung ergibt sich naturgemäß das Problem der Unterscheidung von Bainit und angelassenem Martensit sowie kohlenstoffreichem Martensit und Restaustenit. Bainit von angelassenem Martensit auf Basis einer LePera-Ätzung zu unterscheiden, ist nur unter der Voraussetzung möglich, dass eine der beiden Phasen aufgrund der vorangegangenen Wärmebehandlung ausgeschlossen werden kann. Bei der Unterscheidung von Restaustenit und kohlenstoffreichem Martensit gibt – zusätzlich zur Wärmebehandlung – auch die Morphologie der weißen Fläche Auskunft über die zugrundeliegende Phase. Kleine weiße Körner, meist an der Grenze dreier Ferritkörner, sowie schmale weiße Streifen im Gefüge deuten auf Restaustenit hin. Im Gegensatz dazu lassen große weiße Flächen auf Martensit schließen. Zusätzlich zu den so gewonnen Informationen können der Restaustenitgehalt auch noch mithilfe der Röntgenspektroskopie bzw. der Joch-Isthmus-Methode gemessen und das Ergebnis in der Interpretation des Gefügebildes berücksichtigt werden.



**Abbildung 12:** LePera-Ätzung eines TRIP-Stahls. Lichtmikroskopische Aufnahme mit 1800-facher Vergrößerung [51].

### 3.3.2 Rasterelektronenmikroskopie und Transmissionselektronenmikroskopie

Zur genaueren Gefügeuntersuchung wurden ausgewählte Proben im Rasterelektronenmikroskop (kurz REM) betrachtet. Mithilfe der hochauflösenden REM-Bilder ist es möglich, sowohl den Restaustenit als auch bereits gebildete Karbide zwischen den Bainitnadeln zu erkennen. Um allerdings die unterschiedlichen Phasen optisch unterscheiden zu können, muss die polierte Probenoberfläche angeätzt werden. Bei der selektiven Auflösung von Phasen und Gefügebestandteilen nützt man die Tatsache, dass bei niedrig legiertem Stahl die Legierungselemente den flächenbezogenen Materialabtrag und damit die Abtraggeschwindigkeit beeinflussen. Eine entscheidende Bedeutung nimmt dabei die Kohlenstoffkonzentration der einzelnen Phasen ein. Denn je mehr Kohlenstoff in einer Phase gelöst ist, desto edler verhält sie sich. Phasen mit geringer Kohlenstofflöslichkeit, wie zu Beispiel Ferrit, werden daher wesentlich stärker abgetragen als kohlenstoffreiche, austenitische oder martensitische Bereiche (s. Abbildung 13). Ein weiterer Einflussfaktor auf die Abtraggeschwindigkeit ist die Kornorientierung des Ferrits. Es kann nämlich beobachtet werden, dass Körner mit der Orientierung (111) deutlich stärker angegriffen werden als solche mit der Kornorientierung (100). Für alle Gefügebestandteile gilt allerdings, dass Störstellen des regelmäßigen Gitteraufbaus (Korngrenzen, Subkorngrenzen, Zwillingen, Versetzungen etc.) ein höheres chemisches Potential aufweisen und daher einem erhöhten Materialabtrag unterliegen. Die durch das Ätzen erzeugte Oberflächentopographie erlaubt schließlich die Identifizierung einzelner Phasen im REM [52].



**Abbildung 13:** Modell einer durch selektive Phasenätzung entstandenen Oberflächentopographie [52].

Noch höhere Auflösungen lassen sich mit einem Transmissionselektronenmikroskop (kurz TEM) erzielen. Die dafür notwendigen sehr dünnen Folien werden aus ca. 3 mm großen Proben durch Schleifen und anschließendes Elektropolieren hergestellt. Beim Durchstrahlen der Probe werden nicht nur deutlich höhere Auflösungen erzielt, sondern es besteht auch die

Möglichkeit, die räumliche Anordnung von Gefügebestandteilen zu analysieren. Dadurch ist es auch möglich, unteren Bainit von angelassenem Martensit zu unterscheiden. Beim angelassenen Martensit treten die Zementitausscheidungen in drei unterschiedlichen Vorzugsrichtungen auf, die jeweils im Winkel von 120° zueinander stehen; hingegen sind im unteren Bainit die Karbidausscheidungen alle parallel zu einer Vorzugsorientierung ausgerichtet. Dieses Unterscheidungsmerkmal lässt sich nur bei einer räumlichen Betrachtung der Karbidausscheidungen eindeutig identifizieren [53]. Sämtliche Untersuchungen am TEM wurden von der Austrian Research Centers GmbH (ARC) am Center of Competence for Micro- & Nano Characterisation (CCMNC) durchgeführt.

### 3.3.3 Restaustenitmessung

Die quantitative Bestimmung des Restaustenitgehalts erfolgte mithilfe der Joch-Isthmus-Methode. Dabei macht man sich die unterschiedliche Magnetisierbarkeit zwischen den ferromagnetischen Phasenanteilen und dem paramagnetischem Restaustenit zunutze. Um den Restaustenit einer Probe zu bestimmen, wird diese zuerst bis zur Sättigung magnetisiert. Anschließend wird diese Sättigungsmagnetisierung gemessen und mit einem berechneten Referenzwert einer rein ferritischen Probe gleicher chemischer Zusammensetzung verglichen (Formel 4, Formel 5). Aus der Differenz lässt sich der Anteil an Restaustenit im Gefüge bestimmen (Formel 6).

$$J_m = \frac{\int U_{\text{ind}} dt}{K \cdot V} \times 100\% \quad (4)$$

Berechnung der Sättigungsmagnetisierung aus der gemessenen Induktionsspannung.

Darin sind

$J_m$ : Sättigungsmagnetisierung,  
 $U_{\text{ind}}$ : Induzierte Spannung,  
 $V$ : Probenvolumen,  
 $K$ : Gerätekonstante.

$$J_S^{\text{ref}} = J_S^{\text{Fe}} - \sum_{i=1}^n \alpha_i \times A_i \quad (5)$$

Berechnung des Referenzwertes einer rein ferritischen Probe gleicher chemischer Zusammensetzung.

Darin sind

$J_s^{\text{ref}}$ : Theoretische Sättigungsmagnetisierung,  
 $J_s^{\text{Fe}}$ : Sättigungsmagnetisierung von reinem Eisen (2.158 T),  
 $\alpha_i$ : Elementspezifischer Reduktionsfaktor,  
 $A_i$ : Legierungselemente in Prozent,  
 $n$ : Anzahl der Elemente.

Legierungselement	Reduktionsfaktor $\alpha_n$ [T/%]
C	0.1500
Si	0.0480
Mn	0.0244
Al	0.0570
Cr	0.0305
Ni	0.0322
Mo	0.0600
Cu <sub>g</sub>	0.0480
Cu <sub>u</sub>	0.0200

**Tabelle 4:** Reduktionsfaktoren einzelner Elemente [54].

$$A_{\text{aust}} = \frac{J_S^{\text{ref}} - J_m}{J_S^{\text{ref}}} \times 100\% \quad (6)$$

Berechnung der Restaustenitmenge aus der Differenz von gemessener und theoretisch berechneter Sättigungsmagnetisierung.

Mit dieser Messmethode lassen sich laut Hersteller des Magnetjochs Restaustenitanteile bis 30 % mit einer Genauigkeit von  $\pm 0.5$  % im Gefüge bestimmen (s. Abbildung 14) [55]. Ein Nachteil dieser magnetischen Restaustenitbestimmung ergibt sich aus der Tatsache, dass bestimmte Faktoren, welche die Sättigungsmagnetisierung beeinflussen, wie Korngröße oder Karbidausscheidungen, nicht berücksichtigt werden. Beim Vergleich der Messergebnisse ist daher immer auch darauf zu achten, dass es sich um Proben mit ähnlichem Gefüge und Karbidanteilen handelt. Die in dieser Arbeit dargestellten Ergebnisse basieren, wenn nicht anders angegeben, auf Proben mit bainitischen/martensitischen Gefüge und geringen Karbidanteilen.

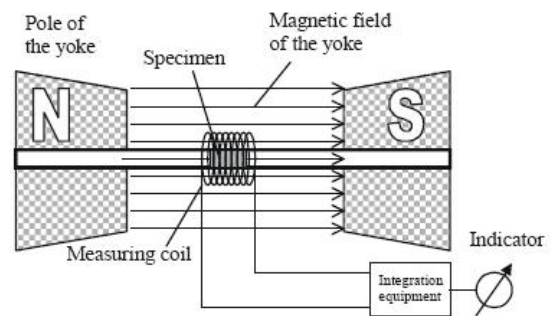


Abbildung 14: Gerät zur Bestimmung des Restaustenitanteils im Gefüge [55].

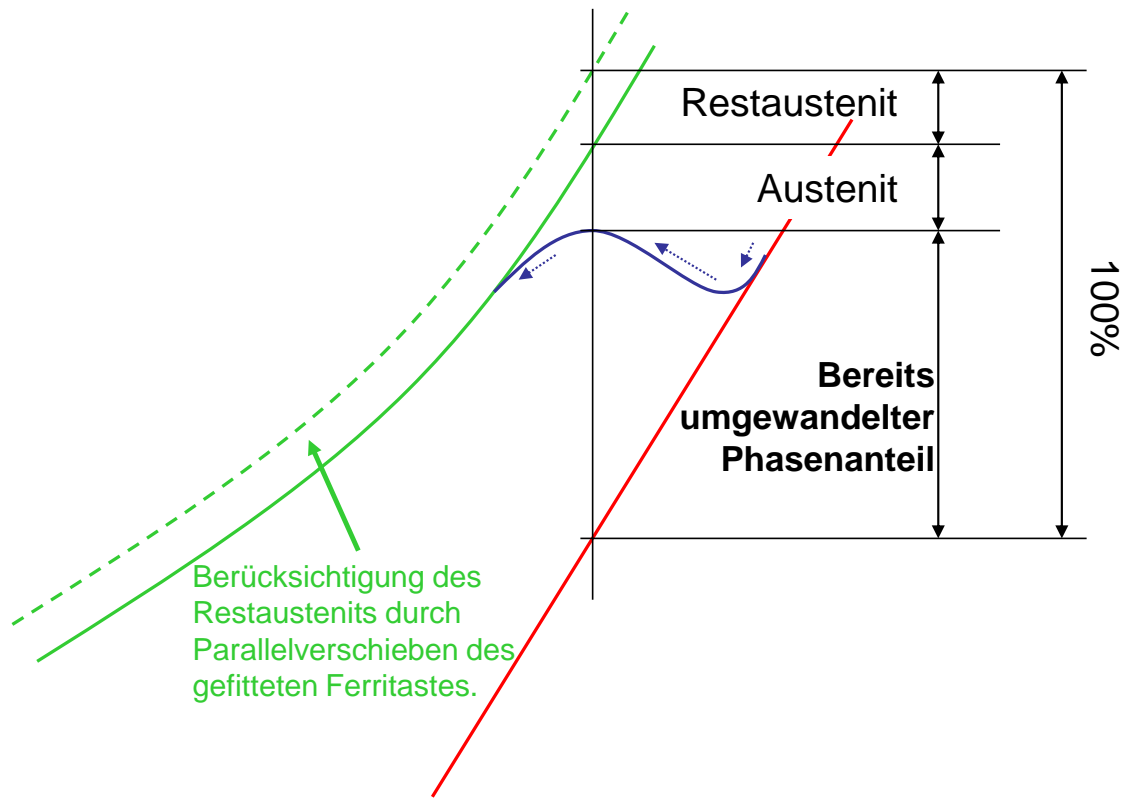
### 3.4 Dilatometrie

Zur Charakterisierung des Umwandlungsverhaltens wurden an einem Dilatometer vom Typ 805 A/D der Firma Bähr Messungen durchgeführt. Die quaderförmigen Proben ( $1 \times 3.5 \times 10 \text{ mm}^3$ ) für die Messungen wurden aus kaltgewalzten Blechen der verschiedenen Versuchslegierungen erodiert. Das Aufheizen der Probe erfolgte induktiv und die Kühlung, falls nicht anders angegeben, standardmäßig durch das Einblasen von Stickstoff. Die Temperatur wurde mittels eines aufgeschweißten Thermoelements gemessen.

In einer ersten Messserie wurden die Proben bei  $900^\circ\text{C}$  60 Sekunden lang austenitisiert und anschließend mit Kühlraten zwischen 3 und 50 K/s abgekühlt. Auf diese Weise konnten für alle Legierungen die  $A_1$ -,  $A_3$ -,  $M_s$ - und  $M_f$ -Temperaturen bestimmt werden sowie auch die kritische Abkühlgeschwindigkeit, bei der jegliche Ferritbildung unterdrückt wird. Die zweite Serie diente zur Untersuchung der isothermen Bainitbildung. Dabei wurden die Proben nach dem Austenitisieren ( $900^\circ\text{C}$ , 60 s) mit 70 K/s auf eine Halte-temperatur zwischen  $200^\circ\text{C}$  und  $500^\circ\text{C}$  abgekühlt und 1200 s lang auf dieser Temperatur gehalten. Anschließend erfolgte die Kühlung auf Raumtemperatur ebenfalls mit 70 K/s. Das schnelle Abkühlen auf die Halte-temperatur dient zur Unterdrückung einer möglichen Ferritbildung, sodass die isotherme Umwandlung bei unterschiedlichen Temperaturen untersucht werden konnte.

Die Auswertung der erhaltenen Dilatometerkurven erfolgte mithilfe des Hebelgesetzes (s. Abbildung 15), wobei die Wärmedehnung des Ferrits beim Aufheizen mit einem Polynom zweiten Grades, die Dehnung des Austenits hingegen mit einer linearen Funktion gefittet wurde. Zur Berücksichtigung des Restaustenits wurde die Ferritkurve entsprechend der Menge an verbliebenen Austenit parallel verschoben, sodass laut Hebelgesetz bei Raumtemperatur genau die Menge an Austenit übrig bleibt, die auch magnetisch gemessen wurde.



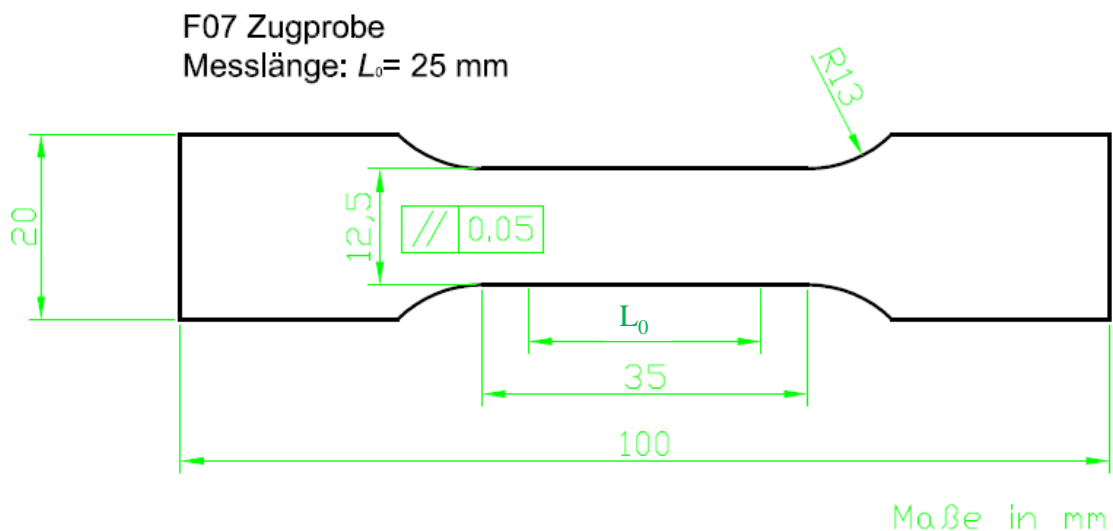


**Abbildung 15:** Auswertung der Phasenumwandlung anhand einer Dilatometerkurve mittels Anwendung des Hebelgesetzes.

## 3.5 Mechanische Eigenschaften

### 3.5.1 Zugversuch

Zur Charakterisierung der quasistatischen mechanischen Eigenschaften in Abhängigkeit der Legierungselemente und Wärmebehandlung wurden Zugversuche gemäß der europäischen Norm „EN 10002 Teil 1“ durchgeführt. Dazu wurden den geglähten Blechen Flachzugproben der Norm „ASTM E 517, Specimen A, Alternativ“ (interne Bezeichnung: F07), entnommen, wobei die Anfangsmesslänge für Dehnungsmessung jedoch auf eine Länge von nur 25 mm verkürzt wurde (s. Abbildung 16).

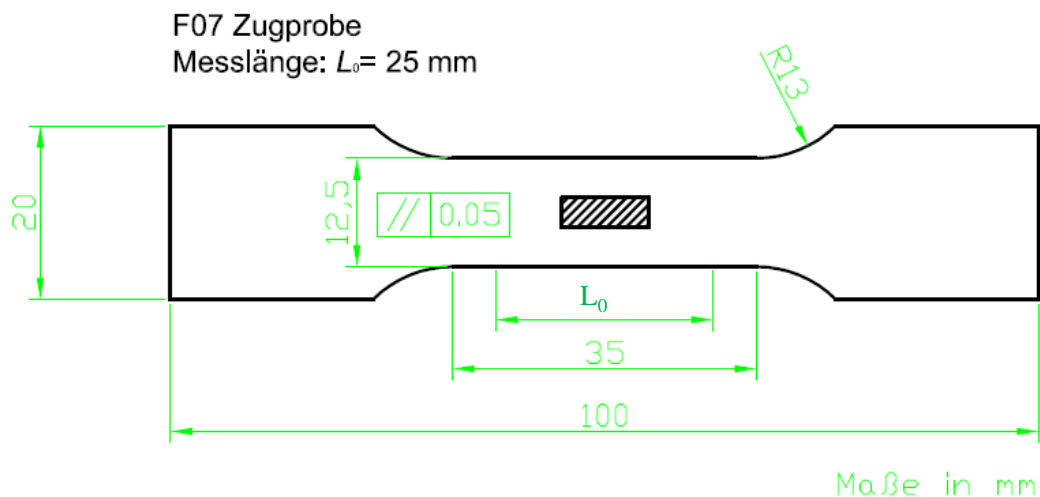


**Abbildung 16:** Flachzugprobe F07 nach „ASTM E 517, Specimen A, Alternativ“, wobei die Anfangsmesslänge für die Dehnungsmessung 25 mm beträgt.

Die Zugprüfung wurde bei allen Versuchen an Längsproben (Walzrichtung parallel zur Zugrichtung) durchgeführt, wobei aus jedem geglähten Blech zwei Zugproben geprüft und die erhaltenen Werte gemittelt wurden. Auf diese Weise konnten die Werte für  $R_{p0.2}$ ,  $R_m$ ,  $A_g$  und  $A_{25}$  für sämtliche Legierungs- und Wärmebehandlungsvarianten ermittelt werden. An ausgewählten Proben wurde zusätzlich der differenzielle  $n$ -Wert in Abhängigkeit der logarithmischen Dehnung ermittelt, um auf die Stabilität des Restaustenits während der plastischen Verformung rückzuschließen.

### 3.5.2 Reckversuch

Eine Methode zur Untersuchung der Stabilität des Restaustenits ist der Reckversuch. Dazu wurden aus einem geglühten Blech zwölf Zugproben entnommen (s. Abbildung 17). Eine Zugprobe wurde zur Ermittlung der mechanischen Kennwerte in der Zugprüfmaschine zerrissen, die anderen elf standen für den eigentlichen Reckversuch zur Verfügung. Die verbliebenen elf Zugproben wurden in der Zugprüfmaschine zwischen 0.5 % plastischer Verformung und der Gleichmaßdehnung gereckt. Anschließend wurden aus der Mitte der Zugprobe eine Restaustenitprobe entnommen und mithilfe der Joch-Isthmus-Methode der Gehalt an Austenit gemessen. Auf diese Weise lässt sich die Umwandlung des Restaustenits in Abhängigkeit von der plastischen Deformation untersuchen.



**Abbildung 17:** Flachzugprobe F07 nach „ASTM E 517, Specimen A, Alternativ“ für einen Reckversuch. Die schraffierte Fläche markiert die Entnahmeposition der Probe für die Restaustenitmessung.

### 3.4.3 Hole-Expanding-Test (HET)

Der Hole-Expanding-Test (kurz HET) wurde an ausgewählten Proben gemäß der Norm „ISO/WD 16630“ durchgeführt. Dabei wird in eine ca.  $100 \times 100$  mm<sup>2</sup> große zu prüfende Blechplatte mittig ein Loch mit einem Durchmesser von 10 mm gestanzt oder gefräst. Anschließend wird die Probe mit dem Grat nach oben in eine Matrize gespannt und mit einem Dorn, der einen Flankenwinkel von 30° besitzt, langsam aufgeweitet, bis sich der erste Riss bildet (s. Abbildung 18). Sobald ein Riss erkennbar ist, wird die Aufweitung gestoppt und das Loch zwei Mal im rechten Winkel zueinander vermessen. Der daraufhin gebildete arithmetische Mittelwert der Messwerte dient zur Berechnung der prozentualen Lochaufweitung (s. Formel 7) [56].

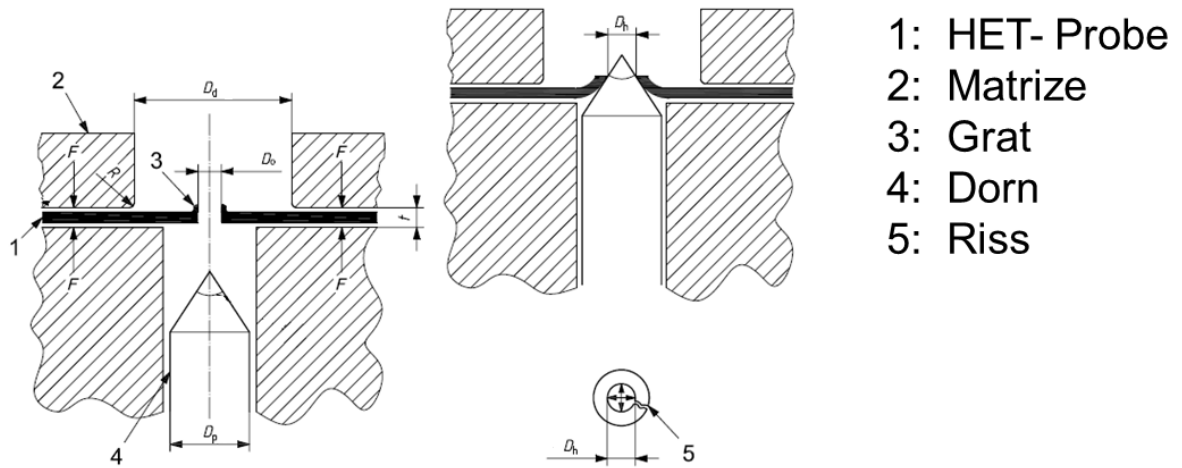


Abbildung 18: Schematische Darstellung eines Hole-Expanding-Tests [56].

$$\lambda = \frac{D_h - D_0}{D_0} \times 100\% \quad (7)$$

**Formel 7:** Berechnung der prozentualen Lochaufweitung.

*Darin sind*  $\lambda$ : Prozentuale Lochaufweitung,  
 $D_0$ : Ausgangsdurchmesser (10 mm),  
 $D_h$ : Aufgeweiteter Durchmesser.

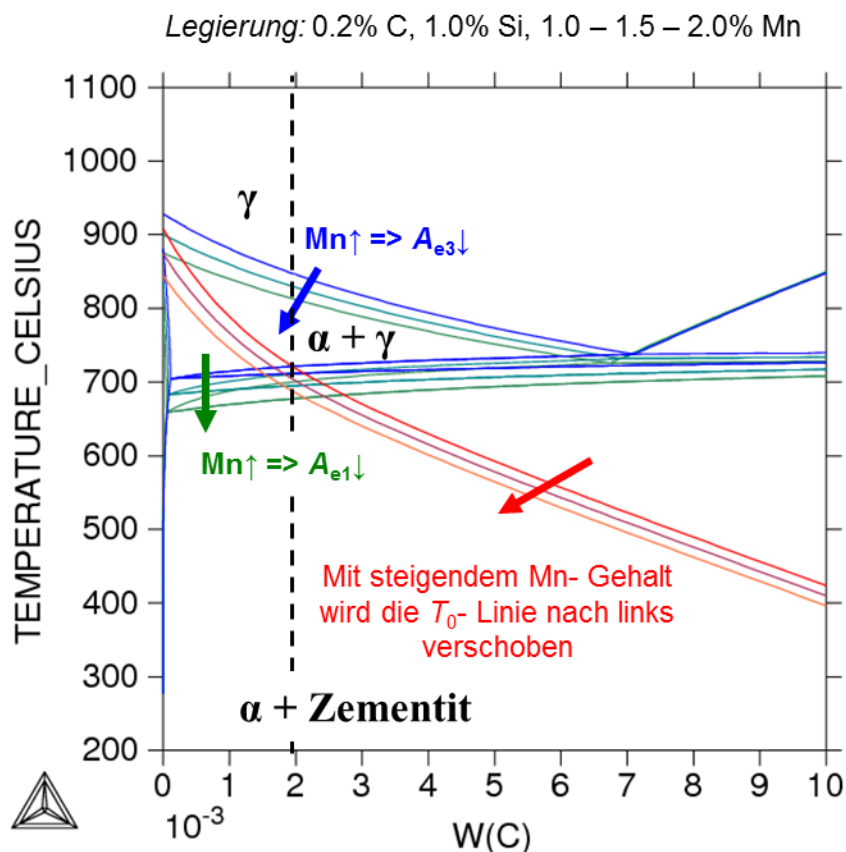
## 4 Ergebnisse

### 4.1 Thermodynamische Berechnungen

Sämtliche thermodynamischen Berechnungen wurden mittels der Thermo-Calc®-Software (Version R, Datenbank TCFE5) durchgeführt. Diese Berechnungen zeigten den Einfluss der Legierungselemente C, Mn, Si, Al und Cr auf die Phasenumwandlungspunkte im thermodynamischen Gleichgewicht sowie die  $T_0$ -Temperaturen.

#### 4.1.1 Einfluss von Mangan in einer TPF-Legierung

Abbildung 19 demonstriert den Ausschnitt eines Phasendiagramms sowie die berechneten  $T_0$ -Linien dreier Legierungen mit unterschiedlichen Mangangehalten.

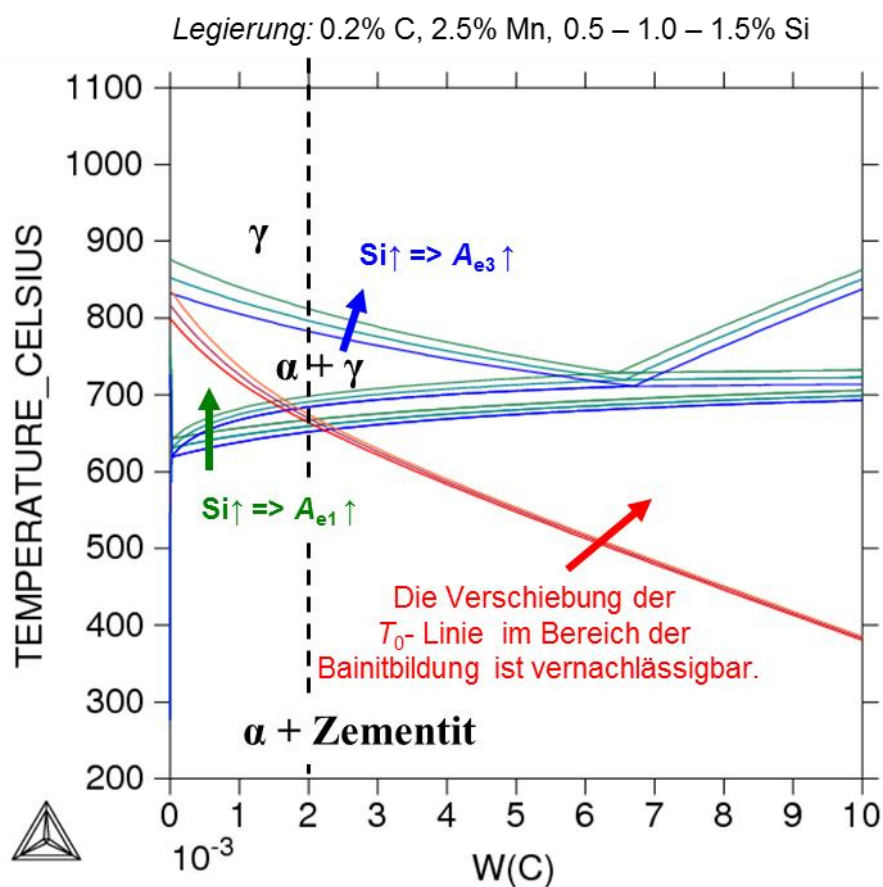


**Abbildung 19:** Ausschnitt aus einem Phasendiagramm und die berechneten  $T_0$ -Linien für drei Legierungen mit unterschiedlichem Mangangehalt.  
w(C): Massenanteil des Kohlenstoffs

Es ist dabei deutlich zu erkennen, dass ein höherer Mangangehalt zu einer Absenkung der  $A_{e1}$ - und der  $A_{e3}$ -Temperatur führt, wodurch niedrigere Temperaturen beim Glühen im Zweiphasengebiet ermöglicht werden. Weiters ist eine Verschiebung der  $T_0$ -Linie zu niedrigeren Kohlenstoffgehalten zu beobachten.

#### 4.1.2 Einfluss von Silizium in einer TBF-Legierung

Abbildung 20 zeigt einen Ausschnitt aus einem Phasendiagramm und die berechneten  $T_0$ -Linien dreier TBF-Legierungen mit unterschiedlichem Siliziumanteil.

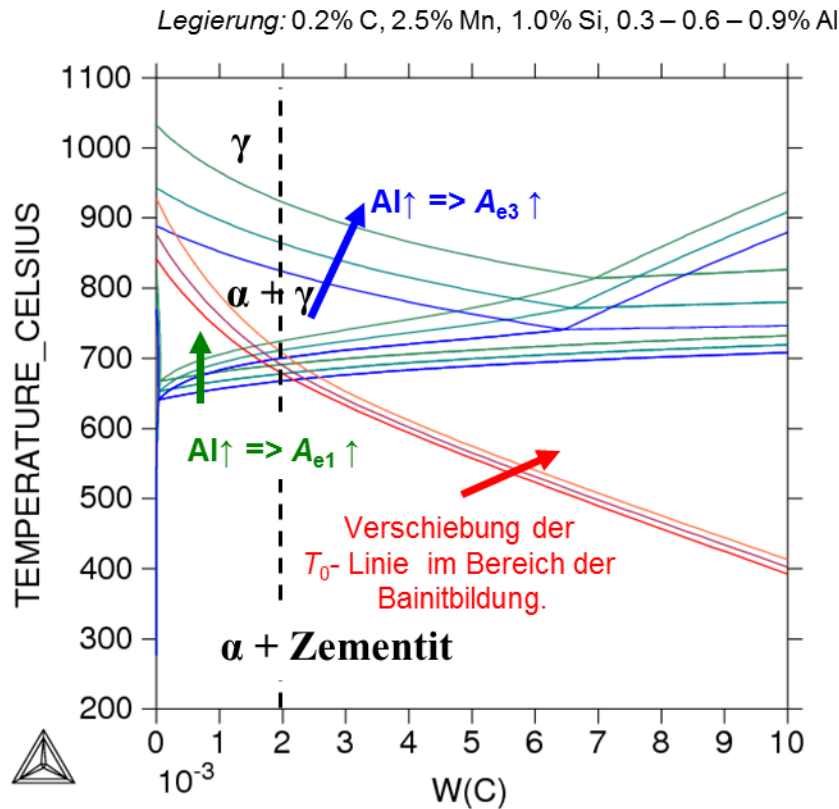


**Abbildung 20:** Ausschnitt aus einem Phasendiagramm und die berechneten  $T_0$ -Linien für unterschiedliche Siliziumgehalte.  
 $w(C)$ : Massenanteil des Kohlenstoffs

Aus dem berechneten Phasendiagramm geht deutlich eine Erhöhung der  $A_{e1}$ - und  $A_{e3}$ -Temperatur mit steigendem Siliziumgehalt hervor, wobei  $A_{e1}$  weniger stark ansteigt; daher sind bei höheren Siliziumgehalten zum vollständigen Austenitisieren auch höhere Glühtemperaturen notwendig. Eine deutliche Verschiebung der  $T_0$ -Linie tritt nur bei höheren Temperaturen auf; im Bereich der Bainitumwandlung ist die Verschiebung zu vernachlässigen.

### 4.1.3 Einfluss von Aluminium in einer TBF-Legierung

Abbildung 21 demonstriert den Ausschnitt eines Phasendiagramms und die berechneten  $T_0$ -Linien dreier TBF-Legierungen mit unterschiedlichen Aluminiumgehalten.

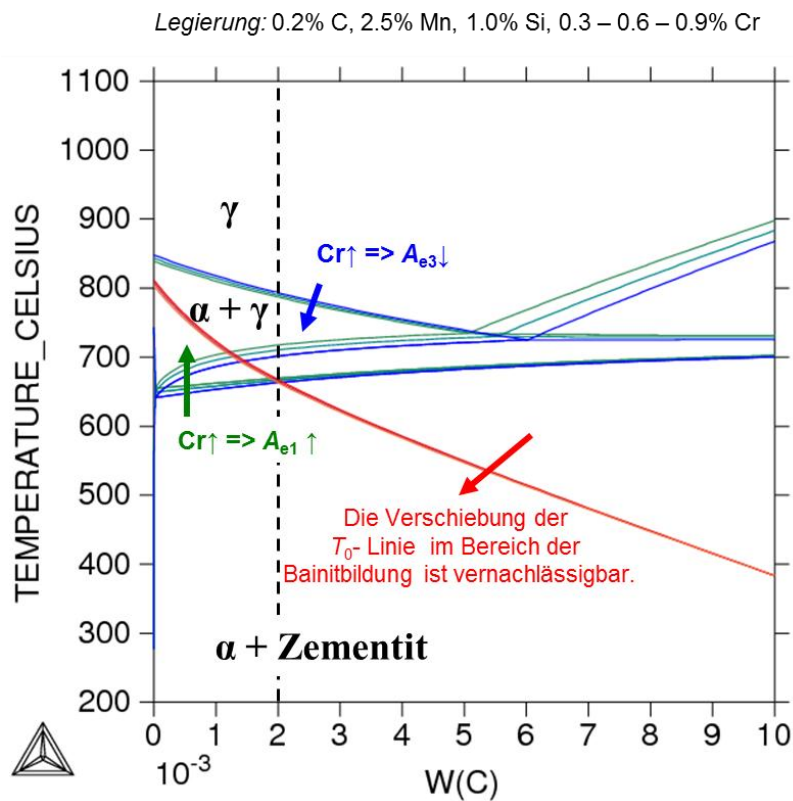


**Abbildung 21:** Ausschnitt aus einem Phasendiagramm und die berechneten  $T_0$ -Linien für unterschiedliche Aluminiumgehalte.  
w(C): Massenanteil des Kohlenstoffs

Deutlich ist zu erkennen, dass bereits geringe Mengen an Aluminium zu einer drastischen Erhöhung der  $A_{e3}$ -Temperatur führen. Daraus ergeben sich bei höheren Aluminiumgehalten erhebliche Probleme bei der großtechnischen Produktion, da anlagentechnisch derart hohe Glühtemperaturen nur sehr schwer erreichbar sind. Legierungskonzepte mit hohen Aluminiumanteilen, wie sie bei TPF-Stählen eingesetzt werden, sind daher für TBF-Stähle nicht umsetzbar. Höhere Aluminiumgehalte verschieben die  $T_0$ -Linie geringfügig nach rechts, sodass theoretisch mehr Kohlenstoff in den Austenit umverteilt werden kann. Die  $A_{e1}$ -Temperatur steigt mit der Menge an Aluminium ebenfalls an.

#### 4.1.4 Einfluss von Chrom in einer TBF-Legierung

Erhöht man den Mengenanteil an Chrom in einer TBF-Legierung ergeben sich folgende Phasendiagramme und  $T_0$ -Linien (s. Abbildung 22).



**Abbildung 22:** Ausschnitt aus einem Phasendiagramm und die berechneten  $T_0$ -Linien für unterschiedliche Chromgehalte.  
 $w(C)$ : Massenanteil des Kohlenstoffs

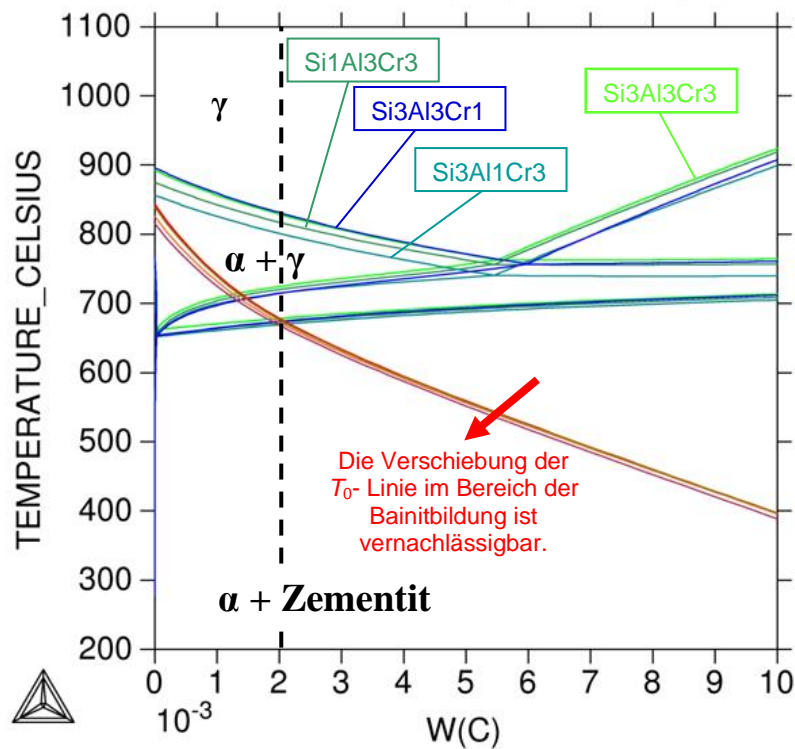
Die Erhöhung des Chromanteils in der Legierung führt zu einer geringen Anhebung der  $A_{e1}$ -Temperatur, wobei die  $A_{e3}$  nur um einen vernachlässigbar kleinen Betrag gesenkt wird. Auf die  $T_0$ -Linie der Chromanteil über den gesamten Temperaturbereich hinweg keinen signifikanten Einfluss.

#### 4.1.5 Thermodynamische Berechnungen von kleintechnisch hergestellten Legierungen

Beim Betrachten der Phasendiagramme verschiedener kleintechnisch hergestellten Legierungen verhalten sich die verschiedenen Legierungselemente in Kombination wie eine Überlagerung ihrer Einzelwirkungen. In Abbildung 23 sind die berechneten Phasendiagramme und die dazugehörigen  $T_0$ -Linien dargestellt.



Die genaue Analyse der Schmelzen ist vertraulich und darf daher nicht veröffentlicht werden. Um dennoch einen qualitativen Vergleich der Legierungen in Bezug auf ihre Legierungszusammensetzung zu ermöglichen, wurde eine Bezeichnung gewählt die aus dem chemischen Symbol eines Hauptlegierungselements (Si, Al und Cr) und einer Zahl besteht. Dieselbe Zahl hinter dem Elementsymbol bei unterschiedlichen Legierungen bedeutet, dass sich dieselbe Menge des entsprechenden Elements in der Legierung befindet, wobei mit der Höhe der Zahl auch die Menge des zulegierten Elements ansteigt. Besteht eine Legierung aus mehreren Hauptlegierungselementen werden die einzelnen Bezeichnungen einfach aneinandergereiht. Legierungsvarianten mit verringertem Kohlenstoffgehalt sind zusätzliche mit „redC“ und Varianten mit erhöhtem Borgehalt mit einem B am Bezeichnungsende gekennzeichnet.



**Abbildung 23:** Ausschnitt aus den Phasendiagrammen von vier kleintechnisch hergestellten Schmelzen und die jeweils dazugehörige  $T_0$ -Linie.  
w(C): Massenanteil des Kohlenstoffs

Beim Betrachten der  $A_{e3}$ -Temperaturen erkennt man, dass diese nur durch die Menge an Silizium und Aluminium beeinflusst werden. Die niedrigste  $A_{e3}$ -Temperatur weist die Legierung Si3Al1Cr1 mit dem geringsten Aluminiumgehalt auf. Ein verringerter Silizium-

anteil wie bei der Variante Si1Al3Cr3 senkt zwar ebenfalls die  $A_{e3}$ -Temperatur, allerdings weniger stark. Die beiden Legierungsvarianten Si3Al3Cr1 und Si3Al3Cr3 besitzen nahezu identische  $A_{e3}$ -Temperaturen, da, wie aus Abbildung 22 hervorgeht, Chrom keinen wesentlichen Einfluss auf die  $A_{e3}$ -Temperatur hat. Bei Betrachtung der  $T_0$ -Linien lässt sich kein signifikanter Unterschied zwischen den einzelnen Legierungen erkennen, außer einer vernachlässigbaren Verschiebung nach links bei der Variante Si3Al1Cr3. Diese Ergebnisse stimmen ebenfalls mit den oben gezeigten einzelnen Wirkungen von Silizium, Aluminium und Chrom auf die  $T_0$ -Linie überein.

## 4.2 Untersuchung alternativer TPF-Legierungen

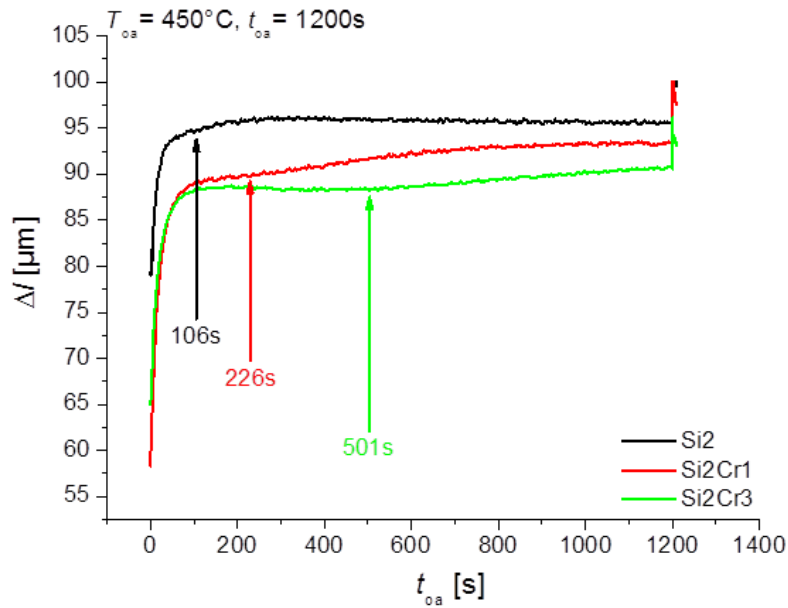
Bei der Herstellung von TRIP-Stählen kommt der Unterdrückung von Karbidausscheidungen während der Wärmebehandlung eine entscheidende Bedeutung zu. Die gezeigten ThermoCalc<sup>®</sup>-Berechnungen zeigen, dass hohe Aluminiumgehalte, wie sie bei TRIP-Stählen mit polygonal ferritischer Matrix eingesetzt werden, zu hohen  $A_{e3}$ -Temperaturen führen, die in der großtechnischen Herstellung erhebliche Probleme bereiten können. Durch die Substitution von Aluminium durch Silizium ist eine effektive Verhinderung der Karbidbildung ohne ein zu starkes Ansteigen der  $A_{e3}$ -Temperatur möglich. Allerdings sind die dazu notwendigen Mengen an Silizium so hoch, dass bei der großtechnischen Herstellung die Gluhanlagen durch an der Oberfläche gebildetes Siliziumoxid verunreinigt werden.

Eine mögliche Alternative bietet Chrom als Legierungselement, da aus den thermodynamischen Berechnungen hervorgeht, dass Chrom die  $A_{e3}$ -Temperatur minimal senkt und auch bei der Produktion keine weiteren, störenden Einflüsse auftreten.

Da TPF-Stähle bereits besser erforscht sind, wurden die ersten Versuche mit einem Chromkonzept an diesem Stahltyp getestet, um aus den so gewonnenen Erkenntnissen Legierungskonzepte für andere TRIP-Stahltypen zu entwickeln.

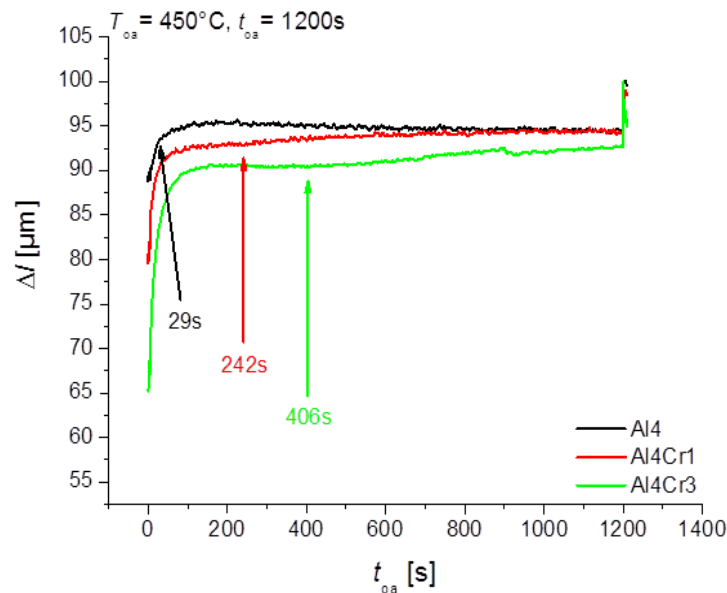
### 4.2.1 Isothermes Umwandlungsverhalten von Si/Cr- und Al/Cr-Varianten

Zur Untersuchung des isothermen Umwandlungsverhaltens in der Haltephase wurden die Proben der einzelnen Versuchslegierungen im Dilatometer bei 800°C für 60 s interkritisch gegläht und anschließend mit 75 K/s auf die unterschiedlichen Haltetemperaturen zwischen 250°C und 600°C abgekühlt. Während der 1200 s lang dauernden Haltezeit wurde die Längenänderung als Maß für die bainitische Umwandlung gemessen. Besonderes Augenmerk wurde auf die in der Literatur häufig zu findende [57] und für TPF-Legierungen typische zweistufige Umwandlung gelegt. Die zweite Stufe der Austenitumwandlung entsteht durch die beginnende Karbidausscheidung, wodurch der Kohlenstoffgehalt im verbliebenen Austenit reduziert und so eine weitere Bainitumwandlung ermöglicht wird. Die folgende Abbildung 24 zeigt die Auswirkung von Chrom auf die Verzögerung der Karbidausscheidung bei 450°C Haltetemperatur.



**Abbildung 24:** Die Auswertung der isothermen Bainitumwandlung zeigt deutlich eine Verschiebung der beginnenden Karbidausscheidung zu längeren Haltezeiten mit zunehmendem Chromgehalt.

Deutlich ist dabei zu erkennen, dass mit steigendem Chromgehalt der Beginn der Karbidausscheidung zu längeren Zeiten hin verschoben wird. Beim Vergleich der Umwandlung der Si/Cr-Varianten mit den Al/Cr-Legierungen (s. Abbildung 25) erkennt man, dass Chrom auch bei einem Aluminiumkonzept in gleicher Weise wirkt.



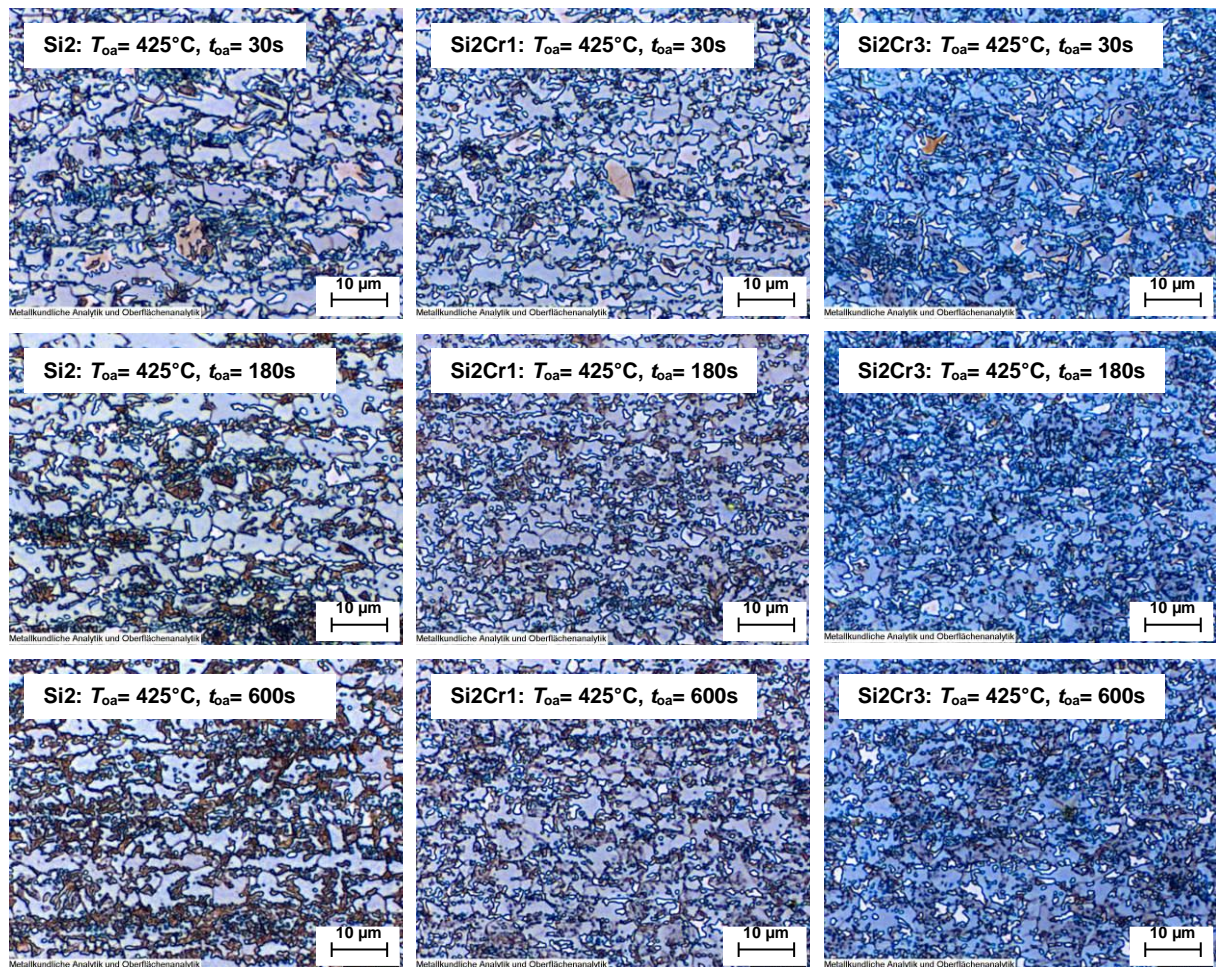
**Abbildung 25:** Einfluss von Chrom auf die Karbidausscheidung einer auf Aluminium basierenden TPF-Legierung.

Da Aluminium aber die Karbidbildung weniger stark verzögert, ist der Effekt nicht so ausgeprägt wie bei den Siliziumvarianten. Die beiden Legierungsvarianten Si2 und Al4 haben gegenüber bereits bestehenden Konzepten einen stark reduzierten Anteil an Silizium bzw. Aluminium, wie aus der geringen Verzögerung der Karbidbildung leicht zu erkennen ist. Es konnte aber gezeigt werden, dass es mithilfe von Chrom möglich ist, die Ausscheidung von Karbiden zu verzögern, ohne die Bainitbildung an sich wesentlich zu beeinträchtigen. Dadurch kann die eingesetzte Menge an Silizium und Aluminium deutlich reduziert werden.

### **4.2.2 Gefüge und mechanische Eigenschaften der Si/Cr- und Al/Cr-Varianten**

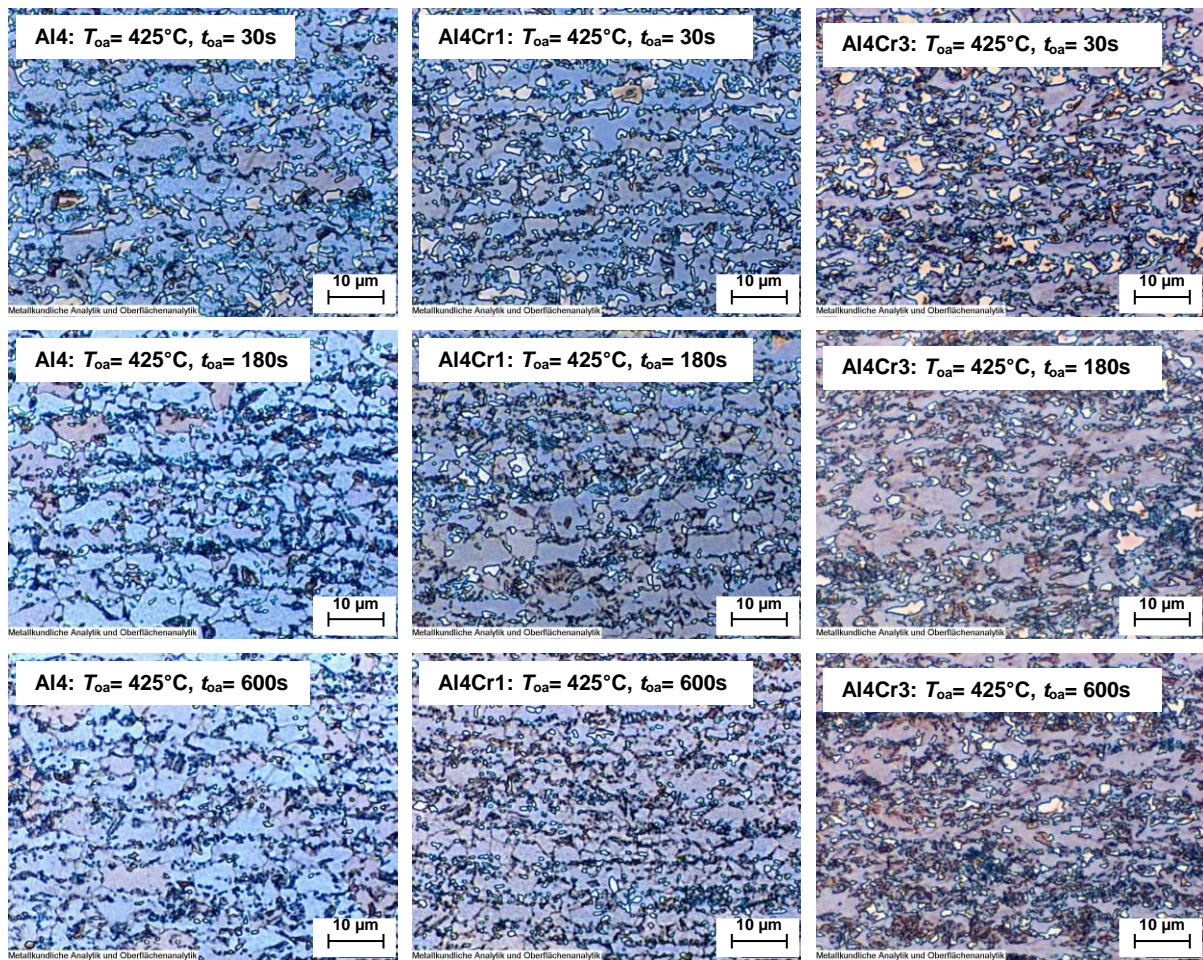
Die unterschiedlichen Legierungsvarianten wurden mit dem Glühsimulator bei 800°C für 60 s interkritisch geglüht und anschließend auf Haltetemperaturen zwischen 350°C und 450°C abgekühlt. Die Haltezeit wurde zwischen 30 s und 600 s variiert. Zur Charakterisierung des Gefüges wurden die Proben nach LePera geätzt, anschließend lichtmikroskopisch untersucht, sowie eine Restaustenitmessung durchgeführt. Die mechanischen Eigenschaften wurden durch Zugversuche für jeden Wärmebehandlungszustand ermittelt.

Beim Vergleich der Gefügebilder der Siliziumvarianten für verschiedene Haltezeiten erkennt man, wie mit steigendem Chromgehalt die Menge des Restaustenits zunimmt. Bei Variante Si2 ist nach 600 s Haltezeit bei 425°C kein Restaustenit mehr zu erkennen; stattdessen zeigen sich dunkle bis schwarze Bereiche im Gefüge, die auf Zementit hindeuten. Durch die Zugabe von Chrom wird der Austenitfall verzögert, sodass bei Legierung Si2Cr1 auch nach 600 s noch kleine Bereiche von Restaustenit sichtbar sind. Mit steigendem Chromgehalt verschiebt sich der Austenitfall zu immer längeren Zeiten, wie aus den Bildern der Variante Si1Cr3 ersichtlich ist. Ferner kann man erkennen, dass die Bainitbildung bei den mit Chrom legierten Varianten nach 180 s bereits größtenteils abgeschlossen und auch bei längeren Haltezeiten keine nennenswerte Karbidbildung mehr zu beobachten ist. Daraus resultieren die annähernd identischen Gefügebilder von 180 s und 600 s Haltezeit (s. Abbildung 26).



**Abbildung 26:** Einfluss des Chromgehaltes auf das Gefüge bei unterschiedlich langen Haltezeiten.  
(Ätzung: LePera)

Die Schlichtbilder der Al/Cr-Varianten (s. Abbildung 27) lassen erkennen, dass bei der Legierung Al4 bereits nach 30 s erste Ausscheidungen als dunkle Bereiche sichtbar werden. Nach 180 s ist kein Restaustenit mehr zu finden, und man erkennt bereits dunkelbraune bis schwarze Flecken, die auf Karbidausscheidungen im Gefüge hinweisen. Beträgt die Haltezeit 600 s, so besteht das Gefüge nur noch aus Ferrit und Zementit. Durch das Zulegieren von Chrom (Al4Cr1) wird die Karbidausscheidung behindert. Es sind zwar auch hier bereits nach 30 s dunkle, ausscheidungsreiche Stellen zu finden, jedoch ist auch nach 180 s Haltezeit noch etwas Restaustenit erkennbar. Nach 600 s ist aber auch bei dieser Variante fast der gesamte Austenit zerfallen, und es sind deutlich schwarze perlitische Bereiche zu erkennen. Wird die Chrommenge weiter gesteigert (Al4Cr3), so erhöht sich auch die Restaustenitmenge, die nach 30 s, 180 s und 600 s zu finden ist. Der Vergleich zwischen Al/Cr- und Si/Cr-Legierungen lässt erkennen, dass Silizium wesentlich mehr zur Unterdrückung der Karbidbildung beiträgt als Aluminium. Die Zugabe von Chrom erhöht aber in beiden Fällen die Menge an Restaustenit.



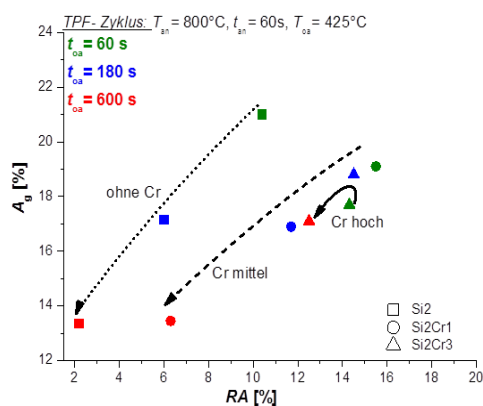
**Abbildung 27:** Einfluss des Chromgehaltes auf das Gefüge bei unterschiedlich langen Haltezeiten.  
(Ätzung: LePera)

Die mechanischen Eigenschaften von TRIP-Stählen sind entscheidend von der Menge an Restaustenit im Gefüge und dessen Stabilität abhängig. Betrachtet man die Gleichmaßdehnung und die gemessene Menge an Restaustenit (s. Abbildung 28 und Abbildung 29), so wird, wie bereits in Schliffbildern qualitativ erkennbar, ein deutlicher Abfall der Restaustenitmenge bei längeren Haltezeiten ersichtlich. Damit nimmt allerdings auch die Gleichmaßdehnung entsprechend ab. Die Zugfestigkeiten der mit Aluminium legierten Varianten ist tendenziell um 80 MPa niedriger als die mit Silizium legierten Schmelzen (s. Abbildung 30 und Abbildung 31).

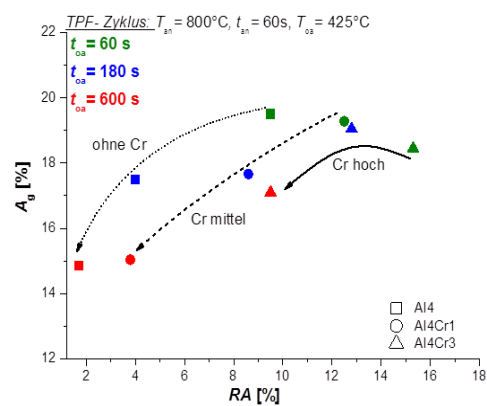
Ein besonderes Augenmerk ist auf die Legierungen mit hohem Chromgehalt zu legen, da sie ein grundlegend anderes Verhalten über die Haltezeit aufweisen. Die Legierungsvarianten ohne Chrom bzw. mit mittlerem Chromgehalt haben ihre Bainitumwandlung bereits bei kurzen Haltezeiten abgeschlossen. Ein längeres Verweilen in der Haltephase führt daher zu keiner weiteren Stabilisierung des Austenits durch zusätzliche Kohlenstoffumverteilung, sondern im Gegenteil zu einem Zerfall des Austenits und der Bildung von Zementit. Daher

bewirkt bei diesen Varianten eine höhere Haltezeit gleichzeitig eine Reduktion der Festigkeit und der Dehnung.

Die hoch chromhaltigen Legierungen Si2Cr3 und Al4Cr3 zeigen aufgrund ihrer verzögerten Bainitumwandlung ein anderes Verhalten. Durch die verzögerte Bainitumwandlung stabilisiert sich der Austenit bei kurzen Haltezeiten nicht ausreichend, und es entsteht bei der Endkühlung mehr Martensit. Dies erklärt auch die höheren Festigkeiten dieser Legierungen bei kurzen Haltezeiten gegenüber den weniger chromhaltigen Varianten. Besonders ausgeprägt ist der Festigkeitsrückgang von ca. 50 MPa bei der Legierung Al4Cr3, der doppelt so hoch ausfällt wie bei Si2Cr3 mit 25 MPa. Die Legierung Al4Cr3 zeigt, – wie auch die weniger chromhaltigen – eine abnehmende Menge an Restaustenit bei längeren Haltezeiten, jedoch ein leichtes Ansteigen der Gleichmaßdehnung bei der mittleren Haltezeit. Dies bedeutet, dass der Restaustenit in dieser Probe mit der Zeit an Stabilität gewonnen haben muss. Bei der Variante Si2Cr3 hingegen kommt es bei der mittleren Haltezeit sowohl zu einer Erhöhung der Gleichmaßdehnung als auch zu einem Anstieg der Restaustenitmenge.

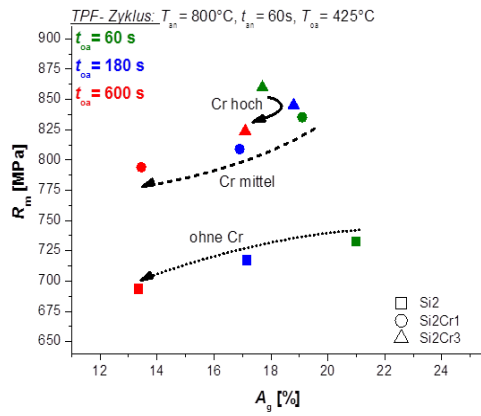


**Abbildung 28:** Gleichmaßdehnung als Funktion der gemessenen Menge an Restaustenit bei unterschiedlichen Haltezeiten für die Legierungen Si2, Si2Cr1 und Si2Cr3. Die Pfeile zeigen in Richtung ansteigender Haltezeit.

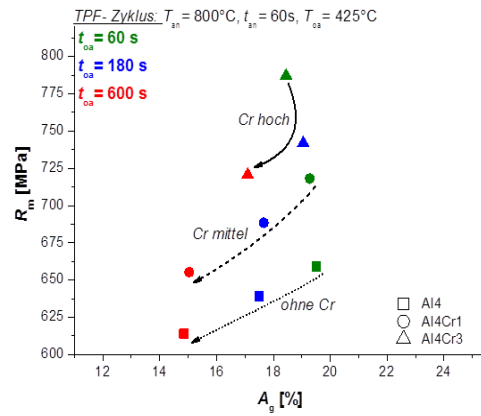


**Abbildung 29:** Gleichmaßdehnung als Funktion der gemessenen Menge an Restaustenit bei unterschiedlichen Haltezeiten für die Legierungen Al4, Al4Cr1 und Al4Cr3. Die Pfeile zeigen in Richtung ansteigender Haltezeit.





**Abbildung 30:** Zugfestigkeit als Funktion der Gleichmaßdehnung bei unterschiedlichen Haltezeiten für die Legierungen Si2, Si2Cr1 und Si2Cr3. Die Pfeile zeigen in Richtung ansteigender Haltezeit.

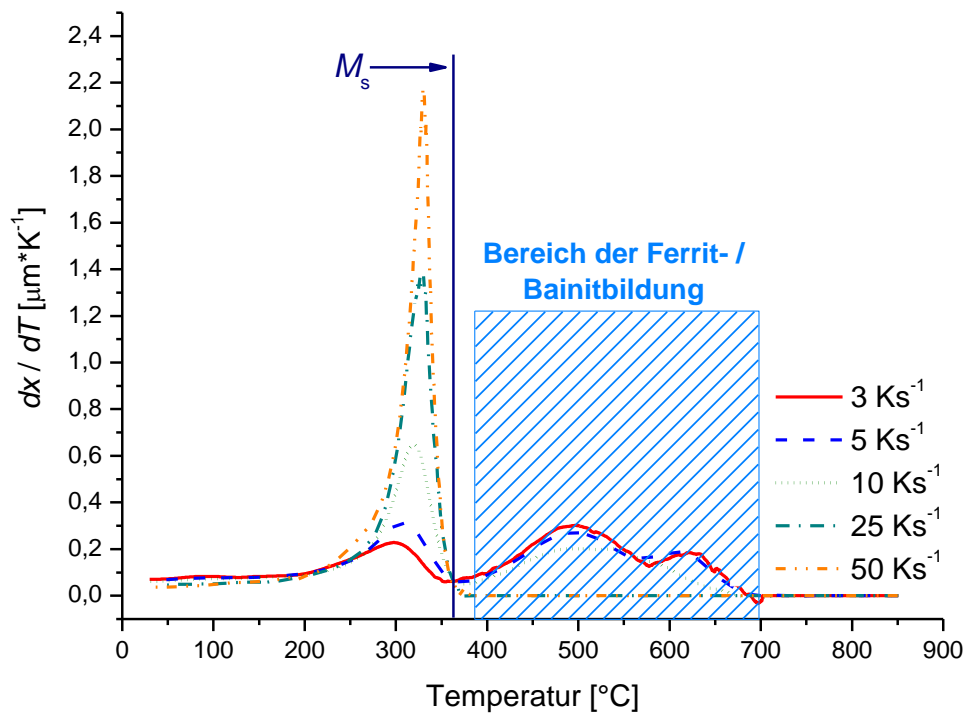


**Abbildung 31:** Zugfestigkeit als Funktion der Gleichmaßdehnung bei unterschiedlichen Haltezeiten für die Legierungen Al4, Al4Cr1 und Al4Cr3. Die Pfeile zeigen in Richtung ansteigender Haltezeit.

## 4.3 Untersuchung von TRIP-Stählen mit nicht polygonal ferritischer Matrix

### 4.3.1 Kontinuierliches Umwandlungsverhalten vollaustenitisierter Proben

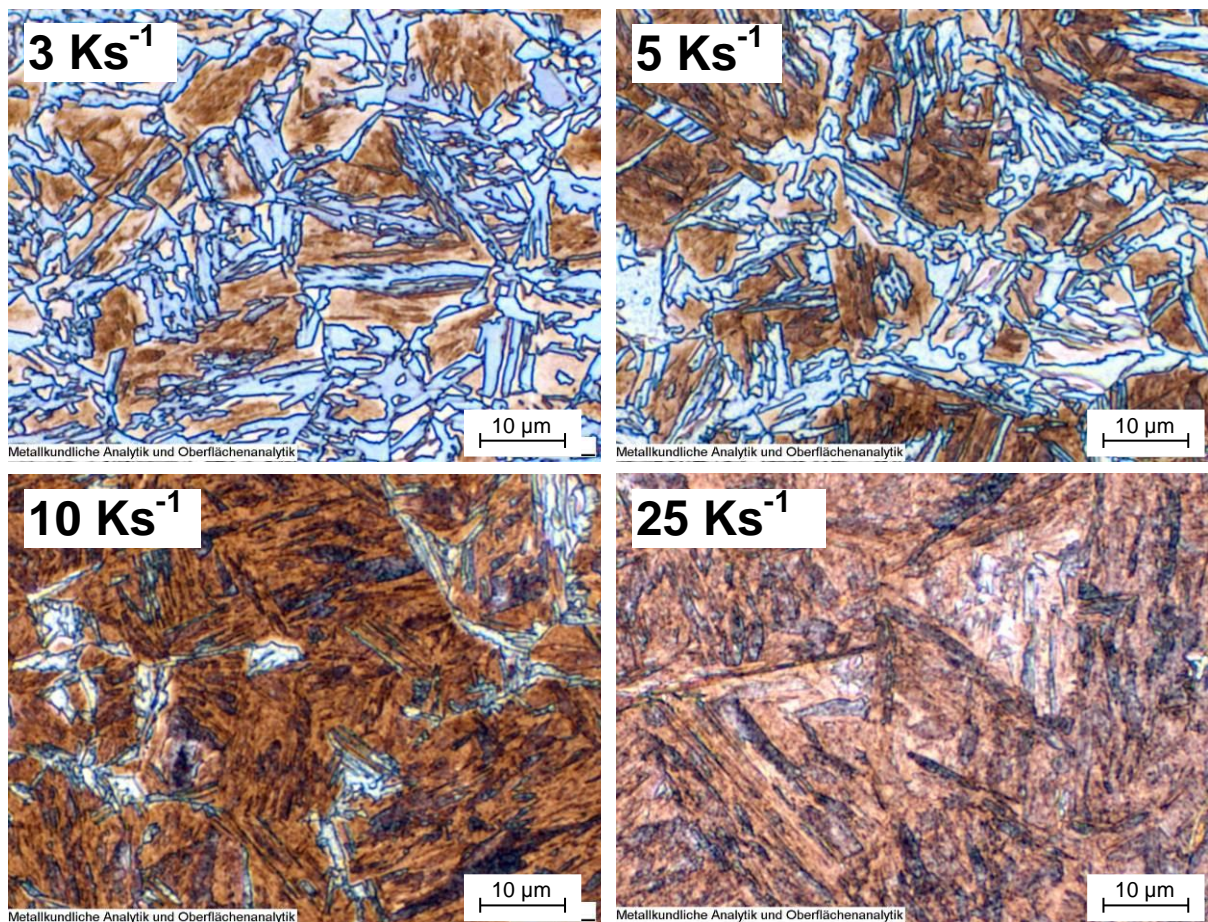
Um die Bildung von voredektoiden Ferrit beim Zwischenkühlen zu vermeiden, muss eine entsprechend hohe Abkühlrate gewählt werden. Um diese zu ermitteln, wurden kontinuierliche Abkühlversuche am Dilatometer durchgeführt. Dabei wurden die Proben der einzelnen Legierungen bei 900°C innerhalb von 60 s vollständig austenitisiert und anschließend mit Abkühlgeschwindigkeiten von 3 Ks<sup>-1</sup> bis 50 Ks<sup>-1</sup> abgekühlt. Die Ableitung der gemessenen Längenänderung pro Grad Kelvin gibt Auskunft über eine Phasenumwandlung bei der entsprechenden Temperatur (s. Abbildung 32).



**Abbildung 32:** Kontinuierliche Abkühlung vollständig austenitisierter Proben im Dilatometer. Längenänderung pro Grad Kelvin als Funktion der Temperatur für verschiedene Abkühlgeschwindigkeiten der Legierung Si4.

Man kann deutlich erkennen, dass Kühlraten von 3, 5 und 10 Ks<sup>-1</sup> zu gering sind, um die Ferrit-/Bainitbildung zu unterdrücken. Erst ab einer Kühlrate von 25 Ks<sup>-1</sup> kann sich kein Ferrit

oder Bainit mehr bilden, wodurch bei der kontinuierlichen Abkühlung ein rein martensitisches Gefüge entsteht. Um sicherzustellen, dass es sich bei den gemessenen Längenänderungen um eine Ferrit- bzw. Martensitumwandlung handelt, wurden zusätzlich Schlitze angefertigt (s. Abbildung 33).



**Abbildung 33:** Abhängigkeit der Ferritmenge (blau) im Gefüge von der Abkühlgeschwindigkeit. (Legierung: Si4, Ätzung: LePera)

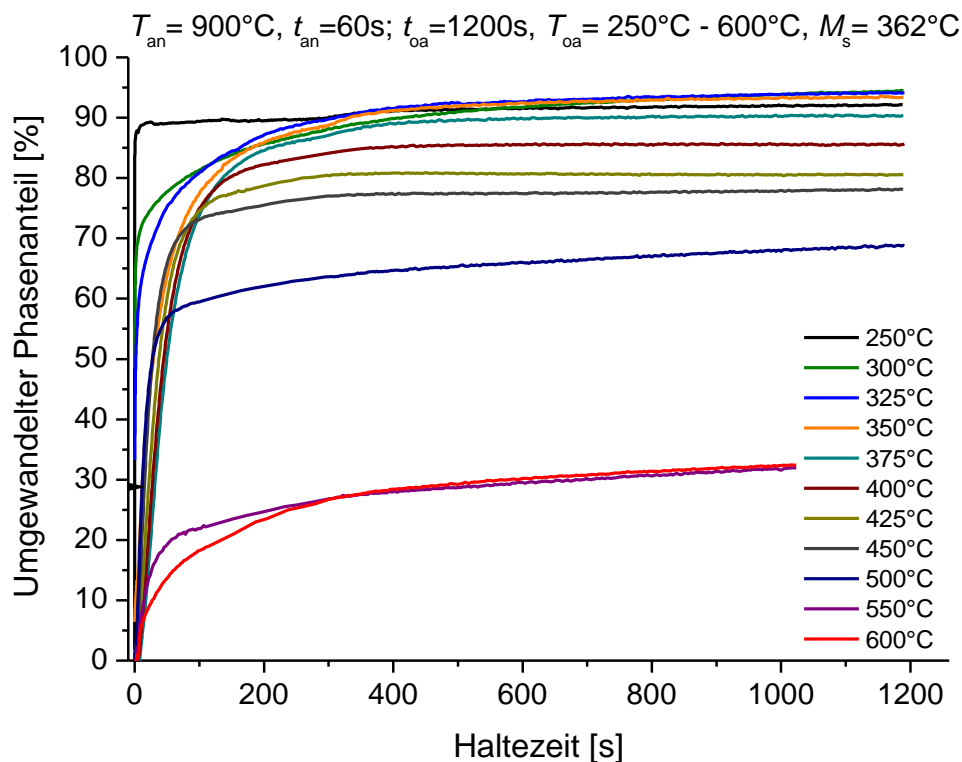
Anhand der Schlitfbilder lässt sich der Rückgang der Ferrit-/Bainitmenge mit steigender Kühlrate deutlich erkennen. Bei einer Abkühlgeschwindigkeit von  $10 \text{ Ks}^{-1}$  sind noch geringe Mengen von Ferrit im Gefüge zu finden, bei  $25 \text{ Ks}^{-1}$  hingegen besteht das Gefüge nur aus Martensit.

Diese hier exemplarisch dargestellte Untersuchung der Legierung Si4 wurde für alle Legierungsvarianten durchgeführt, mit dem Ergebnis, dass eine Kühlrate von  $25 \text{ Ks}^{-1}$  bei jeder Variante ausreichend ist, um die Ferritbildung zu unterbinden. Die chromhaltigen Legierungen zeigten tendenziell sogar bei geringeren Kühlraten (bis  $10 \text{ Ks}^{-1}$ ) noch ein vollständig martensitisches Gefüge. Trotzdem wurde, um sicher zu gehen, die Abkühlgeschwindigkeit

sowohl bei der Zwischen- als auch bei der Endkühlung bei allen Glühungen mit isothermer Haltephase auf  $70 \text{ Ks}^{-1}$  festgesetzt.

#### 4.3.2 Isotherme Phasenumwandlung im Bainitbereich

Die isotherme Phasenumwandlung wurde im Temperaturbereich von  $250^\circ\text{C}$  bis  $600^\circ\text{C}$  im Dilatometer charakterisiert (s. Abbildung 34).

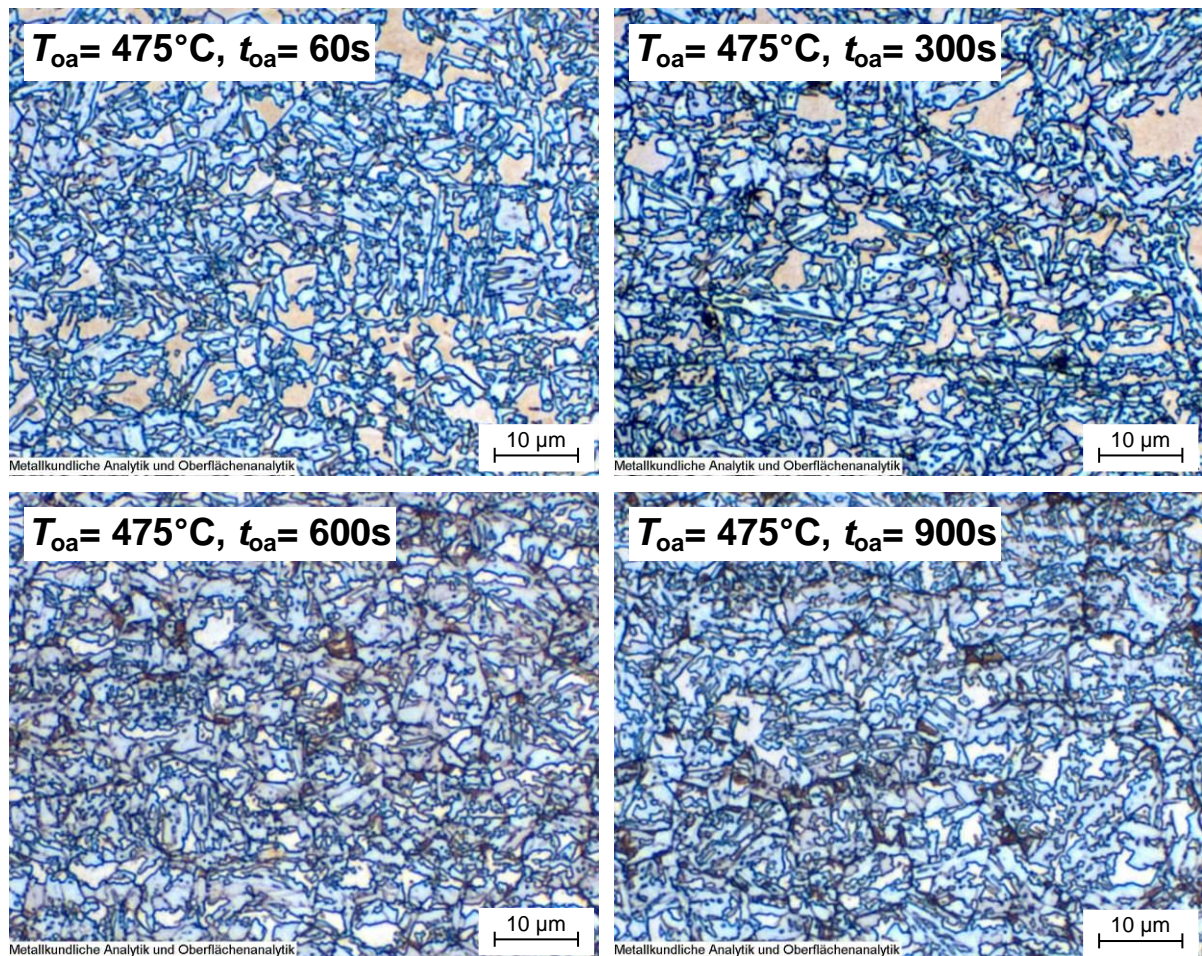


**Abbildung 34:** Untersuchung des isothermen Umwandlungsverhaltens der Legierung Si4 für unterschiedliche Temperaturen.

Man erkennt, dass sich die Kinetik der Bainitumwandlung mit steigender Haltetemperatur verlangsamt und die gesamte Umwandlungsmenge abnimmt. Bei Temperaturen über  $500^\circ\text{C}$  werden in  $1200 \text{ s}$  nur noch ungefähr  $30 \%$  Ferrit/Bainit gebildet, wodurch sich bei der Endkühlung mangels ausreichender Kohlenstoffumverteilung große Mengen an Martensit bilden und entsprechend wenig Restaustenit stabil bleibt. Liegt die Haltetemperatur hingegen unter der Martensitstarttemperatur, so wandelt sich bereits während der Zwischenkühlung Austenit in Martensit um. Anhand der Umwandlungskurve bei  $250^\circ\text{C}$  erkennt man, dass beim Erreichen der Haltetemperatur bereits  $90 \%$  Martensit gebildet wurden und keine isotherme Bainitumwandlung mehr stattfindet. Der ideale Bereich für eine kohlenstoffumverteilende

Bainitumwandlung liegt entsprechend dieser Ergebnisse im Temperaturbereich von 375°C bis 450°C, wo 75 % bis knapp 90 % des Austenits isotherm in Bainit umgewandelt werden.

Ein wesentlicher Unterschied zur isothermen Umwandlung einer interkritisch geglühten Probe besteht darin, dass bei diesen Messungen eine beginnende Karbidausscheidung nicht durch eine zweistufige Umwandlung gekennzeichnet ist. Das Auftreten von Karbiden ist daher nur anhand von Schliffbildern zu beobachten. Diese Karbidausscheidungen sind dort als dunkelbraune bis schwarze Bereiche sichtbar (s. Abbildung 35).

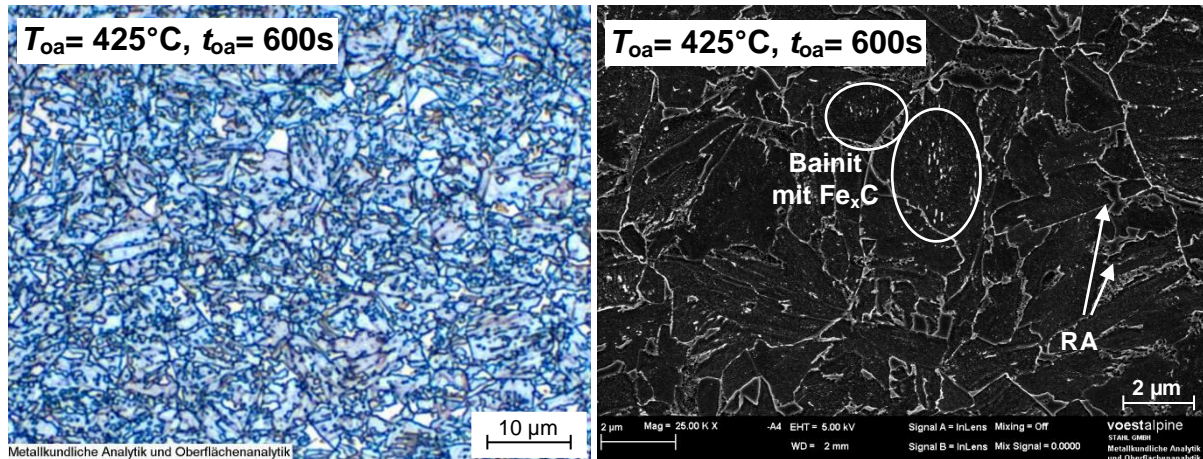


**Abbildung 35:** Abhängigkeit der Karbidausscheidungen von den Haltezeiten. Bei längeren Haltezeiten kann eine Zunahme der Karbidausscheidungen (dunkle Bereiche) beobachtet werden. (Legierung: Si4, Ätzung: LePera)

Bei der Legierung Si4 können bei einer Haltetemperatur von 475°C bereits nach 300 s derartige Karbidausscheidungen gefunden werden. Bei längeren Haltezeiten von 600 s oder 900 s nimmt der Anteil an Ausscheidungen im Gefüge erwartungsgemäß zu.

Der im lichtmikroskopischen Schliff sichtbare Zementit ist die Folge eines zerfallenen Austenitkorns. Karbide, die im Zuge der Bainitbildung entstehen, sind mit dem Lichtmikroskop nicht zu erkennen. Abbildung 36 zeigt eine lichtmikroskopische und eine rasterelektronenmikroskopische Aufnahme der Legierung Si4 nach einem TBF-Wärme-

behandlungszyklus mit einer Haltetemperatur von 425°C und einer Haltezeit von 600 s. Die im Rasterelektronenmikroskop sichtbaren Karbidausscheidungen im Bainit sind bei der lichtmikroskopischen Aufnahme nicht zu erkennen.



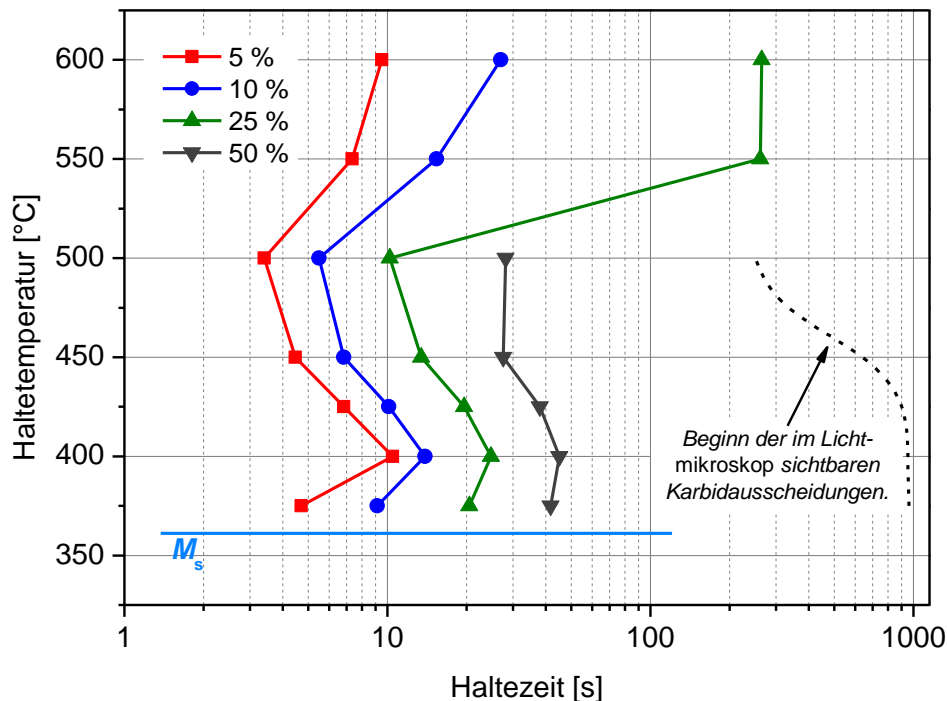
**Abbildung 36:** Erkennbarkeit der Karbide im Licht- und Rasterelektronenmikroskop. Karbide, die im Zuge der Bainitbildung entstehen, sind im Lichtmikroskop (Bild links) nicht erkennbar; im Rasterelektronenmikroskop (Bild rechts) sind sie hingegen deutlich zu sehen.  
 (links: Ätzung: LePera)  
 (rechts: Ätzung: elektrochemisch)

Zur besseren Übersicht wurden aus den erstellten Umwandlungskurven ZTU-Schaubilder (Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubild) der isothermen Bainitumwandlung erstellt (s. Abbildung 37). Es ist dabei zu beachten, dass, wenn bei einer Temperatur innerhalb der Messdauer von 1200 s die entsprechende Umwandlungsmenge nicht erreicht wurde, auch kein Punkt mehr ins ZTU-Schaubild eingezeichnet wurde.

Bei Temperaturen über 500°C erkennt man darin eine sinkende Umwandlungsgeschwindigkeit, was auf die abnehmende thermodynamische Triebkraft der Umwandlung zurückzuführen ist. Weiters führt in diesem Temperaturbereich die geringere Fähigkeit des Austenits zur Aufnahme von Kohlenstoff, wie sie das  $T_0$ -Konzept beschreibt, zur Bildung geringerer Mengen an Bainit. Bei Temperaturen zwischen 450°C und 500°C ist die Umwandlung am schnellsten, da für die Legierung Si4 in diesem Bereich eine optimale Kombination aus Triebkraft und Diffusionsgeschwindigkeit besteht und auch der Austenit bereits eine entsprechende Menge an Kohlenstoff aufnehmen kann. Mit sinkenden Temperaturen nimmt die Geschwindigkeit der isothermen Umwandlung aufgrund der niedrigeren Diffusionsrate wieder ab. Bei Temperaturen unter 400°C ist aber erneut eine beschleunigte Umwandlung zu erkennen, die in der Literatur als „Swing-Back-Phänomen“ bezeichnet wird [58].

Die strichlierte Linie stellt den Zeitpunkt der ersten erkennbaren Karbidausscheidungen in einem nach LePera geätzten Schliff (1880-fache Vergrößerung) dar. Im Temperaturbereich von 375°C bis 425°C liegt der Beginn der Karbidbildung zwischen 900 s und 1000 s, bei

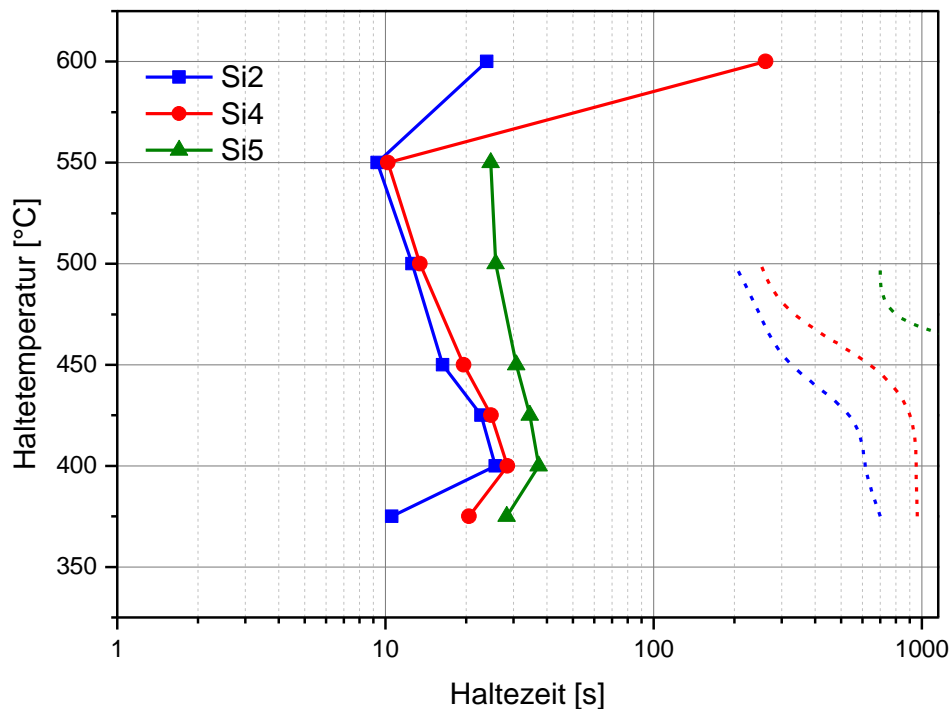
höheren Temperaturen wird dieser allerdings sehr rasch zu wesentlich kürzeren Zeiten verschoben. Über 500°C nimmt die gebildete Bainitmenge stark ab, und stattdessen bilden sich bei der Endkühlung große Mengen an Martensit. Ein Zerfall des Austenits in Ferrit und Perlit während der Haltephase konnte bei Temperaturen zwischen 500°C und 600°C nicht festgestellt werden, sodass auch kein Zementit gefunden werden konnte.



**Abbildung 37:** ZTU-Schaubild für die isotherme Bainitumwandlung der Legierung Si4. Die strichliert eingezeichnete Linie entspricht dem Auftreten von im Schlifffbild erkennbaren Karbidausscheidungen.

### Si-Legierungskonzepte

Um verschiedene Legierungsvarianten untereinander vergleichen zu können, wurden die einzelnen 25 %-Umwandlungslinien sowie der Beginn der ersten erkennbaren Karbidausscheidungen in ein gemeinsames Diagramm eingetragen. Wie sich der Siliziumgehalt auf das Umwandlungs- bzw. Ausscheidungsverhalten auswirkt, ist in Abbildung 38 ersichtlich.



**Abbildung 38:** ZTU-Schaubild der isothermen Bainitumwandlung (Legierungen Si2, Si4 und Si5). Die durchgezogenen Linien mit den Symbolen stellen die 25 %-Umwandlungslinien dar, die strichlierten Linien die beginnende Karbidausscheidung, wobei jede Farbe einer Legierung entspricht.

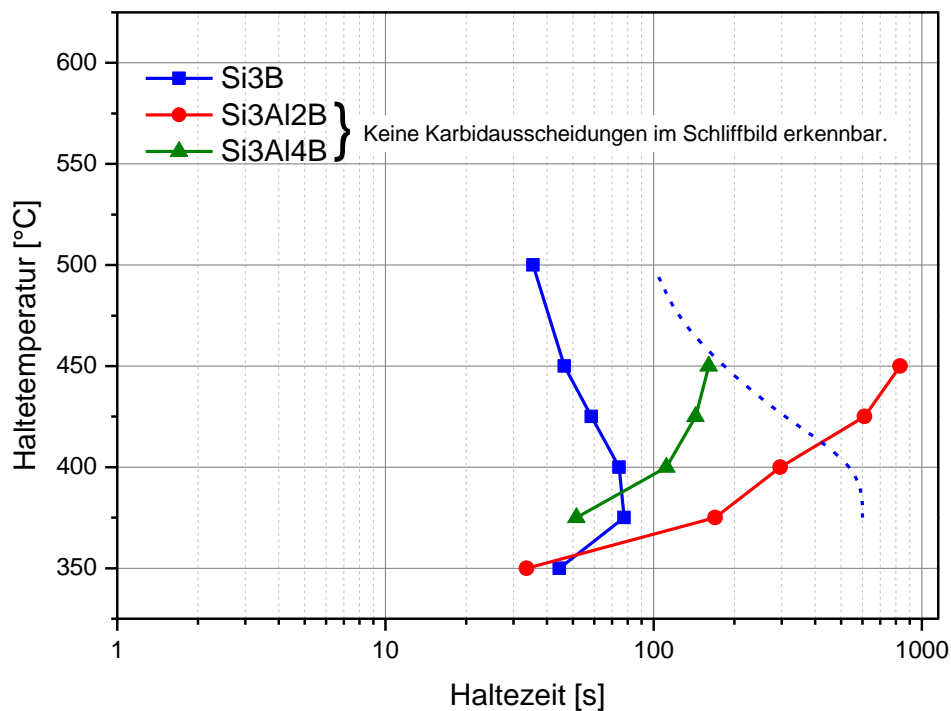
Man erkennt, dass ein steigender Siliziumgehalt die Bainitumwandlung im Temperaturbereich zwischen 375°C und 550°C um ca. 20 s verzögert. Bei höheren Temperaturen wird der 25 %-Umwandlungspunkt von der Hochsiliziumvariante Si5 nicht mehr erreicht, und die Legierung Si4 mit einem mittleren Gehalt an Silizium erreicht die 25 %-Marke erst nach ca. 250 s. Einzig bei der Legierung Si2 mit niedrigem Siliziumgehalt ist eine rasche Bainitumwandlung bis 600°C möglich. Messungen bei höheren Temperaturen wurden nicht durchgeführt.

Die Linien der Beginnenden Karbidausscheidung zeigen deutlich die ausscheidungsverzögernde Wirkung von Silizium. Bei der Variante Si2 beginnt die Karbidbildung bei 375°C nach 700 s und verringert sich mit zunehmender Haltetemperatur auf 200 s bei 500°C. Ein höherer Siliziumgehalt wie bei der Variante Si4 verschiebt die Bildung von Karbiden im Temperaturbereich von 375°C bis 425°C auf 900 s bis 1000 s. Bei Temperaturen über 450°C verringert sich die Zeit bis zum ersten Auftreten von Karbiden aber ebenfalls auf ca. 250 s. Eine Ausnahme bildet hier nur die Variante Si5 mit dem höchsten Siliziumgehalt, welche die Karbidbildung bis auf einen kleinen Temperaturbereich zwischen 475°C und 500°C vollständig unterdrückt.



## Si-/Al-Legierungskonzepte

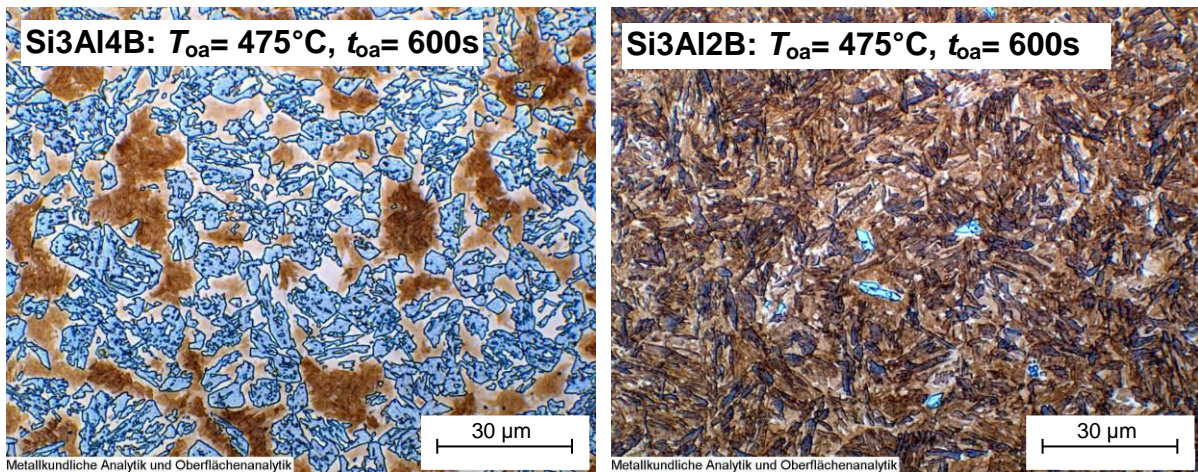
Um den Siliziumgehalt von TBF-Legierungen zu reduzieren, wurde eine partielle Substitution von Silizium mit Aluminium vorgenommen (s. Abbildung 39).



**Abbildung 39:** ZTU-Schaubild der isothermen Bainitumwandlung (Legierung: Si3B, Si3Al2B und Si3Al4B). Die durchgezogenen Linien mit den Symbolen stellen die 25%-Umwandlungslinien dar und die strichlierte blaue Linie die beginnende Karbidausscheidung der Legierung Si3B.

Bei dieser Schmelzserie ist zu beachten, dass beim Herstellungsprozess die Legierung mit Bor verunreinigt wurde, wodurch die Umwandlung zusätzlich verzögert wird. Daher liegt die 25 %-Umwandlungskurve der Legierung Si3B zwischen 40 s und 75 s, während die höher siliziumhaltige Variante Si5 ohne Bor zwischen 375°C und 550°C bereits nach 15 s bis 30 s 25 % des Gefüges in Bainit umwandelt. Vergleicht man die blaue Linie der Legierung Si3B mit der roten von Si3Al2B, so ist deutlich zu erkennen, dass die Zugabe kleiner Mengen von Aluminium zu einer starken Verzögerung der Umwandlung mit steigender Haltetemperatur führt. Die 25 %-Umwandlungsmarke verschiebt sich dabei von 31 s bei 350°C auf über 800 s bei 450°C. Wird der Anteil an Aluminium erhöht – wie bei der Variante Si3Al4B –, so beschleunigt sich die Bainitumwandlung wieder, wie an der grünen Kurve zu erkennen ist.

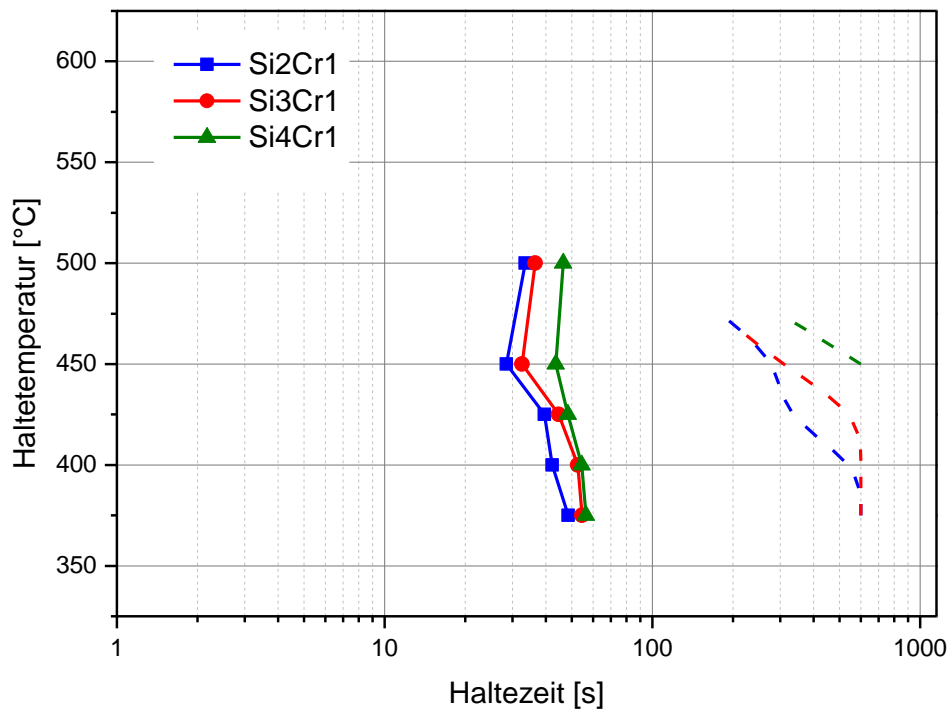
Karbidausscheidungen konnten nur bei der Siliziumvariante gefunden werden. An der strichlierten blauen Linie ist zu sehen, dass die Karbidbildung bei Temperaturen von 375°C bis 400°C nach ca. 600 s einsetzt, bei höheren Temperaturen aber immer früher beginnt, sodass bei 500°C bereits nach 100 s Karbidausscheidungen im Gefüge erkennbar sind. Die Gefügebilder der Legierungsvarianten Si3Al2B und Si2Al4B zeigten durch die starke Umwandlungsverzögerung einen mit steigender Haltetemperatur stark zunehmenden Anteil an Martensit. Eine beginnende Bildung von Zementit konnte allerdings nicht beobachtet werden (s. Abbildung 40).



**Abbildung 40:** LePera-Ätzung der Legierung Si3Al4B mit mittlerem Silizium- und Aluminiumgehalt sowie der Legierung Si3Al2B mit mittlerem Silizium- und niedrigem Aluminiumgehalt.  
(Ätzung: LePera)

### Si-/Cr-Legierungskonzepte

Für die Untersuchung der partiellen Substitution von Silizium durch Chrom wurden sechs verschiedene Legierungen hergestellt. Dabei wurde für je eine Niedrigchromvariante und eine Hochchromvariante der Siliziumgehalt drei Mal variiert. Das isotherme Umwandlungsverhalten der Varianten mit niedrigem Chromgehalt ist in Abbildung 41 dargestellt.

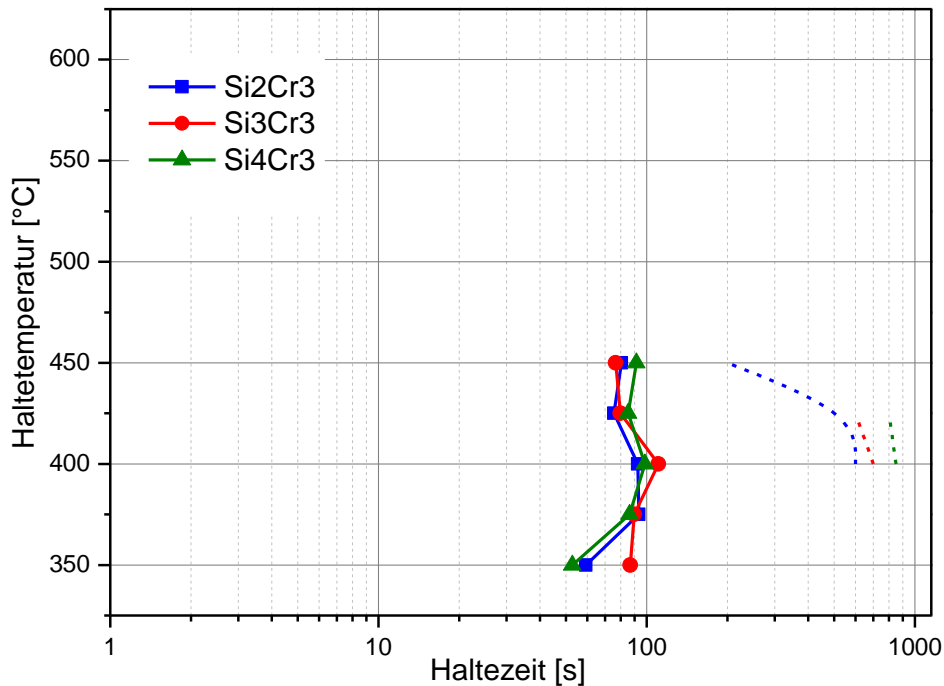


**Abbildung 41:** ZTU-Schaubild der isothermen Bainitumwandlung (Legierungen Si2Cr1, Si3Cr1 und Si4Cr1). Die durchgezogenen Linien mit den Symbolen stellen die 25 %- Umwandlungslinien dar, die strichlierten Linien die beginnende Karbidausscheidung, wobei jede Farbe einer Legierung entspricht.

Man erkennt deutlich, dass Chrom die Bainitumwandlung im Vergleich zu reinen Siliziumkonzepten um etwa 20 s verzögert. Ferner ist durch die Zugabe von Chrom die Ausbildung einer umwandlungsträgen Zone bei Haltezeiten über 500°C zu beobachten. Keine der drei Legierungen erreichte bei höheren Temperaturen die 25 %-Umwandlungsmarke.

Bei den Varianten Si2Cr1 und Si3Cr1 konnte im Temperaturbereich von 375°C bis 475°C eine Karbidbildung beobachtet werden, wobei die Variante Si2Cr1 mit steigender Haltezeit früher zur Ausscheidung von Karbiden neigt. Die Legierung Si3Cr1 mit mittlerem Siliziumgehalt zeigt bei Temperaturen bis 425°C erste Karbidausscheidungen nach 600 s und beginnt erst bei höheren Temperaturen nach kürzerer Haltezeit Karbide zu bilden. Die hochsiliziumhaltige Legierung Si4Cr1 scheidet Karbide nur noch bei Temperaturen von 450°C bis 475°C aus, wobei die Karbidbildung zwischen 600 s und 250 s beginnt.

Wird der Chromgehalt erhöht und vergleicht man wieder die drei Varianten mit ansteigendem Siliziumgehalt, so ergibt sich folgendes isothermes Umwandlungsschaubild (s. Abbildung 42).



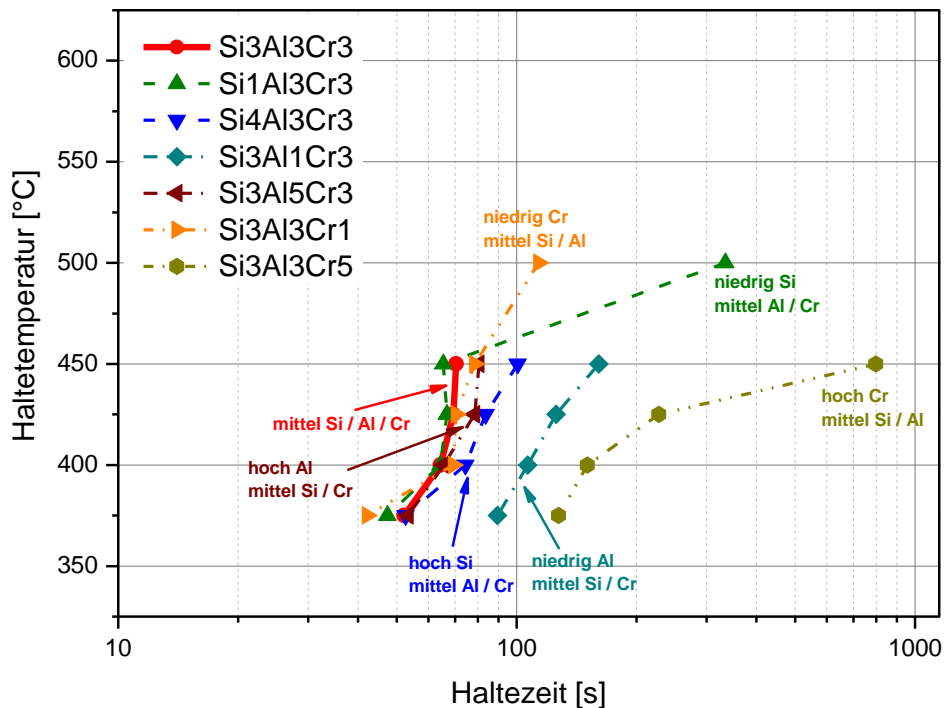
**Abbildung 42:** ZTU-Schaubild der isothermen Bainitumwandlung (Legierungen Si<sub>2</sub>Cr<sub>3</sub>, Si<sub>3</sub>Cr<sub>3</sub> und Si<sub>4</sub>Cr<sub>3</sub>). Die durchgezogenen Linien mit den Symbolen stellen die 25 %-Umwandlungslinien dar, die strichlierten Linien die beginnende Karbidausscheidung, wobei jede Farbe einer Legierungsvariante entspricht.

Die Umwandlung ist im Temperaturbereich zwischen 350°C und 450°C durch den erhöhten Chromgehalt verzögert, und der Siliziumgehalt in der Legierung spielt für das Umwandlungsverhalten keine Rolle mehr. Weiters erkennt man eine Ausweitung der umwandlungsträgen Zone, die bei den hoch chromhaltigen Legierungen bereits über 450°C beginnt.

Die Karbidbildung lässt allerdings einen eindeutigen Trend zu einem späteren Ausscheidungsbeginn mit steigendem Siliziumanteil erkennen. So treten bei der Variante Si<sub>2</sub>Cr<sub>3</sub> die ersten Karbidausscheidungen bei Temperaturen von 400°C bis 425°C nach ungefähr 600 s auf. Eine Erhöhung der Haltetemperatur auf 450°C führt aber bereits nach 200 s zu im Schlifffbild erkennbaren Karbiden. Durch eine Erhöhung des Siliziumgehalts wie in der Legierung Si<sub>3</sub>Cr<sub>3</sub> kann die Karbidbildung auf einen Temperaturbereich von 400°C bis 425°C nach 700 s bis 800 s eingegrenzt werden. Die Legierung Si<sub>4</sub>Cr<sub>3</sub> zeigt erste Karbidausscheidungen ebenfalls nur im Temperaturbereich von 400°C bis 425°C, wobei deren Beginn aber auf 800 s bis 850 s verschoben ist.

## Si-/Al-/Cr-Legierungskonzepte

Zur Untersuchung der Kombination von Silizium, Aluminium und Chrom wurden insgesamt 15 verschiedene Legierungen hergestellt. In Abbildung 43 wird das isotherme Umwandlungsverhalten von sieben dieser Legierungen visualisiert.



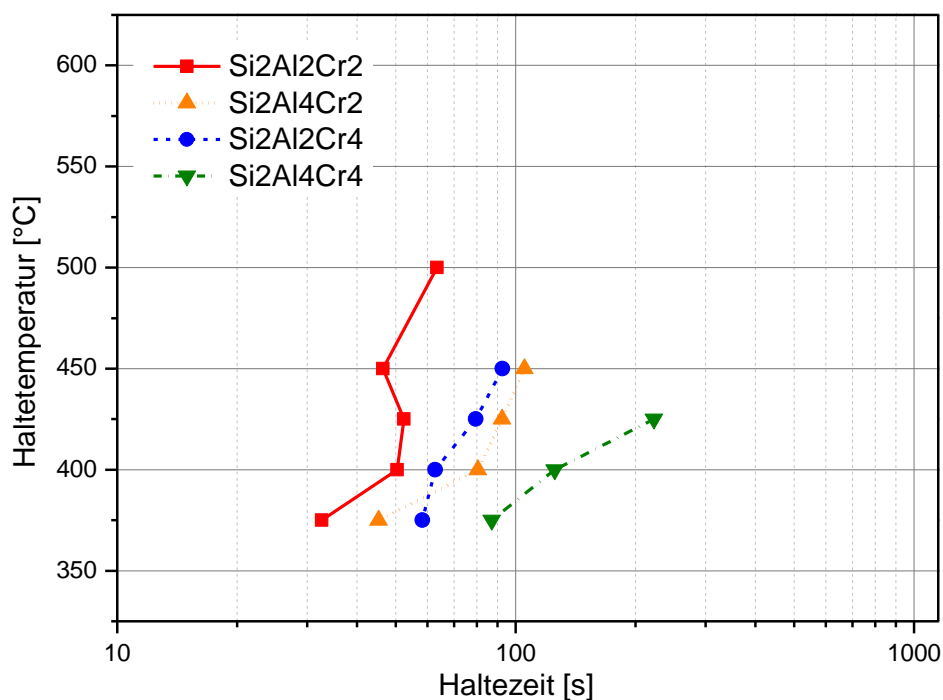
**Abbildung 43:** ZTU-Schaubild der isothermen Bainitumwandlung für Legierungen mit unterschiedlichem Silizium-, Aluminium- und Chromgehalt. Die Linien markieren den Zeitpunkt, ab dem 25 % des Gefüges umgewandelt sind. Im Lichtmikroskop sichtbare Zementitausscheidungen konnten nicht beobachtet werden.

Die Legierungen wurden bezüglich ihres Anteils der Elemente Silizium, Aluminium und Chrom so gewählt, dass es um die Legierung Si3Al3Cr3 mit jeweils mittlerem Gehalt der drei Elemente jeweils eine Legierung mit höherem bzw. niedrigerem Gehalt an einem der drei Legierungselemente gibt (s. Abbildung 43). Beim Vergleich der Legierung Si3Al3Cr3 mit der Variante Si1Al3Cr3, die einen geringeren Anteil an Silizium enthält, erkennt man, dass im Temperaturbereich von 375°C bis 450°C die Umwandlung nur geringfügig beschleunigt wird. Bei einer Temperatur von 500°C findet aber bei der Legierung Si1Al3Cr3 eine Überschreitung der 25 %-Linie nach 320 s statt. Im Gegensatz dazu zeigt die Variante mit höherem Siliziumgehalt Si4Al3Cr3 eine leicht verzögerte Umwandlung im Vergleich mit Si3Al3Cr3, vor allem bei Haltezeiten über 400°C.

Ein geringerer Aluminiumgehalt (Legierung Si3Al1Cr3) lässt eine um bis zu 40 s verzögerte Bainitumwandlung im Vergleich mit der Legierung Si3Al3Cr3 erkennen. Bei einem erhöhten Aluminiumgehalt (Legierung Si3Al5Cr3) beschleunigt sich die Umwandlung wieder und erreicht bei Temperaturen zwischen 375°C und 400°C beinahe die Geschwindigkeit der Referenzlegierung Si3Al3Cr3. Mit steigender Haltetemperatur nimmt die Umwandlungsgeschwindigkeit gegenüber Si3Al3Cr3 allerdings wieder etwas ab.

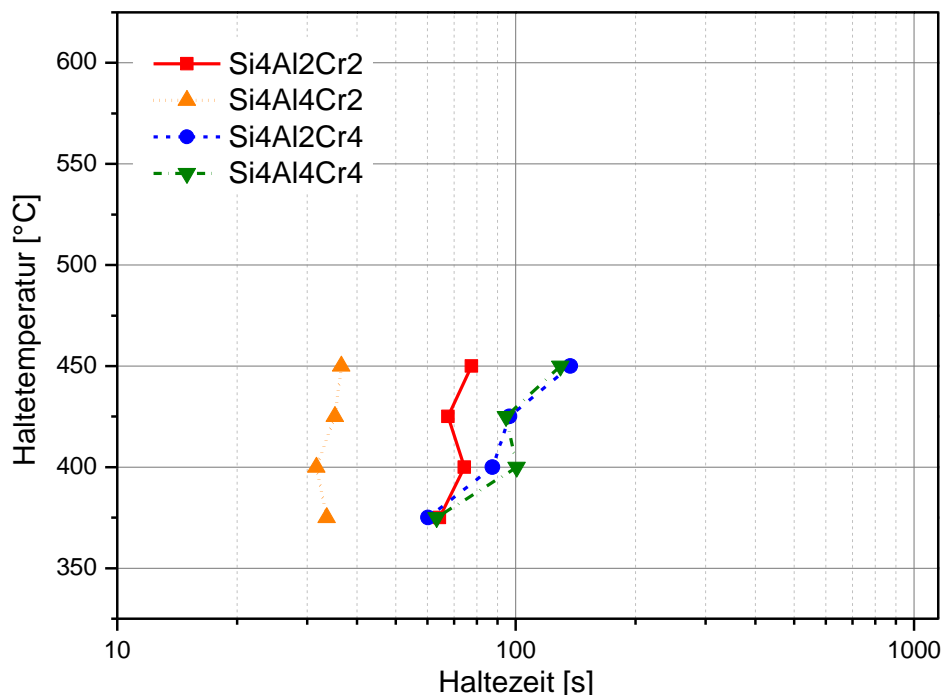
Eine Senkung des Chromgehalts wie in der Legierung Si3Al3Cr1 bewirkt, dass der Verlauf der 25 %-Umwandlungslinie bei Temperaturen von 375°C bis 450°C sehr ähnlich der Referenzlegierung ist, aber im Unterschied zu allen anderen Varianten – mit Ausnahme von Si1Al3Cr3 – bei 500°C Haltetemperatur noch die 25 %-Marke nach 114 s überschreitet. Die hoch chromhaltige Variante Si3Al3Cr5 zeigt besonders bei höheren Haltetemperaturerwartungsgemäß ein stark verzögertes Umwandlungsverhalten.

Die folgenden beiden Abbildungen demonstrieren den Einfluss von Aluminium und Chrom auf die Bainitumwandlung bei einem konstanten Gehalt an Silizium.



**Abbildung 44:** ZTU-Schaubild der isothermen Bainitumwandlung für Legierungen mit unterschiedlichem Aluminium- und Chromgehalt bei konstantem Anteil an Silizium. Die Linien markieren den Zeitpunkt, ab dem 25 % des Gefüges umgewandelt sind. Im Lichtmikroskop sichtbare Zementitausscheidungen konnten nicht beobachtet werden.

Abbildung 44 zeigt die isotherme Bainitumwandlung für vier Legierungen mit geringem Siliziumgehalt und unterschiedlichen Mengen an Aluminium und Chrom. Es ist deutlich zu erkennen, dass die Legierung  $\text{Si}_2\text{Al}_2\text{Cr}_2$  im Temperaturbereich von  $375^\circ\text{C}$  bis  $500^\circ\text{C}$  sehr schnell umwandelt. Die in Abbildung 39 beobachtete starke Verzögerung der Bainitumwandlung durch geringe Mengen an Aluminium ist bei dieser Legierung nicht zu erkennen. Bei erhöhten Mengen an Aluminium oder Chrom – wie bei den Legierungen  $\text{Si}_2\text{Al}_4\text{Cr}_2$  und  $\text{Si}_2\text{Al}_2\text{Cr}_4$  – verschiebt sich die Umwandlung um 20 s bis 50 s und erreicht bei Temperaturen über  $475^\circ\text{C}$  die 25 %-Marke nicht mehr. Eine Erhöhung beider Legierungselemente ( $\text{Si}_2\text{Al}_4\text{Cr}_4$ ) führt zu einer starken Verzögerung, die mit steigender Haltetemperatur rasch zunimmt, sodass bereits bei  $450^\circ\text{C}$  die 25 %-Marke nicht mehr erreicht wird.



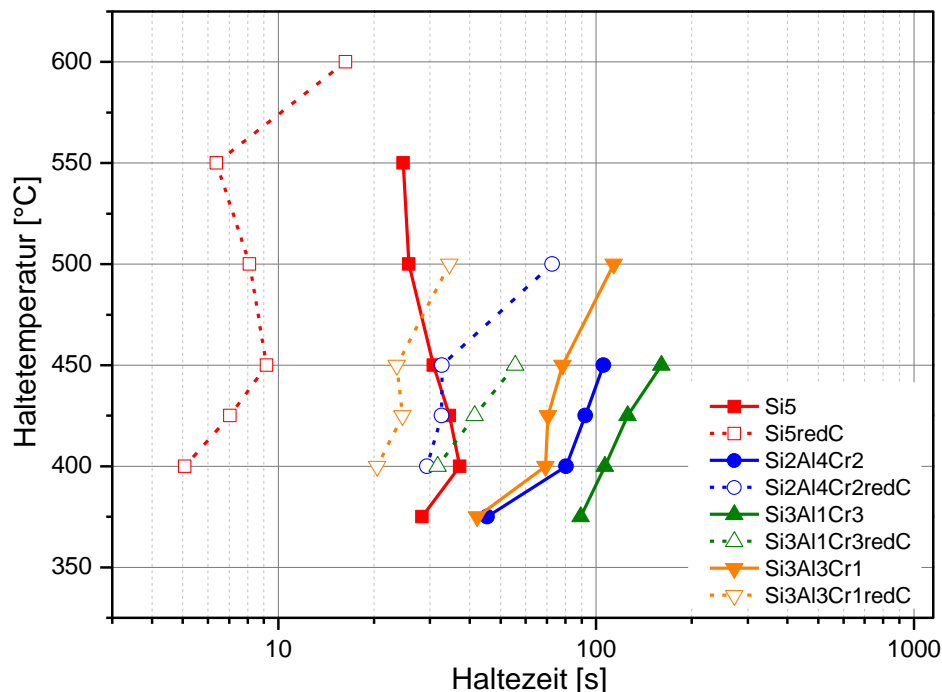
**Abbildung 45:** ZTU-Schaubild der isothermen Bainitumwandlung für Legierungen mit unterschiedlichem Aluminium- und Chromgehalt bei konstantem Anteil an Silizium. Die Linien markieren den Zeitpunkt, ab dem 25 % des Gefüges umgewandelt sind. Im Lichtmikroskop sichtbare Zementitausscheidungen konnten nicht beobachtet werden.

Die in Abbildung 45 dargestellten Legierungsvarianten beinhalten die gleichen Aluminium- und Chromanteile wie jene in Abbildung 44, jedoch ist der Siliziumgehalt deutlich höher. Man kann erkennen, dass bei allen vier Legierungen die 25 %-Umwandlungs-marke nur bis  $450^\circ\text{C}$  erreicht wird. Auch zeigt sich, dass bei niedrigem Chromgehalt jene Legierung mit

dem geringen Anteil an Aluminium ( $\text{Si}_4\text{Al}_2\text{Cr}_2$ ) gegenüber jener mit höherem Aluminiumanteil ( $\text{Si}_4\text{Al}_4\text{Cr}_2$ ) um ungefähr 30 s langsamer umwandelt. Dies deckt sich mit den Ergebnissen der Si-/Al-Varianten, dass geringe Mengen von Aluminium auf die Bainitumwandlung verzögernd wirken, größere Mengen die Umwandlung aber wieder beschleunigen. Bei den beiden Legierungen mit hohem Chromanteil ( $\text{Si}_4\text{Al}_2\text{Cr}_4$  und  $\text{Si}_4\text{Al}_4\text{Cr}_4$ ) spielt die unterschiedliche Menge an Aluminium kaum eine Rolle. Man sieht jedoch wieder die zunehmende Verzögerung mit steigender Haltetemperatur, wie sie auch schon bei anderen Si-/Cr-Varianten beobachtet wurde.

### Legierungskonzepte mit verringertem Kohlenstoffgehalt

Um den Einfluss des Kohlenstoffs auf die Bainitumwandlung zu untersuchen, wurden vier ausgewählte Legierungen mit verringertem Kohlenstoffgehalt hergestellt. Anschließend wurde das isotherme Umwandlungsverhalten dieser vier Varianten untersucht und mit dem Umwandlungsverhalten der Legierungen ohne verminderten Kohlenstoffgehalt verglichen (s. Abbildung 46).



**Abbildung 46:** Vergleich des isothermen Umwandlungsverhaltens von vier Legierungen (durchgezogene Linien) mit den entsprechenden Varianten niedrigeren Kohlenstoffgehalts (strichlierte Linien).



Es ist deutlich zu erkennen, dass die Varianten mit vermindertem Kohlenstoffgehalt – unabhängig von der restlichen Legierungszusammensetzung – wesentlich schneller umwandeln als die entsprechenden Legierungen mit höherem Kohlenstoffgehalt. Das beschleunigte Umwandlungsverhalten der Legierungen mit verringertem Kohlenstoffanteil ist einerseits durch die erhöhte thermodynamische Triebkraft, andererseits durch die geringere Kohlenstoffmenge, die für die gleiche Menge an Bainit umverteilt werden muss, begründet. Der niedrigere Kohlenstoffgehalt führt allerdings auch zu höheren Martensitstarttemperaturen. Die isothermen Umwandlungslinien der Varianten mit verringerter Kohlenstoffmenge beginnen daher erst bei 400°C.

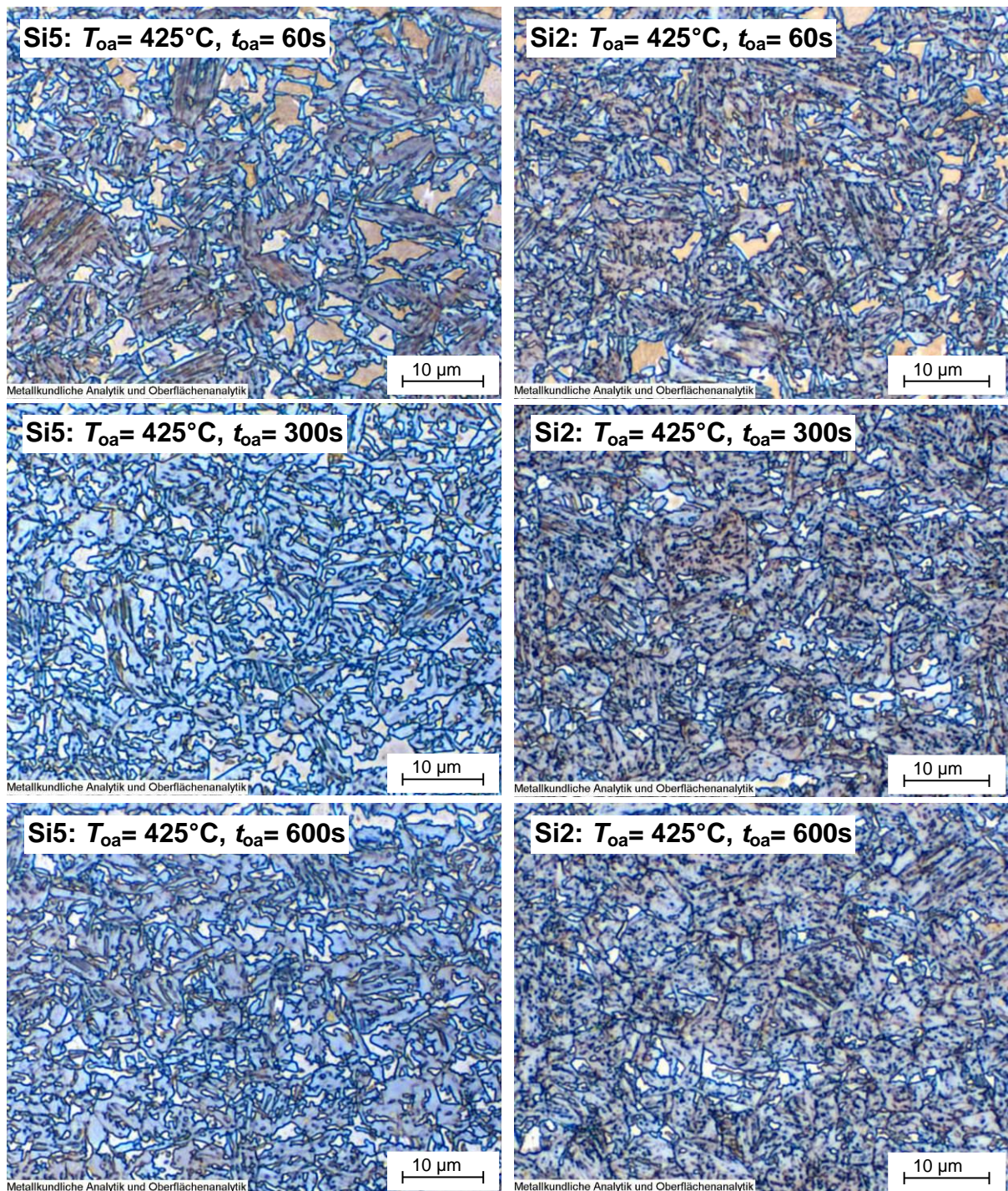
## **4.4 Mechanische Eigenschaften von TRIP-Stählen mit bainitischer Matrix**

Die kleintechnisch hergestellten Versuchslegierungen wurden nach dem Kaltwalzen im Glüh-simulator unterschiedlichen Wärmebehandlungen unterzogen, um TBF- sowie TMF-Stähle zu erzeugen. Mittels Zugversuch wurden anschließend deren mechanische Eigenschaften charakterisiert. Neben den verschiedenen Wärmebehandlungszyklen, die über den Typ von TRIP-Stahl entscheiden, wurden beim Glühen der einzelnen TRIP-Stähle auch die Parameter Haltetemperatur und -zeit variiert.

Ein wesentliches Kriterium für TRIP-Stähle ist das Ausscheidungsverhalten von Karbiden während der Wärmebehandlung, welches für die mechanischen Eigenschaften entscheidend ist. Ein Teil der untersuchten Legierungen unterdrückt die Karbidbildung bei der Bainitumwandlung fast vollständig, andere Legierungen bilden relativ rasch Karbide und entziehen damit den Kohlenstoff zur Stabilisierung des Austenits. Der Übergang zwischen beiden Gruppen ist fließend, daher ist eine eindeutige Zuordnung nicht immer möglich. Aufgrund der großen Zahl der verschiedenen Legierungen wurde je eine, die eindeutig einer dieser beiden Gruppen zuordenbar ist, ausgewählt und genauer untersucht. Als Vertreter der nicht ausscheidenden Gruppe wurde die Legierung Si5 mit sehr hohem Siliziumgehalt gewählt. Aus der Gruppe, die sehr zur Karbidbildung neigt, wurde die Legierungsvariante Si2 gewählt.

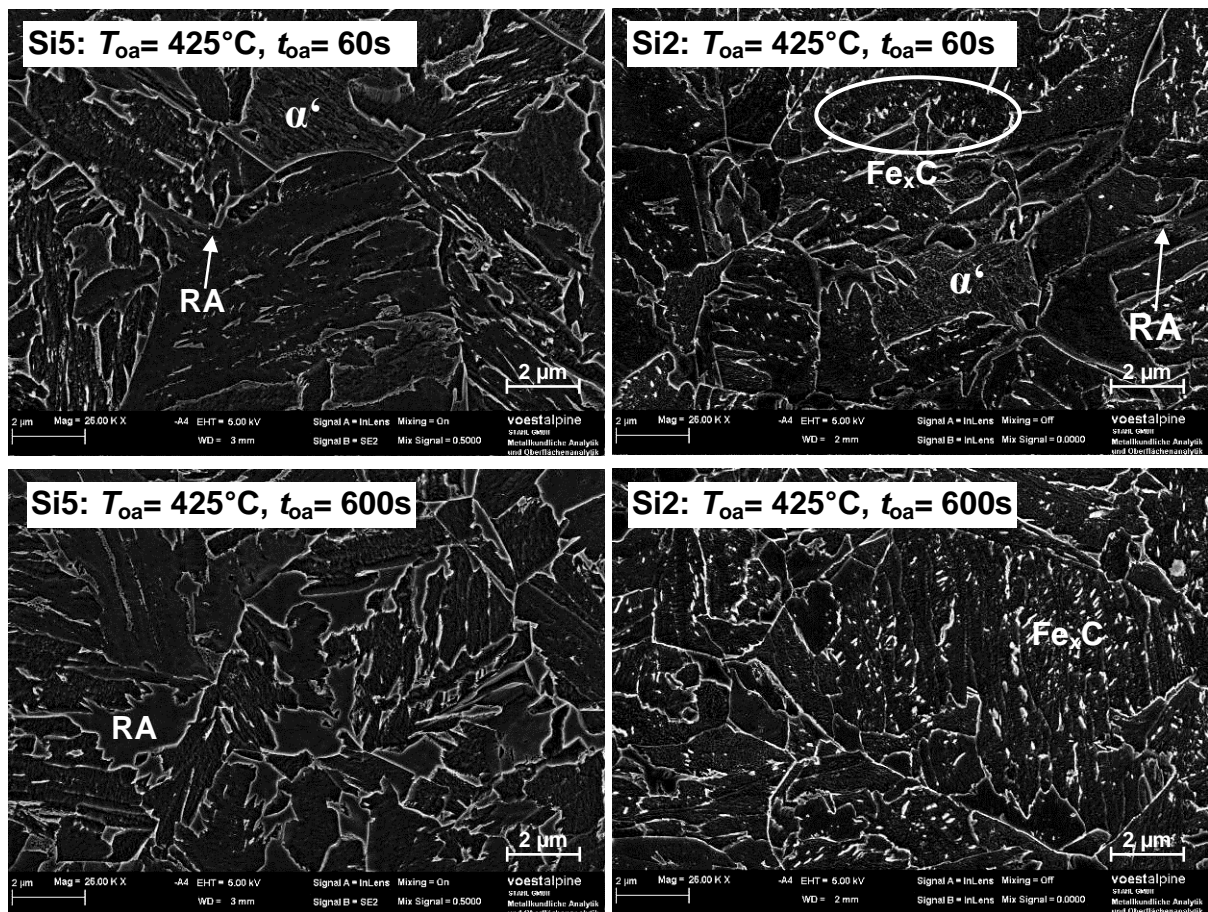
### **4.4.1 Metallographie**

Das Gefüge der beiden Legierungen Si5 und Si2 wurde anhand mittels LePera-geätzter Schiffe untersucht. Abbildung 47 zeigt die Schliffbilder bei einer Haltetemperatur von 425°C und einer Haltedauer von 60 s bis 600 s. Bei einer sehr kurzen Haltedauer von 60 s sind bei beiden Legierungen größere Mengen an Martensit zu erkennen. Bei Haltezeiten von 300 s und 600 s sind bei der Legierung Si2 dunkle Bereiche zu erkennen, die auf eine vermehrte Karbidausscheidung hindeuten. Die Legierung Si5 zeigt hingegen kein derartiges Ausscheidungsverhalten.



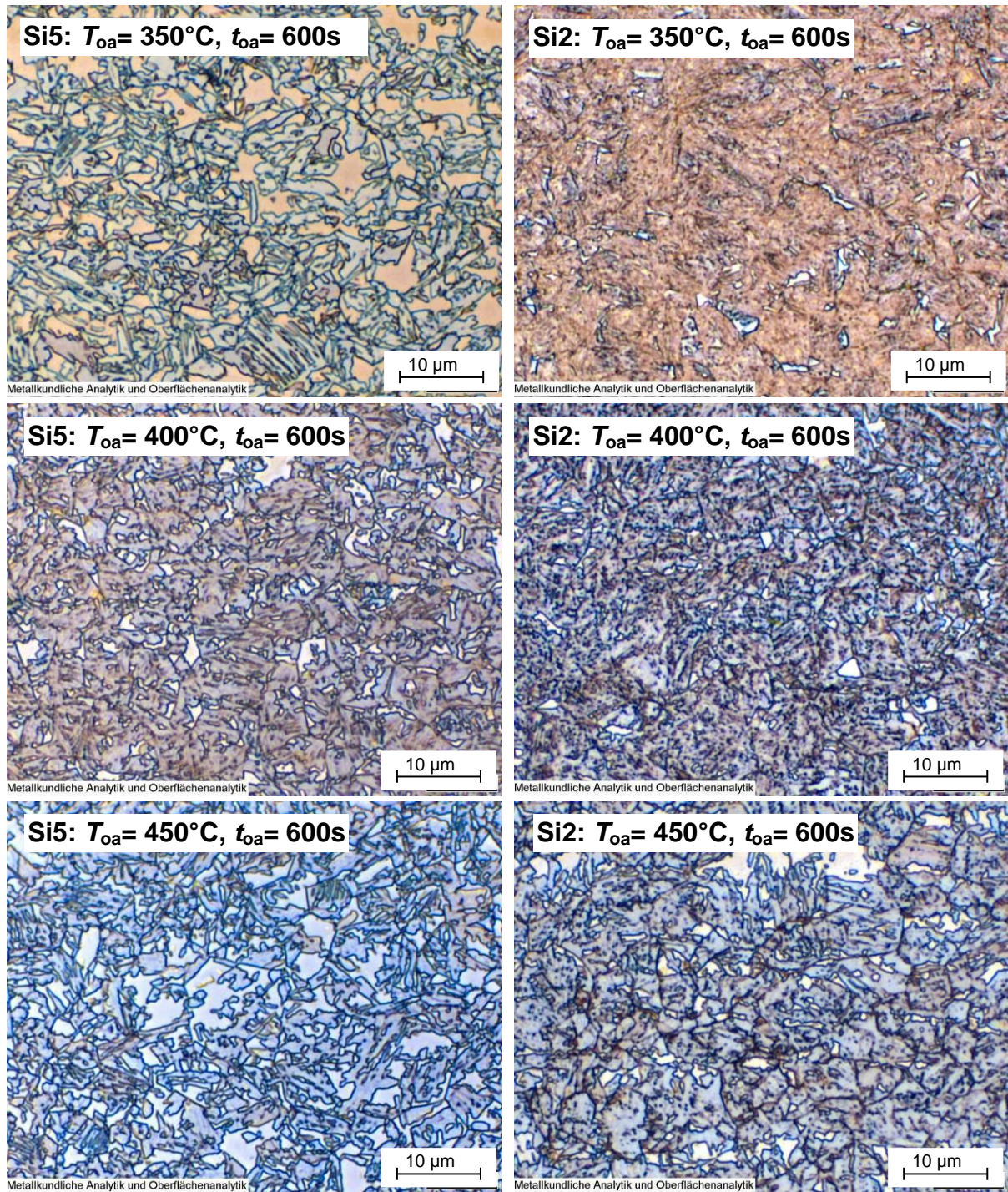
**Abbildung 47:** Gefügebilder der Legierungen Si5 und Si2 bei einer Haltezeittemperatur von 425°C und Haltezeiten von 60 s, 300 s und 600 s. (Ätzung: LePera)

Eine Betrachtung im Elektronenmikroskop zeigt, dass sich bei der Legierung Si2 bereits nach 60 s Haltezeit Karbide gebildet haben. Die Legierung Si5 hingegen zeigt selbst nach einer Haltedauer von 600 s keine Anzeichen von Karbidausscheidungen (s. Abbildung 48).



**Abbildung 48:** Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen der unterschiedlichen Gefüge in Abhängigkeit vom Siliziumgehalt und der Haltezeit. (Ätzung: elektrochemisch)

Um den Einfluss der Haltetemperatur auf das Gefüge zu untersuchen, wurden von beiden Legierungen Schlitze vom Probenmaterial angefertigt, das bei Haltetemperaturen von 350°C bis 450°C wärmebehandelt wurde (s. Abbildung 49). Die Haltezeit wurde auf 600 s festgesetzt, da nach dieser Zeitspanne die Bainitumwandlung beendet ist und das Gefüge einen stationären Zustand erreicht hat. Vergleicht man die beiden Legierungen bei 350°C Haltetemperatur, so ist bei der Variante Si2 ein fast vollständig martensitisches Gefüge zu erkennen. Die Legierung Si5 hingegen besitzt ein teilweise bainitisch umgewandeltes Gefüge, welches auch noch deutliche erkennbare Martensitanteile enthält. Wird die Haltetemperatur auf 400°C erhöht, so ist bei der Legierung Si5 ein bainitisches Gefüge mit Restaustenit zu erkennen. Bei der Legierung Si2 sind bei 400°C bereits vermehrte Karbidausscheidungen und weniger Restaustenit im ansonsten bainitischen Gefüge zu sehen. Diese Karbidausscheidungen nehmen mit steigender Haltetemperatur deutlich zu, wie das Schlitfbild der bei 450°C gehaltenen Probe zeigt. Der hohe Siliziumgehalt der Legierung Si5 verhindert hingegen auch bei einer Temperatur von 450°C die Ausscheidung von Karbiden, führt allerdings auch zur Bildung großer Austenit- bzw. Martensitkörner.



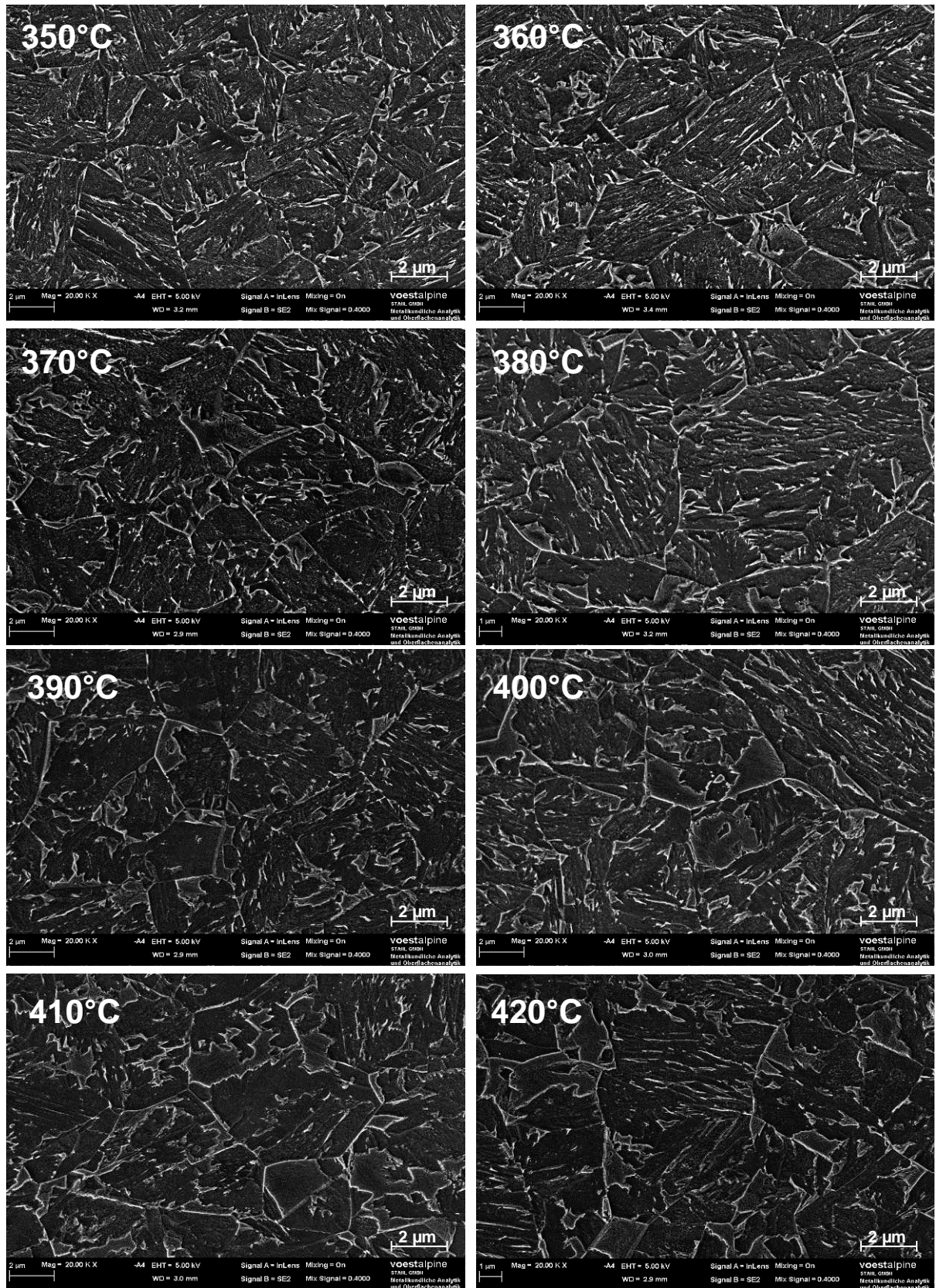
**Abbildung 49:** Die Gefüge der Legierungen Si5 und Si2 bei Haltetemperaturen von  $350^{\circ}\text{C}$ ,  $400^{\circ}\text{C}$  und  $450^{\circ}\text{C}$  nach einer Haltezeit von 600 s im Vergleich.  
(Ätzung: LePera)

Um den Übergang zwischen unterem und oberem Bainit genauer zu untersuchen, wurden mithilfe des Rasterelektronenmikroskops Schlitze der Legierung Si5 bei einer Haltezeit von 600 s und Haltetemperaturen zwischen  $350^{\circ}\text{C}$  und  $420^{\circ}\text{C}$  betrachtet (s. Abbildung 50).

Die Gefügebilder bei hohen Temperaturen von  $410^{\circ}\text{C}$  und  $420^{\circ}\text{C}$  zeigen eine Matrix aus nahezu ausscheidungsfreiem oberem Bainit mit relativ großen austenitischen bzw. marten-

sitischen Bereichen an den Trippelpunkten, die als glatte Flächen im Bild erscheinen. Mit fallender Haltetemperatur verringern sich die Lattenabstände im Bainit, und mit den ersten erkennbaren Ausscheidungen finden sich bereits Anzeichen für einen Übergang zum unteren Bainit. Die Bereiche mit erkennbarem Restaustenit werden dabei immer kleiner, und auch der Volumenanteil des Austenits im Gefüge nimmt ab. Bei tiefen Temperaturen von 350°C und 360°C zeigen die Gefügebilder eine Matrix aus unterem Bainit mit einem sehr kleinen Lattenabstand. Aufgrund der niedrigen Haltetemperatur knapp unter der Martensitstarttemperatur muss das Gefüge auch angelassenen Martensit enthalten. Dieser ist allerdings vom unteren Bainit nahezu unmöglich zu unterscheiden. Der wenige vorhandene Restaustenit liegt hauptsächlich als Filmtyp vor oder ist sehr feinkörnig an den Korngrenztripelpunkten zu finden.

Anhand dieser Bilder ist zu erkennen, dass der Übergang von oberem zu unterem Bainit über einen weiten Temperaturbereich kontinuierlich verläuft. Dabei verringert sich mit fallender Temperatur der Lattenabstand, und die Bildung von Karbiden nimmt zu. Die Bestimmung der Anteile an oberem und unterem Bainit ist daher im Übergangsbereich meist nicht eindeutig möglich.

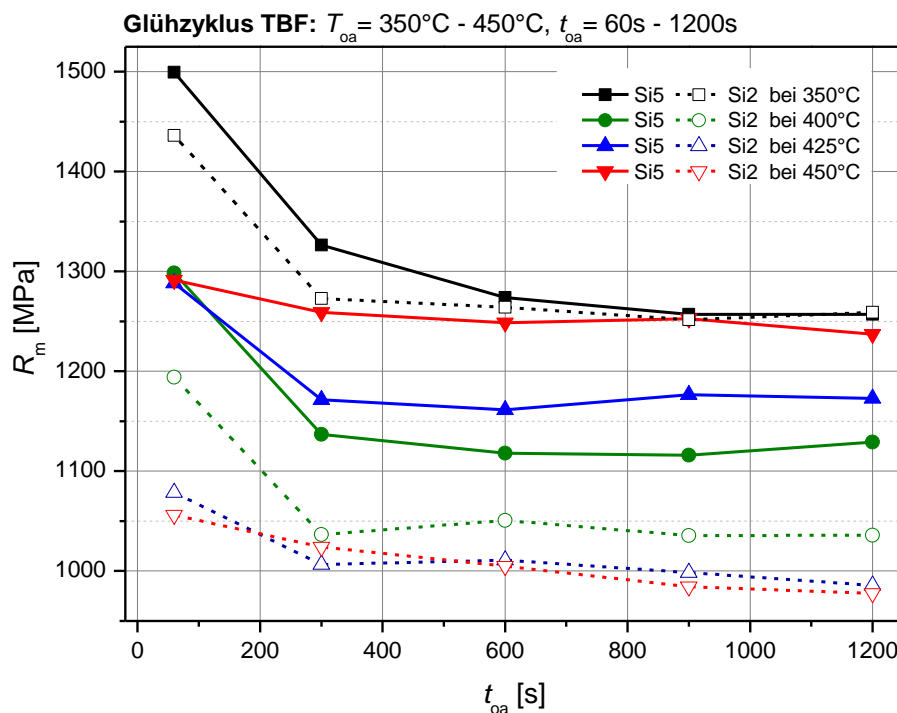


**Abbildung 50:** Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen bainitischer Gefüge bei Haltetemperaturen zwischen 350°C und 420°C und 600 s Haltezeit. (Ätzung: elektroliert)

#### 4.4.2 Mechanische Eigenschaften der Legierungen Si5 und Si2

Um die Abhängigkeit der mechanischen Eigenschaften von den Overaging-Parametern zu untersuchen, wurde die Haltetemperatur im Bereich von 350°C bis 450°C variiert bei Haltezeiten von 60 s bis 1200 s. Verglichen wurde dabei wieder die Hochsiliziumvariante Si5 mit der zu Ausscheidungen neigenden Variante mit niedrigem Siliziumgehalt Si2.

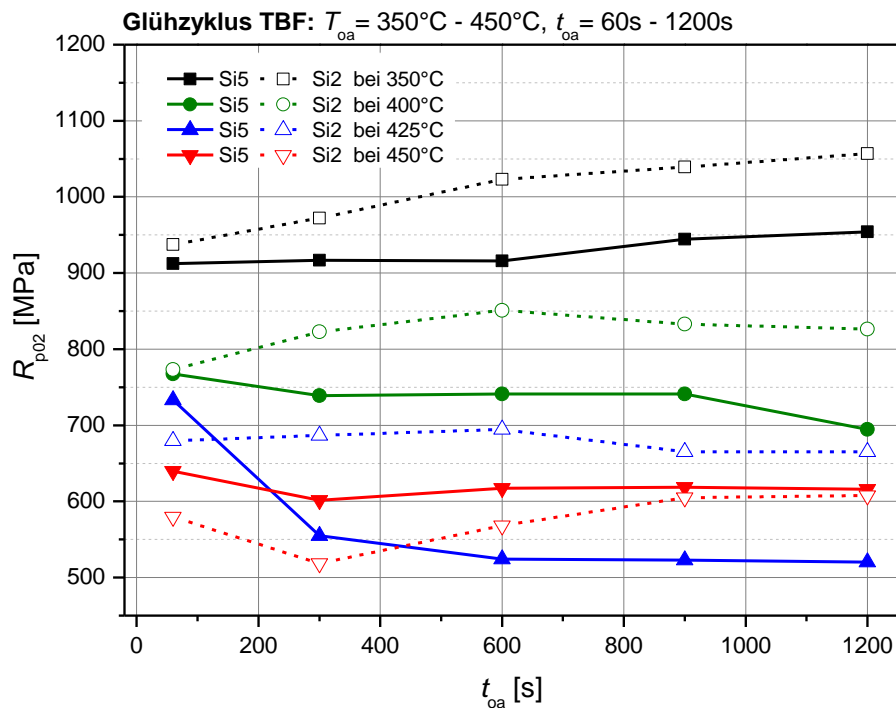
Die Zugfestigkeiten beider Legierungen zeigen bei allen Haltetemperaturen einen Abfall zwischen 60 s und 300 s (s. Abbildung 51). Der Festigkeitsabfall zwischen 60 s und 300 s ist bei tieferen Temperaturen deutlich größer als bei hohen, da bei hohen Haltetemperaturen die Festigkeit bereits in den ersten 60 s stark abfällt. Weiters liegen die Festigkeiten der Legierung Si5 bei gleichen Haltetemperaturen und -zeiten immer über denen der Legierung Si2. Die höchsten Festigkeiten lassen sich für beide Varianten bei tiefen Temperaturen von 350°C erzielen. Mit der Erhöhung der Temperatur auf 400°C nimmt die Festigkeit beider Legierungen stark ab. Bei Temperaturen von 425°C und 450°C steigt die Festigkeit der Variante Si5 wieder an und erreicht bei 450°C und Haltezeiten über 600 s knapp jene Werte, die auch bei 350°C gemessen wurden. Die Legierung Si2 zeigt dagegen mit steigender Haltetemperatur einen weiteren Abfall der Festigkeit, wobei zwischen 425°C und 450°C kein signifikanter Unterschied im Festigkeitsverlauf festgestellt werden kann.



**Abbildung 51:** Zugfestigkeit der Legierungen Si5 und Si2 bei Haltetemperaturen zwischen 350°C und 450°C und einer Haltezeit von 60 s bis 1200 s.



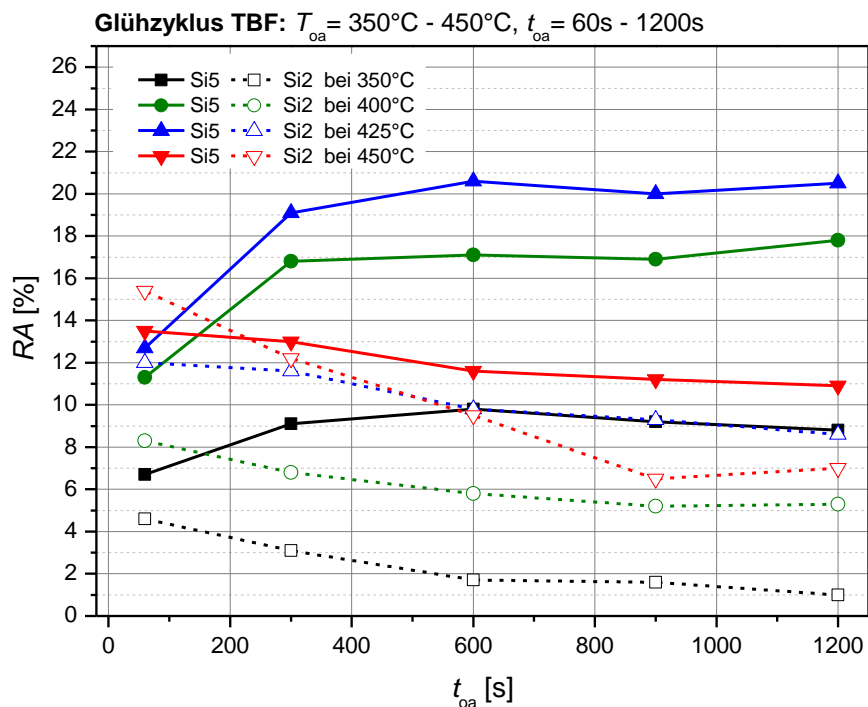
Beim Vergleich der Streckgrenzen zeigen sich bei der Legierung Si2 eine mit der Haltedauer steigende Tendenz für die beiden niedrigen Halttemperaturen 350°C und 400°C sowie ein annähernd konstanter Streckgrenzenverlauf bei den Temperaturen 425°C und 450°C (s. Abbildung 52). Anders dagegen verhält sich die Legierung Si5, die bei Halttemperaturen von 350°C und 450°C einen nahezu konstanten Verlauf der Streckgrenze aufweist und bei Temperaturen von 400°C und 425°C sogar eine mit der Haltezeit abnehmende Streckgrenze zeigt.



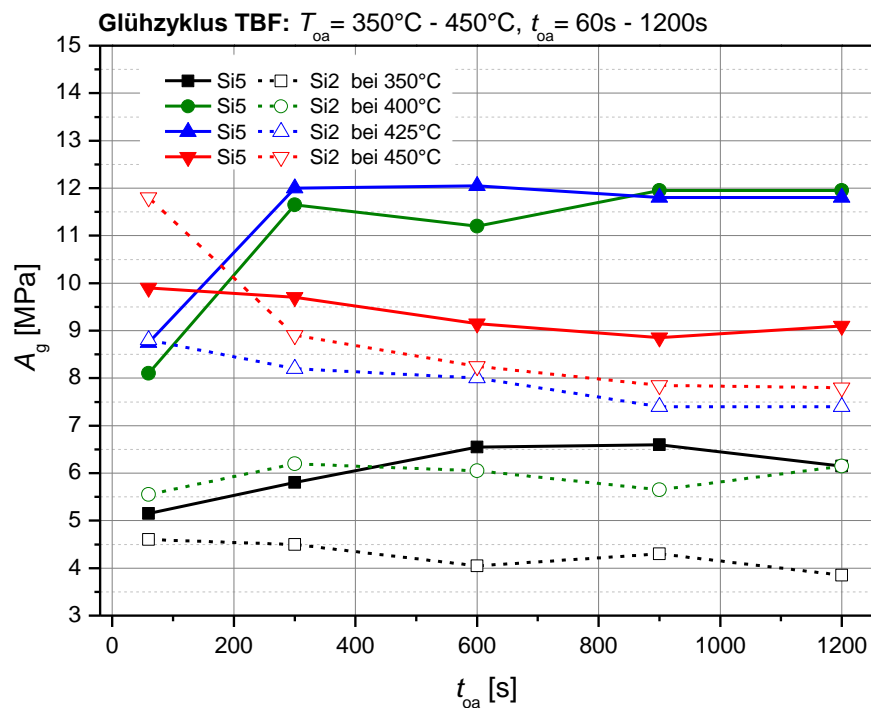
**Abbildung 52:** Streckgrenze der Legierungen Si5 und Si2 bei Halttemperaturen zwischen 350°C und 450°C und einer Haltedauer von 60 s bis 1200 s.

Die gemessenen Restaustenitmengen der Variante mit geringem Siliziumgehalt Si2 ist niedriger als die der Vergleichslegierung Si5 (s. Abbildung 53). Auch kann bei der Legierung Si2 eine Abnahme des Restaustenitgehaltes mit zunehmender Haltedauer für alle vier untersuchten Halttemperaturen festgestellt werden. Die Legierung Si5 zeigt hingegen mit Ausnahme von 450°C Halttemperatur eine bis 600 s steigende Menge an Restaustenit.

Die Gleichmaßdehnungen der Legierung Si2 nehmen für alle Haltetemperaturen wie der bereits oben erwähnte Restaustenitgehalt mit der Zeit ab (s. Abbildung 54). Die Legierung Si5 zeigt hingegen ein wesentlich differenzierteres Verhalten. Bei einer Temperatur von 350°C zeigt sich eine von 4 % bei 60 s leicht steigende Gleichmaßdehnung, die nach 900 s bei 6.6 % ihr Maximum erreicht. Bei 400°C und 425°C wurde ein starker Anstieg der Gleichmaßdehnung analog zur Restaustenitmenge gemessen. Die bei 400°C nach 300 s erreichte Gleichmaßdehnung von ca. 11.5 % steigt bis 900 s Haltedauer noch auf 12 % an und hält diesen Wert konstant bis 1200 s. Bei 425°C Haltetemperatur erreicht die Gleichmaßdehnung nach 300 s bereits die 12 %-Marke und hält diese auch bei längeren Zeiten konstant.



**Abbildung 53:** Restaustenitgehalt der Legierungen Si5 und Si2 bei Haltetemperaturen zwischen 350°C und 450°C und einer Haltedauer von 60 s bis 1200 s.

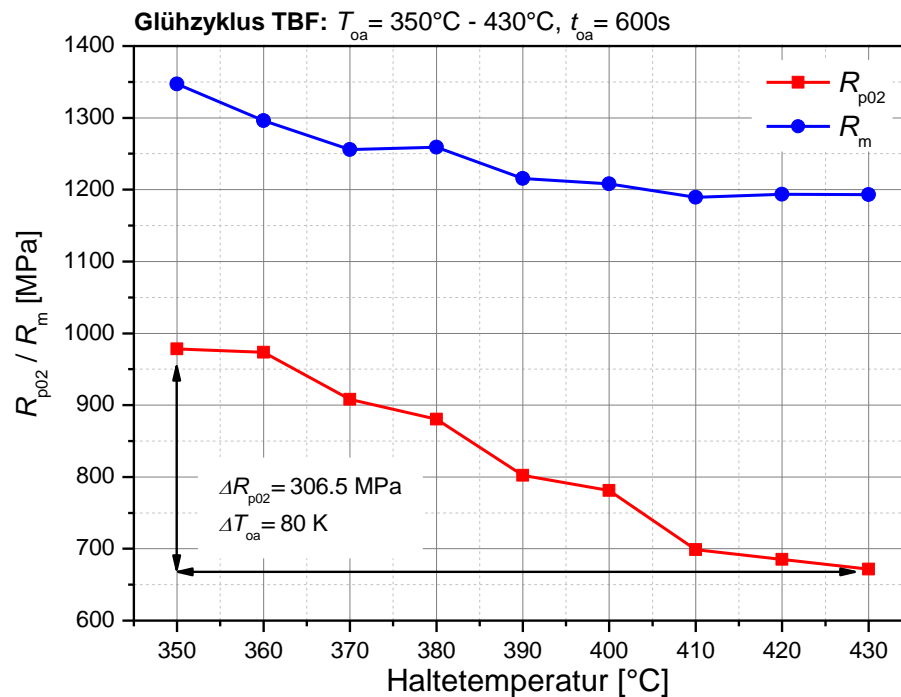


**Abbildung 54:** Gleichmaßdehnung der Legierungen Si5 und Si2 bei Haltetemperaturen zwischen  $350^{\circ}\text{C}$  und  $450^{\circ}\text{C}$  und einer Haltedauer von 60 s bis 1200 s.

Eine Legierungsvariante mit mittlerem Siliziumgehalt Si4 wurde ebenfalls dem gleichen Versuchsraster wie die beiden oben angesprochenen Legierungen unterzogen. Um eine bessere Übersicht zu gewährleisten – und da sich die gemessenen Punkte erwartungsgemäß stets zwischen den beiden Extremwerten der Varianten Si2 und Si5 befanden –, wurde auf die graphische Illustration der zusätzlichen Messwerte verzichtet.

#### 4.4.3 Haltetemperatur und mechanische Eigenschaften der Legierung Si5

Das Gefüge und die daraus resultierenden mechanischen Eigenschaften werden im Wesentlichen von der gewählten Haltetemperatur bestimmt. Dabei reagieren besonders die Streckgrenze und der HET-Wert  $\lambda$  empfindlich auf eine Veränderung dieser Temperatur.



In

**Abbildung 55** werden die Streckgrenzen und Zugfestigkeiten für Haltetemperaturen von  $350^{\circ}\text{C}$  bis  $430^{\circ}\text{C}$  veranschaulicht. Das bei  $350^{\circ}\text{C}$  entstandene Gefüge aus vorwiegend unterem Bainit weist eine Streckgrenze von knapp  $1000 \text{ MPa}$  bei einer Zugfestigkeit von  $1350 \text{ MPa}$  auf. Bei  $430^{\circ}\text{C}$  entsteht hingegen oberer Bainit, der nur noch eine Streckgrenze von  $670 \text{ MPa}$  und eine Zugfestigkeit von ca.  $1200 \text{ MPa}$  besitzt. Der Restaustenitgehalt steigt im gleichen Temperaturintervall von  $12 \%$  auf über  $18 \%$  an (s. **Abbildung 56**). Aufgrund der steigenden Restaustenitmenge und der sinkenden Festigkeit nimmt auch die Gleichmaßdehnung von  $5.5 \%$  bei  $350^{\circ}\text{C}$  auf  $10.5 \%$  bei  $430^{\circ}\text{C}$  zu. Wegen der höheren Dehnungen ließe sich auch auf eine Verbesserung HET-Werte schließen. Die  $\lambda$ -Werte nehmen aber sehr stark ab, von maximal  $108 \%$  bei  $360^{\circ}\text{C}$  auf  $48 \%$  bei  $430^{\circ}\text{C}$ . Gemessen wurden die HET-Werte an Proben mit gefrästen Löchern, um eine durch das Stanzen auftretende Vorschädigung der Ränder zu vermeiden.

Die größere Menge an Restaustenit sowie deren bereits zum oberen Bainit zuordenbare Morphologie führen zu deutlich verbesserten Dehnungswerten und niedrigeren Streckgrenzen im Zugversuch. Für die Belastung während einer HET-Prüfung ist die Morphologie des stark unverteildenen oberen Bainits mit seinen großen Restaustenitkörnern aber ungeeignet.

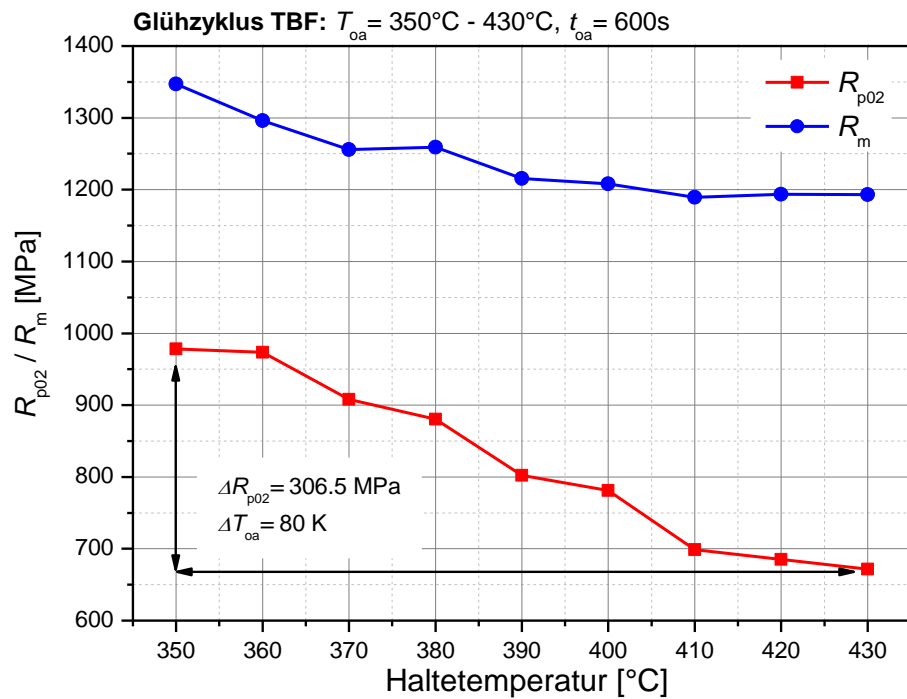


Abbildung 55: Änderung der Streckgrenze und der Zugfestigkeit mit der Haltetemperatur.

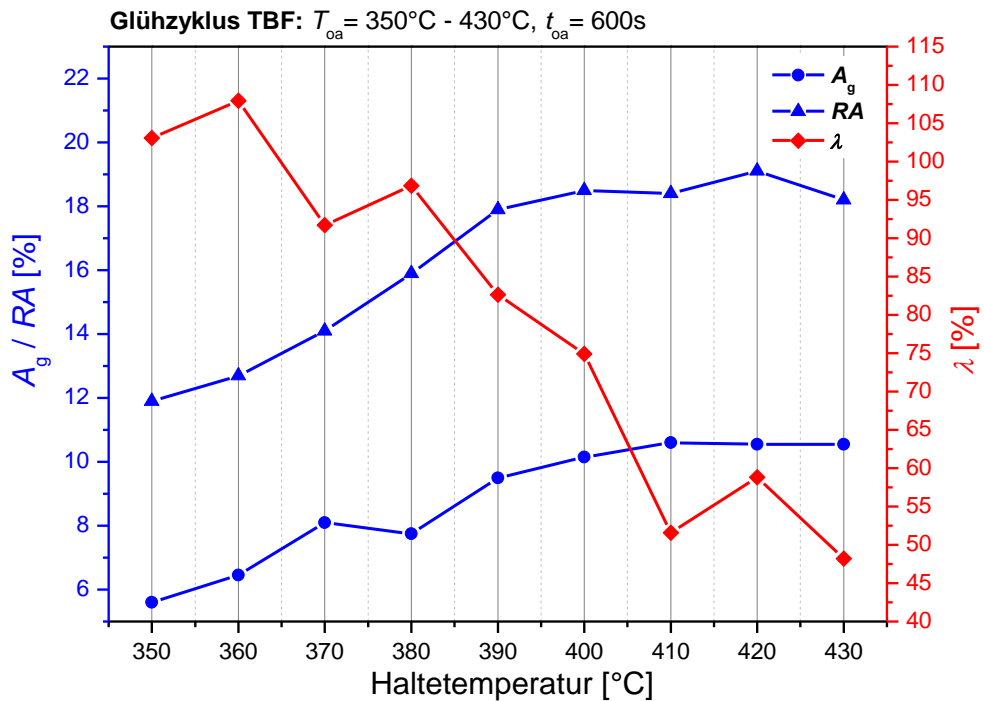
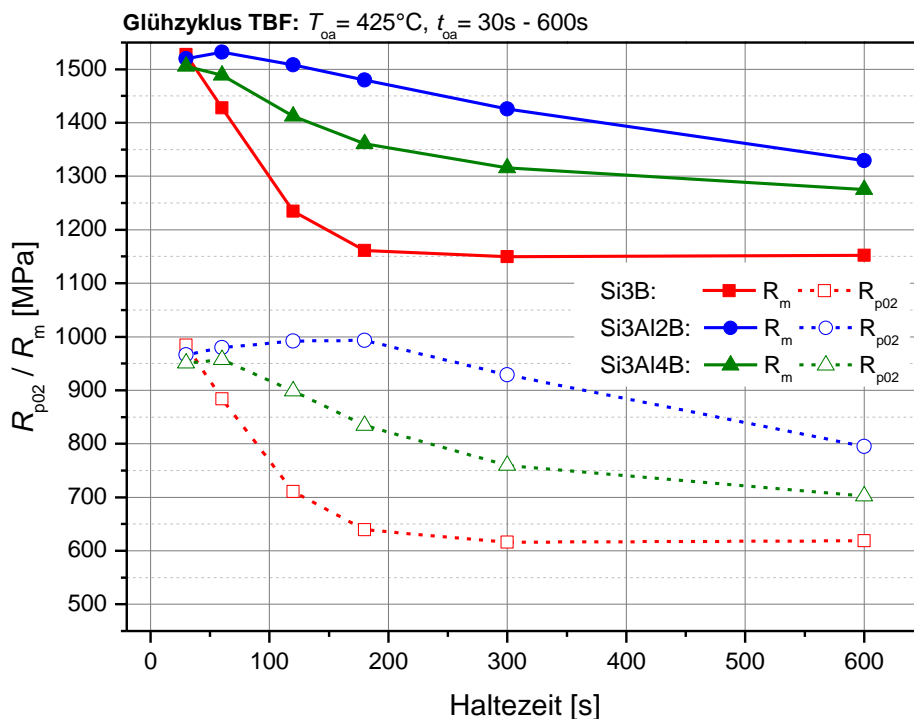


Abbildung 56: Änderung der Restaustenitmenge, der Gleichmaßdehnung und der HET-Werte mit der Haltetemperatur.

#### 4.4.4 Si-/Al-Legierungskonzepte

Die folgenden beiden Diagramme zeigen einen Vergleich der mechanischen Eigenschaften von Si- und Al-legierten TBF-Stählen. Die während des Schmelzprozesses eingebrachten Bor-Verunreinigungen müssen aber – wie bereits bei der Betrachtung des isothermen Umwandlungsverhaltens – bei diesen Legierungen mitberücksichtigt werden. Auch wurden bei allen folgenden Legierungen die mechanischen Eigenschaften nur noch bis zu einer maximalen Haltezeit von 600 s bestimmt, da längere Zeiten für die großtechnische Herstellung nicht von Bedeutung sind. Die Anzahl der Messpunkte in diesem Zeitbereich wurde aber erhöht.

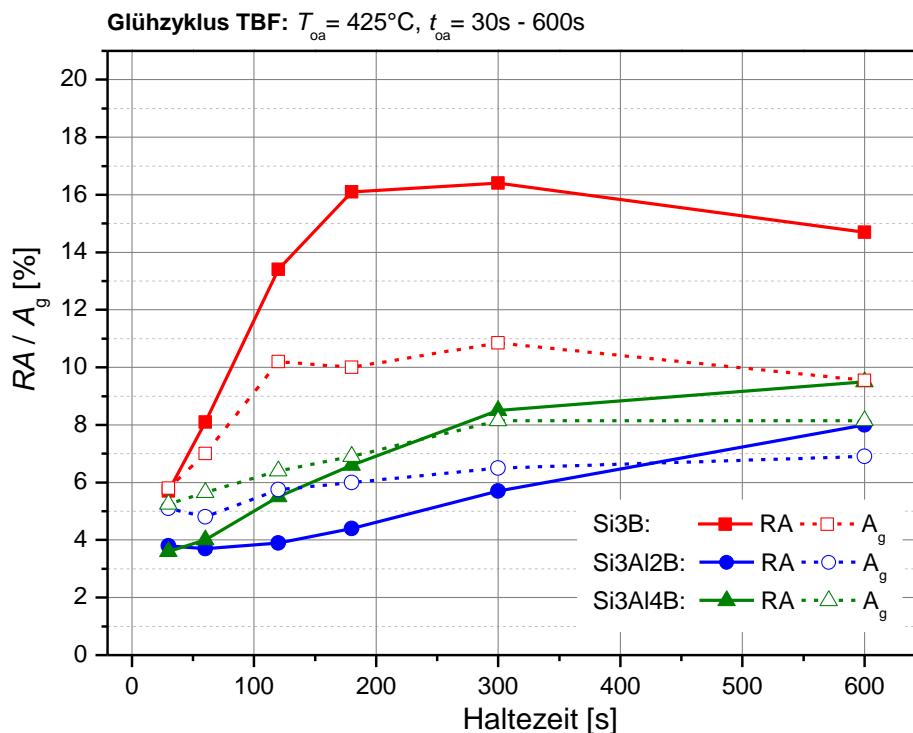
Betrachtet man die Zugfestigkeit und die Streckgrenze der drei Legierungen (s. Abbildung 57), so fällt sofort auf, dass bei einer kurzen Haltezeit von nur 30 s die gemessenen Werte annähernd übereinstimmen. Der Grund dafür liegt darin, dass es bei allen drei Legierungen innerhalb von 30 s zu keiner ausreichenden Bainitbildung kommt, und somit ein hauptsächlich martensitisches Gefüge entsteht. Dies ist auch eine Erklärung für die sehr hohen Zugfestigkeitswerte von über 1500 MPa, die bei der kurzen Haltezeit auftreten.



**Abbildung 57:** Zugfestigkeit und Streckgrenze dreier Legierungen, wobei eine ohne Aluminium (Si3B), eine mit mittlerem (Si3Al2B) sowie eine mit hohem (Si3Al4B) Aluminiumgehalt untersucht wurde. Es ist zu beachten, dass die drei Legierungen durch den Schmelzprozess zusätzlich mit Bor verunreinigt wurden.

Bei der Legierung Si3B ohne zusätzliches Aluminium fällt die Zugfestigkeit bis zu einer Haltezeit von 180 s um über 400 MPa ab. Bei längeren Haltezeiten bleibt die Festigkeit stabil bei 1150 MPa. Ähnlich verhält sich auch die Streckgrenze, die bis 180 s um knapp 350 MPa abnimmt und bei längeren Zeiten konstant bei ca. 620 MPa bleibt. Bei der Legierung Si3Al2B lässt sich erkennen, dass durch das zusätzliche Aluminium die Zugfestigkeit erst bei Haltezeiten über 120 s unter 1500 MPa fällt. Die Streckgrenze steigt bis zu einer Haltedauer von 180 s auf 1000 MPa an und fällt anschließend um bis zu 200 MPa bei 600 s ab. Der Grund für die hohen Festigkeiten dieser Legierung liegt in der starken Umwandlungsverzögerung durch den relativ niedrigen Aluminiumanteil, wie auch die Untersuchung der isothermen Bainitbildung ergab. Wird mehr Aluminium zulegiert (Si3Al4B), so beschleunigt sich die Umwandlung wieder und der Bainitanteil im Gefüge nimmt deutlich zu. Dies wird an einem rascheren Abfall der Zugfestigkeit um 200 MPa zwischen 30 s und 300 s ersichtlich. Die Streckgrenze zeigt ebenfalls eine stetig fallende Tendenz und verringert sich zwischen 30 s und 600 s um 250 MPa.

Abbildung 58 zeigt die Restaustenitmenge und die erreichten Gleichmaßdehnungen der drei Legierungen. Beim Vergleich der Restaustenitmengen nach 30 s Haltezeit lässt sich erkennen, dass die Si-/Al-Varianten um ca. 2 % weniger Austenit enthalten als die reine Siliziumvariante. Keinen Einfluss hat dies jedoch auf die Gleichmaßdehnung, die bei allen drei Legierungen bei ungefähr 5 % liegt. Bei längeren Haltezeiten steigt der Restaustenitgehalt der Legierung Si3B stark an und erreicht nach 300 s 16.4 %. Nach 600 s Haltedauer fällt die Restaustenitmenge wieder etwas ab. Auch die Gleichmaßdehnung steigt mit der Haltezeit, wobei der starke Anstieg bis 120 s auf über 10 % auch mit dem enormen Festigkeitsverlust in Verbindung steht. Die Steigerung des Restaustenitgehalts von 120 s bis 300 s wirkt sich nämlich nur sehr bedingt auf eine verbesserte Gleichmaßdehnung aus, die nach 300 s Haltezeit mit knapp 11 % ihr Maximum erreicht. Die Legierung mit mittlerem Aluminiumgehalt Si3Al2B zeigt nur einen sehr flachen Anstieg der Restaustenitmenge. Auch der Verlauf der Gleichmaßdehnung zeigt nur einen moderaten Anstieg von 2 %, wobei neben dem Restaustenit auch die abnehmende Festigkeit über die Haltezeit eine wesentliche Rolle spielt. Ähnlich verhält sich auch die Variante Si3Al4B mit hohem Aluminiumgehalt. Allerdings ist durch den höheren Aluminiumanteil die Bainitumwandlung wieder etwas beschleunigt, wodurch mehr Restaustenit stabilisiert wird. Daraus ergeben sich auch etwas höhere Gleichmaßdehnungen als bei der Legierung Si3Al2B.



**Abbildung 58:** Restaustenitgehalt und Gleichmaßdehnung dreier Legierungen, wobei eine ohne Aluminium (Si3B), eine mit mittlerem (Si3Al2B) sowie eine mit hohem (Si3Al4B) Aluminiumgehalt untersucht wurde. Es ist zu beachten, dass die drei Legierungen durch den Schmelzprozess zusätzlich mit Bor verunreinigt wurden.

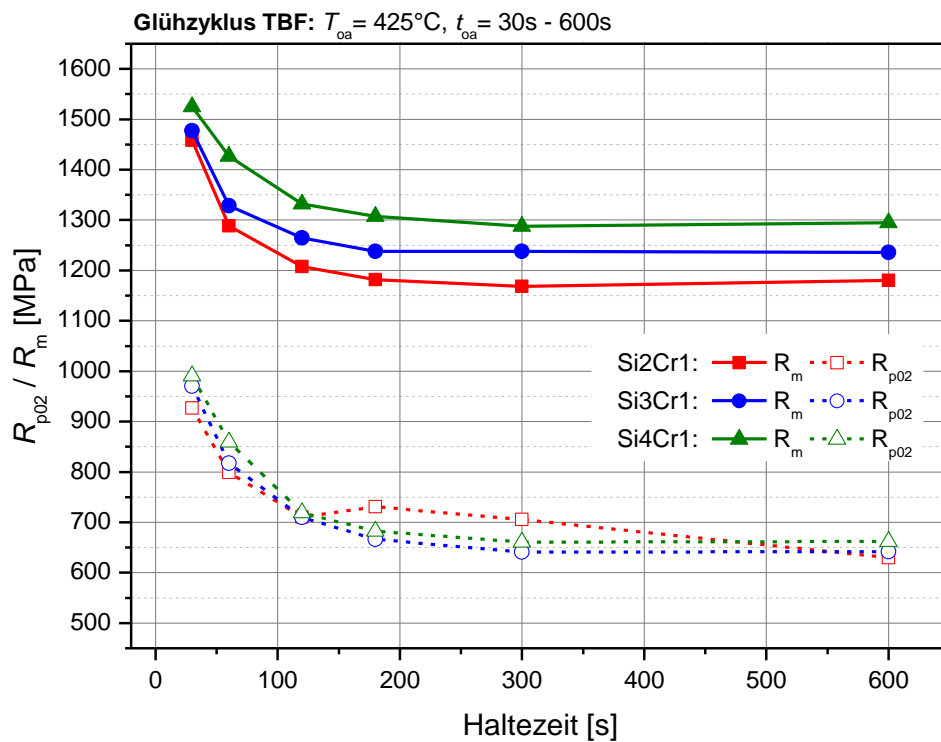
#### 4.4.5 Si-/Cr-Legierungskonzepte

Die mechanischen Eigenschaften von sechs Legierungen, die neben Silizium zusätzlich auch Chrom enthalten, wurden ebenfalls untersucht.

In Abbildung 59 sind die Verläufe der Zugfestigkeit und Streckgrenzen für drei Legierungen mit unterschiedlichem Siliziumgehalt dargestellt. Es ist deutlich zu erkennen, dass die Zugfestigkeit über alle Haltezeiten hinweg mit steigendem Siliziumgehalt ansteigt. Ein starker Abfall der Festigkeit bis zu einer Haltedauer von 180 s ist bei allen drei Legierungen zu sehen, wobei sich der Festigkeitsverlust mit zunehmendem Siliziumgehalt verringert.

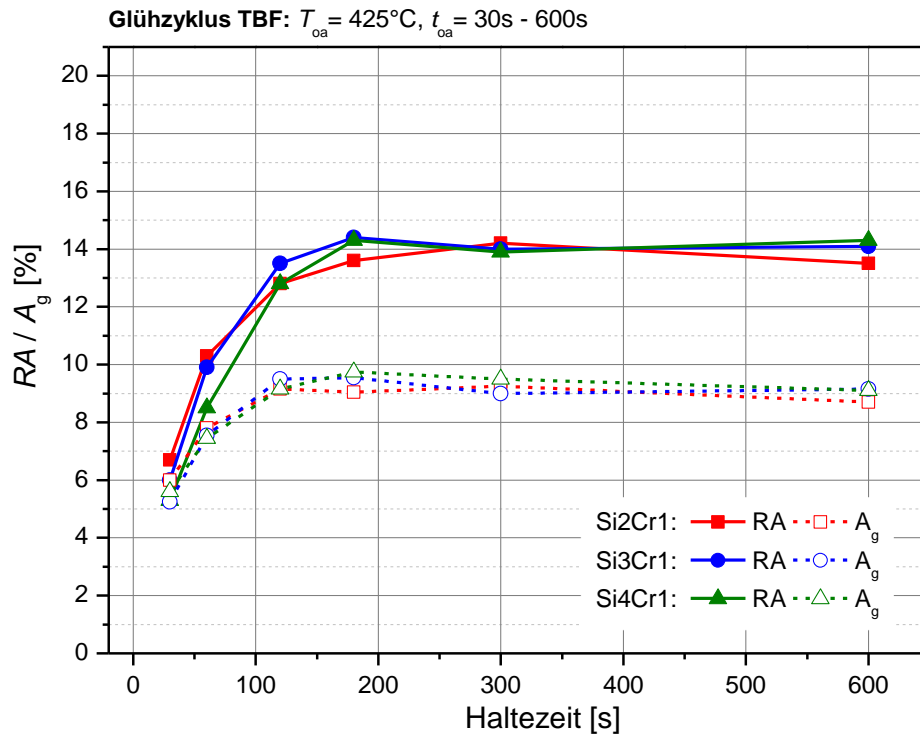
Die Streckgrenzen sind für die drei Legierungen bei allen Haltezeiten nahezu identisch, nur bei 180 s und 300 s liegt die Streckgrenze der Legierung Si2Cr1 40 bis 50 MPa über jener der beiden anderen Legierungen. Bis zu einer Haltezeit von 180 s lässt sich bei allen drei Legierungen ein Abfall der Streckgrenze von 200 MPa (Si2Cr1) bis 300 MPa (Si4Cr1) erkennen.





**Abbildung 59:** Zugfestigkeit und Streckgrenze von drei Legierungen mit unterschiedlichem Siliziumgehalt bei gleichem Chromanteil (Chromgehalt niedrig).

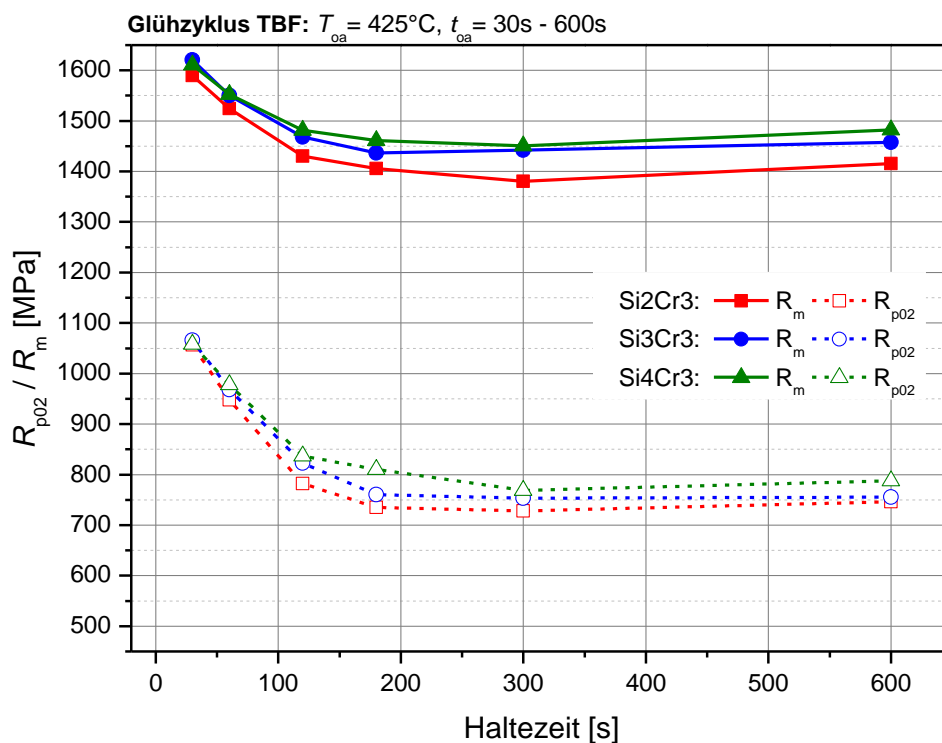
Die gemessenen Restaustenitgehalte und Gleichmaßdehnungen sind für alle drei Legierungen annähernd identisch, sodass kein unmittelbarer Einfluss des Siliziumgehaltes abgeleitet werden kann (s. Abbildung 60). Bis zu einer Haltezeit von 180 s steigt die Restaustenitmenge aller drei Legierungen bis auf 14 % an und bleibt mit Ausnahme der Niedrigsiliziumvariante bis zu einer Haltedauer von 600 s stabil. Bei der Legierung Si2Cr erreicht die Restaustenitmenge ein Maximum bei 300 s Haltezeit und fällt bei einer Haltezeit von 600 s wieder leicht ab. Die Gleichmaßdehnungen steigen ebenfalls bei allen drei Legierungen bis zu einer Haltezeit von 180 s an, bilden dort zwischen 9 % und 10 % ein Maximum und nehmen bei längeren Haltezeiten wieder etwas ab.



**Abbildung 60:** Restaustenitgehalt und Gleichmaßdehnung von drei Legierungen mit unterschiedlichem Siliziumgehalt bei gleichem Chromanteil (Chromgehalt niedrig).

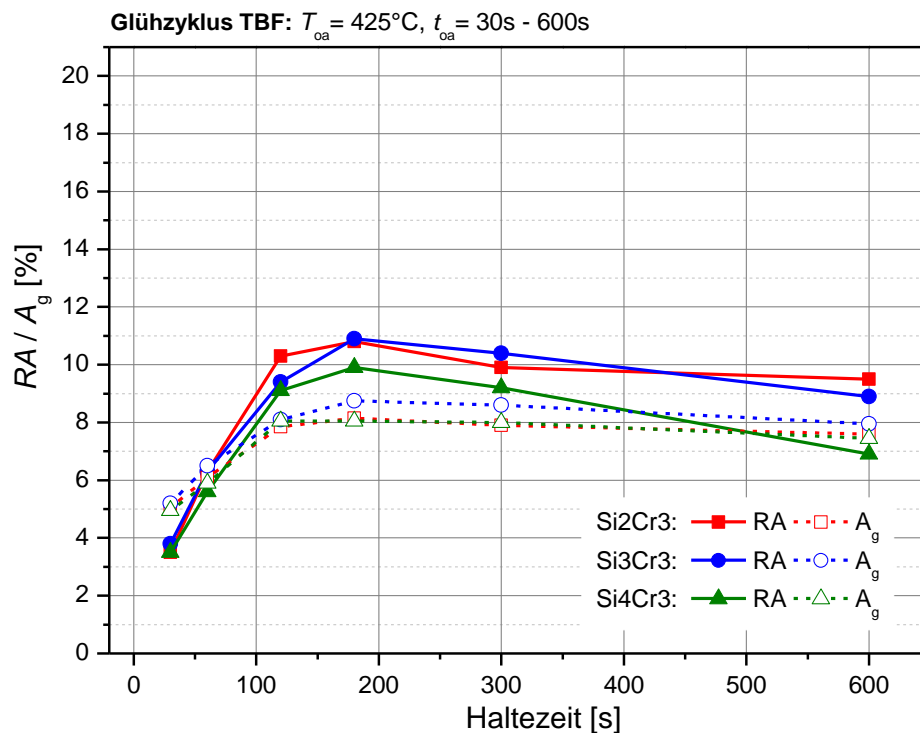
Die drei Legierungen mit hohem Chromgehalt weisen generell höhere Festigkeiten auf als jene mit niedrigem Chromanteil (s. Abbildung 61). Eine Zunahme der Zugfestigkeit mit steigendem Siliziumgehalt lässt sich auch hier erkennen, allerdings ist sie nicht so ausgeprägt wie bei den Varianten mit niedrigem Chromanteil.

Ein starker Abfall der Zugfestigkeit von ca. 200 MPa findet auch bei den hoch chromhaltigen Varianten bis zu einer Haltezeit von 180 s statt. Nach einer Haltezeit von 300 s bildet die Zugfestigkeit ein Minimum und steigt bei längeren Haltezeiten wieder leicht an. Die Streckgrenzen lassen bis zu einer Haltedauer von 180 s einen starken Abfall zu erkennen, bleiben bei längeren Haltezeiten aber nahezu konstant. Eine Erhöhung der Streckgrenze mit steigendem Siliziumgehalt ist bei Haltezeiten über 120 s deutlich zu beobachten.



**Abbildung 61:** Zugfestigkeit und Streckgrenze von drei Legierungen mit unterschiedlichem Siliziumgehalt bei gleichem Chromanteil (Chromgehalt hoch).

Abbildung 62 zeigt, dass die Restaustenitgehalte bis zu einer Haltezeit von 180 s stark ansteigen. Die maximale Menge an Restaustenit erreichen alle drei Legierungen nach 180 s, wobei die Legierungen mit niedrigem (Si2Cr3) und mittlerem (Si3Cr3) Siliziumgehalt 11 % Restaustenit erreichen, die hoch siliziumhaltige (Si4Cr3) aber nur 10 %. Bei längeren Haltezeiten nimmt die Restaustenitmenge wieder ab. Die Legierung Si4Cr3 verliert dabei mit 3 % nach 600 s Haltezeit am meisten, wohingegen die anderen beiden Varianten nur 1.5 % (Si2Cr3) bis 2 % (Si3Cr3) an Restaustenit einbüßen. Die Gleichmaßdehnungen verhalten sich ähnlich und erreichen ebenfalls ihr Maximum zwischen 8 % und 9 % nach 180 s Haltezeit, fallen aber bis 600 s um ca. 1 % wieder ab. Eine signifikante Abhängigkeit der Dehnung vom Siliziumgehalt ist nicht erkennbar, aber die Legierung mit mittlerem Siliziumgehalt weist bei Haltezeiten über 120 s doch eine um 0.5 % bessere Gleichmaßdehnung auf.



**Abbildung 62:** Restaustenitgehalt und Gleichmaßdehnung von drei Legierungen mit unterschiedlichem Siliziumgehalt bei gleichem Chromanteil (Chromgehalt hoch).

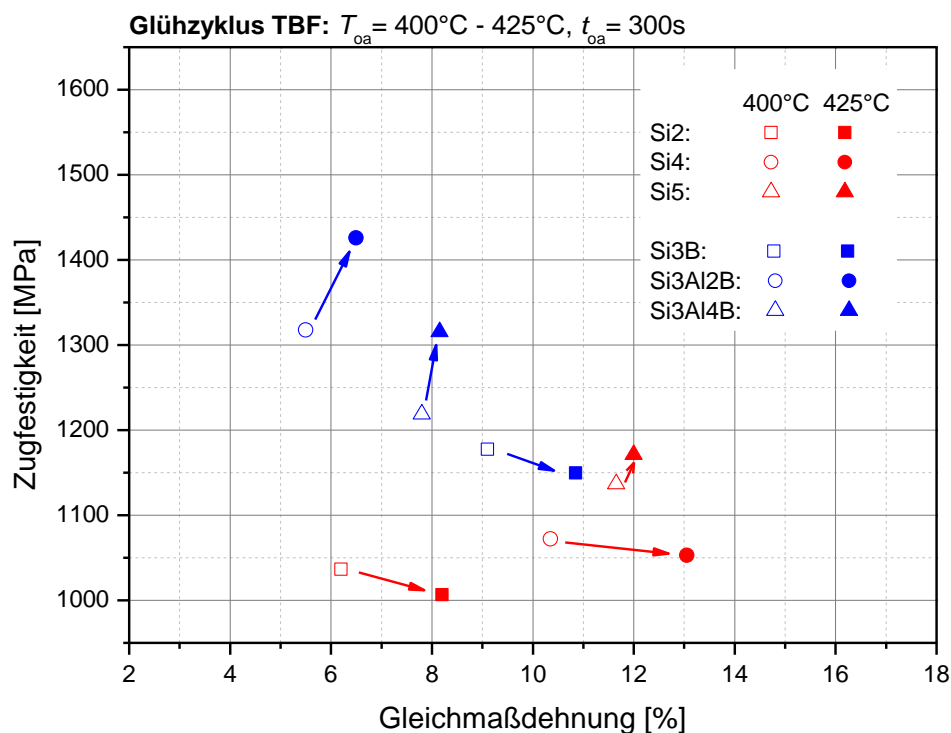
#### 4.4.6 Mechanische Eigenschaften der Legierungskonzepte im Vergleich

Um die mechanischen Eigenschaften der verschiedenen Legierungskonzepte miteinander vergleichen zu können, wurden für jeweils zwei Haltetemperaturen von  $400^\circ\text{C}$  und  $425^\circ\text{C}$  und einer Haltedauer von 300 s die gemessenen Zugfestigkeiten als Funktion der Gleichmaßdehnung, sowie die erreichten Gleichmaßdehnungen als Funktion des Restaustenitgehalts in Diagrammen dargestellt.

Abbildung 63 zeigt eine solche Darstellung der Zugfestigkeiten als Funktion der Gleichmaßdehnung für die Si- und die Si-/Al-Legierungskonzepte. Man erkennt, dass die beiden Legierungen mit geringem und mittlerem Siliziumgehalt Si2 bzw. Si4 mit steigender Haltetemperatur etwas an Zugfestigkeit verlieren, gleichzeitig aber ihre Dehnung um ca. 2 % zunimmt. Bei der Variante Si5 mit hohem Siliziumgehalt hingegen steigen Festigkeit und Dehnung geringfügig an.

Die Festigkeitssteigerung ist eine Folge der größeren Martensitmenge, die durch die verzögerte Bainitumwandlung und auch durch die dehnungsinduzierte Umwandlung des Restaustenits entsteht. Der steigende Restaustenitgehalt sowie dessen größere Stabilität durch eine

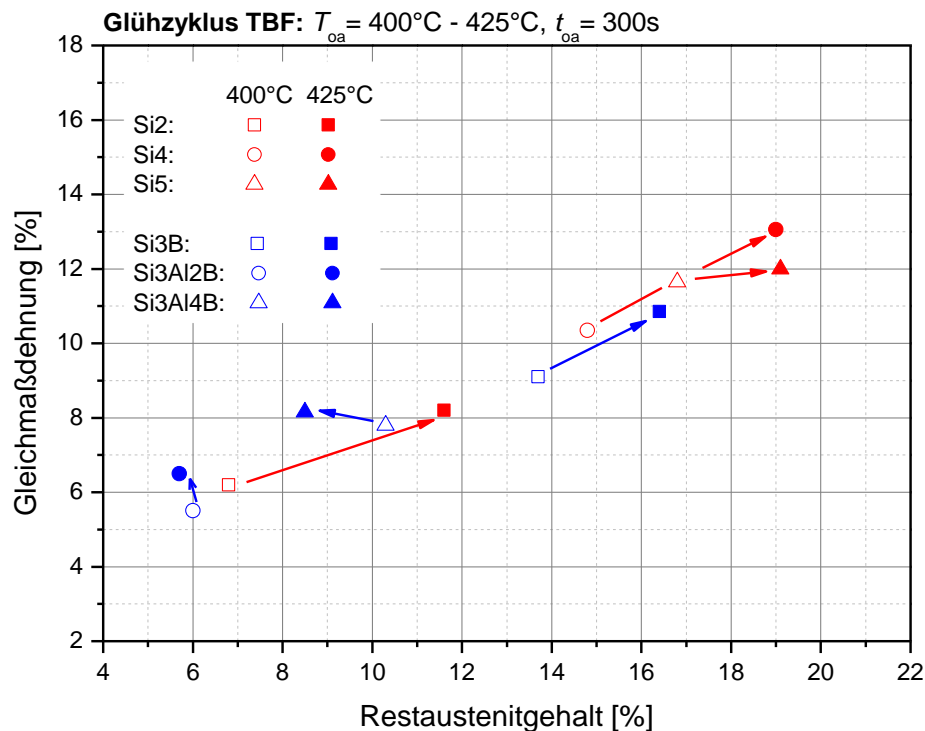
höhere Kohlenstoffanreicherung bei ausreichend unterdrückter Karbidbildung führen zum Anstieg der Gleichmaßdehnung bei höheren Haltetemperaturen. Treten diese beiden Faktoren in Kombination auf, führt dies zu einer höheren Gleichmaßdehnung bei gleichzeitig steigender Festigkeit. Erhöht sich nur die Martensitmenge bei abnehmendem Restaustenitgehalt, wie bei den Legierungen mit Silizium und Aluminium, steigt die Festigkeit, die Dehnung aber nimmt ab. Bei den Legierungen Si2, Si4 und Si3B lässt dagegen eine steigende Restaustenitmenge bei abnehmendem Martensitanteil die Festigkeit sinken und die Gleichmaßdehnung ansteigen.



**Abbildung 63:** Zugfestigkeit als Funktion der Gleichmaßdehnung der Si- und Si-/Al-Legierungskonzepte sowie deren Veränderung bei Erhöhung der Haltetemperatur von 400°C auf 425°C (Pfeile).

Beim Auftragen der Gleichmaßdehnung als Funktion des Restaustenitgehalts (s. Abbildung 64) ist bei allen aluminiumfreien Legierungsvarianten mit steigender Haltetemperatur ein Anstieg der Restaustenitmenge und der Gleichmaßdehnung zu erkennen.

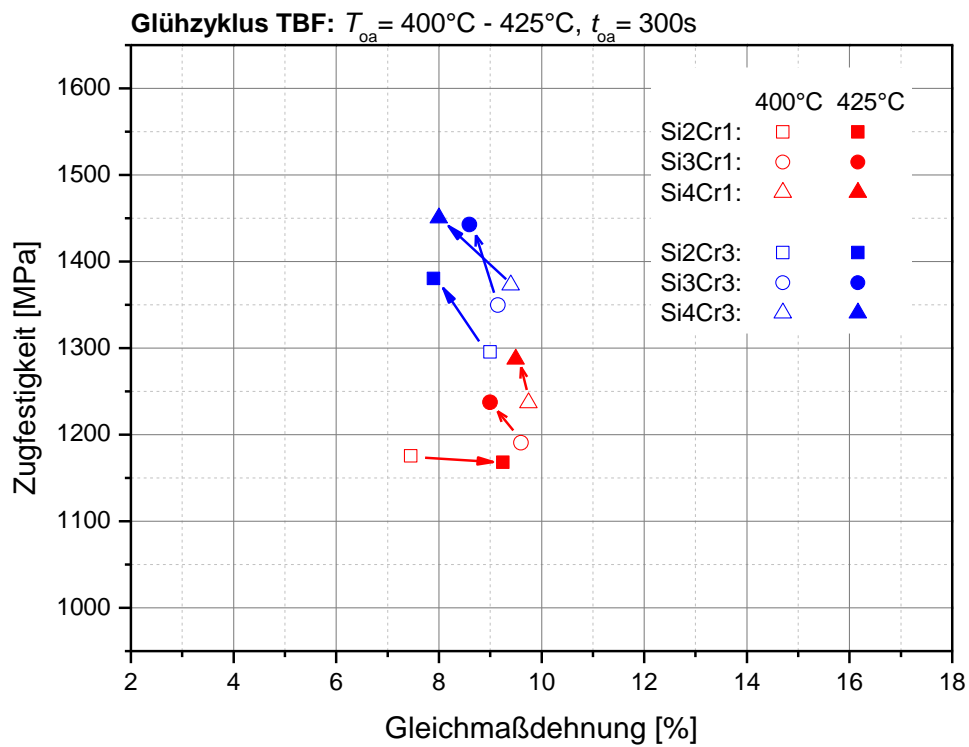
Die beiden Legierungen mit Aluminium, Si3Al2B und Si3Al4B, hingegen zeigen mit steigender Haltetemperatur eine abnehmende Restaustenitmenge bei leicht steigender Gleichmaßdehnung.



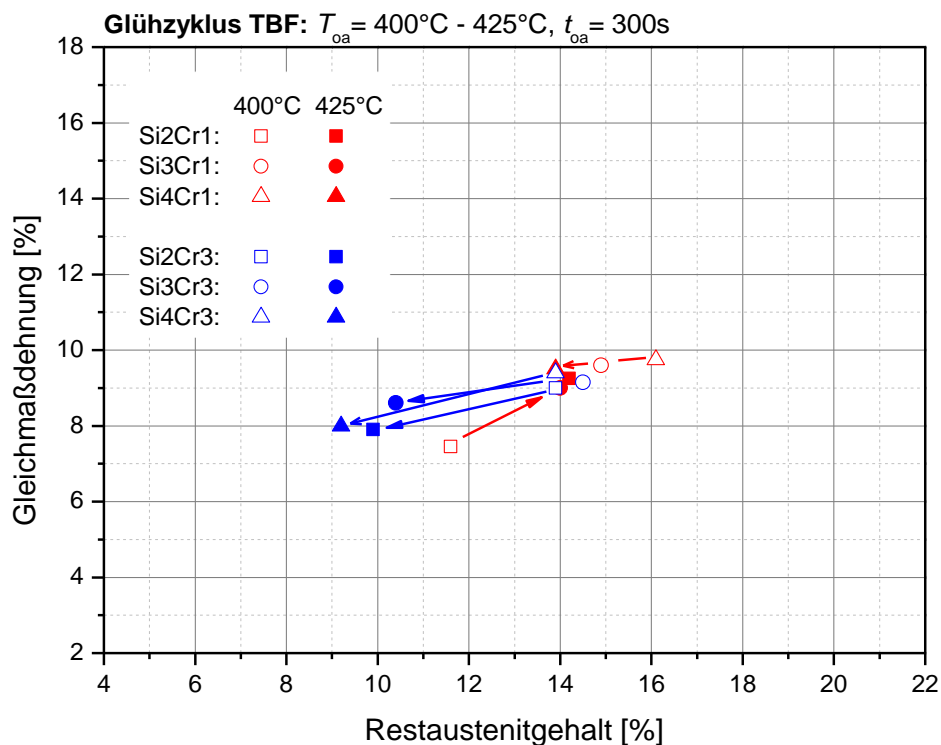
**Abbildung 64:** Gleichmaßdehnung als Funktion des Restaustenitanteils der Si- und Si-/Al-Legierungskonzepte sowie deren Veränderung bei Erhöhung der Haltetemperatur von  $400^\circ\text{C}$  auf  $425^\circ\text{C}$  (Pfeile).

In Abbildung 65 erkennt man, dass die Zugfestigkeit und Gleichmaßdehnung der Si-/Cr-Legierungen – mit Ausnahme der Legierung Si2Cr1 – bei einer Erhöhung der Haltetemperatur auf  $425^\circ\text{C}$  eine Festigkeitssteigerung bei gleichzeitiger Abnahme der Dehnung zeigen. Die Legierung Si2Cr1 mit niedrigem Silizium- und Chromgehalt zeigt bei der Temperaturerhöhung auf  $425^\circ\text{C}$  hingegen eine um 2 % höhere Dehnung bei leicht fallender Festigkeit.

Der Restaustenitgehalt der Legierung Si2Cr1 steigt mit der Temperaturerhöhung auf 14 %, und auch die Gleichmaßdehnung nimmt von 7.5 % auf 9 % zu. Bei allen anderen Legierungen sind eine Abnahme der Restaustenitmenge und der Gleichmaßdehnung zu erkennen. Die drei Legierungen mit niedrigem Chromgehalt besitzen bei  $425^\circ\text{C}$  einen Restaustenitanteil von ca. 14 % bei Dehnungen zwischen 9 % und 10 %. Bei den drei hoch chromhaltigen Varianten verringern sich die Restaustenitmenge um 2 % bis 2.5 % sowie die Dehnung um 0.5 % bis 1 % (s. Abbildung 66).



**Abbildung 65:** Zugfestigkeit als Funktion der Gleichmaßdehnung der Si-/Cr-Legierungskonzepte sowie deren Veränderung bei Erhöhung der Haltetemperatur von 400°C auf 425°C (Pfeile).



**Abbildung 66:** Gleichmaßdehnung als Funktion des Restaustenitgehalts der Si-/Cr-Legierungskonzepte sowie deren Veränderung bei Erhöhung der Haltetemperatur von 400°C auf 425°C (Pfeile).

Abbildung 67 zeigt die Zugfestigkeiten und Gleichmaßdehnungen von sieben Si-/Al-/Cr-TBF-Legierungen für die Haltetemperaturen 400°C und 425°C nach einer Haltedauer von 300 s. Mit der Erhöhung der Haltetemperatur auf 425°C ist bei allen Legierungen ein Anstieg der Zugfestigkeit zu erkennen. Die höchste Festigkeit erreicht dabei die Legierung Si3Al3Cr5, die bei 400°C Haltetemperatur eine Zugfestigkeit von 1380 MPa aufweist und dabei eine Gleichmaßdehnung von etwas über 6 % erreicht. Bei einer Haltetemperatur von 425°C erreicht diese Legierung eine Zugfestigkeit von ca. 1480 MPa, wobei die Gleichmaßdehnung aber um 1 % abnimmt. Den größten Festigkeitsgewinn mit steigender Haltetemperatur verzeichnet die aluminiumreichste Variante mit ca. 130 MPa, sie verliert aber gleichzeitig 1.5 % an der Gleichmaßdehnung. Die beiden Legierungen mit geringen Chrom- (Si3Al3Cr1) oder Siliziumanteilen (Si1Al3Cr3) zeigen die geringsten Festigkeitssteigerungen und eine nur sehr geringe Verschlechterung der Gleichmaßdehnungen.



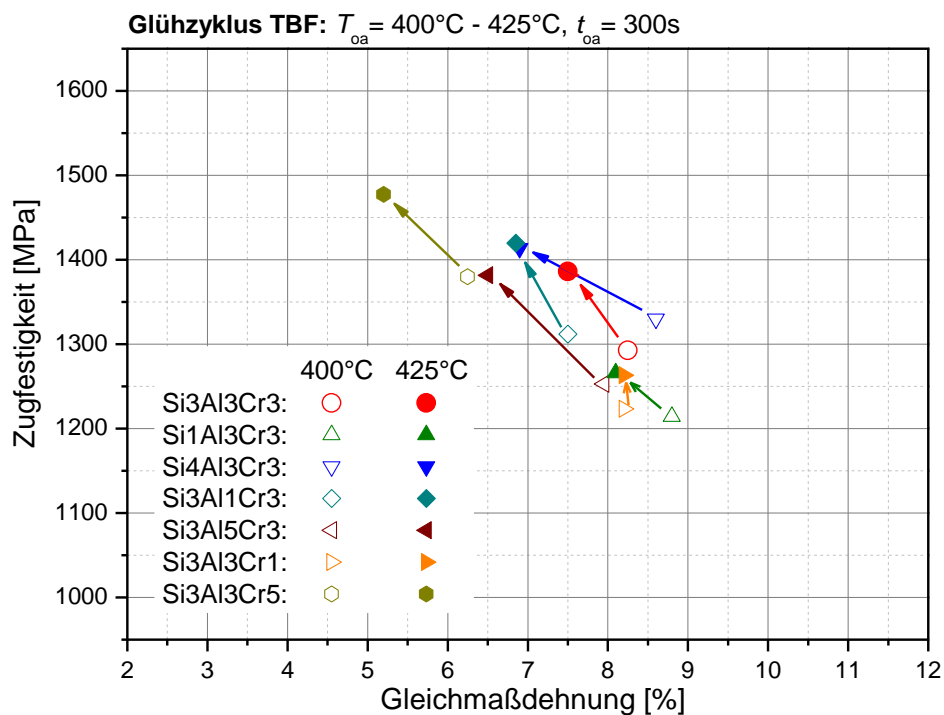
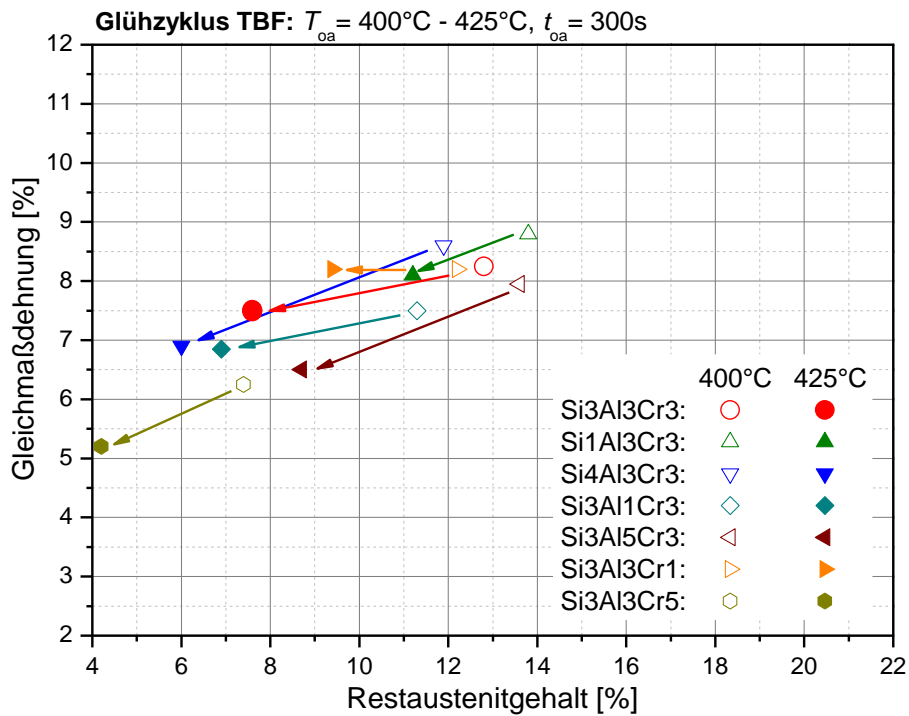


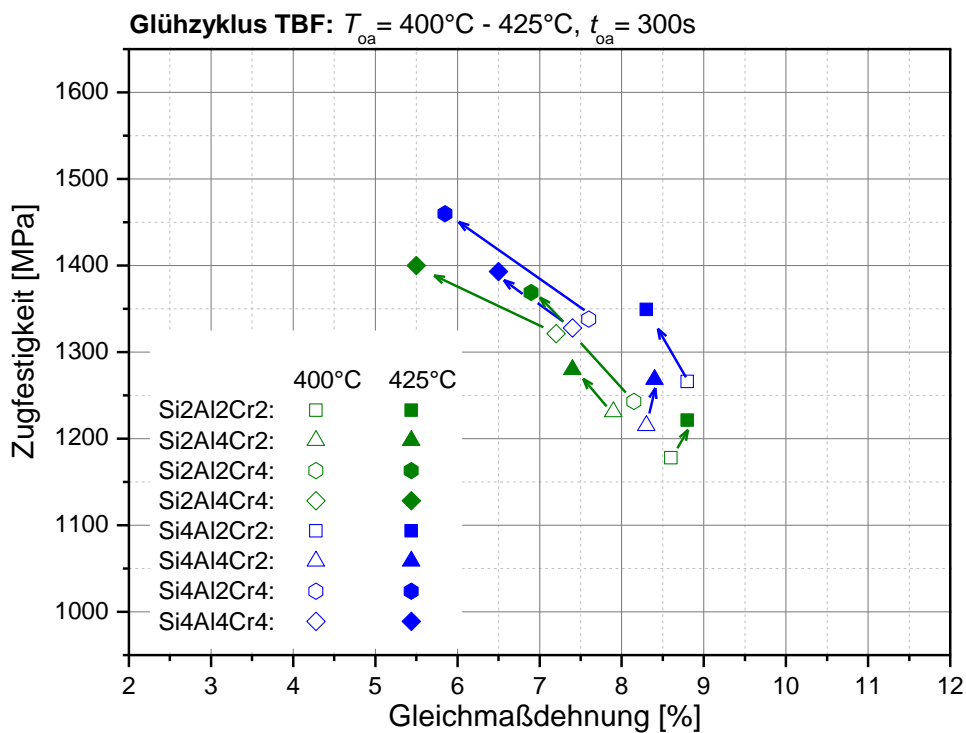
Abbildung 67: Zugfestigkeit als Funktion der Gleichmaßdehnung der Si-/Al-/Cr-Legierungskonzepte sowie deren Veränderung bei Erhöhung der Haltetemperatur von 400°C auf 425°C (Pfeile).

Trägt man die Gleichmaßdehnungen über den gemessenen Restaustenitgehalt auf, lässt sich ein deutlicher Trend zu niedrigeren Mengen an Restaustenit und schlechteren Dehnungen mit steigender Haltetemperatur ablesen (s. Abbildung 68). Der größte Rückgang an Restaustenit von 6 % lässt sich bei der Legierung Si4Al3Cr3 beobachten. Die Legierung Si3Al3Cr5 mit hohem Chromanteil zeichnet sich durch signifikant niedrigere Mengen an Restaustenit und geringeren Dehnungswerten im Vergleich zu den anderen Legierungen aus.



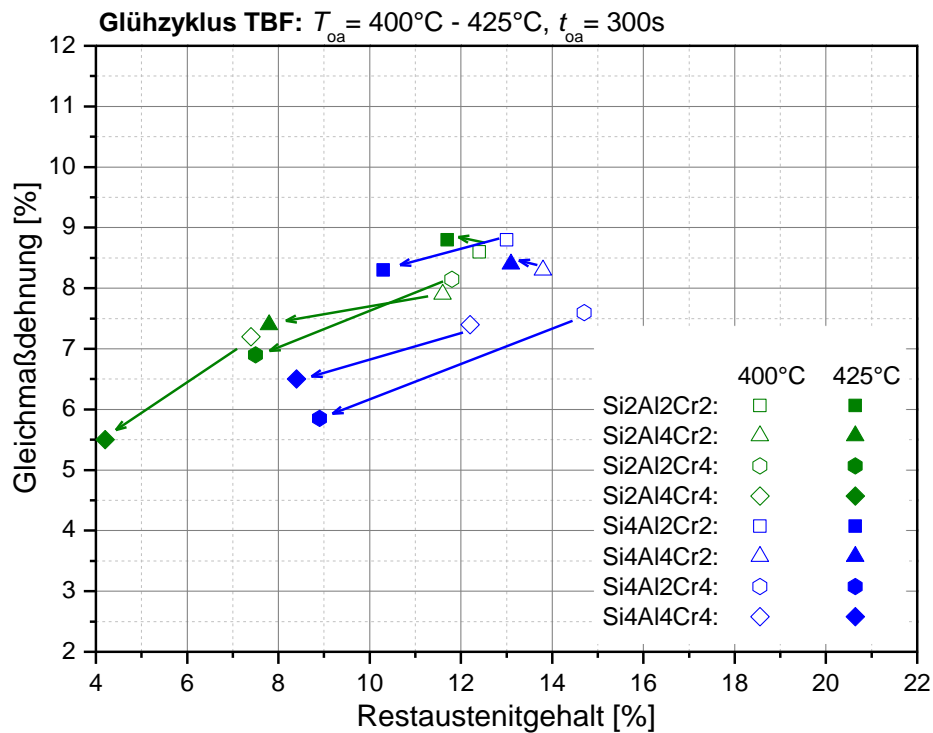
**Abbildung 68:** Gleichmaßdehnung als Funktion des Restaustenitgehalts der Si-/Al-/Cr-Legierungskonzepte sowie deren Veränderung bei Erhöhung der Haltetemperatur von  $400^{\circ}\text{C}$  auf  $425^{\circ}\text{C}$  (Pfeile).

Abbildung 69 veranschaulicht die Zugfestigkeit und die Gleichmaßdehnung von vier Legierungen mit geringem und vier mit hohem Siliziumgehalt sowie mit jeweils unterschiedlichen Anteilen an Aluminium und Chrom. Alle acht Legierungen zeigen eine Festigkeitszunahme mit steigender Haltetemperatur. Die beiden Varianten Si2Al2Cr2 und Si4Al4Cr2 zeigen im Gegensatz zu den anderen Legierungen eine geringfügig bessere Dehnung bei  $425^{\circ}\text{C}$  Haltetemperatur.



**Abbildung 69:** Zugfestigkeit als Funktion der Gleichmaßdehnung der Si-/Al-/Cr-Legierungskonzepte sowie deren Veränderung bei Erhöhung der Haltetemperatur von 400°C auf 425°C (Pfeile).

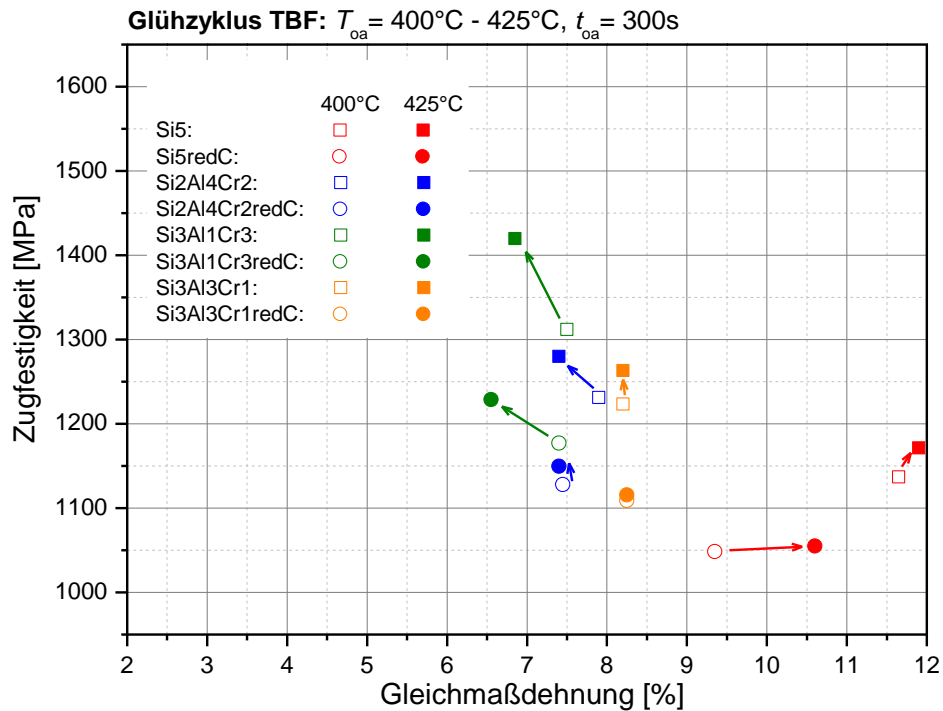
Diese beiden Legierungen fallen durch einen geringen Rückgang der Restaustenitmenge mit steigender Haltetemperatur auf (s. Abbildung 70). Gleichzeitig weisen jene Legierungen mit großem Festigkeitsanstieg (z. B. Si4Al2Cr4) auch eine starke Verringerung der Restaustenitmenge mit steigender Haltetemperatur auf. Bei der Legierung Si2Al4Cr4 wurden bei beiden Haltetemperaturen jeweils die niedrigste Menge an Restaustenit und die geringste Gleichmaßdehnung gemessen.



**Abbildung 70:** Gleichmaßdehnung als Funktion des Restaustenitgehalts der Si-/Al-/Cr-Legierungskonzepte sowie deren Veränderung bei Erhöhung der Haltetemperatur von  $400^\circ\text{C}$  auf  $425^\circ\text{C}$  (Pfeile).

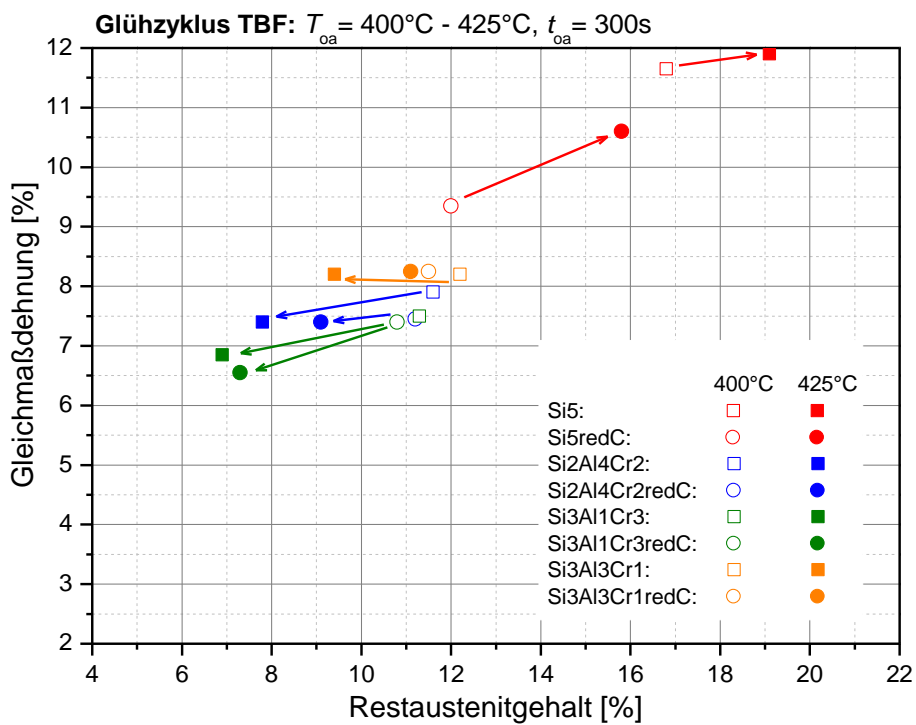
Um den Einfluss des Kohlenstoffgehaltes auf die mechanischen Eigenschaften zu untersuchen, wurden vier Legierungen mit verringertem Kohlenstoffgehalt hergestellt. Die ermittelten Festigkeiten und Dehnungen, kombiniert mit den Mengen an Restaustenit im Gefüge, werden in Abbildung 71 sowie Abbildung 72 dargestellt.

Die Zugfestigkeit nimmt bei allen Legierungen mit der Haltetemperatur zu, wobei die Varianten mit niedrigerem Kohlenstoffgehalt eine geringere Festigkeitssteigerung zeigen als die entsprechenden Vergleichslegierungen. Die Varianten Si5 und Si5redC weisen bei der höheren Haltetemperatur, im Gegensatz zu allen anderen Legierungen, neben den erhöhten Festigkeitswerten auch größere Gleichmaßdehnungen auf. Vor allem bei der Legierung Si5redC wurde bei  $425^\circ\text{C}$  eine um 1 % höhere Dehnung gemessen als bei  $400^\circ\text{C}$ .



**Abbildung 71:** Zugfestigkeit als Funktion der Gleichmaßdehnung der verschiedenen Legierungskonzepte im Vergleich mit Varianten geringeren Kohlenstoffgehalts sowie deren Veränderung bei Erhöhung der Haltetemperatur von  $400^{\circ}\text{C}$  auf  $425^{\circ}\text{C}$  (Pfeile).

Der Grund dafür liegt darin, dass bei diesen beiden Legierungen mit der Haltetemperatur auch die Menge an Restaustenit im Gefüge ansteigt. Bei der Variante Si5 beträgt dieser Anstieg ca. 2 %, bei Si5redC sogar 4 %. Die anderen Legierungen zeichnen sich durch geringere Mengen an Restaustenit bei höheren Haltetemperaturen aus, wodurch geringere Dehnungen und größere Festigkeiten gemessen werden. Besonders stark ist dieser Effekt bei der Legierung Si3Al1Cr3, die bei der Erhöhung der Temperatur auf  $425^{\circ}\text{C}$  eine um 4 % geringere Menge an Restaustenit und eine um 100 MPa größere Festigkeit aufweist als bei  $400^{\circ}\text{C}$ . Die Legierung Si3Al3Cr1redC dagegen ändert in diesem Temperaturbereich weder ihre Festigkeit noch die Restaustenitmenge, wodurch auch die Dehnung nahezu konstant bleibt.



**Abbildung 72:** Gleichmaßdehnung als Funktion des Restaustenitgehalts der verschiedenen Legierungskonzepte im Vergleich mit Varianten geringeren Kohlestoffgehalts sowie deren Veränderung bei Erhöhung der Haltetemperatur von  $400^{\circ}\text{C}$  auf  $425^{\circ}\text{C}$  (Pfeile).

## **4.5 Mechanische Eigenschaften von TRIP-Stählen mit martensitischer Matrix**

Um die mechanischen Eigenschaften von TMF-Stählen zu untersuchen, wurde die siliziumreichste Legierung Si5 herangezogen. Die Blechproben wurden am Glüh Simulator ein- und zweistufigen Q&P-Zyklen mit unterschiedlichen isothermen Umwandlungstemperaturen unterzogen. Neben den mechanischen Kennwerten aus dem Zugversuch wurden auch die Restaustenitmengen gemessen sowie ein lichtmikroskopischer Schliff zur Gefügecharakterisierung erstellt.

### **4.5.1 TMF-Stähle mit einstufiger Q&P-Wärmebehandlung**

Die Untersuchung der mechanischen Eigenschaften einstufiger TMF-Stähle erfolgte für Haltetemperaturen von 100°C bis 350°C bei einer Haltedauer von jeweils 600 s.

Die Zugfestigkeit (s. Abbildung 73) weist einen Abfall von 1580 MPa auf 1506 MPa im Temperaturbereich von 100°C auf 225°C auf. Bei einer weiteren Erhöhung der Haltetemperatur nimmt die Festigkeit schneller ab und fällt bei einer Haltetemperatur von 350°C auf unter 1300 MPa. Die Streckgrenze liegt im Bereich von 100°C bis 150°C bei ca. 1000 MPa, fällt aber bei höheren Temperaturen ab. Ihr Minimum erreicht sie schließlich bei 250°C mit 875 MPa. Bei einer weiteren Temperaturerhöhung steigt die Streckgrenze wieder auf ca. 1000 MPa an, zeigt jedoch zwischen 300°C und 350°C wieder eine leicht fallende Tendenz.

Der Restaustenitgehalt steigt mit der Haltetemperatur bis zum Erreichen des Maximums von 12.6 % bei 250°C an und fällt bei Temperaturen von über 275°C wieder ab (s. Abbildung 74). Die Gleichmaßdehnung verbessert sich trotz der stark steigenden Restaustenitmenge nur geringfügig um ca. 1 % und erreicht so einen Maximalwert von 6.3 % bei 250°C. Aufgrund der Tatsache, dass die Dehnung nur sehr schwach mit der Restaustenitmenge korreliert, kann auf eine zu geringe oder zu hohe Stabilität des Austenits geschlossen werden. Bei Haltetemperaturen über 250°C fällt die Dehnung wieder ab, erreicht bei 325°C ein Minimum von 4.7 % und steigt bei 350°C wieder auf 6 % an.

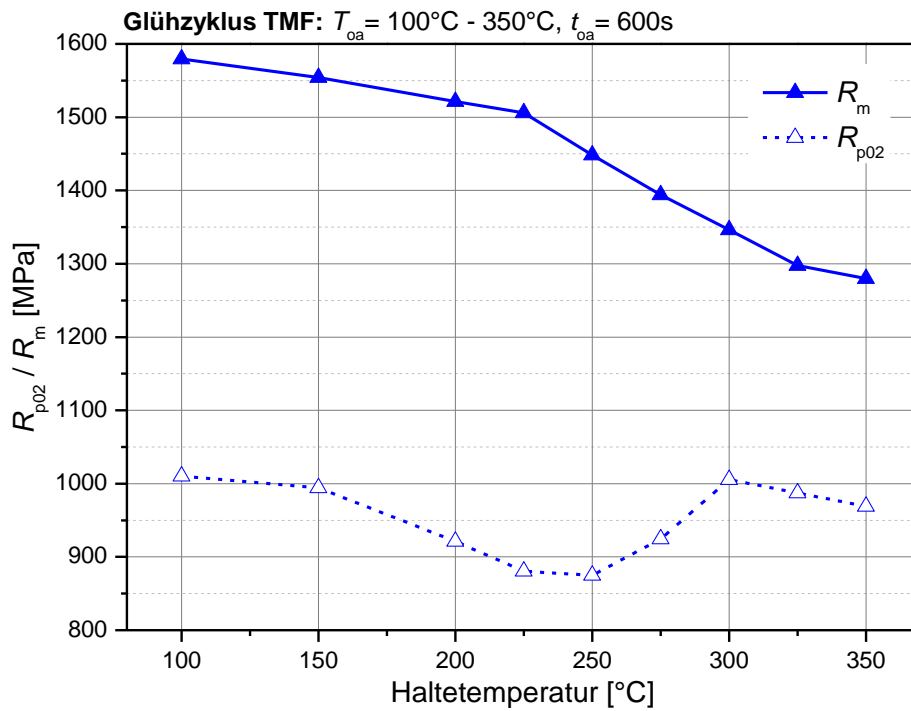


Abbildung 73: Zugfestigkeit und Streckgrenze der Legierung Si5 für verschiedene Haltetemperaturen (einstufiger Q&P-Prozess).

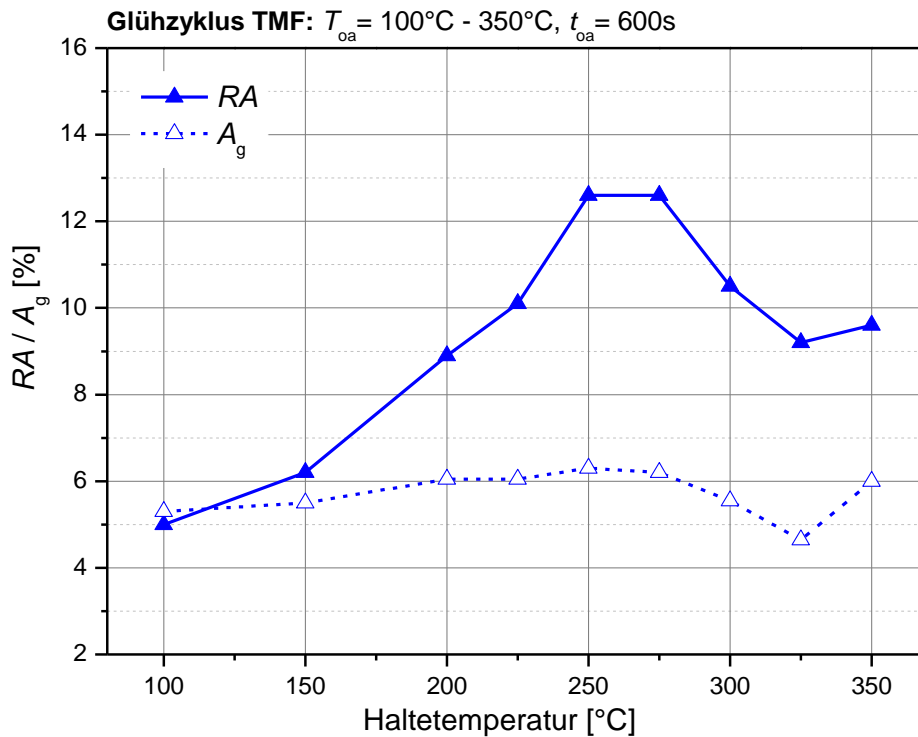


Abbildung 74: Restaustenitgehalt und Gleichmaßdehnung der Legierung Si5 für verschiedene Haltetemperaturen (einstufiger Q&P-Prozess).



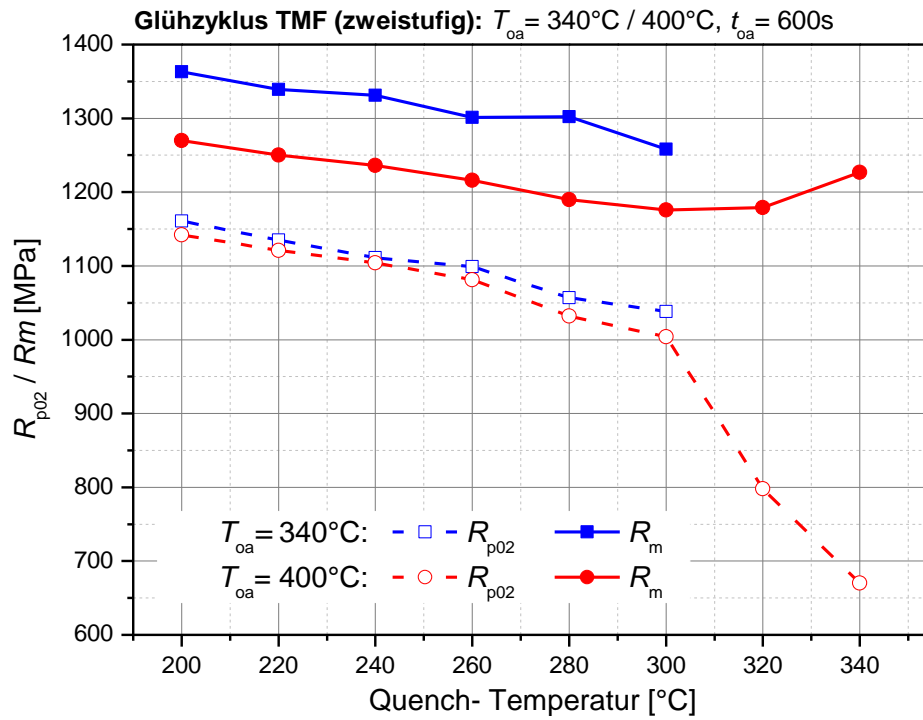
#### 4.5.2 TMF-Stähle mit zweistufiger Q&P-Wärmebehandlung

Die Eigenschaften von TMF-Stählen mit zweistufiger Wärmebehandlung wurden ebenfalls an der Legierung Si5 für zwei verschiedene Haltetemperaturen ( $T_{\text{oa}} = 340^{\circ}\text{C}$  und  $T_{\text{oa}} = 400^{\circ}\text{C}$ ) untersucht. Die Quench-Temperaturen wurden dabei für  $T_{\text{oa}} = 340^{\circ}\text{C}$  von  $200^{\circ}\text{C}$  bis  $300^{\circ}\text{C}$  variiert, für  $T_{\text{oa}} = 400^{\circ}\text{C}$  von  $200^{\circ}\text{C}$  bis  $340^{\circ}\text{C}$ .

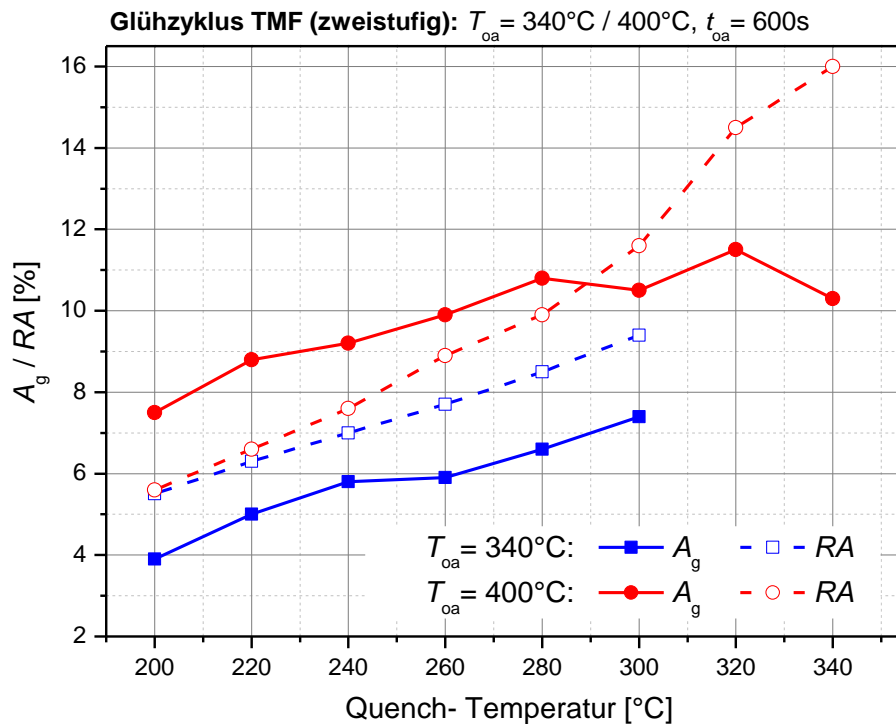
Bei einer Haltetemperatur von  $340^{\circ}\text{C}$  nimmt die Zugfestigkeit mit steigender Quench-Temperatur annähernd linear von 1363 MPa bei  $200^{\circ}\text{C}$  auf 1258 MPa bei  $300^{\circ}\text{C}$  ab (s. Abbildung 75). Die Streckgrenze nimmt im gleichen Temperaturintervall ebenfalls von 1161 MPa auf 1038 MPa ab. Ein Vergleich der Ergebnisse mit denen bei einer Haltetemperatur von  $400^{\circ}\text{C}$  lässt erkennen, dass die Zugfestigkeiten bei Quench-Temperaturen zwischen  $200^{\circ}\text{C}$  und  $300^{\circ}\text{C}$  den gleichen Verlauf zeigen wie jene bei einer Haltetemperatur von  $340^{\circ}\text{C}$ , jedoch bei ungefähr 100 MPa niedrigeren Werten. Bei Temperaturen von  $300^{\circ}\text{C}$  bis  $340^{\circ}\text{C}$  erhöht sich die Zugfestigkeit aber wieder um ca. 50 MPa. Die Streckgrenzen nehmen von  $200^{\circ}\text{C}$  bis  $300^{\circ}\text{C}$  bei beiden Haltetemperaturen, ausgehend von ungefähr 1150 MPa, um ca. 130 MPa ab, wobei die Werte bei der höheren Haltetemperatur generell etwas niedriger sind. Bei Quench-Temperaturen von über  $300^{\circ}\text{C}$  zeigt sich für eine Haltetemperatur von  $400^{\circ}\text{C}$  jedoch ein sehr starker Abfall der Streckgrenze auf unter 700 MPa bei  $340^{\circ}\text{C}$ .

Eine Betrachtung des Restaustenitgehalts und der Gleichmaßdehnung bei einer Haltetemperatur von  $340^{\circ}\text{C}$  lässt einen Anstieg der Restaustenitmenge mit der Quench-Temperatur von 5.5 % bei  $200^{\circ}\text{C}$  auf 9.4 % bei  $300^{\circ}\text{C}$  erkennen (s. Abbildung 76). Im gleichen Temperaturbereich steigt die Gleichmaßdehnung von 4 % auf 7.4 % an. Beträgt die Haltetemperatur  $400^{\circ}\text{C}$  und die Quench-Temperatur  $200^{\circ}\text{C}$  erhält man eine Restaustenitmenge von 5.5 %, allerdings bei einer Gleichmaßdehnung von 7.5 %. Mit zunehmender Quench-Temperatur nimmt die Restaustenitmenge bei  $400^{\circ}\text{C}$  Haltetemperatur stärker zu, erreicht bei  $280^{\circ}\text{C}$  bereits die 10 %-Marke und bei  $340^{\circ}\text{C}$  sogar 16 %. Die Gleichmaßdehnung steigt ebenfalls von 7.5 % auf 10.8 % bei  $280^{\circ}\text{C}$  an, bleibt bei höheren Quench-Temperaturen jedoch mit leichten Schwankungen um die 11 % konstant.

Für beide Haltetemperaturen ist eine starke Korrelation zwischen der Restaustenitmenge und der Gleichmaßdehnung bei Quench-Temperaturen zwischen  $200^{\circ}\text{C}$  und  $300^{\circ}\text{C}$  erkennbar, sodass auf eine optimale Stabilisierung des Restaustenits geschlossen werden kann. Der starke Anstieg der Restaustenitmenge bei Quench-Temperaturen von über  $300^{\circ}\text{C}$  bei gleichzeitig nahezu konstanter Gleichmaßdehnung legt den Schluss nahe, dass in diesem Temperaturbereich die größere Menge an Restaustenit nicht mehr ausreichend stabilisiert werden kann. Ein zusätzliches Indiz dafür ist die stark abfallende Streckgrenze.



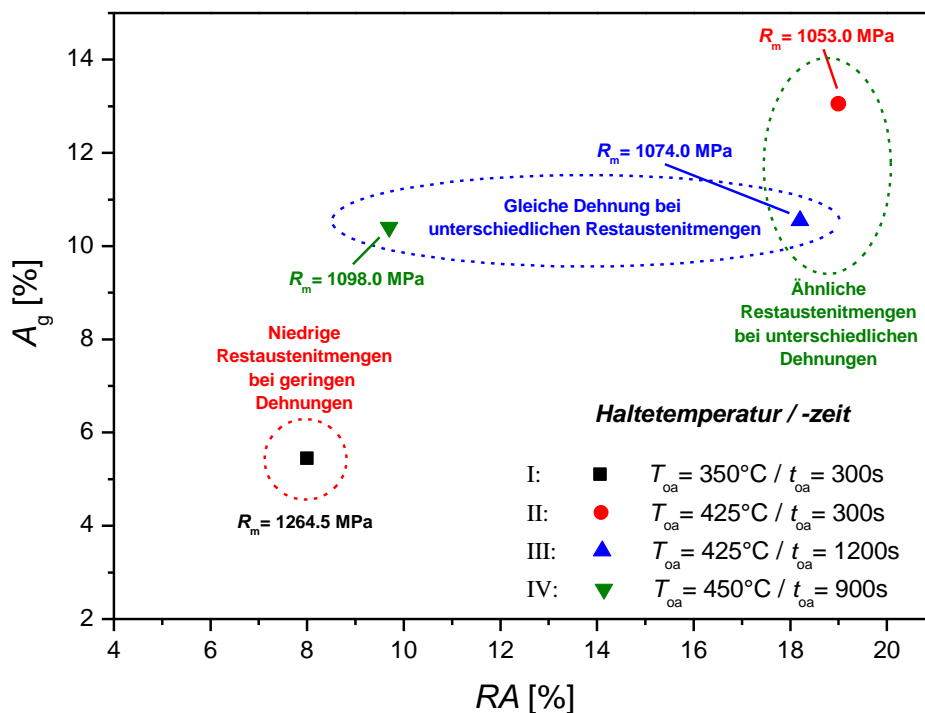
**Abbildung 75:** Zugfestigkeit und Streckgrenze der Legierung Si5 für zwei verschiedene Haltetemperaturen und variiert Quench-Temperatur (zweistufiger Q&P-Prozess).



**Abbildung 76:** Restaustenit und Gleichmaßdehnung der Legierung Si5 für zwei verschiedene Haltetemperaturen und variiert Quench-Temperatur (zweistufiger Q&P-Prozess).

## 4.6 Experimentelle Untersuchung der Restaustenitstabilität

Die Restaustenitstabilität wurde anhand von vier verschiedenen Wärmebehandlungszyklen an der Legierung Si4 untersucht. Durch die unterschiedlichen Wärmebehandlungszyklen konnte die Restaustenitmenge sowie deren Stabilität variiert und auch der Einfluss auf die Gleichmaßdehnung beobachtet werden. In der Abbildung 77 sind die Gleichmaßdehnungen, Restaustenitgehalte und Zugfestigkeiten der vier untersuchten Wärmebehandlungszyklen (im folgenden WBZ genannt) dargestellt.



**Abbildung 77:** Übersicht des Restaustenitgehalts und der Gleichmaßdehnung der vier untersuchten Wärmebehandlungszyklen.

WBZ III und IV unterscheiden sich stark im Restaustenitgehalt, weisen allerdings sehr ähnliche Gleichmaßdehnungen und Zugfestigkeiten auf. Beim Vergleich von WBZ II und III erkennt man unterschiedliche Gleichmaßdehnungen bei ähnlichen Restaustenitmengen. WBZ I führt zu geringen Restaustenitmengen und Dehnungen bei einer gegenüber den anderen drei Legierungen um ca. 200 MPa höheren Festigkeit.

Abbildung 78 und Abbildung 79 demonstrieren den Abfall der Restaustenitmenge und den berechneten differentiellen  $n$ -Wert in Abhängigkeit von der logarithmischen Dehnung für die vier unterschiedlichen Wärmebehandlungszyklen.

Der Restaustenitgehalt beim WBZ IV fällt bis zu einer Dehnung von 0.04 von 10 % auf ca. 2 % ab. Die Unterschreitung der 4 %-Marke ist ebenfalls durch einen starken Abfall des  $n$ -Wertes in diesem Dehnungsbereich erkennbar. Beim WBZ III ist die geringe Stabilität des Restaustenits am starken Rückgang der Restaustenitmenge von ca. 18 % auf unter 6 % bei bereits geringen Dehnungen ersichtlich. Weiters beobachtet man auch hier bei Unterschreitung der 4 %-Marke im Bereich von 0.06 einen ähnlich starken Abfall des differentiellen  $n$ -Wertes. Der WBZ II zeigt einen weniger starken Abfall der Restaustenitmenge auf 12 % bei Dehnungen von 0.01. Mit zunehmender Dehnung sinkt die Restaustenitmenge aber wesentlich weniger stark ab, sodass bei Dehnungen von 0.06 noch ca. 9 % Austenit übrig sind. In diesem Bereich ist auch das Maximum der  $n$ -Werte zu finden. Der Verlauf bei WBZ I zeigt ebenfalls einen Abfall bei sehr geringen Dehnungen von 8 % auf 6 %. Bei logarithmischen Dehnungen über 0.005 bis 0.06 beträgt die Abnahme der Restaustenitmenge nur mehr 2 %. Dies lässt den Schluss zu, dass bei WBZ I geringe Mengen von Restaustenit mit sehr hoher Stabilität entstehen, die selbst bei der plastischen Deformation während der Zugprüfung nicht in Martensit umklappen.

Der Verlauf des differentiellen  $n$ -Wertes der Zyklen III und IV mit zunehmender logarithmischer Dehnung ist sehr ähnlich. Ein Rückschluss auf die Restaustenitmenge bei unterschiedlicher Stabilität und daraus resultierender ähnlicher Gleichmaßdehnung ist daher mithilfe der differentiellen  $n$ -Wert-Analyse nicht möglich. Die Zyklen II und III zeigen trotz ähnlichen Restaustenitgehalts deutliche Unterschiede im Verlauf der beiden Kurven. Während die blaue Kurve eine stetig fallende Tendenz aufweist, bildet die rote Kurve des WBZ II zwischen 0.04 und 0.05 logarithmischer Dehnung ein Maximum aus. Das Auftreten eines Maximums im Verlauf des differentiellen  $n$ -Wertes deutet auf einen ausgeprägten TRIP-Effekt hin, der durch hohe Restaustenitmengen mit optimaler Stabilität erzeugt wird. Es liegt daher der Schluss nahe, dass die Stabilität des Restaustenits nach Zyklus III geringer ist als jene nach Zyklus II.

Ein vollkommen anderer Verlauf des differentiellen  $n$ -Wertes lässt sich für WBZ I erkennen, der fällt mit beginnender plastischer Verformung stark ab und bleibt bis zum Erreichen der Gleichmaßdehnung auf niedrigem Niveau. Daraus kann geschlossen werden, dass der vorhandene Restaustenit während der plastischen Verformung keinen TRIP-Effekt hervorruft.

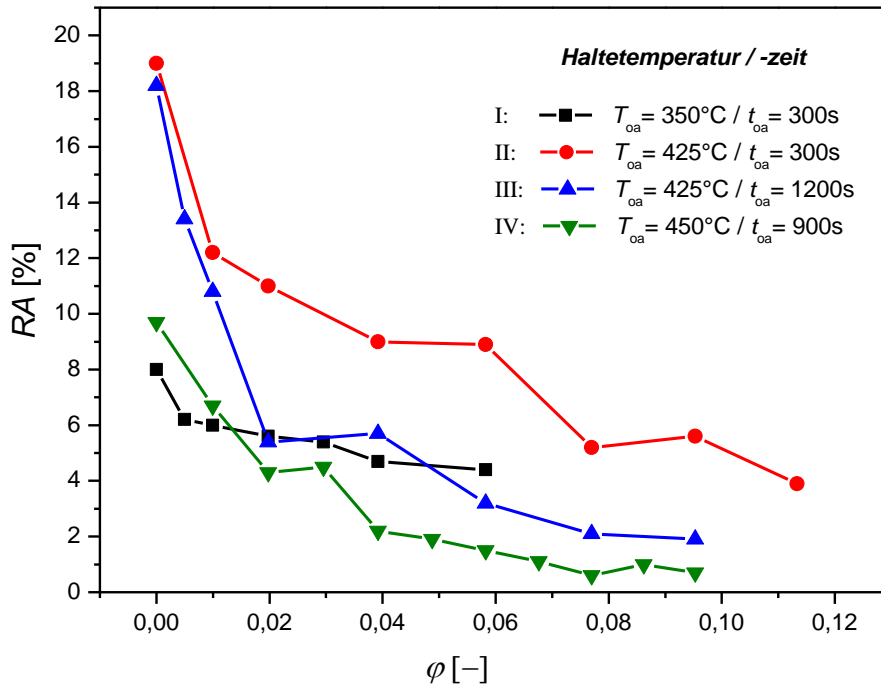


Abbildung 78: Restaustenitmenge in Abhängigkeit von der logarithmischen Dehnung für vier unterschiedliche Wärmebehandlungszyklen der Legierung Si4.

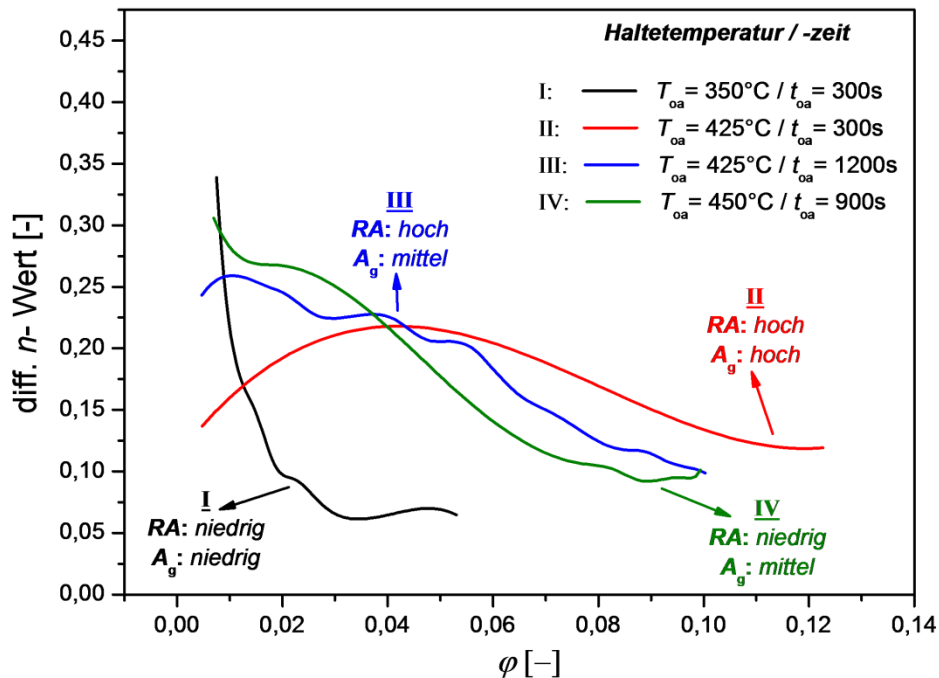


Abbildung 79: Differenzieller n-Wert Verlauf in Abhängigkeit von der logarithmischen Dehnung für vier unterschiedliche Wärmebehandlungszyklen der Legierung Si4.

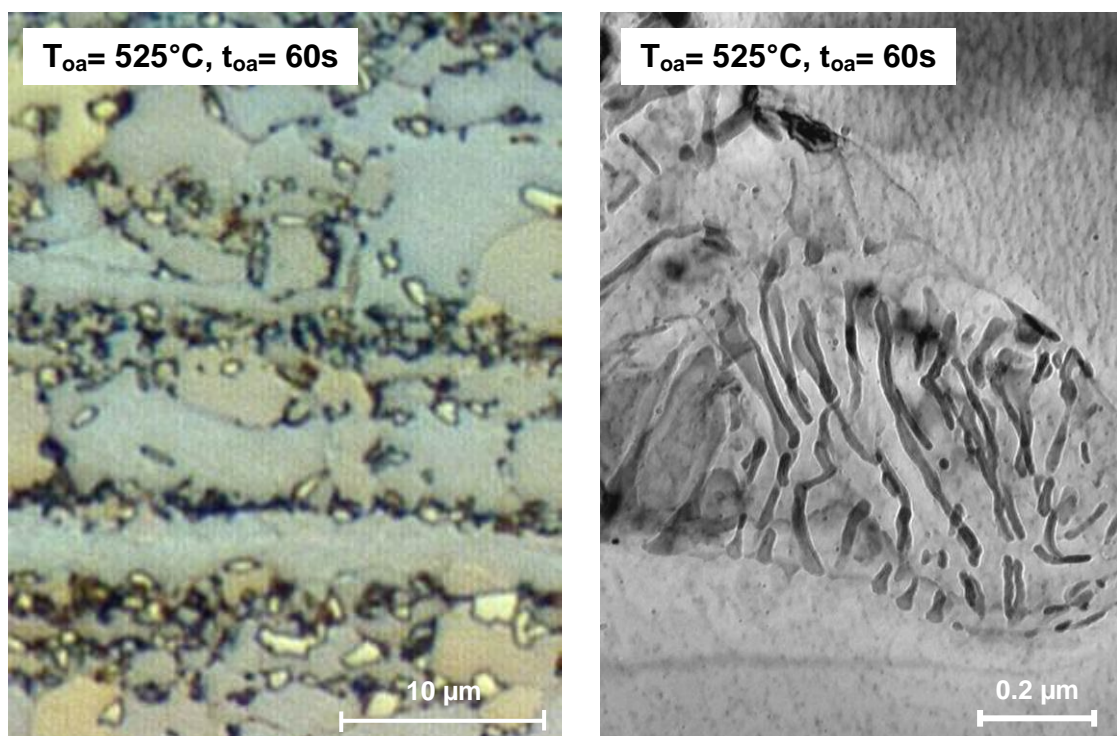
## 5 Diskussion

### 5.1 Isotherme Bainitumwandlung und Kohlenstoffumverteilung

#### 5.1.1 Karbidbildung und Restaustenitgehalt

Während der Wärmebehandlung eines TRIP-Stahls können in der isothermen Haltephase unterschiedliche Arten der Karbidbildung auftreten, die es durch geeignete Maßnahmen möglichst zu verhindern gilt.

Bei TPF-Stählen setzt die Karbidbildung bei hohen Haltetemperaturen als perlitartiger Zerfall von Austenit ein. Dies führt auch zu dem für TPF-Stähle typischen zweistufigen Umwandlungsverhalten (s. Kapitel 4.2.1, Abbildung 24 u. Abbildung 25). Das Ausscheiden von Karbiden vor der zweiten Umwandlungsstufe konnte nicht beobachtet werden. Eine Untersuchung der Karbide mit einem Transmissionselektronenmikroskop (TEM) an aluminiumlegierten TRIP-Stählen zeigte perlitartige Strukturen, die langsam in die austenitischen Bereiche hineinwachsen (s. Abbildung 80) [59].



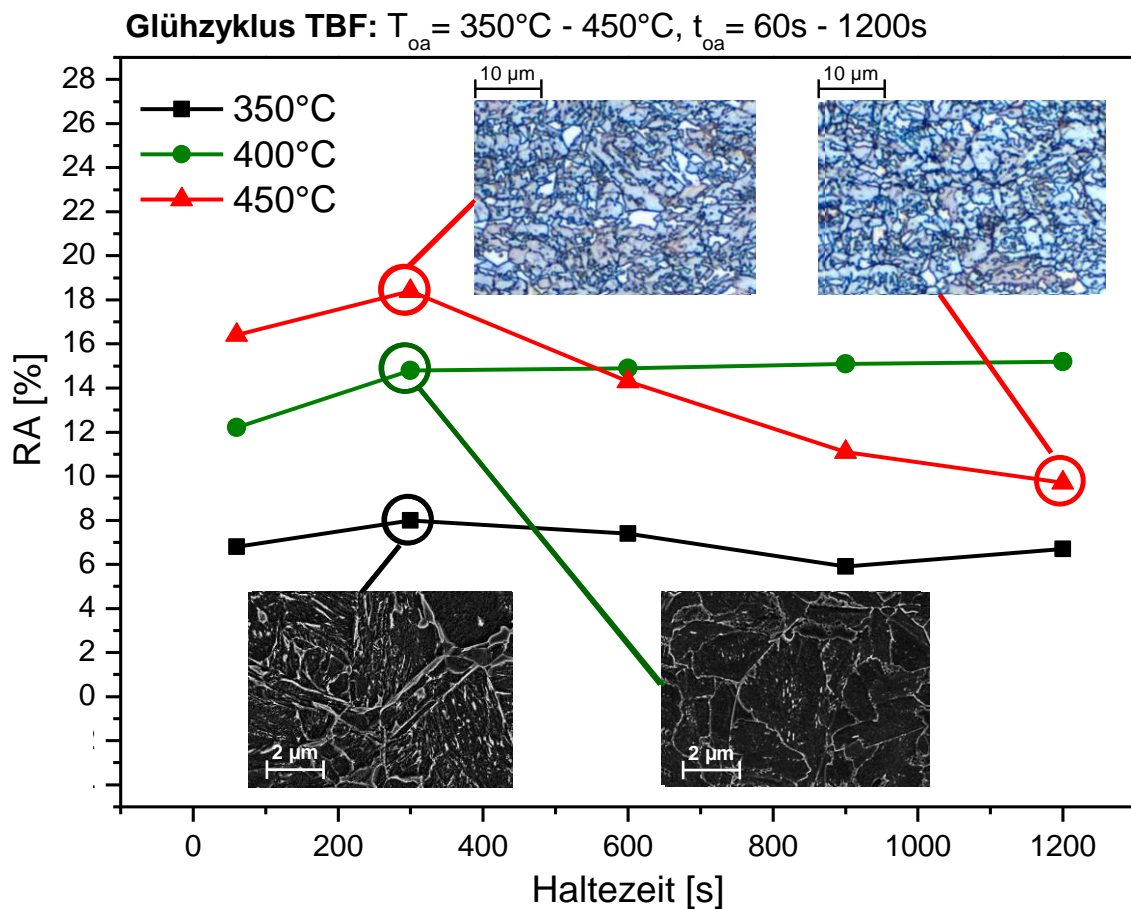
**Abbildung 80:** Zerfall des Austenits in einem aluminiumlegierten TRIP-Stahl. Das linke Bild zeigt einen nach LePera geätzten Schriff mit den deutlich erkennbaren schwarzen Bereichen des bereits zerfallenen Austenits. Auf der rechten Seite sieht man eine TEM-Aufnahme von einem dieser dunklen Bereiche, die den perlitartigen Zerfall eines Austenitkorns zeigt [59]

Bei TBF-Stählen gestaltet sich die Art und Weise der Karbidbildung wesentlich komplizierter. Abbildung 81 zeigt den Verlauf des Restaustenitgehalts innerhalb von 1200 s für Haltetemperaturen von 350°C bis 450°C für eine Legierung mit mittlerem Siliziumgehalt.

Der bei tieferen Haltetemperaturen gebildete untere Bainit neigt aufgrund der mit abnehmender Temperatur stärker werdenden thermodynamischen Triebkraft verstärkt zur Ausscheidung von Karbiden. Außerdem bilden sich in diesem Temperaturbereich vermehrt metastabile Vorstufen des Zementits, die sich durch Legierungselemente wie Silizium nicht unmittelbar verhindern lassen [45]. Daher steht weniger Kohlenstoff für die Stabilisierung des Austenits zur Verfügung und die Menge an bei Raumtemperatur stabilem Restaustenit ist geringer. Aus diesem Grund finden sich bei 350°C die geringsten Restaustenitmengen, die über den gesamten Betrachtungszeitraum einen nahezu konstanten Verlauf zeigen (s. Abbildung 81). Dies weist auf keine weitere Destabilisierung des Restaustenits durch Karbidwachstum nach Abschluss der Bainitumwandlung hin.

Bei Haltetemperaturen über 400°C bildet sich oberer Bainit, der eine größere Tendenz zur Kohlenstoffumverteilung aufweist. Es finden sich zwar immer noch Karbide im Gefüge, die – je nach Legierungszusammensetzung – aber auf eine sehr geringe Anzahl reduziert werden können (s. Kapitel 4.4.1, Abbildung 47). Dadurch werden bei ausreichender Haltedauer wesentlich größere Mengen an Austenit stabilisiert. In Abbildung 81 sind bei einer Haltetemperatur von 400°C für die Legierung Si4 daher deutlich größere Mengen an Restaustenit als bei 350°C zu erkennen. Nach der abgeschlossenen Bainitumwandlung bei ca. 300 s ist keine weitere signifikante Änderung der Restaustenitmenge mehr zu beobachten, sodass auch in diesem Temperaturbereich eine weitere Destabilisierung des Restaustenits im Anschluss an die Bainitumwandlung auszuschließen ist.

Bei einer Haltetemperatur von 450°C lässt sich jedoch ein starker Abfall der Restaustenitmenge bei längeren Haltezeiten erkennen (s. Abbildung 81). Dies deutet auf einen Zerfall des Austenits hin, ähnlich dem bei TPF-Stählen. Eine Zweistufigkeit wie bei TPF-Stählen konnte im Dilatometer nicht erkannt werden (s. Kapitel 4.3.2, Abbildung 34), jedoch ist der zerfallene Austenit im Gefüge anhand dunkler Flecken in den lichtmikroskopischen Schlifffbildern erkennbar.



**Abbildung 81:** Restaustenitverlauf der Legierung Si4 für Haltetemperaturen von 350°C, 400°C und 450°C mit Gefügebildern zu ausgewählten Punkten.  
(Bilder oben: Ätzung: LePera)  
(Bilder unten: Ätzung: elektrochemisch)

Für Legierungen, die zur Karbidbildung neigen und ein schnelles Umwandlungsverhalten zeigen (Si2), ist daher eine kurze isotherme Haltedauer ( $t_{oa} \leq 60\text{ s}$ ) bei hoher Temperatur ( $T_{oa} \sim 450^{\circ}\text{C}$ ) von Vorteil. Dabei vermindert die hohe Haltetemperatur die thermodynamische Triebkraft der Karbidbildung, sodass diese während der kurzen Haltezeiten nicht beginnen kann.

Für Legierungen, bei welchen die Karbidbildung über größere Zeit- und Temperaturbereiche unterdrückt werden kann, wählt man dagegen niedrigere Haltetemperaturen ( $T_{oa} \leq 425^{\circ}\text{C}$ ) bei längeren Haltezeiten ( $T_{oa} \geq 300\text{ s}$ ). Die niedrigeren Haltetemperaturen erhöhen die Menge an Bainit, die während der Haltephase gebildet wird, sodass mehr Kohlenstoff für die Stabilisierung des Austenits zur Verfügung steht. Durch die längeren Haltezeiten wird sichergestellt, dass auch bei einer langsameren Umwandlungsgeschwindigkeit die maximal mögliche Bainitmenge gebildet wird (s. Kapitel 4.4.2, Abbildung 53).

Der Übergang zwischen unterem und oberem Bainit ist dabei fließend, wie Gefügeuntersuchungen mit dem Rasterelektronenmikroskop zeigen (Kapitel 4.4.1, Abbildung 50).



Eine genaue Grenztemperatur, die unteren von oberen Bainit trennt, existiert daher nicht, und die Eigenschaften der beiden Gefügetypen vermischen sich über einen weiten Temperaturbereich.

### **5.1.2 Einfluss der Legierungselemente auf die bainitische Umwandlung**

Um Karbidausscheidungen während der Wärmebehandlung zu vermeiden, wurden die Legierungselemente Silizium, Aluminium und Chrom in unterschiedlichen Mengen und Kombinationen zugesetzt. Das Ziel dabei war die Unterdrückung der Karbidausscheidung während der isothermen Haltephase mit dem Einsatz möglichst geringer Mengen an Silizium und dabei die Bainitumwandlung nicht zu stark zu verzögern.

#### **Silizium**

Es wurden drei Legierungen mit niedrigem (Si2), mittlerem (Si4) und hohem (Si5) Siliziumgehalt untersucht. Dabei konnte ein direkter Zusammenhang zwischen zunehmendem Siliziumgehalt und verringerter Karbidausscheidung nachgewiesen werden (Kapitel 4.4.1, Abbildung 48). Weiters zeigt das ZTU-Schaubild der isothermen Bainitumwandlung eine mit steigendem Siliziumgehalt zunehmend verzögerte Umwandlung (Kapitel 4.3.2, Abbildung 38).

Die thermodynamischen Berechnungen zeigten zwar eine ferritstabilisierende Wirkung von Silizium, die aber im Vergleich zu Aluminium nur schwach ausgeprägt ist. Ein signifikanter Einfluss des Siliziumgehalts auf die Lage der  $T_0$ -Linie konnte ebenfalls nicht festgestellt werden. Aus diesen Ergebnissen müsste man auf eine mit zunehmendem Siliziumgehalt gleichbleibende oder leicht beschleunigte Umwandlung schließen. Dass aber der genau gegenteilige Effekt beobachtet wurde, hat verschiedene Ursachen: Zum einen verringert Silizium als substitutionelles Legierungselement die Mobilität der Phasengrenze, wodurch die Umwandlung verlangsamt wird, zum anderen liefert das von der Diffusion des Kohlenstoffs aus der übersättigten Bainitnadel in den umliegenden Austenit ausgehende Modell der Bainitbildung von Bhadeshia und Mitarbeiter [60, 61] eine weitere Erklärung für die Umwandlungsverzögerung. Ist die Ausscheidung des Kohlenstoffs aus dem angrenzenden Austenit unterdrückt, so steigt der Kohlenstoffgehalt in der Umgebung der Bainitnadel an, da die Diffusionsgeschwindigkeit im Bainit über jener im Austenit liegt. Dies führt zu einer sinkenden Triebkraft der Bainitumwandlung, bis die Konzentration an der Umwandlungsfront aufgrund der Diffusion im Austenit wieder ausgeglichen ist. Die Diffusion des Kohlenstoffs im Austenit stellt daher den die Geschwindigkeit bestimmenden Schritt dar. Es ist jedoch zu beachten, dass mit abnehmender Temperatur eine vermehrte Karbidbildung einsetzt, wodurch

die mit sinkender Temperatur erwartete Abnahme der Umwandlungsgeschwindigkeit deutlich geringer ausfällt als zu erwarten wäre.

Um genügend Restaustenit im Gefüge zu erzielen, sind aber hohe Siliziummengen (>1 %) notwendig, wodurch es während der Wärmebehandlung an der Bandoberfläche zur Bildung von Siliziumoxiden kommt. Diese Oxide lagern sich an den Rollen der Glühanlagen ab und führen zu Fehlern an der Blechoberfläche. Daher ist eine großtechnische Herstellung von TRIP-Stählen mit hohem Siliziumgehalt nur sehr eingeschränkt möglich.

### **Chrom**

Die Untersuchungen an TPF-Legierungen auf Si/Cr- und Al/Cr-Basis zeigen, dass durch das Zulegieren von Chrom die beginnende Karbidausscheidung zu längeren Zeiten hin verschoben wird (s. Kapitel 4.2.1, Abbildung 24 u. Abbildung 25). Dadurch erhöht sich die Restaustenitmenge, die wiederum die Duktilität verbessert (s. Kapitel 4.2.2, Abbildung 28 bis Abbildung 31).

Aufgrund dieser Erkenntnisse wurden Untersuchungen von Legierungsvarianten mit drei unterschiedlichen Siliziumgehalten für jeweils eine Serie mit geringem und eine mit hohem Chromgehalt durchgeführt (s. Kapitel 4.3.2, Abbildung 41 u. Abbildung 42). Dabei konnte gezeigt werden, dass Chrom sowohl auf die Karbidbildung als auch auf die Bainitumwandlung verzögernd wirkt. Dies kann vor allem bei kürzeren Haltezeiten dazu führen, dass am Ende der isothermen Haltephase noch große Mengen an Austenit nicht umgewandelt sind. Auch bei vollständig unterdrückter Karbidbildung ist die Kohlenstoffkonzentration aufgrund der großen Austenitmenge zu gering, um diesen ausreichend zu stabilisieren. Daher klappt der Austenit bereits bei der Endkühlung im Martensit um, wodurch ein Gefüge aus größtenteils Bainit und Martensit entsteht.

Die Ausbildung eines umwandlungsträgen Temperaturbereiches durch Chrom, der in der Literatur öfters beschrieben wird, konnte ebenfalls beobachtet werden [62]. Für die drei Legierungen mit niedrigem Chromgehalt (Si<sub>2</sub>Cr<sub>1</sub>, Si<sub>3</sub>Cr<sub>1</sub> und Si<sub>4</sub>Cr<sub>1</sub>) beginnt dieser bei Haltetemperaturen über 500°C, für jene mit hohem Chromgehalt (Si<sub>2</sub>Cr<sub>3</sub>, Si<sub>3</sub>Cr<sub>3</sub> und Si<sub>4</sub>Cr<sub>3</sub>) bereits oberhalb von 450°C. Bei Temperaturen unterhalb der umwandlungsträgen Zone zeigt sich dagegen, dass die Umwandlungsgeschwindigkeit nur geringfügig von der Temperatur abhängig ist. Der Einfluss des Siliziums auf die Umwandlung ist nur bei den Varianten mit niedrigem Chromgehalt sichtbar.

Aus diesen Ergebnissen folgt, dass Chrom nur in geringen Mengen in Kombination mit einem reduzierten Siliziumgehalt eingesetzt werden kann, um die Karbidbildung während der Haltephase zu unterdrücken, ohne die Bainitumwandlung selbst zu stark zu behindern. Die Effizienz der Karbidunterdrückung ist jedoch geringer als bei Legierungen mit hohem Siliziumgehalt. Durch die verlangsamte Bainitumwandlung ist eine längere isotherme

Haltezeit notwendig, sodass eine Herstellung nur auf Glühanlagen mit einer entsprechend langen Haltezone möglich ist.

### **Aluminium**

Aluminium hat sich bei der Herstellung von TPF-Stählen bewährt, wenn Aluminiumanteile von über 1 % zulegiert werden. Für TRIP-Stähle, die während der Wärmebehandlung vollständig austenitisiert werden müssen, ist ein derartig hoher Aluminiumanteil aufgrund der stark ansteigenden  $A_{e3}$ -Temperatur mit den derzeit existierenden Glühanlagen nicht umsetzbar.

Es wurde daher versucht, durch eine partielle Substitution von Silizium durch Aluminium den Siliziumgehalt zu verringern und gleichzeitig Karbidausscheidungen sowie hohe Austenitierungstemperaturen zu vermeiden. Dazu wurden drei Legierungen mit verringertem Siliziumgehalt und hohem (Si3Al4B), niedrigem (Si3Al2B) sowie keinem (Si3B) zulegierten Aluminiumanteil untersucht. Bei dieser Schmelzserie muss auch ein gegenüber den anderen Legierungen deutlich erhöhter Borgehalt mitberücksichtigt werden, der auf Verunreinigungen während des Schmelzprozesses zurückzuführen ist.

Bei einem Vergleich der 25 %-Umwandlungsisothermen (Kapitel 4.3.2, Abbildung 39) ist deutlich zu erkennen, dass die Legierung Si3B schneller umwandelt als die beiden anderen. Durch die Zugabe von etwas Aluminium nimmt die Umwandlungsgeschwindigkeit mit steigenden Haltetemperaturen sehr stark ab, wie dies bei der Legierung Si3Al2B gut sichtbar ist. Wird der Aluminiumgehalt weiter erhöht – wie bei Si3Al4B – beschleunigt sich die Bainitumwandlung wieder deutlich. Weiters sind keine im Lichtmikroskop sichtbaren Karbidausscheidungen bei Varianten mit Aluminium festzustellen.

Eine mögliche Erklärung für dieses Verhalten lässt sich finden, wenn man die Bedingungen der isothermen Umwandlung für die drei Legierungen näher betrachtet. Die Legierung Si3B weist einen reduzierten Siliziumgehalt auf, wodurch eine vollständige Unterdrückung der Karbidbildung nicht mehr gewährleistet ist, sodass eine beschleunigte Umwandlung stattfindet. Ferner enthält diese Legierungsvariante neben dem Bor keine weiteren stickstoffbindenden Elemente, sodass sämtliches Bor zu Bornitrid abgebunden wird und dadurch die Umwandlung nicht zusätzlich verzögern kann.

Die Legierung Si3Al2B ist dagegen durch die Kombination von Aluminium und Silizium durchaus in der Lage, Karbidausscheidungen zu verhindern. Das vorhandene Aluminium bindet auch den gelösten Stickstoff, wodurch freies Bor die Bainitumwandlung verzögert [63]. Die gleichen Bedingungen gelten auch für die Legierung Si3Al4B, trotzdem weist diese Legierung eine im Vergleich zu Si3Al2B schnellere Umwandlung auf. Dies liegt daran, dass Aluminium als starker Ferritstabilisator wirkt und auch die  $T_0$ -Linie zu höheren Kohlen-

stoffgehalten verschiebt. Die dadurch erhöhte thermodynamische Triebkraft der Bainitbildung führt zu einer signifikanten Zunahme der Umwandlungsgeschwindigkeit.

### **Silizium, Aluminium und Chrom**

Es konnte festgestellt werden, dass die Veränderung des Umwandlungsverhaltens mit der Variation der Legierungsgehalte in der Dreierkombination von Silizium, Aluminium und Chrom dem oben beschriebenen Umwandlungsverhalten der Zweierkombinationen Si/Al und Si/Cr ähnelt, solange die Karbidbildung während der Bainitumwandlung weitgehend unterdrückt wird (s. Kapitel 4.3.2, Abbildung 43 u. Abbildung 45). Da auch Legierungen mit variiertem Aluminiumgehalt in der Kombination mit Silizium und Chrom das gleiche Umwandlungsverhalten zeigten wie bei den Silizium-Aluminium-Varianten mit Bor, liegt die Vermutung nahe, dass bereits die geringe Menge an Bor, die in allen Schmelzen als Verunreinigung vorhanden ist, ausreicht, um diesen Effekt zu bewirken.

Eine Ausnahme bildete aber die Kombination von geringem Siliziumgehalt mit unterschiedlichen Mengen an Aluminium und Chrom. In diesem Fall führen geringe Mengen von Aluminium nicht zu einer stärkeren Verzögerung als große Mengen, sondern die Umwandlungsgeschwindigkeit nimmt mit der Summe der Mengen an Aluminium und Chrom stetig ab (s. Kapitel 4.3.2, Abbildung 44).

Eine mögliche Erklärung könnte sein, dass die verzögernde Wirkung geringer Aluminiummengen nur bei ausreichender Unterdrückung der Karbidausscheidung in Erscheinung tritt, welche durch die niedrigen Gehalte an Silizium, Aluminium und Chrom nicht gewährleistet ist. Erhöht man nun die Menge an Aluminium oder Chrom, ist es sehr wahrscheinlich, dass sich durch die zunehmende Verminderung der Karbidbildung auch der Mechanismus der Bainitumwandlung von ausscheidend zu umverteilt ändert. Daher ist mit zunehmendem Aluminiumgehalt eine im Vergleich zur Legierung  $\text{Si}_2\text{Al}_2\text{Cr}_2$  verlangsamte, weil zunehmend umverteilende Bainitbildung zu beobachten. Aluminium und Chrom müssen dabei auf die gleiche Weise wirken, da das Umwandlungsverhalten der Legierungen  $\text{Si}_2\text{Al}_4\text{Cr}_2$  und  $\text{Si}_2\text{Al}_2\text{Cr}_4$  nahezu identisch ist. Vergleicht man dazu noch die Variante  $\text{Si}_2\text{Al}_4\text{Cr}_4$  mit hohem Aluminium- und Chromgehalt, lässt sich eine weitere Abnahme der Umwandlungsgeschwindigkeit erkennen. Daraus kann man schließen, dass durch die Erhöhung der Mengen beider Elemente die Karbidbildung im Vergleich zu den Varianten  $\text{Si}_2\text{Al}_4\text{Cr}_2$  und  $\text{Si}_2\text{Al}_2\text{Cr}_4$  noch stärker unterdrückt wird.

## **Kohlenstoff**

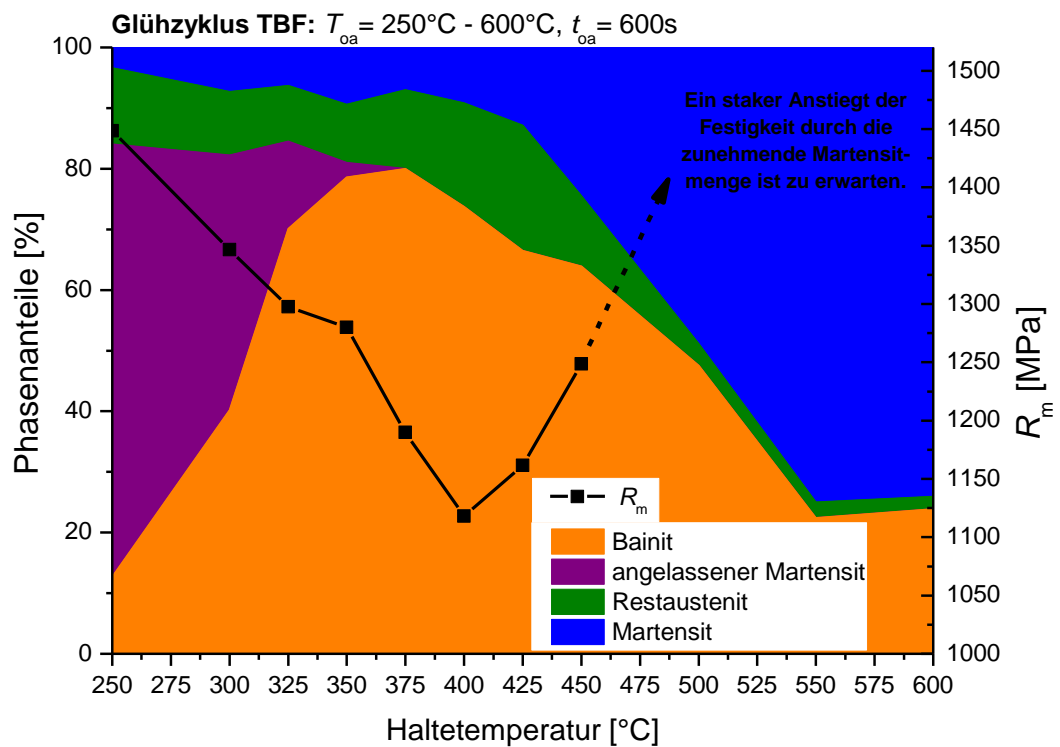
Zusätzlich zu den Legierungsvariationen von Silizium, Aluminium und Chrom wurde auch das Umwandlungsverhalten von ausgewählten Legierungen bei verringertem Kohlenstoffgehalt untersucht (s. Kapitel 4.3.2, Abbildung 46). Dabei konnte gezeigt werden, dass ein reduzierter Kohlenstoffgehalt zu schnelleren Umwandlungsgeschwindigkeiten führt, unabhängig von der sonstigen Legierungszusammensetzung. Dies ist eine Folge der stärkeren thermodynamischen Triebkraft, die von dem niedrigeren Kohlenstoffgehalt ausgeht, und der geringeren Menge an Kohlenstoff, die umverteilt werden muss, um die gleiche Menge an Bainit zu bilden. Bei genauerer Betrachtung erkennt man, dass die 25 %-Umwandlungslinien der kohlenstoffreduzierten Varianten eine annähernd gleiche Kontur aufweisen wie die entsprechenden Legierungen mit normalem Kohlenstoffgehalt, jedoch zu kürzeren Zeiten hin parallel verschoben sind. Es ist also so, dass der verringerte Kohlenstoffgehalt nur beschleunigend auf die Umwandlung wirkt und zu keiner Änderung des Mechanismus führt.

## **5.2 Einfluss der Bainitmorphologie auf die mechanischen Eigenschaften**

### **5.2.1 Die Legierungen Si2 und Si5 im Vergleich**

Die Legierungen Si2 und Si5 wurden für einen genauen Vergleich ihrer Eigenschaften ausgewählt, da sie sich hinsichtlich der Karbidausscheidung während der Bainitumwandlung gänzlich gegenläufig verhalten. Bei der Legierung Si2 mit geringem Siliziumgehalt traten bei jeder untersuchten Wärmebehandlung Karbidausscheidungen auf, wohingegen bei der Legierung Si5 mit dem höchsten Siliziumgehalt nahezu keine Karbidbildung beobachtet werden konnte.

Die Zugfestigkeiten der Legierung Si5 liegen für Temperaturen zwischen 400°C und 450°C bei allen Haltezeiten über jenen der Legierung Si2, wobei der Abstand zwischen den Festigkeitswerten mit steigender Haltetemperatur zunimmt (s. Kapitel 4.4.2, Abbildung 51 bis Abbildung 54). Die höhere Festigkeit der Legierung Si5 ist eine Folge der Mischkristallhärtung durch den höheren Siliziumgehalt. Die mit der Haltetemperatur zunehmende Festigkeitsdifferenz ergibt sich aus dem unterschiedlichen Verhalten der beiden Legierungen mit steigender Haltetemperatur. Während die Festigkeit der Legierung Si2 bei zunehmender Temperatur stetig abfällt, besitzt die Legierung Si5 die geringsten Festigkeiten bei einer Temperatur von 400°C, die mit steigender Haltetemperatur ebenfalls wieder zunehmen. Der Grund dafür liegt darin, dass die Menge des bei der Endkühlung entstehenden Martensits der Variante Si5 bei Temperaturen über 400°C stark zunimmt (s. Abbildung. 82).



**Abbildung 82:** Phasenanteile und Zugfestigkeit der Legierung Si5 im Temperaturbereich von  $250^{\circ}\text{C}$  bis  $600^{\circ}\text{C}$ . Der strichlierte Pfeil zeigt die zu erwartende Tendenz der Festigkeit, da für diese Temperaturen keine Messwerte vorliegen.

Um den Festigkeitsabfall der Legierungen Si2 und Si5 zwischen 60 s und 300 s sowie die sehr ähnlichen Festigkeiten bei Haltezeiten über 600 s bei  $350^{\circ}\text{C}$  Haltetemperatur genauer zu untersuchen, wurde die Festigkeit mit den Phasenanteilen beider Legierungen über die gesamte Haltedauer betrachtet (s. Abbildung 83 und Abbildung 84). Dabei zeigte sich, dass der zwischen 60 s und 300 s zu beobachtende Festigkeitsabfall in einer starken Abnahme der Martensitmenge begründet ist.

Für Haltezeiten über 600 s gleichen sich die Festigkeiten bei Werten knapp über 1250 MPa an, obwohl eine gänzlich verschiedene Gefügezusammensetzung vorliegt. Die Variante Si2 besteht größtenteils aus Bainit und Martensit mit nahezu vernachlässigbaren Anteilen an Restaustenit und angelassenem Martensit. Die Bainitmenge nimmt dabei im Laufe der Haltedauer stetig zu, wodurch die Martensitmenge abnimmt. Da dies aber bei Haltezeiten über 300 s zu keiner signifikanten Änderung der Festigkeit führt, liegt der Schluss nahe, dass beide Gefügebestandteile in diesem Zeit-/Temperaturbereich ähnliche Festigkeiten besitzen.

Die Variante Si5 hingegen besitzt im Unterschied zur Legierung Si2 einen geringeren Anteil an Bainit, dafür jedoch größere Anteile an Restaustenit und Martensit. Dadurch lässt sich die höhere Festigkeit bei kurzen Haltezeiten erklären. Bei längeren Haltezeiten zeigt sich – ähnlich wie bei der Legierung Si2 – ein Ansteigen der Bainitmenge auf Kosten des Martensit-

anteils, wobei die Menge an Restaustenit relativ konstant bleibt. In diesem Fall korreliert die abnehmende Festigkeit mit der sinkenden Martensitmenge jedoch bis zu einer Haltedauer von 900 s. Die Festigkeiten der bainitischen und martensitischen Phase nähern sich bei der Legierung Si5 wesentlich langsamer aneinander an, als es bei der Variante Si2 zu beobachten ist. Die größere Menge an Restaustenit im Gefüge der Legierung Si5 führt zu den höheren Gleichmaßdehnungen, die in Abbildung 54 beobachtet werden können

Die Streckgrenzen der beiden Legierungen liegen für Haltetemperaturen unter 450°C bei 60 s Haltedauer meist dicht beieinander, zeigen für längere Haltezeiten jedoch einen divergierenden Verlauf, wobei die gemessenen Streckgrenzen von Variante Si2 über jenen von Si5 liegen. Zudem ist zu beobachten, dass die Streckgrenze der Legierung Si2 bei 350°C und 400°C eine steigende Tendenz aufweist, bei höheren Temperaturen aber nahezu konstant verläuft. Für die Legierung Si5 zeigt die Streckgrenze ein gegenteiliges Verhalten und nimmt mit zunehmender Haltezeit bei Temperaturen über 350°C ab. Aufgrund dieser Tendenzen konnte gezeigt werden, dass ein Gefüge aus umverteiletem Bainit und damit größeren Restaustenitmengen grundsätzlich zu tieferen Streckgrenzenverhältnissen neigt als ein bainitisches Gefüge mit Karbiden und wenig Restaustenit.

Die Restaustenitmengen und die korrelierte Gleichmaßdehnung der Variante Si2 nehmen mit zunehmender Haltedauer im gesamten Temperaturbereich ab. Dies beruht auf der abnehmenden Kohlenstoffmenge, die für Austenitstabilisierung aufgrund der gebildeten Karbide zur Verfügung steht. Bei der Variante Si5 führen längere Haltezeiten bei Temperaturen bis 425°C zu größeren Bainitmengen und einer besseren Umverteilung des Kohlenstoffs, wodurch die Restaustenitmenge erhöht und die Dehnung verbessert wird.



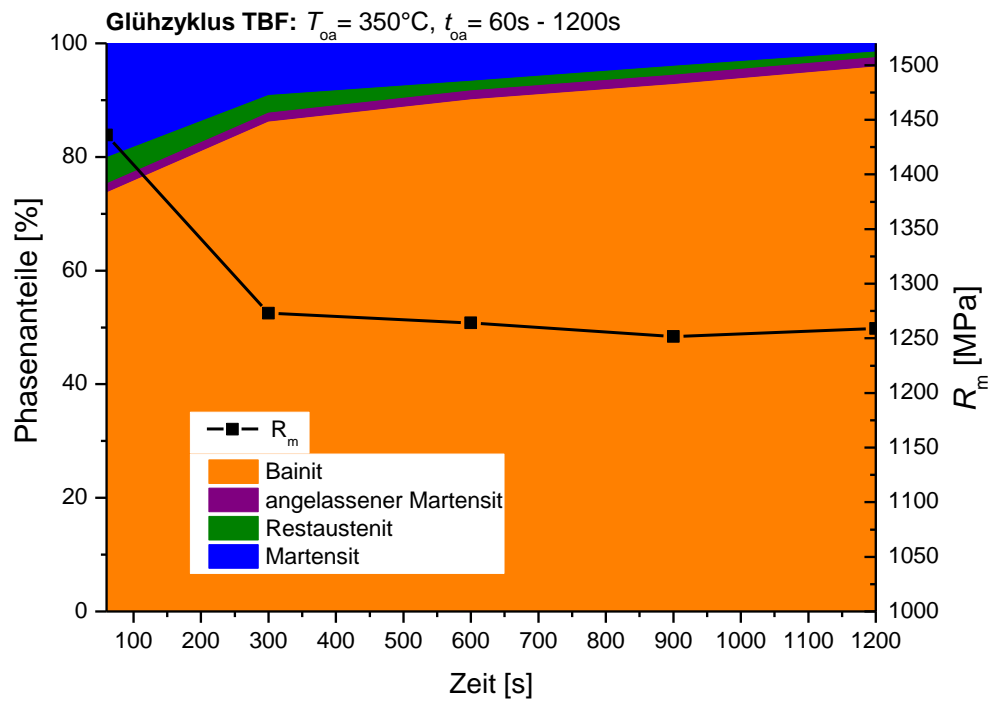


Abbildung 83: Phasenanteile und Zugfestigkeit der Legierung Si2 für eine Haltetemperatur von  $350^{\circ}\text{C}$  und einer Haltedauer von 60 s bis 1200 s.

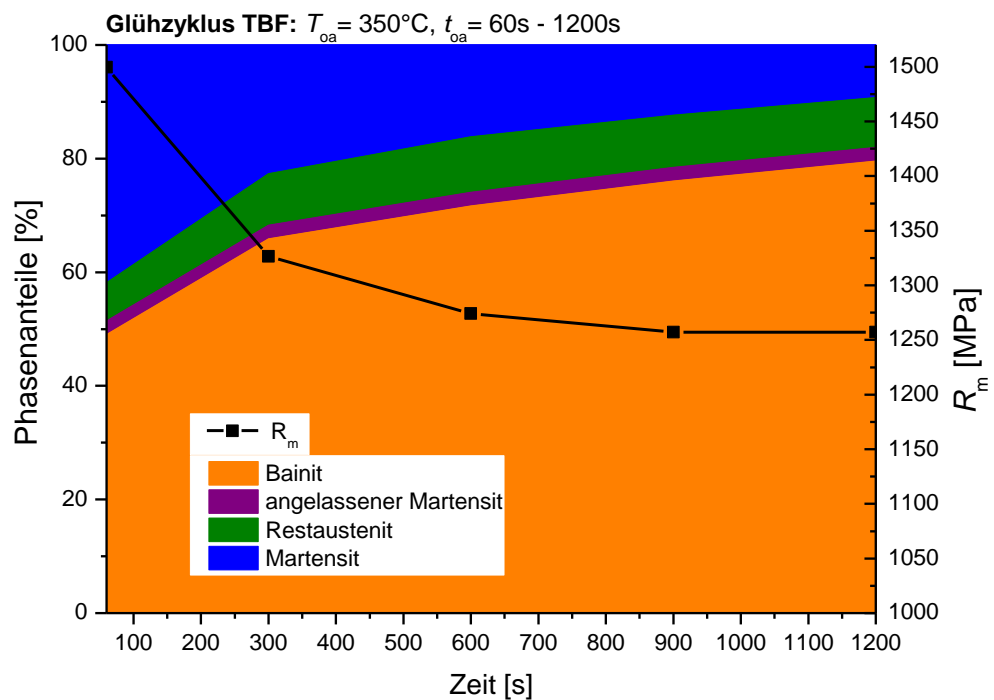
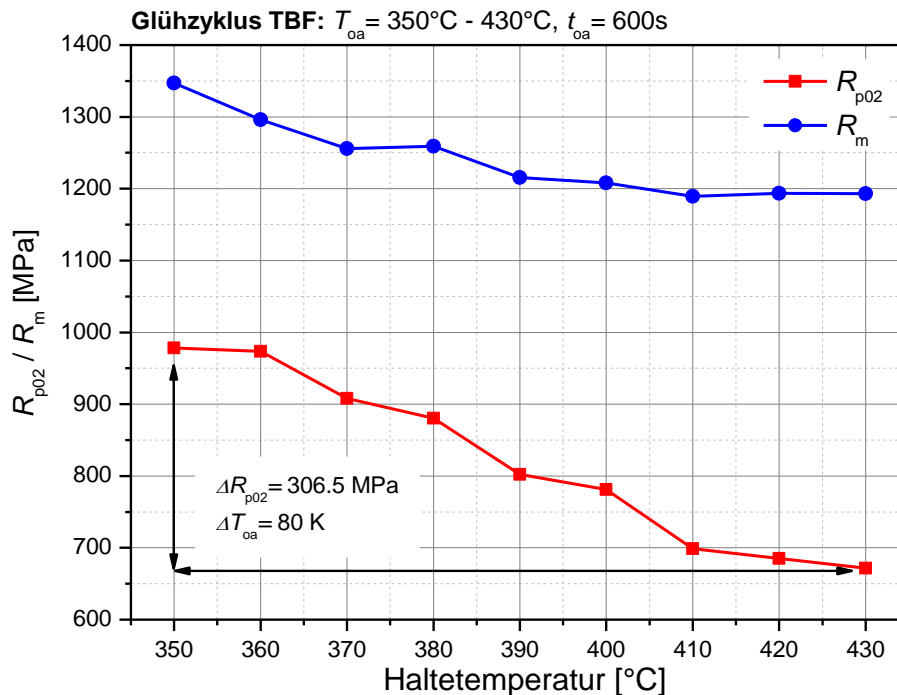


Abbildung 84: Phasenanteile und Zugfestigkeit der Legierung Si5 für eine Haltetemperatur von  $350^{\circ}\text{C}$  und einer Haltedauer von 60 s bis 1200 s.

## 5.2.2 Mechanische Eigenschaften im Übergangsbereich von unterem zu oberem Bainit am Beispiel der Legierung Si5

Der Temperaturbereich von 350°C bis 430°C wurde gewählt, um den Übergang von unterem zu oberem Bainit sowie die damit verbundenen Auswirkungen auf die mechanischen Eigenschaften genauer zu untersuchen (s. Kapitel 4.4.3,



**Abbildung 55** u. **Abbildung 56**). Bei der Gefügecharakterisierung zeigte sich ein kontinuierlicher Übergang vom unteren zum oberen Bainit, der sich auch in den mechanischen Eigenschaften widerspiegelte.

Einen besonders starken Einfluss übt die Haltetemperatur auf die gemessene Streckgrenze aus; sie fällt im betrachteten Temperaturintervall von 80 K um 307 MPa ab. Eine mögliche Erklärung liefern die gleichzeitig steigende Restaustenitmenge und die Veränderung der Bainitmorphologie. Die Gefügebilder zeigen dabei, dass der zunehmende Restaustenitgehalt mit steigenden Haltetemperaturen auch vergrößert. Große Austenitkörner im Gefüge sind einerseits größenbedingt instabiler, andererseits führt die steigende Gesamtmenge zu einer sinkenden Kohlenstoffkonzentrationen im Austenit. Daher können schwächer stabilisierte Bereiche des Restaustenits bei mechanischer Belastung spannungsinduziert in Martensit umwandeln, und dadurch bereits bei geringerer Spannung zu plastischen Verformungen führen. Ferner führt die Änderung der Bainitmorphologie vom feinnadeligen zum globularen Typ zu einer weicheren Matrix, die sich bereits bei niedrigeren Spannungen plastisch zu verformen beginnt.

Die Zugfestigkeit nimmt mit dem Übergang vom unteren zum oberen Bainit um ca. 150 MPa ab, und die Gleichmaßdehnung steigt von knapp 6 % auf über 10 % an. Die Verschlechterung der HET-Ergebnisse von 108 % bei 350°C auf 48 % bei 430°C ist daher nicht unmittelbar zu erwarten.

A. Nishimoto und Mitarbeiter [64] zeigten aber bereits 1981, dass sich die HET-Ergebnisse bei Dualphasenstählen mit zunehmender Anlasstemperatur verbessern. Die Autoren erkannten dabei, dass die Härtedifferenz zwischen Ferrit und Martensit der entscheidende Faktor ist. K. Hasegawa und Mitarbeiter [65] führten eine quantitative Untersuchung an hochfesten Stählen (~ 980 MPa) durch und konnten so einen direkten Zusammenhang zwischen der Härtedifferenz von Ferrit/Martensit und den gemessenen HET-Werten aufzeigen.

Der Abfall der HET-Werte ist daher auf eine Änderung der Härtedifferenz zwischen dem Bainit und dem in Martensit umklappenden Restaustenit zurückzuführen. Dabei kann man davon ausgehen, dass der Bainit mit steigender Temperatur etwas weicher und der Martensit aufgrund der besseren Kohlenstoffumverteilung härter wird. Dies erklärt auch die weitere Abnahme der HET-Werte zwischen 400°C und 430°C trotz der konstant bleibenden Restaustenitmenge. Die Härtedifferenz der beiden Gefügebestandteile muss daher einen wesentlich signifikanteren Einfluss auf die HET-Ergebnisse haben als das Volumenverhältnis der beiden Phasen.

Einen weiteren möglichen Einflussfaktor stellt die Größe der Restaustenitkörner dar. Im Gefüge aus überwiegend oberem Bainit sind im Schlibbild große austenitische Bereiche zu erkennen. Im Falle einer mechanischen Verformung verhalten sich diese aufgrund ihrer Größe gegenüber der Martensitumwandlung instabiler. Dadurch entstehen bei der Verformung große, martensitische Bereiche hoher Härte, welche rissinitiierend wirken können.

Die mechanischen Eigenschaften mehrphasiger Stähle können auch durch finite Elemente Berechnungen vorhergesagt werden. Da die Skaleninvarianz der Kontinuumsmechanik den Größeneinfluss einzelner Körner nicht berücksichtigt, fließt die Korngröße in diesen Modellen durch die für die Berechnung hinterlegten Fließkurven der einzelnen Phasen ein [66].

### **5.2.3 Berechnung der Festigkeit für unterschiedliche Haltetemperaturen am Beispiel der Legierung Si5**

Die Wirkung der einzelnen Legierungselemente auf die Phasenanteile im Gefüge wurde bereits in den vorigen Kapiteln anhand von Dilatometermessungen ausführlich diskutiert. Um die daraus resultierenden mechanischen Eigenschaften, insbesondere die Festigkeit, besser zu verstehen wurde auf Basis der gemessenen Gefügezusammensetzung ein Modell zur Berechnung der Zugfestigkeit entwickelt. Damit ist es möglich die zu erwartende Festigkeit in Abhängigkeit der Haltetemperatur für die Legierung Si5 zu berechnen. Das Modell kann aber

auch bei jeder anderen Legierung angewendet werden, sofern die Gefügezusammensetzung und die Festigkeiten der einzelnen Phasen bekannt sind.

Die Berechnung der Gesamtfestigkeit erfolgt aus den Festigkeiten der einzelnen Phasen, die entsprechend ihres Volumenanteils aufsummiert werden (s. Formel 8).

$$R_m^{\text{Ges}} = \sum_{i=1}^n R_m^i \cdot v^i \quad (8)$$

Berechnung der Gesamtfestigkeit aus den einzelnen Phasen sowie deren Volumenanteil im Gefüge.

Darin sind  $R_m^{\text{Ges}}$  : Gesamtfestigkeit,  
 $R_m^i$  : Festigkeit der Phase i,  
 $v^i$  : Volumenanteil der Phase i,  
 $n$  : Anzahl der unterschiedlichen Phasen im Gefüge.

Die Festigkeiten der martensitischen bzw. bainitischen Phasen werden mittels eines Programmes der voestalpine Stahl berechnet, welches auf Basis empirisch ermittelter Daten die Martensitfestigkeit in Abhängigkeit der Legierungszusammensetzung und der Anlassdauer ausgibt.

Um die Festigkeit des Austenits im Gefüge abzuschätzen zu können, wurde zuerst die Festigkeit austenitischer Stähle genauer betrachtet. Aufgrund der geringen Beiträge zur Mischkristallverfestigung substitutioneller Legierungsatome kann die Festigkeit klassischer Chrom- / Nickelstähle, die zwischen 200 MPa und 300 MPa liegt, auch als Grundfestigkeit des Restaustenits im Gefüge eines niedrig legierten TBF- Stahls herangezogen werden. Zu dieser Grundfestigkeit muss allerdings noch die Festigkeitssteigerung durch den gelösten Kohlenstoff addiert werden. Diese liegt nach Irvine und Mitarbeiter bei circa 350 MPa pro Masseprozent an gelöstem Kohlenstoff [67]. Aufgrund dieser Fakten wird die jeweilige Austenitfestigkeit als Summe der Grundfestigkeit und dem Mischkristallhärungsanteil des gelösten Kohlenstoffs berechnet.

Die Kohlenstoffumverteilung während der isothermen Bainitumwandlung wird als nicht vollständig angenommen. Um die Menge an Kohlenstoff, die bei einer bestimmten Haltetemperatur umverteilt wird, abzuschätzen, wurden die rasterelektronenmikroskopischen Gefügebilder von Proben mit unterschiedlicher Haltetemperatur herangezogen. Die im Bainit erkennbaren Karbidausscheidungen wurden bezüglich ihrer Häufigkeit qualitativ beurteilt und weiter mit den an den Proben gemessenen Restaustenitmengen verglichen. Dadurch war es möglich, die Menge an Kohlenstoff, die in den Austenit umverteilt wird, abzuschätzen. Für das Berechnungsmodell konnte daher festgelegt werden, dass 40 bis 80 Prozent der durchschnittlich im Stahl enthaltenen Kohlenstoffmenge während der Bainitumwandlung in den Austenit umverteilt wird. Der genaue Prozentsatz ist von der jeweiligen Haltetemperatur abhängig und nimmt mit steigenden Temperaturen stetig zu.

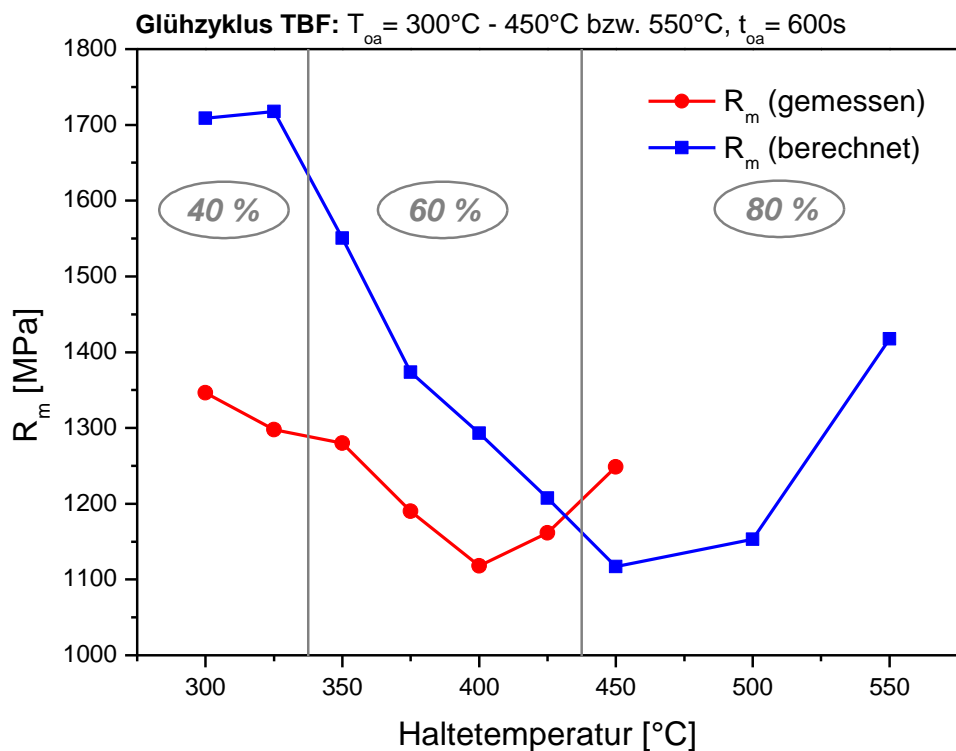
Zusammengefasst werden folgende Annahmen für die Berechnung getroffen:

- *Die Festigkeit des Bainits wird der Festigkeit des angelassenen Martensits gleichgesetzt.*
- *Es liegt keine vollständige Kohlenstoffumverteilung während der Bainitbildung vor. Der Anteil an Kohlenstoff, der bei der Bainitumwandlung in den Austenit umverteilt wird, beträgt je nach Temperaturbereich zwischen 40 % und 80 %. Es findet keine Umverteilung von Kohlenstoff aus den martensitischen Bereichen des Gefüges statt.*
- *Die Austenitfestigkeit ist die Summe einer Grundfestigkeit (250 MPa) und einem Anteil von Mischkristallverfestigung durch den interstitiell gelösten Kohlenstoff.*
- *Der Einfluss unterschiedlicher Korngrößen im Gefüge wird nicht berücksichtigt.*
- *Die während der plastischen Umformung zusätzlich dehnungsinduziert entstehende Martensitmenge wird nicht berücksichtigt.*

Die Abbildung 85 zeigt den Vergleich der berechneten Zugfestigkeit mit der gemessenen für den Temperaturbereich von 300°C bis 550°C und einer Haltedauer von 600 s. Die angegebenen Werte entsprechen der prozentuellen Kohlenstoffmenge die in dem jeweiligem Temperaturintervall während der Bainitbildung in den Austenit umverteilt wird.

Auffällig ist, dass bei niedrigen Temperaturen die berechneten Festigkeiten wesentlich höher sind als die gemessenen Werte. Jedoch zeigen sowohl die berechneten als auch die gemessenen Werte eine fallende Tendenz mit steigender Haltetemperatur. Die höhere Festigkeit der berechneten Werte liegt wahrscheinlich an einer Überschätzung der Bainitfestigkeit bzw. der Festigkeit des angelassenen Martensits bei tiefen Temperaturen durch das verwendete Berechnungsprogramm. Die minimale Festigkeit erreichen die gemessenen Werte bei 400°C, die berechneten Festigkeitswerte jedoch erst bei 450°C, wobei die Festigkeitswerte in den beiden Minima mit 1118 MPa und 1117 MPa sehr gut übereinstimmen. Es ist hierbei jedoch zu berücksichtigen, dass die minimalen Festigkeiten trotz guter Übereinstimmung bei unterschiedlichen Temperaturen auftreten, und somit auf verschiedenen Gefügezusammensetzungen basieren.

Nach dem Erreichen der jeweiligen Festigkeitsminima zeigen beide Kurven einen Anstieg der Festigkeit, der auf einer starken Zunahme des bei der Endkühlung gebildeten Martensits beruht.



**Abbildung 85:** Vergleich der gemessenen mit den berechneten Zugfestigkeiten der Legierung Si5. Die Prozentangaben entsprechen der Menge an Kohlenstoff, die bei der Bainitumwandlung in den Austenit umverteilt wird.

#### 5.2.4 Mechanische Eigenschaften von Si-/Al-/Cr- Legierungskonzepten von TBF-Stählen.

Die mechanischen Eigenschaften werden durch das Gefüge bestimmt, das bei TBF-Stählen im Wesentlichen aus Bainit, Martensit und Restaustenit besteht. Die Temperatur während der isothermen Umwandlung sowie deren Dauer bestimmen entsprechend der Legierungszusammensetzung die Volumenanteile und die Härte der einzelnen Gefügebestandteile. Daraus ergeben sich schließlich die makroskopischen mechanischen Eigenschaften.

Mit Silizium können die mechanischen Eigenschaften wesentlich verbessert werden. Dies liegt daran, dass Silizium in Konzentrationen über 1 % die Karbidbildung sehr effektiv unterdrückt, ohne die Bainitumwandlung zu beeinträchtigen. Bei tiefen Haltetemperaturen ( $< 380^\circ\text{C}$ ) liegt der Restaustenit dabei größtenteils als Filmtyp vor, der aufgrund seiner Morphologie sehr stabil ist und nur wenig zur Duktilitätssteigerung beiträgt. Dies bestätigten auch Untersuchungen der Restaustenitstabilität mittels Reckversuchen und differentieller  $n$ -Wert-Analyse (s. Kapitel 4.6, Abbildung 78 und Abbildung 79, WBH IV).

Beim Einsetzen höherer Haltetemperaturen ( $> 400^\circ\text{C}$ ) entsteht hingegen ein Gefüge aus Bainit mit bis zu 20 % Restaustenit. Bei plastischer Verformung klappt dieser in Martensit

um, sodass sich der Restaustenitanteil von 20 % beim Erreichen der Gleichmaßdehnung auf 5 % reduziert (s. Kapitel 4.6, Abbildung 78, WBZ II). Dadurch sind Festigkeiten von 1200 MPa bei 10 % Gleichmaßdehnung möglich.

Die partielle Substitution von Silizium durch geringe Aluminiummengen wirkt sich negativ auf das isotherme Umwandlungsverhalten auf. Dadurch weisen diese Gefüge neben Bainit auch große Mengen an Martensit und wenig Restaustenit auf. In den mechanischen Eigenschaften zeigen die Si-/Al-Legierungsvarianten daher größere Festigkeiten als die Siliziumvarianten, allerdings bei sehr geringen Dehnungen (s. Kapitel 4.4.4, Abbildung 57 u. Abbildung 58).

Mit Kombination von Silizium und Chrom lassen sich bei niedrigen Chromgehalten gute mechanische Eigenschaften erzielen. Der niedrigere Chromgehalt wirkt dabei nur schwach umwandlungsverzögernd, sodass der Bainitanteil im Gefüge nur unwesentlich reduziert wird. Die dabei erreichten Festigkeiten hängen vom Siliziumgehalt ab und liegen für die Legierung Si<sub>2</sub>Cr<sub>1</sub> bei knapp 1200 MPa, bei der Legierung Si<sub>4</sub>Cr<sub>1</sub> dagegen bei 1300 MPa (s. Kapitel 4.4.5, Abbildung 59 u. Abbildung 60). Gleichzeitig werden – unabhängig vom Siliziumgehalt – Gleichmaßdehnungen zwischen 9 % und 10 % erreicht.

Die Legierungen mit hohem Chromgehalt weisen durch die verstärkte Umwandlungsverzögerung eine Abnahme der Bainit- sowie der Restaustenitmenge zugunsten von Martensit auf. Das erklärt auch die sehr hohen Festigkeitswerte von über 1400 MPa. Die erreichbaren Restaustenitmengen von knapp 10 % reichen dennoch aus, um Gleichmaßdehnungen von ca. 8 % zu erzielen (s. Kapitel 4.4.5, Abbildung 61 u. Abbildung 62). Eine Variation der Siliziummenge zeigt nur mehr einen geringen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften.

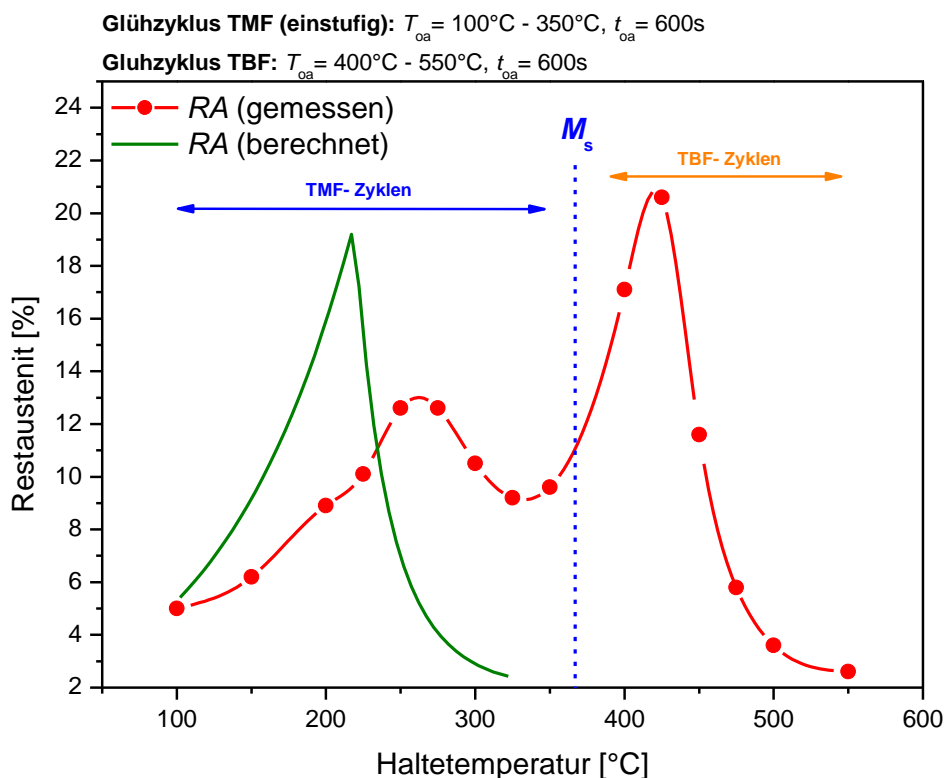
Bei der Variation aller drei Legierungselemente zeigt sich auch bei den mechanischen Eigenschaften eine Überlagerung der Effekte, wie sie schon bei den einzelnen Elementen beobachtet wurde. Als großes Problem erwies sich dabei, dass die negativen Eigenschaften des Aluminiums auch in der Kombination mit Silizium und Chrom erhalten blieben.

## 5.3 Ein- und zweistufig gegläute TMF-Stähle

Um die mechanischen Eigenschaften von TMF-Stählen zu charakterisieren, wurde die hochsiliziumhaltige Legierung Si5 herangezogen. Der Grund dafür liegt in der Tatsache, dass in dieser Legierung die Karbidausscheidung nahezu vollständig unterdrückt ist. Daher sind die mechanischen Eigenschaften für die unterschiedlichen Wärmebehandlungszyklen sehr gut miteinander vergleichbar.

### 5.3.1 Einstufig gegläute TMF-Stähle

Bei einem einstufigen Q&P-Zyklus kann die theoretische Menge an Restaustenit mithilfe der Koistinen-Marburger-Beziehung [21] berechnet werden (s. Kapitel 2.2.3). Abbildung 86 präsentiert eine Gegenüberstellung der berechneten Restaustenitmengen mit den tatsächlich gemessenen Mengen für unterschiedliche Haltetemperatur.



**Abbildung 86:** Gemessene Restaustenitmenge bei Haltetemperatur im TBF- und TMF-Bereich (rote Punkte) sowie die mittels der Koistinen-Marburger-Beziehung berechnete theoretische Menge für einstufige Q&P-Wärmebehandlungen (grüne Kurve).



Vergleicht man die theoretische Restaustenitmenge mit der tatsächlich im TMF-Bereich gemessenen, so erkennt man eine deutliche Abweichung sowohl von der prognostizierten Menge als auch von der Haltetemperatur, bei der das Maximum auftritt. Gemessen wurde in diesem Temperaturbereich eine maximale Restaustenitmenge von 12 % bis 13 % bei einer Temperatur von 250°C bis 275°C, wohingegen die Berechnung eine maximale Restaustenitmenge von ca. 19 % bei einer Haltetemperatur von 220°C ergab. Die Differenz der gemessenen Menge zur prognostizierten ergibt sich aus der Tatsache, dass die Berechnung eine vollständige Umverteilung des Kohlenstoffs voraussetzt, die in der Realität nicht gegeben ist. Die Verschiebung des gemessenen Maximums um ungefähr 40°C zu höheren Temperaturen hin ergibt sich einerseits durch die mit sinkender Temperatur abnehmende Umverteilungskinetik sowie andererseits durch die bei niedrigeren Temperaturen steigende Triebkraft zur Karbidbildung. Beide Faktoren werden in dieser Berechnung nicht berücksichtigt. Weiters können die bei niedrigen Temperaturen gebildeten Karbide, welche Vorstufen zum Zementit darstellen, durch Silizium nicht ausreichend unterdrückt werden, wodurch zusätzlicher Kohlenstoff für die Stabilisierung des Austenits verloren geht.

Bei einer Erhöhung der Haltetemperatur müsste laut Berechnung die Restaustenitmenge bis zum Erreichen der Martensitstarttemperatur auf Null abfallen. Stattdessen fällt der Gehalt an Restaustenit nur leicht ab, und bildet ein Minimum von ca. 9 % knapp unter der Martensitstarttemperatur aus. Dies lässt auf eine isotherme Umwandlung mit kohlenstoffumverteilender Wirkung in diesem Temperaturbereich schließen.

Bei einer weiteren Steigerung der Temperatur erreicht man den TBF-Bereich, und die Restaustenitmenge beginnt wieder stark anzusteigen. Durch die effizientere Kohlenstoffumverteilung während der Bainitumwandlung lässt sich bei TBF-Stählen eine größere Menge an Austenit stabilisieren. Dadurch konnte bei 425°C ein maximaler Restaustenitgehalt von über 20 % erreicht werden.

Die mechanischen Eigenschaften einstufiger TMF-Stähle (s. Kapitel 4.5.1, Abbildung 73 u. Abbildung 74) zeigen mit einer von 100°C auf 350°C ansteigenden Haltetemperatur eine Abnahme der Zugfestigkeit; diese verläuft aber nicht linear, sondern gliedert sich in zwei Bereiche.

Zwischen 100°C und 225°C fällt die Zugfestigkeit um ca. 80 MPa ab, wobei gleichzeitig auch die Streckgrenze abnimmt und die Menge an Restaustenit ansteigt. Es ist davon auszugehen, dass in diesem Temperaturbereich beim Erreichen der Haltezeit bereits der größte Teil des Gefüges in Martensit umgewandelt ist. Während der Haltephase finden daher hauptsächlich ein Anlassen des Martensits sowie eine Umverteilung des Kohlenstoffs statt. Die mit der Temperatur steigende Restaustenitmenge lässt sich auf eine bei höheren Temperaturen schnellere Kohlenstoffdiffusion zurückführen. Deutlich zu erkennen ist die schon bei den TBF-Stählen beobachtete Korrelation von steigender Restaustenitmenge und abfallender Streckgrenze, deren Ursache bereits in Kapitel 5.2.2 erörtert wurde. Ferner führt die Erhöhung

des Restaustenitgehalts nur zu einer unwesentlichen Verbesserung der Gleichmaßdehnung. Aus diesen beiden Beobachtungen kann auf eine zunehmende Destabilisierung des Restaustenits mit zunehmendem Volumenanteil geschlossen werden, die sich negativ auf die Gleichmaßdehnung auswirkt.

Im Temperaturbereich von 225°C bis 350°C nimmt die bei der Zwischenkühlung entstehende Martensitmenge ab, wodurch sich auch die Zugfestigkeit in diesem Bereich um über 200 MPa verringert. Die maximalen Restaustenitmengen werden zwischen 250°C und 275°C erreicht. In diesem Bereich findet man auch die maximal gemessene Gleichmaßdehnung von 6.3 % und erwartungsgemäß auch das Minimum der Streckgrenze. Es liegt daher der Schluss nahe, dass der ideale Bereich zur Stabilisierung des Austenits bei jenen Temperaturen liegt, bei welchen sich bis zum Ende der Zwischenkühlung bereits große Mengen an Martensit bilden, es jedoch zu keiner vollständigen Martensitumwandlung kommt. Höhere Haltetemperaturen führen zu einem überproportionalen Abfall der Gleichmaßdehnung im Vergleich zur Restaustenitmenge, trotz einer weiter abnehmenden Zugfestigkeit.

### 5.3.2 Zweistufig geglühte TMF-Stähle

Die mechanischen Eigenschaften zweistufig geglühter TMF-Stähle wurden für Quench-Temperaturen von 200°C bis 300°C bei einer Haltetemperatur von 340°C und für Quench-Temperaturen von 200°C bis 340°C bei einer Haltetemperatur von 400°C untersucht (s. Kapitel 4.5.2, Abbildung 75 und Abbildung 76).

Im Temperaturbereich zwischen 200°C und 300°C nehmen die Zugfestigkeiten und Streckgrenzen mit steigender Quench-Temperatur für beide Haltetemperaturen um ca. 100 MPa ab. Die höhere Haltetemperatur von 400°C führt allerdings zu einem stärkeren Anlassen des Martensits, sodass eine um 100 MPa niedrigere Zugfestigkeit gemessen wird als bei einer Haltetemperatur von 340°C. Beim Betrachten der Streckgrenzen zeigt sich dagegen keine nennenswerte Abhängigkeit von der Haltetemperatur.

Bei einer Quench-Temperatur von 200°C wurden für beide Haltetemperaturen eine Restaustenitmenge von ca. 5.5 % gemessen. Die Restaustenitmengen steigen mit der Quench-Temperatur an, wobei ein stärkerer Anstieg bei 400°C Haltetemperatur zu beobachten ist. Die Gleichmaßdehnungen steigen für beide Haltetemperaturen linear mit der Quench-Temperatur, wobei sich der stärkere Anstieg der Restaustenitmenge bei 400°C nicht in den gemessenen Dehnungswerten widerspiegelt. Aufgrund der besseren Kohlenstoffdiffusion sowie der geringeren thermodynamischen Triebkraft der Karbidbildung entstehen bei höheren Haltetemperaturen zwar größere Mengen an Restaustenit im Gefüge, die aber nicht unbedingt zu einer Verbesserung der Dehnung beitragen. Die ungefähr 1.5 % bis 2 % höheren Dehnungen

bei einer Haltetemperatur von 400°C lassen sich daher nur durch den stärker angelassenen und damit weicheren Martensit erklären.

Die Quench-Temperaturen bis 340°C wurden nur für die Haltetemperatur von 400°C untersucht. Dabei zeigen die Messwerte im Bereich 300°C bis 340°C einen vom vorhergehenden Trend völlig abweichenden Verlauf. Die Zugfestigkeit beginnt zu steigen, sodass auf eine vermehrte Bildung von Martensit bei der Endkühlung geschlossen werden kann. Die von 300°C auf 340°C um über 4 % ansteigende Restaustenitmenge korreliert mit der um mehr als 300 MPa abfallenden Streckgrenze, jedoch bleibt die Gleichmaßdehnung nahezu konstant, sodass auch in diesem Fall auf eine zunehmende Destabilisierung des Restaustenits zu schließen ist.

## **5.4 Herstellung und Einsatzmöglichkeit von TPF-, TBF- und TMF-Stählen im Vergleich**

### **5.4.1 TPF-Stähle**

Bei der Herstellbarkeit bieten TPF-Stähle den Vorteil, dass die Glühung im Zweiphasengebiet stattfindet und die  $A_{e3}$ -Temperatur daher nicht überschritten werden muss. Daher sind Legierungsvarianten mit sehr hohen Aluminiumgehalten möglich, wodurch die Menge an Silizium niedrig gehalten werden kann. Auch sind Kombinationen von Silizium und Aluminium mit Chrom möglich (s. Kapitel 4.2.2). Durch das Glühen im Zweiphasengebiet ergibt sich neben der vorteilhaften niedrigeren Temperatur der Nachteil, dass sich Abweichungen in der Prozessführung vor der abschließenden TPF-Wärmebehandlung negativ auf die Eigenschaften des fertigen TPF-Stahls auswirken können.

Für die unterschiedlichen Anwendungen können TPF-Stähle der neuesten Generation mit Zugfestigkeiten bis 1000 MPa bei sehr guten Gleichmaßdehnungen hergestellt werden, die daher ideale Tiefzieheigenschaften besitzen. Möglich wird dies durch kornfeinende und die Rekristallisation verzögernde Maßnahmen, die einerseits das Legieren mit entsprechenden zusätzlichen Elementen (z. B.: Nb) und andererseits eine adaptierte Prozessführung beinhalten. Die HET-Werte sind aufgrund der ausgeprägten Härteunterschiede im Gefüge (s. Kapitel 5.2.2) aber trotzdem äußerst niedrig.

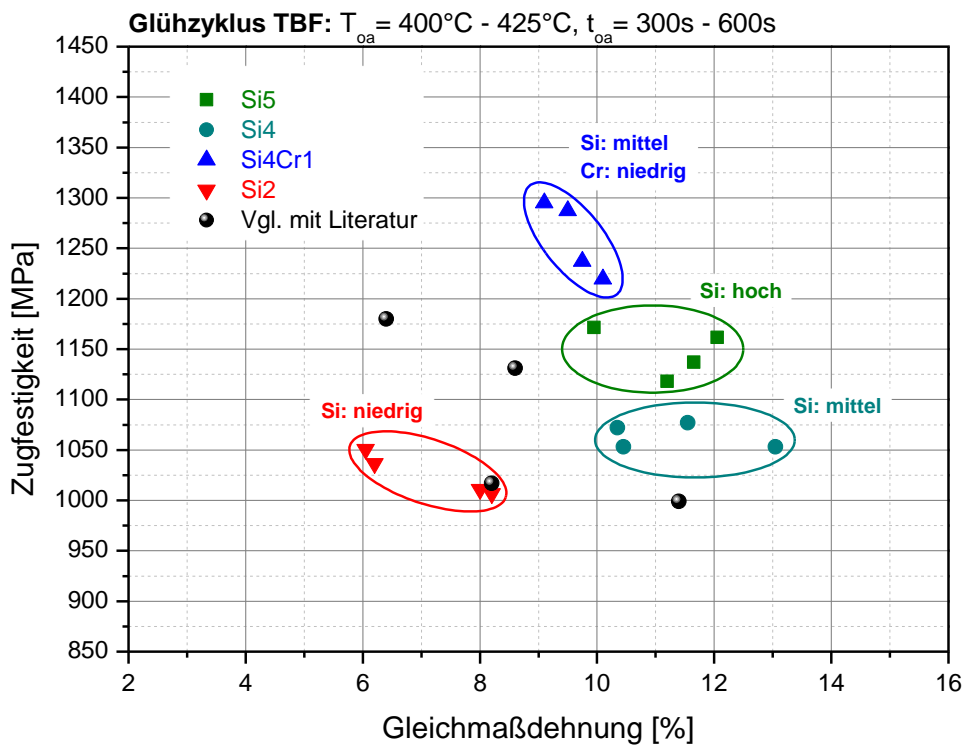
TPF- Stähle mit noch höheren Festigkeiten über 1000 MPa sind zwar theoretisch herstellbar, jedoch sind diese Legierungen, aufgrund des höheren Kohlenstoffgehalts, schlecht schweißbar. Aufgrund dieser Tatsache und der immer aufwendigeren Prozessführung ist die Herstellung von höchstfesten TPF- Stählen mit Festigkeiten über 1000 MPa nicht zielführend, da in dieser Festigkeitsklasse TBF- Stählen wesentlich einfacher herzustellen sind, und bei besserer Schweißbeignung außerdem höhere HET- Werte erreichen.

### **5.4.2 TBF-Stähle**

Die Glühung von TBF-Stählen erfordert aufgrund der vollständigen Austenitisierung höhere Glühtemperaturen. Legierungselemente wie Aluminium, die zu einer starken Erhöhung der  $A_{e3}$ -Temperatur führen, können daher nur bedingt zulegiert werden. Durch das Glühen im Austenitbereich wirken sich Abweichungen der Prozessführung vor der abschließenden TBF-Wärmebehandlung nicht oder nur sehr geringfügig auf die Eigenschaften im fertigen Zustand aus. Die starke Abhängigkeit der Streckgrenze und der HET-Werte von der Haltetemperatur (s. Kapitel 4.4.3) verlangt aber während der Haltephase eine präzise Temperaturführung.

Bei exakter Temperaturführung während der Wärmebehandlung sind Zugfestigkeiten von über 1200 MPa bei Gleichmaßdehnungen von bis zu 10 % erzielbar. Damit erreichen diese Stähle wesentlich höhere Dehnungen als Dual- oder Komplexphasenstähle gleicher Festigkeit (s. Abbildung 88). Auch die HET-Werte der TBF-Stähle liegen bei geeigneter Temperaturführung über jenen von TPF-Stählen.

Beim Vergleich verschiedener Legierungskonzepte zeigen neben der siliziumreichsten Legierung Si5 die Variante Si4 mit reduziertem Siliziumgehalt sowie die Variante Si4Cr1 eine sehr gute Kombination von Festigkeit und Dehnung (s. Abbildung 87).



**Abbildung 87:** Zugfestigkeit als Funktion der Gleichmaßdehnung ausgewählter TBF-Legierungen. (Literaturwerte aus [12])

Ein weiterer Vorteil von TBF- Stählen liegt darin, dass durch die Variation der Haltetemperatur eine Optimierung der mechanischen Eigenschaften entsprechend des späteren Einsatzes möglich ist.

Bei der Wahl einer niedrigeren Temperatur nimmt der Anteil an unterem Bainit zu und die Restaustenitmenge verringert sich, wodurch die HET- Werte deutlich steigen. Dieser „CP- Typ“ eines TBF- Stahls besitzt aber bei gleicher Festigkeit immer noch eine wesentlich höhere Gleichmaßdehnung als übliche CP- Stähle. Dadurch ist die Herstellung von komplexen Bauteilen möglich, die gute Tiefzieheigenschaften voraussetzen aber auch kleine Biegeradien aufweisen.

Soll der Werkstoff hingegen ausschließlich auf eine optimale Tiefzieheignung bei höchsten Festigkeiten optimiert werden, ist eine höhere Haltetemperatur zu wählen. Dadurch entsteht vorwiegend oberer Bainit, welcher zu einer besseren Kohlenstoffumverteilung führt, sodass schließlich mehr Restaustenit im Gefüge vorliegt. Diese als „DP- Typ“ eines TBF- Stahls zu bezeichnende Variante kann als Alternative zu herkömmlichen DP- Stählen eingesetzt werden, wenn höhere Festigkeiten ( $R_m > 1000$  MPa) bei ausgezeichneten Tiefzieheigenschaften gefordert sind.

Wie bereits erwähnt bewirken die, besonders bei höheren Haltetemperaturen auftretenden, großen Austenitkörner einen deutlichen Abfall der HET- Werte. Bei der weiteren Optimierung von TBF- Stählen muss dabei ein besonderes Augenmerk auf eine feinere Kornstruktur im Gefüge gelegt werden. Dies kann über zusätzliches Legieren mit Niob realisiert werden, oder auch über eine spezielle Temperaturführung während der Haltezeit.

Das Zulegieren von Niob stellt eine einfache Methode zur Kornfeinung dar, erhöht allerdings die Legierungskosten.

Die zweite Variante der variablen Temperaturführung erzeugt zwar keinen unmittelbaren Mehraufwand bei den Produktionskosten, erfordert aber eine exaktere Prozessführung auf der kontinuierlichen Glühanlage. Dabei wird die Temperatur beim Zwischenglühen unter die eigentliche Haltetemperatur abgesenkt, wodurch sich ein feines, nadeliges Gefüge einstellt. In der Haltezone wird die Temperatur wieder kontinuierlich erhöht, um eine bessere Kohlenstoffumverteilung und dadurch eine höhere Restaustenitmenge zu erhalten. Die bei der Bainitumwandlung in der Haltezone freiwerdende Umwandlungswärme unterstützt dabei die Wiedererwärmung.

Neben der Verbesserung der mechanischen Eigenschaften, stellt auch die Kostenoptimierung von TBF- Legierungskonzepten ein Ziel zukünftiger Untersuchungen dar. Dabei stellt sich die zentrale Frage nach den Mengen an Legierungselementen, die für die Herstellung eines TBF- Stahls benötigt werden. Für die Legierungselemente Silizium, Aluminium und Chrom wurde diese Frage im Rahmen dieser Arbeit bereits ausführlich erörtert. Über die Möglichkeit zur Senkung des Gehalts anderer Legierungselemente können aber erst zukünftige Untersuchungen Aufschluss geben, wobei vor allem die Obergrenzen der Elemente Mangan und Molybdän ausgelotet werden müssen, um die Legierungskosten signifikant zu senken.

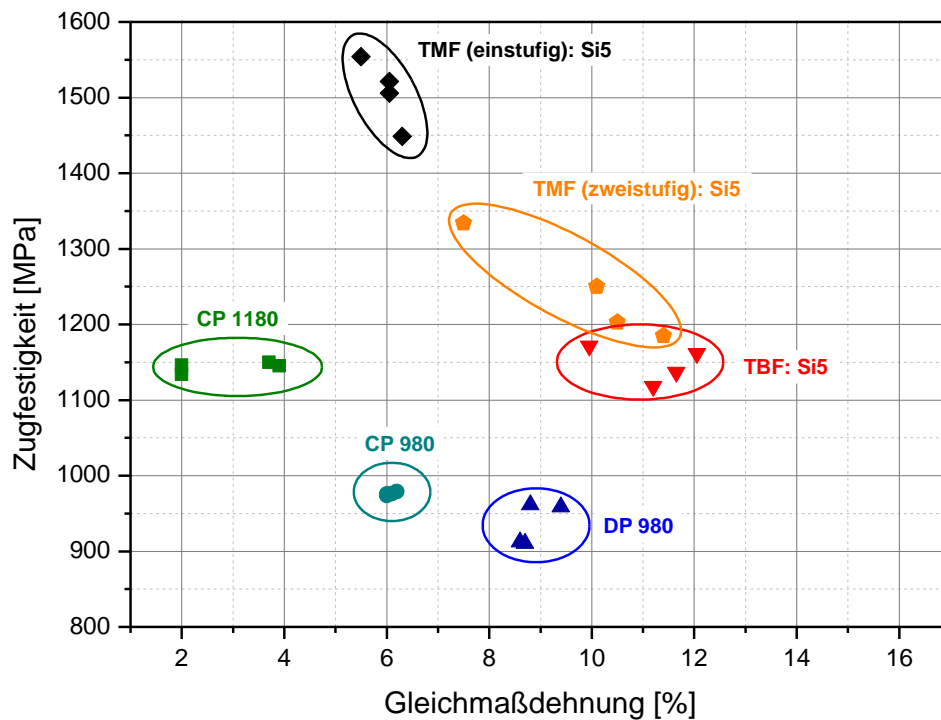
### 5.4.3 TMF-Stähle

Für die Glühung von TMF-Stählen mit ein- und zweistufiger Wärmebehandlung gelten aufgrund der ebenfalls notwendigen vollständigen Austenitisierung die gleichen Anforderungen wie für TBF-Stähle. Für die Zwischenkühlung unter die Martensitstarttemperatur ist zur Ableitung der zusätzlichen Umwandlungswärme eine starke Kühlleistung nötig, die anlagentechnisch aber im Normalfall kein Problem darstellt. Während der Haltephase stellen TMF-Stähle mit einstufiger Wärmebehandlung die gleichen Anforderungen an die Prozessführung wie TBF-Stähle.

In den mechanischen Eigenschaften zeichnen sich TMF-Stähle im Vergleich zu anderen Stahlsorten durch sehr hohe Festigkeiten von über 1500 MPa aus, denen aber trotz erreichbarer Restaustenitmengen von über 12 % nur Gleichmaßdehnungen von 5 % bis 6 % gegenüberstehen (s. Abbildung 88 sowie Kapitel 4.5.1, Abbildung 73 u. Abbildung 74). Eine die Duktilität signifikant steigernde Art der Austenitstabilisierung konnte mit diesen Wärmebehandlungszyklen aber nicht erreicht werden.

Eine zweistufige Wärmebehandlung dagegen kann die mechanischen Eigenschaften von TMF-Stählen deutlich verbessern. Das Problem dabei ist die prozesstechnische Umsetzung, da nach der Zwischenkühlung auf die Quench-Temperatur ein rasches Erwärmen auf die Haltetemperatur erforderlich ist. Eine großtechnische Umsetzung ist daher nur durch zusätzliche kostenintensive Investitionen in die derzeit verfügbare Anlagenstruktur möglich.

Wärmebehandlungszyklen mit Haltetemperaturen unter der Martensitstarttemperatur bewirken hohe Festigkeiten bei moderaten Dehnungen (s. Kapitel 4.5.2, Abbildung 75 u. Abbildung 76). Die Zugfestigkeit und die Streckgrenze fallen dabei nahezu linear mit steigender Quench-Temperatur ab, wobei im Gegenzug der Restaustenitgehalt mit der Gleichmaßdehnung ansteigt. Liegt die Haltetemperatur dagegen über der Martensitstarttemperatur, wird dieser lineare Zusammenhang nur bis Quench-Temperaturen von 300°C beobachtet, wobei die Festigkeits- und Dehnungswerte mit denen von TBF-Stählen vergleichbar sind (s. Abbildung 88). Bei höheren Quench-Temperaturen zeigt sich – ähnlich wie bei TBF-Stählen – eine sehr starke Abhängigkeit der Streckgrenze von der Quench-Temperatur sowie ein starkes Ansteigen der Restaustenitmenge ohne eine Verbesserung der Gleichmaßdehnung. Der mögliche Vorteil gegenüber TBF-Stählen liegt in den erwarteten besseren HET-Eigenschaften bei gleichen Festigkeiten und Dehnungen aufgrund eines feineren und homogeneren Gefüges. Diesem Vorteil steht allerdings die wesentlich aufwendigere Prozessführung gegenüber.



**Abbildung 88:** Zugfestigkeit als Funktion der Gleichmaßdehnung typischer CP, DP, TBF und TMF Stähle im Vergleich.

Die weitere Legierungsentwicklung der TMF- Stähle verfolgt aus denselben Gründen wie bei den TBF- Stählen, in erster Linie die Reduktion des Siliziumgehaltes, um eine reibungslose großtechnische Serienfertigung gewährleisten zu können. Etwas vereinfacht wird die Substitution von Silizium bei dieser Stählgüte durch die Tatsache, dass auf die Geschwindigkeit der Bainitumwandlung keine Rücksicht genommen werden muss. Dadurch können im Gegensatz zu den TBF- Stählen auch Legierungskonzepte mit geringen Aluminiumgehalten oder höheren Chromanteil in Betracht gezogen werden. Es ist dabei in weiteren Untersuchungen abzuklären, in wieweit sich diese Legierungskonzepte auf die Martensitmenge nach dem Zwischenglühen und auf die Kohlenstoffdiffusion während der Haltephase auswirkt.

Aufgrund des gegebenen Anlagenlayouts bei der voestalpine Stahl Linz wird die Herstellung von zweistufigen TMF- Stählen dort mittelfristig nicht möglich sein. Es besteht jedoch die Möglichkeit – ähnlich wie bereits bei den TBF- Stählen beschrieben – in der Haltezone eine höhere Temperatur als jene nach dem Zwischenglühen einzustellen. Dadurch ist eine langsame Wiedererwärmung in der Haltezone möglich, wobei aufgrund der fehlenden



Umwandlungswärme eine geringere Temperaturerhöhung als bei einem TBF-Stahl zu erwarten ist.

TMF-Stähle sind optimiert den Festigkeitsbereich von 1200 MPa bis 1500 MPa abzudecken. Das Ziel zukünftiger Forschungsarbeit muss daher eine TMF-Legierung sein, die über eine eistufige Wärmebehandlung Festigkeiten in diesem Bereich ermöglicht und dabei eine möglichst hohe Gleichmaßdehnung aufweist.

## 6 Zusammenfassung

Im Zuge dieser Arbeit wurden 37 kleintechnisch hergestellte Versuchsschmelzen für TRIP-Stähle mit unterschiedlichen Gehalten an Silizium, Aluminium und Chrom untersucht. Ziel war es dabei, ein Legierungskonzept zur Herstellung von TRIP-Stählen mit nicht ferritischer Matrix zu entwickeln, die eine Zugfestigkeit von über 1000 MPa bei einer Gleichmaßdehnung größer als 10 % aufweisen. Der zur Unterdrückung der Karbidbildung eingesetzte Siliziumgehalt sollte dabei möglichst niedrig gehalten werden, um die Bildung fest haftender Siliziumoxidschichten, die zu starken Verunreinigungen an der kontinuierlichen Glühanlage führen, zu verhindern.

Zu Beginn wurden sechs Versuchsschmelzen für TRIP-Stähle mit polygonal ferritischer Matrix mit einem Si/Cr- und Al/Cr-Konzept hergestellt. Dabei sollte an einem bereits bekannten TRIP-Stahltyp eine mögliche verzögerte Karbidbildung durch die Zugabe von Chrom untersucht werden. Es konnte dabei für beide Kombinationen eine verzögerte Karbidausscheidung mit zunehmendem Chromgehalt nachgewiesen werden.

Aufgrund dieser Erkenntnisse wurden 31 weitere kleintechnische Schmelzen für TRIP-Stähle mit nicht ferritischer Matrix (TBF-Stähle) hergestellt. Dabei wurden unterschiedliche Kombinationen und Mengen der Legierungselemente Silizium, Aluminium und Chrom auf ihren Einfluss auf die isotherme Bainitumwandlung sowie die Karbidbildung untersucht.

Die Ergebnisse dieser Untersuchungen lassen sich wie folgt zusammenfassen:

- TBF-Stähle bilden bei niedrigen bis mittleren Haltetemperaturen – im Gegensatz zu TPF-Stählen – während der isothermen Bainitumwandlung Karbidausscheidungen, wobei die Menge der Karbide mit steigender Temperatur abnimmt. Nach Abschluss der Umwandlung konnte aber keine weitere Destabilisierung des Austenits mehr beobachtet werden. Bei hohen Haltetemperaturen beginnt jedoch auch bei TBF-Stählen der Zerfall des Austenits mit gleichzeitig stark abfallender Restaustenitmenge, ähnlich wie bei TPF-Stählen; deren typisches zweistufiges Umwandlungsverhalten konnte allerdings nicht beobachtet werden.

- Die Wirkung der einzelnen Legierungselemente auf die Karbidbildung und die Bainitumwandlung lässt sich folgendermaßen beschreiben:
  - **Silizium** ist am besten geeignet, die Zementitbildung zu unterdrücken, ohne die Bainitumwandlung dabei zu behindern. Die dafür notwendigen Mengen führen allerdings zu der bereits oben beschriebenen Oxidschichtbildung, sodass diese Möglichkeit für eine großtechnische Serienproduktion nicht infrage kommt.
  - **Aluminium** in Kombination mit Silizium führt bereits in geringen Mengen zu einer stark verzögerten Bainitumwandlung und damit zu einer nicht ausreichenden Kohlenstoffumverteilung. Mit größeren Mengen an Aluminium lässt sich die Umwandlung zwar wieder beschleunigen, jedoch führt dies zu einem starken Ansteigen der Austenitisierungstemperatur. Die damit notwendigen sehr hohen Glühtemperaturen sind mit den derzeitigen Anlagen großtechnisch nicht realisierbar. Der Einsatz von Aluminium in TBF-Legierungen zur Reduktion des Siliziumgehaltes ist daher nicht möglich.
  - **Chrom** in Kombination mit Silizium verzögert die Karbidausscheidung im Austenit und die damit verbundene Abnahme der Restaustenitmenge. Jedoch verzögert Chrom auch die Bainitumwandlung, sodass es nur in geringen Mengen eingesetzt werden kann.
  - Bei der **Kombination aller drei Legierungselemente** konnten entsprechend der jeweils zulegierten Mengen dieselben Tendenzen wie bei den Zweierkombinationen festgestellt werden.
  - Ein **verringertes Kohlenstoffgehalt** hatte erwartungsgemäß eine geringere Festigkeit und eine schnellere Umwandlung zur Folge. Aufgrund der aber ebenfalls geringeren Restaustenitmenge wurden aber nur gleichbleibende oder sogar geringere Dehnungen gemessen.
- Für die Legierung Si5 mit hohem Siliziumgehalt wurde der Übergang von unterem zu oberem Bainit genauer untersucht. Dabei konnte ein fließender Übergang in der Bainitmorphologie in Abhängigkeit von der Haltetemperatur festgestellt werden. Ferner konnte gezeigt werden, dass sich mit einem Gefüge aus vorwiegend unterem Bainit hohe Streckgrenzen und sehr gute HET-Werte bei allerdings verhältnismäßig niedrigen Gleichmaßdehnungen erzielen lassen. Mit steigenden Haltetemperaturen und dem

Übergang zum oberen Bainit fielen Streckgrenzen und HET-Werte stark ab, wobei gleichzeitig ein deutlicher Anstieg der Gleichmaßdehnung gemessen wurde.

- Zukünftige Forschungsarbeiten im Bereich der TBF- Legierungen müssen sich mit zwei zentralen Themen auseinandersetzen:
  1. Die weitere Optimierung der mechanischen Eigenschaften, wobei vor allem die Erhöhung der HET- Werte bei hohen Gleichmaßdehnungen im Vordergrund steht. Die Ursache der geringen HET- Werte liegt in der Entstehung großer Austenitkörner während der Wärmebehandlung bei hohen Haltetemperaturen. Möglichkeiten zur Kornfeinung sind dabei durch die Zugabe von Niob als zusätzliches Legierungselement oder durch eine geänderte Wärmebehandlung gegeben.
  2. Die Kostenoptimierung durch die Verringerung teurer Legierungselemente (z.B. Molybdän) auf ein Minimum.
  
- Ebenfalls aus der Legierung Si5 wurden TRIP-Stähle mit martensitischer Matrix hergestellt. Dabei wurden sowohl einstufige als auch zweistufige Wärmebehandlungszyklen durchgeführt.
  - Für TMF-Stähle, die mittels einstufiger Wärmebehandlung hergestellt wurden, zeigte sich, dass eine theoretische Berechnung der optimalen Haltetemperatur nur sehr bedingt die realen Verhältnisse widerspiegelt. Dies liegt daran, dass die verwendete Berechnungsmethode einerseits eine vollständige Kohlenstoffumverteilung voraussetzt, andererseits die Temperaturabhängigkeit der Umverteilungskinetik nicht berücksichtigt wird. Dadurch werden zu hohe maximale Restaustenitmengen bei zu niedrigen Haltetemperaturen errechnet. Die mechanischen Eigenschaften zeigen hohe Zugfestigkeiten ( $> 1300$  MPa) bei geringen Dehnungen, die sich auch mit steigendem Restaustenitanteil und abnehmender Festigkeit nicht wesentlich verbesserten.
  
  - Mittels zweistufiger Wärmebehandlung hergestellte TMF-Stähle konnten deutlich bessere mechanische Eigenschaften erzielt werden. Die gemessenen Festigkeiten lagen zwar mit 1200 MPa bis 1300 MPa unter denen der einstufig hergestellten TMF-Stähle, zeigten aber aufgrund der besseren Kohlenstoffumverteilung höhere Gleichmaßdehnungen. Eine großtechnische

Herstellung ist jedoch nur bedingt möglich, da dieser Wärmebehandlungszyklus ein Wiederaufheizen des Bandes nach der Zwischenkühlung um über 100°C erfordert, und dies mit den derzeit bei der voestalpine Stahl GmbH zur Verfügung stehenden Anlagen nicht umsetzbar ist.

- Das Ziel zukünftiger Forschungsarbeiten in diesem Bereich liegt in der Entwicklung eines Legierungskonzeptes, welches die serienmäßige Herstellung von TMF- Stählen im Festigkeitsbereich von 1200 MPa bis 1500 MPa mittels einstufiger Wärmebehandlung ermöglicht.



## Literaturverzeichnis

- <sup>1</sup> V. F. Zackay, E. R. Parker, D. Fahr, R. Busch: The enhancement of ductility in high strength steels, Transactions of the ASM, 60 (1967), S. 252 – 259
- <sup>2</sup> H. K. D. H. Bhadeshia: Bainit in Steels, IOM Communications Ltd, second edition (2001)
- <sup>3</sup> S. Traint, A. Pichler, K. Hauzenberger, P. Stiaszny, E. Werner: Influence of silicon, aluminium, phosphorus, and copper on the phase transformation of low alloy TRIP-steels, Int. Conf. On TRIP-Aided High Strength Ferrous Alloys, Gent (2002)
- <sup>4</sup> E. Houdremont: Handbuch der Sonderstahlkunde, 3. Auflage, Springer Verlag Berlin, Göttingen, Heidelberg, Band 2 (1956), S. 1095 – 1100
- <sup>5</sup> B. Röhler: Möglichkeiten zur Beeinflussung der mechanischen Eigenschaften von kaltgewalzten TRIP-Stählen, Dissertation, TU-München, Fakultät für Maschinenwesen, (2005), S. 7 – 31
- <sup>6</sup> K. Sugimoto, M. Misu, M. Kobayashi, H. Shirasawa: Effects of Second Phase Morphologie on Retained Austenit Morphologie and Tensile Properties in a TRIP-aided Dual-phase Steel Sheet, ISIJ International, 33(7) (1993), S. 775 – 782
- <sup>7</sup> J. Wang, S. van der Zwaag: Stabilization Mechanisms of Retained Austenite in Transformation – Induced Plasticity Steel, Metallurgical and Materials Transactions A, 32A (2001), S. 1527 – 1539
- <sup>8</sup> A. Pichler: Skriptum Eisenhüttenkunde IV, Teil III, Kap. 5.3, Montanuniversität Leoben (2002)
- <sup>9</sup> I. Y. Pyshmintsev, M. De Meyer, B. C. De Cooman, R. A. Savray, V. P. Shveykin, M. Vermeulen: The Influence of the Stress State on the Plasticity of Transformation Induced Plasticity – Aided Steel, Metallurgical and Materials Transactions A, 33A (2002)
- <sup>10</sup> G. Reisner, E. A. Werner, F.D. Fischer: Micromechanical modeling of martensitic transformation in random microstructures, Int. Journal of Solids and Structures, 35 (1998), S. 2457 – 2473
- <sup>11</sup> A. Pichler, P. Stiaszny, R. Potzinger, R. Tikal, E. Werner: TRIP Steels with Reduced Si Content, Proc. 40th Mechanical Working and Steel, Processing Conf., Vol. XXXVI, Pittsburgh, USA, Oct. 25 – 28, 1998, The Iron and Steel Society, Warrendale, PA, USA (1998), S. 259 – 274.
- <sup>12</sup> H. Jo Jun, N. Fonstein: Microstructure and Tensile Properties of TRIP-aided CR Sheet Steels: TRIP Dual and Q&P, INT. Conf. On New Developments in AHSS, Orlando (2008), S. 155 – 168
- <sup>13</sup> P. Stiaszny, A. Pichler, E. Tragl, H. Spindler, J. Szinur, M. Pimminger: Höher und höchstfeste Feinbleche: Legierungsdesign, Herstellrouten, Eigenschaften, Dünnblechverarbeitung – Fügen von Stahlwerkstoffen, München (2001), Tagungsband S. 21 – 53
- <sup>14</sup> K. Sugimoto, R. Kikuchi, S. Hashimoto: Development of high strength low alloy TRIP-aided steels with annealed martensite matrix, Int. Conf. ON TRIP-Aided High Strength Ferrous Alloys, Gent (2002), S. 31 – 37
- <sup>15</sup> K. Sugimoto, K. Nakao, S.-M. Song, T. Kashima: Retained austenite characteristics and stretch-flangeability of high-strength low-alloy TRIP type bainitic sheet steels, ISIJ International, 42, No. 4 (2002), S. 450 – 455
- <sup>16</sup> K. Sugimoto, A. Hayakawa, S. Hashimoto, S. Ikeda: Development of high strength low alloy TRIP-aided steels with ultra fine grain, Materials Science Forum, Vols. 426 – 432 (2003), S. 1469 – 1474

- <sup>17</sup> S.-J. Kim, C. G. Lee, I. Choi, S. Lee: Effects of heat treatment and alloying elements on the microstructures and mechanical properties of 0.15 wt pct C transformation-induced plasticity-aided cold-rolled steel sheets, *Met. Trans. A*, 32 A (2001)
- <sup>18</sup> A. M. Streicher, J. G. Speer, D. K. Matlock, B. C. De Cooman: Quenching and partitioning response of Si-added TRIP sheet steel, *AHSS Proc.*, Winter Park, Colorado (2004), S. 51 – 62
- <sup>19</sup> F. L. H. Gerdemann, J. G. Speer, D. K. Matlock: Microstructure and hardness of steel grade 9260 heat-treated by the quenching and partitioning (Q&P) process, *MS & T Conf. Proc.*, New Orleans, Louisiana (2004), S. 439 – 449
- <sup>20</sup> M. De Meyer, J. Mahieu, B. C. De Cooman: Empirical Microstructure Prediction Method for Combined Intercritical Annealing and Bainitic Transformation of TRIP Steel, *Materials Science and Technology*, 18 (2002), S. 1121 – 1132
- <sup>21</sup> G. Krauss, *STEELS: Heat Treatment and Processing Principles*, Metals Park, OH, ASM International (1990)
- <sup>22</sup> J. G. Speer, A. M. Streicher, D. K. Matlock, F. Rizzo, G. Krauss: Quenching and partitioning: A fundamentally new process to create high strength TRIP sheet microstructures, *TMS* (2003), S. 505 – 522
- <sup>23</sup> Eisenhüttenleute, Verein Deutscher (editor): *Steel. A Handbook for Materials Research and Engineering*, volume 1, Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg (1992)
- <sup>24</sup> M. Hillert: The nature of Bainite, *ISIJ International*, 35(9) (1995), S. 1134 – 1140
- <sup>25</sup> H. K. D. H. Bhadeshia: *Bainite in Steels: Transformations, Microstructure and Properties*, 2<sup>nd</sup> edition, IOM Communications Ltd. (2001), S. 129 – 180
- <sup>26</sup> H. Matsuda, H. K. D. H. Bhadeshia: Kinetics of the bainite transformation, volume 460, *The Royal Society, Proceedings of the Royal Society of London A* (2004)
- <sup>27</sup> S. van der Zwaag, J. Wang: A discussion on the atomic mechanism of the bainitic reaction in TRIP steels, *Scripta Materialia*, 47 (2002), S. 169 – 173
- <sup>28</sup> M. Hillert, L. Höglund, J. Agren: Role of Carbon and Alloying Elements in the Formation of Bainitic Ferrite, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 35A (2004), S. 3693 – 3700
- <sup>29</sup> H. K. D. H. Bhadeshia: *Bainite in Steels: Transformations, Microstructure and Properties*, 2<sup>nd</sup> edition, IOM Communications Ltd. (2001), S. 189 – 200
- <sup>30</sup> J. Ohlert: Einfluss von chemischer Zusammensetzung und Herstellungsverlauf auf Mikrostruktur und mechanische Eigenschaften von TRIP-Stählen, *Berichte aus dem IEHK*, Band 13 (2003)
- <sup>31</sup> R. W. K. Honeycombe, H. K. D. H. Bhadeshia: *Steels. Microstructure and Properties*, Butterworth – Heinemann, Oxford, Auckland, Boston, Johannesburg, Melbourne, New Delhi, 2<sup>nd</sup> edition (1995)
- <sup>32</sup> S. Traint, A. Pichler, K. Spiradek-Hahn, K. Hulka, E. Werner: The influence of Nb on the phase transformations and mechanical properties in Al- and Si-alloyed TRIP-steels, 45<sup>th</sup> *Mechanical Working and Steel processing Conference Proceedings, Austenite Formation and Decomposition*, Vol XLI (2003), S. 577 – 594
- <sup>33</sup> P. Jacques, E. Girault, Ph. Harlet, F. Delanny: The developments of cold-rolled TRIP-assisted multiphase steels. Low Silicon TRIP-assisted multiphase steels, *ISIJ International*, 41(9) (2001), S. 1061 – 1067
- <sup>34</sup> C. G. Lee, S.-J. Kim, C.-S. Oh, S. Lee: Effects of heat treatment and Si addition on the mechanical properties on 0.1 wt pct TRIP-aided cold rolled steels, *ISIJ International*, 42(10), S. 1162 – 1168
- <sup>35</sup> J. Mahieu, J. Maki, B. C. De Cooman, S. Claessens: Phase transformation and mechanical properties of Si-free CMnAl transformation-induced plasticity-aided steel, *Met. Trans. A*, 33A (2002), S. 2573 – 2580



- <sup>36</sup> A. Pichler, P. Stiaszny, R. Potzinger, R. Tikal, E. Werner: TRIP steels with reduced Si content, *Steel Research*, 70, No. 11 (1999), S. 459 – 465
- <sup>37</sup> K. Sugimoto, S. Hahimoto, S. Ikeda: Ultra high-strength low-alloy TRIP-aided sheet steel with bainitic ferrite matrix, *AHSS Proc.*, Winter Park, Colorado (2004), S. 63 – 70
- <sup>38</sup> S. Traint, A. Pichler, M. Blaimschein, B. Röthler, C. Kremasky, E. Werner: Alloy design, processing and properties of TRIP-steels. A critical comparison, *AHSS Proc.*, Winter Park, Colorado (2004), S. 79 – 98
- <sup>39</sup> K. Tsuzaki, A. Kodai, T. Maki: Formation Mechanism of Bainitic Ferrite in an Fe – 2% Si – 0.6% C Alloy, *Met. and Mat. Trans.* 25A (1994)
- <sup>40</sup> V. T. T. Miihkinen, D. V. Edmonds: Tensile Deformation of Two Experimental high-Strength Bainitic Low-Alloy Steels Containing Silicon, *Mat. Sci. Nd Tech*, 3 (1987), S. 435
- <sup>41</sup> J. J. Hoon: Thermodynamics of Solutes in Cementite Using First-Principles Calculations, Pohang University of Science and Technology, Graduate Institute of Ferrous Technology, Diss. (2009)
- <sup>42</sup> J. Jae Hoon, I. Gee Kim, H. K. D. H. Bhadeshia: First-principles calculations and the thermodynamics of cementite, *Materials Science Forum*, Vols 638 – 642 (2010), S. 3319 – 3324
- <sup>43</sup> E. J. Fasiska, G. A. Jeffrey: On the cementite Structure, *Acta Crystallographica*, 19 (1965), S. 463 – 471
- <sup>44</sup> G. Miyamoto, J. C. Oh, K. Hono, T. Furuhashi, T. Maki: Effect of partitioning of Mn and Si on the growth kinetics of cementite in tempered Fe- 0.6 mass% C martensite, *Acta Materialia*, 55 (2007), S. 5027 – 5038
- <sup>45</sup> W. C. Leslie, C. G. Rauch: Precipitation of carbide in low-carbon Fe-Al-C alloys, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 9 (1978), S. 343 – 349
- <sup>46</sup> Verkaufsprospekt: Multipas, Vatron GmbH, voestalpinestr. 3, BG04, 4031 Linz – Austria (2010)
- <sup>47</sup> S. F. LePera: Improved etching techniques to emphasize martensite bainite in high-strength dual-phase steel, *J. Metal.*, 32 (1980), S. 38 – 39
- <sup>48</sup> R. D. Lawson, D. K. Matlock, G. Kraus: An etching technique for micro alloy dual- phase steels, *Metallography*, 11 (1980), S. 71 – 87
- <sup>49</sup> A. K. De, J. G. Speer, D. K. Matlock: Color tint-etching for multiphase steels, *Advanced Materials and Process* (2003), S. 27 – 30
- <sup>50</sup> J. Angeli, E. Füreder, M. Panholzer: Ätztechniken für die Phasencharakterisierung von niedrig legierten Dual-Phasen- und TRIP-Stählen, *Praktische Metallographie*, Band 43 (2006) Heft 10, S. 489 – 504
- <sup>51</sup> D. Krizan: TRIP 1000 – Kooperation mit TKSE Duisburg, voestalpine Stahl GmbH, voestalpinestr. 3, 4020 Linz – Austria (2010), – Firmenschrift
- <sup>52</sup> J. Angeli, A. C. Kneissl, E. Füreder: Ätztechniken für die Phasencharakterisierung von niedriglegierten, hochfesten Multiphasenstählen, *Sonderbände der Metallographie*, Band 36 (2004), S. 1 – 11
- <sup>53</sup> E. Horn, F. Berentzen: The use of electron microscopy to distinguish between martensite and lower bainite, *Practical Metallography*, 11 (1974), S. 323 – 335
- <sup>54</sup> S. Traint: Phase transformations and mechanical properties of low alloyed dual-phase and TRIP-steels, *Fortschritt-Bericht VDI*, Reihe 5 (2002) Nr. 656,
- <sup>55</sup> Verkaufsprospekt: phase.checker, Vatron GmbH, voestalpinestr. 3, BG04, 4020 Linz – Austria (2010)
- <sup>56</sup> ISO 16630: Metallic materials – Sheet and strip – Hole expanding test, First edition 2009-07-01

- <sup>57</sup> S. Traint, A. Pichler, K. Hauzenberger, P. Stiaszny, E. A. Werner: Influence of silicon, aluminium, phosphorus and copper on the phase transformations of low alloyed TRIP-Steels, Int. Conf. On TRIP-Aided High Strength Ferrous Alloys, Gent (2002)
- <sup>58</sup> S. J. Kim, J. G. Speer, H. S. Kim, B. C. De Cooman: Kinetics of Phase Transformations during Q&P Processing, Int. Conf. On New Developments in Advanced High-Strength Sheet Steels, Pohang (2008), S. 179 – 189
- <sup>59</sup> A. Pichler, S. Traint, P. Stiaszny, K. Spiradek-Hahn, E. Werner: Mechanical properties and phase transformations of an aluminium alloyed TRIP- steel, 43<sup>rd</sup> Mechanical Working and Steel Processing Conference, Charlotte, NC, USA (2001), S. 10 – 11
- <sup>60</sup> H. K. D. H. Bhadeshia: Bainit in Steels: Transformations, Microstructure and Properties, 2<sup>nd</sup> edition, IOM Communications Ltd. (2001), S. 129 – 180
- <sup>61</sup> H. Matsuda, H. K. D. H. Bhadeshia: Kinetics of the bainite transformation, volume 460, The Royal Society, Proceedings of the Royal Society of London A (2004)
- <sup>62</sup> B. C. De Cooman, J. G. Speer, I. Yu. Pyshmintsev, N. Yoshinaga: Materials Design – The Key to Modern Steel Products, GRIPS media GmbH, Bad Harzburg (2007), S. 150 – 159
- <sup>63</sup> Y. F. Titovets: Effect of B, Mo & Ni on austenite decomposition (short review). Implementation of boron effect in CATRAN, Report on project, Russian Academy of Sciences MSE lab (2005)
- <sup>64</sup> A. Nishimoto, Y. Hosoya, K. Nakaoka: Fundamentals of Dual- Phase Steels, ed. by R. A. Kot and B. L. Bramfitt, The Metallurgical Society of AIME, Warrendale (1981), S. 447
- <sup>65</sup> K. Hasegawa, K. Kawamura, T. Urabe, Y. Hosoya: Effects of the Microstructure on Stretch-flange-formability of 980 MPa Grade Cold-rolled Ultra High Strength Steel Sheets, ISIJ International, Vol. 44 (2004), S. 603 – 609
- <sup>66</sup> C. Kremaszky, J. Ocenasek, V. Espinoza, E. Werner, T. Hebesberger, A. Pichler: Micromechanical modelling of the formability of dual-phase steels, MS&T 2007, Detroit, MI, USA (2007), S. 305 – 314
- <sup>67</sup> K. J. Irvine, T. Gladman, F. B. Pickering: Journal of the Iron and Steel Institute 207, (1969), S. 1017 – 1028