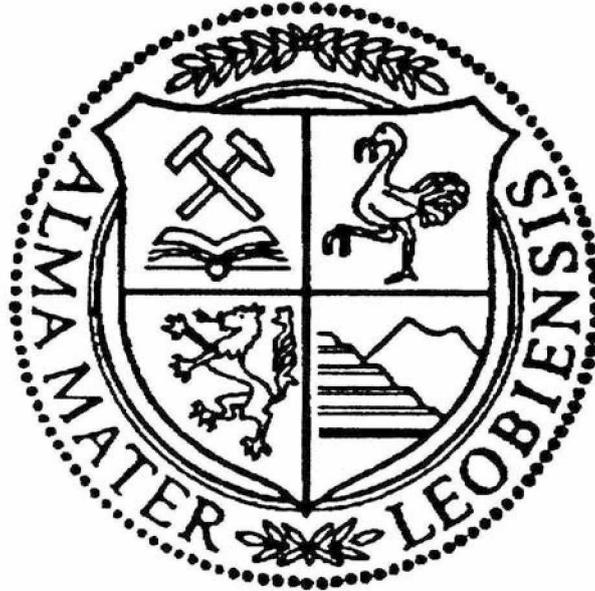


Montanuniversität Leoben

**Schweißbeignung martensitischer
Warmbänder**



Diplomarbeit von
Stefan Anton Kapl

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

Leoben, September 2007

Hiermit erkläre ich, die vorliegende Diplomarbeit selbstständig erarbeitet und verfasst zu haben. Es wurden keine anderen Hilfsmittel verwendet als die angegebenen Quellen im Literaturverzeichnis und die in dieser Arbeit im Text angegebenen Hilfsmittel. Weiters wurden alle im Text eingebundenen Zitate laut den Literaturstellen im Literaturverzeichnis kenntlich gemacht.

Stefan Anton Kapl

Leoben, September 2007

Danksagung

Mit dem Abschluss dieser Arbeit möchte ich mich bei all Jenen bedanken, die mir diesen Weg ermöglicht, mich bei dieser Arbeit unterstützt und betreut haben.

Ich möchte mich vor allem bei meinen Betreuern der Montanuniversität Leoben, Herr Dr. Michael Panzenböck und Herr Prof. Dr. Helmut Clemens und bei den Betreuern der voestalpine Stahl Linz GmbH, Herr Mag. Rudolf Rauch und Herr Dr. Christian Schmaranzer, für die tatkräftige Unterstützung bedanken. Die Arbeit im Team mit diesen Leuten machte sehr viel Spaß und weckte in mir eine Leidenschaft für den Werkstoff Stahl.

Ebenfalls bedanke ich mich bei Herrn Dr. Stiaszny, der diese Diplomarbeit bei der voestalpine Stahl Linz GmbH genehmigte.

Schlussendlich möchte ich mich auch bei meinen Eltern herzlichst bedanken. Sie schenken mir schon seit Beginn meiner HTL – Zeit ihr Vertrauen und unterstützten mich in jeder Lebenssituation. Sie legten mir meinen Weg offen und ermöglichten mir das Studium an der Montanuniversität Leoben, wofür ich Ihnen sehr dankbar bin. Es mag nicht immer einfach für Sie gewesen sein, aber Sie haben stets zu mir gehalten.

Vielen Dank!

Stefan Anton Kapl

Zeichenerklärung

Kürzel	Einheit	Beschreibung
A	m ² , %	Fläche, Dehnung
α		Ferrit
α'		Kubischer Martensit
a_0	Angström	Gitterkonstante
A_1	°C	Umwandlungstemperatur im Phasendiagramm Fe - Fe ₃ C
A_3	°C	Umwandlungstemperatur im Phasendiagramm Fe - Fe ₃ C
A_{Start}	°C	Austenitstarttemperatur
at.%	%	Atomprozent
A_v	J	Kerbschlagarbeit
α_i	%	Beitrag zur Sättigungsmagnetisierung des Elementes i
B	T	Magnetische Flussdichte
$B_{\text{Sat.}}$	T	Magnetische Sättigungsflussdichte
c	Angström	Höhe der tetragonal verzerrten Elementarzelle
c_i	%	Massenprozent des Elementes i in der Legierung
d, d_0	mm	Durchmesser, Ausgangsdurchmesser
D_a , D_i	mm	Aussen-, Innendurchmesser
D_0 , D_c	cm ² /s	Diffusionskonstante des Kohlenstoffes
$d\phi$		Magnetische Flussänderung
dt	s	Zeitabschnitt, zeitliche Änderung
E	GPa	Elastizitätsmodul
ε	%	Dehnung
f	%, Hertz	Volumenanteil, Frequenz
ϕ		Interatomares Potential
F	N	Kraft
Y, YKG, YKG0		Austenit, ehemalige Austenitkorngröße

Kürzel	Einheit	Beschreibung
ΔG	J / mol	Freie Enthalpie
∂g	J / mol	Keimbildungsarbeit
$\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha'}$	J / mol	Freie Umwandlungsenthalpie
G	MPa	Schubmodul
$\Delta H^{\gamma \rightarrow \alpha'}$	J / mol	Änderung der Umwandlungsenthalpie
H	T	Magnetische Feldstärke
h	mm	Höhe
I		Thermodynamischer Faktor
K_0, K	MPa	Löslichkeitsprodukt, Kompressibilitätsmodul
k	J / °K	Boltzmann - Faktor ($k = 1.3807 \cdot 10^{-23}$)
k	MPa · m ^{1/2}	Konstante der Hall - Petch Beziehung (Stahl ca. 0.74)
k'		Kinetischer Faktor
l, l ₀	mm	Länge, Länge im Ausgangszustand
λ	µm	Mittlerer freier Abstand der Karbide, Friedellänge
φ	J / m ²	Grenzflächenenergie Matrix, Korngrenze
m	m, Kg	Abstand, Masse
M		Kohlenstoffaffines Metall, Karbidbildner, Magnetisierung
M'		Korngrenzenmobilität
mass.%	%	Massenprozent
M _{Start}	°C	Martensitstarttemperatur
M _{Finish}	°C	Martensitfinishtemperatur
μ	Vs·Am ⁻¹	Magnetisches Moment, Permeabilität
μ_0	Vs·Am ⁻¹	Magnetische Feldkonstante
μ_r	Vs·Am ⁻¹	Relative Permeabilität
v		Querkontraktionszahl
P	m, MPa	Mittlere Größe der Karbide, hydrostatischer Druck
Q	J / mol	Aktivierungsenergie

Kürzel	Einheit	Beschreibung
R	J/(mol· °K)	Allgemeine Gaskonstante (R = 8.3145)
r	m	Radius
R _m	MPa	Zugfestigkeit
R _{p0.2}	MPa	Dehngrenze
RT	°C	Raumtemperatur
ρ	Kg/m ³ cm ⁻²	Dichte, Versetzungsdichte
σ	MPa	Zug-, Druckspannung
σ ₀	MPa	Festigkeit, Dehngrenze infolge des Kohlenstoffgehaltes
S ₀ , S ₁	mm ²	Ausgangs-, Endquerschnittsfläche einer Zugprobe
T	°C	Temperatur
Δt _{RT/Max.}	°K/s	Aufheizrate im Dilatometerversuch
τ	MPa	Schubspannung
T ₀	°C	Ausgangstemperatur, Grundwerkstoffzustand, Gleichgewichtstemperatur
t _H	s	Haltedauer auf Spitzentemperatur im Dilatometerversuch
t _{RT/Max.}	s	Zeit von Raumtemperatur auf Spitzentemperatur in Sekunden
t _{8/5}	s	Abkühlbedingung, Zeit von 800 °C auf 500 °C Temperatur
T _m	°C	Schmelztemperatur
T _{Max.}	°C	Spitzentemperatur im Schweisszyklus
U _{ind.}	V	Induzierte Spannung
V, ΔV	mm ³	Volumen, Volumenänderung
vol.%	%	Volumenprozent
Z	%	Einschnürung

Abkürzungen

Abkürzung	Bedeutung
AES	Auger–Elektronen–Spektroskopie
REM	Rasterelektronenmikroskop
FE–REM	Feldemissionsrasterelektronenmikroskop
GHP	Modell nach Grange, Hriball und Porter
LIMI	Lichtmikroskopie
MAG	Metall–Aktiv–Gas Schweißverfahren
MTE	Martensit–Tempering–Embrittlement
M _{xx}	Mischkristall
NR	Normalrichtung zur Bandoberfläche
OSTE	Onestep tempering embrittlement
QR	Querrichtung, normal zur Walzrichtung in der Bandebene
RA	Restaustenit
REM	Rasterelektronenmikroskop
SG	Schweißgut
TM	Thermomechanisch gewalzt, Thermomechanisches Gefüge
TP	Temperingparameter, Anlassparameter
TSTE	Twostep tempering embrittlement
WBQ	Warmbandqualität
WEZ	Wärmeeinflusszone
WR	Walzrichtung
X	Elementplatzhalter
x, y	Stöchiometrische Platzhalter bei Mischkarbidbeschreibung
XRD	X - Ray Diffraction, Röntgenbeugungsanalyse

Inhaltsverzeichnis

1. EINLEITUNG	1
2. GRUNDLAGEN	3
2.1 DIE WÄRMEEINFLUSSZONE EINER SCHWEIßVERBINDUNG	3
2.2 MARTENSIT	5
2.3 DER ANLASSVORGANG	11
2.3.1 <i>Mechanische Eigenschaften nach einer Wärmebehandlung</i>	12
2.3.2 <i>Mikrostrukturelle Veränderungen während des Anlassvorganges</i> ...	12
2.3.3 <i>Anlassversprödung</i>	19
2.3.4 <i>Martensit–Anlassversprödung (<u>M</u>artensite–<u>T</u>emper–<u>E</u>mbrittlement, MTE)</i>	20
2.3.5 <i>Einfluss der Legierungselemente auf das Verhalten in der Anlasszone</i>	21
3. EXPERIMENTELLES.....	24
3.1 MATERIALVERGLEICH.....	24
3.2 REALSCHWEIßUNG.....	29
3.3 SIMULATION DER TEMPERATURZYKLEN, DER WEZ – SIMULATOR	30
3.4 METHODEN DER WERKSTOFFPRÜFUNG	31
3.4.1 <i>Härteprüfung</i>	31
3.4.2 <i>Zugversuch</i>	31
3.4.3 <i>Kerbschlagbiegeversuch</i>	32
3.5 METALLKUNDLICHE UNTERSUCHUNGEN	33
3.5.1 <i>Lichtmikroskopie</i>	33
3.5.2 <i>Rasterelektronenmikroskopie</i>	34
3.5.3 <i>Röntgendiffraktometrie (XRD – Messung)</i>	34
3.5.4 <i>Vermessung der ehemaligen Austenitkornstruktur</i>	35
3.5.5 <i>Dilatometermessung</i>	37
3.5.6 <i>Magnetische Messung, die Flussmessung</i>	38
4. ERGEBNISSE	40
4.1 METHODE ZUR ABSCHÄTZUNG DER ZU ERWARTENDEN HÄRTE	40
4.2 METHODEN DER WERKSTOFFPRÜFUNG	43
4.2.1 <i>Probenlage, Anordnung und Messpunkte</i>	43
4.2.2 <i>Härteprüfung</i>	44
4.2.3 <i>Zugversuch</i>	47
4.2.4 <i>Kerbschlagbiegeversuch</i>	50
4.3.1 <i>Lichtmikroskopie</i>	53
4.3.2 <i>Rasterelektronenmikroskopie (FE – REM)</i>	56
4.3.3 <i>Röntgendiffraktometrie (XRD – Messung)</i>	62
4.3.4 <i>Vermessung der ehemaliger Austenitkornstruktur</i>	66
4.3.5 <i>Dilatometermessungen</i>	71
4.3.6 <i>Magnetische Messungen, die Flussmessung</i>	75
4.4 CHARAKTERISIERUNG UND ABGLEICH ZUR REALSCHWEIßUNG	77
4.4.1 <i>Lichtmikroskopie</i>	78
4.4.2 <i>Mechanische Beprobung der Realschweißnähte</i>	82
5. SCHLUSSFOLGERUNGEN AUS DEN ERGEBNISSEN DER BEIDEN LEGIERUNGSKONZEPTE	85

6. ZUSAMMENFASSUNG	87
7 ANHANG	92
7.1 LICHTMIKROSKOPIE UND GEFÜGEATLAS	92
7.2 FE – RASTERELEKTRONENAUFNAHMEN	103
7.3 MECHANISCHE KENNWERTE	110
7.4 DILATOMETERMESSUNGEN	112
7.5 RÖNTGENDIFFRAKTOMETRIE (XRD)	114
8 LITERATURVERZEICHNIS	115

1. Einleitung

In der heutigen Zeit spielen Faktoren wie Gewicht, Verbrauch, Sicherheit und Design eine der wichtigsten Rollen in der Entwicklung in allen Bereichen der Technik. Treibstoffverbrauch und Gewicht sind zwei Einflussgrößen, die in der Fahrzeugindustrie eine wichtige Rolle spielen. Speziell in der heutigen Zeit, wo der Klimawandel in das Bewusstsein der Bevölkerung gerufen wird, ist der Ausstoß an Treibhausgasen durch fossile Brennstoffe ein zentraler Punkt geworden. Der Treibstoffverbrauch lässt sich in erster Linie durch Gewichtsreduktion am Fahrzeug verringern. Es sollte also ein Ideal gefunden werden, bei geringerer Wandstärke, weniger Gewicht aber dieselbe oder etwa noch bessere Eigenschaft. Ausschlaggebend für den Erfolg eines Produktes ist von Beginn an der Werkstoff. Teile aus verschiedensten geeigneten Materialien werden geformt, behandelt und zu einem Bauteil und weiter zu einem fertigen Produkt zusammen gefügt. Eine der wichtigsten Branchen ist die Nutzfahrzeugindustrie. Firmen wie zum Beispiel Palfinger fordern immer mehr Leistungsfähigkeit ihrer Kräne. Leistungsfähigkeit durch Gewichtsreduzierung und Bauteiloptimierung ist nur durch den Einsatz geeigneter Werkstoffe zu erreichen. Darum liegt ein sehr großer Wert auf der Entwicklung hoch und höchstfesten Materialien. Ein Werkstoff erfüllt aber nur dann seinen Zweck, wenn er seinem Einsatz gerecht geformt und bearbeitet werden kann. Jeder Schritt der eine Notwendigkeit darstellt um dem fertigen Bauteil näher zu kommen, stellt eine Veränderung in den Eigenschaften des Werkstoffes dar. Deswegen ist es notwendig, die Reaktion des Werkstoffes zum Beispiel auf Wärmeeinwirkung, etwa Schweißen, zu kennen, diese verstehen, warum der Werkstoff, durch Wärmeeinwirkung, Änderungen in seinen Eigenschaften aufweist. Weiters sollte der Werkstoff, außer hohen Festigkeiten, hoher Härte, Zähigkeit und guter Verarbeitbarkeit sowohl in der Produktion als auch im Verkauf einen erschwinglichen Preis aufweisen. Je mehr an Legierungselementen im Stahl enthalten ist, desto teurer wird er in der Anschaffung und somit auch weniger interessant für den Kunden.

Die oben genannten Eigenschaften werden im Wesentlichen in den martensitischen Stahlwerkstoffen vereint. Lange Zeit schreckte man vom Gebrauch martensitischer Stähle, zum Beispiel im Druckventile- oder Druckbehälterbau, aus Angst vor sprödem Werkstoffversagen, das unmittelbar zu gefährlichen und verheerenden Ereignissen führen kann, zurück. Doch durch das Verständnis der Wärmebehandlung lassen sich gezielt Eigenschaften durch Anlassbehandlungen einstellen und machen den Werkstoff mittlerweile auch für derartige Anwendungen interessant. Da der Kohlenstoffgehalt von solchen martensitischen Bändern im

Bereich der Schweißbarkeit liegt, liefert diese Art von Stahlwerkstoff einen weiteren Vorteil in punkto Verarbeitbarkeit.

Damit vereinigen martensitische Warmbänder alle Eigenschaften eines Werkstoffes um dem Terminus HÖHERFESTER WERKSTOFF mit ausreichender Zähigkeit und hoher Härte gerecht zu werden.

Martensitische Stähle niedrigen Kohlenstoffgehaltes bestehen aus einer harten martensitische Matrix, doch im angelassenen Zustand offenbaren sie höchste Schockzähigkeit und Beständigkeit gegen Rissausbreitung [1].

Ziel dieser Arbeit ist, die beiden Warmbandqualitäten M und A im hochfesten Bereich nach einem Schweißprozess zu charakterisieren. Dabei soll gezeigt werden, wie der Werkstoff auf eine gezielte Zeit–Temperaturbehandlung reagiert. Wesentliche Punkte sind dabei:

- Auswirkung von thermischen Zyklen auf mechanische Eigenschaften mit Hilfe des Wärmeeinflusszonen–Simulators festzustellen.
- Gefügecharakterisierung mittels Lichtmikroskop und Rasterelektronenmikroskop.
- Beschreibung des Umwandlungsverhaltens der unterschiedlichen Warmbandqualitäten mittels Dilatometermessungen.
- Magnetische Messungen, Restaustenitbestimmung.
- Abgleich der Simulationsergebnisse zu den Eigenschaften von Realschweißnähten.
- Ermittlung, Beschreibung und Überprüfung von Modellen, Prozess– oder Eigenschaftsgrößen, die den martensitischen Zustand der Werkstoffe beschreiben und beeinflussen.

2. Grundlagen

2.1 Die Wärmeeinflusszone einer Schweißverbindung

Im Bereich der Fügetechnik gibt es eine Vielzahl an Verfahren um zwei Einzelteile oder mehrere Einzelteile zu einem Bauteil zu fügen. Eine Schweißverbindung zählt zu den nichtlösbaren-Verbindungen und wird sehr häufig angewendet. Die Grundzüge und der Aufbau der verschiedenen Schweißverfahren werden hier nicht erläutert. Während einer Schweißung entsteht durch die Wärmeeinwirkung auf den Werkstoff ein Temperaturgradient, welcher den Werkstoff neben der Schweißnaht bis hin zum unbeeinflussten Grundwerkstoff in verschiedene Bereiche, der so genannten Wärmeeinflusszone (WEZ), umwandelt [2].

Da in den verschiedenen Zonen verschiedene Spitzentemperaturen auf den Werkstoff einwirken, treten dort auch Unterschiede in der Mikrostruktur und in den mechanischen Kennwerten auf.

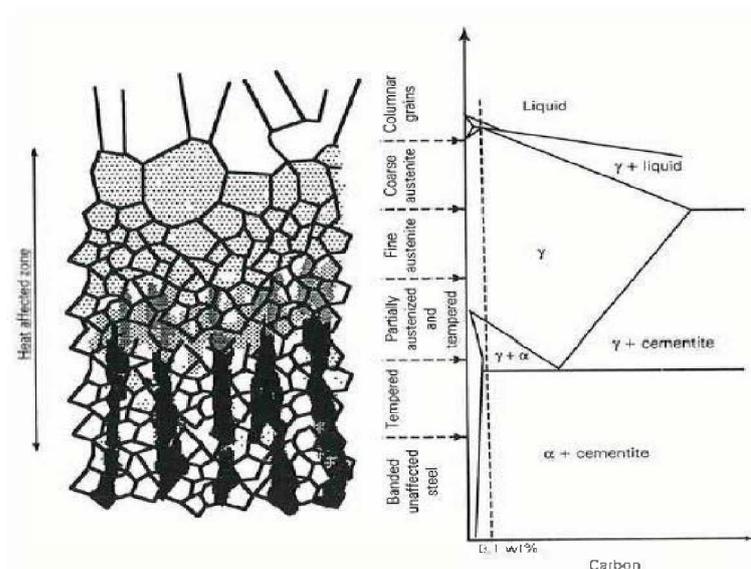


Abbildung 2.1: Schematische Darstellung des Gefüges in einer Wärmeeinflusszone (nach Honeycombe, Bhadeshia [2])

Wie in Abbildung 2.1 zu erkennen ist, kann die WEZ einer Schweißverbindung laut Phasendiagramm grob, in einzelne Bereiche aufgeteilt werden. Vorgänge wie Umwandlungen, Ausscheidungen, Kornwachstum und Vergrößerung von Karbiden, sind Prozesse, die in diesen Zonen einen wichtigen Beitrag zur Charakterisierung einer Schweißverbindung mittels mechanischer Beprobung beitragen. In Abb. 2.2

sind Temperatur–Zeitverläufe in Abhängigkeit vom Abstand zur Schmelzlinie schematisch dargestellt. Aufgrund dieser temperaturabhängigen Vorgänge, die in der WEZ den Grundwerkstoff mikrostrukturell verändern, resultiert, dass eine Schweißung immer eine Mischung aus mehreren Werkstoffzuständen in einer Verbindung ist. Diese Vorgänge können durch die Anwesenheit von Legierungselementen (Kapitel 2.3.5) verzögert, vermindert oder gezielt gesteuert werden.

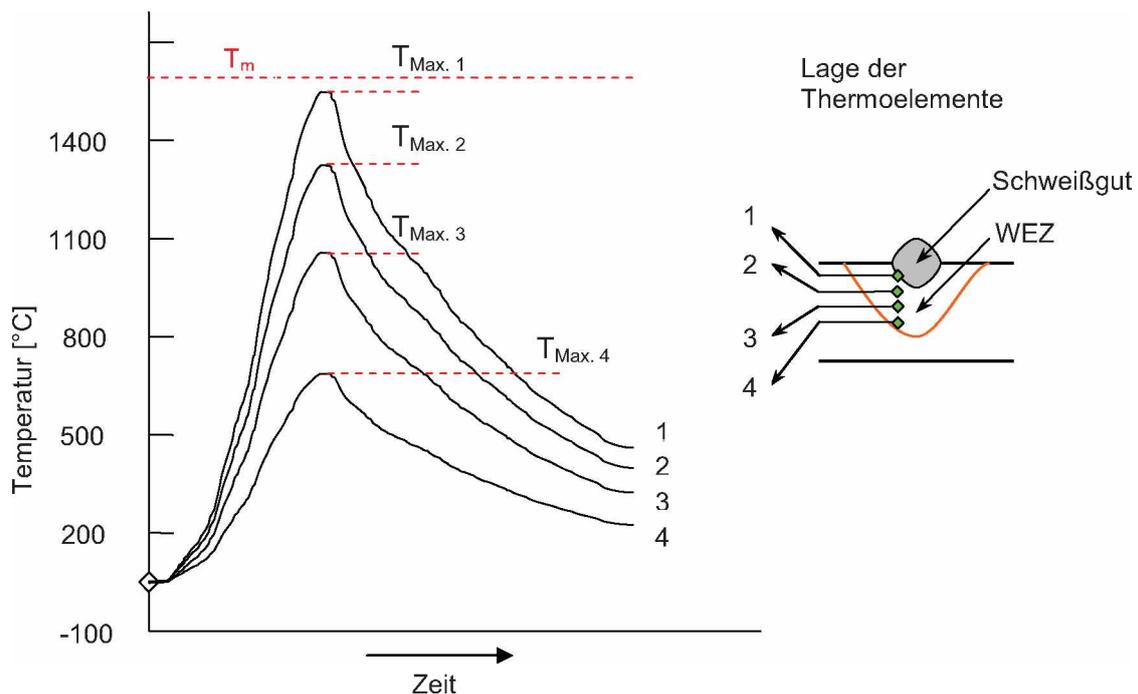


Abbildung 2.2: Temperaturverläufe in der Wärmebeeinflusszone. Je näher der Abstand zum Schweißgut ist, desto höher liegt die Spitzentemperatur $T_{Max.}$.

2.2 Martensit

Durch die Erkenntnis, dass sich beim Abschrecken eines glühenden Materials eine Änderung in den Eigenschaften einstellt, ergab sich für Stahl ein riesiges Anwendungspotential. So ist der Vorgang der Martensitbildung einer der meist untersuchten Vorgänge in den verschiedensten Legierungen und Werkstoffen.

Hervorgerufen wird die Martensitbildung durch Unterkühlung. Wenn in Folge der Unterkühlung die Diffusion unterdrückt wird und die Triebkraft zur Martensitbildung groß genug ist, wird ab der so genannten Martensitstarttemperatur Martensit gebildet. Da die Bildung von Martensit ein athermischer Vorgang ist, wird neuer Martensit nur mit fortlaufender Unterkühlung gebildet. Die schematische Darstellung der freien Energie als Funktion der Temperatur in Abbildung 2.3 zeigt die treibende Kraft zur Martensitbildung.

Die Martensitkeimbildung kann durch zwei Theorien beschrieben werden [4].

Theorie 1 besteht darin, dass sich ein homogener Martensitkeim bei der Temperatur M_{Start} bildet.

Theorie 2 besagt, dass bereits subkritische Keime vorhanden sind, welche beim Erreichen von M_{Start} überkritische Größe erreichen. Die gesamte Änderung der freien Energie ΔG , die sich bei Bildung eines kohärenten oder teilkohärenten Martensitkeimes (Abb. 2.4) einstellt, kann durch Gleichung 2.1 beschrieben werden [3].

$$\Delta G = \underbrace{\frac{4}{3} \cdot \pi \cdot r^2 \cdot c \cdot \Delta g}_{\text{freie Energieänderung}} + \underbrace{\frac{4}{3} \cdot \pi \cdot r \cdot c^2 \cdot A}_{\text{Verzerrungsenergie}} + \underbrace{2 \cdot \pi \cdot r^2 \cdot \sigma}_{\text{Grenzflächenenergie}} \quad (2.1)$$

Die geometrischen Parameter r und c sind in Abbildung 2.4 definiert.

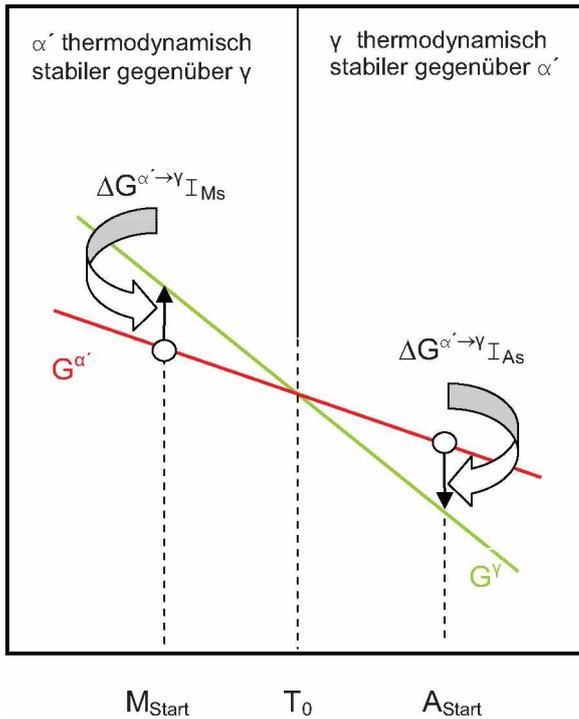


Abbildung 2.3: Triebkraft zur Bildung von Martensit (Honeycombe, Bhadeshia [3]).

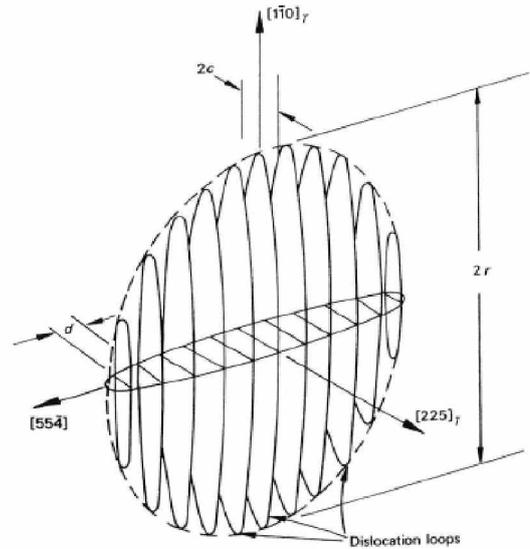


Abbildung 2.4: Skizze eines Martensitkeimes (Honeycombe, Bhadeshia [3]).

Die treibende Kraft zur Bildung von Martensit kann durch die Gleichung 2.2 beschrieben werden.

$$\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha'} = \Delta H^{\gamma \rightarrow \alpha'} \cdot \left(\frac{T_0 - M_{Start}}{T_0} \right) \quad (2.2)$$

$\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha'}$ ist die Triebkraft, $\Delta H^{\gamma \rightarrow \alpha'}$ die Bildungsenthalpie, T_0 ist jene Temperatur, wo die freie Energie des Austenits gleich der freien Energie des Martensits entspricht und M_{Start} ist die Martensitstarttemperatur. Die Martensitstarttemperatur ist abhängig vom Legierungselementgehalt und kann für die in dieser Arbeit betrachteten Stähle mit Gleichung 2.3 abgeschätzt werden [3].

$$M_{Start} (^{\circ}C) = 539 - 423 \cdot (\%C) - 30.4 \cdot (\%Mn) - 17.7 \cdot (\%Ni) - 12.1 \cdot (\%Cr) - 7.5 \cdot (\%Mo) \quad (2.3)$$

Die einzelnen Beiträge der Legierungselemente bei einer martensitischen Umwandlung (Beiträge zur Triebkraft) sind durch die jeweiligen freien Enthalpien der Elemente in Austenit und Martensit gegeben (Tabelle 2.1).

Tabelle 2.1: Enthalpieunterschiede $\Delta H^{\gamma \rightarrow \alpha'}$ der Elemente X in Austenit (γ) und Martensit (α') (nach Honeycombe, Bhadeshia [3])

X	C	N	Mn	Ni	Cu	Cr	W	Mo	V	Ti
$\Delta H^{\gamma \rightarrow \alpha'}$ (kJ mol ⁻¹)	-33.9	-22.4	-10.7	-8.4	-5.4	-5.0	+5.7	+5.7	+11.8	+37.7

Dass sich ein Martensitkeim bei M_{Start} bildet ist unwahrscheinlich. Wahrscheinlicher ist, dass im Austenit bereits eine Struktur, die ähnlich der des Martensit ist, besteht. Dies wird auf Grund der verzerrten Atomanordnungen in der Nähe von Schraubenversetzungen in γ -Fe beobachtet [4].

In niedrig legierten Stählen mit geringem Kohlenstoffgehalt liegt die Martensitstarttemperatur so hoch, dass es einigen Kohlenstoffatomen trotzdem möglich ist, während des Abschreckvorganges zu wandern. Die C-Atome wandern zu den Versetzungskernen oder an Lattengrenzen [5]. Der Anteil an diffundierten Kohlenstoff während des Abschreckvorganges kann über innere Reibungsmessungen bestimmt werden. Grundlage dafür ist der Snoek-Effekt, der hier nicht weiter erläutert wird. In Abbildung 2.5 ist der Zusammenhang zwischen innerer Reibung, verursacht durch das Sprungverhalten des Kohlenstoffes bei mechanischer Beanspruchung, und Temperatur dargestellt [3, 5]. Das Verhalten von defektfreiem Ferrit wird als Basis herangezogen, da der gesamte Kohlenstoff im Gitter auf Oktaederplätzen gelöst ist. Kohlenstoffatome, welche an Versetzungskernen oder Lattengrenzen durch Hindiffusion angelagert sind, liefern keinen Beitrag zum Snoek-Peak. Anhand dieser Unterschiede kann abgeschätzt werden, wie viel Kohlenstoff in der Matrix noch gelöst vorliegt.

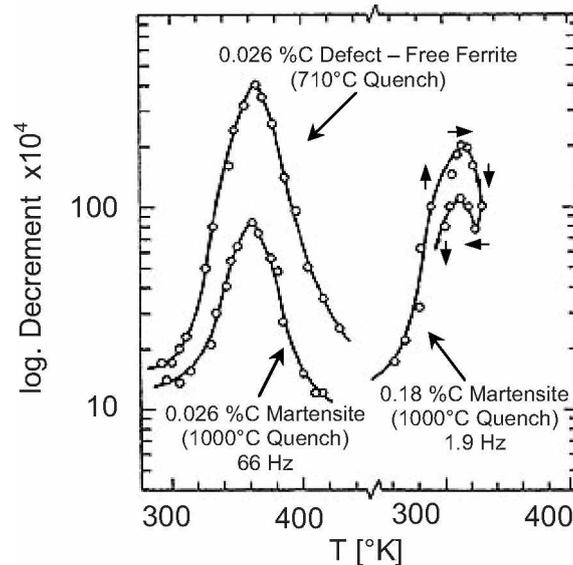


Abbildung 2.5: Innere Reibungsmessung, Snoek – Effekt von Martensit und defektfreiem Ferrit (G. R Speich. [5])

In weiterer Folge spielt die Kohlenstoffdiffusion in Stählen mit niedrigem Kohlenstoffgehalt während des Abschreckens eine wichtige Rolle für die Ausscheidungscharakteristik der Karbide (Ort und Größe an ausgeschiedenem Karbid). Weiters stellt sich die Frage, ob der Kohlenstoff zu den Versetzungskernen während des Abschreckens segregiert, oder ob er das ε -Karbid ($\text{Fe}_{2,4}\text{C}$) bildet. Die Diffusion von anderen Legierungselementen während der Umwandlung zu Martensit wird jedoch unterdrückt [6].

Die Bildung von Martensit wird durch einen Umklappvorgang des Gitters vollzogen. Anstatt der Umwandlung von kubischflächenzentriertem Austenit in kubischraumzentrierten Ferrit, wird bei der martensitischen Umwandlung eine Transformation in eine verzerrte, raumzentrierte Zelle vollzogen. Während in einfachen Kohlenstoffstählen mit niedrigem Kohlenstoffgehalt, bei der Abschreckung auf Raumtemperatur eine kubische Martensitstruktur aufweisen, stellt sich bei Legierungen mit höheren Kohlenstoffgehalten (>0.2 mass.%) eine zunehmend tetragonale Struktur ein [7]. Gleichung 2.4 beschreibt den Zusammenhang zwischen der tetragonalen Verzerrung der Elementarzelle und dem Kohlenstoffgehalt abgeschreckter Legierungen.

$$c/a = 1.0 + 0.0045 \cdot \text{mass.\%C} \quad (2.4)$$

Dieser Effekt wird durch die Anwesenheit des Kohlenstoffes hervorgerufen. Im Austenit nimmt der Gitterparameter a mit steigendem Kohlenstoffgehalt zu, was sich im Martensit in einer Änderung des Verhältnisses der Gitterparameter c/a äußert. Die c -Achse im Martensit nimmt mit steigendem Kohlenstoffgehalt leicht zu, während die a -Achse leicht abnimmt [6]. Dieser Zusammenhang ist in Abbildung 2.6 dargestellt.

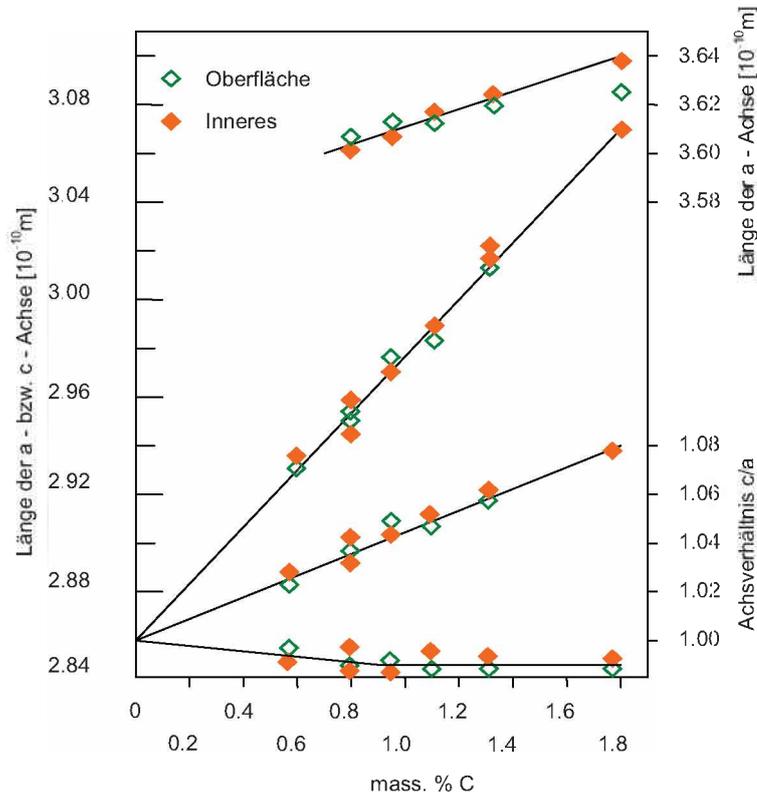


Abbildung 2.6: Gitterparameterabhängigkeit von Austenit und Martensit als Funktion des Kohlenstoffgehaltes (nach G. Gottstein [6])

Das Prinzip des Umklappvorganges nach Bain [3] besteht darin, dass in zwei nebeneinander liegenden γ -Zellen, eine α' -Zelle eingeschrieben werden kann. Beschrieben wird dieser Vorgang durch die so genannte Orientierungsbeziehung, die eine Parallelität einer Ebene von Martensit und Austenit angibt [3, 4, 5].

Nach der Orientierungsbeziehung von Kurdjumov–Sachs ist dies in Eisenlegierungen eine Schar dichtest gepackter Ebenen aus $\{111\}_{\gamma} // \{110\}_{\alpha'}$ und die kristallographischen Richtungen $\langle \bar{1}10 \rangle_{\gamma} // \langle \bar{1}11 \rangle_{\alpha'}$ (Abbildung 2.7).

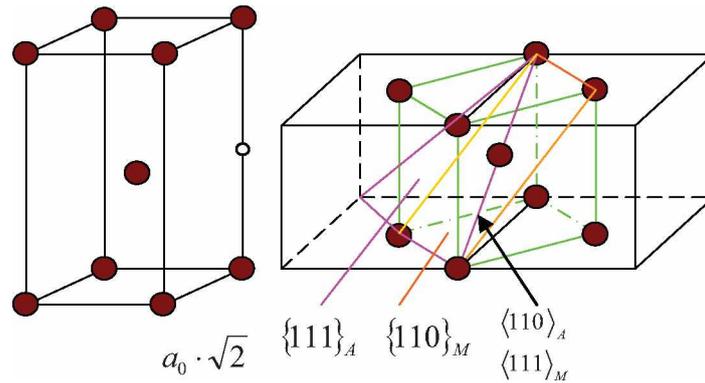


Abbildung 2.7: Modell der Martensitbildung. Orientierungsbeziehung nach Kurdjumov – Sachs (nach G. Gottstein [6]).

Neben der neuen Kristallstruktur im Martensit treten durch die damit verbundenen Stauch- und Streckvorgänge, Anpassungen an die kubische, tetragonale Gestalt, sehr große elastische Verzerrungen auf. Das Stauchen und Strecken wird durch Scherverformung verursacht. Die Scherverformung bedingt eine Gestaltänderung der umgewandelten Bereiche, welche an der Oberfläche als Relief eindeutig zu erkennen sind (Abb. 2.8) [6, 7].

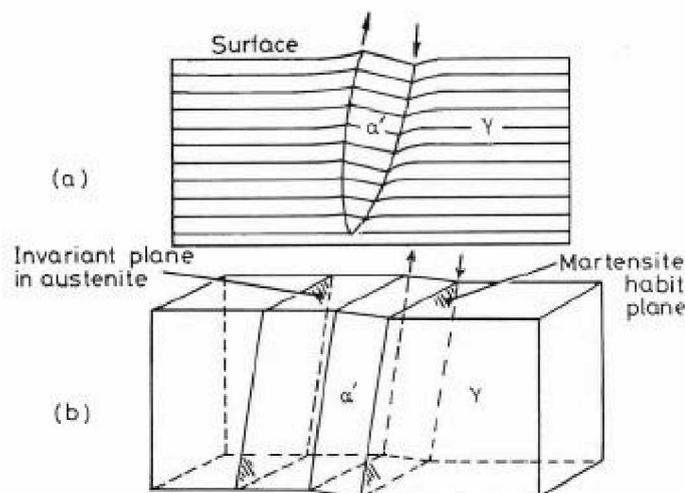


Abbildung 2.8: Reliefbildung durch Martensitumwandlung an der Oberfläche (nach D. Porter [4]).

Diese Gestaltänderung führt zu einer weiteren Verspannung der umliegenden Platten und wird, abhängig vom Kohlenstoffgehalt, innerhalb des Martensits durch Gleitung oder Zwillingsbildung an einer unveränderten Ebene, der Habitusebene, ausgeglichen (Abbildung 2.9) [1].

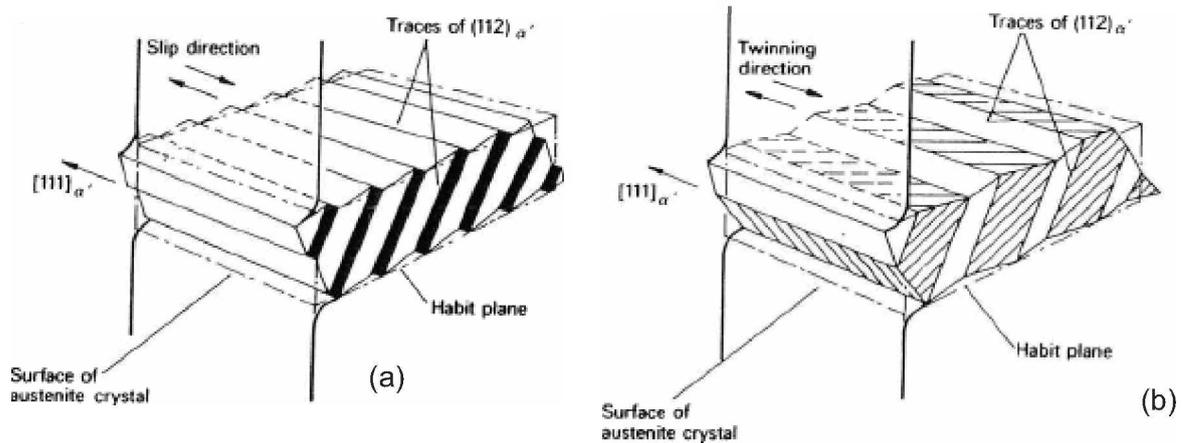


Abbildung 2.9: Schematische Darstellung der Bildung von Martensit:
 (a) durch Gleitung, (b) durch Zwillingsbildung
 (Honeycomb, Bhadeshia [1]).

2.3 Der Anlassvorgang

Das Anlassen ist im Wesentlichen eine Wärmebehandlung die dem Zweck dient, aus dem harten Material, welches ein ausgeprägtes Spröbruchverhalten aufweist, eine brauchbare Kombination aus geeigneter Härte und Zähigkeit zu schaffen. Eine Wärmebehandlung macht dies durch eine Minderung der Härte bei gleichzeitig steigender Zähigkeit möglich. Der Vorgang der gezielten Anlassbehandlung eines zuvor gehärteten Werkstoffes wird als Vergüten bezeichnet. Angelassener Martensit ist rein metallkundlich gesehen kein Martensit, sondern eine ferritische Matrix mit eingebetteten Karbiden. Diese Struktur der ausgeschiedenen Karbide, die in der zunehmend ferritischen Matrix eingelagert sind, bestimmen durch ihre Verteilung und Größe die Struktur und die mechanischen Eigenschaften des angelassenen Werkstoffes. Die Prozessparameter einer Anlassbehandlung sind Anlasstemperatur, Anlassedauer und die Dauer der Abkühlung bei vorgeschriebener Atmosphäre. Durch die Wahl von Legierungselementen und deren Gehalt kann gezielt der Ausscheidvorgang bei bestimmten Anlasstemperaturen gesteuert werden. Ein sehr wichtiger Einfluss auf die Grundhärte des Werkstoffes ist der Kohlenstoffgehalt des Stahles [9]. Die Härte des unlegierten Stahles bildet die Basis für den weiteren Härteanstieg, hervorgerufen durch die einzelnen Beiträge der Legierungselemente. Hierbei ist zu beachten, dass mit steigendem Kohlenstoffgehalt die Grundhärte der unlegierten Eisen–Kohlenstoff Legierung, durch Eigenspannungen als Folge des interstitiell gelösten Kohlenstoffs, zunimmt. Dadurch wird die Schweißseignung gleichzeitig gemindert [10].

Meist findet der Ausscheidungsvorgang des Kohlenstoffes an Orten im Gefüge statt, an denen schon eine örtlich höhere Konzentration an Kohlenstoff vorhanden ist. Dies sind im Falle von Lattenmartensit die Latten selbst. Da der Kohlenstoff auch beim Abschrecken noch sehr mobil ist, ist es energetisch günstiger, Cottrell–Wolken an den Versetzungskernen zu bilden. Wenn der gesamte Kohlenstoff nun in Form von Cottrell–Wolken an den Versetzungskernen gebunden ist, trägt dieser auch zu keiner tetragonalen Verzerrung des Martensitgitters bei [4]. In Stählen mit einem Kohlenstoffgehalt von < 0.2 mass.% liegt die Martensitstarttemperatur hoch genug, damit sich beim Abschrecken der erstgebildete Martensit (bei M_{Start}), bei weiterer Unterkühlung (fortlaufende Martensitbildung) auch selbst anlassen kann [3]. Dabei werden feine Karbidpartikel in Form von Stäbchen oder Plättchen ausgeschieden. Dieser Effekt wird als so genannter auto–tempering effect [3, 11], Selbstanlasseffekt bezeichnet und nimmt in unlegierten und niedriglegierten Stählen mit weniger als 0.2 mass.% einen wichtigen ersten Anlassprozess ein.

2.3.1 Mechanische Eigenschaften nach einer Wärmebehandlung

Durch eine Anlassbehandlung werden mechanische Kennwerte wie Zugfestigkeit, Streckgrenze und Härte herabgesetzt. Im Gegenzug werden mechanische Kennwerte wie Zähigkeit und Bruchdehnung, im Gegensatz zum gehärteten Werkstoffzustand, gesteigert.

Oft ist es wichtiger Werkstoffe in einen Zustand überzuführen, welcher bei Belastung große Dehnungen vor Versagenseintritt zeigt, also somit eine ausreichende Zähigkeit aufweist aber trotzdem moderate Härte besitzt. Ein klassisches Beispiel dafür sind Bergrohranker, die Hänge nach massiver Erdbewegung vor Abrutsch– und Setzvorgängen schützen sollen. Diese Eigenschaften werden durch eine gezielte, für den Werkstoff eigens entwickelte Anlassbehandlung eingestellt.

Härteprüfung, Kerbschlagbiegeversuch und Zugprüfung sind somit von außerordentlicher Bedeutung für die Charakterisierung der Werkstoffzustände nach dem Anlassen.

2.3.2 Mikrostrukturelle Veränderungen während des Anlassvorganges

Da eine Wärmebehandlung mit Temperatureinwirkung auf den Werkstoff vollzogen wird und fast ausschließlich alle Vorgänge thermisch aktiviert sind, ändert sich die Struktur des Werkstoffes. Während des Anlassens bilden sich im Martensit Karbid – Cluster. Dabei wird eine Verarmung an Kohlenstoff im Martensit und in der näheren

Umgebung dieser Cluster herbeigeführt [4]. Da der in der Matrix gelöste Kohlenstoff auf den Oktaederlücken sitzt, wirkt sich die Clusterbildung in einer Minderung des c/a Verhältnisses der Einheitszelle aus.

Weiters wird sich mit fortschreitender Cluster- und Karbidbildung die Matrix zunehmend in eine Ferritmatrix umwandeln. Martensit wandelt sich im Zuge einer Wärmebehandlung bekanntlich zu Karbiden und Ferrit um [1]. Der Kohlenstoff wandert aus seiner Zwangslage im übersättigten Mischkristall (Martensit), wodurch er zu einer Entspannung des Martensitgitters führt.

Ein aussagekräftiges Parameterpaar über den Fortschritt der Anlassbehandlung und der Martensitumwandlung, stellen die mittlere Größe (Gleichung 2.5) der Karbide und ihr mittlerer freier Abstand (Gleichung 2.6) dar [11]. Als Beispiel ist in Abbildung 2.10 das Karbidwachstum in Abhängigkeit der Anlassstemperatur dargestellt.

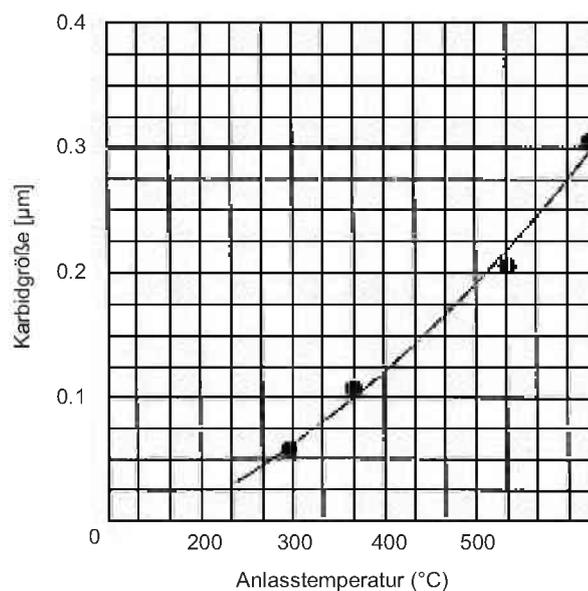


Abbildung 2.10: Karbidgröße in Abhängigkeit der Anlassstemperatur für einen Stahl mit 0.8 mass.% – Kohlenstoff (C. R. Brooks [11]).

$$P = \left(\frac{4}{3}\right) \cdot \left(\frac{[1-f]}{f}\right) \cdot r \quad (2.5)$$

$$\lambda = \left(\frac{\pi \cdot r \cdot P}{2} \cdot (1-f)\right)^{\frac{1}{2}} - \left(\frac{\pi \cdot r}{2}\right) \quad (2.6)$$

Der Parameter r stellt den Karbidradius und f den Volumenanteil des ausgeschiedenen Karbides dar. Die Parameter P und λ (Karbidgröße und Abstand), werden in Diagrammen in Abhängigkeit der Anlasstemperatur oder Anlassdauer dargestellt. Daraus ist ersichtlich, ob Vorgänge wie Ausscheidung, Wachstum oder Koagulation der Karbide stattfinden [4].

Wenn bei einer Legierung Restaustenit und Martensit vorliegen, würde der Restaustenit im Zuge einer Anlassbehandlung in Bainit oder in Ferrit und Zementit umwandeln. Der Zerfall von Restaustenit in Bainit oder Ferrit und Zementit hat einen Anstieg der Härte, aber keinen Einfluss auf die Erweichung des Martensits während der Anlassbehandlung zur Folge [4, 12]. Mikrostrukturelle Änderungen finden schon bei sehr niedrigen Anlasstemperaturen statt. Möglich macht dies die hohe Mobilität der Kohlenstoffatome (Gleichungen 2.7 und 2.8) [13].

$$D_C = D_0 \cdot e^{\left(\frac{Q}{R \cdot T}\right)} \quad (2.7)$$

$$\bar{x} = 2 \cdot \sqrt{D_c \cdot t} \quad (2.8)$$

In Tabelle 2.2 sind die Diffusionskonstanten und Aktivierungsenergien für die Diffusion von Kohlenstoff in Ferrit und Austenit aufgelistet.

Tabelle 2.2: Diffusivität von Kohlenstoff und Legierungselementen in Austenit und Ferrit (Honeycombe, Bhadeshia [14])

Matrix	Element	Aktivierungsenergie Q , [kJ mol ⁻¹]	Frequenzfaktor, D_0 [cm s ⁻¹]	Diffusionskoeffizient, D_{910° [cm s ⁻¹]	Temperaturbereich [°C]
$\gamma - \text{Fe}$	C	135	0.15	1.5×10^{-7}	900 – 1050
	Fe	269	0.18	2.2×10^{-13}	1060 – 1390
	Cr	405	1.8×10^4	58.0×10^{-12}	1050 – 1250
	Ni	280	0.77	7.7×10^{-13}	930 – 1050
$\alpha - \text{Fe}$	C	80	6.2×10^{-3}	1.8×10^{-6}	
	Fe	240	0.5		
	Cr	343	3.0×10^4		
	Ni	358	9.7	3.7×10^{-11}	

Bereits ab einer Temperatur von 25°C bis 100°C diffundiert der Kohlenstoff zu Fehlstellen im Gitter und an die Lattengrenzen. Dort findet auch die oben erwähnte Clusterbildung statt. Die Mobilität des Kohlenstoffes und die somit resultierende und fortschreitende Erweichung kann durch Legieren vermindert werden. Durch

substitutionell ins Gitter eingebaute Legierungsatome wie Mn, Cr oder Si wird das Gitter zusätzlich verspannt [13]. Durch diese Verspannung wird die Diffusionsrate des Kohlenstoffes herabgesetzt und die Mobilität der Kohlenstoffatome verringert. Ab einer Temperatur von bereits 100°C bilden sich die so genannten Übergangskarbide wie η -Karbide, die sich in weiterer Folge zu stäbchenförmigem Zementit, Θ - oder Fe_3C -Karbiden umwandeln [4, 11]. η -Karbide mit einer durchschnittlichen Größe von ca. 2nm bilden die erste Anlassstufe [4, 11].

Eine Auflistung der einzelnen Karbide, die sich während eines Anlassvorganges bilden, zeigt Tabelle 2.3 [11].

Tabelle 2.3: Abfolge der Karbidbildung durch Anlassen von Lattenmartensit (Brooks C.R. [11]).

Bezeichnung	Name und Struktur		Formel
η , eta	Hägg - Karbide	orthorhombisch	Fe_2C
χ , chi		monoklin	$\text{Fe}_{2,2}\text{C}$
ε , epsilon*		hexagonal	$\text{Fe}_{2,4}\text{C}^*$
Θ , theta	Zementit	orthorhombisch	Fe_3C

Weiters wandeln sich diese stäbchenförmigen Eisen-Karbide in Folge von Oberflächenspannungs- und Grenzflächenspannungsminimierung in kugelförmige Karbide um. Bei einer Temperatur von 200°C bis 300°C wandelt sich Restaustenit in Ferrit und Zementit um. Dieser Vorgang wird als zweite Anlassstufe bezeichnet. Zwischen 250°C und 350°C bilden sich aus den Übergangskarbiden die stäbchen- oder auch plattenförmigen Fe_3C -Karbide, welche die dritte Anlassstufe bilden. Zwischen 350°C und 500°C findet eine Segregation der Verunreinigungen und Spurenelemente wie Phosphor und Schwefel statt. Gleichzeitig ist eine Segregation von Legierungselementen in diesem Temperaturbereich zu beobachten. Dieser Vorgang spielt eine wichtige Rolle für die Anlassversprödung des Martensits. Defektausheilung und Erholung finden in einem Temperaturbereich von 400°C - 600°C statt. Die Lattenstruktur wird jedoch beibehalten. Weiters findet hier die Koagulation des stäbchenförmigen Fe_3C -Karbides zu kugelförmigen Karbiden statt. Ab einer Temperatur von 500°C bis 700°C scheiden sich Legierungskarbide aus. Dies findet in Stählen, welche Wolfram, Titan, Chrom, Molybdän, Vanadium oder Niob enthalten, unter Auflösung des koagulierten, sphärischen Zementits (Fe_3C), statt. Dieser Vorgang wird als vierte Anlassstufe oder aber auch als Sekundärhärte bezeichnet. Die letzte Anlassstufe bilden Rekristallisations- und

Kornwachstumsvorgänge und Koagulation von vergrößertem Fe₃C. Dabei kommt es zur Ausheilung der Defektstruktur [4,11]. Eine detaillierte Auflistung der Karbidbildung, Orientierungsbeziehungen und Kristallstrukturen unter Anwesenheit von Legierungselementen, ist in Tabelle 2.4 angeführt.

Tabelle 2.4: Mögliche Karbidausscheidungen und deren Struktur bei legierten Stählen mit niedrigem Kohlenstoffgehalt (Porter D. [4]).

Karbid	Kristallstruktur	Form	Orientierungsbeziehung	Bildungstemperatur [°C]
ε – Karbid (Fe_{2,4}C)	Hdp	Latten	$\begin{pmatrix} 10\bar{1}1 \end{pmatrix}_{\varepsilon} // (101)_{\alpha}$ $[0001]_{\varepsilon} // [011]_{\alpha}$	100 – 250
⊖ – Karbid (Fe₃C)	Orthorhombisch	Latten	$(001)_c // (211)_{\alpha}$ $[011]_c // [010]_{\alpha}$	250 – 700
VC – V₄C₃	Kubisch (NaCl – Struktur)	Platten	$(100)_c // (1\bar{0}0)_{\alpha}$ $[011]_c // [010]_{\alpha}$	ca. 550
Mo₂C	Hdp	-	$(0001)_c // (011)_{\alpha}$ $\begin{bmatrix} 11\bar{2}0 \end{bmatrix}_c // [100]_{\alpha}$	ca. 550
W₂C	Hdp	Nadel	Wie Mo ₂ C	ca. 600
Cr₇C₃	Hexagonal	Kugel	-	ca. 550
Cr₂₃C₆ (M₂₃C₆)	Kubisch	Platten	$(100)_c // (1\bar{0}0)_{\alpha}$ $[010]_c // [010]_{\alpha}$	-
M₆C (Fe₃Mo₃C)	Kubisch	-	-	ca. 700

Die Bedingung in Tabelle 2.3, dass bei Kohlenstoffgehalt unter C < 0.2 mass.% kein ε-Karbid (Fe_{2,4}C) gebildet wird rührt daher, dass bei solchen Stahlzusammensetzungen die Martensitstarttemperatur noch hoch genug liegt, um den Kohlenstoffatomen eine genügend hohe Mobilität zu gewährleisten um an den Versetzungskernen (auch innerhalb der Latten) Cottrell–Wolken zu bilden und an die Lattengrenzen zu diffundieren [1, 4]. Somit ist in der Matrix kein Kohlenstoff mehr gelöst, um eine Ausscheidung dieses Karbidtyps bei einer Wärmebehandlung zu ermöglichen [11]. Um den gesamten Kohlenstoff an die Versetzungskerne zu binden, sind bei Stählen mit unter 0.2 mass.% C etwa 10¹² bis 10¹³ Versetzungen pro Quadratzentimeter notwendig. Dies entspricht in etwa dem voll martensitischen Zustand des Grundwerkstoffes dieser Legierungen. In den anderen Legierungen ist an den Lattengrenzen des Martensits die Orientierungsbeziehung des hexagonalen

ϵ -Karbides ($\text{Fe}_{2,4}\text{C}$) zum Martensit zwischen $(101)_{\alpha'}$ und $(10\bar{1})_{\epsilon}$ Ebenen günstig [4]. Ein Beispiel dafür ist in Abbildung 2.11 zu sehen.



Abbildung 2.11: Ausgeschiedene ϵ -Karbide (dunkel) an Lattengrenzen in einer Fe–24 Ni–0.5 C Legierung nach einer Wärmebehandlung bei 250°C 30min. (x 90 000) (G. R. Speich [5]).

Der Zementit (Fe_3C) bildet sich in nahezu allen Anlassstufen ab ca. 250°C. Die Ausscheidung ist latten- oder stäbchenförmig und weist eine kristallographische Beziehung zur $\{011\}_{\alpha'}$ Habitusebene auf [5].

In legierten Stählen scheiden sich auch Mischkarbide in Form von $(\text{FeM})_3\text{C}$ aus. M ist dabei ein karbidbildendes Legierungselement. Diese Form von Ausscheidungen ist mit zunehmender Anwesenheit von karbidbildenden Legierungselementen metastabiler Natur, da in weiterer Folge reine Legierungselementkarbide gebildet werden, die wesentlich feiner und zahlreicher in der Matrix vorhanden sind als Fe_3C oder $(\text{FeM})_3\text{C}$ [11].

Um Zementit (Fe_3C) in Mischkarbide umzuwandeln, gibt es zwei wesentliche Vorgänge.

- **A:** In-situ Transformation.

Die Keimbildung der Legierungselementkarbide findet an verschiedenen Punkten von Ferrit–Zementit Grenzflächen statt. Das Wachstum ist solange gegeben, bis der Kohlenstoff des Fe_3C auf Kosten der Legierungselementkarbide aufgebraucht ist und der Zementit durch eine fein verteilte Dispersion von Legierungskarbiden ersetzt ist [5].

- **B:** Durch separate Keimbildung. Die Keimbildung findet heterogen in einem Ferritkorn, an Fehlstellen, Lattengrenzen und ehemaligen Austenitkorn-grenzen statt [5].

Anschließend an die Keimbildung (A und B) findet wieder eine Wachstumsphase der Karbide auf Kosten des restlichen Fe₃C statt.

Die Feinheit der ausgeschiedenen Mischkarbide ist eine Funktion der Keimbildung, beeinflusst durch die freie Bildungsenergie für Karbide, der Grenzflächenenergie und der orientierungsabhängigen Fehlpassung.

Ein weiterer wichtiger Parameter zur Beschreibung des Ausscheidungszustandes einer Anlassbehandlung ist der Volumenanteil der Karbide am Gesamtvolumen. Hierbei bedient man sich dem Löslichkeitsprodukt. Die Löslichkeit von Karbiden der Form M_xC_y wird durch Gleichung 2.9

$$[M]^x [C]^y = K \quad K = K_0 \cdot e^{\frac{-\Delta H}{RT}} \quad (2.9)$$

beschrieben [15]. Dabei stellen [M] und [C] die gelöste Menge in Atomprozent dar. Aufgetragen in einem Diagramm als Funktion der Temperatur ist zu erkennen (Abbildung 2.12), dass Elemente mit der höchsten Löslichkeit im Austenit, den größten Volumenbruchteil im Ferrit in ausgeschiedener Form als Karbid einnehmen werden.

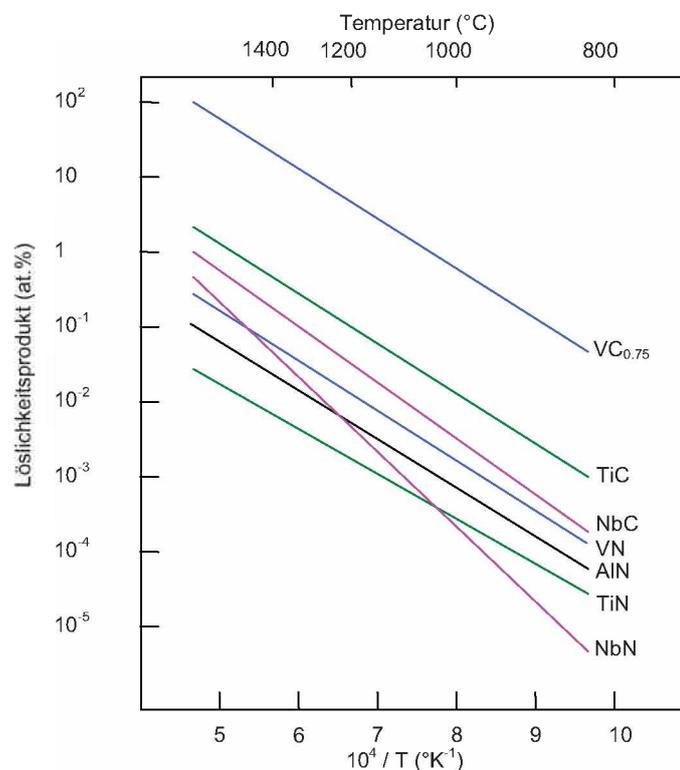


Abbildung 2.12: Löslichkeitsprodukte von Karbiden und Nitriden in Austenit als Funktion der Temperatur (nach Honeycombe, Badeshia [15]).

In Legierungen, wo nach dem Abschrecken Restaustenit vorhanden ist, findet sich dieser zwischen den einzelnen Latten in Form eines leichten Saumes [3, 11, 16]. Dies führt zu einer leichten Steigerung der Zähigkeit des Stahles, unabhängig von Wärmebehandlungen.

2.3.3 Anlassversprödung

Eine Anlassbehandlung hat allgemein zur Folge, dass Kennwerte wie Härte und Streckgrenze abnehmen, jedoch Zähigkeit und Duktilität zunehmen.

Anlassversprödung tritt nun auf, wenn im Temperaturbereich von 370°C bis ca. 565°C zu langsam abgekühlt oder sogar gehalten wird [4, 11]. Ein Anzeichen für Anlassversprödung ist, wenn die Bruchfläche einer Kerbschlagbiegeprobe ein geringeres Maß an Verformung aufweist, als es in der Regel der Fall ist. Die geringere Verformung deutet somit auf weniger Energieverbrauch beim Rissdurchtrieb infolge des Schlages hin, und ist somit ein Indikator für sprödes Verhalten. Durch eine ausreichend langsame Abkühlbedingung ist es Spurenelementen oder Verunreinigungen wie Phosphor, Zinn oder Antimon möglich, an ehemalige Austenitkorngrenzen, welche nun Ferritgrenzen sind, zu segregieren und die Korngrenze zu verspröden [17] (Abbildung. 2.13).

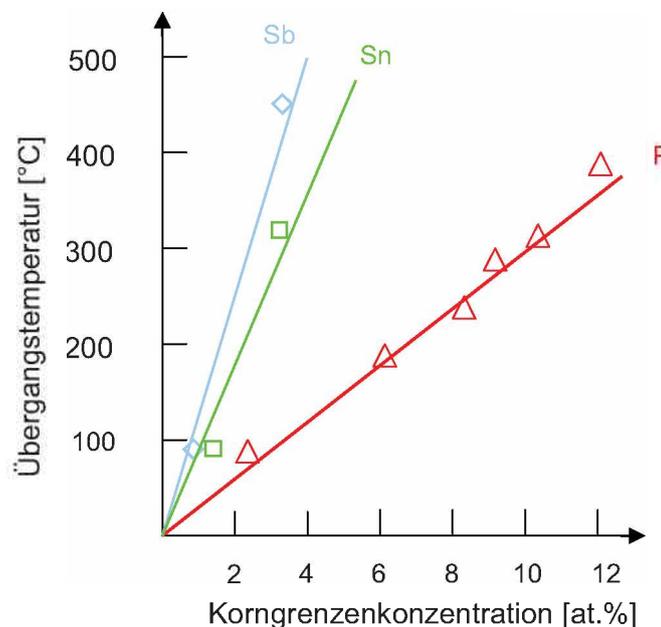


Abbildung 2.13: Einfluss der Korngrenzenkonzentration von P, Sn und Sb auf die Duktilität eines Cr – Ni Stahles mit konstanter Korngröße und Härte (nach Honeycombe, Badeshia [17]).

Das Bruchaussehen ist mit steigender Korngrenzenversprödung zunehmend interkristallin. Eine Möglichkeit die Anlassversprödung ungeschehen zu machen ist eine weitere Glühung im Bereich von 600°C bis 700°C. Durch die Wahl schnellerer Abkühlbedingungen kann dieser Vorgang der Anlassversprödung unterdrückt werden [4, 5].

2.3.4 Martensit–Anlassversprödung (Martensite–Temper–Embrittlement, MTE)

MTE wird auch des Öfteren als einstufige Anlassversprödung (Onestep tempering embrittlement, OSTE) bezeichnet.

Als MTE wird ein Verlust der Zähigkeit des Werkstoffes bezeichnet, wenn er im Temperaturbereich zwischen 200°C und 500°C [4, 5] wärmebehandelt wird. Die MTE wird durch zwei strukturelle Vorgänge charakterisiert [11]:

- A:** Die Segregation von Spurenelementen wie Schwefel oder Phosphor zu den ehemaligen Austenitkorngrenzen.
- B:** Die Bildung von lösbaren Karbidmorphologien [1] aus den dünnen Schichten des Restaustenites infolge der Anlassbehandlung.

Speziell Phosphor zeigt allgemeine die Wirkung Korngrenzen zu verspröden. Dies resultiert in einem interkristallinen Bruchverhalten beim Kerbschlagbiegeversuch. Der Bruch verläuft wieder entlang ehemaliger Austenitkorngrenzen. Ein ausgezeichnetes Analyseverfahren zur Detektion von Phosphor oder Schwefel an solchen Korngrenzen wäre eine Auger–Elektronen–Spektroskopie (AES).

Wenn Restaustenit nach dem Abschrecken vorhanden ist, ist es möglich, dass sich dieser zwischen den Martensitlatten an Kohlenstoff anreichert.

Während der Anlassbehandlung wandelt sich dieser Teil des Restaustenites isotherm zu Karbiden und Ferrit um [4]. Die Erscheinungsform der Karbide und des Ferrits äußert sich in einer schicht– oder plattenähnlichen Struktur [11]. Demnach muss das Minimum der Kerbschlagbiegearbeit–Temperaturkurve durch die Bildung von dünnen Karbidplättchen begründet sein [4, 18].

Diese plattenförmigen Karbide können sich bei Werkstoffen mit geringerem Legierungselementgehalt, speziell Kohlenstoff, in stäbchenförmige Karbide umwandeln [19]. Diese Karbide können weiter vergrößern und ebenfalls koagulieren. Zusätzlich bilden diese stabförmigen Karbide eine sehr große Initiierungsfläche für Mikrorisse [11]. Der Nachteil der Martensit–Anlassversprödung ist, wenn diese

einmal stattgefunden hat, ist es nicht möglich diese durch eine weitere Anlassbehandlung wieder zurückzubilden bzw. in weiterer Folge zu unterdrücken. Erst im vollaustenitisierten Zustand kann erneut abgeschreckt werden. Dann ist die Anlassstemperatur so zu wählen, dass keine Martensit–Anlassversprödung stattfindet. Eine weitere Art von Anlassversprödung, welche als zweistufige Anlassversprödung (Twostep tempering embrittlement) bezeichnet wird tritt dann auf, wenn nach dem Abschreckvorgang der Stahl bei höheren Temperaturen angelassen wird, anschließend bis ca. 25°C (RT) heruntergekühlt und letztlich wieder, aber etwas unterhalb der Temperatur des ersten Anlassprozesses geglüht wird [11]. Die eigentliche Versprödung beim Twostep tempering embrittlement findet bei der zu langsamen Abkühlung zwischen ca. 600°C bis 300°C nach dem zweiten Anlassvorgang statt [11].

2.3.5 Einfluss der Legierungselemente auf das Verhalten in der Anlasszone

Die Basis für die Eigenschaften eines Stahles liefert die unlegierte Eisen–Kohlenstoff Legierung. Diese Grundeigenschaften können gezielt durch Zugabe von Legierungselementen beeinflusst werden [20]. Das Zulegieren mehrerer Legierungselemente liefert, in Abhängigkeit ihrer Konzentration, einen Beitrag zur Härtesteigerung.

Im Folgenden werden nun die einzelnen Beiträge der Hauptlegierungselemente zu den mechanischen Kennwerten erläutert [21, 22].

Mangan

Mangan steigert insofern die Härte, in dem es die Diffusionsgeschwindigkeit des Kohlenstoffes in der Matrix herabsetzt und dadurch die Karbidausscheidung und die Koagulation von Karbiden behindert. Das Resultat daraus ist die Verzögerung der Umwandlung der Martensitmatrix zu einer Ferritmatrix mit Karbiden.

Chrom

Dieses Legierungselement ist ein starker Karbidbildner (Cr_{23}C_6) und wirkt ebenfalls in allen Anlassstufen und Temperaturbereichen als härtesteigernd. Ein Maximum an Härtezuwachs ist für einen Chromgehalt von ca. 1 mass.% ab einer Temperatur von ca. 427°C (Anlasszeit ca. 1 Stunde) gegeben [9]. Wird die Anlassstemperatur weiter gesteigert, so äußert sich dies in einer Abnahme des Härtezuwachses (ΔHV wird wieder kleiner). Verursacht wird dieser Effekt bei Chrom durch Karbidvergrößerung und Karbidkoagulation. Bei Legierungen mit niedrigen Chromgehalten ist dieser Effekt stärker ausgeprägt als bei Legierungen mit hohen Chromgehalten, da bei

höher chromhaltigen Legierungen die Ausscheidungsdichte größer ist, und der mittlere freie Abstand zwischen den Chromkarbiden kleiner (mehr Karbide auf gleichem Raum).

Molybdän

Dieses Element stellt einen starken Karbidbildner (Mo_2C) dar.

Molybdänkarbidbildung tritt merkbar in einem Anlasstemperaturbereich von etwa 540°C bis 600°C auf. Ein wesentlicher Vorteil von Molybdänkarbiden ist jener, dass die Bildung der Karbide in Temperaturstufen (kaskadenartig) erfolgt und diese somit fein und zahlreich verteilt hält. Dies äußert sich in einem etwas größeren Härtezuwachs ΔHV als im Falle von Chrom.

Silizium

Dieses Element erzielt den größten Beitrag zur Härtesteigerung bei ca. 316°C (Anlasszeit ca. 1 Stunde), wenn der Gehalt bei ca. 1 mass.% liegt [9].

In der Umgebung dieser Temperatur wirkt es am meisten härtesteigernd indem es die Umwandlung der fein verteilten ϵ -Karbiden zu Zementit (Fe_3C) unterdrückt.

Nickel

Nickel hat nahezu in allen Anlasstemperaturbereichen einen sehr kleinen Einfluss auf die Härte. Der maximal abgeschätzte Wert an Härtesteigerung, bei einem Legierungselementgehalt von etwa 1.5 mass.% [9], beläuft sich auf ca. 10HV. Ansonsten liefert Nickel nur einen geringen Beitrag durch Mischkristallhärtung.

Vanadium

Dieses Element stellt einen der stärksten Karbidbildner dar. Schon bei sehr geringen Legierungselementgehalten liefert Vanadium einen beträchtlichen Härtezuwachs. Ab etwa 300°C Anlasstemperatur nimmt der härtesteigernde Einfluss von Vanadium kontinuierlich zu. Selbst bei Temperaturen ab 500°C bis hin zur A_1 -Temperatur bildet Vanadium noch Karbide und liefert dadurch einen wichtigen Beitrag zur Anlassbeständigkeit [9]. Hervorgerufen wird dies durch die Bildung von VC und V_4C_3 -Karbiden. Die Bildung dieser Karbide erfolgt durch eine Umwandlung von Zementit (Fe_3C) in VC- und V_4C_3 -Karbide, welche dann in Form einer feinen Dispersion vorliegen. Weiters behindert Vanadium das Ferritkornwachstum und verzögert Rekristallisationsvorgänge.

Weitere Elemente wie Schwefel etc. liegen in Form von Einschlüssen vor oder sind in so geringer Konzentration vorhanden, dass außer den oben genannten Versprödungseffekten, keine erkennbaren oder merkbaren Eigenschaftsänderungen

oder Änderungen in der Mikrostruktur stattfinden. Somit werden diese Elemente hier außer Acht gelassen und nicht behandelt. Da die oben genannten Legierungselemente den Hauptbestandteil an Härtezuwachs (ΔHV) liefern, beschränkt sich die Aufmerksamkeit auf Mangan, Chrom, Molybdän, Silizium und Vanadium.

2.3.6 Mechanische Eigenschaften

Um einen Werkstoff beurteilen zu können müssen verschiedene Kennwerte, wie zum Beispiel mechanischen Kennwerte, festgelegt und während der Produktion ständig kontrolliert werden. In der Forschung sind die wichtigsten mechanischen Kennwerte Härte, Kerbschlagbiegearbeit, Streckgrenze, Gleichmaßdehnung, Bruchdehnung und Zugfestigkeit. Die Grundlage aller mechanischen Eigenschaften bildet die Struktur, die Anordnung der Bindungen sowie die Bindungskräfte der Atome untereinander [23, 24]. Darum gilt es, die Verläufe dieser Eigenschaften, in Abhängigkeit von der Temperatur zu messen, zu ergründen und auch zu verstehen, warum ein gewisser Trend der Eigenschaften in einem gewissen Temperaturbereich vorhanden ist.

3. Experimentelles

3.1 Materialvergleich

Zur Charakterisierung standen drei verschiedene Warmbänder mit zwei verschiedenen Konzepten zur Verfügung. Die unterschiedlichen Warmbandqualitäten gehören einem jeweils unterschiedlichen Legierungskonzept an. Die Warmbandqualität WBQ 1 beschreibt ein Werkstoffkonzept welches ohne großen Legierungsaufwand, also ohne Mikrolegierungselemente, als Lean-alloy Konzept bezeichnet wird. Die WBQ 1 Warmbänder (Band M1 und M2) sind voll martensitisch, nur unterschiedlich stark selbst angelassen. Das bedeutet, dass im Herstellprozess keine Wärmebehandlung vorgesehen ist. Im Gegensatz zum Lean-alloy Konzept steht das Rich-alloy Konzept der Warmbandqualität WBQ 2 (Band A1). In diesem Fall sind dem Stahl Mikrolegierungselemente zulegiert. Das Warmband WBQ 2 ist anschließend noch ca. 45 Minuten bei ca. 600°C angelassen.

Diese beiden Werkstoffkonzepte unterscheiden sich also in der chemischen Zusammensetzung (Tabelle 3.1) und dadurch natürlich auch in den mechanischen Eigenschaften und im Anlasszustand des Gefüges. Diese Unterschiede und Charakteristika sind in Form der Schweißbeignung zu definieren und zu charakterisieren.

Tabelle. 3.1: Chemische Zusammensetzung in mass.% der Versuchswarmbänder WBQ 1, mit Band M1 und Band M2 und WBQ 2 mit Band A1.

Bezeichnung	C	Cr	Mn	Mo	Ni	Si	S + P	Nb	Ti	Al	V	Cu
WBQ 1 Band M1	.16	.77	1.68	.003	.015	.19	.0139	.003	.003	.049	.004	.02
WBQ 1 Band M2	.146	.77	2.33	.009	.019	.013	.014	.022	.003	.05	.005	.02
WBQ 2 Band A1	.165	.73	1.42	.47	1.01	.29	.008	.038	.018	.041	.037	.46

Die chemische Zusammensetzung wurde spektralanalytisch bestimmt und laut den jeweiligen Bundkontrollkarten angeführt.

In Abbildung 3.1 a ist das Gefüge von Band A1 zu sehen. Die hellen Bereiche, noch martensitische Bereiche, wechseln sich mit den hellbraun-rötlichen Bereichen, dem bereits angelassenen Martensit, ab. Auffällig ist auch, dass die Anordnung der Bereiche eher zeilig ist und wahrscheinlich auf Seigerungserscheinungen

zurückzuführen ist. Die Abbildung 3.1 b bestätigt die LIMI–Aufnahme. Es sind hier eindeutig noch nicht angelassene Martensitlatten, umgeben von angelassenen Bereichen, zu erkennen.

Das Band M2 in Abbildung 3.2 a zeigt bereits eine etwas gröbere Struktur. Die hellbraunen Bereiche sind größer als bei Band A1. Jedoch hier handelt es sich, wie aus Abbildung 3.2 b zu erkennen ist, um selbst angelassene Bereiche. Die leicht bläulichen Bereiche sind in der LIMI–Aufnahme auf die unterschiedlichen Anlassgrade der angelassenen Bereiche zurückzuführen.

Eine etwas gräuliche Matrix ist in Abbildung 3.3 a zu sehen. Dies stellt das Gefüge des Bandes M1 dar. Manchmal sind auch hellbraun–orange Bereiche (rechte Seite des Bildes) zu erkennen. Ein sich kontinuierlich über die ganze Abbildung ziehender Grauschleier und die an manchen Bildstellen auftretende paketähnliche Struktur, lassen auf eine Bainit–Martensit Struktur (linke Seite des Bildes) schließen, wie auch die Abbildung 3.3 b zu erkennen gibt. Die Ferritlattenpakete mit Karbiden an den Lattengrenzen sind vorwiegend in der linken Bildhälfte zu sehen und voll–martensitische und selbst angelassene martensitische Bereiche bevorzugt in der rechten Bildhälfte.

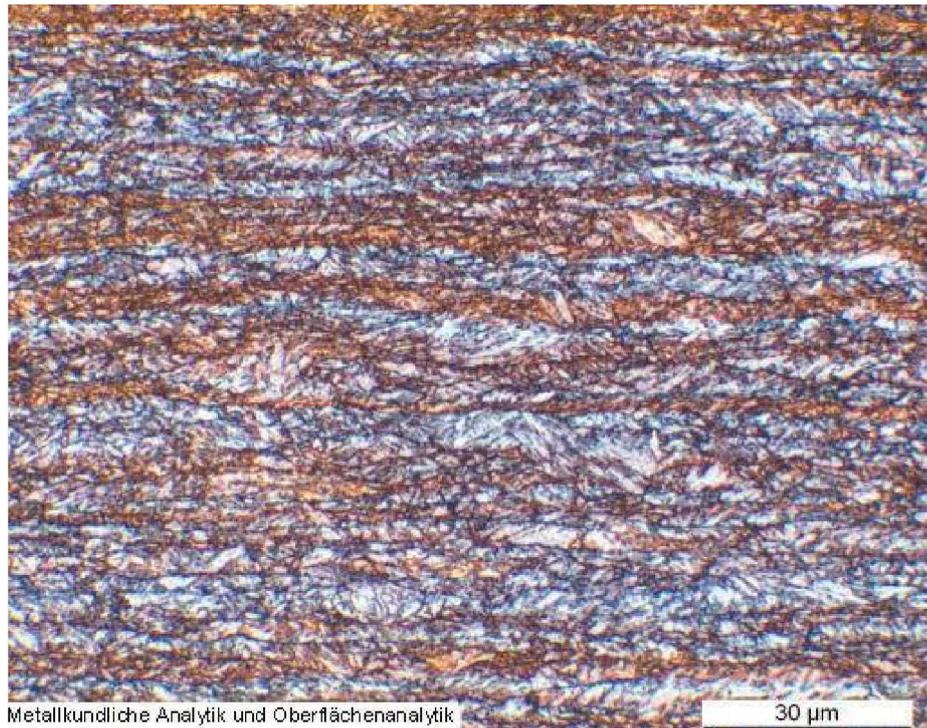


Abbildung 3.1: Gefüge Band A1:

a) Lichtmikroskopische Aufnahme, Ätzung Le Pera; (helle, weiße Bereiche sind noch martensitisch).

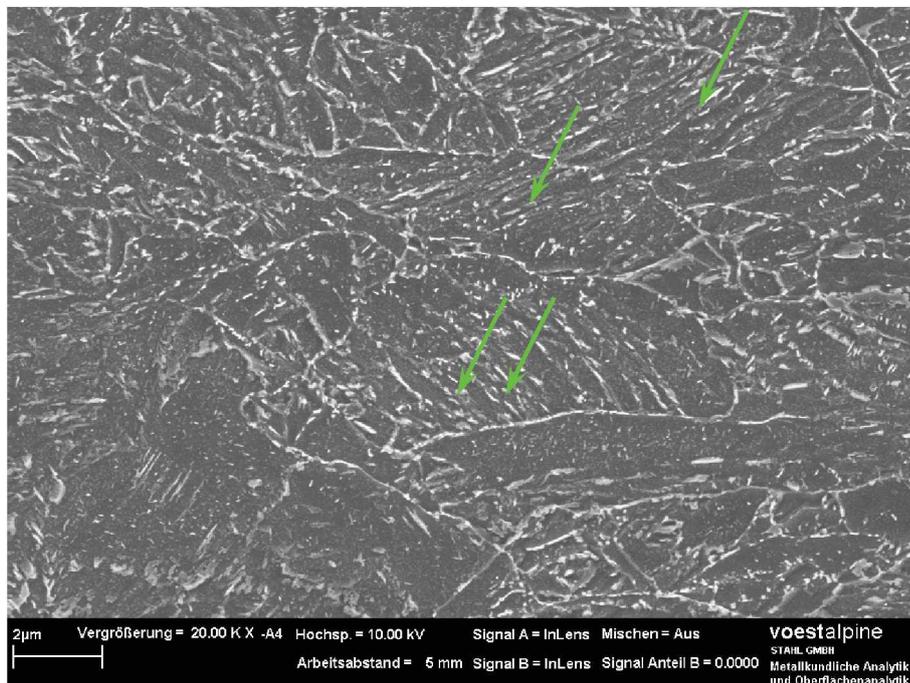


Abbildung 3.1: Gefüge Band A1:

b) FE–Rasterelektronenmikroskopaufnahme: angelassene und kleine noch nicht angelassene martensitische Bereiche. Die Lattenstruktur ist noch sehr deutlich zu erkennen (Pfeile).

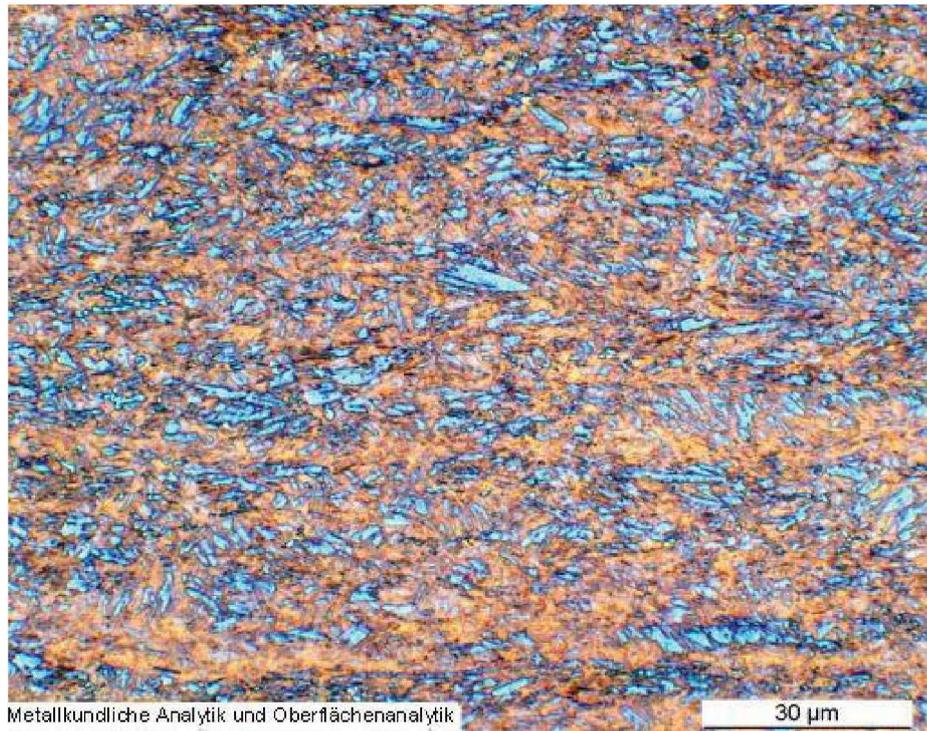


Abbildung 3.2: Gefüge Band M2:
 a) Lichtmikroskopische Aufnahme, Ätzung Le Pera.

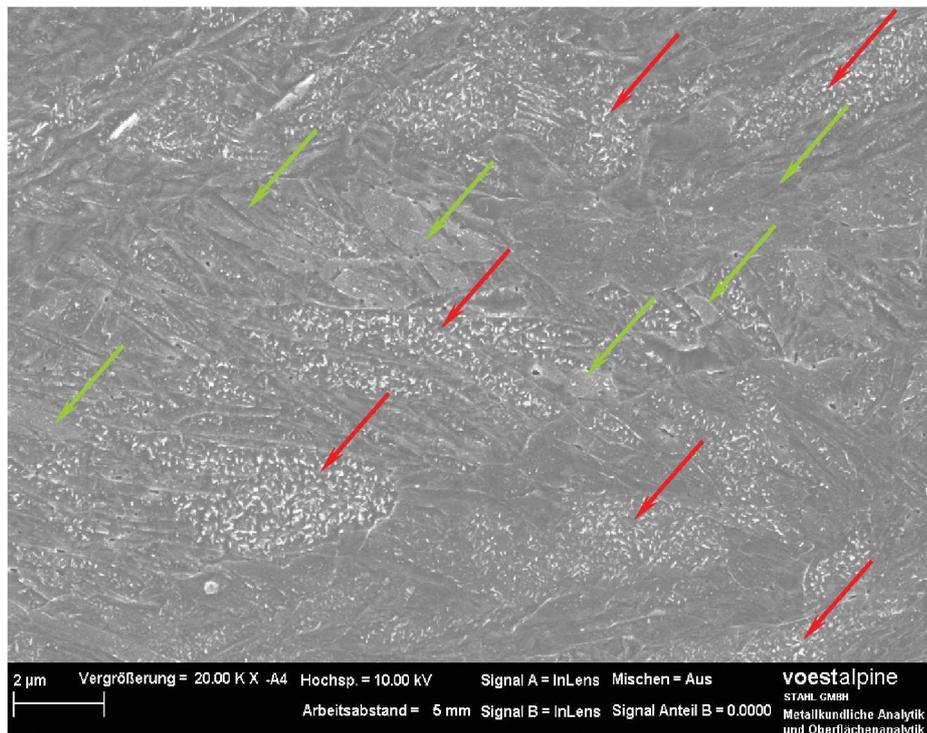


Abbildung 3.2: Gefüge Band M2:
 b) FE-Rasterelektronenmikroskopaufnahme. Noch nicht angelassene martensitische Bereiche (grüne Pfeile) und selbst angelassener Martensit (rote Pfeile).

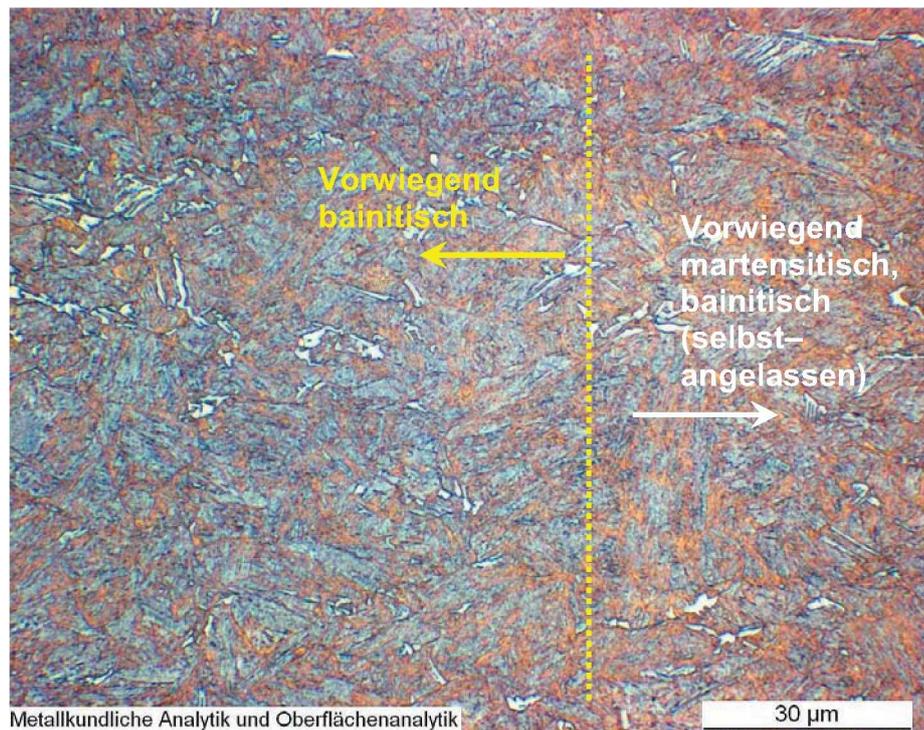


Abbildung 3.3: Gefüge Band M1:

a) Lichtmikroskopische Aufnahme, Ätzung Le Pera; (gräuliche Matrix weist auf Bainitbildung hin).

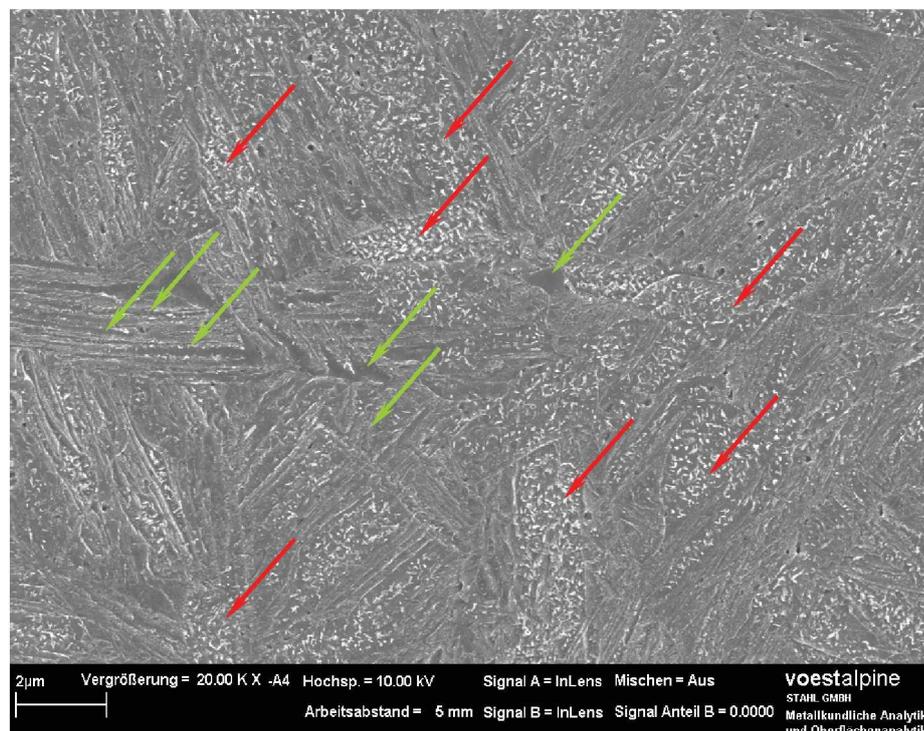


Abbildung 3.3: Gefüge Band M1:

b) FE-Rasterelektronenmikroskopaufnahme des martensitisch/bainitischen Gefüges (grüne Pfeile) und bereits selbst angelassene Martensitstrukturen (rote Pfeile).

3.2 Realschweißung

Der Aufbau einer Realschweißnaht liefert die Grundlage für den WEZ–Simulator. Der Temperaturgradient der Schweißprobe spiegelt die einzelnen Spitzentemperaturen für die WEZ–Simulationsproben wider. Die Realschweißung wird grob in vier Bereiche eingeteilt (geordnet nach ansteigender Spitzentemperatur im Schweißprozess):

- Der Grundwerkstoff ($T_{Max.} = RT$)
- Die Anlasszone ($T_{Max.} < Ac_1$)
- Die Teilaustenitisierungszone (Zweiphasengebiet, $Ac_1 < T_{Max.} < Ac_3$)
- Die Vollaustenitisierungszone ($T_{Max.} > Ac_3$)

Das Schweißgut ist der Zusatzwerkstoff in Form eines Drahtes oder Fülldrahtes, der möglichst die gleichen oder bessere mechanische Eigenschaften unter Temperatureinfluss wie der Grundwerkstoff aufweisen sollte. Hochfestes Schweißgut ist sowohl in der Herstellung als auch in der Verarbeitung beim Schweißen selbst ein komplexes Produkt. Eine typische Realschweißnaht ist in Abbildung 3.4 zu sehen. Den Aufbau und die Funktionsweise einzelner Schweißverfahren soll hier nicht erläutert werden. Nur soviel, dass der Trend neuer Entwicklungen zu möglichst geringer Wärmeeinbringung in den Grundwerkstoff bei der Schweißung geht. Fortschrittliche Verfahren, die diesen Trend verfolgen, stellen die von Fronius angebotenen CMT (Cold–Metal–Transfer) oder Laser–Hybrid Verfahren dar.

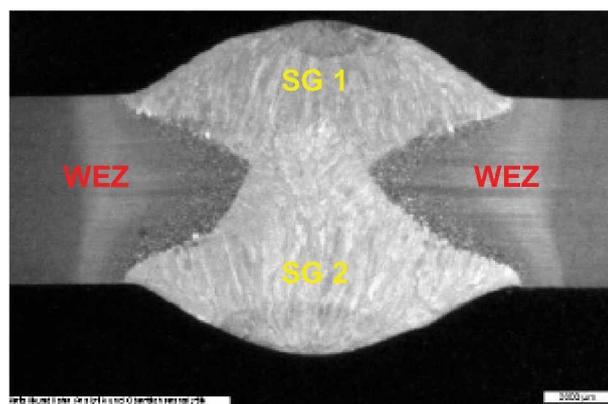


Abbildung 3.4: Realschweißnaht: Aufbau einer Mehrlagenschweißung.

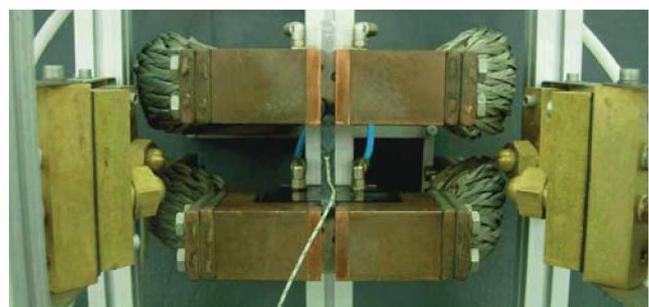
Schweißanordnung: Lage (SG1) – Gegenlage (SG2), Metall – Aktiv Gas, Schweißzusatzwerkstoff: Metallo 1100. Band A1, Ätzung: HNO_3 .

3.3 Simulation der Temperaturzyklen, der WEZ – Simulator

Um den Einfluss der Temperatureinwirkung auf Gefüge und mechanische Eigenschaften zu untersuchen, wird eine Vielzahl an Proben benötigt. Wie in Kapitel 2.1 schon beschrieben, sind die Wärmeeinflusszonen einer Schweißung Gebiete, welche in verschiedenste Bereiche mit unterschiedlichen Eigenschaften eingeteilt werden können. Um nun die Eigenschaften der einzelnen Zonen und Bereiche sinnvoll untersuchen und analysieren zu können, konzipierte die voestalpine Linz GmbH, zusammen mit der Firma Vatron, den so genannten WEZ–Simulator. Ziel war es ein Gerät zu entwickeln, mit dem die einzelnen Bereiche einer Wärmeeinflusszone auf eine beprobbare Größe ausgedehnt werden können. So ist es möglich, zum Beispiel den Werkstoff gezielt in der Grobkorn–, Feinkorn– oder interkritischen Zone (Teilaustenitisierungszone) auf sein mechanisches Verhalten hin zu prüfen. Zusätzlich ist man in der Lage, aus den resultierenden Untersuchungen zu bestimmen, welcher Zustand des Werkstoffes als kritisch bezeichnet werden kann. Das Prinzip des WEZ–Simulators ist technisch einfach. Eine geometrisch definierte Probe wird stehend in Kupferbacken eingespannt. In der Mitte des Probestreifens ist ein Thermoelement angepunktet, mit dem die Temperatur–Zeitsteuerung des Prozesses geregelt wird. Der Probestreifen wird nun konduktiv erwärmt und über vier koaxial positionierte Düsen mit einem Druckluft–Wassergemisch (mit einstellbaren Anteilen der beiden Medien) kontrolliert abgekühlt. Das Steuerprogramm ist auf einem Steuerrechner in Lab–View programmiert. Die wesentlichen Parameter um einen Probestreifen mit einem Temperaturzyklus zu beaufschlagen, sind die Aufheizzeit $t_{RT/Max}$, die Spitzentemperatur T_{Max} , die Haltezeit t_{Max} und die Abkühlzeit $t_{8/5}$ von 800°C auf 500°C. Die Abbildungen 3.5 a und b zeigen den WEZ–Simulator.



a)



b)

Abbildung 3.5: a) WEZ–Simulator in Betrieb mit eingespannter Probe.

b) Anordnung mit Kühldüsen und angepunktetem Thermoelement.

Die Stromspeisung der Kupferbacken zur Erwärmung des Probestreifens, liefert ein Wechselstromtransformator. Weiters verfügt dieser Simulator über ein Clipboard für bis zu vier Thermoelemente. Die Temperatur wird über ein Ni–CrNi–Thermoelement von der Probenoberfläche abgenommen und dem Steuerrechner zur Aufzeichnung zugeführt. Die Spitzentemperaturen der WEZ–Zyklen wurden mit 400°C, 500°C, 600°C, 700°C, 750°C, 800°C, 850°C, 900°C, 950°C, 1050°C, 1150°C, 1250°C und 1350°C festgelegt.

Die Abkühlbedingungen der WEZ–Proben betragen für WBQ 1, Band M1 und Band M2:

- Kurze bzw. niedrige $t_{8/5}$ –Zeit: 5 Sekunden
- Lange bzw. hohe $t_{8/5}$ –Zeit: 20 Sekunden

Die Abkühlbedingungen der WEZ–Proben und der Realschweißungen betragen für WBQ 2, Band A1:

- Kurze bzw. niedrige $t_{8/5}$ –Zeit: 4 Sekunden
- Lange bzw. hohe $t_{8/5}$ –Zeit: 29 Sekunden

3.4 Methoden der Werkstoffprüfung

3.4.1 Härteprüfung

Ziel der Härteprüfung ist an WEZ–Simulationsproben die Charakteristik der Erweichung in Abhängigkeit der Spitzentemperatur T_{Max} darzustellen. Mit dieser Erkenntnis, kann dann die Härte bei einer Realschweißnaht in einem Temperaturbereich vorher gesagt werden. Weiters liefert der Härteverlauf den Grad der Erweichung des geschweißten Werkstoffes.

Die Härte wurde an den Stirnseiten der Kerbschlagbiegeproben laut Probenplan, der in Kapitel 4.2.1 in Abbildung 4.3 dargestellt ist, gemessen.

3.4.2 Zugversuch

Die meisten Untersuchungen und Daten über das mechanische Verhalten von Metallen beruhen auf dem Zugversuch [25].

Wichtige Größen, welche aus dem Zugversuch ermittelt werden können, sind Bruchdehnung, Gleichmaßdehnung, Zugfestigkeit und Dehngrenze. Die Dehnung ist insofern ein aussagekräftiger Parameter, denn sie zeigt indirekt den Verlauf der Umwandlung der martensitischen Matrix mit geringer Dehnung, in eine zunehmend ferritische Matrix mit höheren Dehnungen an.

Der Quotient aus der beim Zugversuch aufgezeichneten Kraft und dem Querschnitt S_0 , stellt die Spannung dar. Die Bruchdehnung A und die Einschnürung Z einer Probe werden nach den Gleichungen 3.9 und 3.10 ermittelt [26].

$$A = \frac{l_1 - l_0}{l_0} [\%] \quad (3.9)$$

$$Z = \frac{S_0 - S_1}{S_0} [\%] \quad (3.10)$$

Index 1 bezeichnet jeweils das Maß der jeweiligen Größe nach dem Zugversuch und der Index 0 den Zustand der Größe vor Versuchsbeginn. Der Zugversuch wurde durchgeführt um das Verhalten der mechanischen Kennwerte in Abhängigkeit der Spitzentemperatur zu analysieren.

Als Prüfmaschine stand eine Zugprüfmaschine Modell Zwick / Roell Z020 zur Verfügung. Geprüft wurden Zugproben nach ASTM E 517. Die Durchführung des Zugversuches erfolgte nach EN 10002 – 1.

3.4.3 Kerbschlagbiegeversuch

Der Kerbschlagbiegeversuch diente dazu, um ein mögliches Sprödbruchverhalten bei verschiedenen Spitzentemperaturen festzustellen. Ermittelt wird hierbei die Kerbschlagbiegearbeit, die notwendig ist um einen Riss in der Probe zu initiieren und durch die Probe zu treiben bzw. diese durch die Widerlager zu ziehen. Gemessen wird die verbrauchte Schlagarbeit mit einem so genannten Pendelschlagwerk.

Ein 450 J Pendelschlagwerk der Fa. MFL Prüfsysteme, Modell PSW600AF, diente zur Bestimmung der Kerbschlagarbeit nach EN10045. Ermittelt wurde die Kerbschlagbiegearbeit bei einer Temperatur von -40°C .

Die ermittelten Kerbschlagbiegearbeiten wurden in einem Diagramm, welches den Verlauf in Abhängigkeit der Spitzentemperatur zeigen soll, eingetragen.

Hierbei soll festgestellt werden, ob eines der Warmbänder, aufgrund der chemischen Zusammensetzung und/oder der Wärmebehandlung, Anzeichen von Anlassversprödung oder Neigung zu Sprödbruch zeigt.

3.5 Metallkundliche Untersuchungen

Ziel der metallkundlichen Untersuchungen ist die Änderungen der mechanischen Kennwerte in Abhängigkeit der Mikrostruktur begründen zu können. Weiters sollten Einflussgrößen, welche bereits während des Herstellprozesses eine Schlüsselgröße für nachfolgende Eigenschaftsentwicklungen darstellen, gefunden werden. Primäre Ziele sind strukturelle Änderungen aufzuzeigen und zu dokumentieren. Weiters sollten theoretische Modelle zur Eigenschaftsentwicklung gefunden und auf ihre Tauglichkeit geprüft werden.

Die Auswertung der mechanischen Beprobungen wird an Hand der Spitztemperatur der thermischen Zyklen in Anlassbereich, in Teilaustenitierungs-bereich und in den vollaustenitisierten Spitztemperaturbereich gegliedert.

Die Untersuchungen sollen den Zusammenhang zwischen den mechanischen Eigenschaften und den Anteilen der einzelnen Gefügebestandteile (Martensit, Bainit, Ferrit und Zementit) zeigen. Es gilt auch die Frage zu klären, in wieweit kann an Hand der Härtewerte abgeschätzt werden, ob es sich bei den Gefügebestandteilen eher um Bainit, Martensit oder eine Mischung aus beiden handelt.

3.5.1 Lichtmikroskopie

Lichtmikroskopische Untersuchungen wurden an Schlifflinien der WEZ-Simulationsproben parallel zur Walzrichtung durchgeführt. Die Ätzung der Schlifflinien erfolgte nach Le Pera [27]. Diese Ätzung setzt sich aus einer Mischung zweier Stammlösungen im Verhältnis 1:1 zusammen. Die eine Stammlösung ist eine 1% - ige Lösung von Natriumbisulfit in destilliertem Wasser und die zweite Stammlösung eine 4% -ige Lösung von Pikrinsäure in Ethanol. Die Ätzzeit beträgt je nach Werkstoff ca. 15 bis 30 Sekunden. Wenn der Ätzvorgang erfolgreich verläuft, sollte die Schlifflinienoberfläche im Auflichtmikroskop im unangelaugenen Zustand der Probe orange bzw. braunfarbig sein. Eine blaue Färbung würde Anwesenheit von Ferrit, dunkelbraun bzw. grau von Bainit und Perlit und weiß bzw. gelblich von unangelaugener Martensit bzw. Restaustenit bedeuten. Diese Untersuchung soll den Zerfall des martensitischen Gefüges, den Anlasszustand des martensitischen Gefüges und die Gefügeanteile im Anlassbereich, teilaustenitisierten und voll austenitisierten Bereich zeigen. Der Längsschliff wurde, laut Probenplan (Abbildung 4.3 in Kapitel 4), zur lichtmikroskopischen Analyse herangezogen.

3.5.2 Rasterelektronenmikroskopie

Da der Auflösung im Lichtmikroskop Grenzen gesetzt sind, ist die Rasterelektronenmikroskopie zur Untersuchung der einzelnen Anlassstadien in Abhängigkeit der Spitzentemperatur notwendig.

Die Charakterisierung durch FE–REM Untersuchungen sollte eine Erweiterung und Bestätigung der Ergebnisse aus den lichtmikroskopischen Untersuchungen geben und weiters das Verständnis mikrostrukturabhängiger, mechanischer Eigenschaften verbessern. Zu diesem Zweck stand ein FE–Rasterelektronenmikroskop der Fa. Zeiss, Modell Supra 35, mit Sekundärelektronendetektor zur Verfügung. Die FE–REM Untersuchungen wurden an vorher elektropolierten Proben durchgeführt.

3.5.3 Röntgendiffraktometrie (XRD – Messung)

Die XRD–Messung soll Aufschluss über das Ausscheidungsverhalten des Kohlenstoffes, zum Beispiel zur Bildung von Fe_3C und den dabei sich ändernden Gitterparameter geben. Weiters soll die Frage geklärt werden, in wieweit hängen diese Parameter mit den Spitzentemperaturen und den Anlassbehandlungen zusammen und wann ist eine signifikante Änderung dieser Eigenschaften zu verzeichnen. Zusätzlich kann durch die Änderung der Gitterkonstante, die Neigung zum Anlassen des Martensites im vollaustenitischen Spitzentemperaturbereich beschrieben werden. Die XRD–Messung sollte ebenfalls darüber Aufschluss geben, ob in den Proben Restaustenit vorhanden ist oder nicht. Die Schwierigkeit dabei stellen die geringen Restaustenitmengen dar, da das Signal des Restaustenites vom Untergrundrauschen überdeckt werden kann. Daher wird die Auswertung auf den (110)–Reflex* der raumzentrierten Phase beschränkt. Ebenfalls wird überprüft, ob nun der zwangsgelöste Kohlenstoff eine tetragonale Verzerrung im voll–martensitischen Zustand verursacht oder nicht.

Durchgeführt wurde die Röntgendiffraktometrie mittels eines PANALYTICA X'Pert Pro Diffraktometer. Der dabei überstrichene Beugungswinkel betrug $10^\circ < 2\theta < 110^\circ$. Der Kathodenstrom betrug 40 Milliampere und die Beschleunigungsspannung 40 KV. Die Wellenlänge der Strahlung der Kobaltanode ($\text{Co}_{K\alpha}$ – Linie) betrug $\lambda = 1.7890$ Angström.

* Der (110)–Peak verschiebt sich während des Anlassens infolge der Kohlenstoffausscheidung aus dem Martensit, zu einem immer größeren Beugungswinkel (2θ).

3.5.4 Vermessung der ehemaligen Austenitkornstruktur

Die Größe der ehemaligen Austenitkörner ist für die gebildeten Martensitlatten eine Schlüsselgröße. Die Größe der Körner bestimmt die maximale Abmessung der martensitischen Latten. Ab einer bestimmten Korngröße, die festgelegt ist durch die Austenitisierungstemperatur, nimmt die Martensitlattenlänge nicht mehr merklich zu (Abbildung 3.6). Der Grund liegt darin, dass in größeren Körnern mehr Verunreinigungen, Einschlüsse, Inhomogenitäten und Fehler vorhanden sein können als in kleineren Körnern [28]. Somit wird die Wahrscheinlichkeit, dass sich eine Martensitnadel mit Schallgeschwindigkeit über ein ganzes ehemaliges Austenitkorn bildet, beträchtlich verringert. Weiters steht die ehemalige Austenitkorngröße in direktem Zusammenhang mit den Eigenspannungen, die sich während des Abschreckens bilden [29]. Ist die ehemalige Austenitkorngröße groß, kann sich beim Abschrecken in der Korngrenzenphase zwischen zwei benachbarten Körnern, ein hohes Maß an Eigenspannungen bilden, so dass Risse, so genannte Härterisse, entstehen können [11].

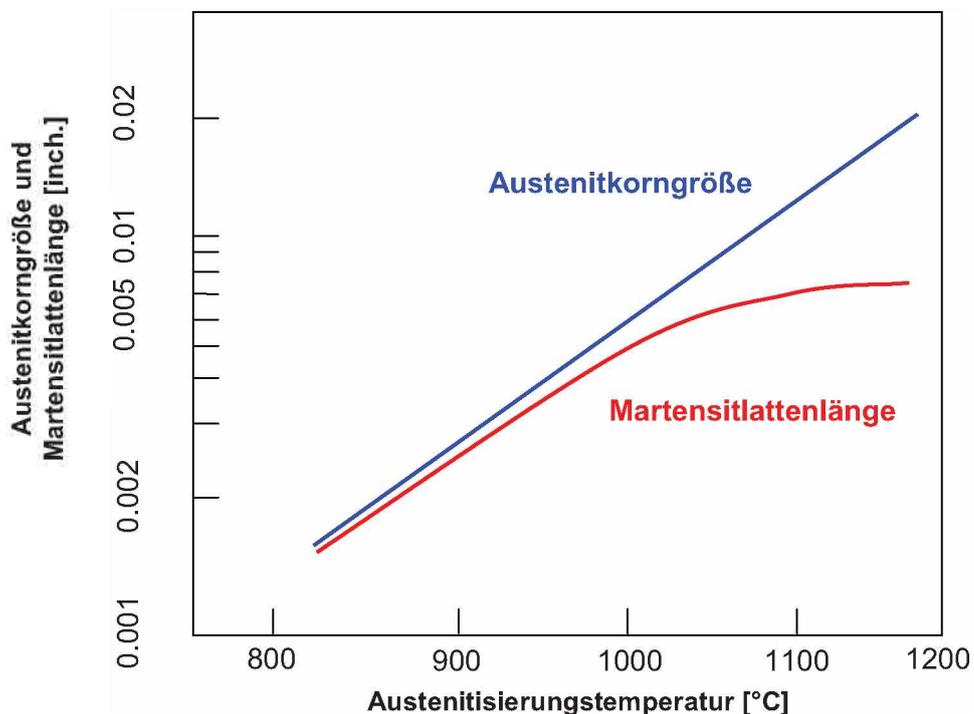


Abbildung 3.6: Austenitkorngrößen und Martensitlattenlänge in Abhängigkeit der Austenitisierungstemperatur (nach V.F. Zackay [28]).

Weiters wirkt sich die Größe der ehemaligen Austenitkörner auf die Höhe der Streckgrenze aus. Die Höhe der Streckgrenze ist im Kohlenstofffreien, martensitischen Eisenwerkstoff invers proportional zur Wurzel der ehemaligen Austenitkorngröße (γ_{KG} , Gleichung 3.11).

$$Rp \propto \frac{1}{\sqrt{\gamma_{KG}}} \quad (3.11)$$

Diese Gleichung stellt die so genannte Hall–Petch Beziehung dar.

Durch die Zugabe und Berücksichtigung von Kohlenstoff in niedrig legierten Stählen verändert sich die Streckgrenze R_p , nicht aber der Parameter K (Hall–Petch Konstante) [6, 30, 31].

Die gesamte Beziehung nach Hall–Petch ist in Gleichung 3.12 angeführt.

$$Rp = \sigma_0 + \frac{K}{\sqrt{\gamma_{KG}}} \quad (3.12)$$

Somit ist das Kornwachstum der Austenit– und Ferritkörner ein wichtiger Parameter zur Abschätzung und Erklärung von Phänomenen in der Zug– und Härteprüfung. Eine zeitliche Änderung in der Korngröße (da/dt) wird zum Beispiel abhängig von einem kinetischen Vorfaktor k' , wie folgt beschrieben (Gleichung 3.13) [32, 33].

$$\gamma_{KG}^n - \gamma_{KG0}^n = \frac{da}{dt} = k' \cdot I \quad (3.13)$$

Dieser kinetische Vorfaktor k' (thermodynamische Konstante) ist proportional zu einer Funktion, die abhängig von der Korngrenzenmobilität M' , der Grenzflächenenergie ϕ zwischen Korngrenze und Korn, einem geometrischen Faktor Φ und der gespeicherten Versetzungsdichte ρ ist (Gleichung 3.14).

$$k' = f(\phi M' \rho \Phi) \quad (3.14)$$

Die Größe I in Gleichung 3.13 wird als kinetische Stärke eines thermischen Zyklus bezeichnet und ist abhängig von der Aktivierungsenergie Q (ca. 180 kJ/mol) für Kornwachstum und der Temperatur zur Zeit t (Gleichung 3.15) [32].

$$I(T, t) = e^{\left(\frac{-Q}{RT(t)}\right)} \quad (3.15)$$

R ist die ideale Gaskonstante und T die Temperatur zur Zeit t. Das endgültige Modell zur Berechnung der Austenitkorngröße nach einem thermischen Zyklus stellt Gleichung 3.16 (aus den Gleichungen 3.13 und 3.15) dar.

$$\gamma_{KG} = \sqrt[n]{k' \cdot I + \gamma_{KG0}^n} \quad (3.16)$$

Die berechnete Korngröße γ_{KG} , ist proportional zur n-ten Wurzel aus k' , I und γ_{KG0} . γ_{KG0} ist die Korngröße des Austenites im Ausgangsgefüge (Grundwerkstoff).

Um die Kornstruktur sichtbar zu machen, werden die LIM1-Proben mit einem Ätzmittel nach Bechet-Beaujuard geätzt. Die Stammlösung [34], setzt sich aus 100 cm³ Wasser, 5 cm³ Pikrinsäure (C₆H₃N₃O₇) und 5 Gramm Natriumalkalkylsulfonat zusammen. Die Korngrenzen erscheinen dem Betrachter im LIM1 als dunkelgraue, schwarze Linie. Die Kornfläche selbst ist eine hellgraue bis dunkelgraue Fläche. Diese Ätzung greift die Verunreinigungen an den ehemaligen Austenitkörnern an und macht diese somit sichtbar. Um gute Ergebnisse mit diesem Ätzmittel zu erzielen, sollte der Mindestphosphorgehalt im Stahl bei >0.005 mass.% liegen.

3.5.5 Dilatometermessung

Durch Zulegieren von Elementen resultieren in allen Charakterisierungsbereichen der untersuchten Stähle Eigenschaftsänderungen. Nickel erhöht die Streckgrenze, erweitert das Gamma-Gebiet im Phasendiagramm Fe-Fe₃C. Molybdän engt es stark ein und verringert die Anlassversprödung und fördert die Feinkornbildung. Durch Kombination mehrerer Legierungselemente kann sich die Lage wichtiger Linien im Phasendiagramm Fe-Fe₃C verändern. Für die Schweißseignung sind in weiterer Folge die Mikrostruktur, die Phasen- und Gefügeanteile in der Wärmeeinflusszone und die daraus folgenden mechanischen Eigenschaften wichtig. Ab welcher Temperatur beim Abkühlvorgang sich Martensit bildet, wie sich der Kohlenstoff umverteilt, und in welchem Temperaturbereich sich welches Gefüge ausbilden kann, sind zentrale Fragen, welche es zu beantworten gilt. Die Verschiebung der A₁ und A₃ Temperatur ist auch abhängig vom Grad des Ungleichgewichtes der Umwandlung, speziell von der Austenitisierungszeit $t_{RT/Max}$ und der nachfolgenden Abkühlbedingung ($t_{8/5}$ -Zeit). Über die Verschiebung und etwaige Lage dieser Umwandlungspunkte kann eine Dilatometermessung Aufschluss geben. Weiters ist es möglich mit dieser Messung festzustellen, ob es mit diesen Abkühlbedingungen ($t_{8/5}$ -Zeiten) möglich ist, eine bainitische Struktur anstatt einer martensitischen Struktur auszubilden.

Durchgeführt wurden die Dilatometerversuche mit einem Gerät der Firma BÄHR, Modell DiL 805 A/D.

3.5.6 Magnetische Messung, die Flussmessung

Um festzustellen ob nach der Beaufschlagung der Proben mit Temperatur–Zeit–Zyklen Restaustenit vorhanden ist, wurden magnetische Fluss–Messungen durchgeführt. Da Ferrit und Martensit bei RT ferromagnetisch sind, manche Karbide und Austenit jedoch paramagnetisch, tragen die einzelnen Phasen– und Gefügeanteile einer Flussprobe unterschiedlich zur Magnetisierung M und der magnetischen Flussdichte B bei [35]. Das Prinzip bei Flussmessungen kommt dem einer Induktionsspule nahe. Dabei zieht eine zeitliche Veränderung des durchsetzenden Magnetflusses eine induzierte Spannung $U_{ind.}$ nach sich, welche der Flussänderung und somit der Änderung der magnetischen Feldstärke proportional ist (Gleichung 3.17) [35, 36].

$$U_{ind.} = -n\mu_0\mu_r A \frac{dH}{dt} \quad (3.17)$$

In Gleichung 3.17 bezeichnet n die Anzahl der Wicklungen der Induktionsspule, μ_0 die Permeabilität (Durchdringbarkeit) des Vakuums und μ_r die relative Permeabilität. Die magnetische Flussdichte B ist der auf eine Fläche A bezogene magnetische Fluss und H bezeichnet die magnetische Feldstärke (Gleichung 3.18) [36].

$$B = \frac{\phi}{A} = \mu \cdot H \quad (3.18)$$

Um nun Gefügeanteile messen zu können, ist im magnetischen Gleichfeld eine Änderung des Kraftflusses $d\phi/dt$ notwendig. Dies kann zum Beispiel durch eine Bewegung der Probe, zum Beispiel Durchschicken durch die Spule, erreicht werden. Die Sättigungsflussdichte $B_{sat.}$ wird mittels Magnetjochmethode ermittelt [36, 37]. Der tatsächliche Anteil an unmagnetischen Phasen in einem Probenvolumen errechnet sich nach Gleichung 3.19.

$$Vol.Anteil \quad V_{nm} = \frac{B_{sat}^{Fe} - \sum_i \alpha_i c_i - B_{sat}}{B_{sat}^{Fe} - \sum_i \alpha_i c_i} \cdot 100\% \quad (3.19)$$

Dabei stellen α_i die Änderung der Flussdichte pro Massenprozent des Legierungselementes i und c_i den Gehalt des Legierungselementes i dar. Die Sättigungsflussdichte von Reineisen beträgt $B_{\text{sat}}^{\text{Fe}} = 2.158 \text{ T}$ [16].

Der Nachteil dieser Methode ist, dass auch Legierungselemente und der Zementit (Fe_3C) die magnetischen Eigenschaften beeinflussen. Um eine Abschätzung von Messergebnissen aussagekräftig zu beurteilen, sollten die Werte eines Bandes nur untereinander bei den verschiedenen Spitzentemperaturen verglichen werden.

Wenn sich herausstellt, dass ein größerer Anteil (einige vol.%) an Restaustenit in den Proben vorhanden ist, wirkt sich dies auch auf die mechanischen Kennwerte, wie Dehnung und Zähigkeit, aus. Der weiche und zähe Gefügebestandteil Restaustenit (wenn er in stabiler Form vorliegt und noch nicht zerfallen ist) hilft zum Beispiel bei Verformung den härteren und spröden Gefügebestandteilen leichter aneinander abzugleiten.

4. Ergebnisse

4.1 Methode zur Abschätzung der zu erwartenden Härte

Da mechanische Eigenschaften wie Zähigkeit und Härte in einem gewissen Zusammenhang stehen, ist es vorteilhaft einen Härtetrend eines Werkstoffes nach diversen Anlass- oder Temperaturzyklen vorhersagen zu können. Die Idee war herauszufinden ob es eine Möglichkeit gibt, mit welcher man auf den Eigenschaftsverlauf mechanischer Kennwerte schließen kann und somit zum Beispiel den Härteverlauf vorhersagen kann. Die Ausgangssituation für ein solches Modell stellt ein unlegierter Eisen-Kohlenstoffstahl dar. Die Grundhärte im abgeschreckten Zustand (As-Quenched state) ist in erster Linie vom Kohlenstoffgehalt abhängig (Abbildung 4.1) [9].

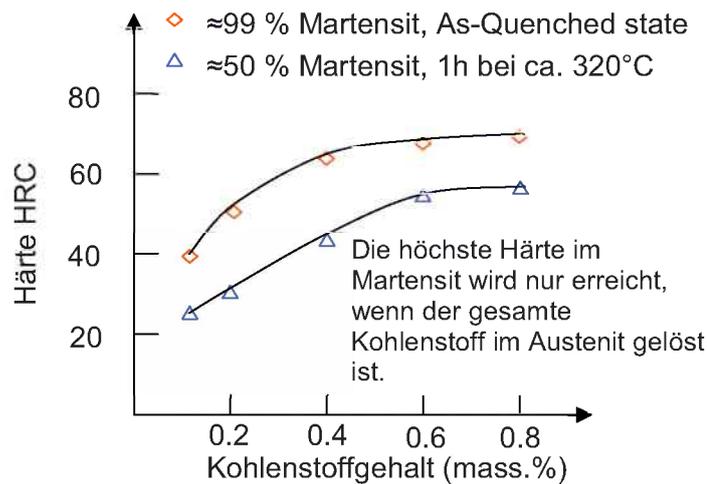


Abbildung 4.1: Martensithärte in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt (nach [9]).

Ein Modell nach Grange, Hribal und Porter (kurz GHP) [9] sieht vor, einen Anteil ΔHV der einzelnen Legierungselemente zu dieser Grundhärte bei der jeweiligen Spitztemperatur der Wärmebehandlung hinzuzuaddieren. Jedes Legierungselement liefert somit einen gewissen Anteil an Härtezuwachs. Dieser Anteil ist abhängig vom so genannten Anlassparameter (Temperingparameter TP) [38]. Die gesamte Härte bei einer Temperatur T ergibt sich für die in dieser Arbeit untersuchten Stähle aus Gleichung 4.1 [9, 19]:

$$HV = HV_{Fe-C} + \Delta HV_{Mn} + \Delta HV_{Cr} + \Delta HV_{Ni} + \Delta HV_{Mo} + \Delta HV_V \quad (4.1)$$

Die jeweiligen ΔHV_x – Werte der Legierungselementanteile werden mit dem Faktor HF aus Tabelle 3.1 in Abhängigkeit vom Anlassparameter (Gleichung 4.2) errechnet.

$$TP = \{T[^\circ C] \cdot 1.8 + 32 + 460\} \cdot \left\{c + \log \frac{t[s]}{3600}\right\} \cdot 10^{-3} \quad (4.2)$$

In unserem Fall ist der Anlassparameter von Spitzentemperatur und Austenitierungszeit ($t_{RT/Max}$) abhängig.

Tabelle 4.1: Abhängigkeit der Härtesteigerung der Legierungselemente vom Anlassparameter (Grange, Baughman [20]).

	Anlassparameter					
	20	22	24	26	28	30
Element	Faktor HF					
Mangan	35	25	30	30	28	25
Silizium	65	60	30	30	30	30
Nickel	5	3	6	8	8	6
Chrom	50	55	55	55	55	55
Molybdän	40	90	160	220	240	210
	(20)*	(45)*	(80)*	(110)*	(120)*	(105)*
Vanadium	0	30	85	150	210	150

Es besteht ein Zusammenhang zwischen dem Kohlenstoffgehalt der Legierung und der Härte der Legierung. Für martensitische Stähle mit sehr geringem Kohlenstoffgehalt hat sich herausgestellt, dass sich der Parameter c in Gleichung 4.2, mit 18 sehr gut annähern lässt [38].

Den Härtebeitrag den ein Element X bei einer Temperatur $T < A_1$ liefert, beläuft sich, unabhängig von der $t_{8/5}$ -Zeit, dann als

$$\Delta HV_x = X[\%] \cdot HF$$

z. B. für 0.77 mass.% Cr bei $T_{Max.} = 500^\circ C$

TP = 20.5 (Gleichung 4.2), Härtefaktor 50 (Tabelle 4.1)

$$\Delta HV_{Cr} = 0.77 \cdot 50$$

$$\Delta HV_{Cr} = +38.5(HV)$$

Diese Vorgangsweise wurde für alle Elemente in den Bändern M1, M2 und A1 bei den jeweiligen Spitzentemperaturen angewendet und in einem Diagramm zusammengefasst (Abbildung 4.2).

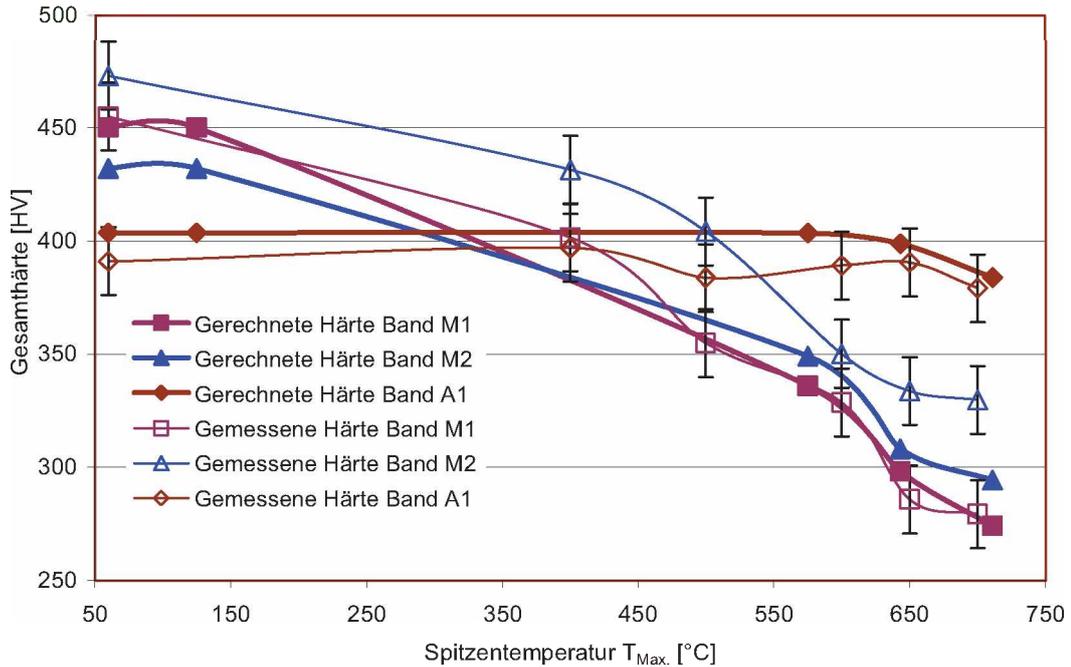


Abbildung 4.2: Berechneter und gemessener[†] Härteverlauf über Spitztemperatur bei ca. 2.8 s Anlassedauer (Austenitisierungs- und Haltezeit beim WEZ-Simulator). Die Trends stimmen annähernd überein. Mit steigender Spitztemperatur steigt die Genauigkeit des Modells.

Abbildung 4.2 zeigt, dass das Modell mit steigender Spitztemperatur an Genauigkeit zunimmt. Die Abweichung bei RT wird damit begründet sein, da das Grundmodell für die Beiträge der einzelnen Elemente aus kleintechnisch hergestellten Legierungen entwickelt wurde und nicht wie die Versuchsbänder großtechnisch im Stahlwerk hergestellt worden sind. Der Unterschied bei Band M2, zwischen gemessene und gerechnete Härte, rührt daher, dass in diesem Modell das Element Niob nicht berücksichtigt wurde. Trotzdem kann aus dieser Darstellung im Vorhinein bereits eine Aussage über den Grad der Erweichung, infolge einer Wärmebehandlung (Schweißung) getroffen werden.

Der Anlassparameter TP (Gleichung 4.2) liefert des Weiteren eine Zeit-Temperatur Abhängigkeit, mit welcher man ist in der Lage ist, eine Wärmebehandlung bei T_1 und t_1 in eine andere Wärmebehandlung bei T_2 und t_2 mit gleichem Härteresultat umzurechnen. Der Anlassparameter TP besagt, bei einer bestimmten Härte liegt ein bestimmter Wert von TP vor. Es kann somit entweder die Temperatur oder die gewünschte Zeit geändert werden und die jeweils andere Größe daraus berechnet werden (Gleichung 4.3) [9, 20, 38].

[†] Die gemessene Härte in diesem Diagramm wurde nach dem Prüflastverfahren nach Vickers ermittelt (Prüflast von 10 Kilogramm).

$$T_1 \cdot (c + \log(t_1)) = T_2 \cdot (c + \log(t_2)) \quad (4.3)$$

Nach diesem Modell zu urteilen, müsste ab etwa 400°C Spitzentemperatur die Härte zunehmend sinken und die Erweichung einleiten, was im Gegenzug aber die Zähigkeit steigert. Ein Maximum (der Erweichung) bzw. Minimum (der Härte) würde bei etwas mehr als 700°C, also knapp vor der A₁-Temperatur erreicht sein. Dieses Erkenntnis und den Zusammenhang der Kenngrößen gilt es mit Hilfe der mechanischen Beprobung nachzuvollziehen.

4.2 Methoden der Werkstoffprüfung

4.2.1 Probenlage, Anordnung und Messpunkte

In Abbildung 4.3 sind Probenentnahme, Probengeometrien, die Lage der Härtemesspunkte[‡] und die Lage der Schlitze für die Lichtmikroskopie eingetragen.

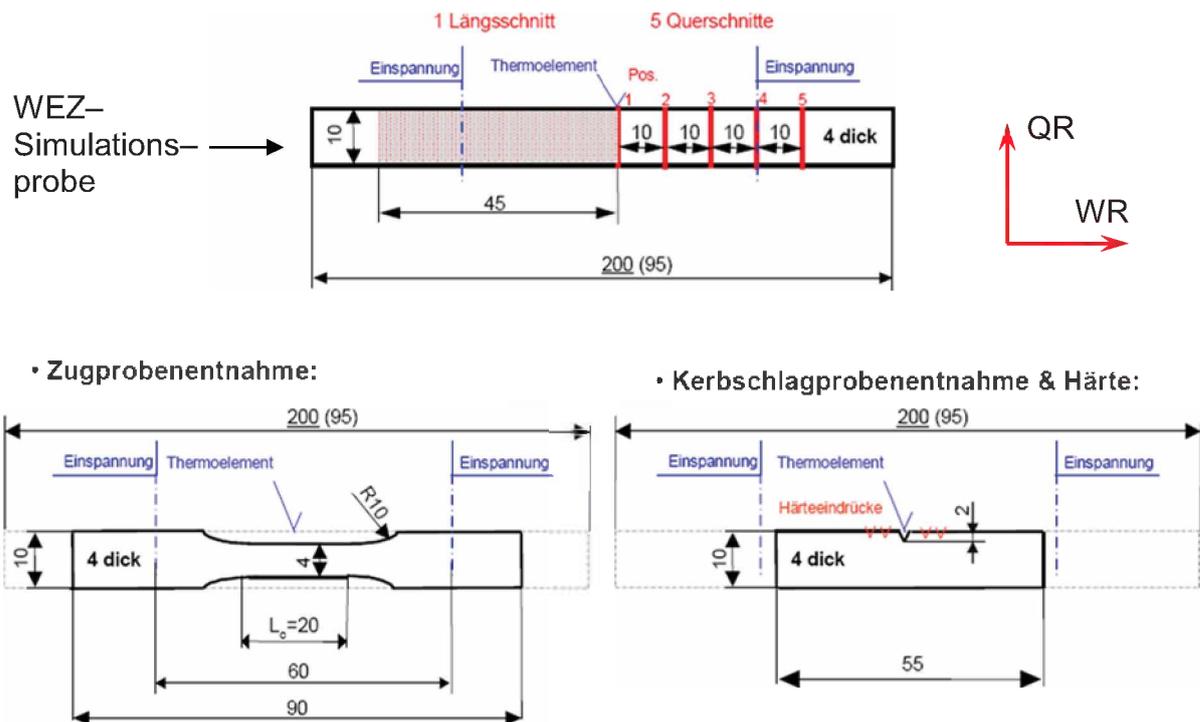


Abbildung 4.3: Probenentnahme aus den WEZ-Simulationsproben.

Probengeometrien nach ASTM und Messpunktanordnung für die Proben der Zug-, Kerbschlag- und Härteprüfung und der metallographischen Schlitze (nach Schmaranzer [39]).

[‡] Die Härte wurde aus Gründen der Materialeinsparung an den Stirnseiten der gefertigten Kerbschlagbiegeproben, gemessen (Abbildung 4.3).

4.2.2 Härteprüfung

Die erste Auffälligkeit die aus den Ergebnissen erkennbar ist (Abbildung 4.4 a und b), ist die Unabhängigkeit der Härte von der Abkühlzeit $t_{8/5}$ im Anlassbereich. Sowohl bei niedrigen als auch bei hohen $t_{8/5}$ -Zeiten zeigt jedes der Bänder im Anlassbereich etwa die gleiche Härte. Zurückzuführen ist dies darauf, dass allgemein im Anlassbereich die Vorgänge im Werkstoff kühlratenunabhängig sind. Ab Spitzentemperaturen über der A_1 -Temperatur ($700^\circ\text{C} > A_1 > 750^\circ\text{C}$) ist die Härte sehr wohl abhängig von der $t_{8/5}$ -Zeit. Hier zeigt der Werkstoff ob die Kühlrate infolge der $t_{8/5}$ -Zeit ausreicht, um wieder in eine voll martensitische Struktur umzuwandeln.

- Werkstoff WBQ 1 – Band M1

Ab einer Temperatur von 400°C ist ein Verlust an Härte zu verzeichnen (Abbildung 4.4 a). Von ca. 386 HV10, der Härte die der Grundwerkstoff bei RT aufweist, sinkt die Härte in diesem Bereich, Maximum der Anlasszone, auf ca. 275 HV10 ab. Ab ca. 750°C führen niedrige Abkühlzeiten bereits zu einer etwas höheren Härte als bei länger andauernde Abkühlzeiten. Dies ist auf die Neubildung von Martensit aus bereits vollaustenitisierten Bereichen zurückzuführen. Die Vollaustenitisierung findet bei einer Temperatur, die niedriger sein muss als 950°C , statt. Merklich ist dies in einem Ansteigen der Härtekurve auf die für Martensit typische Härte in dieser Legierungsklasse (Abbildung 4.4 a). Hier zeigt sich eine stärkere Abhängigkeit der Härte von der $t_{8/5}$ -Zeit als im teilaustenitisierten Bereich. Bei 5 Sekunden $t_{8/5}$ -Zeit befindet sich die Härte im vollaustenitisierten Zustand schon am Plateau (ca. 425 HV10, Grundwerkstoff +11%). Die bei langer Abkühlbedingung ($t_{8/5}$ -Zeit) gemessene Härte (Abbildung 4.4 b) im vollaustenitisierten Spitzentemperaturbereich zeigt jedoch Werte (ca. 365 HV10), welche eher auf Bainit- als auf Martensitbildung schließen lassen.

- Werkstoff WBQ 1 – Band M2

Der Grundwerkstoff zeigt eine Härte von ca. 470 HV10 (Abbildung 4.4 a).

In der Anlasszone sinkt die Härte ab einer Spitzentemperatur von ca. 400°C sehr schnell in die Tieflage bei ca. 700°C (A_{c1}) auf ca. 330 HV10 ab (Abbildung 4.4 a). Auch hier ist im Anlassbereich der Härtewert unabhängig von der Abkühlbedingung. In der teilaustenitisierten Zone (zwischen ca. 700°C und ca. 900°C) steigt, wie zu erwarten, die Härte wieder an.

Im vollaustenitisierten Spitzentemperaturbereich ist keine massive Abweichung der Härte vom Grundwerkstoff festzustellen. Im Gegensatz von kurzer (5 s) $t_{8/5}$ -Zeit

(Abbildung 4.4 a) zu langer (20 s) $t_{8/5}$ -Zeit, bleibt die Härte bei langer $t_{8/5}$ -Zeit auf ca. 420 HV10 (Abbildung 4.4 b), während bei kurzer $t_{8/5}$ -Zeit die Härte von ca. 460 HV10 bei ca. 800 °C $T_{Max.}$, erst bei ca. 1150 °C $T_{Max.}$ auf ca. 430HV10 abfällt und dann in etwa konstant bleibt.

Die Verläufe bei niedrigen und hohen $t_{8/5}$ -Zeiten zeigen eine für Martensit typische Härte. Auffällig ist jedoch, dass knapp über A_3 die Härte bei kurzen $t_{8/5}$ -Zeiten nahe der des Grundwerkstoffes liegt und anschließend wieder abnimmt (Abbildung 4.4 a). Bei langen $t_{8/5}$ -Zeiten hält sich die Härte auf einem Plateau (Abbildung 4.4 b). Demnach müsste der Werkstoffzustand, den Härtewerten entsprechend, bei beiden Abkühlbedingungen, vollmartensitisch sein.

- Werkstoff WBQ 2 – Band A1

Dieser Werkstoff weist in der Anlasszone (Abbildung 4.4 a und b) eine relativ stabile Härte auf. Dies ist wieder auf die herstellungsbedingte Anlassbehandlung, ca. 45 Minuten bei etwa 600 °C, zurückzuführen. Erst ab einer Spitztemperatur von ca. 600°C tritt eine geringe Abnahme der Härte auf, ca. 375 HV10 (Grundwerkstoff -4%). Ebenfalls ist in diesem Bereich die Härte unabhängig von der $t_{8/5}$ -Zeit. Die weitaus geringere Erweichung ist bei dieser Warmbandzusammensetzung auf die bessere Anlassbeständigkeit der anfangs martensitischen Matrix, den Anteil der Sekundärhärte und seiner Anlassbehandlung infolge der Herstellung zurückzuführen. In der teilaustenitisierten Zone steigt die Härte ebenfalls wieder an, aber wesentlich weniger $t_{8/5}$ -Zeit abhängig als bei den WBQ 1 Bändern.

Im vollaustenitischen Bereich der Spitztemperatur ($T_{Max.} > A_3$), liegt die maximale Härte bei ca. 525 HV10 (Abbildung 4.4 a). Die Härte fällt aber mit steigender $t_{8/5}$ -Zeit wieder ab (Abbildung 4.4).

Da die Härte der WBQ 1 Bänder ab ca. 400°C Spitztemperatur abzunehmen beginnt, stellt sich die Vermutung, dass dies durch die Umwandlung des feinen, stäbchenförmigen Fe_3C , durch Zusammenwachsen zu größerem sphärischen Fe_3C her rührt. Aus diesem Grund wurden in weiterer Folge FE-REM Untersuchungen durchgeführt.

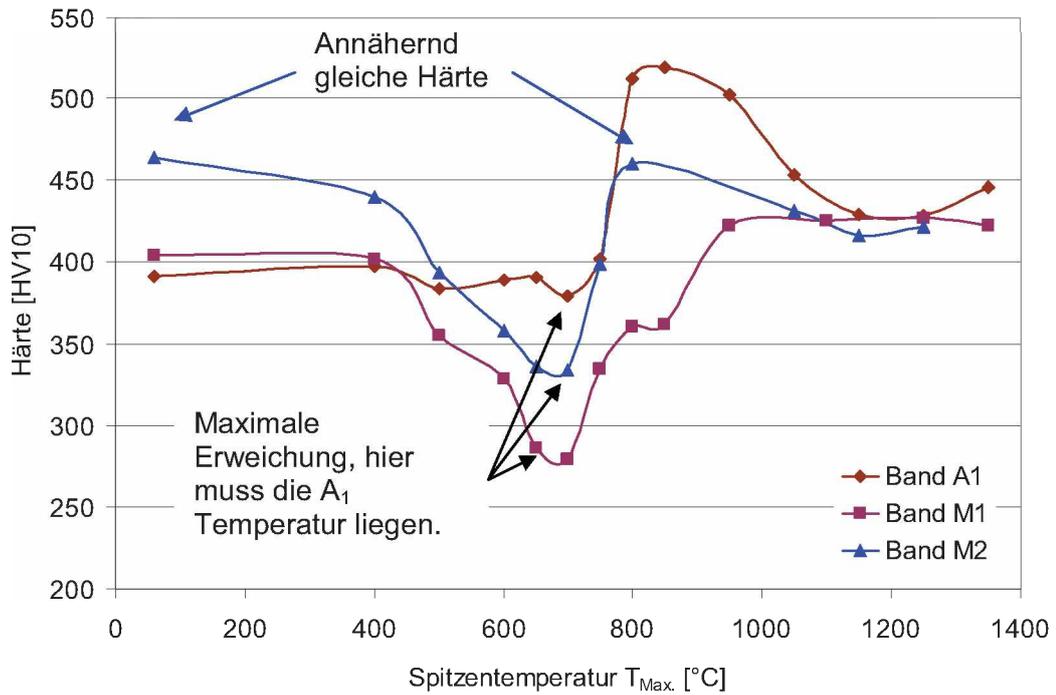


Abbildung 4.4: a) Härteverläufe bei einer $t_{8/5}$ -Zeit von 4 Sekunden (Band A1) bzw. 5 Sekunden (Band M1, M2).

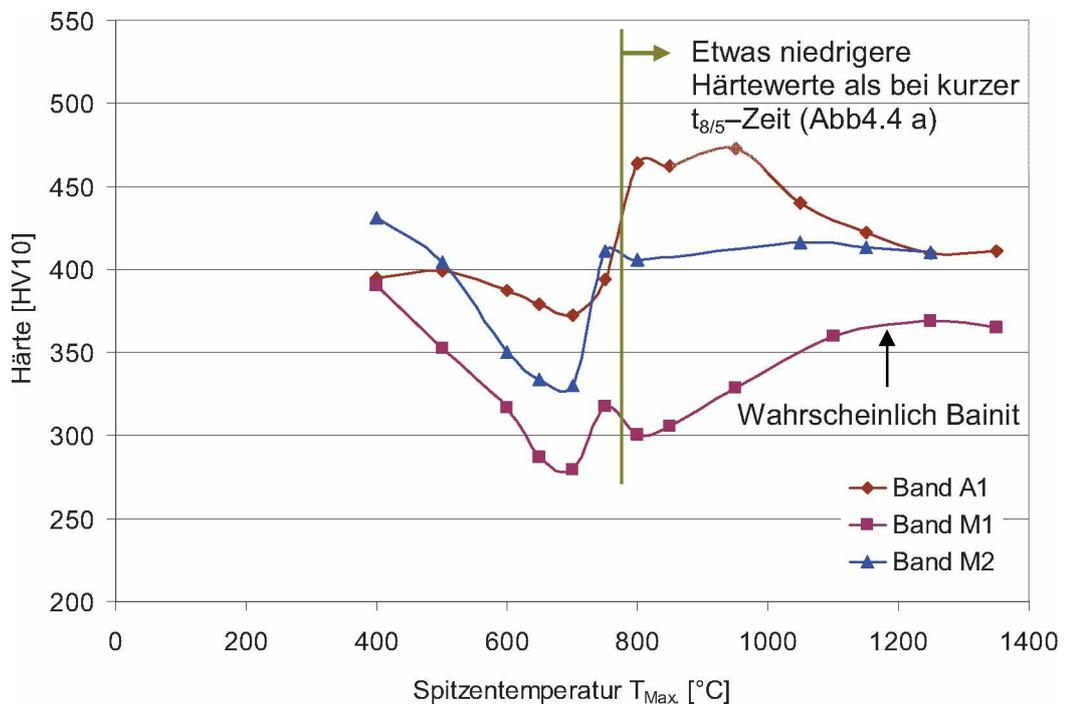


Abbildung 4.4: b) Härteverläufe bei einer $t_{8/5}$ -Zeit von 4 Sekunden (Band A1) bzw. 5 Sekunden (Band M1, M2).

4.2.3 Zugversuch

Die Kennwerte des Zugversuches, die Zugfestigkeit R_m , Streckgrenze $R_{p0.2}$, Gleichmaßdehnung A_g und Bruchdehnung A wurden hinsichtlich Spitzentemperatur T_{Max} und Abkühldauer $t_{8/5}$ ausgewertet.

In der Auftragung Zugfestigkeit R_m und Dehngrenze $R_{p0.2}$ über der Spitzentemperatur (Abbildungen 4.5 a, b und c) zeigt sich, dass auch die eben genannten Eigenschaften bei allen Bändern in ein Minimum laufen. Die Untersuchungsergebnisse zeigen auch, dass die gemessenen Eigenschaften im Anlassbereich nicht von der Abkühlbedingung beeinflusst sind und ebenfalls erst ab der A_1 -Temperatur eine $t_{8/5}$ -Abhängigkeit besteht. Zugfestigkeit und Dehngrenze weisen ihre Minima auch nicht bei der gleichen Spitzentemperatur auf. Die Zugfestigkeiten zeigen ihr Minima im maximalen Anlasszustand, also sehr knapp unter A_1 und die Dehngrenzen im mittleren bis oberen Bereich des Teilaustenitierungsgebietes. Dies würde mikrostrukturell einem Gefüge aus ca. 50 vol.% neu gebildetem Martensit und ca. 50 vol.% angelassenem Martensit (nun Ferrit + Karbide) entsprechen.

- Werkstoff WBQ 1 – Band M1

Abbildung 4.5 a zeigt, dass der Werkstoff ab Spitzentemperaturen über der A_3 Temperatur, bei kurzer $t_{8/5}$ -Zeit, annähernd die gleiche Festigkeit aufweist wie der Grundwerkstoff. Zugfestigkeit und Dehngrenze zeigen eine konstante Abnahme bis zu ihrem Minimum, die ab ca. 400°C Spitzentemperatur noch etwas zunimmt. Bei hohen $t_{8/5}$ -Zeiten liegen die Werte von R_m und $R_{p0.2}$ wieder bei für Martensit untypischen Werten.

- Werkstoff WBQ 1 – Band M2

Aus Abbildung 4.5 b ist ersichtlich, dass auch das Band M2 beginnt ab 400°C T_{Max} an Festigkeit zu verlieren. Die Minima von R_m und $R_{p0.2}$ liegen etwas höher als die des Bandes M1 (Abbildung 4.5 a). Zurückzuführen ist dies auf den deutlich höheren Mangangehalt (ca. 0.6 mass.%) in der Legierung des Bandes M2. Mangan senkt die Diffusionsgeschwindigkeit des Kohlenstoffes (Gitterverzerrung und Verspannung) in der Matrix und verzögert somit die Karbidausscheidung und die Erweichung der martensitischen Matrix [3]. Die Karbide weisen somit eine geringere Größe und eine deutlich höhere Zahl an Ausscheidungsstellen auf. Die Festigkeit und Dehngrenze zeigen für Spitzentemperaturen über der A_3 -Temperatur die für Martensit typischen Werte, die mit steigender T_{Max} wieder leicht abnehmen.

- Werkstoff WBQ 2 – Band A1

Hier zeigen die Ergebnisse des Zugversuches (Abbildung 4.5 c) einen überraschenden Verlauf. Zugfestigkeit und Streckgrenze verhalten sich bis etwa 600°C T_{Max} fast konstant. Das Minimum ist durch die Anlassbehandlung des Grundwerkstoffes nur von geringem Ausmaß. Bei der A_3 -Temperatur und knapp darüber, konnten Zugfestigkeiten bei und über 1600 MPa ermittelt werden. Diese Verläufe stehen im Zusammenhang mit der Struktur, zum Beispiel der Größe des ehemaligen Austenitkorns und in weiterer Folge der Länge (und vor allem der Breite) der Martensitnadeln (siehe Kapitel 3.5.4 und 4.3.4).

Die Verläufe der Kurven von Zugfestigkeit und Dehngrenze zeigen bei diesem Werkstoff im vollaustenitischen Spitztemperaturbereich nur eine geringe Abhängigkeit der $t_{8/5}$ -Zeit. Die Werte von R_m und $R_{p0.2}$ liegen nur etwas nach unten, zu niedrigeren Werten verschoben und zeigen ebenfalls für Martensit typische Werte.

Die Dehnungen sind in den Diagrammen im Anhang 7.3 angeführt.

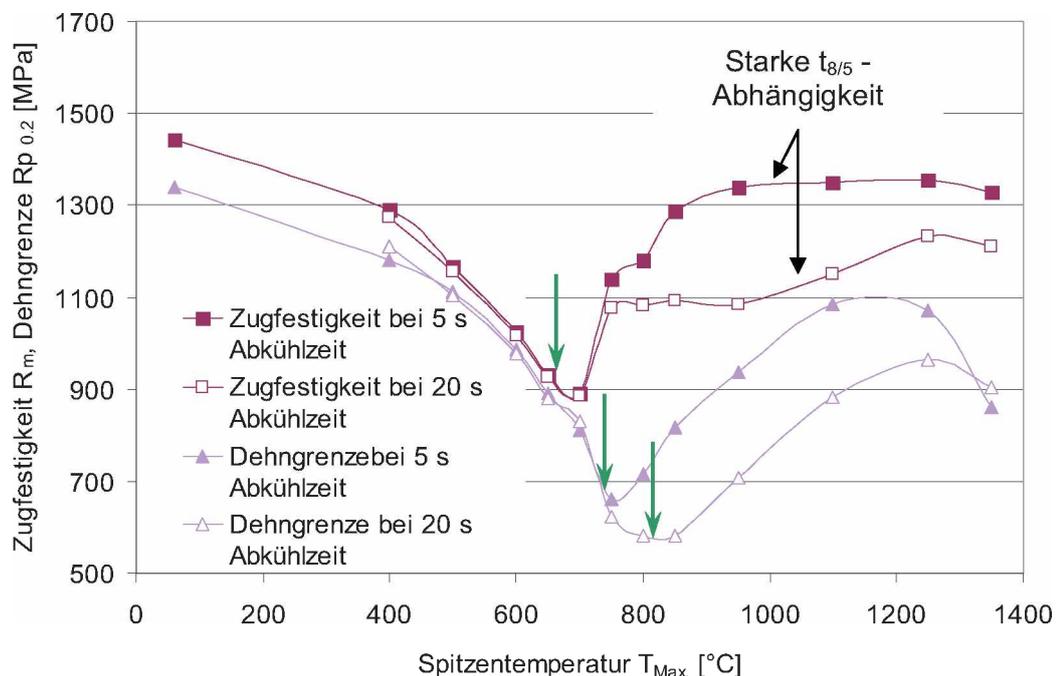


Abbildung 4.5: a) Ergebnisse des Zugversuches für Band M1. Das Minimum für Zugfestigkeit und Dehngrenze fallen nicht bei der gleichen Spitztemperatur zusammen (grüne Pfeile).

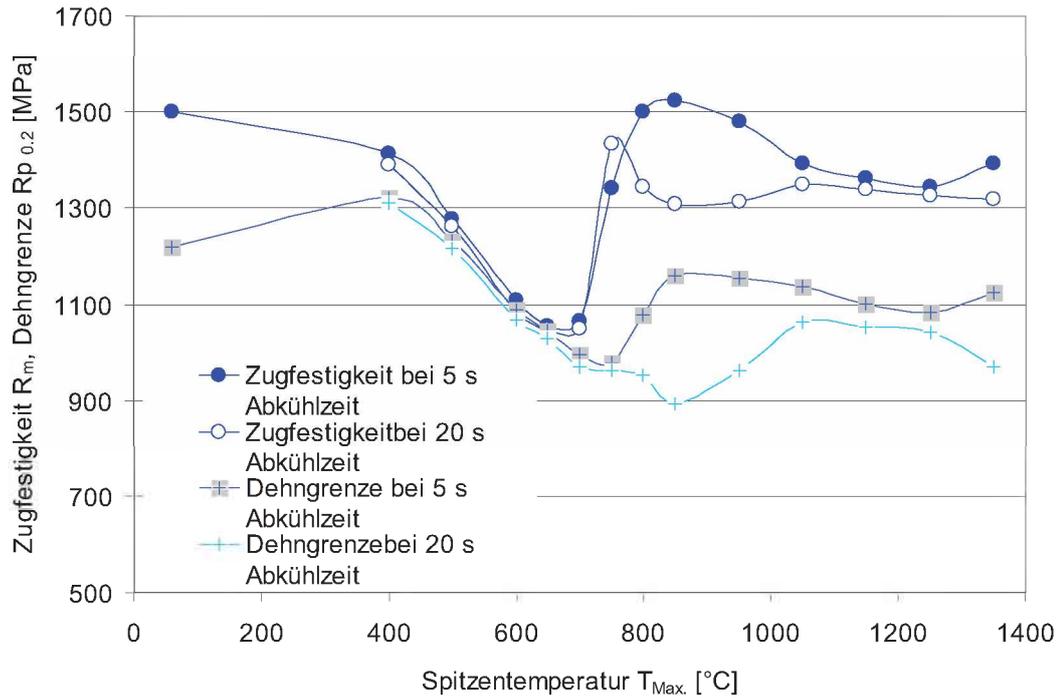


Abbildung 4.5: b) Ergebnisse des Zugversuches für Band M2. Dehngrenze und Zugfestigkeit zeigen geringere $t_{8/5}$ -Abhängigkeit in allen Temperaturbereichen als das Band M1.

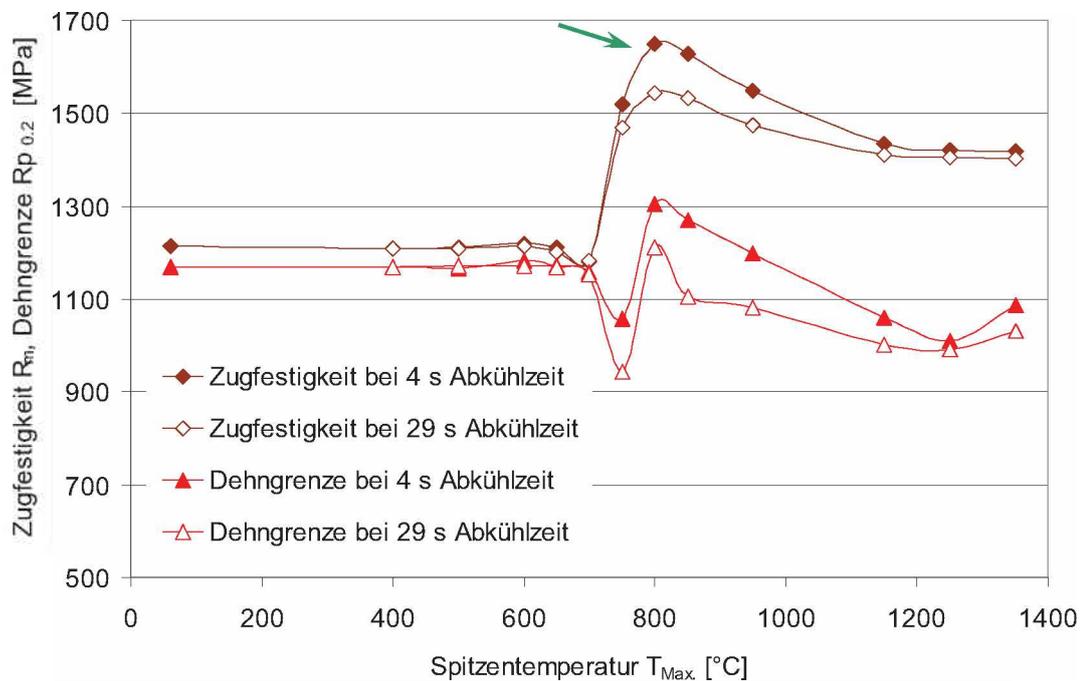


Abbildung 4.5: c) Ergebnisse des Zugversuches für Band A1. R_m und $R_{p0.2}$ zeigen über der A_1 -Temperatur nur eine geringe Abhängigkeit von der $t_{8/5}$ -Zeit. Beachtlich sind die Werte der Zugfestigkeit die knapp über A_3 gemessen wurden (grüner Pfeil)

4.2.4 Kerbschlagbiegeversuch

Da die Kerbschlagproben infolge der Bandabmessungen unterschiedliche Geometrien aufwiesen, wurde über die Kerbzähigkeit nach DIN EN 10045–1 auf eine Einheitsprobe mit den Abmessungen (h)10mm x (b)10mm umgerechnet. Geschlagen (nach Charpy) wurden die Kerbschlagbiegeproben mit V-Kerb mit einem Arbeitsvermögen des Pendelschlagwerkes von 300J.

Die Verläufe der Kerbschlagarbeit bei -40°C der einzelnen Bänder sind über der Spitzentemperatur aus der WEZ-Simulation aufgetragen (Abbildung 4.6 a und b).

Die Minima in der Kerbschlagarbeit der Versuchsbänder (Abbildungen 4.6 a, b) liegen etwa bei der gleichen Spitzentemperatur. Diese liegt knapp über der A_1 -Temperatur oder im unteren Teilaustenitierungsbereich. Auf dieses Minimum folgt wieder ein Anstieg der Kerbschlagarbeit. Ein erneutes Maximum in der Kerbschlagarbeit tritt im Bereich von ca. 1000°C bis 1150°C auf. Der wieder darauf folgende Abfall, könnte mit dem Beginn von Kornwachstum und damit der vergrößernden Martensitstruktur in Verbindung gebracht werden.

Die Werte bei niedrigen (Abbildung 4.6 a), als auch bei hohen (Abbildung 4.6 b) $t_{8/5}$ -Zeiten aus der WEZ-Simulation, sind annähernd gleich. Nur der Trend in Abbildung 4.6 b scheint verfälscht, da auf die Proben für lange Abkühlzeiten bei $T_{Max.} = RT$ aus logischen Gründen verzichtet wurde.

- Werkstoff WBQ 1 – Band M1

Wie in Abbildung 4.6 a zu sehen ist, nimmt die Kerbschlagarbeit bis hin zu etwa 400°C $T_{Max.}$ leicht ab. Diese Abnahme jedoch wird von einem Maximum abgelöst, welches dem Wert von reinem Ferrit mit wenigen eingelagerten Karbiden entsprechen würde (grüner Pfeil in Abbildung 4.6 a). Bei ca. 750°C $T_{Max.}$ fällt die Kerbschlagarbeit in das Minimum. Nach diesem Minimum nimmt die Kerbschlagarbeit wieder zu. Diese Zunahme erreicht ihr Maximum bei etwa 1200°C. Die erneute Abnahme der Kerbschlagarbeit ist auf den Beginn von Kornwachstum zurückzuführen.

- Werkstoff WBQ 1 – Band M2

Dieses Band zeigt den gleichen Effekt bis 400°C wie Band M1 (zu sehen in Abbildung 4.6 a), nur stärker ausgeprägt. Das Band M2 zeigt bis zu einer Temperatur von ca. 400°C einen kleinen Verlust an Kerbschlagarbeit (Pfeil in Abbildung 4.6 a). Die Bruchflächen der Kerbschlagbiegeproben zeigen in diesem Spitzentemperaturbereich ein etwas geringeres Maß an Verformung infolge des Schlages vom

Pendelhammer als die Proben der anderen beiden Bänder in diesem $T_{\text{Max.}}$ -Bereich. Dies ist ein typisches Zeichen für weniger Energieaufwand bei der Rissinitiierung im Kerbgrund und beim Durchtrieb des Risses durch die Probe. Diese Erscheinung ist auf den möglichen Zerfall von Restaustenit zurückzuführen.

- Werkstoff WBQ 2 – Band A1

Auffällig ist das Maximum der Kerbschlagarbeit bei einer Spitztemperatur von ca. 950°C , also etwas über der A_3 -Temperatur (grüner Pfeil in Abbildung 4.6 a). Da die Härte und Zugfestigkeit in diesem Bereich für Martensit typische Werte zeigen, kann es unmöglich, wie bei Band M1 knapp vor der A_1 -Temperatur, Ferrit sein. Für dieses Maximum kann die sehr feine Mikrostruktur der gerade abgeschlossenen, noch nicht vergrößerten Martensitstruktur aus den ehemaligen Austenitkörnern verantwortlich sein (siehe Kapitel 4.3.4). Die darauf folgende Abnahme ist durch die Härte des vollmartensitischen Gefüges und dem Beginn von Kornwachstum begründet.

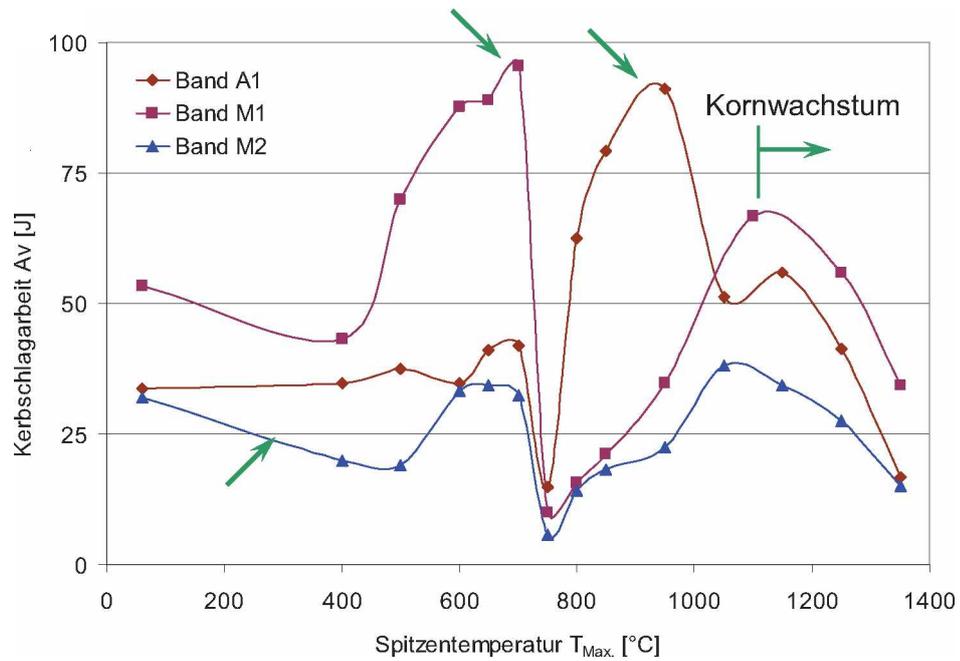


Abbildung 4.6: a) Ergebnisse des Kerbschlagversuches bei -40°C für Proben bei einer $t_{8/5}$ -Zeit von 4 s (Band A1) bzw. 5 s (Band M1, M2).

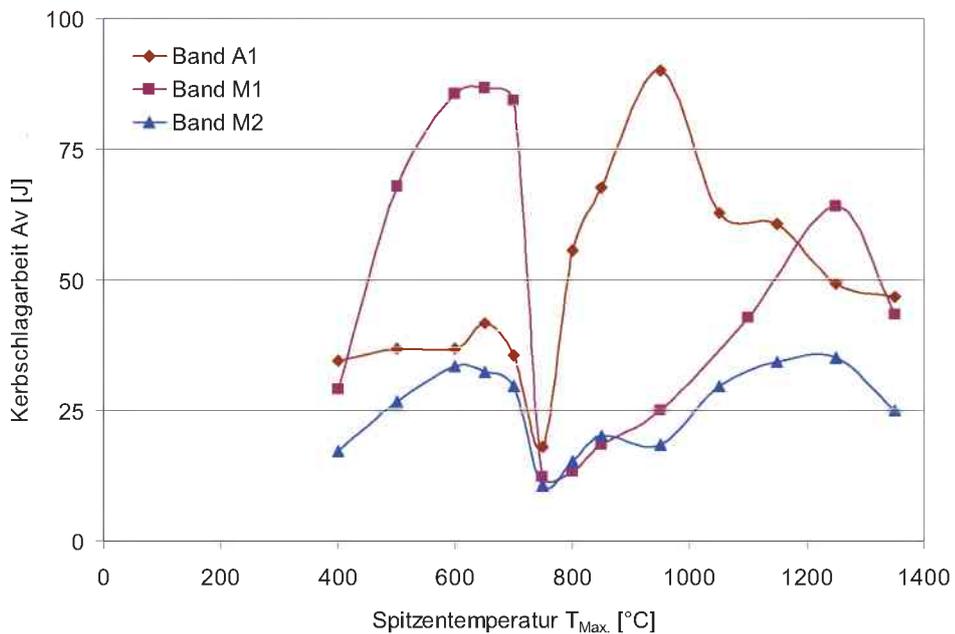


Abbildung 4.6: b) Ergebnisse des Kerbschlagversuches bei -40°C für Proben bei einer $t_{8/5}$ -Zeit von 29 s (Band A1) bzw. 20 s (Band M1, M2). Die Werte liegen teilweise nur geringfügig unter jenen, die bei niedrigen $t_{8/5}$ -Zeiten gemessen wurden.

4.3 Metallkundliche Untersuchungen

4.3.1 Lichtmikroskopie

Die Gefügebilder der thermischen Schweißsimulation zeigen allgemein im Anlassbereich (Vergleiche die Gefügebilder in Anhang 7.1 bis $T_{\text{Max.}}=700^{\circ}\text{C}$) ein martensitisches Gefüge, welches in Abhängigkeit der Spitztemperatur und unabhängig von der $t_{8/5}$ -Zeit, unterschiedlich stark angelassen ist.

Der Übergang von der Anlasszone in die teilaustenitisierte und vollaustenitisierte Zone zeigt Neubildung von Martensit (Vergleiche die Gefügebilder bei 700°C in Abbildung 4.7 und 750°C und 800°C in Abbildung 4.8). Dies ist dadurch zu erkennen, dass in den Schlibbildern wieder blass weiße bis hellbraune Inseln oder Zeilen zu sehen sind. Über die genaue Lage der Umwandlungspunkte und der Zuordnung der Gefügebilder gibt die Dilatometermessung (Kapitel 4.3.5) Aufschluss. Das WBQ 1 – Band M1 zeigt im Gegensatz zu den beiden anderen Bändern einen größeren Umwandlungsbereich (Band A1 und Band M2). Grund dafür ist das größere Zweiphasengebiet im Phasendiagramm, das infolge der Legierungselemente nicht so stark eingeschnürt ist als bei den beiden anderen Bändern.

Ab einer Spitztemperatur von ca. 850°C bis 950°C hat die Struktur der Gefügebilder den Anschein, als wäre sie bei allen Bändern sehr fein (Abbildung 4.9 a, b und c), im Gegensatz zu den Gefügebildern bei niedrigeren Spitztemperaturen ($A_1 < T_{\text{Max.}} < 850^{\circ}\text{C}$, Abbildung 4.7 und 4.8). Im Schliff zeigt sich dies durch eine konstante Blaufärbung der betrachteten Oberfläche. Je feiner das Gefüge ist, desto dunkler erscheint die Oberfläche des betrachteten Schliffes. Zurückzuführen ist dies auf die Wechselwirkung des Lichtes mit der feinen, angeätzten Oberflächenstruktur der Probe.

Weiters ist zu erkennen, dass ab einer Spitztemperatur von etwa 1200°C (Abbildung 4.10 a, b und c) eine merkliche Vergrößerung bei allen Werkstoffen auftritt. Demnach dürfte dies der Temperaturbereich sein, ab welchem massives Kornwachstum auftritt. Bei längeren Abkühlbedingungen zeigt das WBQ 1 – Band M1 bei 1350°C Spitztemperatur (Abbildung 4.10 b) eine eher grau-bläuliche, grobe Struktur mit größeren ferritischen Bereichen (mit hoher Wahrscheinlichkeit bainitische Struktur und einem geringen Anteil an ebenfalls neu gebildeten Ferrit (blau)).

Die Bänder M1 und M2, die als Ausgangsgefüge einen schon etwas mehr selbst angelassenen Martensit aufweisen, zeigen eine schnellere Kinetik in Bezug auf Anlassen und Vergrößerung als der WBQ 2 – Werkstoff (Vergleich von Abbildungen 3.1, 3.2, 3.3 und 4.7). Oft lässt aber die Ätzung keine genaueren Aussagen über den

Anlasszustand des Werkstoffes zu. In diesem Fall sollte die FE-REM Untersuchung mehr Aufschluss geben.

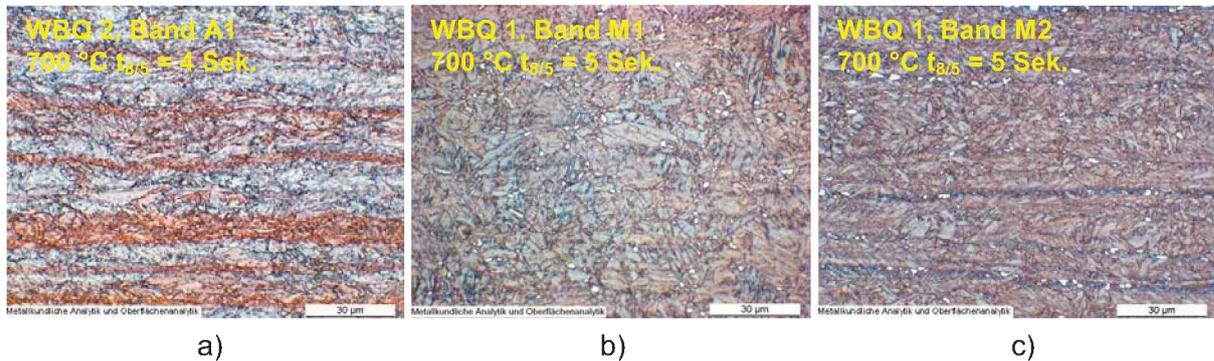


Abbildung 4.7: Gefügebilder im höchsten Anlassstadium (knapp vor der A_1 Temperatur). Band A1 (a) zeigt noch eine martensitische Struktur (weiße Zeilen), während die Bänder M1(b) und M2(c) schon einen Blaustich aufweisen, der die bereits ferritische Matrix zeigt.

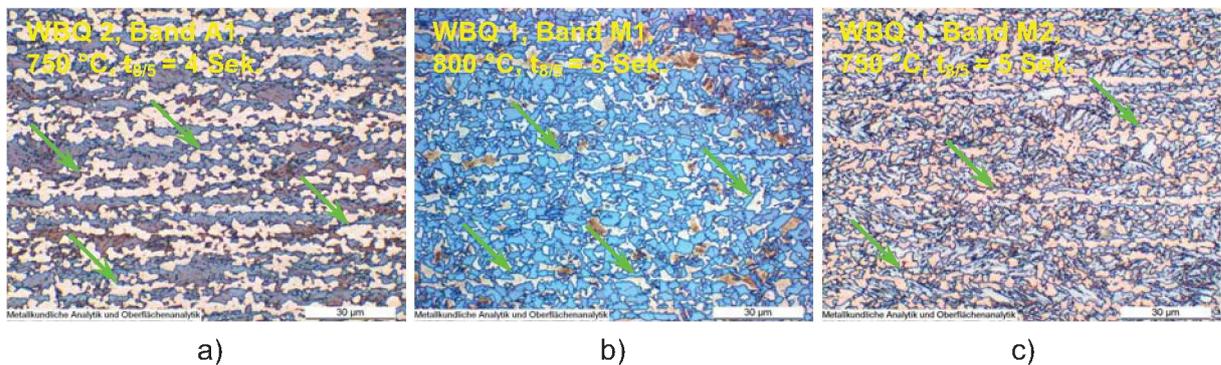


Abbildung 4.8: Gefügebilder aus dem Zweiphasengebiet. Während die Proben der Bänder A1 (a) und M2 (c) schon fast voll austenitisiert sind (weißlich, hellbraune Bereiche (Pfeile)), zeigt das Band M1 (b), bei 800°C Spitztemperatur fast ausschließlich Ferrit. Nur vereinzelt treten kleine martensitische Inseln auf.

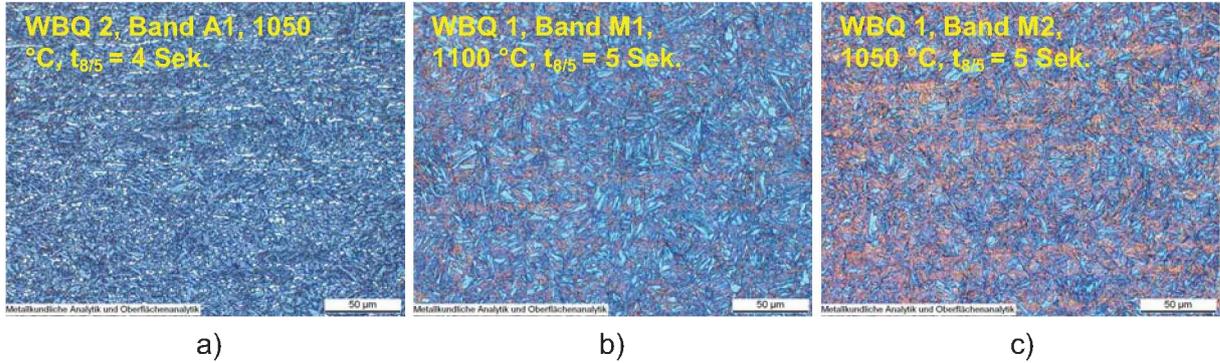


Abbildung 4.9: Gefügebilder knapp über der A_3 -Temperatur. Das Band A1 (a) weist gegenüber M1 (b) und M2 (c), die feinste Struktur auf.

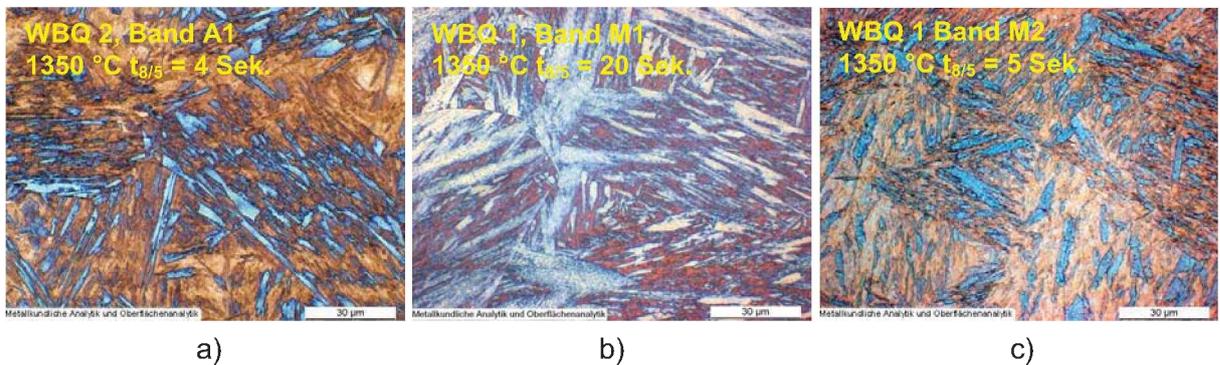


Abbildung 4.10: Gefügebilder des höchsten Austenitisierungszustandes der WEZ-Proben ($T_{Max} = 1350^\circ\text{C}$). Die Vergrößerung der Struktur ist wieder bei Band A1 (a) am geringsten. Bei Band M1 (b) lässt die Lattenform und der hell-, lichtblaue Farbton mit der dunkelroten Matrix auf Bainit und Martensit schließen. Band M2 (c) ist voll martensitisch.

4.3.2 Rasterelektronenmikroskopie (FE – REM)

Die Untersuchungen im FE–REM bestätigten den Zustand des jeweiligen Grundwerkstoffes als unterschiedlich stark angelassenen und selbst angelassenen Martensit (vergleiche Abbildungen 3.1 bis 3.3). Der WBQ 2 – Werkstoff, welcher ja bereits als Grundwerkstoff vor der Schweißsimulation bei etwa 600°C angelassen wurde, zeigt erst ab etwa 600°C Spitztemperatur eine Veränderung in der Struktur (Abbildung 4.12 a). Bei den WBQ 1 – Werkstoffen zeigt Band M2 einen geringeren Selbstanlasseffekt als Band M1. Eine merkbare Veränderung bei den WBQ 1 – Werkstoffen tritt bereits ab etwa 400 °C Spitztemperatur auf (Abbildung 4.12 b und c). Die Karbide beginnen sich hier bei beiden Bändern von der Stäbchenform, durch Vereinigung zu einer kugeligen Form, einzuformen. Das WBQ 1 Band M1 vergrößert am schnellsten von allen Bändern. Bereits bei 400 °C Spitztemperatur ist dieses Band stark selbst angelassen und die Karbide beginnen zu vergrößern. Der Abstand zwischen den Karbiden scheint größer zu werden.

Im höchsten Anlasszustand (Abbildung 4.13 a, c) bei etwa 700°C T_{Max} , ist bei Band A1 und M2 noch die Lattenstruktur zu erkennen, während bei Band M1 (Abbildung 4.13 b, blaue Pfeile) schon die zur Gänze eingeformten Karbide teilweise an ehemaligen Austenitkorgrenzen sitzen. Der interkritische Temperaturbereich (Zweiphasengebiet zwischen der A_1 – und A_3 –Temperatur) in Abbildung 4.14 a, b und c zeigt Gefügebestandteile aus neu gebildetem Martensit und Ferrit (vollständig angelassener Martensit). Ferrit ist sowohl im teilaustenitischen als auch im vollaustenitischen Spitztemperaturbereich als Zerfallsprodukt und auch als neu gebildeter Ferrit vorhanden (Abbildung 4.13 und 4.14, grüne Pfeile). Ab etwa 800°C Spitztemperatur zeigt das Band M2 schon eine bereits voll martensitische Struktur die sich wieder in einen Kohlenstoff–armen Martensit (dunkle, verschmierte Inseln) und Kohlenstoff–reichen Martensit einteilen lässt (Abbildung 4.14 c). In Abbildung 4.14 b zeigt das Band M1, dass die Aktivierungsenergie anscheinend groß genug ist, um die Umwandlung von Ferrit in Austenit und anschließend wieder in Martensit, auch an der Grenzfläche von präexistierenden Karbiden und Ferrit als auch im Inneren eines Kornes (blaue Linie und Pfeil) beginnen kann (roter Pfeil). Der neu gebildete Martensit neigt dazu sich sehr rasch selbst anzulassen. Durch den Anlasseffekt zeigt sich in Folge von fein ausgeschiedenen Karbiden die ehemalige Austenitkornstruktur welche auf eine mittlere Korngröße von ca. 2µm schließen lässt. Bei $T_{\text{Max.}}=1350^\circ\text{C}$ (Abbildung 4.15 b, c), zeigt sich bei den Bändern M1 und M2 eine fast vollständig selbst angelassene Martensitstruktur, die gröber erscheint als das Ausgangsgefüge des Grundwerkstoffes und ebenso bei Austenitisierungstemperaturen niedriger als 1150°C. Das Band A1 in Abbildung 4.15 a (grüne Pfeile), zeigt nur sehr kleine selbst angelassene Bereiche.

Eine $t_{8/5}$ -Abhängigkeit zeigte sich wieder erst im interkritischen und voll austenitischen Spitztemperaturbereich (Anhang 7.2). Die gesamte Struktur äußert sich in einer etwas größeren Erscheinung. Mit zunehmender Spitztemperatur und steigender $t_{8/5}$ -Zeit nimmt auch die Vergrößerung der gesamten Struktur zu. Weiters ist bei allen Werkstoffen im interkritischen Bereich und etwas oberhalb der A_3 -Temperatur eine feine Umwandlungsstruktur und Kornfeinung zu beobachten, die auch den Verlust des thermomechanischen Gefüges zur Folge hat (Abbildung 4.14 a und Anhang 7.2). Beim WBQ 2 – Werkstoff ist ein feineres Gefüge vorhanden als bei den WBQ 1 – Bändern (siehe auch ehemalige Austenitkornmessung Kap. 4.3.2). Die Struktur bei 1350°C T_{Max} . der WBQ 1 – Bänder erinnert an eine Bainitstruktur (Abbildungen 4.11, 4.15 b, c). Die Analyse dieser Bilder ergab eine Mischung aus Bainit (untere Zwischenstufe), vergrößertem Bainit, wenig martensitische Bereiche und Ferritanteile (bereits ab ca. 950°C T_{Max} ., Abbildung 4.11). Der Großteil jedoch ist Bainit oder bereits selbst angelassener Martensit. Der Unterschied in den WBQ 1 – Bändern liegt im Anteil an Martensit, Bainit und bereits vergrößerten Bainit. Die Struktur des Bandes M2 ist feiner und weist etwas größere Anteile an neu gebildetem Martensit auf, während das Band M1 bei langen $t_{8/5}$ -Zeiten und Spitztemperaturen über der A_3 -Temperatur fast ausschließlich bainitisch-ferritisches Gefüge zeigt (Abbildungen 4.14 b, c und 4.15 b, c).

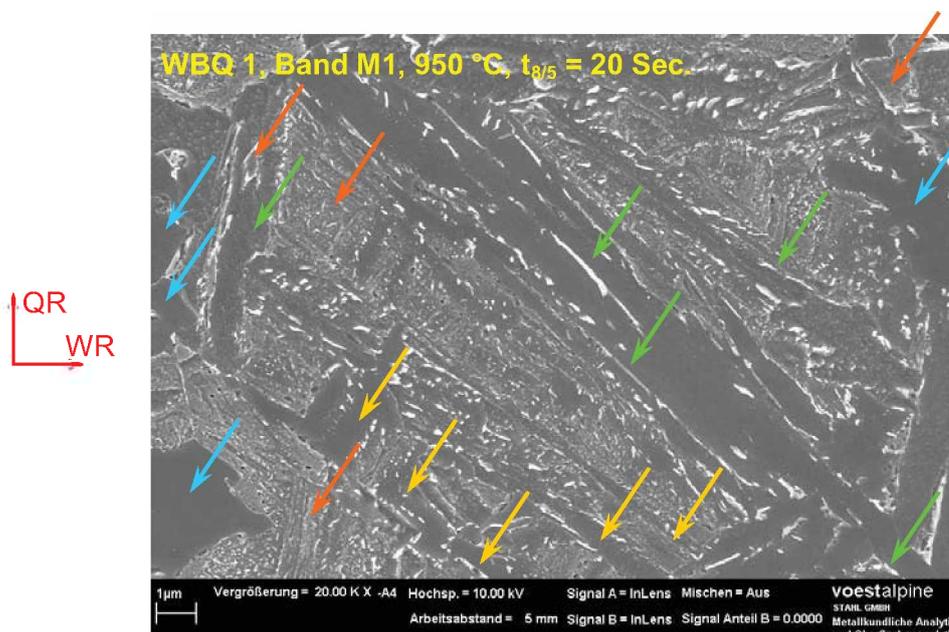
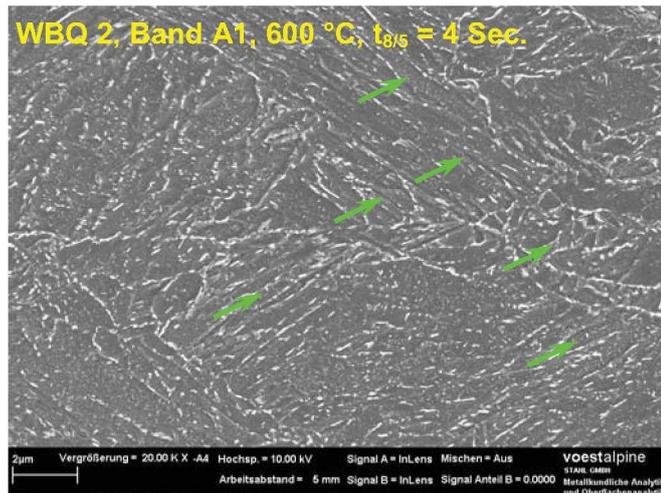
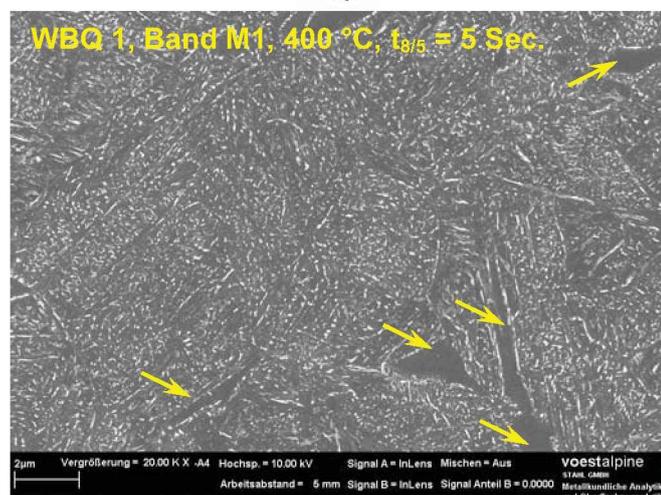


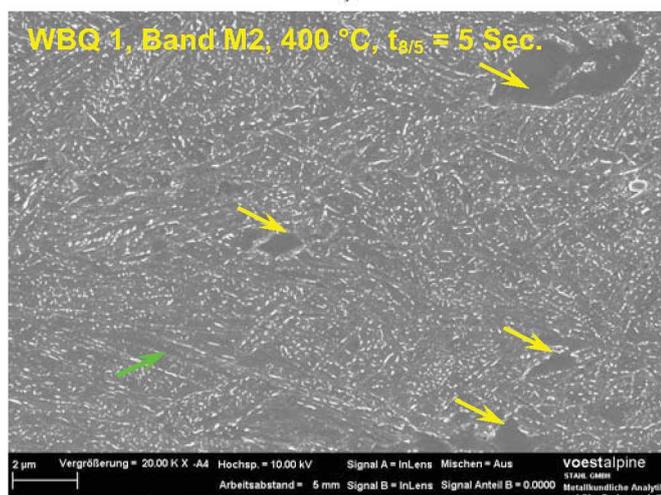
Abbildung 4.11: FE-Rasterelektronenaufnahmen: WBQ 1 – Band M1, $T_{\text{Max.}} = 950^{\circ}\text{C}$. Ferrit (blau), Bainit (gelb), vergrößerter Bainit (grün) und etwas Martensit (braun). Das Auftreten aller diese Gefügebestandteile deutet bei einer bei dieser Temperatur vollaustenitisierten Probe auf eine nicht vollständige Martensitumwandlung hin.



a)

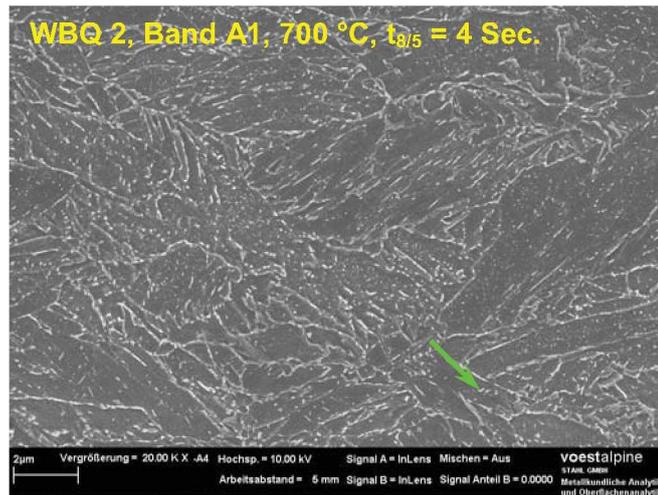


b)

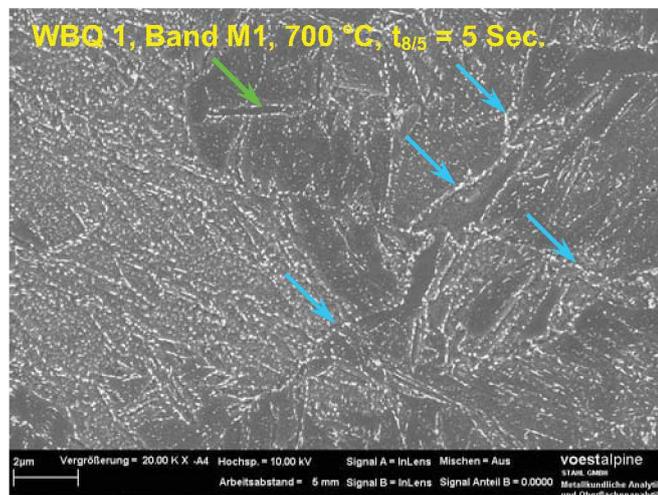


c)

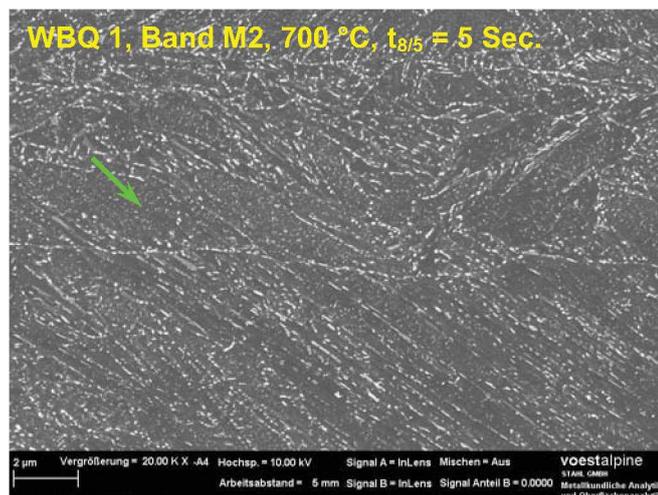
Abbildung 4.12: Das Band A1 (a) zeigt noch die typische Lattenstruktur (grüne Pfeile). Das Band M1 (b) ist schon fast zur Gänze angelassen und zeigt bereits voll ferritische Bereiche (gelbe Pfeile). Band M2 (c) zeigt eine gleichmäßig angelassene Martensitstruktur.



a)

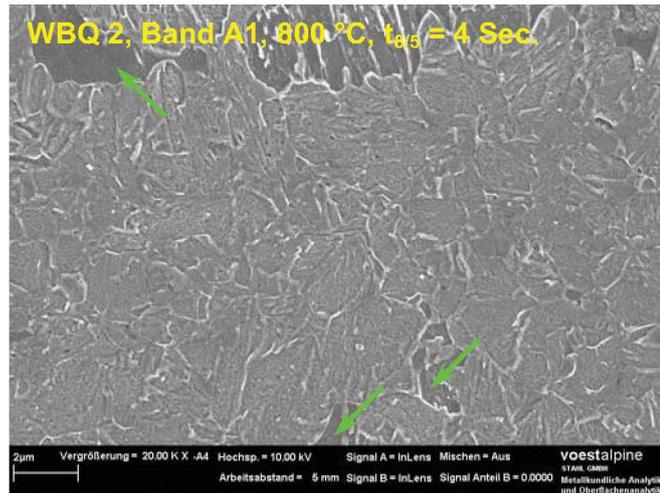


b)

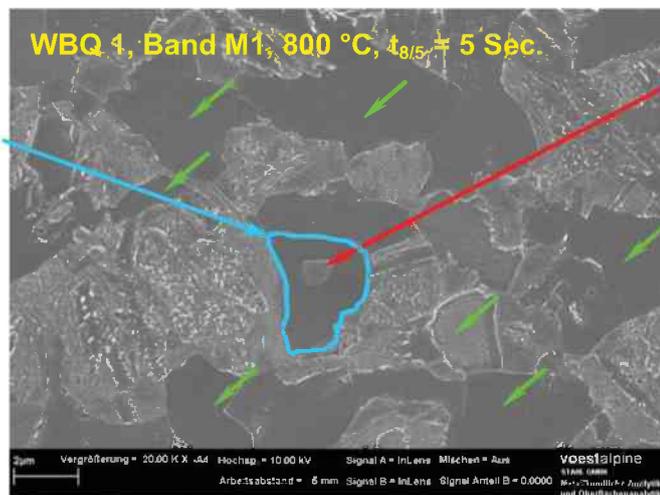


c)

Abbildung 4.13: Während bei Band A1 (a) und bei Band M2 (c) noch die feine Lattenstruktur und feine Ausscheidungen zu erkennen sind, ist bei Band M1 (b) schon ein Saum an eingeförmtem Zementit an den Latten- und Korngrenzen zu erkennen (blaue Pfeile).



a)

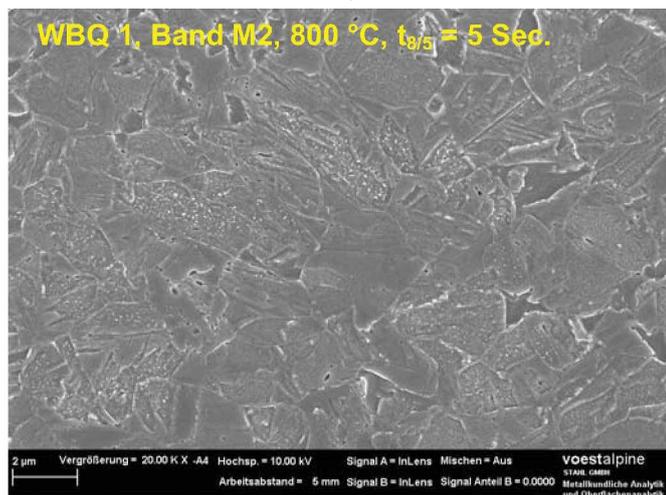


Ferritkorn



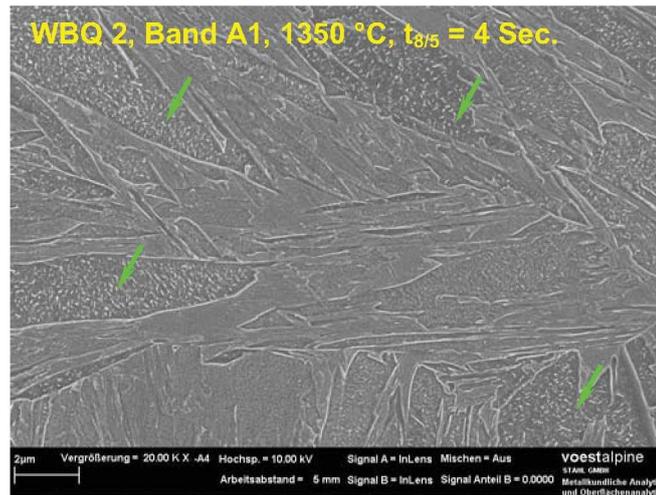
Heterogene Martensitkeimbildung an präexistierenden Karbiden im Inneren von Ferritkörnern.

b)

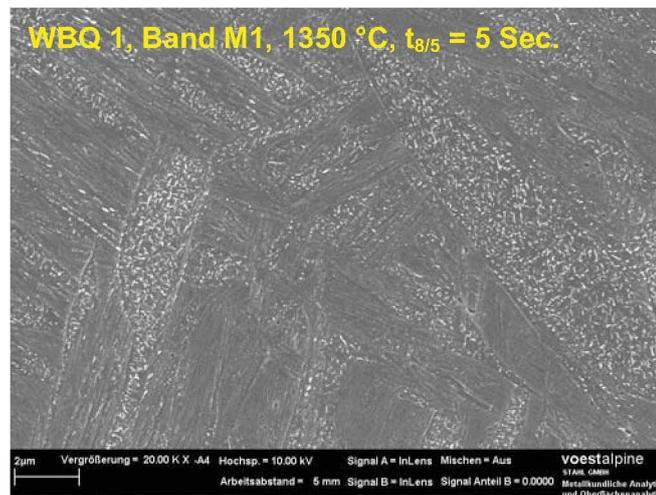


c)

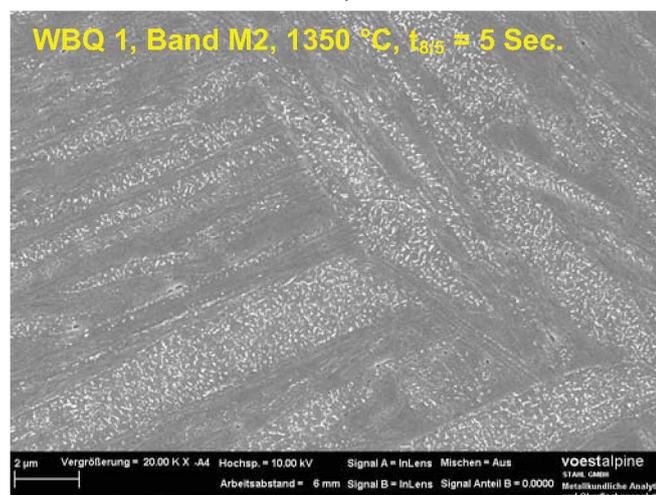
Abbildung 4.14: Das Band A1 (a) und Band M2 (c) zeigen schon eine vollständig ausgebildete Martensitstruktur. Das Band M1 (b) hingegen ist noch mitten im Zweiphasengebiet und zeigt noch Ferrit (grüne Pfeile).



a)



b)



c)

Abbildung 4.15: Band A1 (a) zeigt nur sehr kleine selbst angelassene Bereiche (grüne Pfeile). Der Rest ist harte, voll martensitische Matrix. Die Bänder M1 (b) und M2 (c) lassen auf eine bainitische Struktur, mit kleinen Martensitlatten dazwischen, schließen.

4.3.3 Röntgendiffraktometrie (XRD – Messung)

Die Auftragung des Gitterparameters der raumzentrierten Phase über die Spitzentemperatur T_{Max} zeigt, dass im Wesentlichen ein Ausscheide- und Anlassvorgang stattfindet (Abbildung 4.16 a, b und c). Die anfangs martensitischen Werkstoffe, Band M1 und M2 (Abbildung 4.16 a, b), scheiden den Kohlenstoff in Form von Karbiden aus. Mit steigender Spitzentemperatur T_{Max} wachsen die Karbide bis schließlich der Teilaustenitierungsbereich ($A_1 > T_{Max} > A_3$) erreicht wird. Hier geht ein Teil des Kohlenstoffes im Austenit wieder in Lösung, die Gitterkonstante a nimmt wieder zu. Manche Karbide werden kleiner oder lösen sich ganz auf, während andere wachsen oder Mischkarbide mit den Legierungselementen bilden. Der weitere Verlauf der Kurve zeigt in gewisser Hinsicht die Anlassbeständigkeit des Werkstoffes. Der Beginn des Abfalls und die weitere Steigung des Verlaufes der Gitterkonstante zeigt, wie schnell sich neuer Martensit bildet, wieder angelassen wird und wieder in Ferrit und Karbide zerfällt (Abbildung 4.16 a, b und c).

- WBQ 1 – Band M1

Das Band M1 zeigt eine so große Schwankung der Gitterkonstante, dass ein wahrscheinlicher Martensitzerfall schon sehr bald und sehr rasch vor sich geht. Dies macht sich in einer Abnahme der Gitterkonstanten bis ca. 700°C bemerkbar.

Die XRD-Probe bei $T_{Max} = 950^\circ\text{C}$ zeigte neben dem Ferrit-Peak einen kleinen Austenit-Peak (siehe Anhang 7.5, Abbildung 7.5.1). Bei dieser Probe wurde ein Gehalt von 96.6% Ferrit und 3.4% Austenit ermittelt. Der Kohlenstoffgehalt im Austenit mit 1.12% C (bestimmt mit XRD-Messung). Dies würde bedeuten, dass in einer Realschweißnaht in der Wärmeeinflusszone bei dieser Spitzentemperatur stabiler Restaustenit vorhanden wäre. Dieser Restaustenit liegt an den Lattengrenzen und würde hier die Lage der mechanischen Kennwerte (Verlauf der Kerbschlagarbeit A_V in Abbildung 4.6, der in diesem Bereich beachtliche Werte zeigt) gegenüber bei den vorher und nach dieser Spitzentemperatur gemessenen Werten bestätigen. Anschließend an den Teilaustenitierungsbereich zeigt der Verlauf der Gitterkonstante eine drastische Abnahme, welche darauf schließen lässt, dass sich der Kohlenstoff in keiner Zwangslage im Gitter befindet, sondern in ausgeschiedener Form als Karbid vorliegt. Das würde bedeuten, dass kein Martensit (oder nur ein sehr geringer Anteil) vorliegt, sondern ein geringer verspanntes Gefüge wie Bainit oder gar Ferrit.

- WBQ 1 – Band M2

Aus Abbildung 4.16 b ist ersichtlich, dass auch hier erst ab 400°C T_{Max} Anlassvorgänge stattfinden. Der Gitterparameter nimmt bis zu etwa 700°C ab. Erst im Temperaturbereich zwischen der A_1 - und der A_3 -Temperatur nimmt der Gitterparameter a wieder zu. Der Kohlenstoff geht wieder in Lösung. Die leichte Abnahme von a bei etwas über 800°C T_{Max} (Abbildung 4.16 b, blauer Pfeil) ist auf den Selbstanlasseffekt von kleinen, neu gebildeten Martensitinseln zurückzuführen. Im Vollaustenitisierungsbereich ($T_{\text{Max}} > A_3$) fällt der Gitterparameter nicht so stark ab wie bei Band M1 (Abbildung 4.16 a). Dies deutet auf eine martensitische Matrix hin, die eine geringere Neigung zum Selbstanlassen aufweist.

Bei einer $t_{8/5}$ -Zeit von 20 Sekunden, befinden sich nicht so viele Kohlenstoffatome in der gelösten Zwangslage im Gitter. Betrachtet man den Gitterparameter bei einer $t_{8/5}$ -Zeit von 5 Sekunden bei RT, so kann man darauf schließen, dass auch bei einer $t_{8/5}$ -Zeit von 20 Sekunden der Werkstoff eine martensitische Struktur aufweist (Abbildung 4.16 b).

- WBQ 2 – Band A1

Der WBQ 2 Werkstoff zeigt im Gegensatz dazu erst ab der A_1 -Temperatur eine Änderung im Gitterparameter. Der Kohlenstoff geht wieder von den Karbiden der Anlassbehandlung in den neu gebildeten Austenit in Lösung. Es scheint, dass während der Abkühlung von Spitzentemperaturen ab der A_3 -Temperatur keine im FE-REM sichtbaren Karbide ausgeschieden werden. Der Werkstoff bleibt also martensitisch und lässt sich nicht selbst an. Denn dann müsste der Gitterparameter a wieder abnehmen, wie es bei den WBQ 1 Bändern M1 und M2 der Fall ist (Abbildung 4.16 a, b).

Es konnte auch bei keiner Probe der drei unterschiedlichen Bänder, bei den verschiedenen Spitzentemperaturen der Temperatur-Zeit-Zyklen, eine tetragonale Verzerrung des Martensitgitters nachgewiesen werden. Somit ist durch diese Untersuchung bestätigt, dass in Legierungen mit weniger als 0.2 mass.% Kohlenstoff kubischer Martensit vorliegt und keine tetragonal verzerrte Martensitstruktur (siehe auch Kapitel 2.3).

Bei einer Gegenüberstellung zwischen den bei der Untersuchung herangezogenen Probenvolumina ist die magnetische Flussmessung der XRD-Messung zur Bestimmung des relativen Restaustenitgehaltes vorzuziehen, da die Flussproben ein repräsentativ größeres untersuchtes Probenvolumen aufweisen als die XRD-Proben.

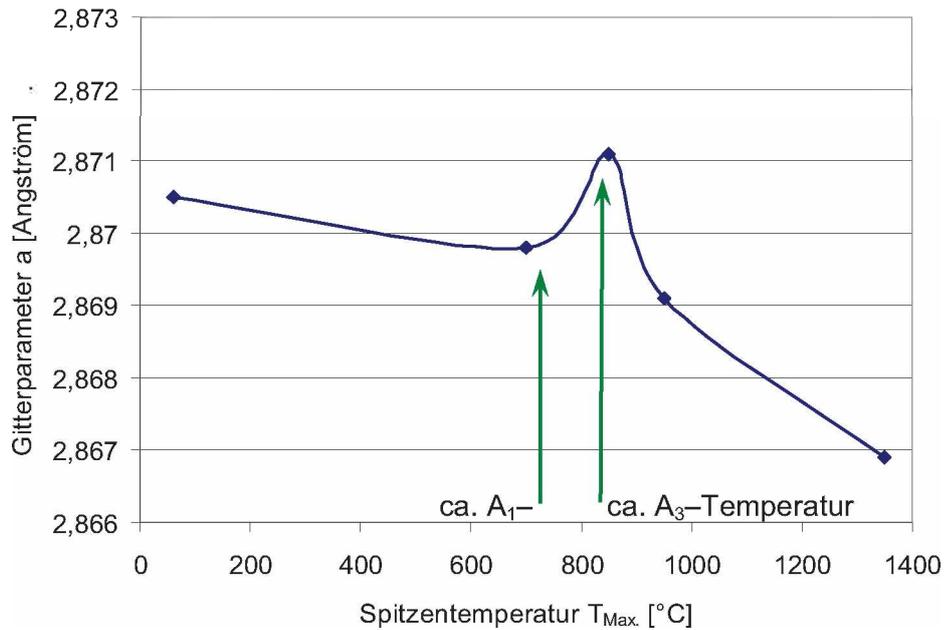


Abbildung 4.16: a) Kubischraumzentrierter Gitterparameter a über T_{Max} bei einer $t_{3/5}$ -Zeit von 5 s, Band M1. Die Temperaturen A_1 und A_3 können abgeschätzt werden.

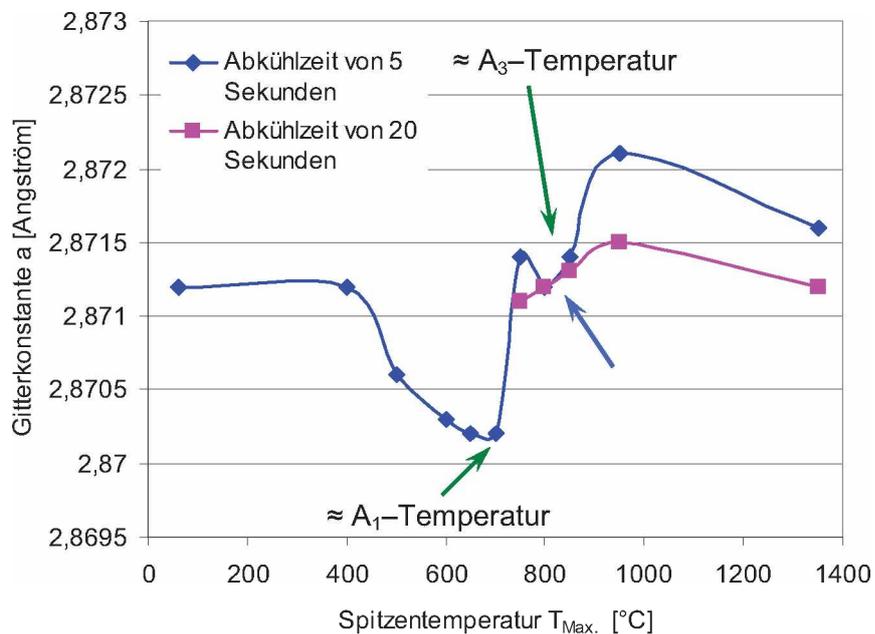


Abbildung 4.16: b) Kubischraumzentrierter Gitterparameter a über T_{Max} bei einer $t_{3/5}$ -Zeit von 5 s und 20 s, Band M2. Vermutlich zeigt der leichte Rückgang des Gitterparameters bei 800°C T_{Max} , dass in diesem Bereich der Selbstanlasseffekt des neu gebildeten Martensites überwiegt (blauer Pfeil).

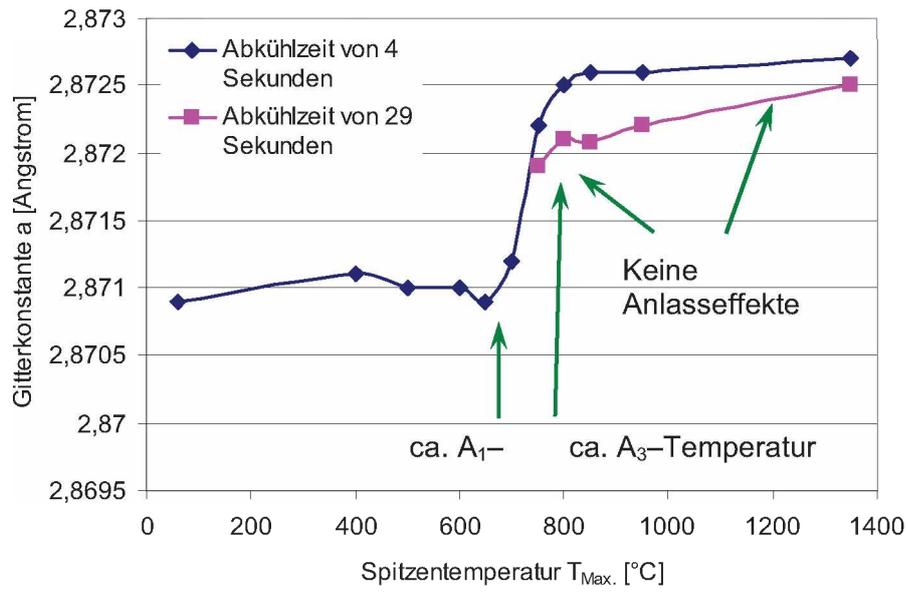


Abbildung 4.16: c) Kubischraumzentrierter Gitterparameter a über T_{Max} bei einer $t_{3/5}$ -Zeit von 5 s bzw. 20 s, Band A1. Das Band bleibt bei $T_{Max} > A_3$ nach der Abkühlung voll martensitisch.

4.3.4 Vermessung der ehemaliger Austenitkornstruktur

Die Berechnung der infolge der Austenitisierung in der WEZ entstandenen Austenitkorngrößen zeigt eine Abhängigkeit von der Abkühlbedingung ($t_{8/5}$ -Zeit) und der Spitzentemperatur $T_{Max.}$.

Die mittlere reale Korngröße wurde quantitativ aus den FE-REM Bildern mittels Linearanalyse ermittelt. Die Bestimmung der ehemaligen Austenitkorngrößen mittels Bechet Beaujuard Ätzung[§] [34] war nicht möglich. Allgemein wurde beobachtet, dass die gemessenen Korngrößen im Anlassbereich der Ausgangskorngröße des Grundwerkstoffes entsprechen. Hier sind diverse Schwankungen auf Probenlage im Band, Ort der durchgeführten Messungen auf der Probenoberfläche und örtlich unterschiedlich chemische Zusammensetzungen (Seigerungen) zurückzuführen. Bei Spitzentemperaturen knapp über der A_3 -Temperatur tritt das feinste ehemalige Austenitkorn auf, da in diesem Bereich Karbide, wie Titan- und Niobkarbide, als präexistierende Austenitkeime, von denen die Umwandlung ausgeht, wirken (Abbildung 4.17).

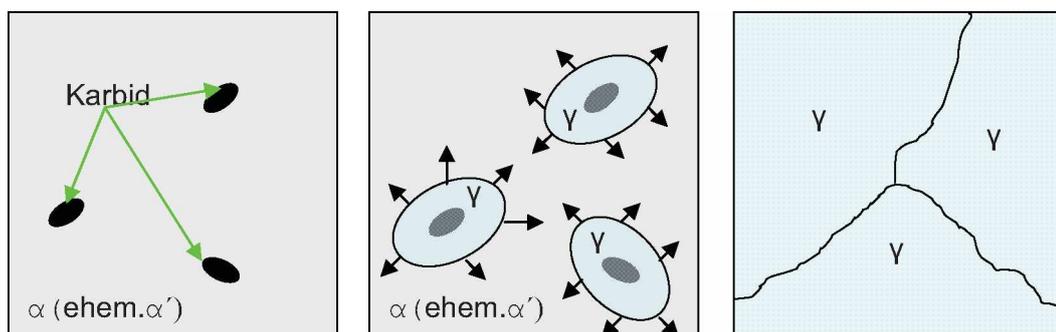


Abbildung 4.17: Schematische Darstellung der Austenitumwandlung beim Aufheizen. Diese geht von Ferrit-Karbid Grenzflächen aus.

Da sich Karbide auch an den Lattengrenzen ausscheiden, werden Keimstellen auch innerhalb eines ehemaligen Austenitkorns aktiviert (siehe Abbildung 4.14 b, roter Pfeil, und Abbildung 4.17). Da nun die Austenitisierung auch innerhalb eines gestreckten Kornes ausgeht, wandelt sich die Form der ehemaligen Austenitkörner um. Dies äußert sich im Verlust des thermomechanischen-Gefüges und in einem feineren ehemaligen Austenitkorn nach der darauf folgenden Abkühlung. Im Bereich der A_3 Temperatur ist der WBQ 2 Werkstoff feiner als der WBQ 1 Werkstoff

[§] Auch nach einer Ätzzeit von ca. ½ Stunde und mehrmaligem Polieren war kein brauchbares Ergebnis zu erzielen.

(Tabelle 4.3). Dies ist darauf zurückzuführen, dass im WBQ 2 Werkstoff bis zu hohen Austenitisierungstemperaturen stabile Karbide wie Titankarbide und im WBQ 1 Werkstoff nur Fe₃C vorhanden sind und somit in WBQ 1 weniger Keimstellen zur Austenitisierung vorliegen (vergleiche FE–REM Abbildungen 4.14 und 4.15). Die mittleren ehemaligen Austenitkorngrößen der beiden Werkstoffe, gemessen an den Simulationsproben, sind in Tabelle 4.3 angeführt.

Tabelle 4.3: Vermessungsergebnis der ehemaligen Austenitkornstruktur.

Ehemalige, mittlere Austenitkorngrößen [µm]				
T_{Max.}	WBQ 1, Band M1 & M2		WBQ 2, Band A1	
RT	7 (γ _{KGO})		6 (γ _{KGO})	
700 °C	9		10	
850 °C	2		1.1	
950 °C	3.5		1.8	
1050 °C	n.m*	n.m*	n.m*	n.m*
1150 °C	n.m*	n.m*	n.m*	n.m*
1250 °C	29	66	15	45
1350 °C	35	70	20	55
	t _{8/5} = 5 Sek.	t _{8/5} = 20 Sek.	t _{8/5} = 4 Sek.	t _{8/5} = 29 Sek.

(n.m*...Bestimmung der ehemaligen Austenitkorngröße nicht möglich.)

Die Berechnung der Korngröße (Abbildungen 4.19 und 4.20) mit dem Modell aus Kapitel 3.5.4 bestätigt den gemessenen Trend (Vergleich mit Tabelle 4.3). Bis zu einer Spitzentemperatur von ca. 1000°C ist keine nennenswerte Änderung der Korngröße zu verzeichnen. Ab einer Spitzentemperatur T_{Max.} von ca. 1100°C ist erstmals eine Änderung zu erkennen. Die Struktur scheint wieder zu vergrößern. Massives Kornwachstum ist ab Spitzentemperaturen von 1150°C zu verzeichnen. Weiters stellt sich auch zunehmend ein Einfluss der t_{8/5}-Zeit ein. Das Ergebnis zeigt, dass mit steigender t_{8/5}-Zeit und steigender Spitzentemperatur ein größeres ehemaliges Austenitkorn resultiert (siehe Abbildungen 4.18 und 4.19). Dies ist auf die längere Dauer der effektiven Zeit für den Temperaturbereich, wo Kornwachstum auftritt, zurückzuführen.

Knapp über der A₃-Temperatur ist auch das Ansteigen der Zugfestigkeit (Abbildung 4.5 c, grüner Pfeil) auf beachtliche Werte in diesem Bereich der Kornfeinung infolge der Umwandlung (α in γ) zu zuschreiben. Immerhin beträgt das beim WBQ 2 Werkstoff eine Steigerung um etwa 240 MPa. Wie aus der Tabelle 4.3 zu entnehmen

ist, steigt die Korngröße im Austenitgebiet ($T_{Max.} \gg A_3$) wieder rasch an und spiegelt sich auch in der Änderung der Kerbschlagarbeit wieder (Abbildung 4.6 a und b). Ab einer Abkühlbedingung ($t_{8/5}$ -Zeit) von ca. 10 Sekunden ist ein etwa linearer Zusammenhang von Korngröße und $t_{8/5}$ -Zeit zu beobachten. Deutlicher wird dies in der Betrachtung der Steigung der „Geraden“ ab einer $t_{8/5}$ -Zeit von 10 Sekunden. Diese Steigung steht mit der Anlassbeständigkeit der Legierung in Zusammenhang. Die Auswirkung zeigt sich im Exponenten n der Gleichung 3.16.

Der WBQ 2 – Werkstoff ist wesentlich Anlassbeständiger als der WBQ 1 – Werkstoff. Dies zeigt die geringere Steigung im Diagramm der Abbildung 4.18 für den WBQ 2 – Werkstoff bei höheren $t_{8/5}$ -Zeiten und gleicher Ausgangskorngröße γ_{KG0} (Tabelle 4.3). Der Exponent von γ_{KG} und γ_{KG0} zeigt in gewisser Weise also auch die Anlassbeständigkeit des Werkstoffes. Die ehemalige Austenitkorngröße ist ebenfalls von der Menge an gewissen Legierungselementen abhängig (zum Beispiel stabile Karbide die in diesem Temperaturbereich vorhanden sind).

Dies zeigt auch der Vergleich der Verläufe im Rechenmodell. Der WBQ 1 Werkstoff, mit Band M1 und Band M2 und der WBQ 2 Werkstoff mit Band A1 besitzt jeweils einen unterschiedlichen Wert für den Exponenten n aus Gleichung 3.16. n liegt in guter Näherung für WBQ 1 bei 2. Der WBQ 2 Werkstoff wird genauer mit einem Exponenten von $n \sim 1.9$ beschrieben. Das heißt, der Exponent kann durch den Zustand der Legierung beschrieben werden.

Die Korngrößen der Realschweißnähte wurden aus den Abbildungen 4.25 und 4.27 bei jeweils ca. $\frac{1}{4}$ Banddicke entlang der Schmelzlinie (innerhalb der WEZ) ermittelt. Der Vergleich in Abbildung 4.20 a) und b) zeigt, dass die gemessenen Werte aus der Simulation, die gemessenen aus der Realnaht und die gerechneten Werte nahe bei einander liegen.

Die Berechnung der ehemaligen Austenitkorngrößen erfolgte mittels numerischer Integration der Gleichung 3.13 und 3.16 (Kapitel 3.5.4). Der Temperatur–Zeit Zyklus zur Berechnung der ehemaligen Austenitkorngröße wurde jeweils von der Spitztemperatur ($T_{Max.}$) bis zu 950°C (als untere Schranke) in Stufen von jeweils einer halben Sekunde (in Abhängigkeit der $t_{8/5}$ -Zeit) angenähert. Bei jeder einzelnen Stufe wurde der Wachstumsbeitrag zur vorherigen Stufe in Abhängigkeit der Spitztemperatur ermittelt und anschließend über den gesamten Temperatur–Zeit–Verlauf zur ehemaligen Austenitkorngröße aufsummiert.

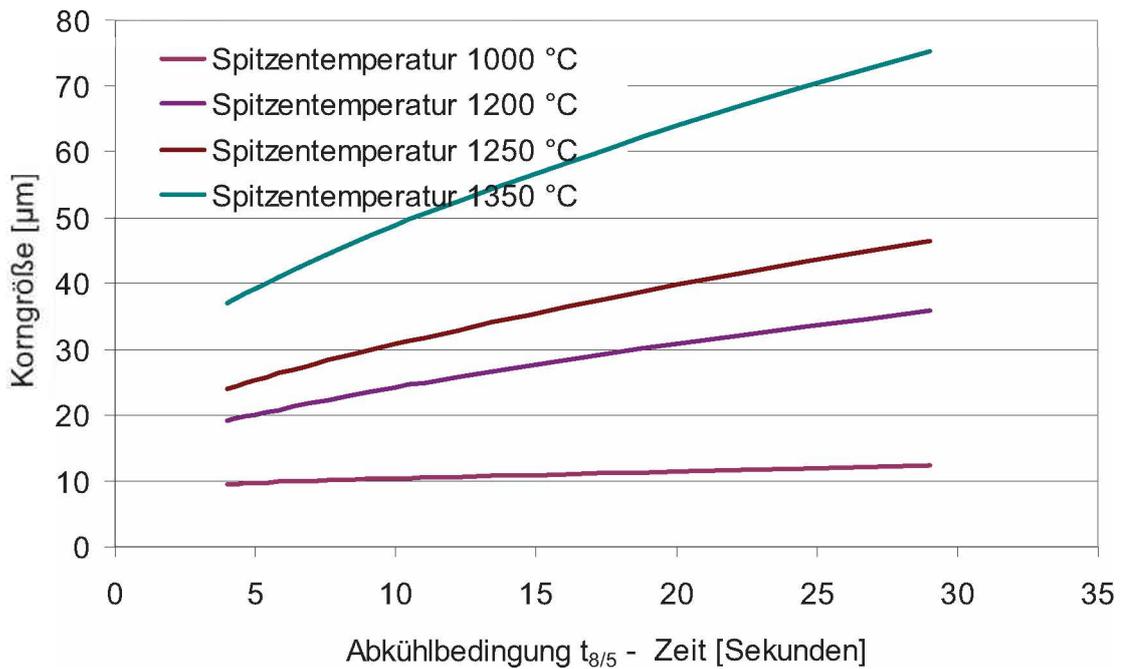


Abbildung 4.18: Berechnete ehemalige Austenitkorngrößen: WBQ 1 – Band M1 und M2 in Abhängigkeit von $t_{8/5}$ -Zeit und Spitzentemperatur T_{Max} . (für $n \sim 2$, $k' \sim 3 \cdot 10^{-4}$) in der Grobkornzone.

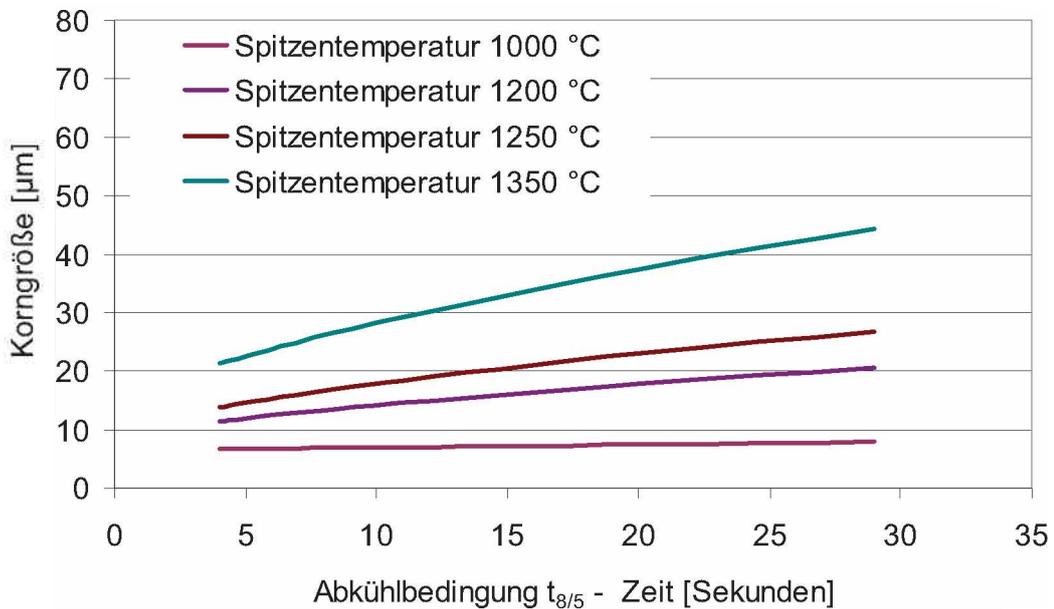
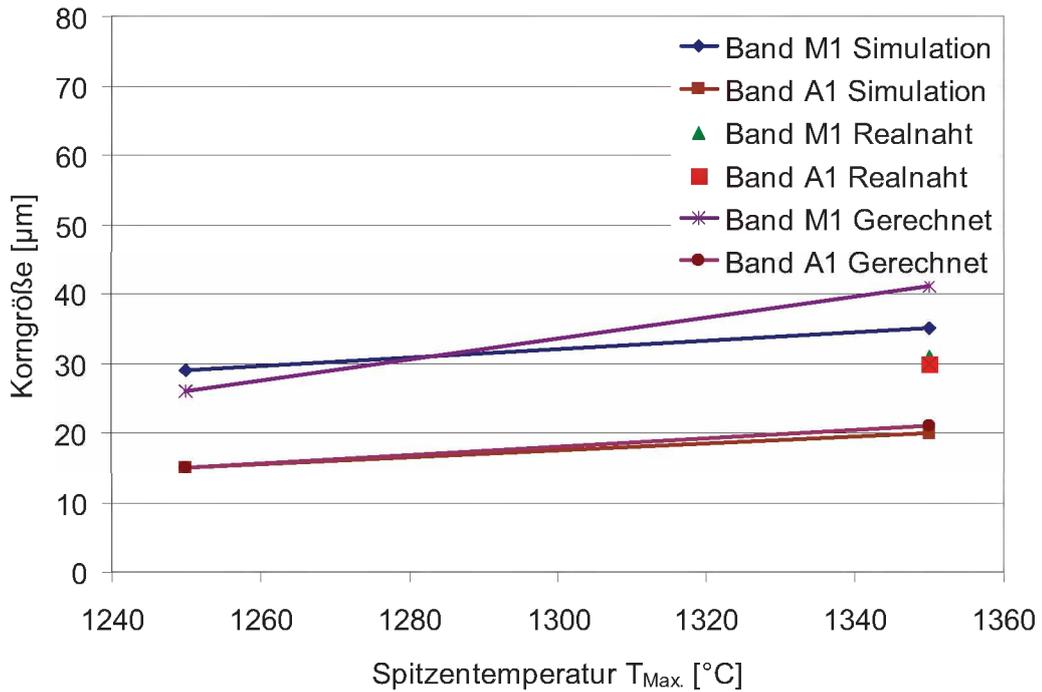
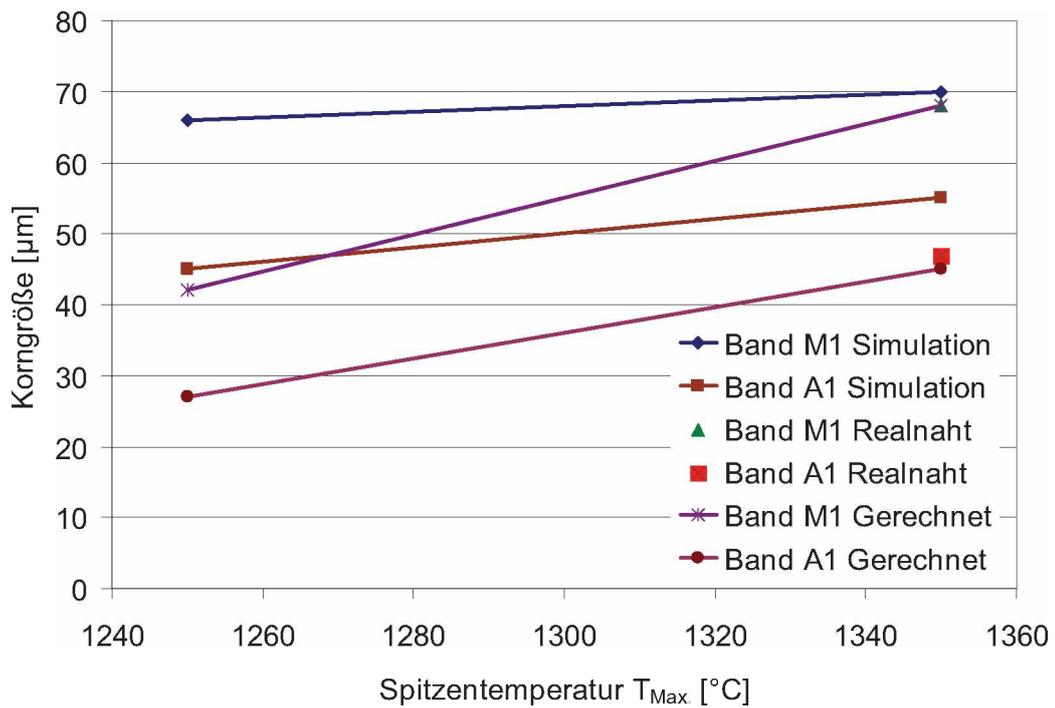


Abbildung 4.19: Berechnete ehemalige Austenitkorngrößen: WBQ 2 – Band A1 in Abhängigkeit von $t_{8/5}$ -Zeit und Spitzentemperatur T_{Max} . (für $n \sim 1.9$, $k' \sim 3 \cdot 10^{-4}$) in der Grobkornzone.



a)



b)

Abbildung 4.20: Vergleich der Korngrößen: a) niedrige $t_{3/5}$ -Zeiten und b) hohe $t_{3/5}$ -Zeiten. Werte aus der Simulation (kurz Simulation), der Realnaht an der Schmelzlinie (kurz Realnaht) und den gerechneten Werten aus dem Modell (kurz gerechnet), sind hier gemeinsam eingetragen. Die Temperatur an der Schmelzlinie ist etwas höher als 1350°C, darum der Unterschied zur Simulation bei 1350 °C.

4.3.5 Dilatometermessungen

Als Dilatometerproben wurden Ringproben mit $D_a \cdot D_i \cdot h = 5\text{mm} \cdot 4\text{mm} \cdot 2\text{mm}$ gewählt. Die Schwierigkeit bestand darin, die gewünschte hohe Aufheizrate wie diese beim Schweißen auftritt zu erreichen. Mit quaderförmigen Proben war dies nicht möglich. Die Probe wurde in einer Vakuum-Atmosphäre aufgeheizt und mit Stickstoff abgekühlt. Die Parameter für diese Versuche wurden so gewählt, dass annähernd vergleichbare Bedingungen wie in der WEZ-Simulation vorherrschten und die Umwandlungscharakteristika so auch in der Dilatometrie erhalten blieben. Gewählt wurde eine Aufheizrate von 600 Kelvin pro Sekunde. Die Spitzentemperatur für den Dilatometerversuch war mit 1130 °C angesetzt, da bei diesem Probenquerschnitt ein Überschwingen der Temperatur zu höheren Werten durch die Leistung der HF-Spule beim Aufheizen nicht zu verhindern war. Des Weiteren wurde die Haltezeit von 0.8 Sekunden auf ca. 2.8 Sekunden erhöht um die etwas niedrigere Spitzentemperatur gegenüber der WEZ-Simulation zu kompensieren, um in weiterer Folge etwa gleiche Ausgangsbedingungen für den Umwandlungsvorgang bei der Abkühlung zu schaffen. Die gemessene Verschiebung der A_1 - und der A_3 -Temperatur der einzelnen Werkstoffe ist in Tabelle 4.4 angeführt.

Tabelle 4.4: Lage der A_1 - und A_3 -Temperatur beim Aufheizen. Anhand der Ergebnisse aus den Dilatometerversuchen können nun die A_1 - und die A_3 -Temperatur genauer abgeschätzt werden.

	WBQ 1 – Band M1		WBQ 1 – Band M2		WBQ 2 – Band A	
	$t_{8/5}$		$t_{8/5}$		$t_{8/5}$	
	5 Sek.	20 Sek.	5 Sek.	20 Sek.	4 Sek.	29 Sek.
Ac1 [°C]	731	731	726	707	745	748
Ac3 [°C]	820	824	818	803	823	830
ΔT [°C]	85	90	71	86	78	69
M_{start} [°C]	397 **	551 **	385	390	376	382
M_{finish} [°C]	319 **	289 **	248	230	288	247
ΔT_c [°C] *	78	0	84	92	88	81

** Vor Martensit- Bainitbildung (ferritischer Bainit [41], irregulärer Ferrit [42])
 ΔT_c : Größe des Umwandlungsfensters bei der Abkühlung

Das WBQ 1 – Band M1 zeigt einen weiteren Punkt in der Messung (Abbildung 4.21 a). Bei 551°C zeigt die Kurve eine weitere Umwandlung, welche als Bainitbildung eingestuft werden kann an. Die berechnete Bainit-Starttemperatur in Tabelle 4.5 (Gleichung 4.4) würde dies bestätigen [40, 41].

$$B_{\text{Start}} [\text{°C}] = 830 - 270 \cdot \%C - 90 \cdot \%Mn - 37 \cdot \%Ni - 70 \cdot \%Cr - 83 \cdot \%Mo \quad (4.4)$$

Tabelle 4.5: Lage der Bainit–Starttemperatur B_{Start} . Berechnet aus Gleichung 4.4.

	WBQ 1 Band M1	WBQ 1 Band M2	WBQ 2 Band A1
B_{Start} [°C]	580	525	530

Aus den Dilatometerkurven (Versuchsparameter siehe Tabelle 4.6) ist ersichtlich, dass der WBQ 1 Werkstoff – Band M1, bei Abkühlbedingungen ($t_{8/5}$ -Zeit) von 5 Sekunden, vor der martensitischen Umwandlung eine Bainitumwandlung zeigt (Abbildung 4.21 a). Der Beginn der Umwandlung liegt bei etwa 551°C. Der Unterschied zum errechneten Wert kann durch die kleine Geometrie der Dilatometerprobe (Wandstärke des Probenhohlzylinders) gegeben sein. Bei einer $t_{8/5}$ -Zeit von 20 Sekunden zeigt sich keine ausgeprägte Umwandlung (klare Trennung zwischen Martensit- und Bainitbildung), sondern nur eine zweistufige Kurve welche eine Umwandlung in Zwischenstufengefüge bestätigt (Abbildung 4.21 b). Aus einer quantitativen Analyse der Flächen unter den Peaks der gemessenen Kurven ist zu schließen, dass bei niedriger $t_{8/5}$ -Zeit das Gefüge aus ca. 90% bis 95% Martensit und 5% bis 10% Bainit und bei hohen $t_{8/5}$ -Zeiten aus ca. 70% bis 75% Bainit und ca. 25% bis 30% Martensit besteht.

Die beiden anderen Bänder, WBQ 1 – Band M2 (Abbildungen 7.4.1 und 7.4.2 im Anhang 7.4) und WBQ 2 – Band A1 (Abbildungen 7.4.3 und 7.4.4 im Anhang 7.4) zeigen keine Bainitbildung vor der Martensitumwandlung. Das WBQ 2 – Band M2 mit dem höchsten Mangengehalt zeigt das kleinste Zweiphasengebiet beim Aufheizen. Weitere gemessene Längenänderungen sind nicht interpretationswürdig. Durch die kleine Geometrie der Dilatometerproben ist auch eine Krafteinwirkung und Ausdehnungsbeeinflussung durch die Spannelemente gegeben.

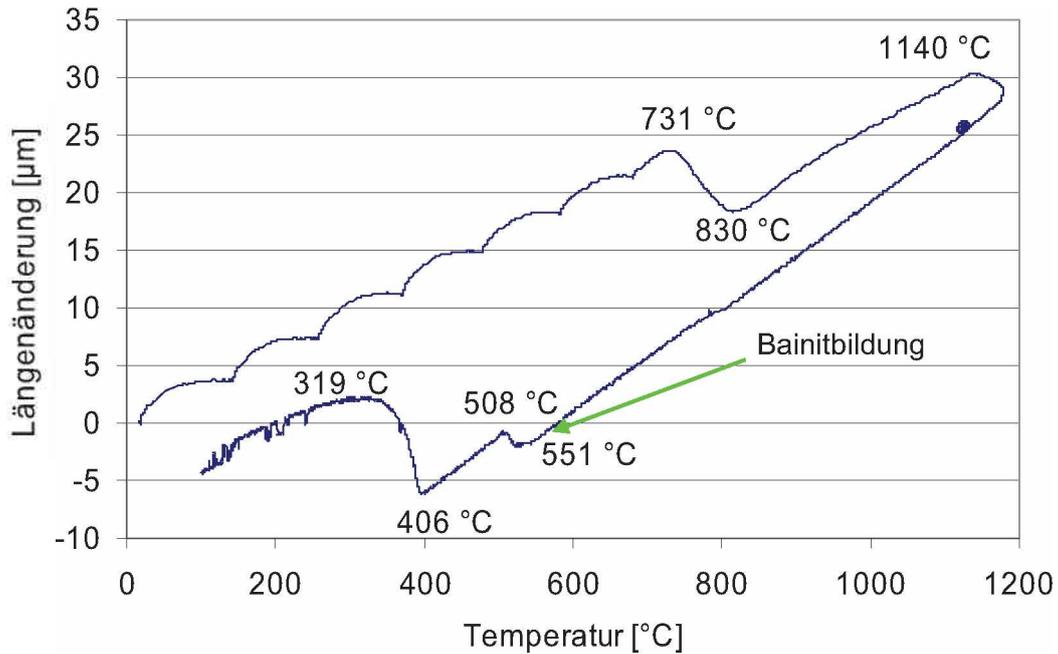


Abbildung 4.21: a) Dilatometerkurve mit einer $t_{8/5}$ -Zeit von 5 Sekunden, Werkstoff: WBQ 1 – Band M1. Das sprunghafte Verhalten der Kurve beim Aufheizen kommt von der Angleichung der HF-Leistung der Spule.

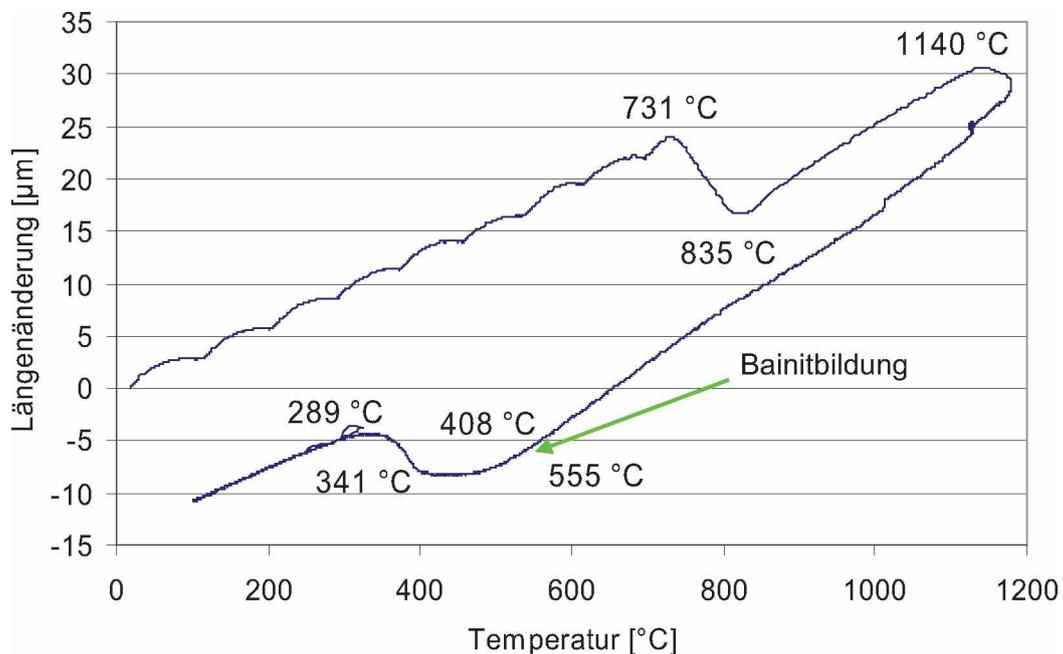


Abbildung 4.21: b) Dilatometerkurve mit einer $t_{8/5}$ -Zeit von 20 Sekunden, Werkstoff: WBQ 1 – Band M1. Die Abkühlbedingung ($t_{8/5}$ -Zeit) reicht nicht aus um den Werkstoff wieder in ein martensitisches Gefüge umklappen zu lassen.

Das kontinuierliche ZTU-Schaubild [42] für den Werkstoff WBQ 1 ist in Abbildung 4.22 zu sehen.

Bei der Betrachtung des kontinuierlichen Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubildes des WBQ 1 – Werkstoffes in Abbildung 4.22, ist ersichtlich, dass sogar bei kurzen Abkühlraten die im Schweißbereich liegen, schon die Nase des irregulären Ferrits und die Bainitnase geschnitten werden kann. Dies deckt sich auch mit den lichtmikroskopischen und rasterelektronischen Gefügeaufnahmen aus den Abbildungen in den Kapiteln 4.3.1 und 4.3.2. Teilweise sind dort kleine Ferritinseln beobachtet worden. Die Bezeichnung dieser Inseln als irregulären Ferrit kommt daher, dass sich vereinzelt kleine ferritische Bereiche anstatt bainitische Bereiche bilden. Diese kleinen ferritischen Bereiche sollten aber infolge der gewählten Abkühlrate bainitische oder gar martensitische Struktur aufweisen und somit nicht vorhanden sein. Der polygonale Ferrit entsteht infolge der geringen Kühlraten aus der Umwandlung von Austenit und ist auch deutlich im Licht- und Rasterelektronenmikroskop bei entsprechenden Proben zu sehen.

Die Austenitisierung der Proben wurde mit einer Dauer von ca. 5 Minuten bei etwa 900°C festgelegt [42].

Die Dilatometerkurven des Bandes A1 und M2 sind in Anhang 7.4 angeführt.

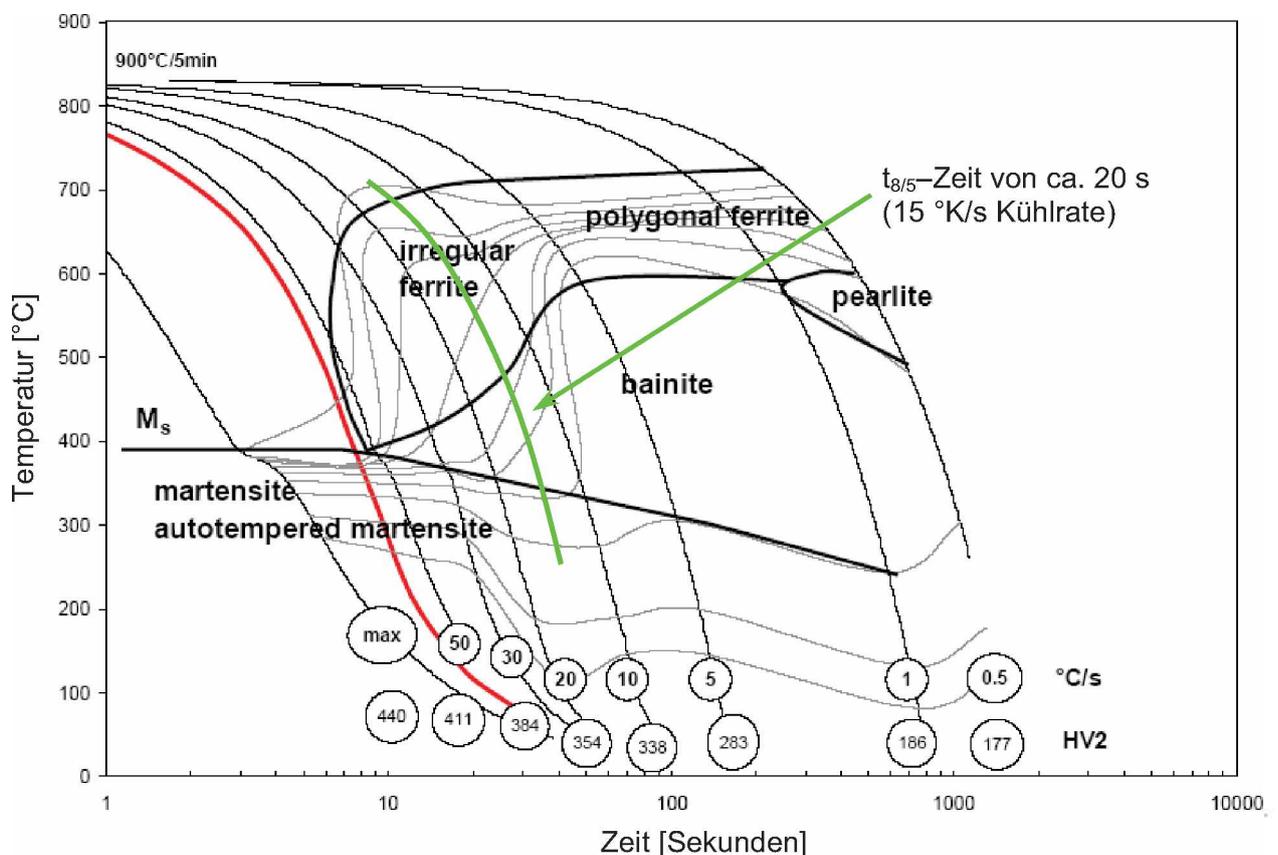


Abbildung 4.22: Kontinuierliches ZTU-Schaubild: Werkstoff WBQ 1 – Band M1. (Spindler [42])

4.3.6 Magnetische Messungen, die Flussmessung

Magnetische Flussmessungen wurden ab einer Spitztemperatur von 750°C durchgeführt. Das Interesse gilt dem stabil vorhandenen Restaustenit nach der Abkühlung. Beobachtet wurde, dass bei langen $t_{8/5}$ -Zeiten mehr Anteil an unmagnetischen Phasen in den Proben vorhanden ist als bei kurzen $t_{8/5}$ -Zeiten (vergleiche Abbildungen 4.23 und 4.24). Weiters zeigen die Verläufe des relativen Restaustenitgehaltes in den Proben eine Ähnlichkeit über den Spitztemperaturbereich bei kurzen (Abbildung 4.23) als auch bei langen (Abbildung 4.24) $t_{8/5}$ -Zeiten. Bis etwa knapp über der A_3 -Temperatur weisen bereits bei niedrigen $t_{8/5}$ -Zeiten, alle Bänder einen Maximalgehalt an unmagnetischer Phase auf. Dieser fällt dann weiter zu höheren Spitztemperaturen hin wieder ab. Der WBQ 1 – Werkstoff mit Band M1 zeigt nach Erreichen des Maximalgehaltes die stärkste Abnahme an unmagnetischer Phase (Abbildung 4.23). Den höchsten Anteil an unmagnetischer Phase weist der WBQ 2 – Werkstoff auf, der im gesamten Spitztemperaturbereich zwischen ca. 1.8 vol.% und ca. 2.8 vol.% Prozent liegt.

Es hat den Anschein als würde der Gehalt ab der A_1 -Temperatur bis zur A_3 -Temperatur abnehmen und erst in weitere Folge wieder zunehmen. Es stellt sich die Vermutung, dass der Legierungsgehalt eine wichtige Rolle spielt (Pfeile in Abbildung 4.23). Ein Vergleich aus den Werten in Tabelle 3.1 zeigt, dass der Abfall von Band M1 und das Gleichbleiben von Band M2 und der Anstieg im Fall von Band A1 ein Resultat infolge des Legierungselementgehaltes sein muss.

Bei den langen Abkühlbedingungen sind die Kurvenverläufe etwas anders (Abbildung 4.24). Hier zeigt das WBQ 1 – Band M1 sein Maximum später, während das WBQ 1 – Band M 2 und das WBQ 2 – Band A1 es schon bei etwa 850°C bis 950°C durchlaufen haben. Darüber nimmt jedoch der Gehalt an unmagnetischen Phasen in den Proben wieder kontinuierlich ab. Den höchsten Gehalt zeigt das Band M2 mit maximal 4.7 vol.% unmagnetischen Phasen bei 850°C Spitztemperatur. Die Abnahme des Gehaltes an unmagnetischen Phasen bei höheren Spitztemperaturen ist nicht so drastisch wie bei Band M1.

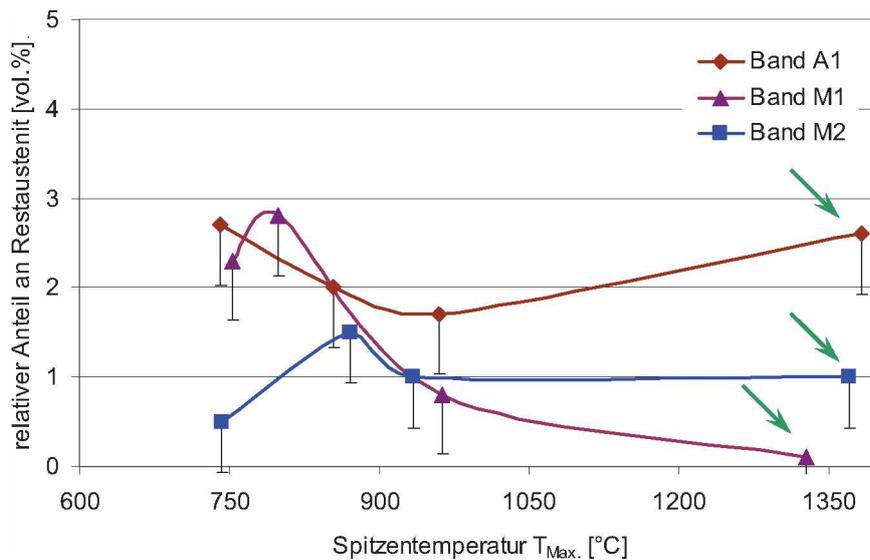


Abbildung 4.23: Relativer Gehalt an unmagnetischer Phase in den Proben bei kurzen Abkühlbedingungen (kurze $t_{8/5}$ -Zeiten). Die Anteile an unmagnetischer Phase bewegen sich zwischen ca. 0.5 und ca. 3 vol.%. Der Legierungsanteil scheint eine Rolle zu spielen (grüne Pfeile).

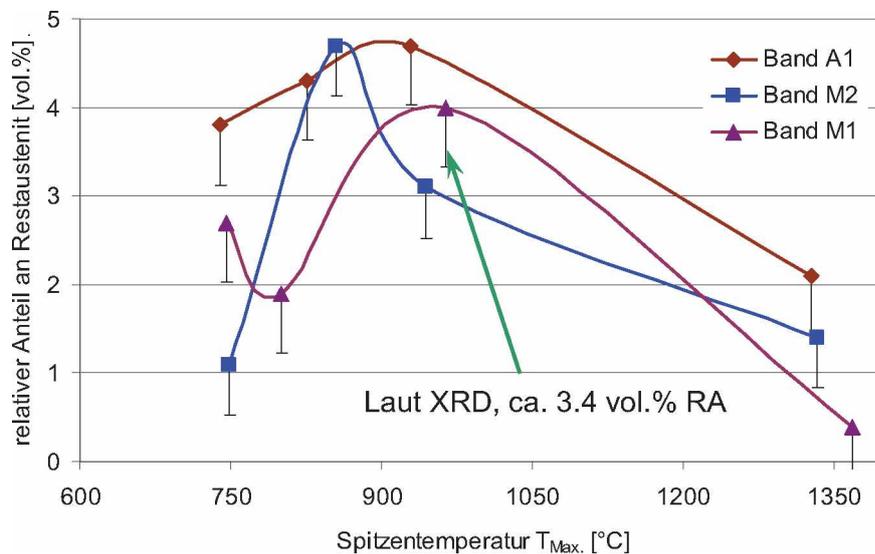


Abbildung 4.24: Relativer Gehalt an unmagnetischer Phase in den Proben bei langen Abkühlbedingungen (lange $t_{8/5}$ -Zeiten). Der Anteil an unmagnetischer Phase ist deutlich höher als bei niedrigen $t_{8/5}$ -Zeiten. Der Trend ist bei allen Bändern gleich.

4.4 Charakterisierung und Abgleich zur Realschweißung

Der Abgleich der thermischen Schweißsimulation zur Realschweißung wurde mittels MAG-Schweißungen in Walzrichtung mit Metallo 1100 (Massivdraht, als Schweißzusatz) durchgeführt. Der Metallo 1100 ist ein hochfester Schweißzusatz, der dem WBQ 2 – Werkstoff artgleich ist. Dies bedeutet, dass dieser Schweißzusatz das gleiche Legierungskonzept wie der WBQ 2 – Band A1 Werkstoff aufweist. Es bedeutet aber auch, dass die Bänder M1 und M2 überlegiert geschweißt wurden. Als Schutzgas wurde M 21 (Corgon 18) verwendet. Dieses Gas ist ein Mischgas und setzt sich aus 82% Argon und 18% CO₂ zusammen. Es wurde in der Schweißanordnung Stumpfnah, Lage–Gegenlage geschweißt. Die Gegenlage wurde geschweißt, wenn sich das Probenblech neben dem Schweißgut auf mindestens 30°C abgekühlt hat.

Ziel dieses Abgleichs ist es zu definieren, in wie weit die thermische Schweißsimulation mit der Realschweißung verglichen werden kann. Die gewählten Parameter für die Schweißung sind in Tabelle 4.7 angeführt.

Tabelle 4.7: Schweißparameter für Realschweißung WBQ 1 und WBQ 2 *
(nach Schmaranzer [39])

Probe*	t _{8/5} [Sec.]	Strom I [A]	Spannung U [V]	Schweiß- geschwindigkeit v [mm/min]	Kontaktrohr- abstand ** x [mm]
5605	4.7	212	19.2	1040	20
5610	8.1	212	19.2	740	20
5615	11.6	212	19.2	610	20
5620	15.3	212	19.2	520	20
A104	4.1	262	25.6	1200	19
A120	19.3	259	25.6	540	19
A125	24.7	261	25.6	480	19

* 56.. WBQ 1 Band M1; A1.. WBQ 2 Band A

** Abstand von Kontaktrohr (Schweißdüse) zur Werkstückoberfläche.

4.4.1 Lichtmikroskopie

Um einen Vergleich zur Simulation möglich zu machen, wurden die Schweißnähte mittels Le Pera geätzt.

Von der Größe der Zonen her, nimmt der Anlassbereich den größten Teil der WEZ in Besitz (vergleiche Abbildungen 4.25, 4.27 und 4.29). Die teilaustenitisierte Zone, die Feinkorn- und Grobkornzone teilen sich jeweils einen kleineren Bereich untereinander auf. Weiters ist zu erkennen, dass bei längeren Abkühlbedingungen, welche über die Schweißgeschwindigkeit beeinflusst werden, die Zonen (Teilaustenitisierungs-, Feinkorn- und Grobkornzone) wachsen und größer werden (Abbildung 4.29). Erklärt werden kann dies durch die Schweißisothermen während des Schweißens. Je langsamer geschweißt wird, desto mehr Energie in Form von Wärme wird in das Werkstück, in diesem Fall der Proben, eingebracht. Somit dehnen sich die Linien gleicher Temperatur im Werkstück aus und die Zonen werden breiter und länger [10, 43]. Durch die Ausdehnung der Linien gleicher Temperatur (Schweißisothermen) liegen natürlich die verschiedenen Bereiche länger und früher auf Spitzentemperatur und dehnen somit die WEZ weiter aus, als dies bei hohen Schweißgeschwindigkeiten der Fall ist. Dieser Effekt wird auch als so genannter Vorwärmeeffekt bezeichnet [43, 44]. Die Struktur der einzelnen Zonen zeigt ebenfalls eine Vergrößerung, welche bei einer länger andauernden der $t_{8/5}$ -Zeit zu erkennen ist. Dies ist ebenfalls auf den höheren Energieeintrag bei langsamerem Schweißen zurückzuführen. Der zusätzliche Einfluss durch die Schweißanordnung Lage-Gegenlage führt im Bereich der Wurzel zu lokalen Eigenschaftsänderungen gegenüber der Einlagenschweißung. Die Übersichtsbilder der Schweißnähte zeigen in den Abbildungen 4.25 bis 4.28, dass von Ferrit über Bainit, bis Martensit alle Gefügebestandteile in einer Schweißung vorliegen.

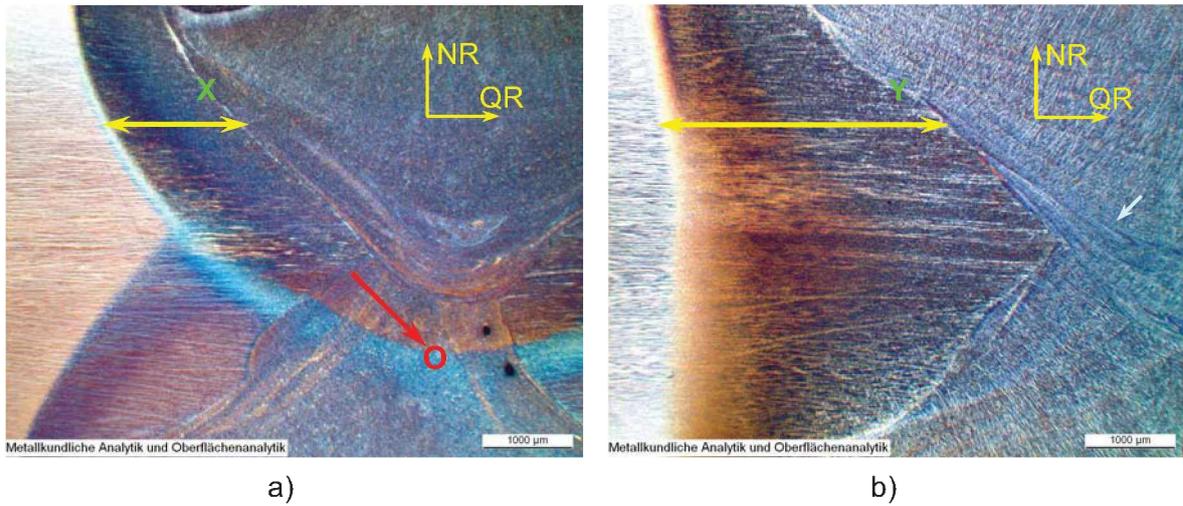


Abbildung 4.25: Le Pera geätzte Realschweißnähte WBQ 2 – Band A1:
 a) $t_{8/5}$ -Zeit von 4 Sekunden, b) $t_{8/5}$ -Zeit von 29 Sekunden. Es ist deutlich die Ausdehnung der einzelnen Zonen durch die längere Temperatureinwirkung zu erkennen (gelbe Pfeile).

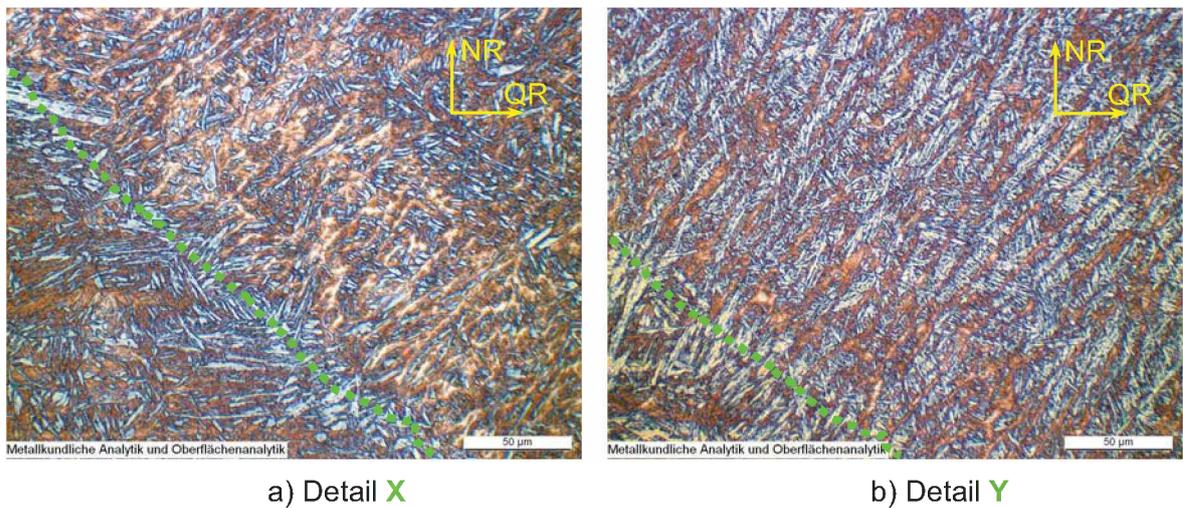


Abbildung 4.26: Le Pera geätzte Realschweißnähte WBQ 2 – Band A1
 (Detailaufnahmen von Abbildung 4.27): a) $t_{8/5}$ -Zeit von 4 Sekunden, b) $t_{8/5}$ -Zeit von 29 Sekunden. Übergang von Schweißgut in Grobkornzone. Martensit und angelassener Martensit ist hier zu sehen. Die Schmelzlinie ist deutlich zu erkennen (grüne Linien).

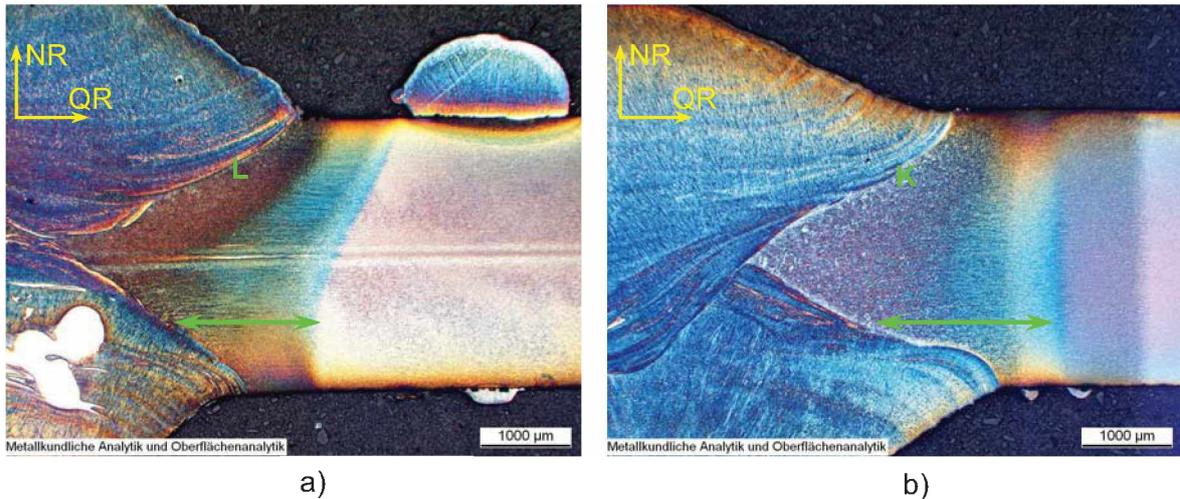


Abbildung 4.27: Le Pera geätzte Realschweißnähte WBQ 1 – Band M1:
 a) $t_{8/5}$ -Zeit von 5 Sekunden, b) $t_{8/5}$ -Zeit von 20 Sekunden. Es ist ebenfalls deutlich die Ausdehnung der einzelnen Zonen zu erkennen (Pfeile).

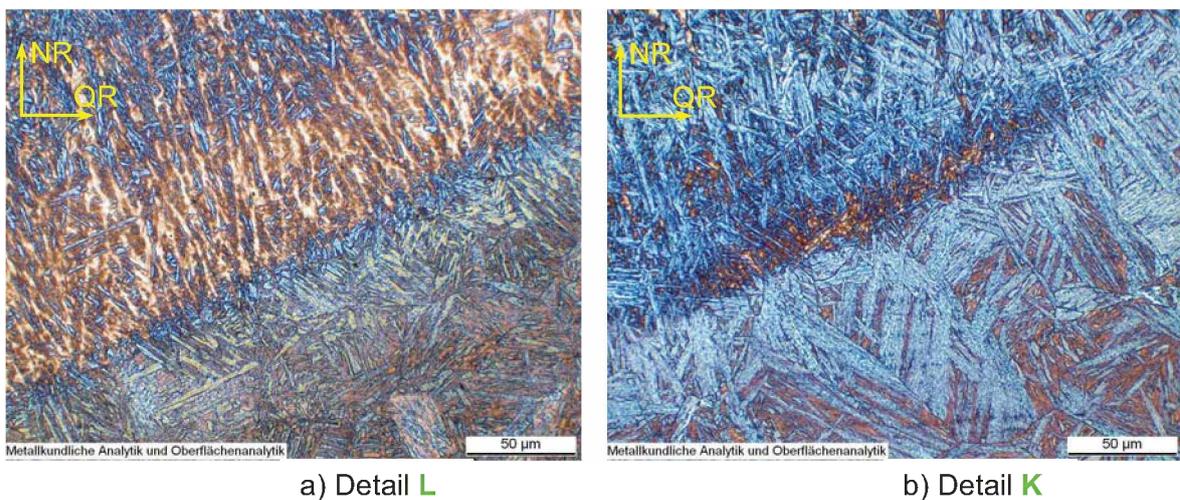


Abbildung 4.28: Le Pera geätzte Realschweißnähte WBQ 1 – Band M1
 (Detailaufnahmen von Abbildung 4.27): a) $t_{8/5}$ -Zeit von 5 Sekunden, b) $t_{8/5}$ -Zeit von 20 Sekunden. Übergang von Schweißgut in Grobkornzone. Martensit, angelassener Martensit, Bainit, Ferrit, gerichtete Erstarrung und Schichtstruktur stellen kein gut abgestimmtes Gefüge dar.

Der Übergang in die Grobkornzone (Abbildung 4.26) ist beim WBQ 2 – Werkstoff kontinuierlich durch angelassenen Martensit und kleinen martensitischen Bereichen gekennzeichnet. Hingegen ist im Übergang im WBQ 1 – Band M1 (Abbildung 4.28) von Ferrit über Bainit bis Martensit alles vorhanden. Ob dies die ideale Ausbildung eines Gefüges ist wird die mechanische Beprobung zeigen (siehe Kapitel 4.4.2). Die Vermessung der einzelnen Bereiche der Wärmeeinflusszonen (Abbildung 4.29) ergab, dass sich den kleinsten Bereich der Wärmeeinflusszone die interkritische- und die austenitische Spitzentemperaturzone teilen. Den größten Bereich nimmt (wie bereits oben erwähnt) die Anlasszone in Anspruch. Die Ausdehnung der Zonen bei länger andauernden Abkühlbedingungen ($t_{8/5}$ -Zeiten) konnte in Folge einer Vermessung der Zonen an den Schliften bestätigt werden.

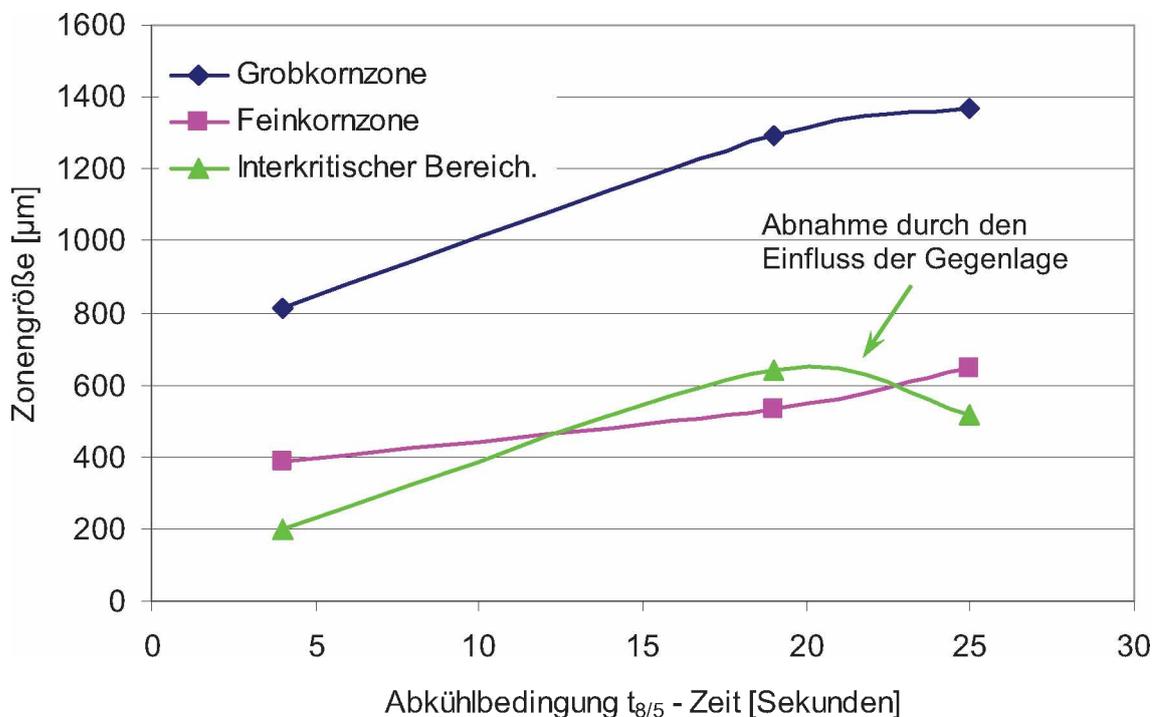


Abbildung 4.29: Zonengröße in 2mm Tiefe von der Bandoberfläche aus gemessen. Mit steigendem Wärmeeintrag nimmt die Zonengröße zu. Der Verlauf der Größe der Zonen ist auch Abhängig von der Banddicke. Werkstoff WBQ 2

Der Verlauf des interkritischen Bereiches ($A_1 < T_{\text{Max}} < A_3$) einer Schweißung zwischen $t_{8/5}$ -Zeiten von 19 und 25 Sekunden zeigt durch die Größenabnahme schon einen Einfluss der Gegenlage. In tieferen Bereichen von der Bandoberfläche aus betrachtet, zeigt die Nahtform und die Schweißraupengeometrie einen ständig

steigenden Einfluss auf die Ausdehnung der einzelnen Zonen. Dies ist wiederum von der Badbewegung (das Schweißbad ist die Flüssigphase von Schweißzusatzwerkstoff und geschmolzenem Grundwerkstoff) während des Schweißprozesses abhängig. Die Lage und Größe der einzelnen Bereiche der Wärmeeinflusszone hat natürlich einen Einfluss auf die nachstehende mechanische Beprobung. Es kann auch vorkommen, dass zum Beispiel in einer Kerbschlagbiegeprobe der Kerb sich über die Grobkorn-, Feinkornzone oder gar alle Zonen erstreckt. Eine eher aussagekräftige Beprobung wird die Zugprüfung liefern, denn hier sind in allen Zugproben sämtliche Zonen vertreten. Hier sollte sich zeigen, wo die schwächste Zone einer Schweißung liegt.

4.4.2 Mechanische Beprobung der Realschweißnähte

In Abbildung 4.30 sind die Ergebnisse der Zugversuche des WBQ 2 – Werkstoffes und des WBQ 1 – Werkstoffes zu sehen. Der WBQ 2 –Werkstoff zeigte dabei Werte, wie man sie von der thermischen Schweißsimulation her als Grundwerkstoff oder als Anlasszone charakterisieren könnte (Vergleiche Abbildungen 4.5 c und 4.30). Da der Werkstoff bereits als Grundwerkstoff angelassen wurde, zeigt dieser im Anlassbereich der Schweißnaht keine bemerkenswerten Änderungen in den Eigenschaften. Alleine die Stelle des Bruches kann darüber Aufschluss geben, wo der versagenskritische Bereich einer Zugprobe liegt.

Die Ergebnisse des WBQ 1 Werkstoffes hingegen lassen auf ein Versagen der Flachzugproben in der Wärmeeinflusszone erwarten (Vergleiche Abbildungen 4.5 a mit 4.30).

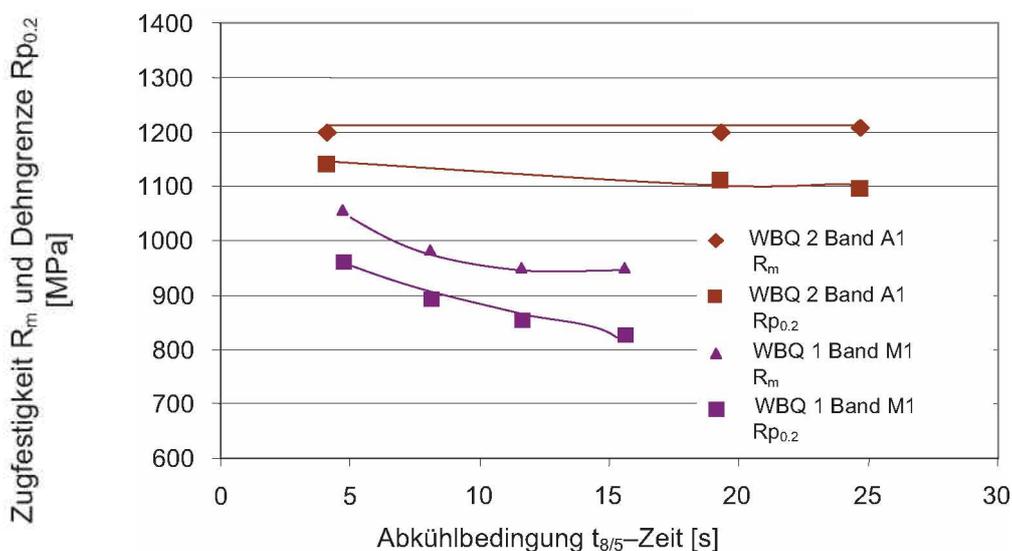
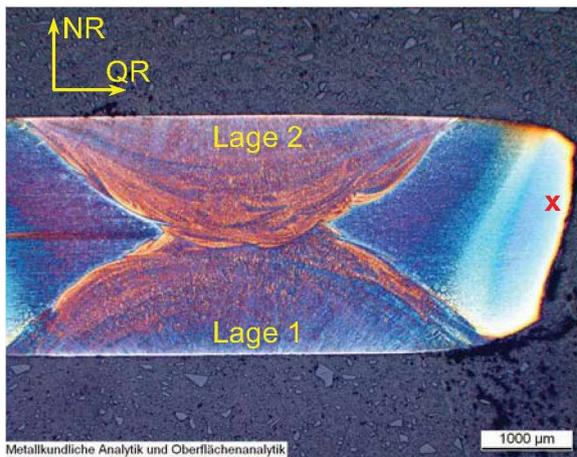
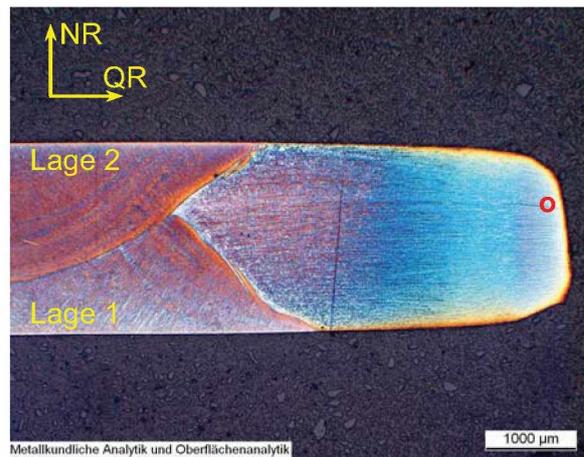


Abbildung 4.30: Ergebnisse der Zugprüfung von Realnähten (Schmaranzer [39]).

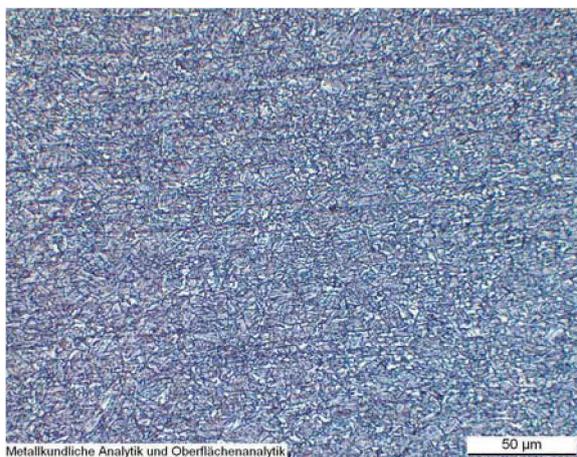
Die Werte der beprobten Realnaht des WBQ 1 – Werkstoffes gleichen in der Simulation jenen von 800°C Spitzentemperatur bei einer $t_{8/5}$ -Zeit von ca. 5 Sekunden. Bei längeren Abkühlbedingungen schneidet die Simulation, trotz niedrigeren Streckgrenzen, gegenüber einer Realnaht besser ab. Die Aussage der Zugfestigkeiten zeigt, dass demnach das Versagen des WBQ 1 – Werkstoffes im Bereich der interkritisch erhitzten Wärmeeinflusszone auftreten muss. Darüber gibt die Lichtmikroskopie Aufschluss (Abbildung 4.31).



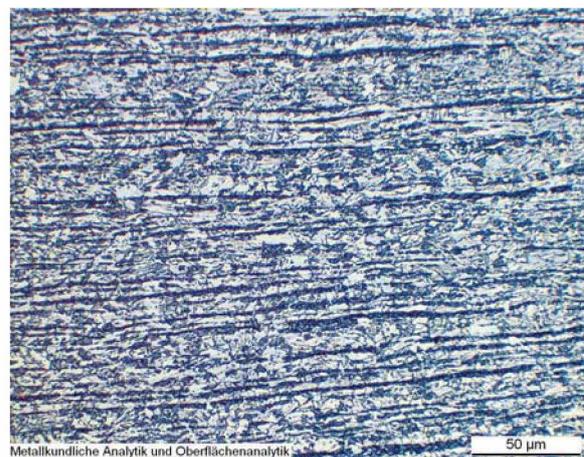
a) $t_{8/5}$ -Zeit von 4.7 Sekunden



c) $t_{8/5}$ -Zeit von 15.3 Sekunden



b) Detailaufnahme x



d) Detailaufnahme o

Abbildung 4.31: Geschweißte, beprobte und Le Pera geätzte Flachzugproben des WBQ 1 – Werkstoffes, Band M1. Bei beiden Flachzugproben ist der Feinkornbereich noch auf dem Probenstück in b) und in d) zu sehen. Die unterschiedlich feine Martensitstruktur in b) und d) verrät, dass hier die Spitzentemperatur noch über der A_3 -Temperatur gelegen haben muss.

Aus den Aufnahmen in den Abbildungen 4.31 b und d ist zu erkennen, dass sich jeweils der gesamte Feinkornbereich noch auf den Schlifflinien befindet. Weiters ist zu sehen, dass die Einschnürung erst im Anschluss an die Feinkornzone stattfindet. Die Grobkornzone und der Bereich um die Schmelzlinie ist also nicht der versagenskritische Bereich beim Zugversuch in der realen Schweißung. Es hat den Anschein, als würde die Grobkornzone einerseits vom Schweißgut, andererseits von der Feinkornzone eine Stützwirkung (Schutzwirkung) erfahren. Ebenfalls übt die Gegenlage einen großen Einfluss auf die Lage des Bruches aus. Durch die nochmalige Temperatureinwirkung der Lage 1 während des Schweißens von Lage 2 (Gegenlage) dehnen sich die Wärmeeinflusszonen aus und werden größer. Daher ist die Bandoberfläche bis zu etwa Viertelbanddicke der Lage 1 – Seite besonders gefährdet (Abbildung 4.25 a, Detail , roter Pfeil). In den Abbildungen 4.31 a und c ist zu erkennen, dass die Einschnürung immer auf der Lage – 1 Seite am größten ist. Dies ist auf eine Verringerung der Schutzwirkung, Rekristallisations- und Vergrößerungsvorgänge in der Feinkornzone der Lage 1 während der Fertigung von Lage 2 zurückzuführen. Somit ist die Versagensursache einer Realnaht beim WBQ 1 – Werkstoff im Bereich der interkritischen Zone, bis knapp an die A_1 Temperatur, zu finden und nicht im Bereich der Schmelzlinie.

5. Schlussfolgerungen aus den Ergebnissen der beiden Legierungskonzepte

Ein unlegierter martensitischer Eisen–Kohlenstoffstahl liefert infolge des Anlassens den Grundverlauf der Erweichung in der Anlasszone. Erst durch die gezielte Zugabe von weiteren, sorgfältig ausgewählten Legierungselementen kann der Verlauf der Erweichung beeinflusst werden. Vorrangig liefert der Mangangehalt bei den WBQ 1 Bändern, welche dem Lean–Alloy Konzept angehören, den wesentlichen Beitrag zu den mechanischen Kennwerten. In diesem Konzept wirken also hauptsächlich der Kohlenstoff als interstitiell gelöstes Atom und Mangan und Silizium als substitutionell gelöste Atome. Da diese Elemente mit ihren Konzentrationen die Legierung bilden, ist beim Lean–Alloy Konzept in erster Linie die Kohlenstoffsegregation während des Abschreckens und die Ausscheidung von Zementit für den Verlauf der mechanischen Eigenschaften verantwortlich. Der Anteil an Mangan bestimmt, wie weit die Kurve ins Minimum der Härte vor der A_1 -Temperatur fällt (durch die Verzögerung der Fe_3C Ausscheidung, siehe Kapitel 2.3.5).

Andere Elemente wie zum Beispiel Titan, Niob, Vanadium und Molybdän sind Legierungselemente, die Mischkarbide bilden. Hier kann gezielt der Erweichung in den einzelnen Temperaturbereichen durch die Bildung von Mischkarbiden, entgegengewirkt werden. Diese Grundidee wird auch beim Rich–Alloy Konzept angewandt.

Weiters wirken auch Karbide, wie Titankarbide, bei einer Umwandlung als Umwandlungskeimstellen (Umwandlungsbeginn an Karbid–Matrix–Grenzfläche) und tragen somit zu einem Feinungsvorgang in der Struktur des Gefüges bei.

Eine weitere wichtige Eigenschaft durch Legierungselemente wie Mangan, Nickel und Kohlenstoff ist die Umwandlungsverzögerung durch Herabsetzen der kritischen Abkühlgeschwindigkeit. Dadurch weisen Schweißungen die auf Grund der vorgeschriebenen Nahtgeometrie eine größere Stegbreite fordern, immer noch ein ausgezeichnetes Umwandlungsverhalten, trotz des größeren Wärmeeintrages, auf.

Allgemein kann daraus geschlossen werden, dass Legierungselemente die einen starken Mischkristallhärter darstellen der Erweichung in der Anlasszone entgegenwirken. Elemente welche Feinkornbildung begünstigen, fördern Zähigkeit und Härte. Dies kann dadurch erklärt werden, dass die bei der Umwandlung gebildeten Martensitlatten eine immer feiner werdende Barriere für laufende Versetzungen bilden.

Stabilisierter Restaustenit (außer er zerfällt beim Anlassvorgang) wirkt ebenfalls positiv auf mechanische Beanspruchungen einer Schweißnaht. Gegenüber Martensit ist der Austenit eine weiche zähe Phase, welche den harten spröden martensitischen Bereichen dabei behilflich ist, bei Verformung aneinander abzugleiten.

Aus einer optimierten Kombination dieser Eigenschaften resultiert eine Legierung mit den gewünschten Eigenschaften.

6. Zusammenfassung

Der Unterschied der beiden geprüften WBQ 1 – Bänder, Band M1 und M2, liegt lediglich im Anteil an Mangan, im Kohlenstoffgehalt und im Niobgehalt.

Die mechanische Beprobung zeigte im Wesentlichen einen klaren Unterschied der beiden Legierungskonzepte. Die Lean-Alloy Variante ist durch den Martensitzerfall und dem Ausscheidungsverhalten des Zementits charakterisiert, während die Rich-Alloy Variante durch Sekundärhärtevorgänge und einen etwas höheren Anteil an starken Mischkristallhärter, Vorteile in punkto Schweißignung und Anlassbeständigkeit aufweist.

In der thermischen Simulation zeigt der WBQ 2 – Werkstoff bis etwa zur A_1 -Temperatur keine ausgeprägte Erweichung. Dies liegt in der Anlassbehandlung des Grundwerkstoffes. Daher wirkt das Band A1 wesentlich unempfindlicher auf Wärmeeinwirkung in der Anlasszone.

Resultierend aus den Untersuchungen der WEZ-Simulation sind die Zusammenhänge und die Vergleichbarkeit mit real geschweißten Bändern (in Walzrichtung) beachtlich. Die Festigkeiten und Härtewerte der Simulation sind dem einem Wärmeeinflusszonenverlauf einer Realnaht annähernd gleichwertig. Der einzige Unterschied bei genauerer Betrachtung liegt in erster Linie in der Struktur und Größe des ehemaligen Austenitkorns. Dies bestimmt in weiterer Folge primär die Größe der Martensitlatten und damit die mechanischen Eigenschaften und Kennwerte. Einen weiteren Vorteil der Realnaht gegenüber der Simulation bildet die Feinkornzone. Sie schützt den Grobkornbereich und lässt somit den Bereich von der A_1 -Temperatur, weiter bis zur A_3 Temperatur zum versagenskritischen Bereich werden.

Im Laufe der Untersuchungen hat sich gezeigt, dass der Gehalt an Legierungselementen, das Ausgangsgefüge bei einer diffusionslosen Umwandlung, die Kühlrate bei dieser Umwandlung und die Zementitausscheidung steuerbare und ausschlaggebende Parameter für die Anlassbeständigkeit und das Verhalten bei Belastung sind.

Weiters ist der WBQ 2 – Werkstoff durch eine Schweißung nicht wesentlich in seinen mechanischen Kennwerten gemindert. Die Schweißung stellt also für den Werkstoff kein Problem in seiner Anwendung als Konstruktionswerkstoff dar.

Der WBQ 1 – Werkstoff zeigt jedoch ein ausgeprägtes Anlassverhalten (Minderung der mechanischen Kennwerte bis zur A_1 -Temperatur). Hier sollte darauf geachtet werden, dass sich die Schweißnaht in einer belastungsarmen Zone der Konstruktion befindet. Weiters ist festgestellt worden, dass Schweißungen mit geringer Wärmeeinbringung (kurze $t_{8/5}$ -Zeiten) den Werkstoff weniger in seiner Struktur verändern als Schweißungen mit hoher Wärmeeinbringung (längere $t_{8/5}$ -Zeiten). Aus

den Untersuchungsergebnissen ist abzuleiten, dass der WBQ 2 – Werkstoff durch eine Schweißung am geringsten in seinen Eigenschaften beeinflusst wird und somit besser geeignet ist für eine Schweißkonstruktion als der WBQ 1 – Werkstoff.

Aus den Untersuchungen stellten sich die folgenden Einflussfaktoren auf die Eigenschaften heraus:

- Größe des ehemaligen Austenitkorns:
 - Feinkornhärtung, Streckgrenze (Hall – Petch)
 - Härte des Martensit (Martensitlattenlänge und Lattenabstand)
 - Zähigkeit (Feinkorn–, Grobkornbereich)

- Anteil an substitutionell gelösten Legierungsatomen (im abgeschreckten Zustand):
 - Ausscheidungsverhalten von Karbiden
 - Erweichung im Anlassbereich
 - Sekundärhärte
 - Behinderung von Korngrenzenwanderung (Pinning und Verankerungseffekte [28])
 - Festigkeit

- Anteil an Spurenelementen wie Phosphor und Schwefel:
 - Anlassversprödung (Kerbschlagbiegeversuch)

Daraus empfiehlt sich die Betrachtungs–, Anforderungs– und Prüfweise einer Realschweißnaht ihrer Anwendung anzugleichen. Dazu kann man eine Schweißnaht, resultierend aus den Untersuchungen dieser Arbeit, in 4 Betrachtungsebenen einteilen (Abbildungen 6.1 und Tabelle 6.1).

Abschließend werden noch die Unterschiede der beiden Warmbandqualitäten und die wichtigsten Eigenschaften in kurzen Punkten angeführt.

WBQ 1:

Anlassbereich:

- Unterschied des Grundwerkstoffes infolge des Selbstanlasseffektes (Anteil an Martensit – angelassenen Martensit)
- Zementitausscheidung: Ausscheidung, Umwandlung von der Stäbchenform in die Kugelform, Ausscheidung an ehemaligen Austenitkorngrenzen.
- Festigkeit und Härte werden durch den Mangangehalt der Legierung, der Versetzungsdichte im Martensit und der $t_{8/5}$ -Zeit festgelegt.
- Ausgeprägte Erweichung

Teilaustenitierungsbereich:

- Struktur Abhängig vom Grad des Ungleichgewichtes durch das Aufheizen (Aktivierung von präexistierenden Karbiden im Inneren eines Ferritkorns als Keimstellen für die γ - α Umwandlung).
- Mangan- und Kohlenstoffgehalt bestimmen über welchen Temperaturbereich sich diese Zweiphasenzone erstreckt.

Vollaustenitierungsbereich:

- Die Struktur der abgeschlossenen α - γ Umwandlung bildet den Ausgangszustand für Vorgänge über der A_3 Temperatur (Größe der Struktur).
- Knapp über A_3 ist das Gefüge am feinsten.
- Ab ca. 1150°C tritt massives Kornwachstum auf. Härte und Festigkeit nehmen wieder ab.
- Nach der Abkühlung ist ein Mischgefüge aus Martensit, angelassenem Martensit, Bainit und sehr wenig neu gebildetem Ferrit vorhanden.
- Mit steigender Abkühldauer zeigt das Gefüge zunehmend bainitische Struktur.

WBQ 2:

Anlassbereich:

- Keine ausgeprägte Erweichung infolge der Anlassbehandlung. Konstanter Verlauf der mechanischen Eigenschaften.
- Karbidvergrößerung durch Zusammenwachsen. Verstärktes Auftreten und Bildung von Karbiden an ehemaligen Austenitkorngrenzen.
- Ausscheidung von Mischkarbiden, durch das Konzept der Mikrolegierung wirken der Erweichung entgegen.

Teilaustenitierungsbereich:

- Feinere Struktur durch stabile Karbide die als Keimstellen für die α - γ Umwandlung dienen.
- Der Mangan-, Kohlenstoff- und Mikrolegierungselementgehalt bestimmen über welchen Temperaturbereich sich diese Zone erstreckt.

Vollaustenitisierungsbereich:

- Die abgeschlossene α - γ Umwandlung bildet ebenfalls die Ausgangsstruktur (Gefügeparameter) für Temperaturen über der A_3 -Temperatur.
- Knapp über der A_3 -Temperatur ist das Gefüge gegenüber dem der WBQ 1 Bänder, ca. doppelt so fein. Die Festigkeit weist hohe Werte auf ($R_m + ca. 240$ MPa).
- Ab ca. 1150°C tritt Kornwachstum auf. Härte und Festigkeit nehmen wieder leicht ab.
- Der Werkstoff zeigt infolge seiner chemischen Zusammensetzung auch nach langer Abkühlungsbedingung (29 s) eine voll martensitische Struktur. Nur teilweise finden sich kleine Bereiche, welche einen Selbstanlasseffekt zeigen.

Ausblick und weiterführende Gedanken:

Einen großen Vorteil zur Beschreibung des Werkstoffverhaltens infolge von Temperatureinwirkung liefern Modelle, welche den Verlauf einer beobachteten Zielgröße beschreiben können. Mit dem Modell aus Kapitel 4.1 ist man ohne Versuchslegierung und Härtemessung in der Lage zu beschreiben, wie sich der Werkstoff infolge einer Wärmebehandlung, zum Beispiel Schweißen, in der Härte ändert. Dies spart Kosten und Entwicklungszeit. Da auch die Festigkeit mit der Härte korreliert, ist man dadurch auch in der Lage, grob die Festigkeit nach dem Schweißen in der Anlasszone abzuschätzen.

Im Vollaustenitisierungsbereich ist das Kornwachstumsmodell aus Kapitel 3.5.4 und Kapitel 4.3.4 geeignet, um aus der Größe der einzelnen Gefügebereiche auf den Verlauf der Eigenschaften wie Zähigkeit und Festigkeit zu schließen. Hier wäre es möglich in einer weiterführenden Arbeit den Zusammenhang der ehemaligen Austenitkorngröße mit der Martensitlattengröße (Breite und Länge) und der Härte bzw. der Festigkeit zu erarbeiten. Somit wäre man in der Lage das Ausgangsgefüge so einzustellen, um durch die martensitische Umwandlung gezielt ein Optimum an Härte, Festigkeit und Zähigkeit im abgeschreckten Werkstoffzustand zu erlangen.

Stufen der Betrachtungstiefe →

$T_{Max.}$	1	2	3	4
<200°C	Grundwerkstoff			
>200°C	Wärme- einflusszone	Nicht sichtbare WEZ	Anlasszone	Restaustenit- zerfall
<400°C				Anlassver- sprödung
>400°C		Sichtbare WEZ	Teil- austenitisierung	Untere Hälfte (Ferrit + Martensit)
< A_{c1}				Obere Hälfte (Martensit + Ferrit)
> A_{c1}			Voll- austenitisierung	Feinkornzone
< A_{c3}				Mischzone
> A_{c3}				Grobkornzone
Solid			Schweißgut	
Liquid				

Abbildung 6.1: Thematische Betrachtungstiefen und Vorgänge einer Schweißnaht in Abhängigkeit der Spitztemperatur $T_{Max.}$.

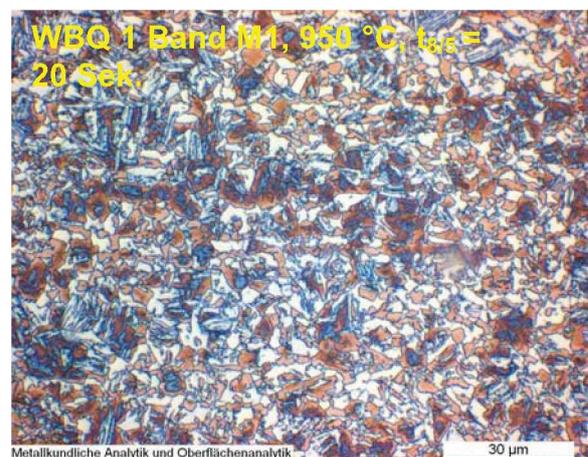
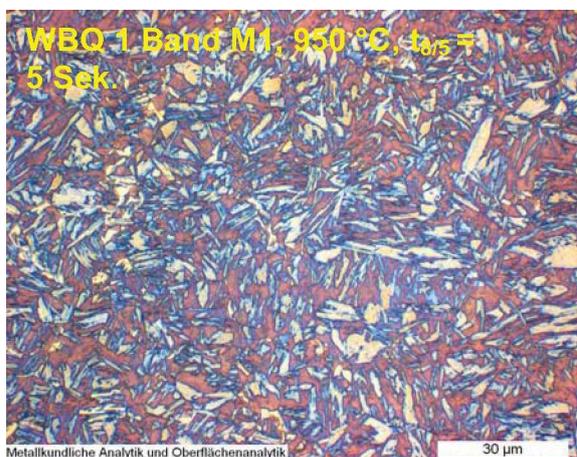
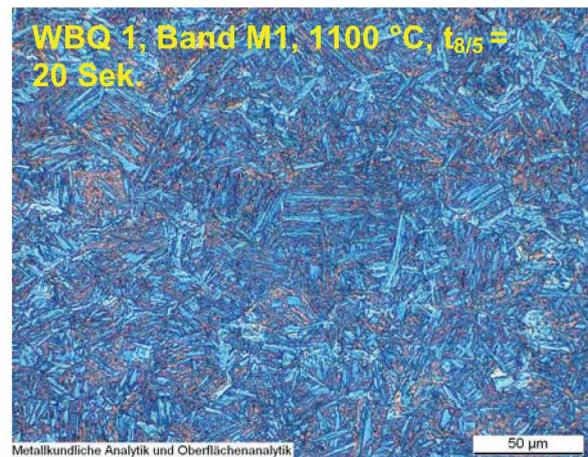
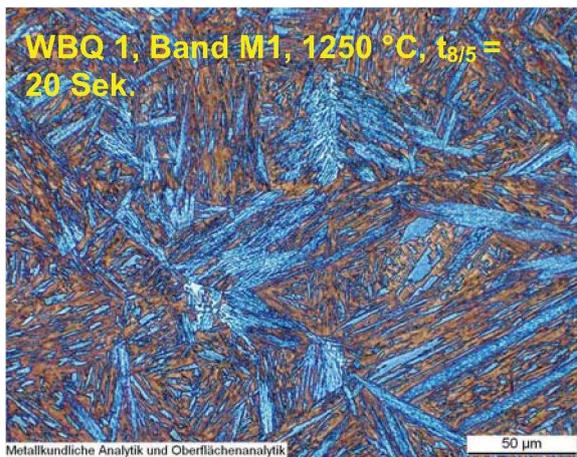
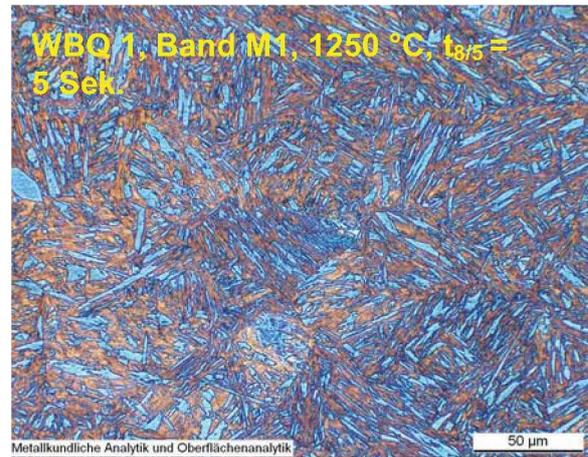
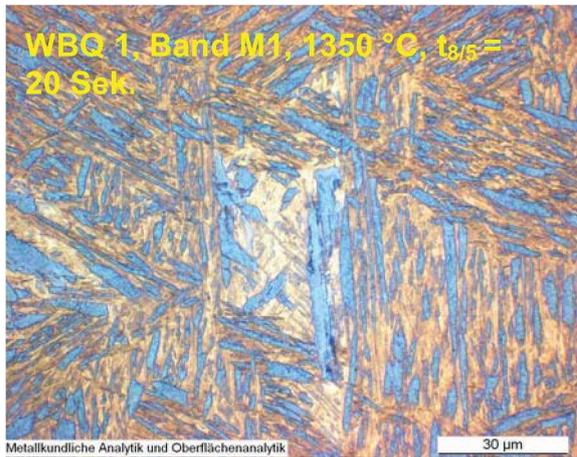
$T_{Max.}$	Beobachtete Effekte
200 °C	Restaustenit-zerfall in Ferrit und Zementit
250 °C	
300 °C	Ausscheidung von stäbchen- oder plattenförmigen Karbiden (Fe_3C)
350 °C	Diffusion von Spurenelementen
400 °C	
500 °C	Defektausheilung und Erholung
600 °C	Legierungselementkarbidbildung
700 °C	

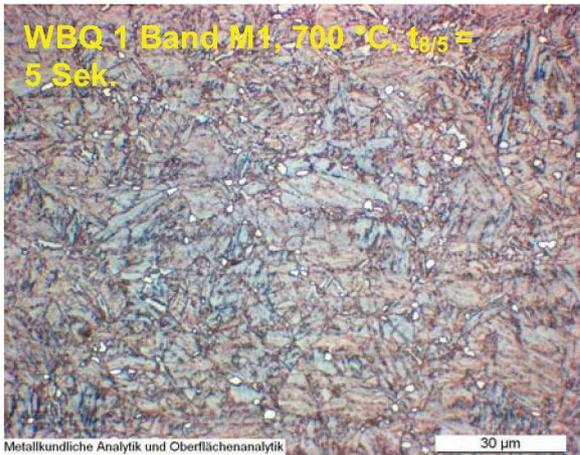
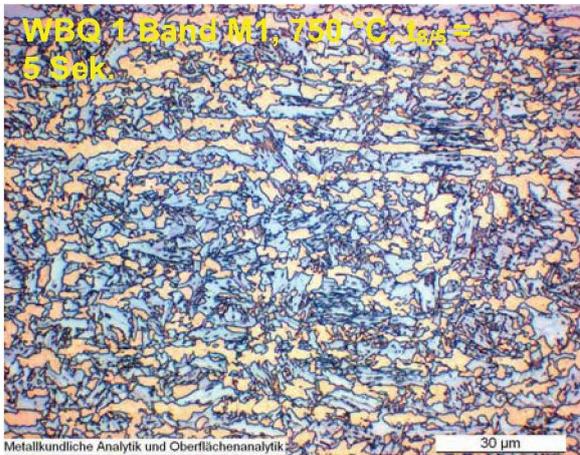
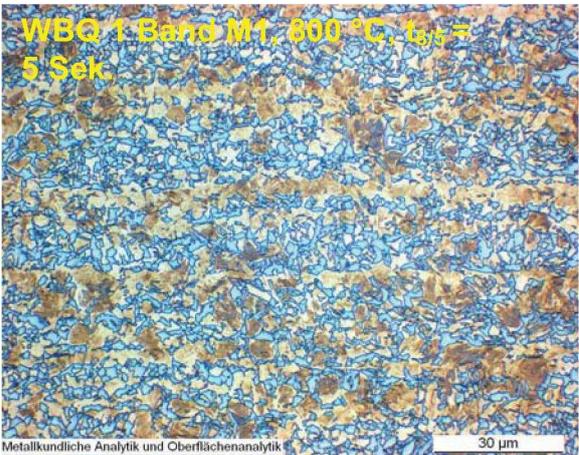
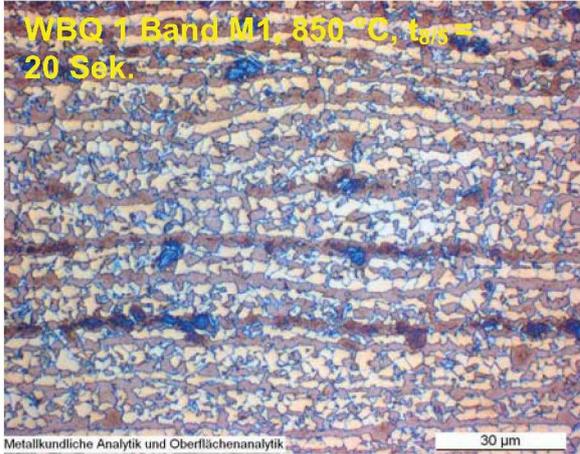
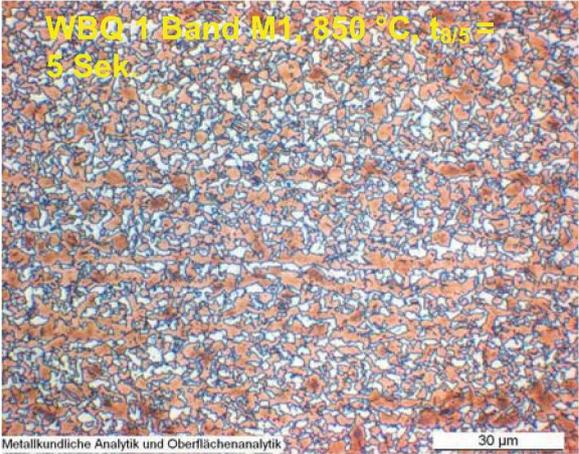
Tabelle 6.1: Metallkundliche Vorgänge in einer Schweißnaht in Abhängigkeit der Spitztemperatur $T_{Max.}$.

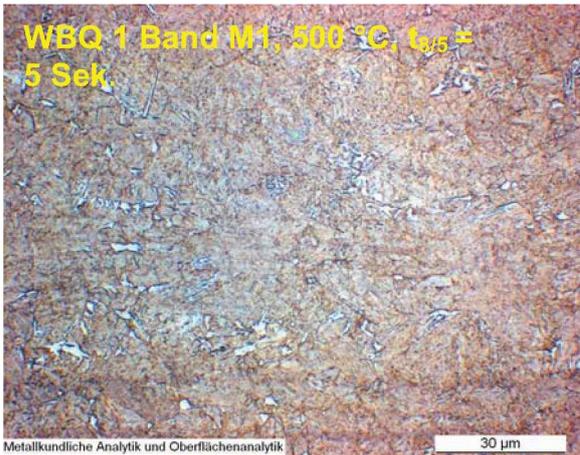
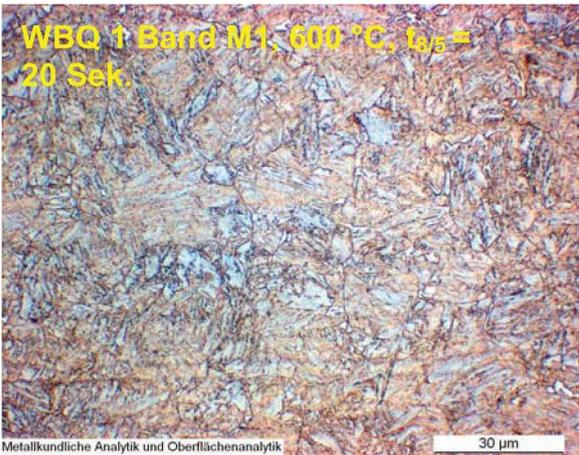
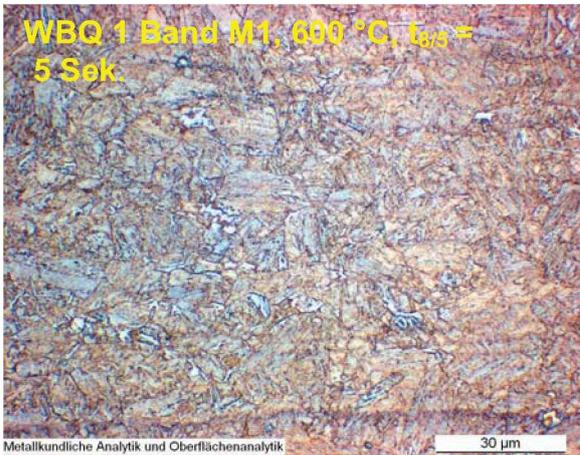
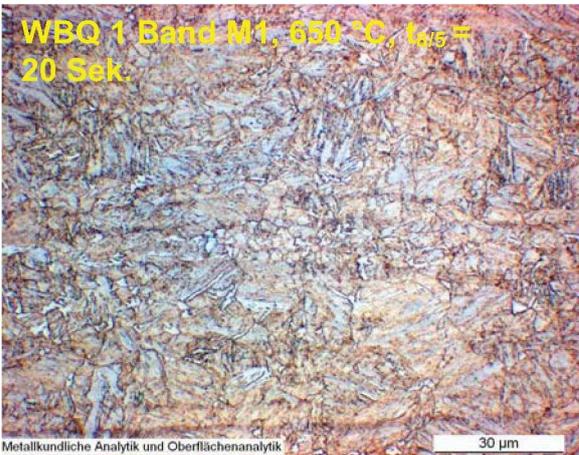
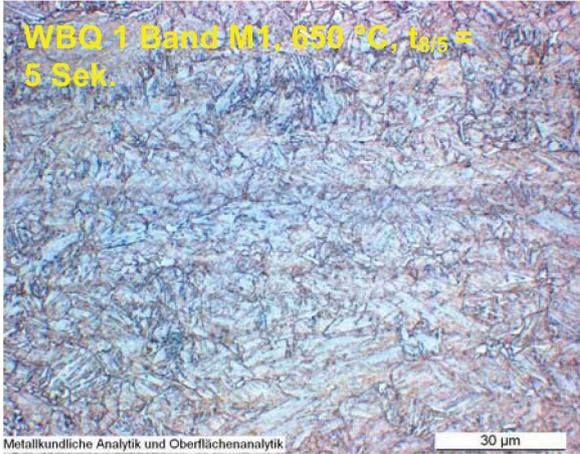
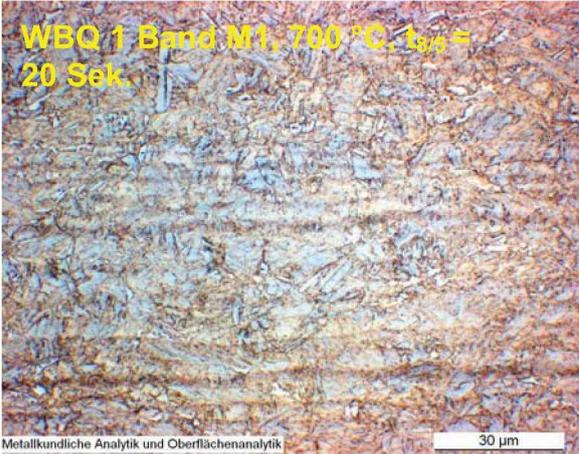
7 Anhang

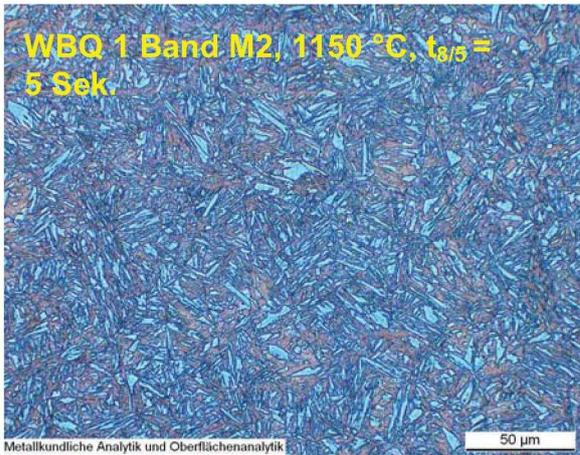
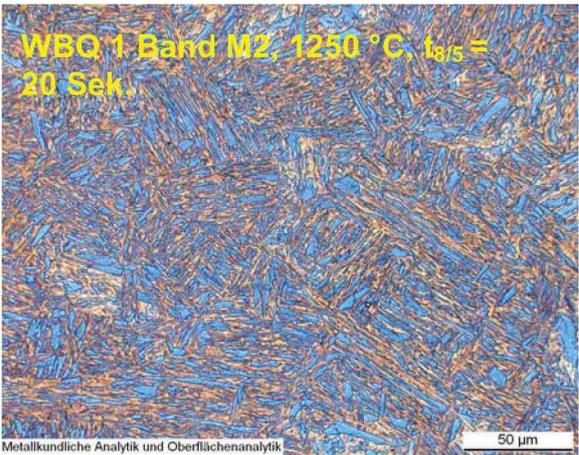
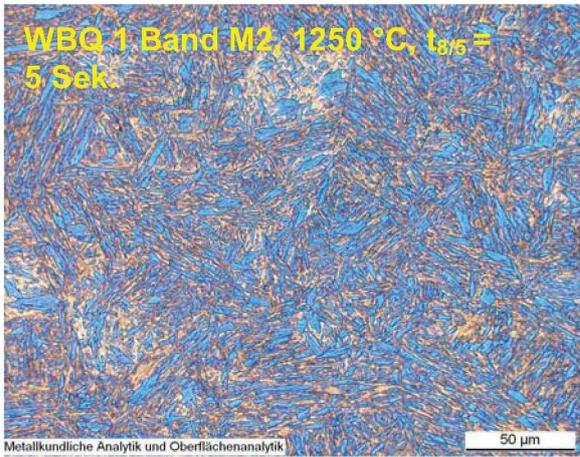
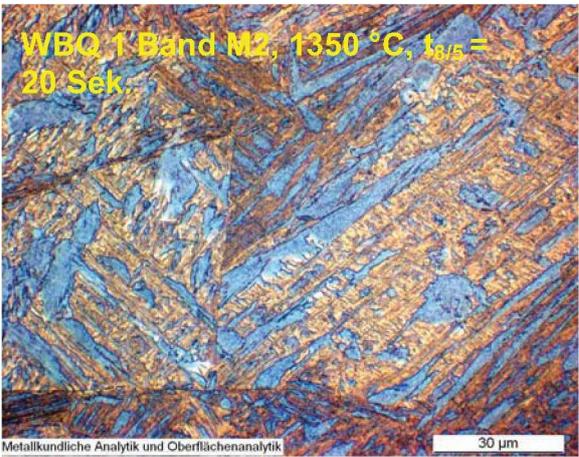
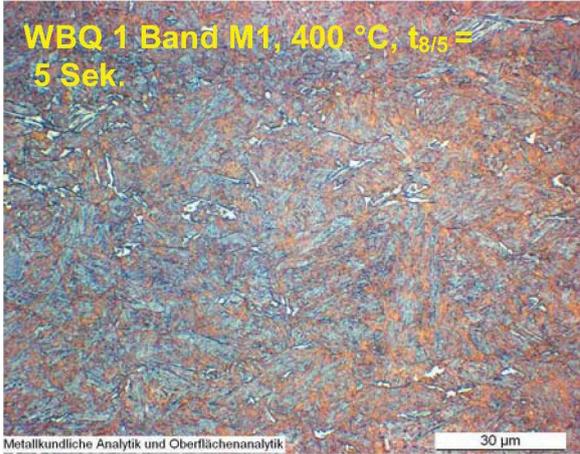
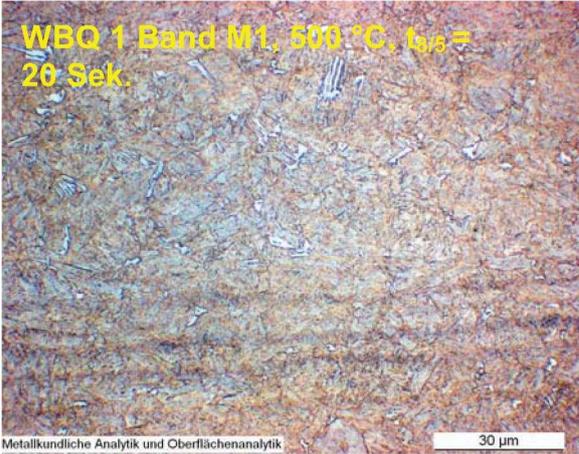
7.1 Lichtmikroskopie und Gefügeatlas

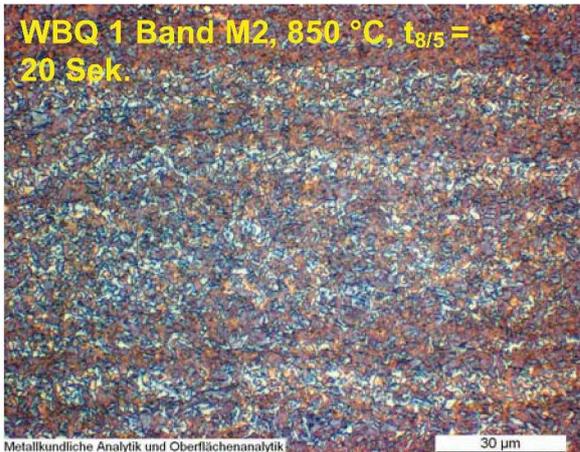
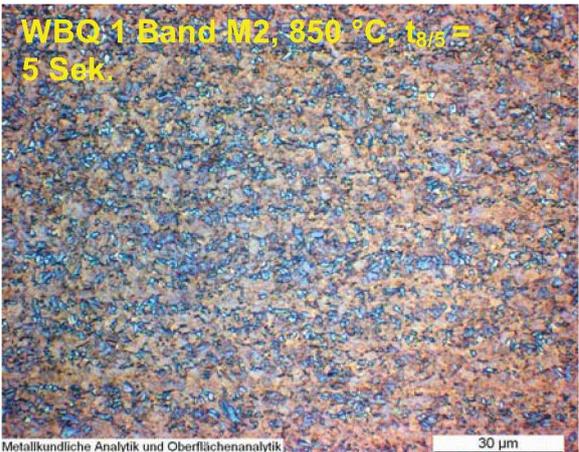
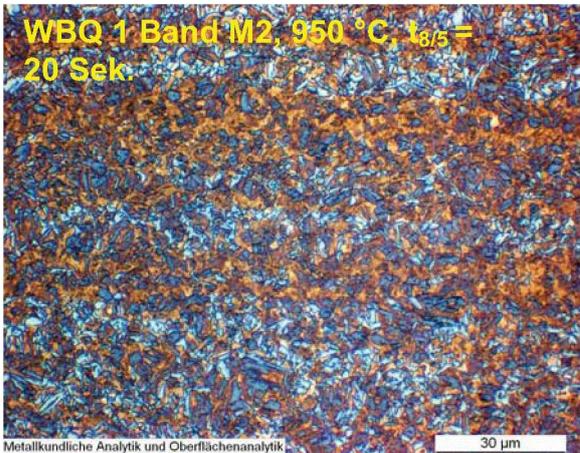
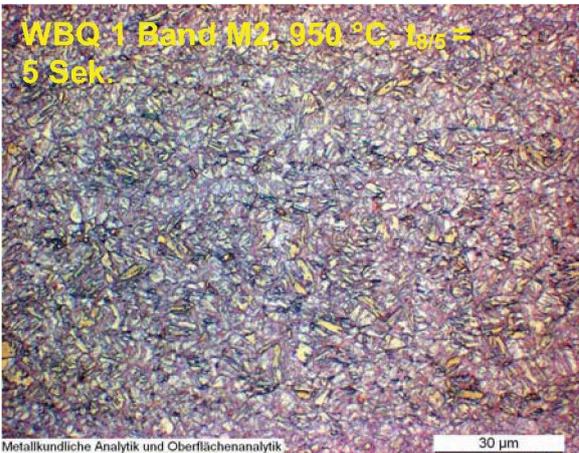
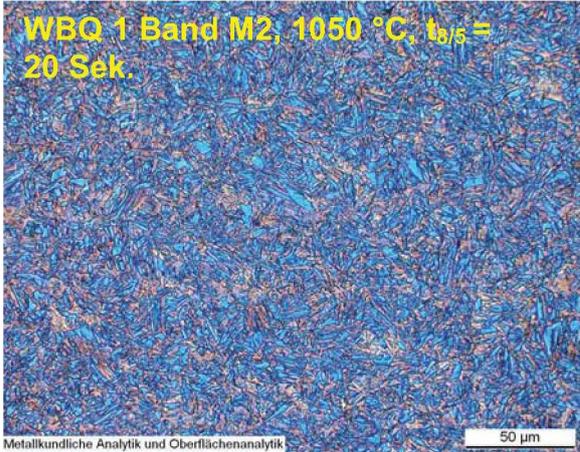
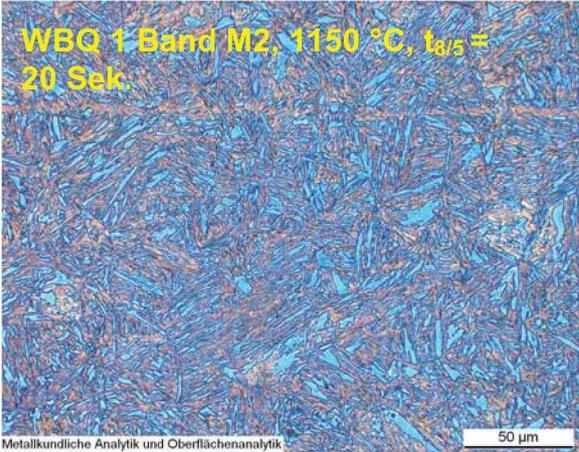
Die Spitzentemperatur und die $t_{8/5}$ -Zeit sind jeweils links oben im Bild angegeben.

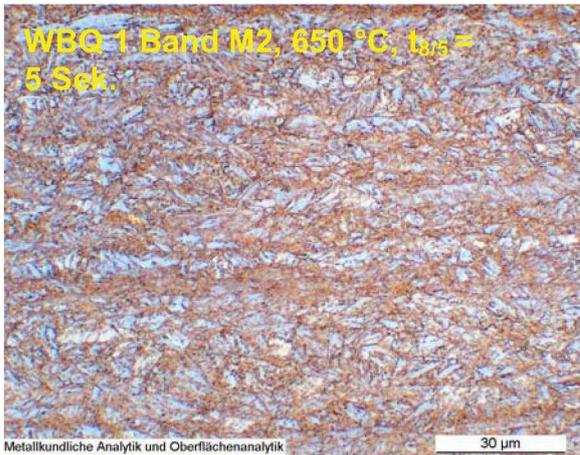
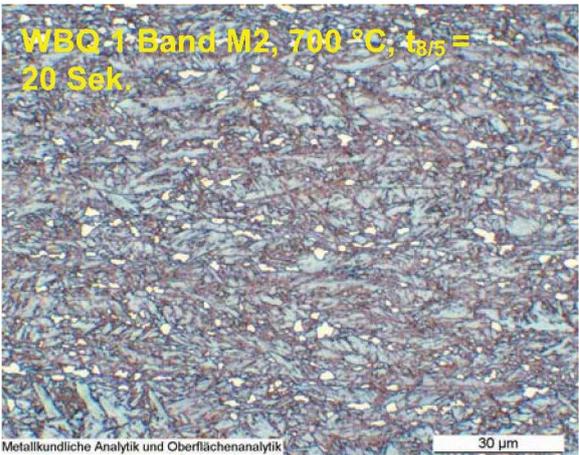
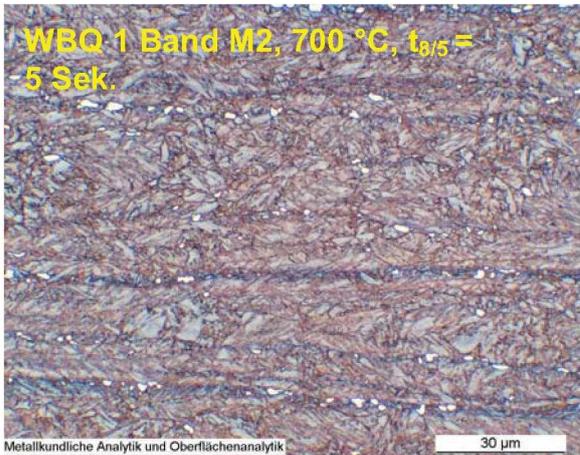
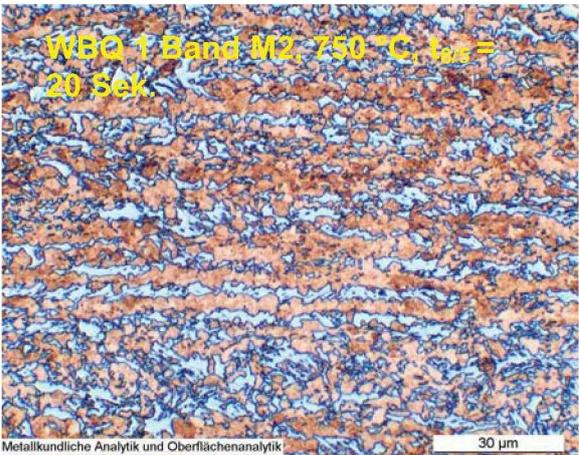
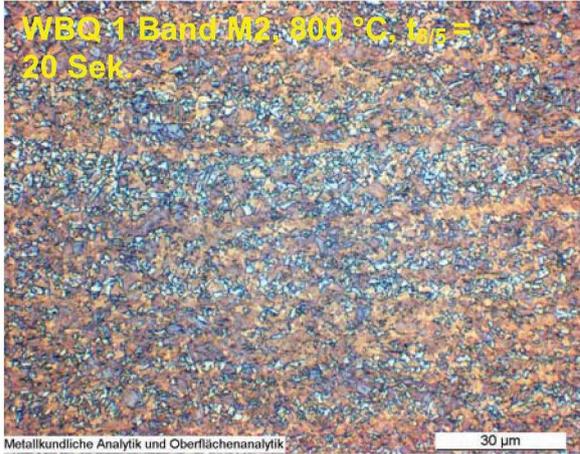


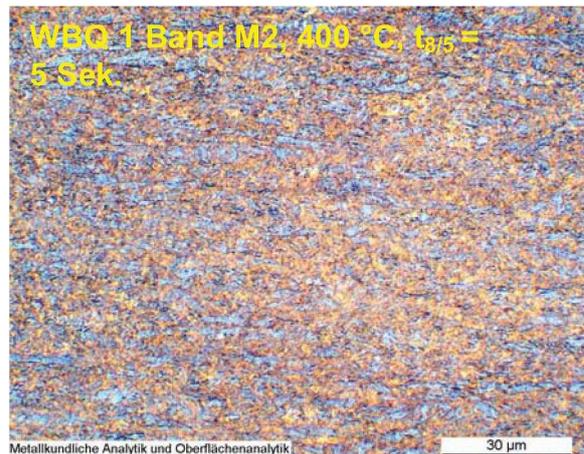
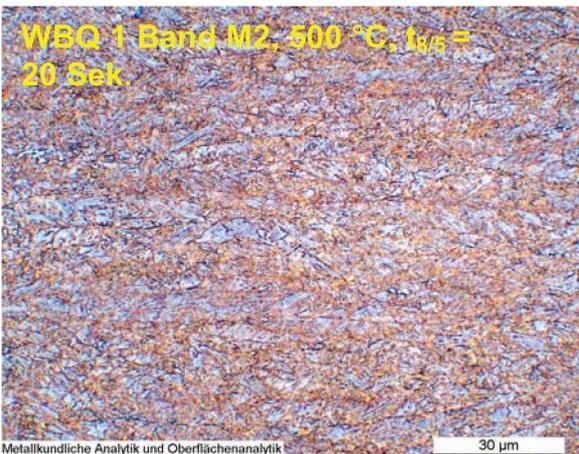
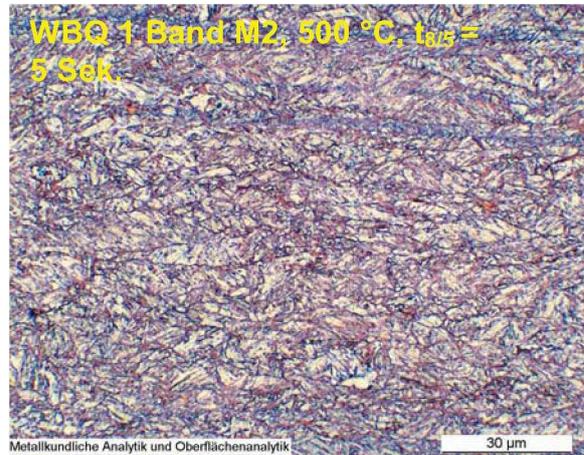
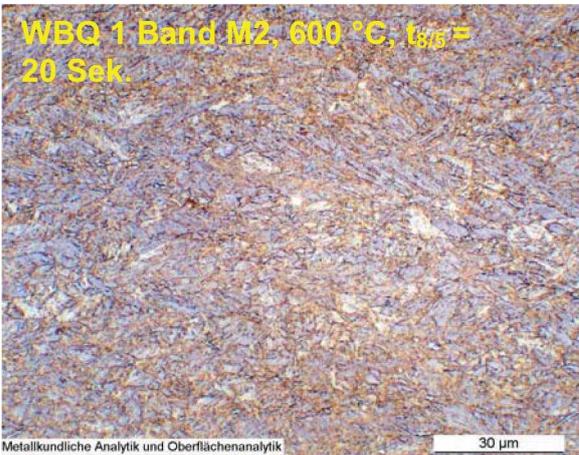
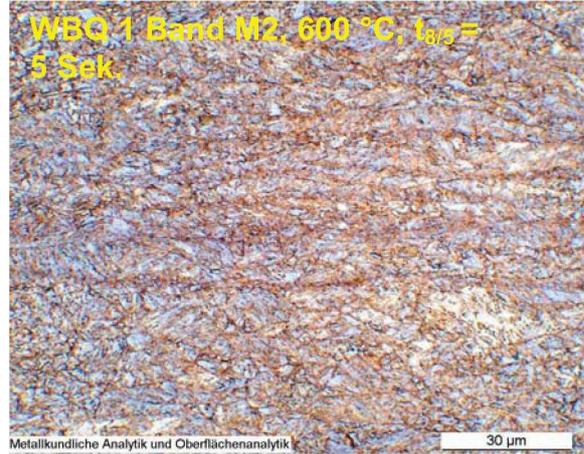
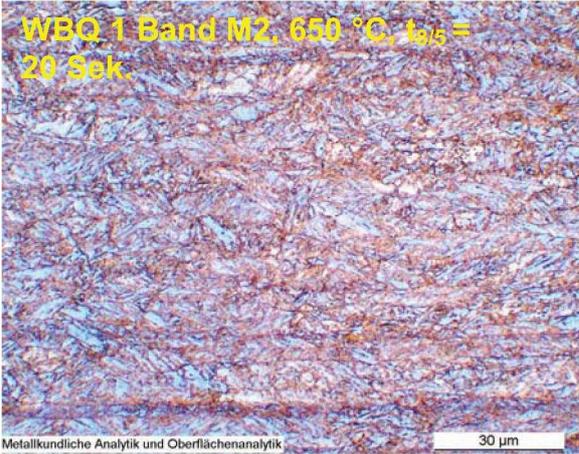


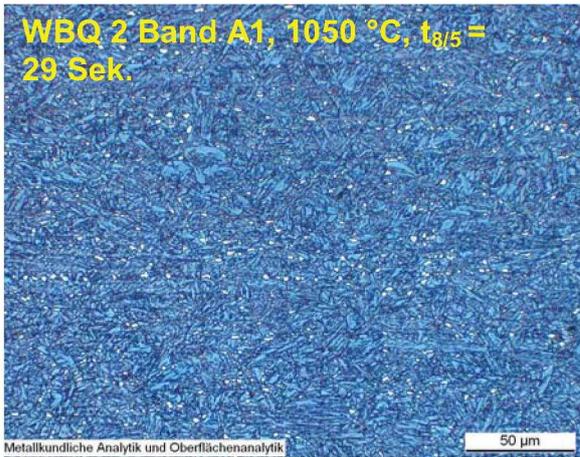
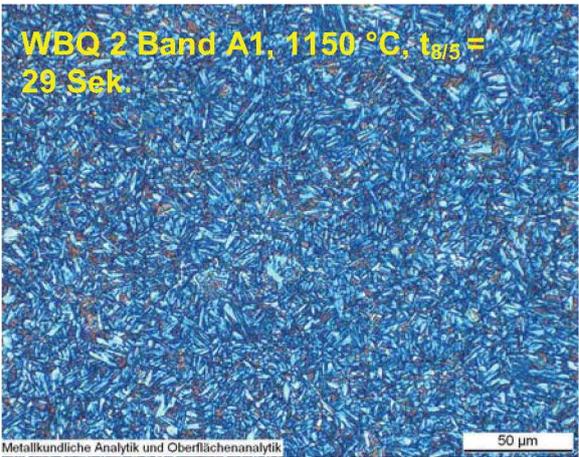
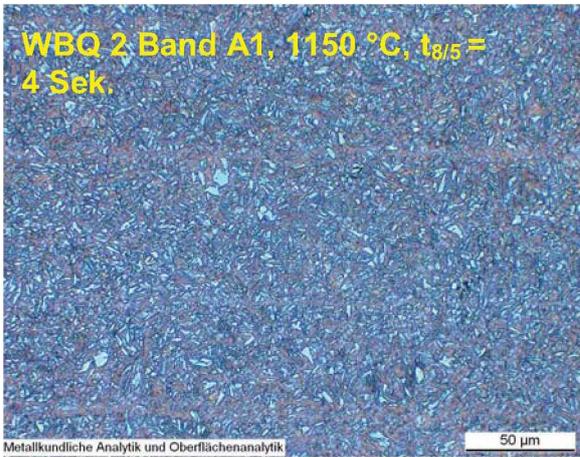
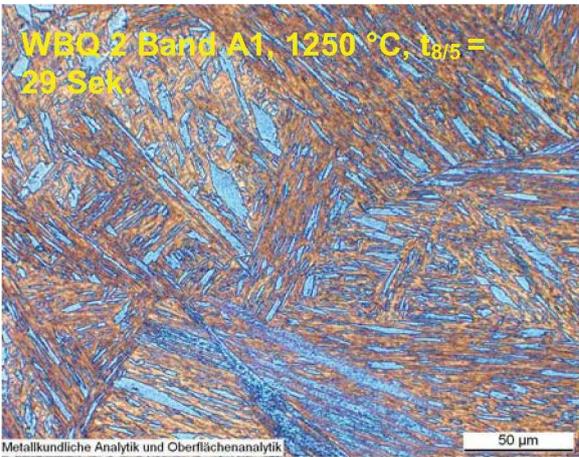
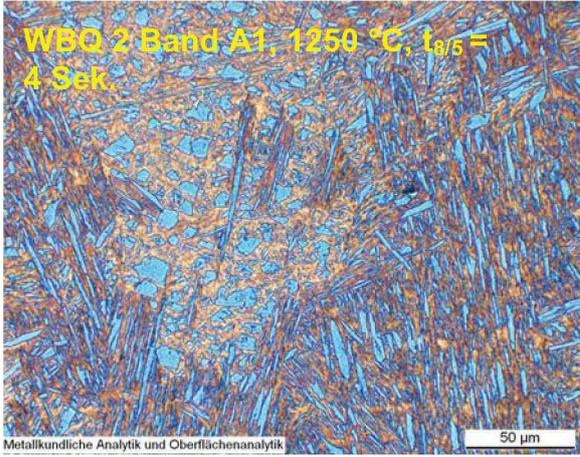
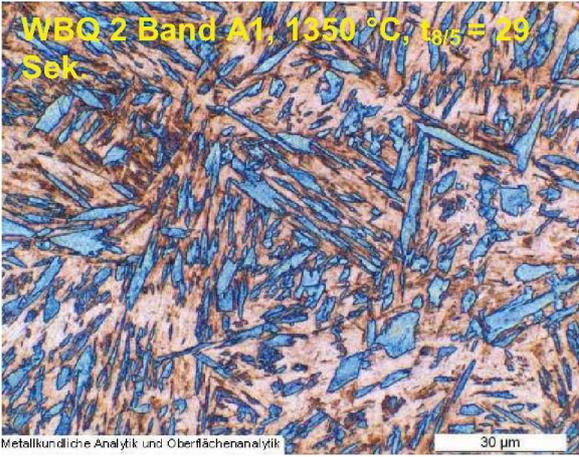


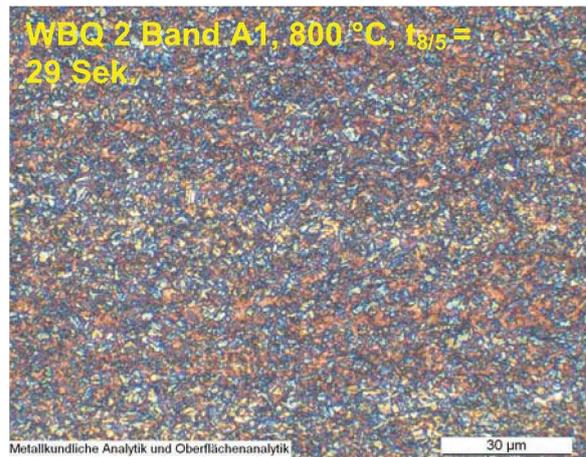
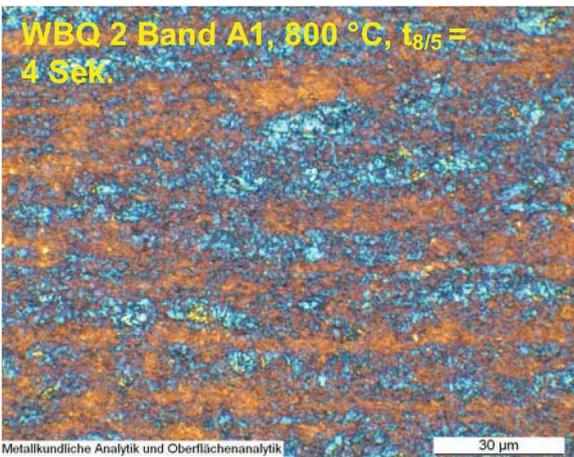
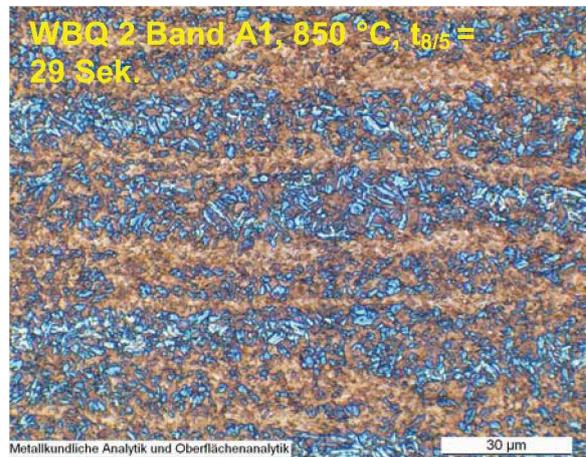
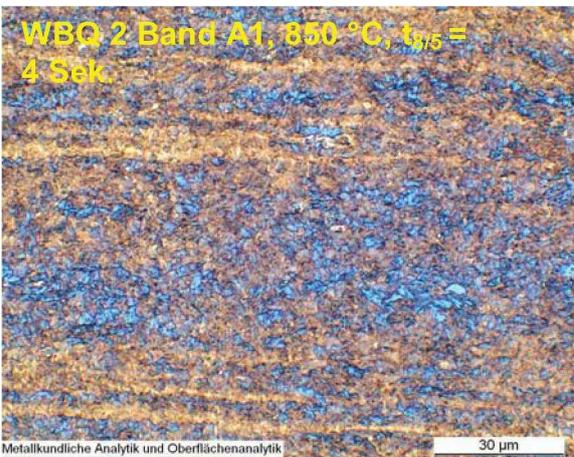
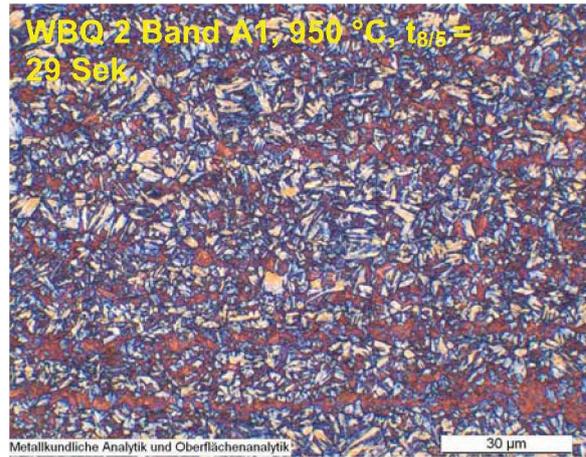
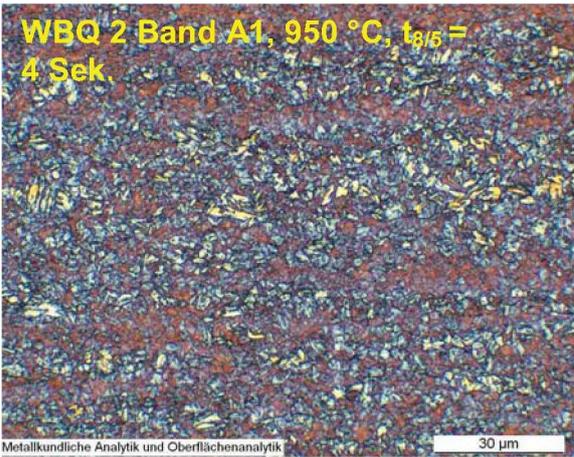


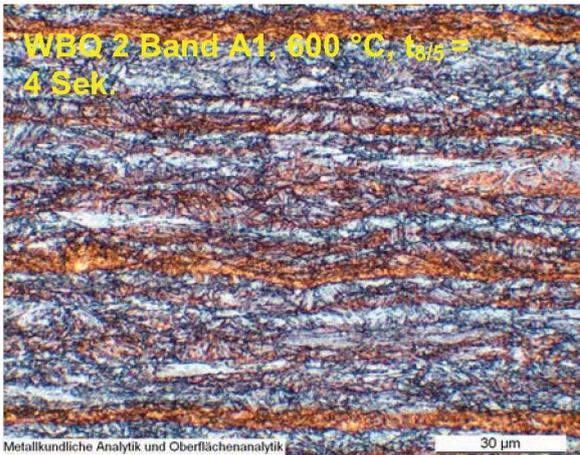
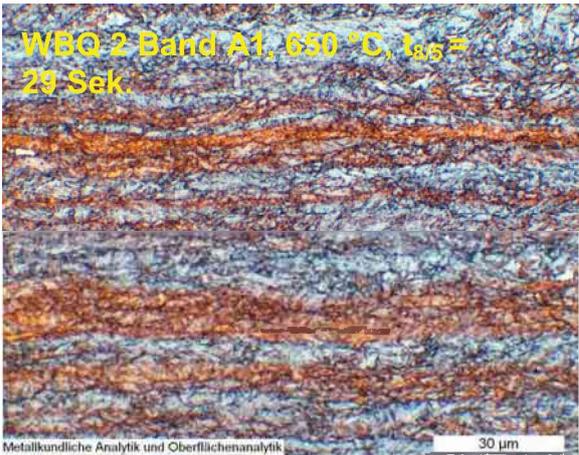
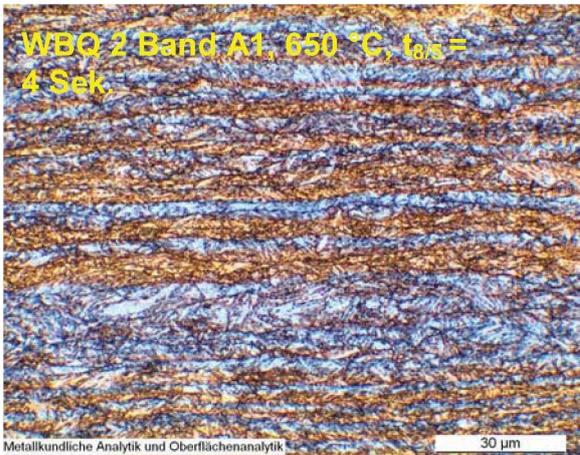
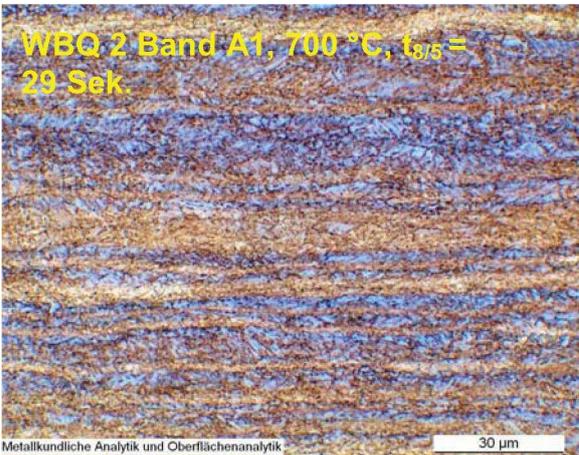
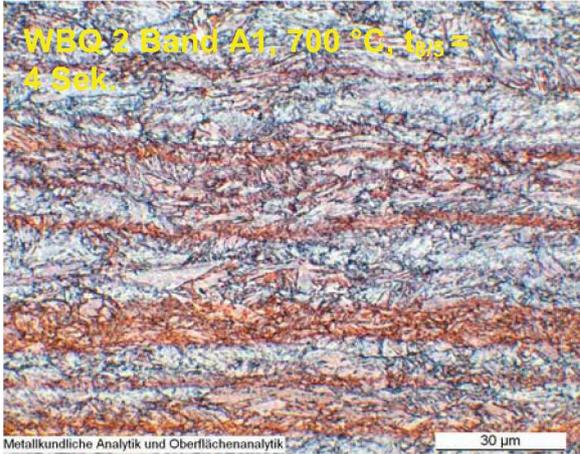
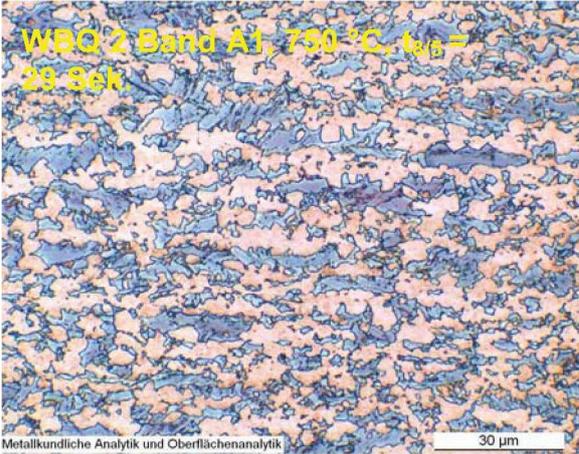


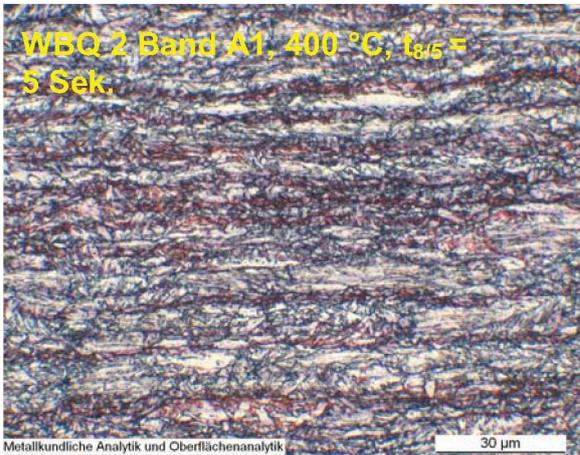
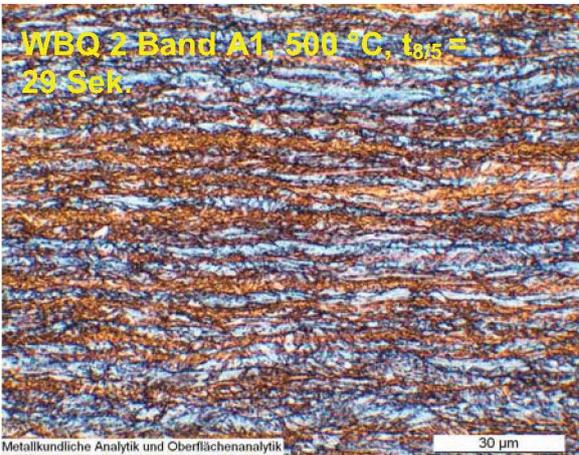
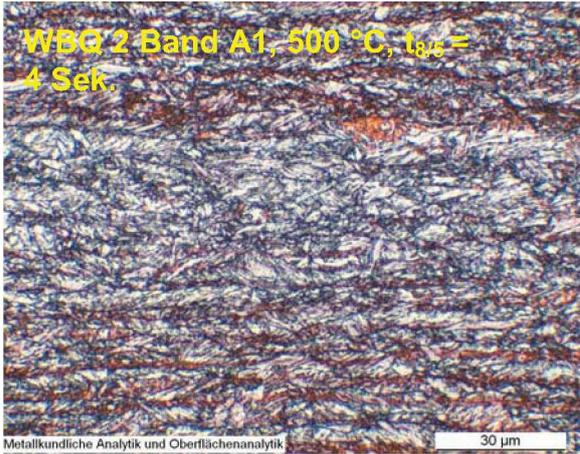
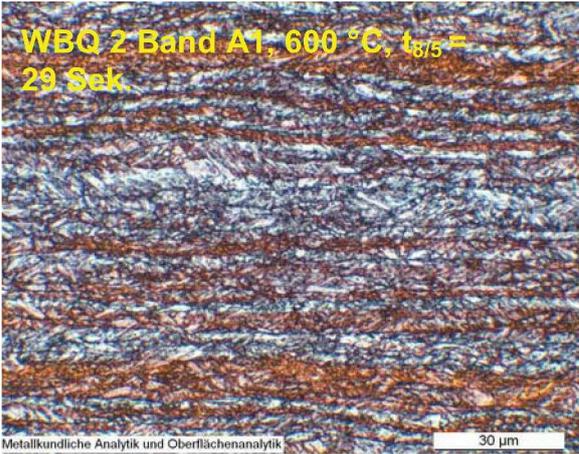






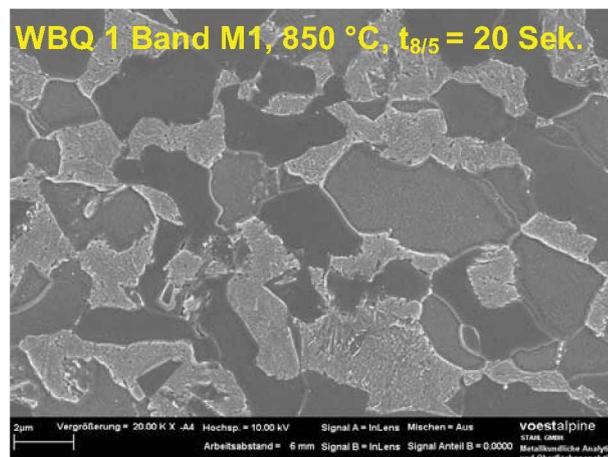
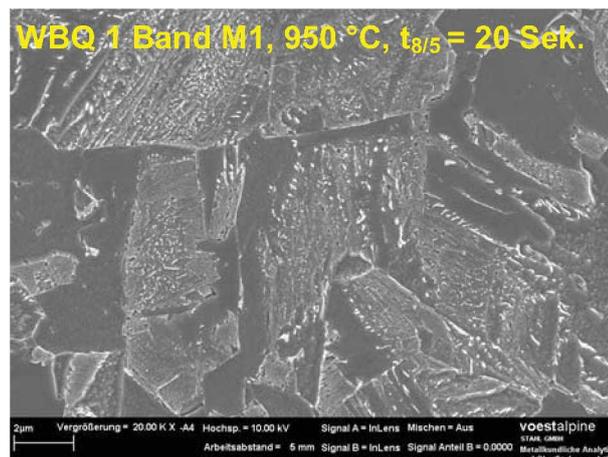
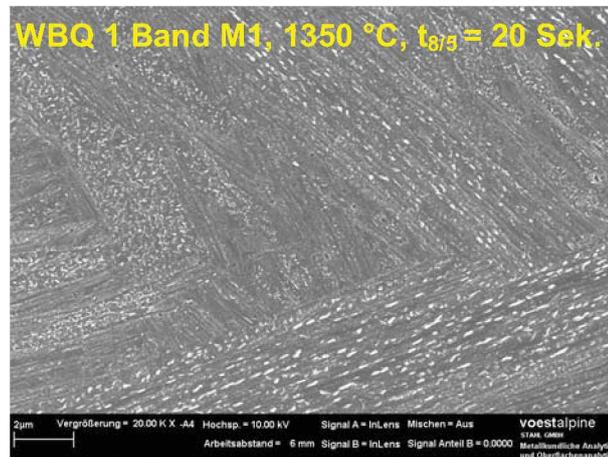


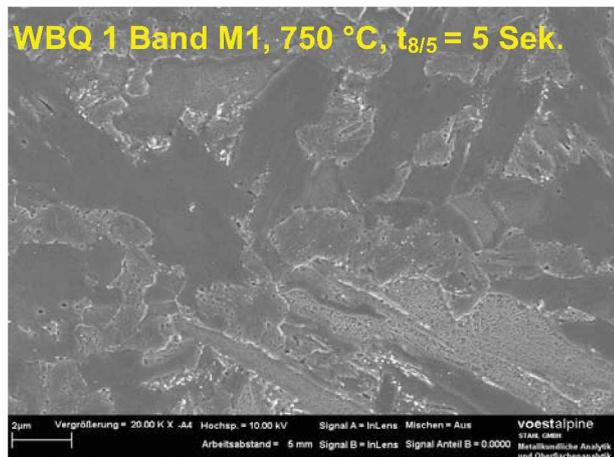
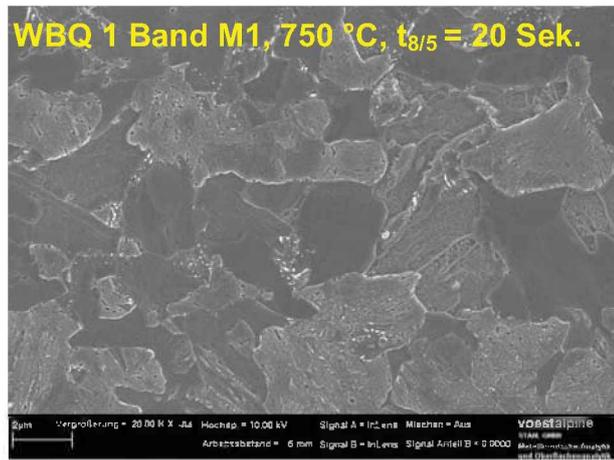
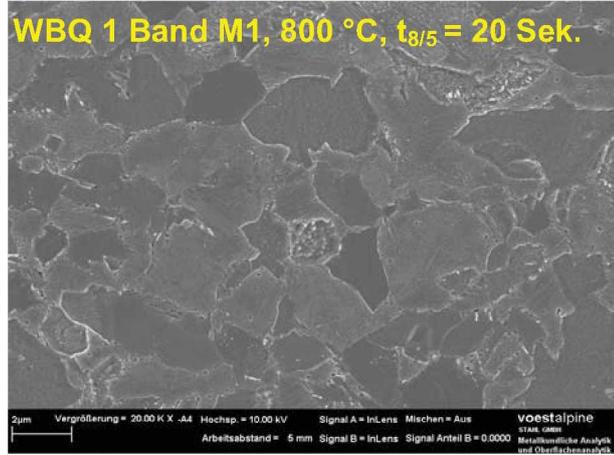


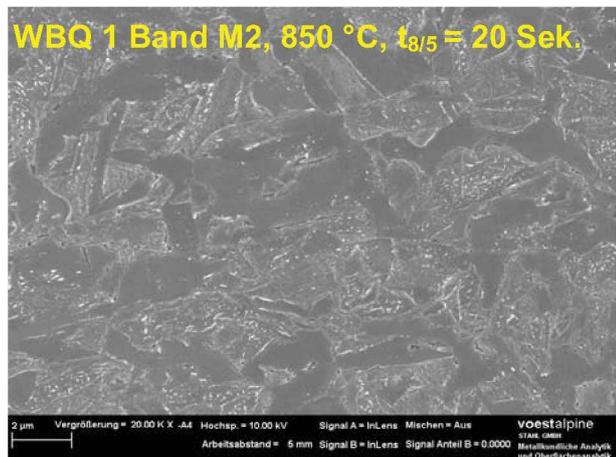
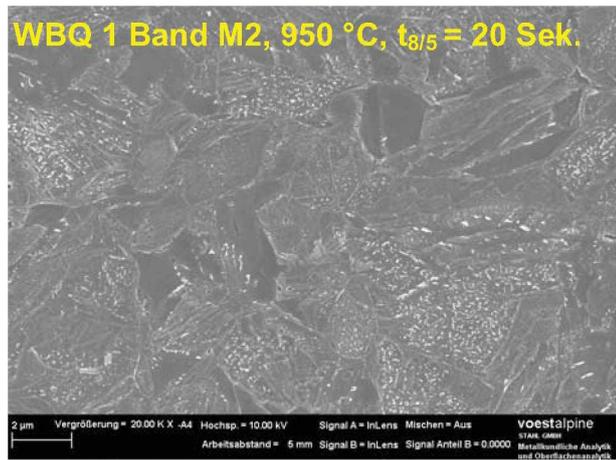
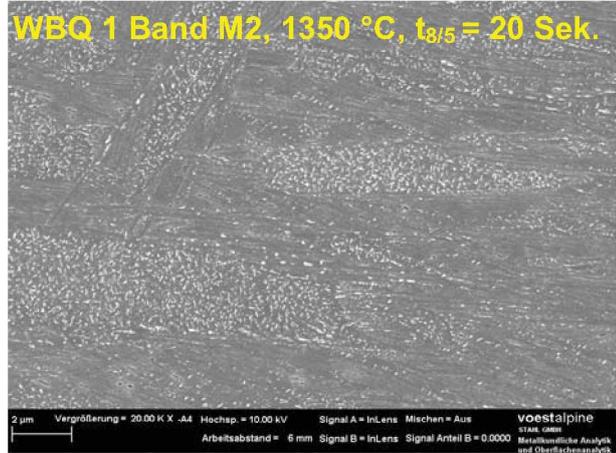


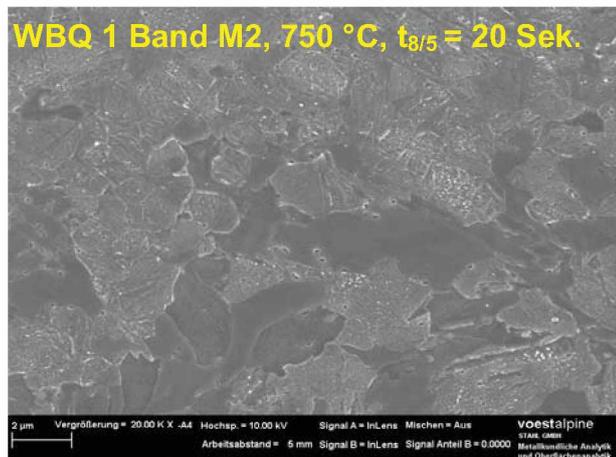
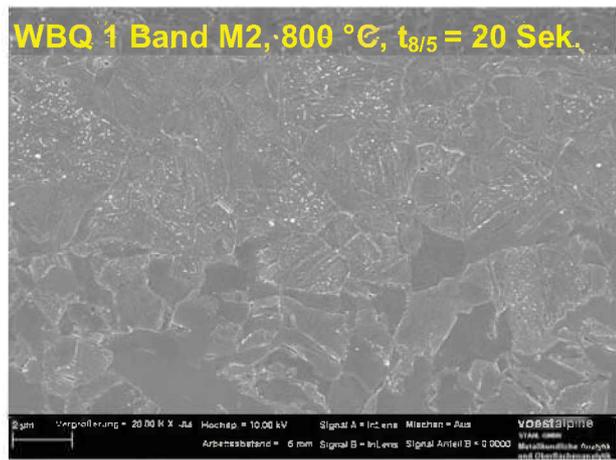
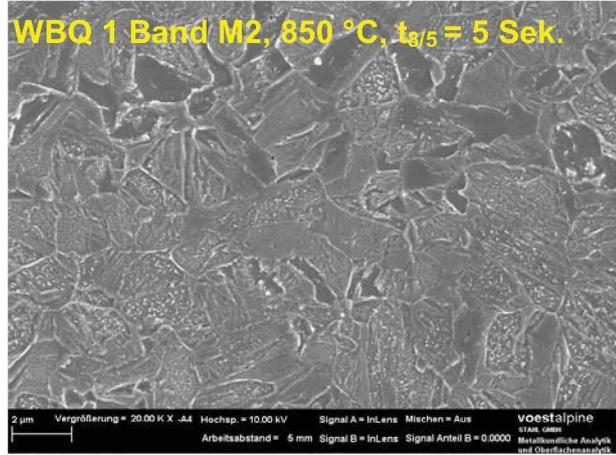
7.2 FE – Rasterelektronenaufnahmen

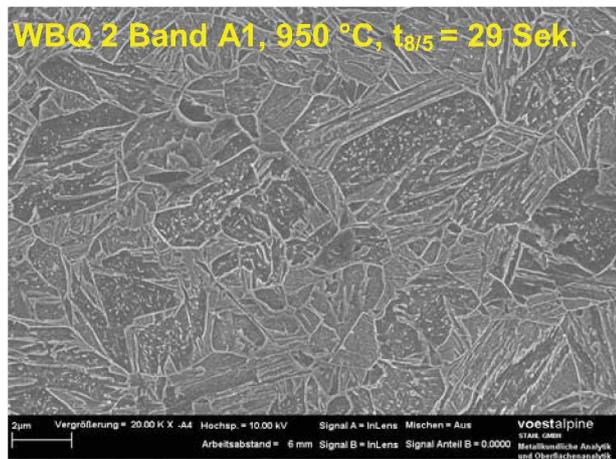
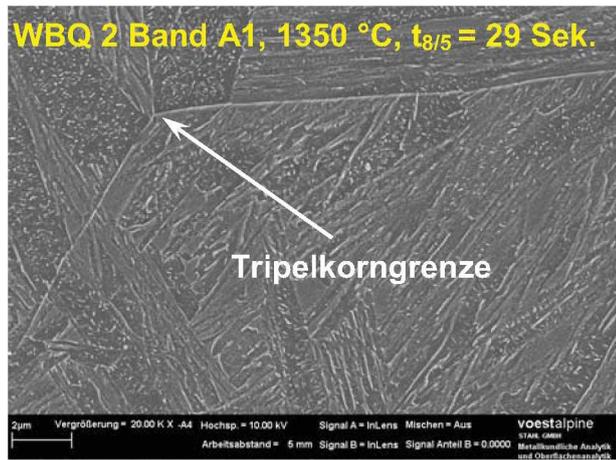
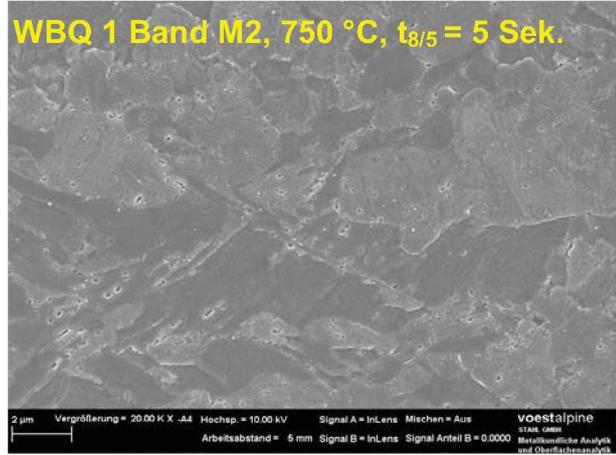
Die Spitztemperatur und die $t_{8/5}$ -Zeit sind jeweils links oben im Bild angegeben.

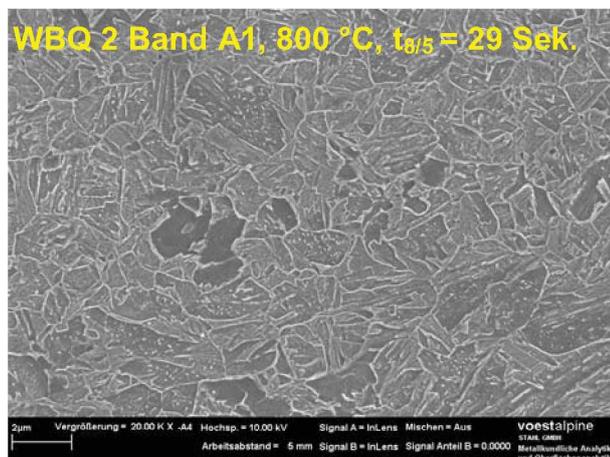
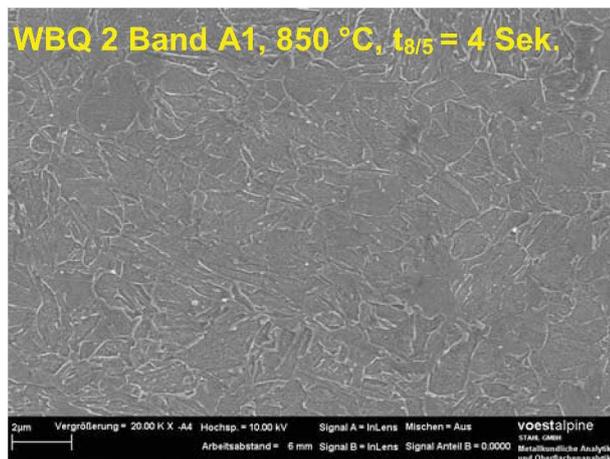
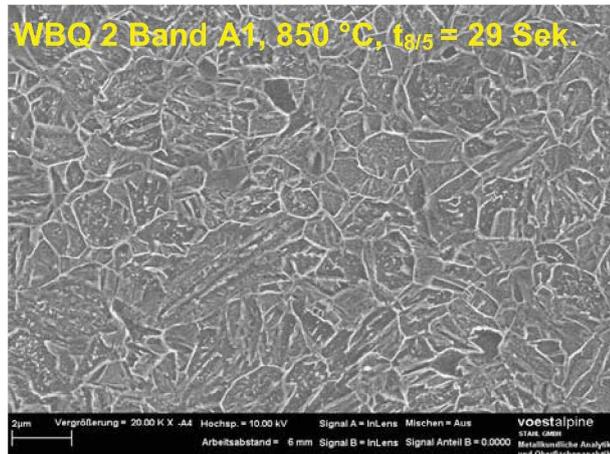


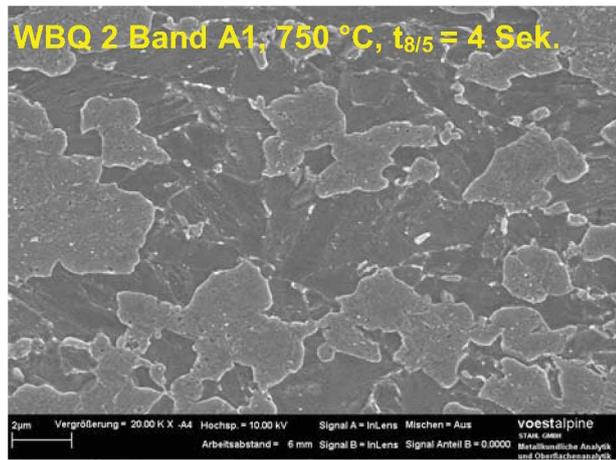
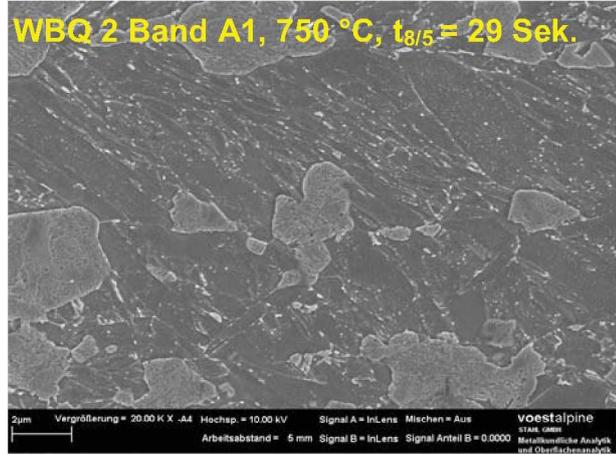












7.3 Mechanische Kennwerte

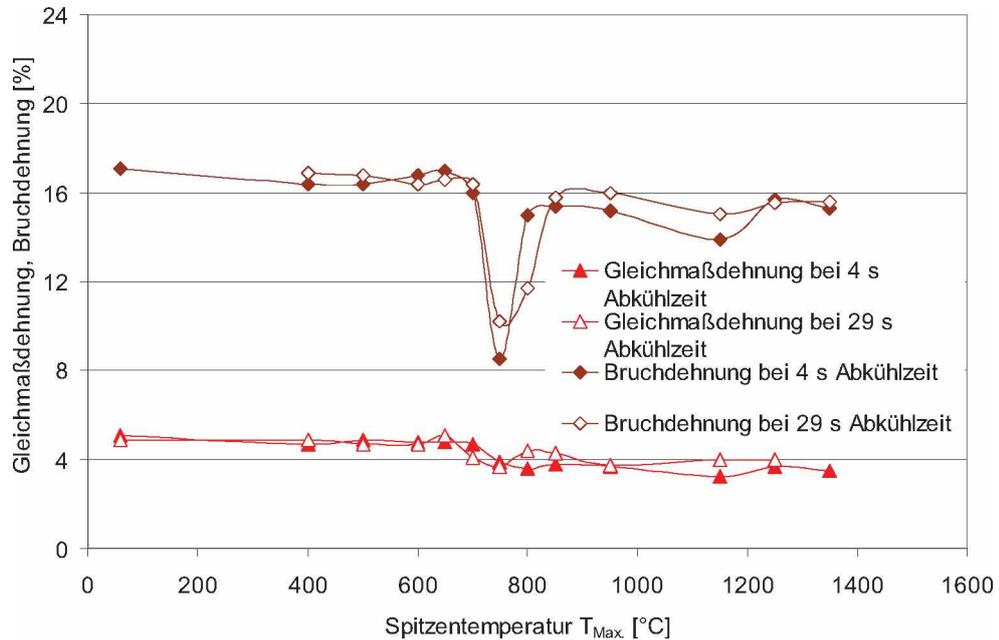


Abbildung 7.3.1: Darstellung der Dehnungen aus dem Zugversuch. Das Band A1 zeigt eine fast konstante Gleichmaßdehnung und nur im Teilaustenitierungsbereich einen Rückgang der Bruchdehnung.

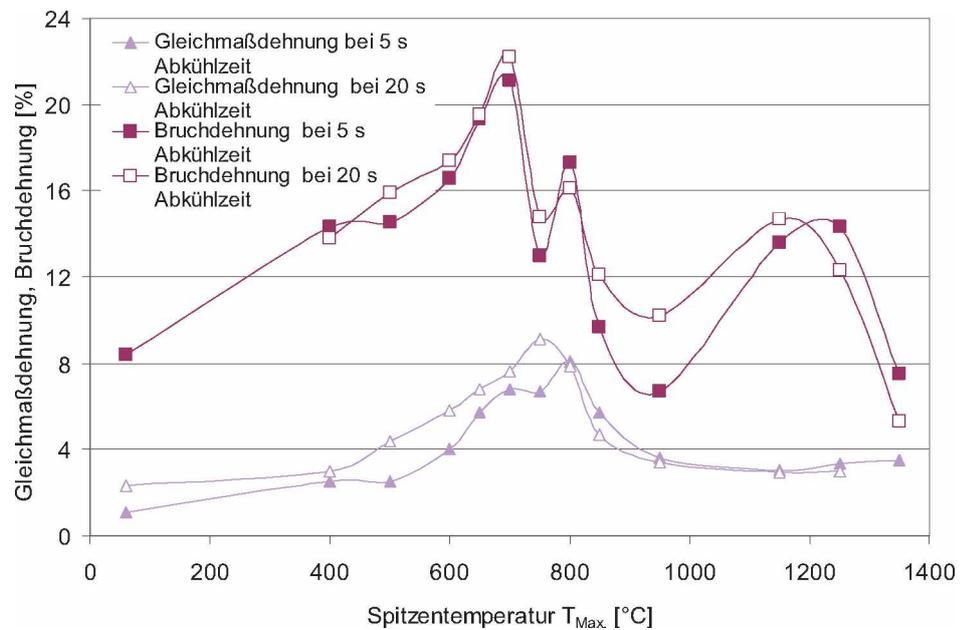


Abbildung 7.3.2: Band M1 zeigt infolge der Umwandlungen eine große Schwankung in den Dehnungen über den Temperaturbereich von T_{Max} .

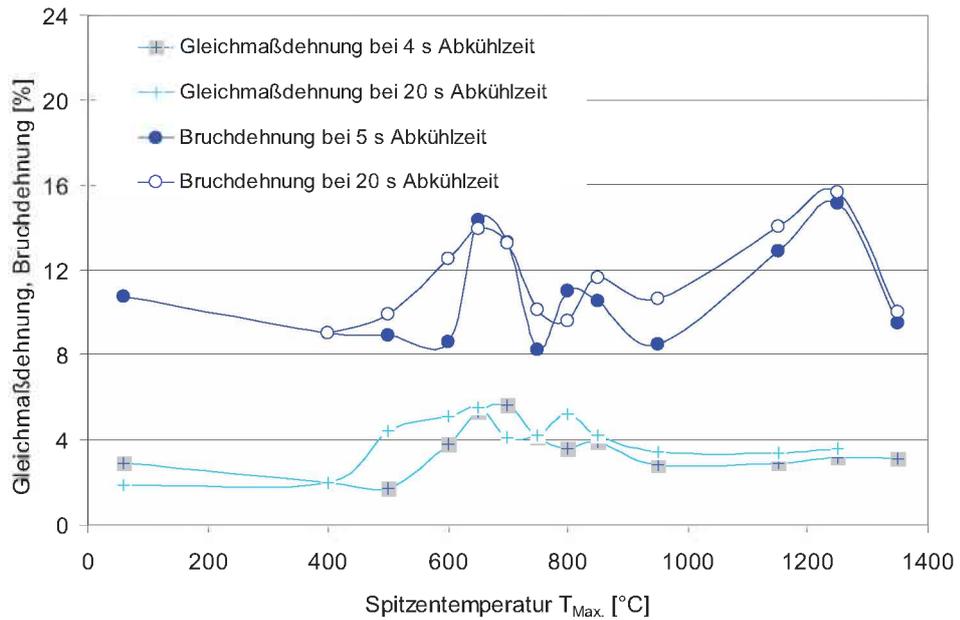


Abbildung 7.3.3: Band M2 zeigt keine so großen Schwankung wie Band M1 in den Dehnungen über den Temperaturbereich von T_{Max} . Die Dehnung nimmt zwischen ca. 1000°C und 1200°C T_{Max} wieder zu. Dies ist auf den zur Festigkeit beitragenden immer kleiner werdenden, Faktor $\frac{1}{\sqrt{\gamma_{KG}}}$ zurückzuführen.

7.4 Dilatometermessungen

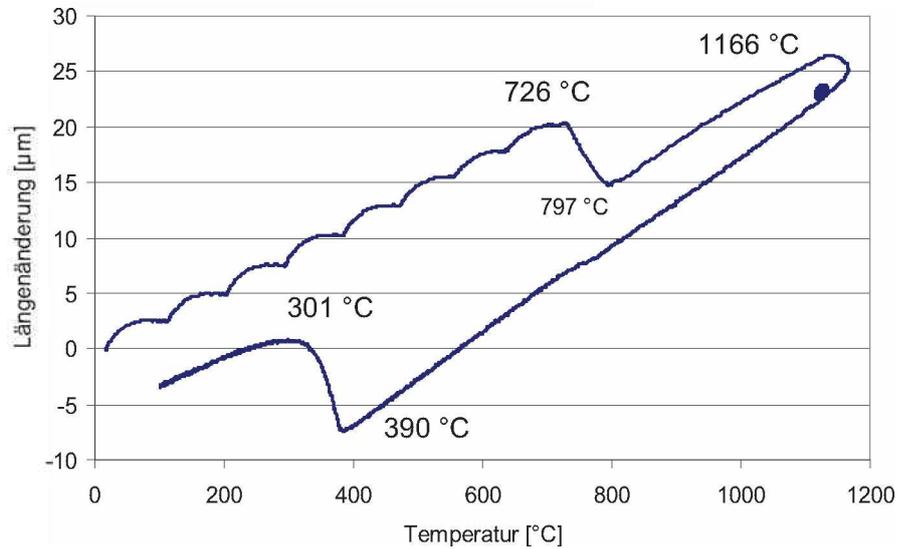


Abbildung 7.4.1: Dilatometerkurve des Werkstoffes WBQ 1 Band M2, $t_{8/5}$ -Zeit = 5 s.

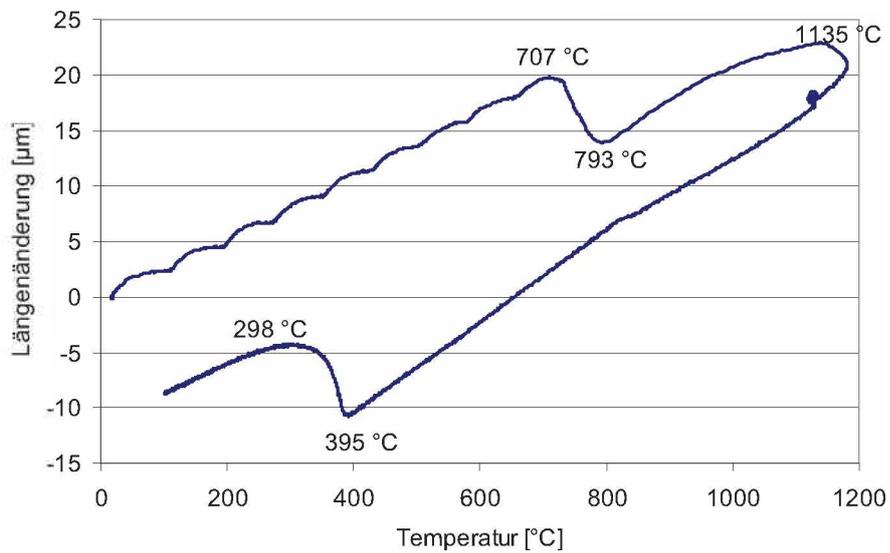


Abbildung 7.4.2: Dilatometerkurve des Werkstoffes WBQ 1 Band M2, $t_{8/5}$ -Zeit = 20 s.

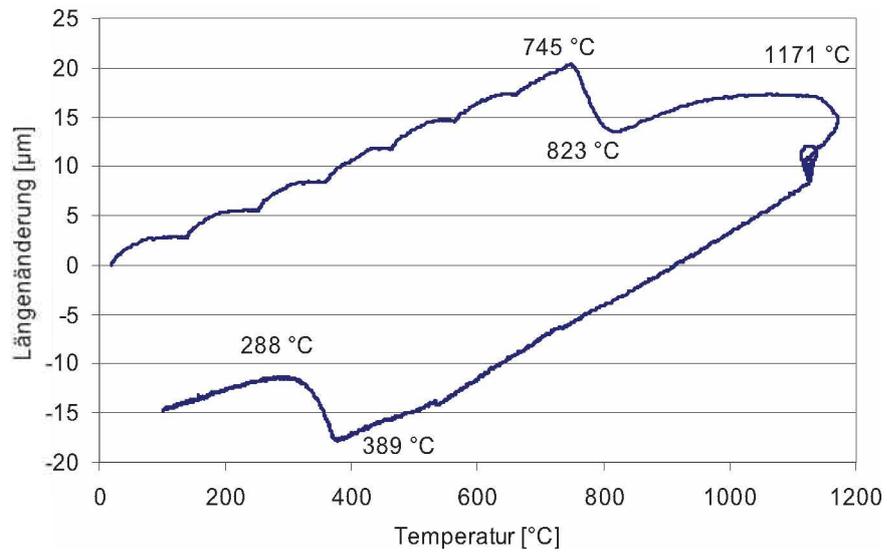


Abbildung 7.4.3: Dilatometerkurve des Werkstoffes WBQ 2 Band A1, $t_{8/5}$ -Zeit = 4 s.

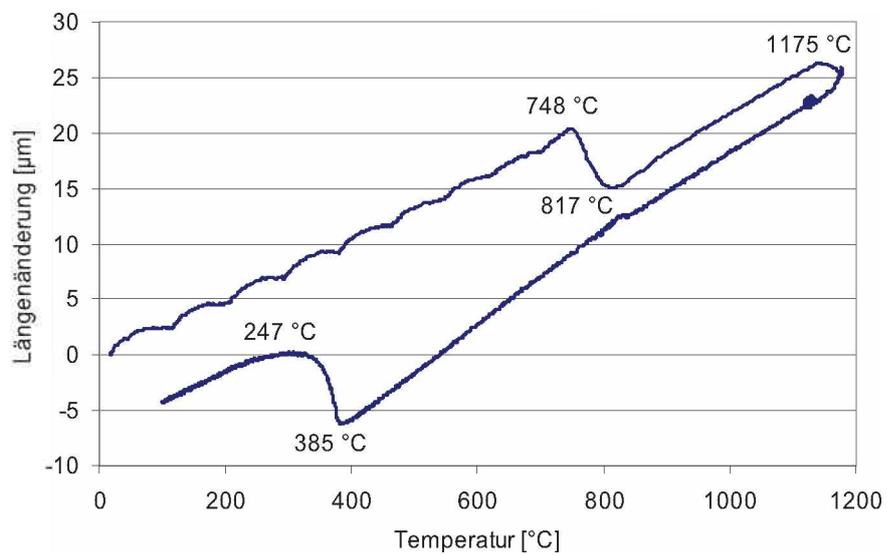


Abbildung 7.4.4: Dilatometerkurve des Werkstoffes WBQ 2 Band A1, $t_{8/5}$ -Zeit = 29 s.

7.5 Röntgendiffraktometrie (XRD)

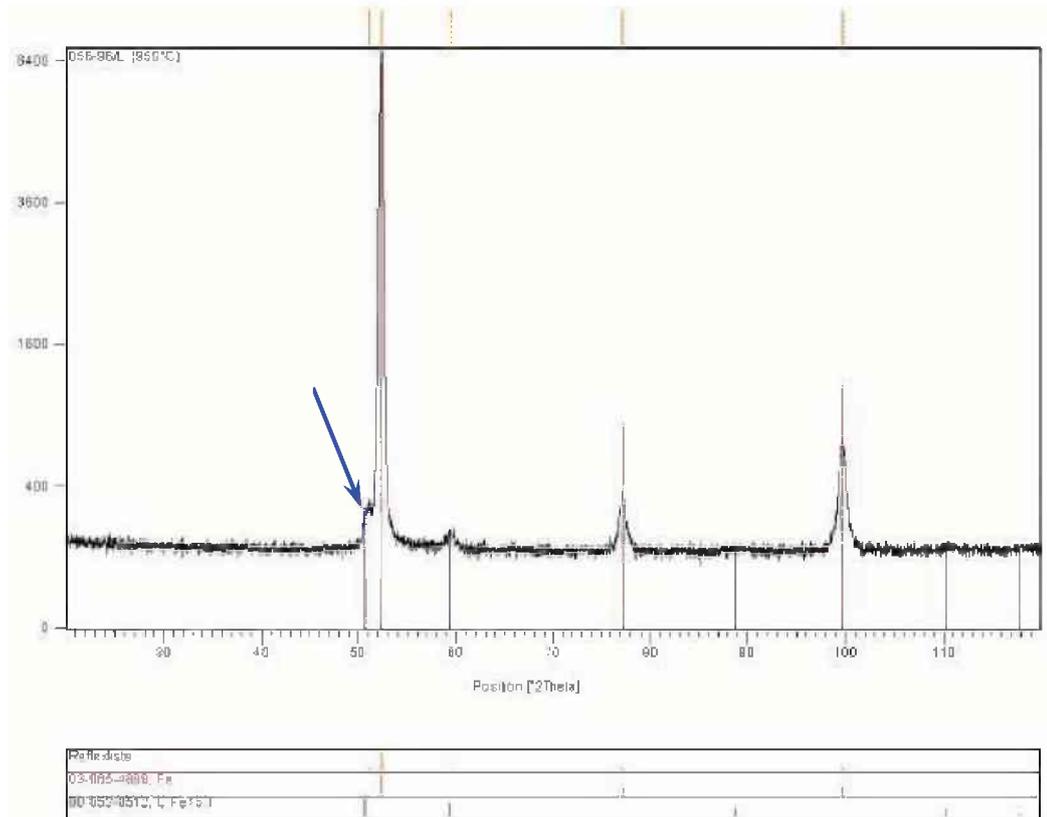


Abbildung 7.5.1: Diffraktogramm der WBQ 1 – Band M1 Probe bei 950°C Spitztemperatur. Neben dem Ferrit–Peak (rot) tritt ein Austenit–Peak (blauer Pfeil) auf. In dieser Probe wurden 3.4 vol.% Restaustenit gemessen.

8 Literaturverzeichnis

- [1] Aborn R. H.: Low Carbon Martensite. Trans. ASM., vol. 48, 1950, pp. 51 – 85.
- [2] Honeycombe R. W. and Badeshia H. K. D. H: Steels, Microstructure and Properties. Butterworth – Heinemann, Oxford, second – edition, 1995. pp. 280 – 301.
- [3] Honeycombe R. W. and Badeshia H. K. D. H: Steels, Microstructure and Properties. Butterworth – Heinemann, Oxford, second – edition, 1995. pp. 83 – 114.
- [4] Porter D., Easterling K.: Phase Transformations in Metals and Alloys. Chapman & Hall, London 1992, pp. 382 – 431.
- [5] Speich G. R.: Tempering of Low – Carbon Martensite. Trans. Met. Soc. AIME, 245: pp. 2553 – 2564, 1969.
- [6] Gottstein G.: Physikalische Grundlagen der Materialkunde. Springer, Berlin, Heidelberg, New York, zweite Auflage, 2001, pp. 369 – 397.
- [7] Owen W. S., Wilson E. A., Bell T.: The Structure and Properties of Quenched Iron – Alloys. Seminar on “Strengthening Mechanisms of Solids”. ASM., Philadelphia, October 1960, pp. 167 – 212.
- [8] Hornbogen E., Warlimont H.: Metallkunde, Aufbau und Eigenschaften von Metallen und Legierungen. Springer – Verlag Berlin, Heidelberg, New York, vierte Auflage, 2001, pp. 153 – 181.
- [9] Grange R., Hribal C., Porter I.: Hardness of Tempered Martensite in Carbon and low Alloy Steels. Met. Trans. A, vol. 8A, 1977, pp. 1775 – 1785.
- [10] Anik D., Dorn L.: Schweißseignung metallischer Werkstoffe. Düsseldorf: Dt. – Verl. für Schweißtechnik, Dvs – Verl., Fachbuchreihe Schweißtechnik; Bd. 122 Januar 1996.
- [11] Brooks C. R.: Principles of Heat Treatment of Plain Carbon and Low Alloy Steels. ASMI, Materials Park, OH 44073 – 0002, 1996, pp. 127 – 204.

- [12] H. K. D. H. Bhadeshia: Bainite in Steels. University Press Cambridge, second edition 2001, pp. 91 – 115.
- [13] Stüwe H. P.: Einführung in die Werkstoffkunde. Wissenschaftsverlag Mannheim, Wien, Zürich, zweite Auflage, 1991, pp. 70 – 77.
- [14] Honeycombe R. W. and Badeshia H. K. D. H: Steels, Microstructure and Properties. Butterworth – Heinemann, Oxford, second – edition, 1995. pp. 1 – 12.
- [15] Honeycombe R. W. and Badeshia H. K. D. H: Steels, Microstructure and Properties. Butterworth – Heinemann, Oxford, second – edition, 1995. pp. 60 – 82.
- [16] Sonnleitner M.: Diplomarbeit, Gefüge- und Eigenschaftsentwicklung an höchstfestem Stahlband. Department Metallkunde und Werkstoffprüfung – voest – alpine stahl Linz, November 2005.
- [17] Honeycombe R. W. and Badeshia H. K. D. H: Steels, Microstructure and Properties. Butterworth – Heinemann, Oxford, second – edition, 1995. pp. 223 – 249.
- [18] Busby C. C., Hawkes M. F., Paxton H. W.: Tensile and Impact Properties of Low – Carbon Martensite. Trans. ASM, vol. 47, April twentiesixth, 1954, pp. 134 – 156.
- [19] Tekin E., Kelly P. M.: A Study of the Tempering of Steel using Transmission Electron Microscopy. University of Leeds, England, AIME 1965, pp. 173 – 229.
- [20] Grange R. A., Baughman R. W.: Hardness of Tempered Martensite in Carbon and low Alloy Steels. Fundamental Research Laboratory, United States Steel Corp. Kearny, 1955.
- [21] <http://www.dittmar-stahl.de/lexikon>. Wirkung von Legierungselementen (Februar 2007)
- [22] OVERHOFF Verbindungstechnik GMBH: Legierungselemente, Einfluss der Legierungselemente auf Stahl.

- [23] Weißmantel CH., Hamann C.: Grundlagen der Festkörperphysik. J. A. Barth, Heidelberg, vierte Auflage, 1995.
- [24] Haasen P.: Physikalische Metallkunde. Springer – Verlag, Berlin, Heidelberg, New York. Dritte Auflage, 1994, pp. 100 – 132.
- [25] Hornbogen E., Warlimont H.: Metallkunde, Aufbau und Eigenschaften von Metallen und Legierungen. Springer – Verlag Berlin, Heidelberg, New York, vierte Auflage, 2001, pp. 105 – 138.
- [26] Blumenauer H.: Werkstoffprüfung. VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, fünfte Auflage, 1989, pp. 26 – 96.
- [27] <http://www.metallografen.de/Probenvorbereitung>. Ätzmittel nach Le-Pera (Februar 2007)
- [28] Zackay V. F., Justusson M. W., Schmatz M. W.: Strengthening by Martensitic Transformations. Seminar on “Strengthening Mechanisms of Solids”. ASM., Philadelphia, October 1960, pp. 179 – 216.
- [29] Caron R. N., Krauss G.: The Tempering of Fe – C lath Martensite. Metallurgical Transactions vol. 3, 1972, pp. 2381 – 89.
- [30] Kelly M. P., Nutting J.: Physical Properties of Martensite and Bainite. Spec. Rep. 93 JISI, 1965, pp. 166 – 170.
- [31] Ashby M., Jones D. R. H., Heinzelmann M.: Werkstoffe1. Spektrum Akademischer Verlag, dritte Auflage, September 2006, Kap. 10.
- [32] Miranda R. M., Fortes M. A.: Austenite Grain Growth, Microstructure and Hardness in the Heat – affected Zone of a Cr – Mo Steel. Departamento de Engenharia de Materials, Instituto Superior Técnico, April fourth, 1988, pp. 1 – 8.
- [33] Deus A. M., Fortes M. A., Ferreira P. J., Vander Sande J. B. : A general approach to grain growth driven by energy density differences. Acta Material Inc., Elsevier Science Ltd., twelveth February 2002, pp. 3317 – 3330.

- [34] Petzow G., Carle V. v. B.: Metallographisches, Keramographisches, Plastographisches Ätzen. Gebr. Borntraeger Berlin, Stuttgart. Nachdruck der 6., vollständig überarbeiteten Ausgabe (1994).
- [35] Tipler P. A.: Physik. Dritter korrigierter Nachdruck, 2000, der ersten Auflage 1994. Spektrum Akademischer Verlag GmbH Heidelberg Berlin, pp. 875 – 914.
- [36] Blumenauer H.: Werkstoffprüfung. VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, fünfte Auflage, 1989, pp. 316 – 357.
- [37] http://www.voestalpine.com/vatron/de/products/services/steelindustry/laboratory_equipment_Restaustenitmessung. (Februar 2007)
- [38] Hollomon J. H., Jaffe L. D.: Time – Temperature Relations in Tempering Steel. AIME 162, pp. 223 - 249. Metals Tech.. September 1945.
- [39] Schmaranzer C. H.: interner Forschungsbericht, voestalpine Stahl Linz GmbH, B3E, 2006.
- [40] H. K. D. H. Bhadeshia: Bainite in Steels. University Press Cambridge, second edition 2001, pp. 115 – 139.
- [41] Honeycombe R. W. and Bhadeshia H. K. D. H: Steels, Microstructure and Properties. Butterworth – Heinemann, Oxford, second – edition, 1995. pp. 115 – 139.
- [42] Spindler H.: Herstellung eines martensitischen Warmbandes. Interner Forschungsbericht, voestalpine stahl Linz, B3E, 13.03.2007
- [43] Anik D., Dorn L.: Schweißseignung metallischer Werkstoffe. Düsseldorf: Dt. – Verl. für Schweißtechnik, Dvs – Verl., Fachbuchreihe Schweißtechnik; Bd. 122 Januar 1996, pp. 1 – 16.
- [44] Keehan E., Karlsson L., Thuvander M., Bergquist E.: Microstructural characterisation of as – deposited and reheated weld metal – High Strength steel weld metals. Welding in the World, vol. 51, n° ¾, 2007, pp. 44 – 49.