



Lehrstuhl für Stahl design

Masterarbeit



Schweiß-ZTU-Diagramme eines
niedriglegierten warmfesten 2,25Cr-1Mo-
0,25V-Stahls

Bernd Loder, BSc

März 2020



EIDESSTÄTTLICHE ERKLÄRUNG

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

Ich erkläre, dass ich die Richtlinien des Senats der Montanuniversität Leoben zu "Gute wissenschaftliche Praxis" gelesen, verstanden und befolgt habe.

Weiters erkläre ich, dass die elektronische und gedruckte Version der eingereichten wissenschaftlichen Abschlussarbeit formal und inhaltlich identisch sind.

Datum 17.02.2020

A handwritten signature in blue ink, appearing to be "Bernd Loder", written over a horizontal line.

Unterschrift Verfasser/in
Bernd, Loder

Danksagung

Ich möchte mich bei all jenen bedanken, die durch ihre fachliche Unterstützung zum Vollenden meiner Masterarbeit beigetragen haben.

Der größte Dank gilt Herrn Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. mont Ronald Schnitzer, Leiter des Lehrstuhls für Stahldesign am Department Werkstoffwissenschaft der Montanuniversität Leoben für die Bereitstellung des Themas dieser Masterarbeit, die unzähligen Besprechungen, sowie die Durchsicht und Korrektur meiner Arbeit. Ohne seine Mitarbeit wäre meine Arbeit mit Sicherheit nicht in diesem kurzen Zeitraum fertig zustellen gewesen wäre.

Besonderer Dank gilt meiner Betreuerin am Lehrstuhl für Stahldesign Frau Dipl.-Ing. Hannah Schönmaier, die mich über die gesamte Dauer meiner Diplomarbeit stets ausgezeichnet mit Rat und Tat unterstützt hat und immer ein offenes Ohr für meine Fragen bzw. Probleme hatte. In jeglicher Hinsicht hat sie mir mit fachlichen Ratschlägen weitergeholfen. Ohne Ihre Unterstützung wäre meine Arbeit nicht so reibungslos verlaufen.

Des Weiteren möchte ich mich bei Herrn Ing. Thomas Fischer bedanken, der mich bei den praktischen Versuchen durch eine kompetente Einschulung sowie bei der Probenpräparation tatkräftig unterstützt hat.

Auch bei Frau Silvia Pölzl möchte ich mich für die Hilfestellung und Tipps bei der metallographischen Probenvorbereitung sowie für die Einschulung diverser Geräte am Lehrstuhl bedanken.

Anschließend bedanke ich mich noch bei Herren Dipl.-Ing. Yao Ahan von der technischen Universität Wien bedanken, der mich bei der Simulation der Schweiß ZTU's unterstützt hat.

Zu guter Letzt möchte ich auch meine Familie nicht unerwähnt lassen, die mich über meine ganze Studienzeit sehr unterstützt hat.

Inhaltsverzeichnis

1. Einleitung und Zielsetzung	- 1 -
2. Theoretische Grundlagen.....	- 3 -
2.1. Kriechbeständige niedriglegierte CrMoV-Stähle	- 6 -
2.1.1. Kriechen.....	- 3 -
2.1.2. Einleitung der warmfesten Güten.....	- 6 -
2.1.3. Einfluss der Legierungselemente.....	- 7 -
2.2. Unterpulverschweißen.....	- 11 -
2.2.1. Unterpulver-Tandemschweißen:.....	- 12 -
2.3. Schweißparameter	- 14 -
2.4. Schweiß-ZTU.....	- 19 -
2.5. Ermittlung der $t_{8/5}$ -Zeit und der Umwandlungstemperaturen.....	- 22 -
2.5.1. $t_{8/5}$ -Zeit Bestimmung	- 22 -
2.5.2. Berechnung der M_s -, A_{c1} - und A_{c3} -Temperatur	- 25 -
3. Experimentelles	- 26 -
3.1. Untersucher Schweißwerkstoff.....	- 26 -
3.2. Dilatometrie	- 26 -
3.2.1. Herstellung der Dilatometerproben	- 27 -
3.2.2. Einflüsse auf die Dilatometermessung.....	- 28 -
3.2.3. Ermittlung der A_{c1} und A_{c3} -Temperatur mittels Dilatometrie	- 31 -
3.2.4. Ermittlung der Umwandlungspunkte für die Erstellung eines ZTU-Schaubildes	- 32 -
3.3. DSC Messungen:	- 35 -
3.3.1. Herstellung der DSC-Proben	- 36 -
3.3.2. Bestimmung der A_{c1} - und A_{c3} -Temperatur mittels DSC	- 36 -
3.4. Metallographische Probenpräparation.....	- 37 -
3.5. Härteprüfung nach Vickers	- 38 -
4. Ergebnisse	- 39 -
4.1. Bestimmung der Umwandlungstemperaturen und der $t_{8/5}$ -Zeit.....	- 39 -
4.1.1. Graphische und rechnerische Lösung	- 39 -
4.1.2. Umwandlungstemperaturen aus den Dilatometermessungen	- 42 -
4.1.3. Umwandlungstemperaturen aus den DSC-Messungen.....	- 42 -
4.2. Schweiß-ZTU Schaubilder.....	- 43 -
4.2.1. IK-WEZ Schweiß-ZTU	- 43 -

4.2.2. FK-WEZ Schweiß-ZTU	- 46 -
4.2.3. GK-WEZ Schweiß-ZTU.....	- 50 -
4.3. Simulierte ZTU Schaubilder.....	- 53 -
4.4. Ergebnisse der Härteprüfung nach Vickers und der Phasenanalyse zur Bestimmung des Ferritanteils.....	- 55 -
5. Diskussion	- 57 -
6. Zusammenfassung	- 61 -
7. Literaturverzeichnis.....	- 62 -

Abkürzungsverzeichnis

A_0	Dehnung
A_c	proportionaler Dehnungsanteil
A_{C1} & A_{C3}	Umwandlungstemperatur
A_i	nicht proportionaler Dehnungsanteil
DSC	Dynamische Differenzkalorimetrie
DTA	Differenz Thermoanalyse
$d_{\bar{u}}$	Übergangsblechdicke
FK-WEZ	Feinkorn Wärmeeinflusszone
GK-WEZ	Grobkorn Wärmeeinflusszone
I	Schweißstrom
IK-WEZ	Interkritische Wärmeeinflusszone
k	thermischer Wirkungsgrad
kfz	kubisch flächenzentriert
krz	kubisch raumzentriert
m%	Massenprozent
MK	Mischkristall
M_s / M_f	Martensitstart- / Martensitfinish-Temperatur
ppm	parts per million
Q	Wärmemenge
R	Widerstand
RT	Raumtemperatur
SEP	Stahl-Eisen-Prüfblatt
t	Beanspruchungszeit
T_0	Arbeits- und Zwischenlagentemperatur
$t_{8/5}$ -Zeit	Abkühlzeit zwischen 800 und 500 °C
T_m	Schmelztemperatur
UP	Unterpulver
WEZ	Wärmeeinflusszone
ZTA	Zeit-Temperatur-Austenitisierung
ZTU	Zeit-Temperatur-Umwandlung
α	Ferrit
α_{th}	linearer Ausdehnungskoeffizient
γ	Austenit
γ_{th}	kubischer Ausdehnungskoeffizient
ϵ	Gesamtdehnung
$\dot{\epsilon}$	Kriechgeschwindigkeit
$\dot{\eta}$	relativer thermischer Wirkungsgrad
λ	Kühlparameter

Abstract

The aim of this work is to characterize the transformation behavior and microstructure evolution during continuous cooling of a submerged-arc welded low alloyed, creep resistant 2.25Cr-1Mo-0.25V steel. The characterization was conducted via dilatometer- and DSC measurements as well as light optical microscopy examinations. Furthermore, Vickers hardness measurements were performed and the ferrite phase fractions were determined with an image processing program. Thereupon, three welding continuous cooling transformation (CCT) diagrams with different peak temperatures were created to determine the influence of the temperature profiles which describe the different areas in the heat affected zones (HAZ) of the metal. These areas consist of a coarse grained, a fine grained and an intercritical HAZ. The microstructure constituents, which were observed depending on the peak temperature and the cooling parameters were high amounts of bainite and small fractions of ferrite at slow cooling rates.

Kurzfassung

Das Ziel dieser Arbeit ist es das Umwandlungsverhalten und die Gefügeentwicklung beim kontinuierlichen Abkühlen eines Unterpulver geschweißten niedriglegierten warmfesten 2,25Cr-1Mo-0,25V-Stahls zu charakterisieren. Die Charakterisierung wurde mittels Dilatometer- und DSC-Messungen sowie lichtmikroskopischen Untersuchungen durchgeführt. Darüber hinaus wurden Härtemessungen nach Vickers durchgeführt und die Ferritphasenanteile mit Hilfe eines Bildverarbeitungsprogramms bestimmt. Daraufhin wurden drei Schweiß-Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubilder (ZTU)-Diagramme mit unterschiedlichen Spitzentemperaturen erstellt, um den Einfluss der Temperaturprofile, die die verschiedenen Bereiche innerhalb der Wärmeeinflusszonen (WEZ) des Schweißguts beschreiben, abzubilden. Diese Bereiche bestehen aus einer grobkörnigen, einer feinkörnigen und einer interkritischen WEZ. Die Bestandteile, die in Abhängigkeit von der Spitzentemperatur und den Abkühlparametern beobachtet wurden, waren hohe Mengen Bainit sowie Ferritanteile, wobei letztere nur bei langsamen Abkühlraten beobachtet wurden.

1. Einleitung und Zielsetzung

In Anlehnung an die konventionellen, niedriglegierten CrMo-Stähle wurde vor dreißig Jahren eine kriechfeste 2,25Cr-1Mo-0,25V-Legierung entwickelt. Es gibt mehrere Gründe für die verbreitete Verwendung dieser warmfesten Stähle, einerseits zeigen sie sehr gute Zähigkeits- und Festigkeitswerte und andererseits haben diese Stähle eine hinreichend gute Kriechbeständigkeit. Die Zugabe von V führt zur Bildung von MC-Karbiden, welche stabiler sind als die gröberen Cr-Karbide [1]. Bekannt ist auch, dass diese Karbide eine Verfestigung hervorrufen, welche essenziell zur Verbesserung der Zeitstandsfestigkeit beitragen. Jedoch weisen die mit V-modifizierten Stahlsorten nicht nur Vorteile auf, sondern auch einige Nachteile. Zum einen besitzen sie geringere Zähigkeitswerte unmittelbar nach dem Schweißen und zum anderen eine größere Empfindlichkeit für die Rissentstehung im Schweißgut und in der WEZ bei der Wärmebehandlung. Warmfeste 2,25Cr-1Mo-0,25V-Stähle werden für dickwandige Druckbehälter für Wasserstoffanwendungen in der Petrochemie angewendet, z.B.: für Hydrocracking Reaktoren. Zu diesem Zweck werden die 2,25Cr-1Mo-0,25V-Stähle üblicherweise durch Unterpulver (UP)-Schweißen gefügt [1–5].

Für Schweißprozesse, bei denen üblicherweise sehr hohe Abkühlraten auftreten und jede Zone im Schweißgut je nach Abstand zum Schweißbad und Wärmeverlauf unterschiedliche Spitzentemperaturen aufweist, sind klassische ZTU-Schaubilder nicht anwendbar. Während des Schweißvorganges ist die WEZ des Schweißgutes zum Teil sehr hohen Spitzentemperaturen ausgesetzt, die deutlich über jener der Umwandlungstemperatur (A_{c3}) des Stahls liegen können. Darüber hinaus erfährt die WEZ im Schweißgut eine nur sehr kurze Austenitisierung von wenigen Sekunden, was für eine Homogenisierung der Mikrostruktur nicht ausreicht, sodass die Legierungselemente im Gefüge unregelmäßig verteilt sind. Nach dieser unzureichenden Homogenisierung erfahren das Schweißgut sowie die angrenzende WEZ, je nach Schweißverfahren und Abstand zum Schweißbad, extrem hohe Abkühlraten [6].

Spezielle Schweiß-ZTU-Schaubilder für die verschiedenen Zonen der WEZ, dienen im Wesentlichen der Gewährleistung der Schweißbarkeit und sollen dem Schweißtechnologen eine Abschätzung und Vorkalkulation des zu erwarteten Gefüges einschließlich der daraus resultierenden mechanischen Eigenschaften ermöglichen [7–9].

Ziel der Arbeit war die Erstellung von drei Schweiß-ZTU-Schaubildern, um den Einfluss der Abkühlrate bei verschiedenen Bereichen in der WEZ innerhalb der Schweißverbindung zu untersuchen. Zu diesem Zweck wurden drei unterschiedliche Spitzentemperaturen gewählt. Begonnen wurde mit der niedrigsten

Austenitisierungstemperatur im interkritischen Bereich bei 850 °C um die interkritische WEZ (IK-WEZ) zu simulieren, gefolgt von der Feinkornzone der WEZ (FK-WEZ) mit einer Spitztemperatur von 1000 °C. Die dritte Zone, welche untersucht wurde, war die Grobkornzone (GK), deren Austenitisierungstemperatur bei 1400 °C liegt.

Durch die Erstellung von Schweiß-ZTU-Schaubildern für die Legierung 2,25Cr-1Mo-0,25V soll ein Beitrag zum grundlegenden Verständnis der Mikrostrukturentwicklung in der WEZ warmfester niedriglegierter 2,25Cr-1Mo-0,25V-Stähle geleistet werden. Mit Hilfe der ZTU-Schaubilder für die IK-WEZ, die FK-WEZ und die GK-WEZ kann abgeschätzt werden, wie die Abkühlrate beim UP-Schweißen das Gefüge des jeweiligen Bereichs in der WEZ beeinflusst. Diese Masterarbeit wurde im Rahmen einer Kooperation mit der Firma voestalpine Böhler Welding Germany GmbH am Lehrstuhl für Stahldesign durchgeführt. Geschweißt wurde bei der voestalpine Böhler Welding Germany GmbH, die auch das Probenmaterial zur Verfügung gestellt haben.

2. Theoretische Grundlagen

2.1. Kriechen

Unter dem Begriff des Kriechens versteht man die zeitabhängige, fortschreitende plastische Verformung bei konstanter Beanspruchung. Zu den Anwendungen von warmfesten Stählen zählen Dampfkessel, die in Dampfkraftwerken eingesetzt werden, Druckbehälter für die petrochemische Industrie, Gasturbinen die als kleinere Antriebsmaschinen in der chemischen und petrochemischen Industrie Anwendung finden, Ventile für Verbrennungsmotoren, sowie Ventile für Müllverbrennungsanlagen. Dies sind jedoch nur einige der unzähligen Anwendungen von warmfesten Stählen. In der Energietechnik z.B. werden warmfeste Stähle für Anlagen und Arbeitsmaschinen verwendet. Zweck dieser Stähle ist es bei erhöhter Temperatur möglichst hohe Belastungen aufzunehmen und einen hohen Widerstand gegen Hochtemperaturkorrosion zu bieten. Im Gegensatz zu den hitzebeständigen Stählen, stehen bei den warmfesten Stahlsorten die mechanischen Eigenschaften im Vordergrund. Bei steigender Einsatztemperatur und -dauer nimmt der Einfluss von thermisch aktivierten Prozessen zu, weshalb eine erhöhte Kriechfestigkeit erforderlich ist. Thermisch aktivierte Prozesse bewirken eine Senkung der Dehngrenze, siehe Abbildung 1. Bei tiefen Temperaturen ist die Dehngrenze praktisch zeitunabhängig d.h. die aufgetragenen Belastungen unterhalb der Dehngrenze werden für lange Zeit ohne plastische Verformungen ertragen. Mit steigender Temperatur nimmt jedoch die thermische Aktivierung der Gleitung zu, welche eine Senkung der Dehngrenze im Warmzugversuch hervorruft. Durch eine Verlängerung der Prüfdauer im Zeitstandversuch fällt oberhalb von ungefähr $0,4 \cdot T_m$ [K], das etwa 350 °C entspricht, die Zeitdehngrenze infolge des thermisch aktivierten Kriechens gegenüber der Warmdehngrenze ab. Steigt die Temperatur auf über 350 °C an, so beginnen auch die Metallatome zu diffundieren und Versetzungen können die Gleitebene verlassen. Mit weiter steigender Temperatur sind immer geringere Spannungen notwendig, um Kriechen zu bewirken [10,11].

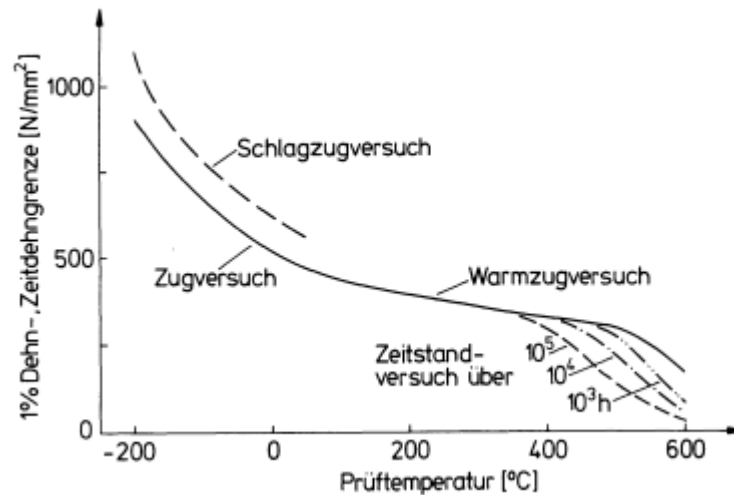


Abbildung 1: Einfluss der Prüftemperatur und der Prüfdauer auf die Dehngrenze [10].

Die Abnahme der zeitabhängigen Spannung bei einer konstanten Verformung nennt man Spannungsrelaxation. Bei metallischen Werkstoffen wirkt sich ein Steigen der Temperatur zunehmend auf die Beweglichkeit der Atome aus, sowie auf die Anzahl der Gitterdefekte. Diese Vorgänge beruhen auf den diffusionskontrollierten thermisch aktivierten Platzwechselfvorgängen. Die Kriech- und Relaxationsvorgänge sind essenziell für die Eigenschaften von Werkstoffen, die bei erhöhten Temperaturen verwendet werden. Bei erhöhten Temperaturen treten Änderungen des Gefüges und in weiterer Folge der Werkstoffeigenschaften auf. Diese sind eine zunehmende Leerstellenkonzentration und somit erleichterte Diffusion, das Entstehen neuer Gleitsysteme durch Klettern und Quergleiten der Versetzungen, Korngrenzendeformationen welche Verformungen erleichtern und eine abnehmende Gefügestabilität. Welche bei kaltverformten Werkstoffen Rekristallisation und bei ausgehärteten Werkstoffen Überalterung hervorrufen. Bei höheren Temperaturbelastung ist es nicht möglich die ertragbaren Spannungen bzw. Dehnungen aus den Kennwerten eines klassischen Zugversuchs zu berechnen. Da die Festigkeitswerte weitestgehend von der Beanspruchungsdauer abhängen, müssen diese mit aufwändigen Prüfverfahren festgestellt werden. In Abbildung 2 wird die Abhängigkeit der Gesamtdehnung (ε_t) welche auch die elastische Dehnung (ε_0) berücksichtigt, von der Beanspruchungszeit t abgebildet. Durch die aufgebrachte Last entsteht die Dehnung (A_0), welche sich aus einem elastischen, dem sogenannten proportionalen Anteil (A_c) und einem nichtproportionalen Anteil (A_i) zusammensetzt. Die Kurve kann durch die in Formel 1 beschriebenen Beziehung, dem logarithmischen Kriechen beschrieben werden [12,13].

$$\varepsilon_f = a * \ln(t) \quad \text{mit } a = \text{konst.} \quad (1)$$

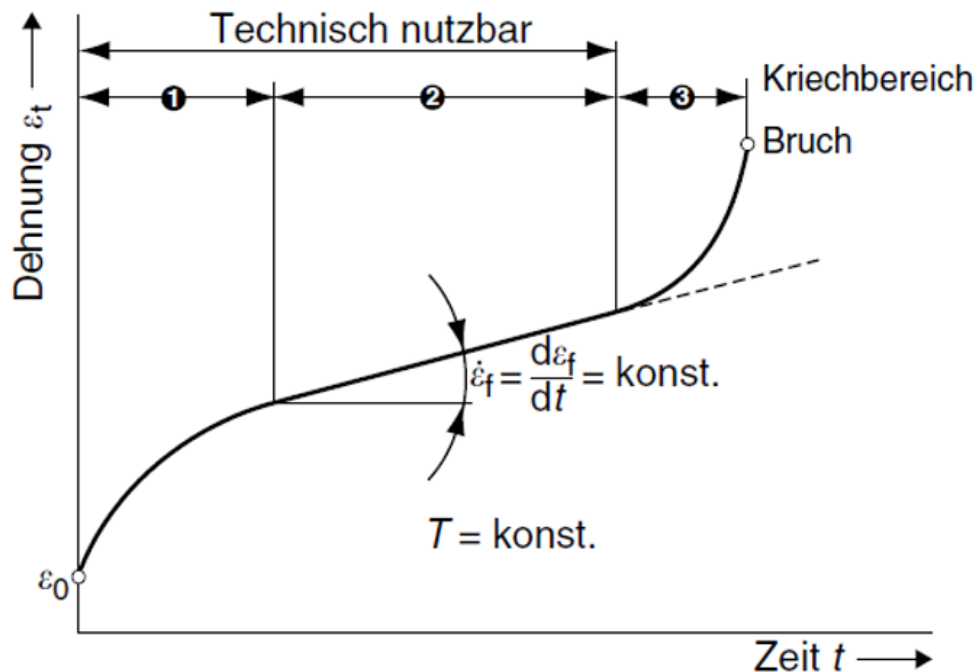


Abbildung 2: Eine typische metallische Kriechkurve bei einer konstanten Belastung; 1. Kriechbereich: primäres Kriechen; 2. Kriechbereich: sekundäres Kriechen; 3. Kriechbereich: tertiäres Kriechen [12].

Die Kriechgeschwindigkeit ($\dot{\varepsilon}_f$) ist in Formel 2 beschrieben und nimmt im ersten Kriechbereich, dem sogenannten primären Kriechen (siehe Abbildung 2, Bereich 1) ab.

$$\dot{\varepsilon}_f = \frac{d\varepsilon_f}{dt} \quad (2)$$

Im zweiten Kriechbereich, dem sogenannten sekundären bleibt $\dot{\varepsilon}_f$ konstant, welche auch die Steigung widerspiegelt. Im dritten Kriechbereich dem tertiären Kriechen nimmt $\dot{\varepsilon}_f$ zu.

Die Abnahme $\dot{\varepsilon}_f$ im primären Kriechbereich beruht auf Verfestigungserscheinungen durch sich schneidende Versetzungen, die sich gegenseitig behindern und eine Verringerung der Verformbarkeit hervorrufen. Im sekundären und tertiären Kriechbereich ist die temperaturabhängige Erhöhung der Leerstellendichte von Bedeutung. Das tertiäre bzw. das stationäre Kriechen hat technisch die größte Wichtigkeit, da die warmfesten Werkstoffe bis in diesem Bereich beansprucht werden. Es herrscht ein Gleichgewicht zwischen Verfestigung und Entfestigung. Das Klettern der Versetzungen ist durch die hohe Leerstellendichte der maßgeblichste Vorgang. Die Verformung kann durch Umgehen von Hindernissen und nicht beweglichen Versetzungen zunehmen. Das tertiäre Kriechen ist durch stark beschleunigtes Kriechen gekennzeichnet, welches rasch zum Bruch führt. Der Bereich ist nur noch bedingt technisch nutzbar, und zwar wenn durch eine metallografische Untersuchung die Restlebensdauer abgeschätzt werden kann. Bei erhöhten Temperaturen und

niedrigen Spannungen wird das Kriechen mehr durch Diffusion als durch Versetzungsbewegungen beeinflusst. Neben dem bisher beschriebenen Kriechen durch Gleiten tritt bei erhöhter Temperatur und geringerer Spannung auch Kriechen durch Diffusion ohne Versetzungsbewegung auf, das sogenannte Nabarro-Herring-Kriechen. Findet ein Korngrenzenkriechen statt, so erfolgt der Stofftransport bevorzugt entlang der Korngrenzen, dieses Phänomen nennt man Coble-Kriechen [12].

2.2. Kriechbeständige niedriglegierte CrMoV-Stähle

Die große Gruppe der warmfesten CrMo-Stähle wird bereits seit über 40 Jahren eingesetzt. Heutzutage sind diese Werkstoffe in der Elektroindustrie, in der Energieerzeugungsindustrie, sowie der chemischen und der erdölverarbeitenden Industrie weit verbreitet. Es gibt zweierlei Gründe für die verbreitete Verwendung dieser warmfesten CrMo-Stahlgüten: Einerseits zeigen sie sehr gute Zähigkeits- und Festigkeitswerte und andererseits haben Stähle dieser Art eine hinreichend gute Kriechbeständigkeit in Kombination mit einer guten Korrosionsbeständigkeit, im Falle der hochlegierten Güten. Die Zugabe von V führt zur Bildung von MC-Karbiden, welche bei höheren Temperaturen stabiler sind als die größeren Cr-Karbide [1]. Die MC-Karbide pinnen die feinen Subkornstruktur und verbessern dadurch wesentlich die Kriechbeständigkeit der Stähle. Bekannt ist auch, dass MC-Karbide eine Verfestigung hervorrufen und essentiell zur Verbesserung der Zeitstandsfestigkeit beitragen [1–3].

Das Schweißgut, welches im Rahmen dieser Arbeit untersucht wurde, ist eine kriechfeste 2,25Cr-1Mo-0,25V-Legierung. Diese Stähle mit der eben genannten Zusammensetzung werden für dickwandige Druckbehälter für Wasserstoffanwendungen, wie z.B.: Hydrocracking-Reaktoren in der Petrochemie angewendet. Neben den zahlreichen Vorteilen dieser Legierung bestehen auch einige Nachteile. Diese sind geringere Zähigkeiten unmittelbar nach dem Schweißen, sowie eine größere Empfindlichkeit für die Rissentstehung im Schweißgut und in der WEZ bei der Wärmebehandlung [1–5].

2.2.1. Einteilung der warmfesten Stähle

Um die Kriechbeanspruchung zu verringern wird zum herkömmlichen Cr-Mo-Warmarbeitsstahl, V zugegeben. V bewirkt zudem eine höhere Streckgrenze, ein geringeres Gewicht und eine höhere Resistenz gegen Druckwasserstoffversprödung im Vergleich zum konventionellen CrMo-Stahl.

Eine weitere Möglichkeit den Kriechwiderstand zu erhöhen sind gezielt ins Gefüge eingebrachte Fehlstellen. Besonders wirksam ist die Mischkristallhärtung durch interstitielle Elemente. Bei austenitischen Stählen wird eine Kalt- oder Halbwarmverfestigung angewendet, diese ist jedoch nur bis zur

Rekristallisationstemperatur wirksam. Aufgrund geringer Diffusionsgeschwindigkeiten im kubisch flächenzentrierten (kfz)-Gitter zeigen austenitische Stähle bei Temperaturen über 600 °C einen höheren Kriechwiderstand als kubisch raumzentrierte (krz)-Stähle. In austenitischen und martensitischen Stählen sollte Deltaferrit vermieden werden, da dieser einen geringeren Kriechwiderstand als der Austenit aufweist und rascher versprödet [10,14].

Warmfeste Stähle lassen sich in drei Gruppen einteilen:

1. Niedriglegierte warmfeste Baustähle: Diese sind durch Karbide und Karbonitride der Elemente Cr, Mo, V, W und Nb verfestigt und werden normalgeglüht oder vergütet eingesetzt. Die Einsatztemperaturen liegen bei ca 400 °C.
2. Hochwarmfeste Chromstähle: Stähle dieser Art haben einen Cr-Gehalt von 9 bis 12% und werden ebenfalls vergütet und verfestigt. Diese Stähle können bei Temperaturen von über 550 °C eingesetzt werden.
3. Hochwarmfeste austenitische CrNi-Stähle die zum Einsatz für die Ausscheidungshärtung oder zur Halbwarmverfestigung kommen und auch eine Einsatztemperatur von über 550 °C haben [10].

Niedriglegierte warmfeste Stähle haben stets ein ferritisches Grundgefüge. Zu dieser Gruppe zählen für die warmfesten Feinkornbaustähle, welche bei mäßig erhöhten Temperaturen bis ca. 400 °C einsetzbar sind und warmfeste Baustähle die bei ca. 550 °C betrieben werden können. Eine ausreichende Zeitstandfestigkeit bei Temperaturen über 500 °C weisen, aus der Gruppe der ferritischen Stähle jedoch nur die CrMoV-Stähle auf. Wobei der Langzeiteinsatz von niedrig legierten warmfesten CrMoV-Stählen bei Temperaturen oberhalb von ca. 550 °C aufgrund der mangelnden Korrosions- und Kriechbeständigkeit nicht zu empfehlen ist [15].

2.2.2. Einfluss der Legierungselemente

Um eine Verbesserung der Eigenschaften bei der Verarbeitung und im späteren Einsatz zu bewirken, werden dem Stahl Legierungselemente in definierten Gehalten zulegiert. Die Legierungselemente beeinflussen die Löslichkeit der Kristallgitter für Kohlenstoff. Die zeitliche Abhängigkeit der Phasenbildung kann durch die Zugabe von Legierungselementen gezielt gesteuert werden. Die in Abhängigkeit der Temperatur bzw. Abkühlrate im Stahl vorliegenden Phasen können mit Hilfe von ZTU-Schaubildern graphisch dargestellt werden. Solche Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubilder gelten jeweils nur für eine bestimmte Legierungszusammensetzung und geben an, welche Gefügephasen bei den jeweiligen Abkühlungszeitpunkten ausgebildet werden [16].

Schon geringe Zugaben von Legierungselementen verschieben die Grenzen innerhalb des ZTU-Schaubildes stark. So kann es durch eine massive Zugabe von Legierungselementen zu einer Erweiterung bzw. zu einer Abschnürung des Mischkristallgebietes kommen. Die Erweiterung bzw. die Einschnürung bezieht sich bei Stahl auf das Ferrit-Mischkristall (α -MK)-Gebiet und das Austenit-Mischkristall (γ -MK)-Gebiet [16].

Das α -MK-Gebiet erweitert sich durch die Zugabe der Legierungselemente Cr, Mo, V, Si, Al, P, S, Sn und B und schnürt im Extremfall das γ -MK-Gebiet ab. Dieses Phänomen, des abgeschnittenen γ -MK-Gebiets ist in Abbildung 3 zu sehen [16].

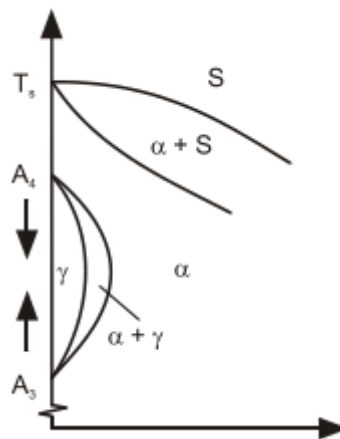


Abbildung 3: Einfluss der ferritstabilisierenden Elemente auf das γ -Mischkristallgebiet [16].

Im Gegensatz dazu wird das γ -MK-Gebiet durch einen ausreichenden Gehalt von γ -stabilisierenden Elementen wie C, Mn, Ni, Cu, N, Co, Zn bis herab zur Raumtemperatur (RT) und darunter erweitert, siehe Abbildung 4 [12,16].

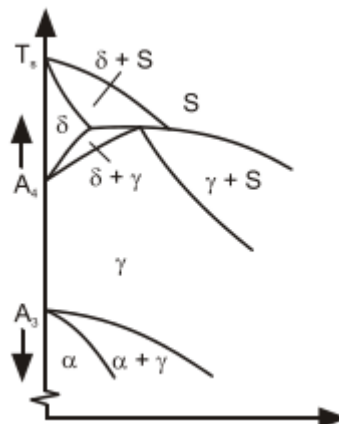


Abbildung 4: Einfluss der austenitstabilisierenden Elemente auf die Erweiterung des Austenitgebiets [16].

Im α - und im γ -MK wird die Diffusionsgeschwindigkeit des Kohlenstoffs durch die Zugabe von Legierungselementen erheblich herabgesetzt. Aus diesem Grund verlaufen Phasenumwandlungen in legierten Stählen grundsätzlich langsamer als in unlegierten Stählen ab. Der Austenit wandelt nicht nur in das Hochtemperatur-Gleichgewichtsgefüge Perlit und Ferrit um, sondern bildet bevorzugt

Ungleichgewichtsgefüge wie Bainit und Martensit. Da sich die Diffusionsgeschwindigkeit des Kohlenstoffs durch Zugabe von Legierungselementen verringert, wird auch die kritische Abkühlgeschwindigkeit herabgesetzt, was wiederum die Bildung von Ungleichgewichtsgefügen begünstigt. Dies zeigt sich in einer Abnahme der Martensitstart (M_s -Temperatur) mit steigendem Legierungsgehalt. Die Wirkung der Legierungselemente lässt sich mittels eines ZTU-Schaubildes gut darstellen. Wie in Abbildung 5 ersichtlich, verschieben praktisch alle Legierungselemente die Umwandlungen zu längeren Zeiten. Das resultiert aus einer erhöhten Austenitstabilität bei höherem Legierungsgehalt, welche die Umwandlungsneigung verringert. Aus dieser Abbildung ist ersichtlich, dass die kritische Abkühlgeschwindigkeit für die Bildung von Martensit im Vergleich zu niedrig legierten Stählen abnehmen muss. Bei unlegierten Stählen ist aufgrund der hohen kritischen Abkühlgeschwindigkeit die Durchhärbarkeit nicht gegeben, man spricht von sogenannten Schalenhärtern, im Gegensatz zu legierten Stählen, die besser durchhärbar sind [12].

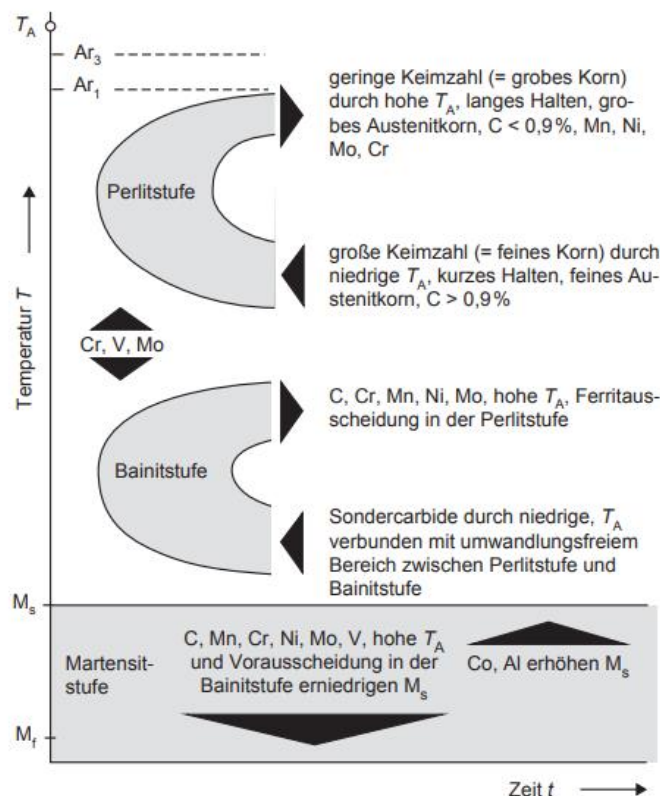
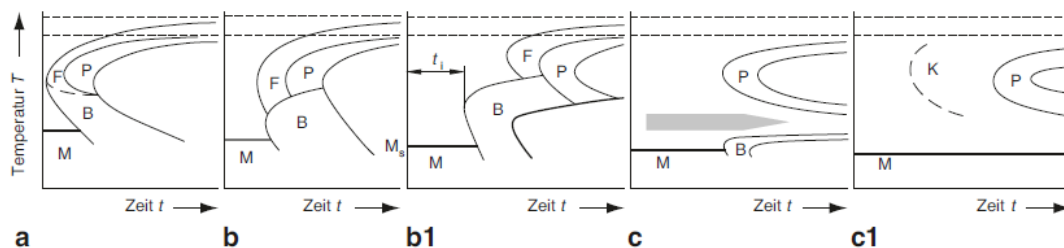


Abbildung 5: Legierungseinflüsse auf die Lage der wichtigsten Umwandlungslinien im ZTU-Schaubild. Die schwarzen Pfeile geben die Richtung an, in welcher sich die Umwandlungslinien unter der Wirkung des entsprechenden Einflusses hin verschieben [12].

Bei unlegierten Stählen bildet sich die „Nase“ von Perlit und Bainit mit annähernd gleicher Geschwindigkeit, sodass der Bainitanteil gering ist. Legierungselemente beeinträchtigen nicht nur die Kohlenstoffdiffusion, sondern auch die Karbidbildung.

Hierfür ist nicht nur die Kohlenstoffdiffusion erforderlich, sondern auch die der Legierungselemente. Legierungselemente, wie z.B. Cr, V, Mo und W verschieben die Bildung von Perlit zu längeren Zeiten und höheren Temperaturen. Dieser Effekt, der Trennung der Perlitstufe von der Bainitstufe, ist in Abbildung 6 b) und b1) deutlich ersichtlich. Die Elemente C, Cr, Mn, Ni und Mo verschieben die Bainitstufe durch die Ferritausscheidung in der Perlitstufe zu längeren Zeiten. Die Perlitstufe wird durch eine hohe Keimzahl, die ein feineres Korn zufolge hat, durch eine geringe Austenitisierungstemperatur, geringe Haltezeiten, feine Austenitkörner sowie durch C-Gehalte größer 0,9 Massenprozent (m%) zu kürzeren Zeiten verschoben. Im Gegensatz dazu bewirkt Grobkornbildung, eine hohe Austenitisierungstemperatur, lange Haltezeiten, grobe Austenitkörner, C-Gehalte kleiner 0,9 m%, sowie das Zulegieren von Mn, Ni, Mo und Cr eine Verschiebung der Perlitbildung zu längeren Zeiten. Die M_s -Temperatur wird stark durch die eingesetzten Legierungselemente beeinflusst. Das Legieren mit den Elementen Co und Al erhöht die M_s -Temperatur [12]. Vorausscheidungen in der Bainitstufe, erhöhte Austenitisierungstemperaturen, sowie das Legieren mit den Elementen C, Mn, Cr, Ni, Mo und V erniedrigen die M_s -Temperatur. Das Legieren mit starken Karbidbildnern kann bewirken, dass zwischen den beiden Umwandlungsgebieten eine deutliche Verringerung der Umwandlungsneigung entstehen, zu sehen in Abbildung 6 c) und c1). Dies zeigt sich in der Trennung der Perlit- und Bainitstufe [12].



Mit zunehmendem Legierungsgehalt ändert sich das Umwandlungsverhalten des Stahls gemäß den sehr schematischen Umwandlungsschaubildern a) bis c1). Folgende Besonderheiten sind je nach der chemischen Zusammensetzung des Stahles typisch für die Wirkung einer zunehmenden Legierungsmenge:

- Inkubationszeit t_i nimmt zu
- Bainit und Martensit werden zunehmend bevorzugte, Ferrit und Perlit zurückgedrängte Gefügeformen
- M_s -Temperatur nimmt ab
- Zwischen der Perlit- und Bainitstufe entsteht ein umwandlungsfreier (-träger) Bereich, Teilbild c)

Abbildung 6: Legierungseinflüsse auf das Umwandlungsverhalten des Austenits am Beispiel verschiedener ZTU-Schaubilder: a) unlegierter Stahl; b) niedriglegierter Stahl, c) und c1) hochlegierte Stähle [12].

Aus der in den obigen Zeilen beschriebenen Wirkung der Legierungselemente ergeben sich einige Vorteile legierter Stähle. Zum einen ist Martensit in einer größeren Variation von Abkühlgeschwindigkeiten technisch realisierbar. Zum anderen kann bei kontinuierlicher Abkühlung bainitisches Gefüge in unterschiedlicher Menge erzeugt werden. Unlegierte Stähle, welche in Abbildung 6 a) abgebildet sind, weisen hingegen hauptsächlich ferritisch-perlitische Gefüge- bzw. je nach Abkühlgeschwindigkeit Martensitanteile auf. Im Vergleich dazu lässt sich bei legierten Stählen durch eine

geeignete Wärmebehandlung ein großes Spektrum verschiedener Gefüge erstellen. Dies ermöglicht es Stahl mit sehr unterschiedlichen mechanischen Gütewerten herzustellen.

2.3. Unterpulverschweißen

2.3.1. Verfahrensprinzip

Das UP-Schweißen mit seinen unterschiedlichen Variationen ist eines der bedeutendsten Lichtbogenschweißverfahren. Beim UP-Schweißprozess wird durch eine mechanische Zuführung eine blanke Drahtelektrode und körniges Schweißpulver zugegeben. Diese beiden Schweißzusatzwerkstoffe bilden gemeinsam das Schweißgut aus, siehe Abbildung 7 a. Die Drahtelektrode taucht hierbei durch die Pulverschüttung ein, welche aus einer vor dem Schweißkopf liegenden Vorrichtung auf das Werkstück aufgebracht wird. Zwischen dem Werkstück und der Drahtelektrode brennt der Lichtbogen verdeckt, unter der Pulverschüttung. Durch diesen Lichtbogen wird das Pulver in unmittelbarer Nähe aufgeschmolzen, dadurch bildet sich eine sogenannte Schweißkaverne gefüllt mit ionisiertem Gas aus. In dieser Kaverne bewirkt der brennende Lichtbogen einen tropfenförmigen Werkstoffübertrag siehe Abbildung 7 b [17–19].

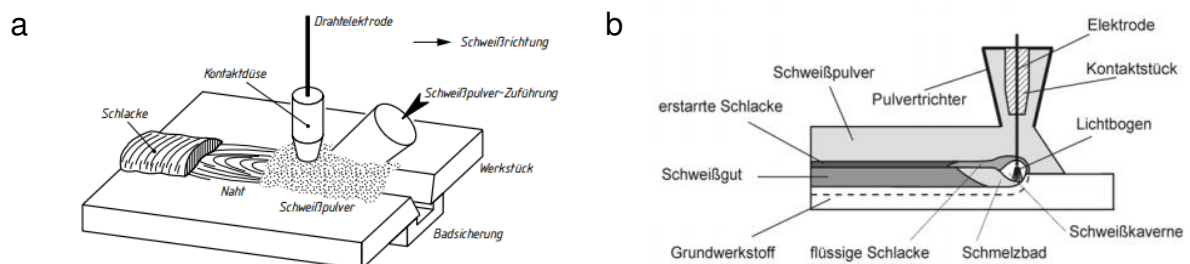


Abbildung 7: Verfahrensordnung beim UP-Schweißen: a) schematische Darstellung [7]; b) Seitensicht [8].

Der Schutz vor der Atmosphäre durch die Kaverne und die Schweißnahtformung mit der dicken Schlackenschicht ist deutlich wirksamer als beim Lichtbogenhandschweißen. Das Schmelzbad mit einer ausgeprägten Strömungsrichtung wird entgegengesetzt der Schweißrichtung gebildet. Aufgrund der geringeren Dichte steigt das aufgeschmolzene Pulver an die Oberfläche des Schmelzbades auf und bildet unter der Pulverschüttung die flüssige Schlacke. Die Abschirmung des Schmelzbades und des Lichtbogens von der Umgebung durch die Pulverschicht resultiert in guten mechanischen und metallurgischen Gütewerten. Die kurze, stromführende Elektrodenlänge lässt Stromstärken von 100 bis 3600 A bei Spannungen von bis zu 50 V zu, wodurch hohe Abschmelzleistungen erzielt werden können. Dies führt zu einem hohen thermischen Wirkungsgrad k des UP-Schweißens von 68% und einem geringen Verlust durch Wärmestrahlung. Je nach Prozessvariante des UP-Schweißens sind hohe Schweißgeschwindigkeiten von bis zu 800 mm/min

möglich. Alle schweißgeeigneten Stahlsorten mit Blechdicken größer als 5 mm, sind für das UP-Schweißen geeignet. Da der Schweißvorgang nicht beobachtbar ist, sind Wurzellagen schwierig zu schweißen. Darüber hinaus wird der Behandlung der Schweißpulver und Rücktrocknung große Bedeutung zugeschrieben. Ziel ist es Wasserstoff in der Schweißverbindung weitestgehend zu vermeiden um Unternahtrisse sowie wasserstoffinduzierte Kaltrisse zu unterbinden [17–20].

In Fall des UP-Schweißens ist die Wannenlage (PA und PB) und die Querposition (PC) am besten geeignet. Auch die Automatisierung des UP-Schweißens ist realisierbar, was oftmals auch den Einsatz von Robotern ermöglicht. Etwas aufwändiger ist die Naht- und Bauteilvorbereitung, welche ebenfalls dem entsprechenden Schweißverfahren angepasst werden muss. Des Weiteren ist zu beachten ob unter schwierigen Witterungsumständen oder schwierig zugänglichen Schweißnähten bei z.B.: Baustellen, die Ausführbarkeit gegeben bleibt [17].

Beim UP-Schweißen können, wie auch bei den anderen Lichtbogenschweißverfahren diverse Unregelmäßigkeiten, wie Poren, Bindefehler oder auch Erstarrungsrisse auftreten. Beispielweise kann es während des Schweißens durch die Bildung von Kohlenmonoxid zur Porenbildung kommen. Üblicherweise ordnen sich diese Kohlenmonoxid-Poren perlschnurartig in der Mitte der Schweißnaht an. Zurückzuführen ist dies auf einen Anstieg des Sauerstoffgehaltes im Schweißbad, durch das Anschmelzen von Seigerungszone oder das Eindringen von Oxiden aus Zunder- oder Rostschichten. Die Verwendung von Pulvern mit hohem MnO-Anteil oder Drahtelektroden mit hohem Si-Gehalt kann Abhilfe für die Desoxidation schaffen. Neben Kohlenmonoxid kann die Porenbildung auch auf feuchte Pulver zurückgeführt werden, welche zu einer vermehrten Einbringung von Wasserstoff im Schweißgut führen. Diese Poren erkennt man daran, dass sie nestförmig angeordnet sind und bis zur Nahtoberfläche reichen. Bindefehler treten beim UP-Schweißen meist in Form nicht verschweißter Stege auf. Ursachen können eine ungenügende Einbrandtiefe oder eine nicht einwandfreie Elektrodenführung sein [17].

2.3.2. UP-Tandemschweißen

Beim Tandemschweißen sind die Drahtelektroden in Schweißrichtung hintereinander angeordnet. Jede Elektrode besitzt eine eigene Regelung und Stromquelle, wie in Abbildung 8 zu sehen ist. Der führende Draht ist normalerweise an eine Gleichstromquelle angeschlossen und der nachlaufende Draht an eine gepulste Wechselstromquelle. Durch die separate Regelung kann die erste Elektrode einen höheren Einbrand erreichen, der durch eine hohe Stromstärke erzielt wird. Hingegen wird die zweite Elektrode mit höherer Spannung aber geringerer Stromstärke als die erste Elektrode betrieben, um eine bessere Nahtqualität zu erzielen. Ein weiterer positiver Effekt der zweiten Drahtelektrode ist, dass die Rissempfindlichkeit stark

verringert wird, da durch den zweiten Lichtbogen, der für die Rissbildung anfällige Nahtbereich wieder aufgeschmolzen wird [17,21–24].

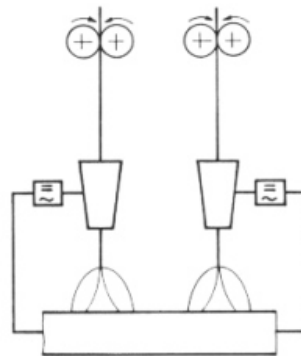


Abbildung 8: UP-Schweißen in einer schematischen Darstellung einer Tandemanordnung der Schweißbrenner [7].

Das Tandem UP-Schweißen ermöglicht eine höhere Fugenfüllrate, wobei die gesamte Wärmeeinbringung durch die gleichzeitige Abscheidung der zwei Elektroden nur geringfügig erhöht wird. Wird ein zu geringer Abstand der zweiten Drahtelektrode zur ersten Elektrode gewählt, wird der erwärmte Bereich der Wurzellage nicht umgekörrt, da das Gefüge der Wurzellage sich noch immer im austenitischen Zustand befindet. In Abbildung 9 a) ist ein grau eingezeichneter Bereich zu sehen, dieser wurde trotz Überschreiten der A_{c3} -Temperatur aus den oben genannten Gründen nicht umgekörrt. Abbildung 9 b) zeigt eine Makroaufnahme der Schweißnaht nach einer UP-Tandem-Schweißung. Die Durchdringung ist hauptsächlich durch den Leistungsstrom beeinflusst, die Schweißnahtbreite ist hingegen größtenteils vom Stromimpuls des Drahts abhängig [6,25].

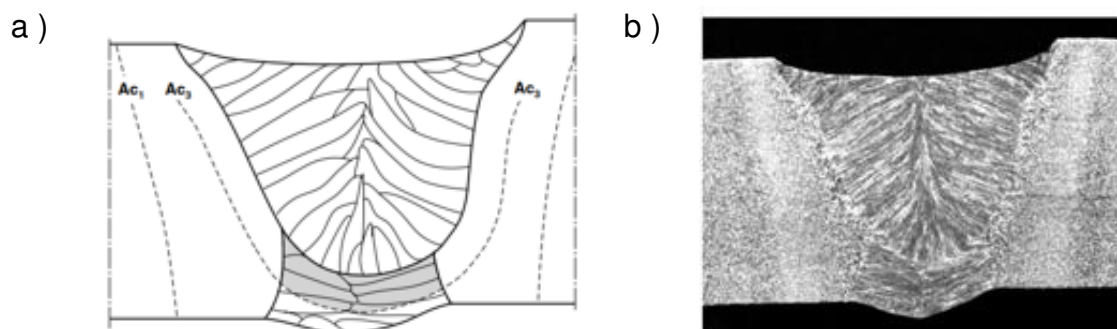


Abbildung 9: UP-Tandem-Schweißen mit zu geringem Abstand der zweiten Drahtelektrode zur ersten Elektrode, hat zur Folge das der erwärmte Bereich der Wurzellage nicht umgekörrt werden kann, da das Gefüge der Wurzellage sich noch immer im austenitischen Zustand befindet. a) Schematische Darstellung des Querschnitts einer UP-Tandem-Schweißnaht, grau eingezeichneter Bereich wurde trotz überschreiten der A_{c3} -Temp. nicht umgekörrt, aus den oben genannten Gründen. b) Makroaufnahme des Gefüges nach einer UP-Tandem-Schweißung [6].

Die Tandemmethode kann auch zum Mehrdrahtsystem erweitert werden, wodurch beim UP-Schweißen mit bis zu sechs Drähten gleichzeitig geschweißt werden kann, siehe Abbildung 10 b) im Vergleich zum klassischen Tandemschweißen mit zwei Drähten, das in Abbildung 10 a) ersichtlich ist. Dieses Mehrdrahtverfahren ist durch

die höhere erzielbare Schweißgeschwindigkeit und Abschmelzleistung wirtschaftlicher. Auch eine erhöhte Porensicherheit durch das bessere Ausgasen, sowie eine größere Rissicherheit durch die geringere Abkühlgeschwindigkeit ist durch dieses Verfahren gegeben. Für die Vermeidung der Blasenbildung wird mit Wechselstrom geschweißt. Das Mehrdrahtschweißen wird häufig für das UP-Längsnahtschweißen großer Rohre, sowie für Kehlnähte im Schiffsbau verwendet. Hierdurch entsteht eine günstige Nahtgeometrie die auch durch ihre guten mechanisch-technologischen Eigenschaften überzeugt [17,21–23].

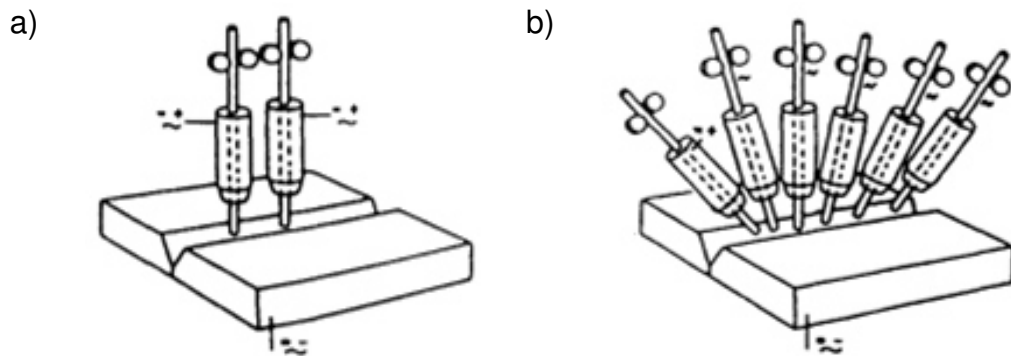


Abbildung 10: Mehrfachdrahtschweißung in Tandemstellung a) mit zwei Drähten b) mit sechs Drähten [18].

2.4. Schweißparameter

Je nach gewählten Schweißparametern beim UP-Schweißen unterscheiden sich der Lagenaufbau sowie auch die mechanischen Eigenschaften des resultierenden Schweißguts stark. Im folgenden Kapitel wird auf die beim UP-Schweißen relevanten Schweißparameter im Detail eingegangen. Die erzeugte **Wärmemenge (Q)**, die im Werkstück entsteht, errechnet sich nach dem Joule'schen Gesetz, siehe Formel 3.

$$Q \propto I^2 * R * t \quad (3)$$

Hierbei ist der Effektivwert des Schweißstroms (I) in [A], der Widerstand (R) in [Ω] und die Zeit (t), in [s] einzusetzen. Um den Werkstoff thermisch nicht zu hoch zu belasten, sind kurze Schweißzeiten gefordert, welche darüber hinaus einen starken Abfluss der Wärme verhindern sollen. Um die für das Schweißen erforderliche Q zu erzeugen wird bei höheren Stromstärken geschweißt. Die maximale Stromstärke ist jedoch nach oben durch den Übergangswiderstand zwischen der Elektrode und dem Blech begrenzt. Der Übergangswiderstand setzt sich hierbei aus zwei Anteilen zusammen: Aus dem Stoffwiderstand, der eine werkstoffspezifische Größe ist und aus dem Kontaktwiderstand, der einerseits zwischen den Elektroden und den Fügeoberflächen auftritt und andererseits an den Kontaktflächen der zu verschweißenden Werkstücke. Der Stoffwiderstand kann unter anderem durch den Durchmesser und die Elektrodenform beeinflusst werden [17].

Das Gefüge der WEZ wird stark durch die **Streckenergie (E)** und die Abkühlbedingungen, beeinflusst. Die WEZ ist ein unerwünschter, aber unvermeidbarer Bereich in Schweißverbindungen. Diese Region erfährt Wärmezyklen, welche sich zum Teil nachteilig auf die Mikrostruktur und die mechanischen Eigenschaften auswirken. Die Streckenergie beim Schweißen errechnet sich gemäß Formel 4 aus dem Quotienten aus Leistung (P) und Schweißgeschwindigkeit (v) in [cm/s]. Die Leistung setzt sich zusammen aus der Lichtbogenspannung (U) in [V] und I in [A]. Unter der Streckenergie versteht man die von der Wärmequelle in jedem Zentimeter Schweißnaht zugeführte Energie [6,26,27].

$$E = \frac{P}{v} = \frac{U * I}{v} \quad (4)$$

Wird die Streckenergie erhöht führt das zu einer Erhöhung der Abkühlzeit, was zu einer deutlichen Reduzierung der Martensitmenge führt. Die Werte für die Streckenergie variieren entsprechend der Art der Wärmeeinbringung [17].

Die in das Werkstück tatsächlich eingebrachte Wärmemenge bzw. Wärmeeinbringung Q ist in Formel 5 beschrieben. Hierbei ist (k) der thermische Wirkungsgrad, welcher vom jeweiligem Schweißverfahren abhängig ist und E die nach Formel 4 berechnete Streckenergie [6,26,27].

$$Q = k * E \quad (5)$$

Wird die Wärmeeinbringung im Werkstück erhöht, nimmt die Korngröße in der WEZ zu. In der Praxis wird die Streckenergie häufig durch variieren unterschiedlicher Geschwindigkeiten eingestellt [6,26].

Die zahlreichen Parameter beeinflussen maßgeblich den Tropfentransport zwischen UP-Schweißdraht und Schweißbad. Abbildung 11 zeigt ein ausgewähltes Einzelbild einer Hochgeschwindigkeitsaufnahme vom Tropfentransport beim UP-Schweißen [28].

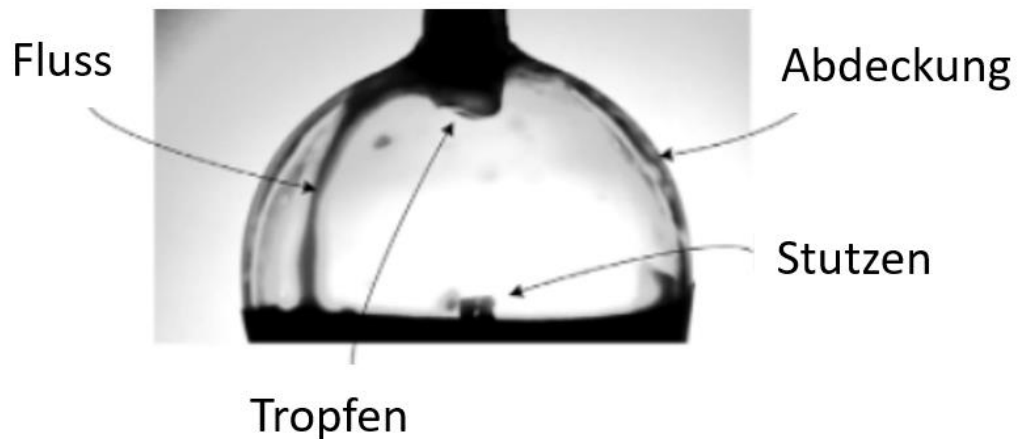


Abbildung 11: Modifiziertes Einzelbild eines Hochgeschwindigkeitsvideo vom Tropfentransport beim UP-Schweißen [28].

In Abbildung 12 sind drei Gruppen von Bildern mit unterschiedlichen Durchflussraten abgebildet. In Abbildung 12 a) ist zu sehen, dass bei kleinen Durchflussraten der Tropfen entlang der Achsenrichtung des Katheters tropft. Bei mittleren Durchflussraten wie in Abbildung 12 b) ersichtlich, bewegt sich der Tropfen zunächst in die Nähe des Deckels und rutscht dann entlang seiner Seite nach unten, es bildet sich jedoch kein kontinuierlicher Strom. Während bei größeren Strömungsgeschwindigkeiten der Tropfen entlang der Abdeckung fließt, siehe Abbildung 12 c) und sich nach einer bestimmten Zeitspanne ein kontinuierlicher Flüssigkeitsstrom bildet, zeigt eine weitere Beobachtung, dass sich der Flüssigkeitsstrom zu einem dünneren verjüngt, selbst wenn der Tropfen seine maximale Größe erreicht. Im Gegensatz dazu wird der Strom breiter wenn der Tropfen klein ist, sodass sich die Tropfengröße und die Breite des Stromes zyklisch ändern [28].

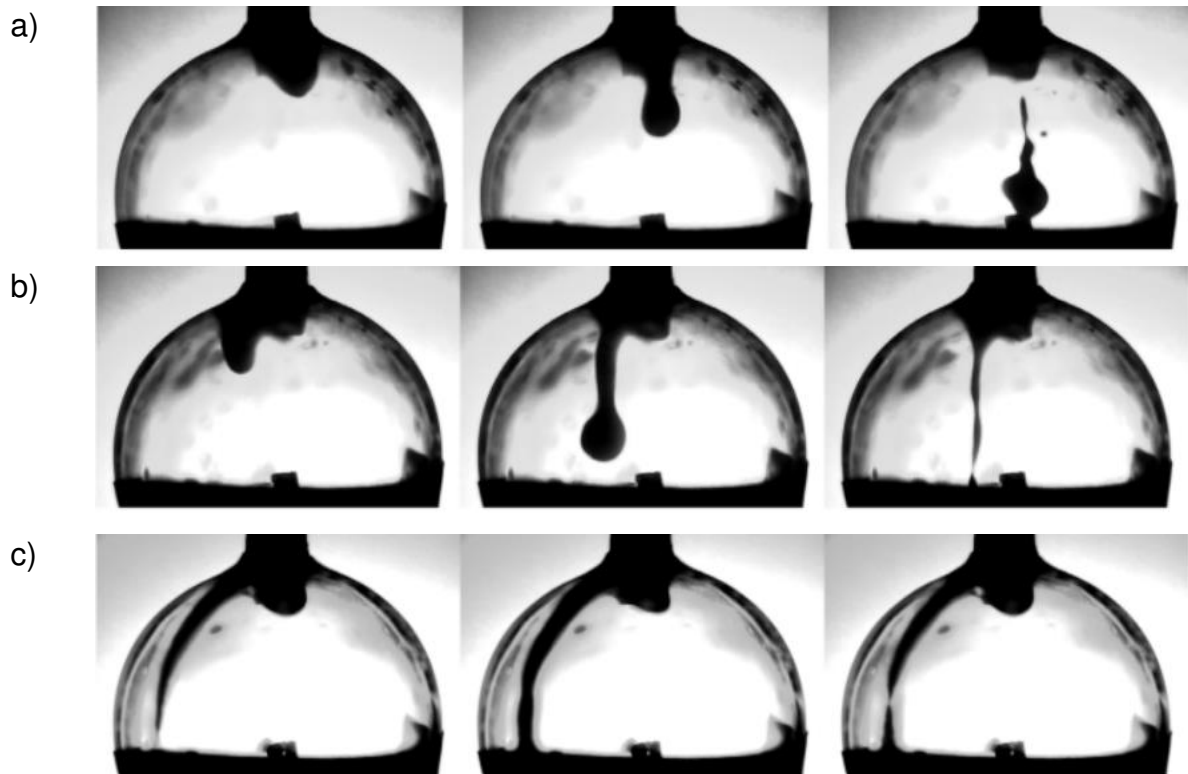


Abbildung 12: Die Tropfengröße beim UP-Schweißen wird beeinflusst durch die verschiedenen Flussraten: a) kleine b) mittlere c) große Flussrate [28].

Die obigen Ergebnisse legen nahe, dass es drei verschiedene Metalltransfermodifikationen geben könnte. Bei geringerem Strom würde eine abgestoßene Kugelübertragung ohne Kurzschluss auftreten. Bei mittlerem Strom würde, da der Tropfen zur umgebenden Flusswand abgestoßen werden könnte, eine Flusswand geführte Übertragung ohne Kurzschluss auftreten. Bei höherem Strom könnte der Tropfen entlang eines kontinuierlichen Stroms, der an der Flussmittelwand haftet, in das Schmelzbad fließen und es würde eine durch die Flussmittelwand geführte Übertragung mit Kurzschluss auftreten. Weitere Analysen deuten darauf hin, dass der Lichtbogen und die Kurzschlussbrücke möglicherweise gleichzeitig vorhanden sind, wenn der dritte Modus auftritt. Der Grund für diese Situation ist, dass sich die Kurzschlussbrücke zwischen dem Boden des Tropfens und der Oberfläche des geschmolzenen Pools befindet. Wenn daher ein Kurzschluss auftritt, wird der Lichtbogen gelöscht [28].

Beim Schweißen ist jeweils der Wärmeeintrag des Schweißprozesses zu berücksichtigen d.h. der Schweißprozess ist auf die Blechdicke bzw. auf die Bauteilabmessungen abzustimmen. Darüber hinaus müssen der Prozess und die Position des Schweißvorganges aufeinander abgestimmt werden [17].

Durch eine **Vorwärmung** des Bauteils wird die Martensitbildung im resultierenden Schweißgut durch die damit verbundene erhöhte Abkühlzeit reduziert und in Folge dessen die Neigung zur Bildung von Kaltrissen verringert. Unter Kaltrissen versteht

man eine Werkstofftrennungen, die bei Temperaturen unterhalb von 250 °C durch das Zusammenwirken von diffusiblen Wasserstoff und mechanischen Spannungen in der Schweißnaht entstehen. Zur Vermeidung von Kaltrissen muss der Wasserstoffgehalt unter 15 parts per million (ppm) abgesenkt werden [17]. Bei Mehrlagenschweißungen darf bei aufhärtungsempfindlichen Stählen die Vorwärmtemperatur nicht unter die **Zwischenlagentemperatur** abfallen. Da die Werkstücktemperatur von Lage zu Lage zunimmt, wird diese im Regelfall als maximale Temperatur angegeben, siehe DIN EN ISO 13916. Während des Schweißens ist es von großer Bedeutung die Zwischenlagentemperatur zu kontrollieren, um sicherzustellen, dass die Temperatur nicht unter den kritischen Bereich fällt und eine Martensitbildung in der WEZ verhindert wird. So soll starke Aufhärtung vermeiden werden indem bevorzugt Bainit gebildet wird. Des Weiteren besteht die Gefahr einer Korngrenzenversprödung bei zu langer und erhöhter Temperatureinwirkung. Eine langsamere Abkühlgeschwindigkeit erleichtert die Diffusion der im Schweißgut vorliegenden Verunreinigungen und des gelösten Wasserstoffs, was zu einer Verringerung der Martensitsprödigkeit führt. Dieser Effekt schlägt besonders bei Stählen mit hohem C-Gehalt zu Buche, da deren Gefüge besonders empfindlich auf wasserstoffinduzierte Rissbildung ist. Im Fall niedriglegierter Schweißgüter ist die Neigung für Kaltrissbildung jedoch gering. Ein weiterer Vorteil der Vorwärmung liegt in der Reduzierung von Eigenspannungen, durch die Verlängerung der Abkühlzeit [6,17,29].

Beim Schweißen sind aufgrund der hohen Temperatureinwirkungen Eigenspannungen kaum vermeidbar. Diese zeigen sich in der Schweißnaht in Form von Verzug. Der Verzug beim Schweißen kann durch speziell angefertigte Schweißvorrichtungen, die das Bauteil vor dem Schweißprozess vorspannen, verringert werden. Eine weitere Möglichkeit einem Ausgleich der Spannungen und Formänderungen, die während des Schweißens entstehen, entgegen zu wirken ist gezieltes Vorwärmen bzw. die Kontrolle der Zwischenlagentemperatur. Dadurch wird das Temperaturgefälle vermindert und eine einwandfreie Verbindung gewährleistet [17].

2.5. Schweiß-ZTU

Für viele schweißtechnologische Aufgabengebiete hat sich das Schweiß-ZTU-Schaubild etabliert. In Abbildung 13 sind einige Anwendung von Schweiß-ZTU-Schaubildern angeführt [7,8].



Abbildung 13: Anwendungsbeispiele von Schweiß-ZTU-Schaubildern [8].

Schweiß-ZTU-Schaubilder dienen im Wesentlichen der Gewährleistung der Schweißbarkeit und sollen dem Schweißtechnologen eine Abschätzung und Vorkalkulation des zu erwarteten Gefüges einschließlich der daraus resultierenden mechanischen Eigenschaftswerte ermöglichen. Die Kriterien der zulässigen Abkühlzeiten bzw. der Grenzabkühlzeiten können je nach konkreten Aufgabenstellungen variieren. Diese sind von den anzuwendenden Abkühlzeiten, von den angewendeten Vorschriften, von den zu verwendenden Zweck und den Beanspruchungsbedingungen des zu schweißenden Bauteils [7–9].

Im Allgemeinen unterscheidet man bei ZTU-Schaubildern je nach gewählter Temperaturführung zwischen kontinuierlichen und isothermen ZTU-Schaubildern. Ähnlich den im kontinuierlichen Zeit-Temperatur-Austenitierungsschaubild (ZTA-Schaubild) eingetragenen Aufheizkurven sind die im kontinuierlichen ZTU-Schaubild

eingetragenen Abkühlkurven, mit im Normalfall exponentiellem Verlauf dargestellt, siehe Abbildung 14. In der Regel sind für die Erstellung eines vollständigen Schaubildes 10 bis 12 Abkühlkurven bei verschiedenen Abkühlraten erforderlich. Das kontinuierliche Schweiß-ZTU-Schaubild darf nur entlang der Abkühlbahnen gelesen werden [12,30,31].

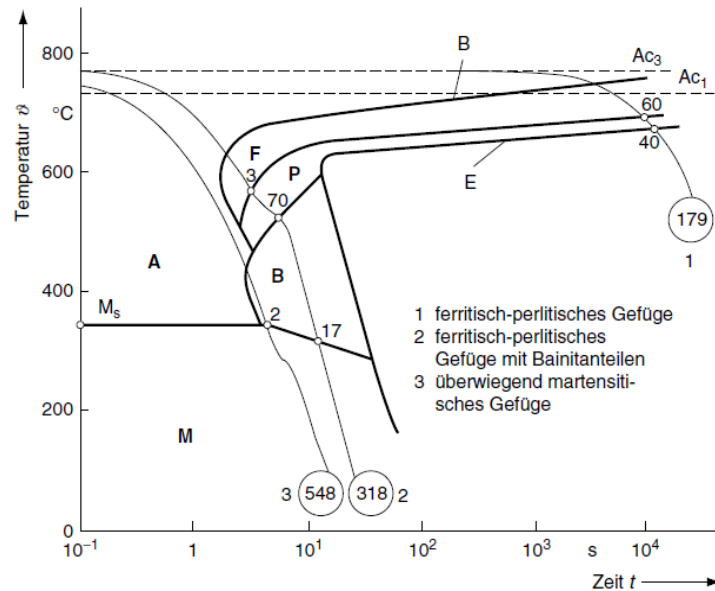


Abbildung 14: Schematische Darstellung eines kontinuierlichen ZTU-Schaubilds [12].

Im Gegensatz zur kontinuierlichen Abkühlung kann die Umwandlung bei einer isothermen Abkühlung in den entsprechenden Temperaturbereichen auch vollständig in der Perlit- bzw. Bainitstufe erfolgen. Bei diesem kontinuierlichen ZTU-Schaubild kann nur entsprechend der Art der Umwandlung vom Anfang der Zeitzählung in Richtung der Isothermen gelesen werden [12].

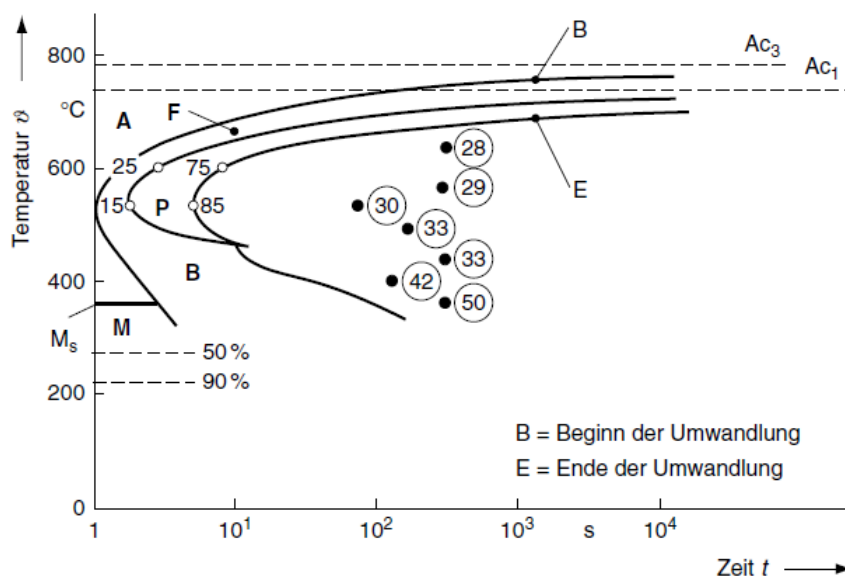


Abbildung 15: Schematische Darstellung eines isothermes ZTU-Schaubild [12].

Im Allgemeinen werden bei ZTU-Schaubildern, die Austenitisierungsbedingungen, das bedeutet die Haltezeit und -temperatur sowie auch die Aufheizgeschwindigkeit angegeben. Darüber hinaus werden in solchen Schaubildern auch die einzelnen Phasenanteile sowie die gemessenen Härtewerte eingetragen. Das ZTU-Schaubild besitzt nur im jeweiligen Austenitisierungszustand und für die entsprechende chemische Zusammensetzung des Stahles Gültigkeit. In der Regel werden Schweiß-ZTU-Schaubilder für die verschiedenen Bereiche der WEZ im Schweißgut erstellt, da hier unterschiedliche Spitzentemperaturen vorliegen. Die Zonen unterteilen sich in die GK-, FK- und in die IK Zone. Die jeweiligen Temperaturbereiche in den verschiedenen Bereichen der WEZ sind in Abbildung 16 graphisch dargestellt [30,31].

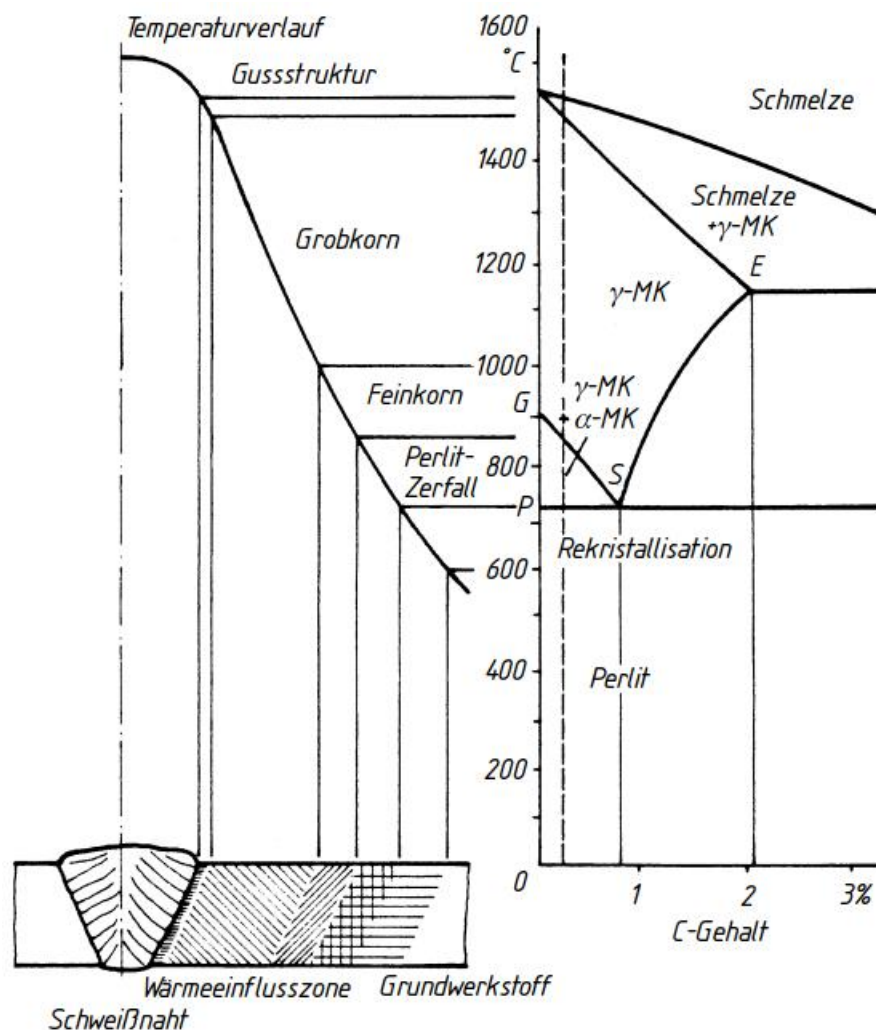


Abbildung 16: Temperaturverlauf in den verschiedenen Bereichen der WEZ einer Schweißverbindung und die korrelierenden Phasenbereiche im Eisen-Kohlenstoffdiagramm [17].

2.6. Ermittlung der $t_{8/5}$ -Zeit und der Umwandlungstemperaturen

2.6.1. Bestimmung der $t_{8/5}$ -Zeit

Die Kenntnis der Abkühlrate des untersuchten Schweißguts ist für die gezielte Anwendung der Schweiß-ZTU-Diagramme essentiell wichtig. Die Abkühlrate hängt hierbei von der Vorwärmtemperatur, der Nahtform und -art, der Werkstückdicke sowie von einer Vielzahl anderer miteinander korrelierender Größen ab. Prinzipiell können beliebige Temperaturen zur Charakterisierung des Abkühlverlaufes herangezogen werden, es gibt jedoch übliche in der Schweißpraxis verwendete Temperaturintervalle. In ZTU-Schaubildern wird die Abkühlrate meist aus der Abkühlzeit zwischen 800 und 500 °C ($t_{8/5}$ -Zeit), berechnet [7,8].

Grund hierfür ist, dass das Abkühlen in diesem Temperaturbereich maßgeblichen Einfluss auf die Eigenschaften des Werkstoffs hat, da hier die wichtigsten Umwandlungsvorgänge im Gefüge stattfinden. In Abbildung 17 ist dargestellt wie die $t_{8/5}$ -Zeit beim Abkühlen ermittelt wird [6,20].

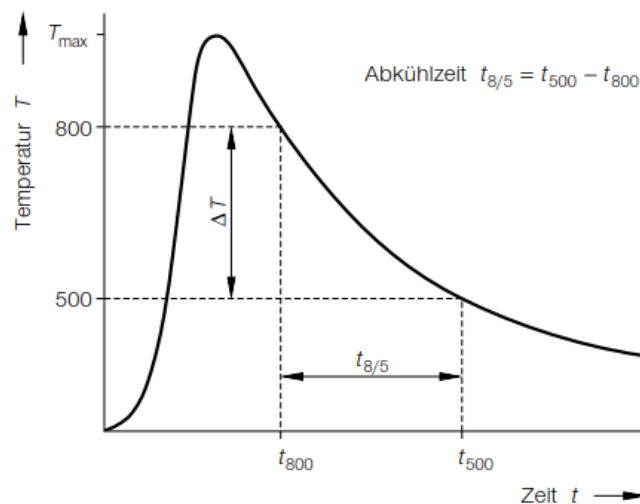


Abbildung 17: Definition der Abkühlzeit $t_{8/5}$ für das Schweißen in einem üblichen Temperatur-Zeit-Zyklus [12].

Unter der Annahme einer punktförmigen Wärmequelle lassen sich für einen festen Körper, aus den bekannten Beziehungen der Wärmeleitung die nachstehenden in Formel 6 bis 12 beschriebenen Beziehungen für die Abkühlzeit $t_{8/5}$ -Zeit, die in Abbildung 17 graphisch dargestellt ist, ableiten:

Für eine **dreidimensionale Wärmeableitung** gilt:

$$t_{8/5} = K_3 * E * \left[\frac{1}{500 - T_0} - \frac{1}{800 - T_0} \right] \quad [17] (6)$$

Mit dem Formfaktor und der Streckenenergie:

$$K_3 = 0,67 - 5 * 10^{-4} * T_0 \quad [17] (7)$$

$$E = \frac{U * I}{v} \quad [17] (8)$$

In der obenstehenden Gleichung der dreidimensionalen Wärmeableitung lässt sich ablesen, dass die Abkühlzeit proportional der Streckenenergie ist und mit der Arbeitstemperatur (T_0) ansteigt [17].

Für die **zweidimensionale Wärmeableitung** gilt:

$$t_{8/5} = K_2 * \left(\frac{E}{d}\right)^2 * \left[\frac{1}{(500 - T_0)^2} - \frac{1}{(800 - T_0)^2}\right] \quad [17] (8)$$

Mit dem Formfaktor:

$$K_2 = 0,042 - 4,3 * 10^{-5} * T_0 \quad [17] (9)$$

Im zweidimensionalen Fall steigt die Abkühlzeit mit dem Quadrat der Streckenenergie und T_0 an und ist zugleich umgekehrt proportional dem Quadrat der Dicke des Bauteiles [17,20].

Mit Formel 8 kann nun der Kühlparameter λ berechnet werden:

$$\lambda = \frac{t_{8/5}}{100} \quad (10)$$

Mit Formel 11 und 12 sind die Abkühlzeiten mit thermischem Wirkungsgrad und Nahtfaktor zu berechnen:

$$t_{8/5} = K_3 * \eta * E * \left[\frac{1}{(500 - T_0)} - \frac{1}{(800 - T_0)}\right] * F_3 \quad [17] (11)$$

$$t_{8/5} = K_2 * \eta^2 * \left[\frac{1}{(500 - T_0)^2} - \frac{1}{(800 - T_0)^2}\right] * F_2 \quad [17] (12)$$

Mit dem thermischen Wirkungsgrad für verschiedene Schweißversuche:

Tabelle 1: Relativer thermischer Wirkungsgrad für verschiedene Schweißprozesse [16].

Schweißprozesse	Relativer thermischer Wirkungsgrad η
UP-Schweißen	1
Lichtbogenhandschweißen, rutilumhüllte Stabelektrode	0,9
Lichtbogenhandschweißen, basisumhüllte Stabelektrode	0,8
Metall-Aktivgasschweißen mit Kohlendioxid	0,85
Metall-Inertgasschweißen mit Argon bzw. Helium	0,75
Wolfram-Inertgasschweißen mit Argon bzw. Helium	0,65

Da der Abkühlvorgang beim Schweißen von der Nahtart beeinflusst wird, muss der sogenannte Nahtfaktor F_2 und F_3 in den oben angeführten Formeln berücksichtigt werden.

Tabelle 2: Einfluss der Nahtform auf die Abkühlzeit; Nahtfaktoren F_2 und F_3 für verschiedene Schweißraupenformen [16].

Nahtart	Nahtfaktor	
	zweidimensionale Wärmeableitung F_2	dreidimensionale Wärmeableitung F_3
Auftragsraupe	1	1
Fülllagen eines Stumpfstoßes	0,9	0,9
Einlagige Kehlnaht am Eckstoß	0,9-0,67	0,67
Einlagige Kehlnaht am T-Stoß	0,45	0,67

Die Art der Wärmeableitung beim Schweißen wird durch die Wandstärke, welche zu schweißen ist, beeinflusst. Hierbei gilt: $d_{\text{Wanddicke}} > d_{\ddot{u}}$, bedeutet das eine dreidimensional Wärmeableitung vorliegt, ist der Wert hingegen darunter $d_{\text{Wanddicke}} < d_{\ddot{u}}$, folgt daraus eine zweidimensionale Ableitung. $d_{\ddot{u}}$, wird als Übergangsblechedicke definiert und nach Formel 13 berechnet.

$$d_{\ddot{u}} = \sqrt{\frac{K_2}{K_3} * \eta * E * \left[\frac{1}{500 - T_0} + \frac{1}{800 - T_0} \right]} \quad [17] (13)$$

Die Übergangsblechedicke kann auch graphisch, aus Abbildung 18 ermittelt werden. Aus dieser Graphik lässt sich die Art der Wärmeableitung in Abhängigkeit von der Streckenenergie und T_0 für das UP-Schweißen feststellen gemäß der technischen Regel SEW 089 [17,32].

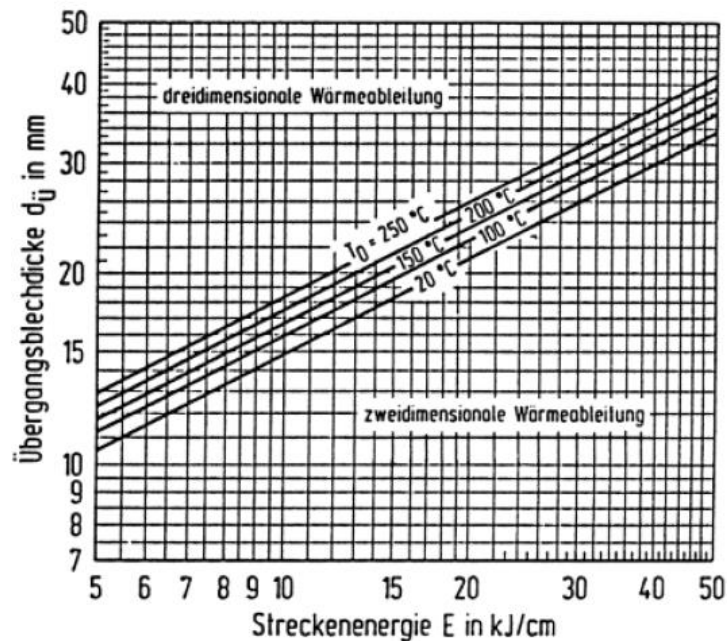


Abbildung 18: graphische Ermittlung der $t_{8/5}$ -Zeit in Abhängigkeit der Streckenenergie und Arbeitstemperatur [17].

2.6.2. Berechnung der M_s -, A_{c1} - und A_{c3} -Temperatur

Die M_s -Temperatur für den entsprechenden Werkstoff lässt sich näherungsweise aus der folgenden Formel berechnen:

$$M_S = 550 - 350 * C - 40 * Mn - 20 * Cr - 10 * Mo - 17 * Ni - 8 * W - 10 * Cu + 15 * Co + 30Al \quad [12] \quad (14)$$

Eine weitere Näherungsgleichung zur Berechnung der M_s -Temperatur für niedriglegierter Stähle lautet wie folgt:

$$M_S = 0,495 * M_{S1} + 0,00095 * M_{S1}^2 + 40 \quad [33] \quad (15)$$

mit:

$$M_{S1} = 550 - 350 * C - 40 * Mn - 20 * Cr - 10 * Mo - 17 * Ni - 8 * W - 10 * Cu + 15 * Co + 30Al \quad [33] \quad (16)$$

Die beiden Umwandlungstemperaturen (A_{c1}) und (A_{c3}) des Werkstoffes, berechnen sich gemäß Formeln 17 und 18. Wird die A_{c1} -Temperatur überschritten entsteht erstmals Austenit. Wird A_{c3} erreicht sind keine Reste von dem Ausgangsgefüge mehr vorhanden [34].

$$A_{c1} = 739 - 22 * (%C) + 2 * (%Si) - 7 * (%Mn) + 14 * (%Cr) + 13 * (%Mo) - 13 * (%Ni) + 20 * (%V) \quad [34] \quad (17)$$

$$A_{c3} = 902 - 255 * (%C) + 19 * (%Si) - 11 * (%Mn) - 5 * (%Cr) + 13 * (%Mo) - 20 * (%Ni) + 55 * (%V) \quad [34] \quad (18)$$

Die Elementgehalte in Formel 14 bis 18 sind in m% einzusetzen.

3. Experimentelles

3.1. Untersucher Schweißwerkstoff

Für die Dilatometermessungen im Rahmen dieser Arbeit wurde ein niedriglegiertes warmfestes kriechbeständiges 2,25Cr-1Mo-1V-Schweißgut mit einer chemischen Zusammensetzung laut Tabelle 3 herangezogen. Die mit Stern markierten Elemente sind in ppm und die übrigen Elemente in m% angegeben.

Tabelle 3: Chemische Zusammensetzung des niedriglegierten warmfesten 2,25Cr-1Mo-0,25V-Schweißgutes in m% bzw. ppm.

Chemische Zusammensetzung [m%]									
C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	V	Nb	Al	Ti
0,083	0,09	1,02	2,24	1,01	0,017	0,29	0,013	0,007	0,002
N	O	Cu	W	B*	P*	S*			
0,022	0,023	0,04	0,006	4	66	36			

3.2. Dilatometrie

Ein Dilatometer dient dazu die linear thermische Ausdehnung eines Werkstoffs in Abhängigkeit der Temperatur und Zeit zu ermitteln. Eine Temperaturzunahme von metallischen Werkstoffen ist in der Regel mit einer Volumen- bzw. Längenzunahme, einer sogenannten Dilatation, verbunden. Die Zahl, die eine Temperaturänderung von 1 °C angibt, wird entweder auf das Volumen (der als kubischer- (γ_{th})) oder auf die Länge (der als linearer Ausdehnungskoeffizient (α_{th}) bezeichnet wird) bezogen. Da diese Zahl temperaturabhängig ist, wird der wahre α_{th} durch die Längenänderungen bei sehr geringen Temperaturen definiert [35].

$$\alpha_{th} = \frac{1}{L_0} \left(\frac{dL}{dT} \right) \quad (19)$$

L_0 ist die Länge bei 0 °C ist, und T die Temperatur in Grad Celsius.

Für den kubischen Ausdehnungskoeffizient γ_{th} gilt:

$$\gamma_{th} = \frac{1}{V_0} \left(\frac{dV}{dT} \right) \quad (20)$$

Für isotherme Körper gilt hierbei die in Gleichung 21 beschriebene Näherung.

$$\gamma_{th} = 3 \times \alpha \quad (21)$$

Im Allgemeinen ist für technische Anwendungen die Bestimmung des mittleren linearen Ausdehnungskoeffizient α_{th} ausreichend [35].

Dilatometer werden für die Simulation betrieblicher Vorgänge (z.B. für Wärmebehandlungen), sowie für die Aufnahme von ZTU-Schaubildern herangezogen. Im Rahmen dieser Arbeit wurde alle Dilatometerversuche in Anlehnung an das Stahl-Eisen-Prüfblatt (SEP) 1680 bzw. an die ASTM-Norm A1033-04 durchgeführt. Das SEP gibt zusätzlich noch Auskunft über die sachgerechte Durchführung von Prüfverfahren als auch für die Ermittlung bestimmter Werkstoffeigenschaften. Die Proben werden im Dilatometer in einer evakuierten und anschließend mit Inertgas gefluteten Versuchskammer mit Hilfe einer Induktionsspule erhitzt und anschließend abgekühlt. Währenddessen erfolgt die Aufnahme der Längenänderung in Abhängigkeit der Temperatur, siehe Abbildung 19 [11,36].

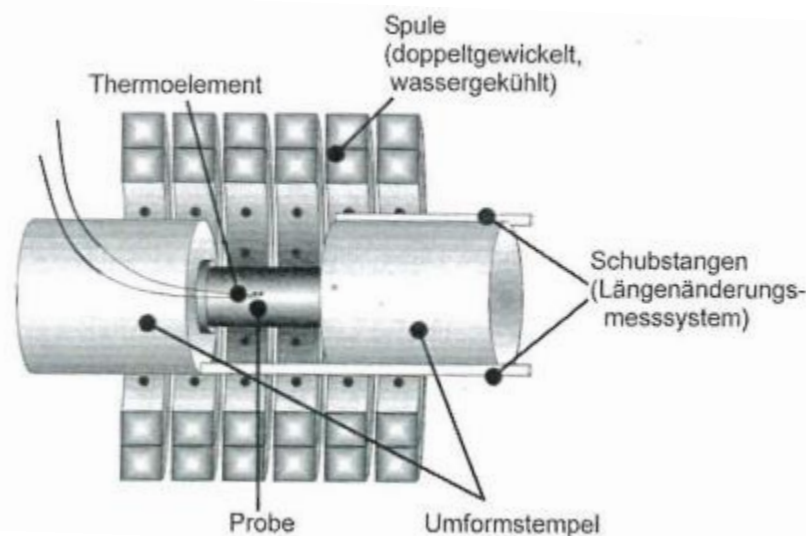


Abbildung 19: Versuchsaufbau eines Dilatometers, am Beispiel eines Umformdilatometers [11].

3.2.1. Herstellung der Proben

Die Dilatometerproben wurden aus einem Tandem geschweißten UP-Mehrlagenschweißgut gefertigt. Diese Mehrlagenschweißung ist aus zwei Schweißraupen mit jeweils neun Lagen aufgebaut. In dem skizzierten Schweißquerschnitt der in Abbildung 20 gezeigt ist, können die verschiedenen Schweißlagen unterschieden werden. Um eine Abweichung der chemischen Zusammensetzung der Dilatometerproben zu vermeiden wurden alle Proben aus den letzten beiden Schweißlagen entnommen. Darüber hinaus erfahren diese keine Wärmebehandlung bzw. thermische Beeinflussung durch weitere aufgebraute Lagen. Die mit B gekennzeichnete Lage beschreibt die vorletzte Schweißraupe und die mit A1 und A2 eingezeichneten Positionen veranschaulicht die letzte Schweißraupe. Der Einfluss der Probenlage auf die Versuchsdurchführung, wird in Kap. 3.2.2 im Detail beschrieben. Aus den beiden letzten Schweißraupen wurden Dilatometerproben mit einer Länge von 10 mm und einem Durchmesser von 5 mm wie in Abbildung 20 b) ersichtlich ist, mechanisch gefertigt.

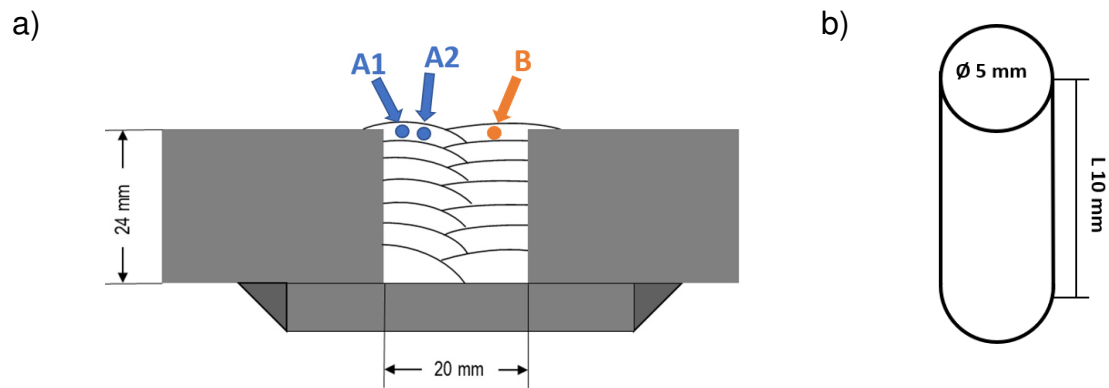


Abbildung 20:a) Skizze des Schweißquerschnitts zur Veranschaulichung der Probenentnahme und in b) Skizze einer Dilatometerprobe.

3.2.2. Einflüsse auf die Dilatometermessung

Die Messungen wurden mit einem Dilatometer mit der Modelbezeichnung BÄHR DIL805 A durchgeführt. Hierbei wurde die Temperaturänderung mit Hilfe eines Thermoelements des Typ S (Pt-Pt10Rh) bestimmt und die Längenänderung mit einem Wegaufnehmer aus Quarz bzw. bei höheren Temperaturen aus Al_2O_3 aufgenommen. Als Abkühlmedien für die Dilatometerversuche standen die Gase N_2 und He zur Verfügung. Es zeigte sich jedoch in Vorversuchen, dass beim Abschrecken mit N_2 die tatsächliche Abkühlkurve dem vorgegebenen Temperaturverlauf bei tieferen Temperaturen nicht mehr folgen kann, siehe Abbildung 21. Aus diesem Grund wurde die Verwendung von He als Abschreckmedium für die Dilatometerversuche bevorzugt herangezogen. Es ist jedoch anzumerken, dass bei mäßigeren Abkühlgeschwindigkeiten von $\leq -1,2 \text{ K/s}$ auch das Gas N_2 verwendet werden kann. Alle Dilatometerversuche wurden mit der Software TAinstruments DIL 805 ausgewertet.

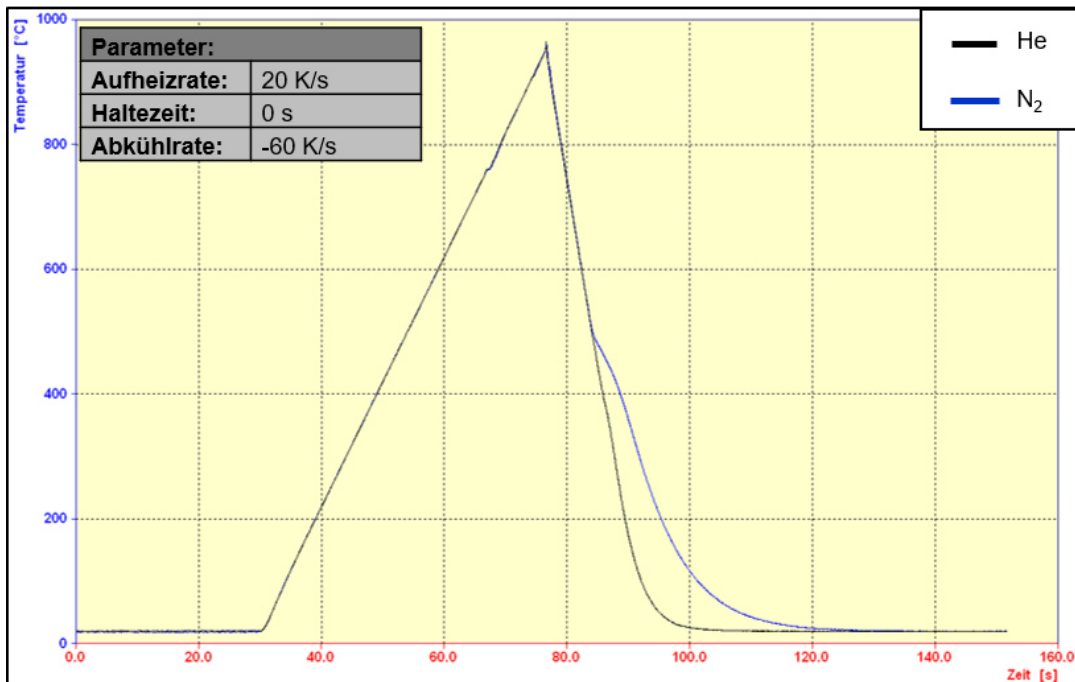


Abbildung 21: Einfluss des Abkühlmediums.

Neben dem Einfluss des Abkühlmediums, wurde auch der Einfluss der Probenlage im Schweißgut näher untersucht. Je nachdem ob die Dilatometerproben aus der letzten Schweißbraupe (Kennzeichnung A1 und A2) oder aus der vorletzten Schweißbraupe (Kennzeichnung B) stammten, zeigten sich Unterschiede in den ermittelten Umwandlungstemperaturen, siehe Abbildung 22. Die erste Umwandlung gibt den Temperaturbereich für die Bainitstart und die zweite Umwandlung für die abgeschlossene Bainitumwanlung an.

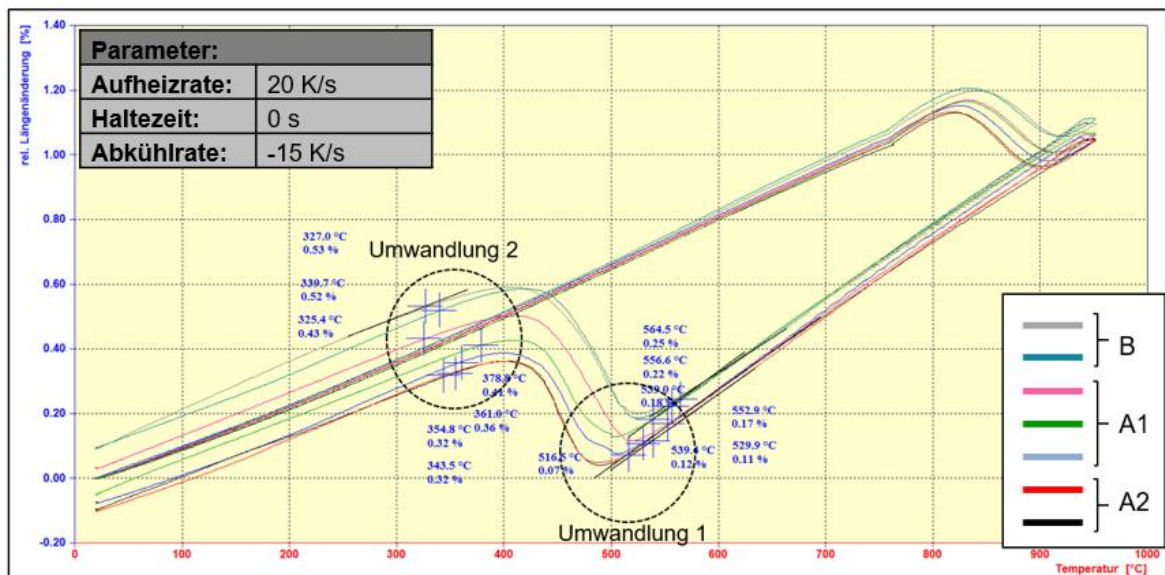


Abbildung 22: Einfluss der Probenlage im Schweißgut.

In Abbildung 23, ist eine Detailansicht der Streuung der Umwandlungstemperaturen T_U aus Abbildung 22 ersichtlich. Es zeigt sich eine gute Übereinstimmung der

Umwandlungstemperatur der Proben aus dem Bereich A2 und der Proben aus dem Bereich B. Hingegen ist deutlich ersichtlich das bei den Proben aus Bereich A1 eine stärkere Streuung der Umwandlungstemperaturen auftritt. Darüber hinaus liegen die Umwandlungstemperaturen der Proben aus dem Bereich B bei höheren Temperaturen als jene aus den Bereichen A1 und A2. Aus diesem Grund wurden für die Schweiß-ZTU-Schaubilder jeweils Proben aus demselben Schweißgutbereich verwendet, um die Streuung der Umwandlungstemperaturen für das jeweils aufgenommene Schweiß-ZTU zu minimieren. Die Abweichungen der Umwandlungstemperaturen je nach Probenlage im Schweißgut können auf verschiedene Einflussfaktoren zurückgeführt werden. Diese sind z.B. die partielle Wiedererwärmung der vorletzten Schweißraupe (Bereich B) durch die letzte Schweißraupe (Bereich A), der Abstand vom Bereich B bzw. Bereich A zur WEZ mit dem Grundmaterial bzw. zur WEZ zwischen den Schweißraupen. Je nach Lage der Proben im Schweißgut können sich darüber hinaus auch Unterschiede hinsichtlich Art und Menge der Karbide und nichtmetallischen Einschlüsse ergeben, welche wiederum das Umwandlungsverhalten beeinflussen können.

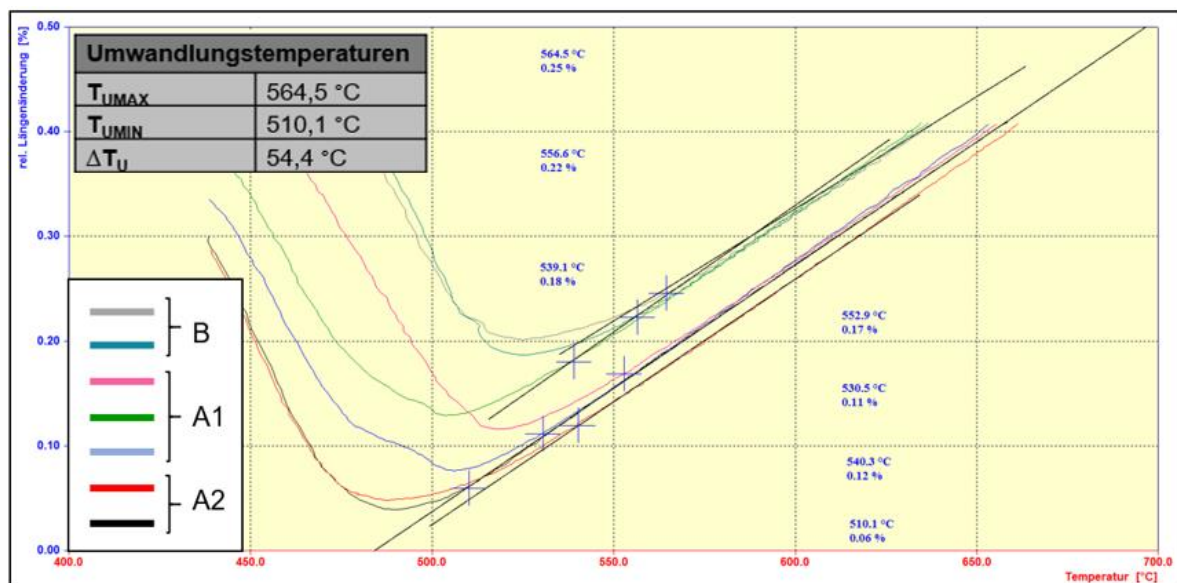


Abbildung 23: Detailansicht der ersten Umwandlung aus Abbildung 25.

Des Weiteren wurde untersucht ob die Position des Thermoelements einen Einfluss auf die Ergebnisse der Dilatometermessung hat. Abbildung 24 zeigt einen Versuch mit zwei Thermoelementen, um deren Positionseinfluss widerzuspiegeln. Die schwarze Linie zeigt den Temperaturverlauf in der Mitte der Dilatometerprobe und die rote Linie soll den Verlauf am äußeren Ende der Probe wiedergeben. Das Probenmaterial wurde in beiden Fällen aus dem Bereich A1 entnommen. Es zeigt sich kein Unterschied zwischen der relativen Längenänderung-Temperatur-Kurven der beiden Thermoelemente, was darauf hindeutet, dass der Kontaktpunkt des Thermoelements mit der Probe nur geringen Einfluss auf das Messergebnis hat. Aus diesem Grund

wurde das Regelthermoelement für alle weiteren Versuche immer in der Mitte der Probe angebracht.

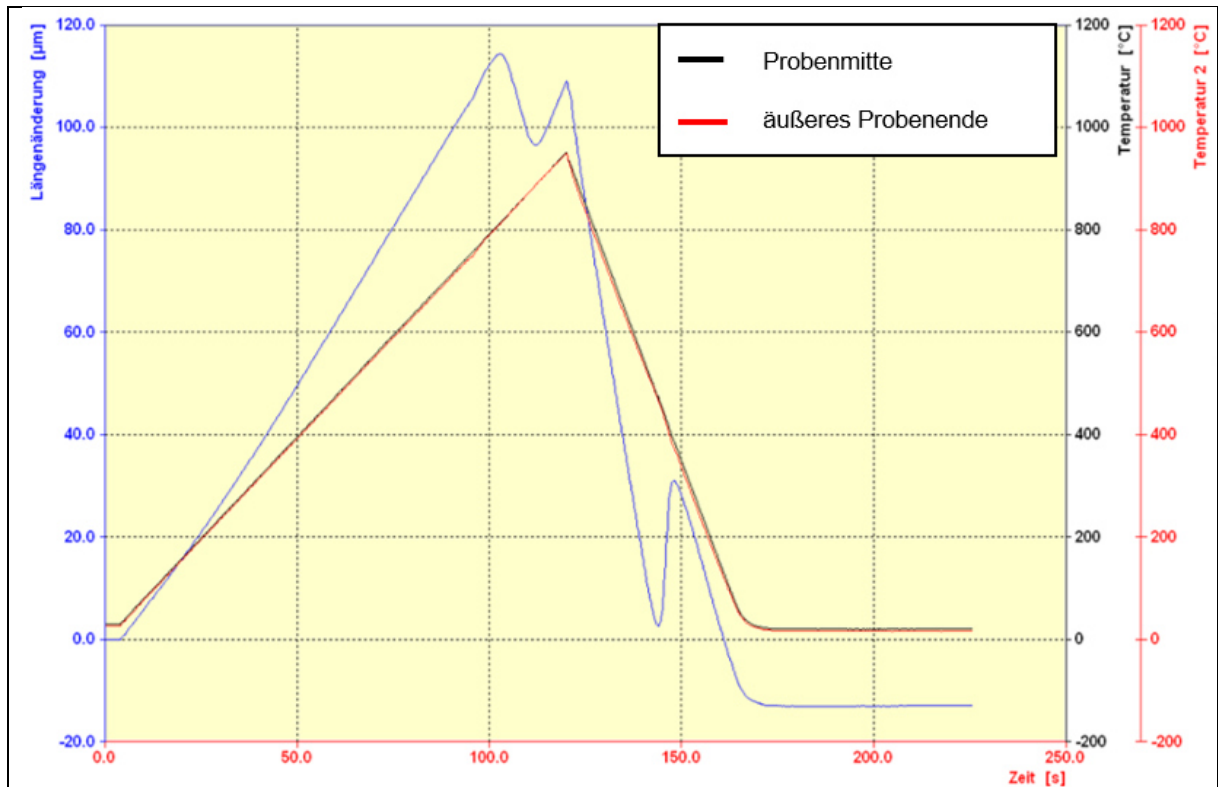


Abbildung 24: Messung des Temperaturunterschiedes an verschiedenen Dilatometerprobenstellen.

3.2.3. Ermittlung der A_{c1} und A_{c3} -Temperatur mittels Dilatometrie

In Abbildung 25 ist die Ermittlung der Umwandlungstemperaturen A_{c1} und A_{c3} mittels einer Dilatometermessung, nach dem SEP dargestellt.

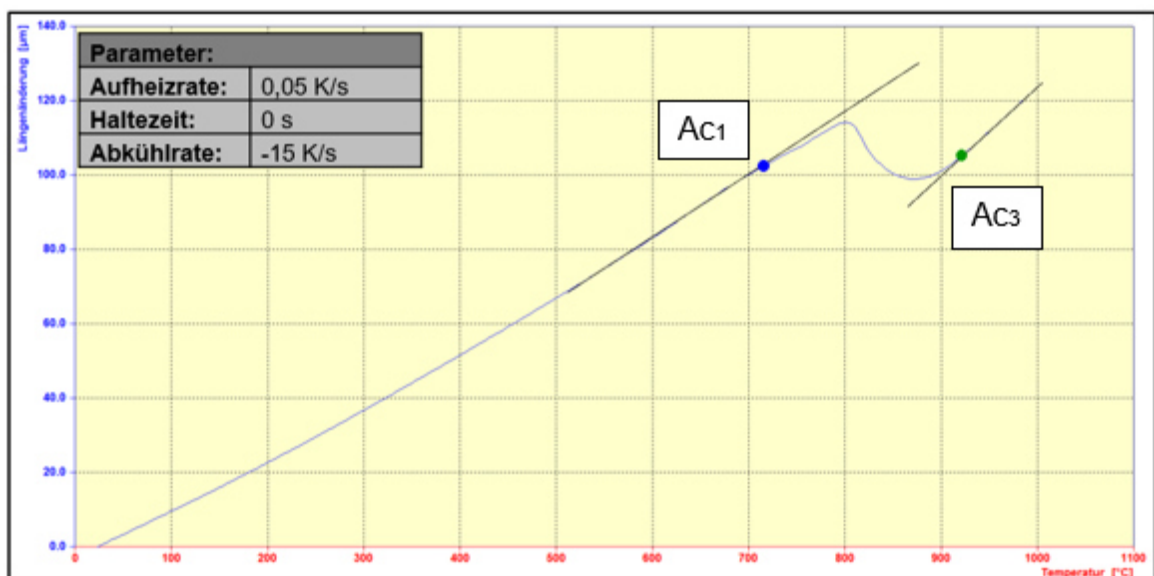


Abbildung 25: Ermittlung der A_{c1} - und A_{c3} -Temperatur mittels Dilatometer-Messungen.

Die Proben für die Versuche wurden alle aus dem gleichen Schweißgutbereich, aus der vorletzten Schweißbraupe (Zone B), entnommen. Die Ermittlung der Ac_1 und Ac_3 -Temperaturen erfolgte auf zwei Arten, nach dem SEP 1680 und der ASTM A1033-04-Norm, welche sich insbesondere in der Aufheizgeschwindigkeit unterscheidet. Die Parameter mit welcher die Dilatometermessungen durchgeführt wurden sind in Tabelle 4 ersichtlich [32,37].

Tabelle 4: Parameter zur Bestimmung der Ac_1 und Ac_3 -Temperaturen nach SEP 1680 und nach ASTM A1033-04.

Parameter zur Ac_1 und Ac_3 Bestimmung		
	ASTM A1033-04	SEP 1680
Aufheizen	Bis 600 °C mit 10 K/s	Auf 1000 °C mit 0,05 K/s
	600-1050 °C mit 0,008 K/s	
Abkühlen	Auf 20 °C mit -15 K/s	

3.2.4. Ermittlung der Umwandlungspunkte für die Erstellung eines ZTU-Schaubildes

Die nachstehende Graphik soll als Grundlage für die Erstellung der Schweiß-ZTU-Schaubilder der verschiedenen Bereiche der WEZ des Schweißgutes einer kriechfesten 2,25Cr-1Mo-0,25V-Legierung dienen. Mit Hilfe eines Dilatometers wurden bei verschiedenen Abkühlraten die Längenänderungen der mit verschiedenen Kühlparametern abgeschreckten Proben über die Temperatur aufgezeichnet. In Abbildung 26 ist die Längenänderung über der Temperatur bei einer Abkühlrate von - 60 K/s, dies entspricht einem Kühlparameter λ von 0,05 s, dargestellt.

An dem gezeigten Beispiel ist bei der ersten Abweichung der an die Gerade angelegten Tangente die Bainit-Start Umwandlungstemperatur zu sehen. Bei der zweiten Abweichung der Tangente, ist die Bainit-Ende Temperatur abzulesen.

Die Proben für die Versuche der ZTU Schaubilder wurden alle aus dem gleichen Schweißnahtbereich, der letzten Schweißbraupe (Zone A1 oder A2) entnommen. Für jedes Schweiß-ZTU stammten die Proben hierbei aus derselben Stelle des Schweißguts, entweder aus Position A1 oder A2. Um die verschiedenen Zonen in der Schweißnaht korrekt abzubilden, wurden drei Schweiß-ZTUs für die GK-, FK- und eines für die IK-WEZ erstellt.

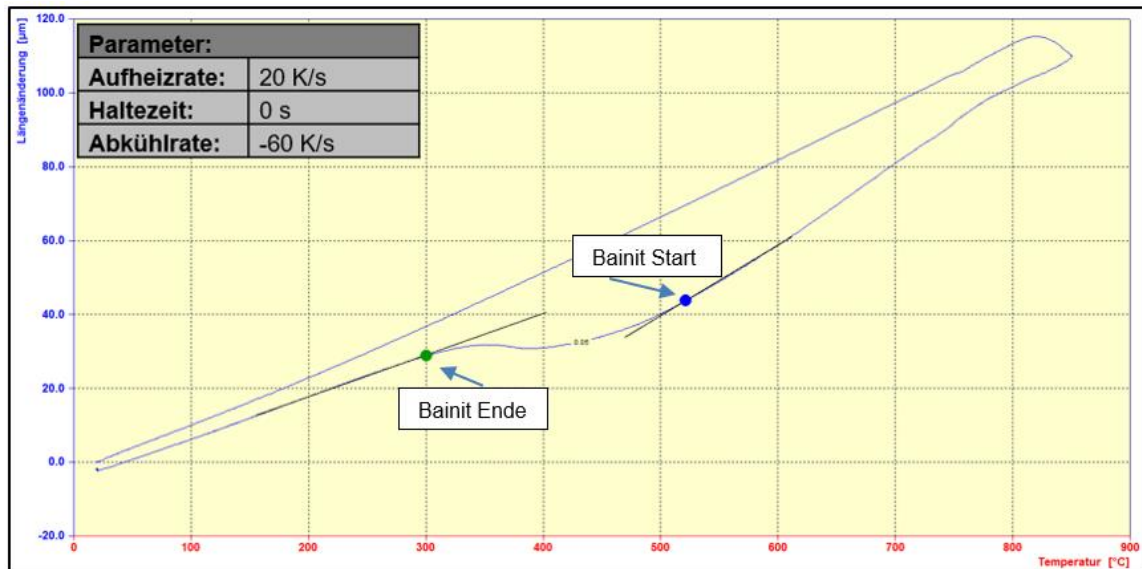


Abbildung 26: Ermittlung der Umwandlungspunkte bei einer Abkühlrate von -60 K/s , bzw. einem Abkühlparameter λ von $0,05\text{ s}$.

Für jedes der drei Umwandlungsschaubilder wurden jeweils 11 Dilatometerversuche mit denselben Kühlparametern durchgeführt. Allerdings trat bei einigen der Versuche ein sogenanntes Rauschen auf, welches ein Streuen der Werte und damit Messungenauigkeiten hervorruft. Dieses Phänomen ist in Abbildung 27 ersichtlich. Dieses Rauschen könnte möglicherweise zurückzuführen sein auf Kontaktfehler zwischen Thermoelement und Probe oder unsaubere Probengeometrien und daher eine geringere Kontaktfläche zwischen Probe und Wegaufnehmer.

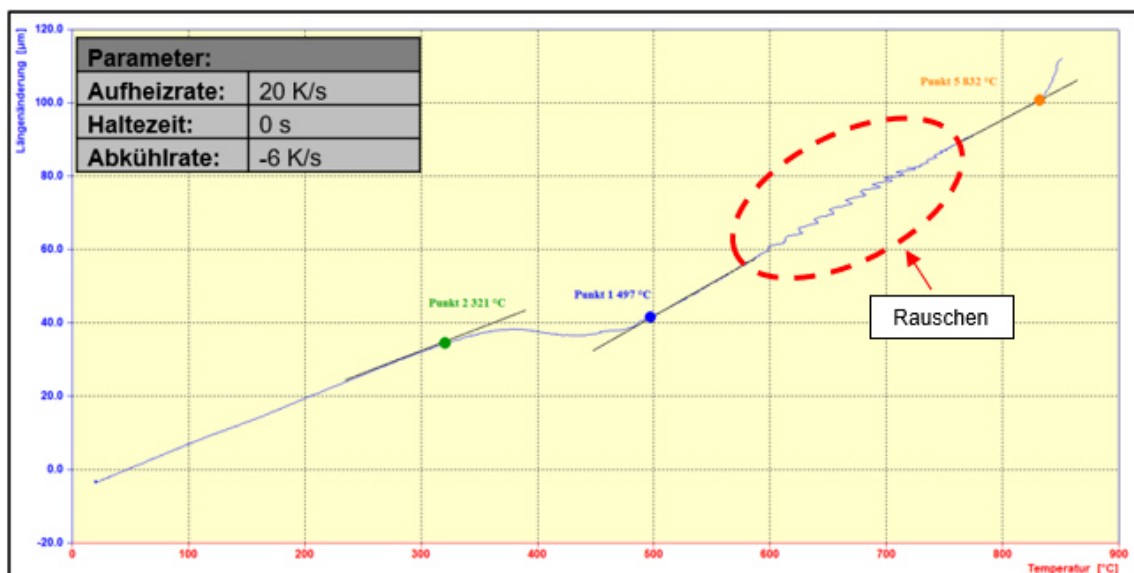


Abbildung 27: Ermittlung der Umwandlungspunkte bei einer Abkühlrate von -6 K/s , bzw. einem Abkühlparameter λ von $0,5\text{ s}$; Die Messung wurde aufgrund von Rauschen (siehe rote Markierung) wiederholt.

Aus diesem eben genannten Grund mussten einiger der Versuche besonders bei sehr hohen und sehr niedrigen Abkühlraten mehrmals wiederholt werden, um korrekte Umwandlungstemperaturen zu ermitteln. Die Aufheizrate der Versuche lag bei 1200°C

pro Minute und war für alle Proben identisch. Auch die Haltezeit war bei allen Versuchen gleich und lag bei null Sekunden, um den Temperaturverlauf beim Schweißen möglichst realistisch nachzubilden. Die Abkühlzeiten $t_{8/5}$ -Zeiten wurden zwischen 1 und 2500 s variiert. In Tabelle 5 sind die für die Dilatometerversuche verwendeten Parameter zusammengefasst. Alle drei Schweiß-ZTU-Schaubilder weisen die gleichen Abkühlraten auf und unterscheiden sich jeweils nur in ihren Spitzentemperaturen.

Tabelle 5: Parameter für die Dilatometermessungen der ZTU-Schaubilder für die GK-, die FK- und die IK-WEZ.

Abkühlparameter der ZTU-Schaubilder		
$t_{8/5}$ [s]	λ [s]	Abkühlrate [K/s]
1	0,01	-300
2	0,02	-150
5	0,05	-60
10	0,1	-30
25	0,25	-12
50	0,5	-6
100	1	-3
250	2,5	-1,2
500	5	-0,6
1000	10	-0,3
2500	25	-0,12

Im Rahmen dieser Arbeit wurden drei Schweiß-ZTU-Schaubilder erstellt, mit jeweils unterschiedlichen Spitzentemperaturen. Die Spitzentemperatur ist entscheidend für das Ausgangsgefüge vor der Abkühlung. Tabelle 6 zeigt eine Übersicht der angewendeten Spitzentemperaturen für die Erstellung der Schweiß-ZTU-Schaubilder.

Tabelle 6: Übersicht der verschiedene Spitzentemperaturen mit den jeweiligen Ausgangsgefügen für die drei Schweiß-ZTUs.

ZTU	Spitzentemperatur	Ausgangsgefüge
IK-WEZ	850 °C	Ferritisch-Austenitisch
FK-WEZ	1000 °C	Austenitisch
GK-WEZ	1400 °C	Austenitisch

Während bei den beiden höheren Temperaturen von 1000 °C und 1400 °C ein rein austenitisches Gefüge vorliegt, bildet sich im Bereich der 850 °C Spitzentemperatur ein ferritisch-austenitisches Gefüge aus.

Des Weiteren wurden in Kooperation mit der TU Wien Schweiß-ZTU-Schaubilder mittels JMatPro simuliert.

3.3. DSC Messungen

3.3.1. Messprinzip

Die dynamische Differenzkalorimetrie (DSC) findet Anwendung bei der Untersuchung von Phasenumwandlungen wie Schmelzen, Erstarren oder von Kristallstrukturänderungen. Weitere Anwendungsbeispiele der DSC sind die Bestimmung der spezifischen Wärmekapazität c_p , die Untersuchung von amorphen Materialien, Messung der Umwandlungsenthalpie von Phasentransformationen, sowie die Bestimmung von Reaktionsenthalpien. Darüber hinaus können auch Untersuchungen der chemischen Zusammensetzung und von Verunreinigungen bis zu 0,01 mol-% durchgeführt werden [38]. Das Funktionsprinzip der DSC ist eine Weiterentwicklung der Differenz-Thermoanalyse (DTA). Hierbei wird eine Probe zusammen mit einer Referenzprobe in einer symmetrischen Messkammer einem vordefinierten Temperaturprogramm unterworfen, siehe Aufbau in Abbildung 28. Der wesentliche Vorteil gegenüber der DTA besteht darin, dass sich durch die geeignete Geometrie des Kammeraufbaues sowie die Anordnung der einzelnen Bestandteile die Wärmeströme zwischen Ofen und Probe als auch zwischen Ofen und Referenzprobe kalibrieren lassen. Daher kann die Temperaturdifferenz zwischen den beiden Proben gemessen werden und auch die aufgenommene und abgegebene Q bestimmt werden. Neben der eben erwähnten dynamischen Wärmestromdifferenzkalorimetrie gibt es auch dynamische Leistungsdifferenz-Kalorimetrie. Bei dieser Art der Kalorimetrie wird mittels einer elektrisch betriebenen Heizung und zwei Thermoelementen dafür gesorgt, dass beide Proben stets die gleiche Temperatur haben. Die dafür benötigte Leistung wird in Abhängigkeit der Temperatur festgehalten und ist ein Maß für den Wärmestrom. Diese Messmethode ist sehr gut zur quantitativen Bestimmung einer Vielzahl kalorischer Stoffgrößen geeignet [38].

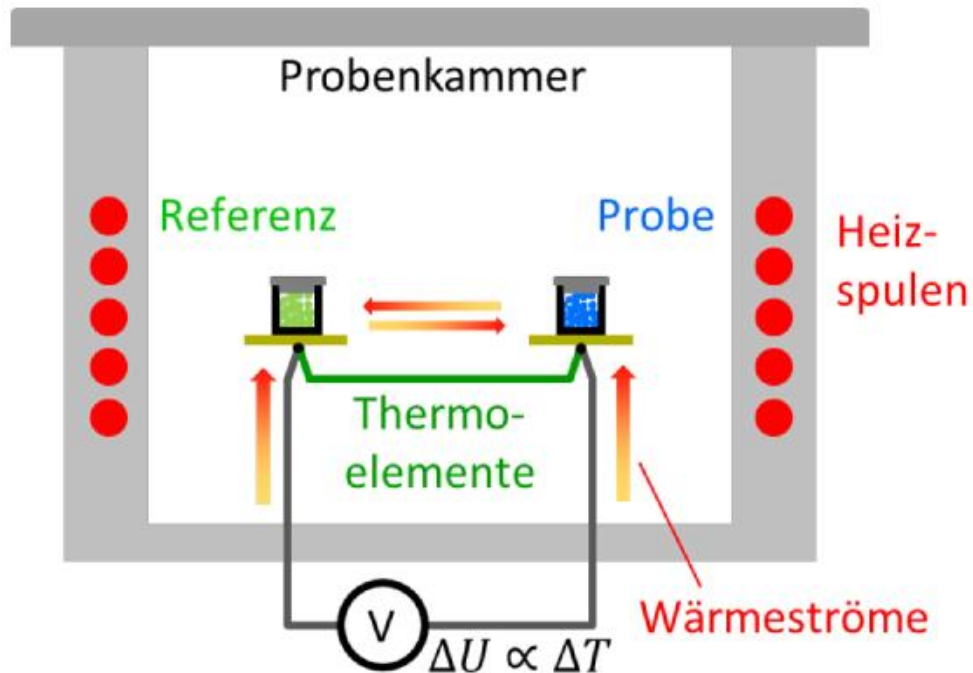


Abbildung 28: Prüfaufbau eines Geräts zur DSC [38].

Mit DSC-Messungen lässt sich ein Temperaturbereich von -150 bis 1600 °C abbilden und es sind Heizraten von bis zu 100 K/min möglich, wobei übliche Raten zwischen 10 und 20 K/min liegen. Hierbei ist ein Probenvolumen von bis zu 0,25 cm³ im Tiegel messbar, im Fall der Versuche dieser Arbeit wurden allerdings lediglich 100 mg Proben eingesetzt. Bei der Probenpräparation ist darauf zu achten, dass keine Verunreinigungen in die Probenkammer eingebracht werden. Es ist möglich feste, pulverförmige als auch flüssige Proben mittels DSC zu analysieren [38].

3.3.2. Herstellung der DSC-Proben

Die Probenentnahme für die DSC-Versuche erfolgte aus einem Schweißnahtbereich, der vorletzten Schweißbraupe (Zone B). Es wurden Probenstücke mit einer Masse von ca. 120 mg auf das Endgewicht von ca. 100 mg mittels Schleifpapiere per Hand geschliffen. Nach Erreichen des Endgewichtes wurden die Proben mit Aceton gespült, um Verunreinigungen zu entfernen und mit einer Pinzette in einem Al₂O₃-Tiegel positioniert, welcher anschließend in den Prüfraum der DSC eingebracht wurde.

3.3.3. Bestimmung der Ac₁- und Ac₃-Temperatur mittels DSC

Die Versuchsparameter für die Bestimmung der Umwandlungstemperaturen Ac₁ und Ac₃ mittels DSC-Messungen sind identisch mit jener der Parameter, die bei den Dilatometermessung nach dem SEP 1680 verwendet wurden. Es unterscheidet sich lediglich die Abkühlrate, die bei diesem Versuch jedoch nicht relevant ist, da nur die Aufheizkurve zur Bestimmung der Ac₁- und Ac₃-Temperatur von Bedeutung ist. Für die DSC-Analyse wurde das Gerät SETARAM Labsys verwendet. Die Auswertung der

Wärmestromkurven erfolgte über das Auswerteprogramm Calisto der Firma Akts und Origin. In Abbildung 29 ist die Auswertung der Wärmestrom-Temperaturkurve beispielhaft dargestellt.

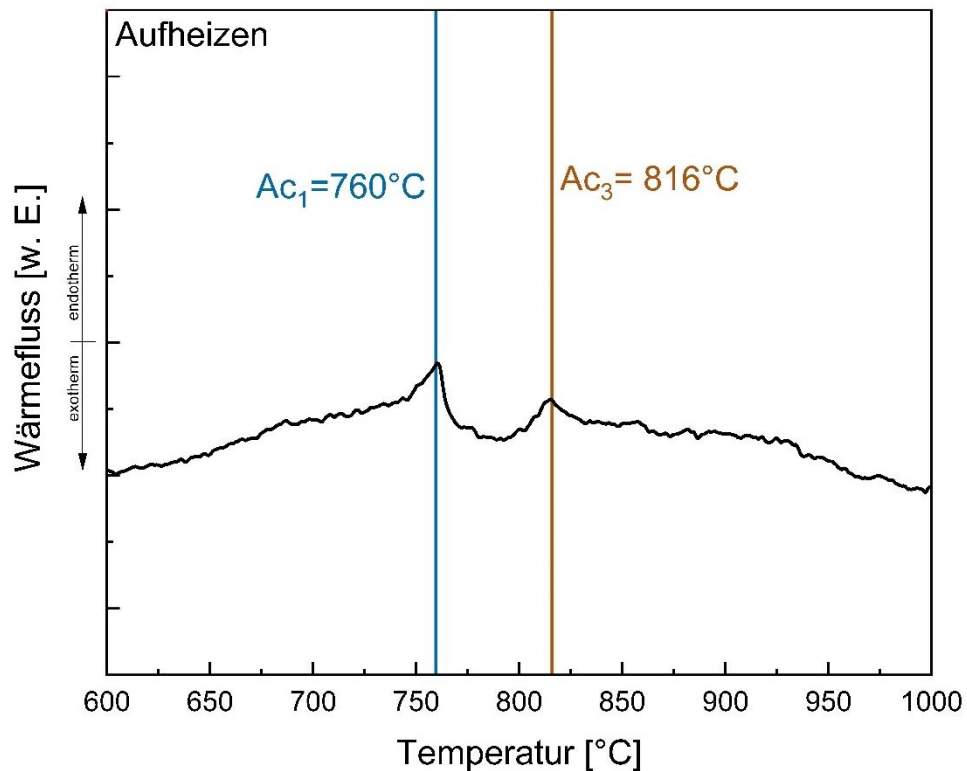


Abbildung 29: Auswertung des mittels DSC-Messungen aufgenommenen Wärmestromflusses über der Temperatur.

3.4. Metallographische Probenpräparation

Anschließend an die Dilatometerversuche wurden alle Dilatometerproben parallel zur Zylinderachse geschnitten und unter Verwendung des Einbettmittels Polyfast der Firma Struers eingefasst. Danach wurden die eingefassten Proben in mehreren Schleifstufen mit dem Schleif- und Polierautomaten Tegramin des Herstellers Struers für die anschließende Gefügeuntersuchung präpariert. Die Körnung der Schleifpapiere nach FEPA (kleine Nummer = grobes Korn) war hierbei 80, 120, 220, 320, 500, 800 und 1200. Anschließend wurden die Schriffe mit einer $3\ \mu\text{m}$ und einer $1\ \mu\text{m}$ Diamantsuspension poliert. Die polierten Proben wurden mit einer Nital-Ätzlösung (3%-ige HNO_3 -Säure in Ethanol) behandelt. Aufgrund der unterschiedlichen Gefüge wurden verschiedene Ätzzeiten angewendet. Anschließend wurden die polierten und geätzten Proben mit dem Lichtmikroskop Axio Imager der Firma Zeiss untersucht.

Um die Ferritmenge in den Dilatometerproben bei den langsameren Abkühlraten zu bestimmen, wurden die Lichtmikroskopieaufnahmen mit der Bildverarbeitungssoftware Olympus Stream einer Phasenanalyse unterzogen.

3.5. Härteprüfung nach Vickers

Das Härte-Prüfverfahren nach Vickers ist gemäß DIN EN ISO 6507 genormt. Der Eindringkörper ist eine regelmäßige, vierseitige Diamantpyramide mit einem Öffnungswinkel von 136° und kann eine Prüfkraft von 0,098 bis 980,7 aufbringen. Diese Prüfkraft wird senkrecht, mit einer Einwirkdauer von 10 bis 15 s aufgebracht. Anschließend wird die Prüfkraft wieder entfernt und die beiden Diagonalen des Härteeindrucks vermessen, siehe Abbildung 30 [33].

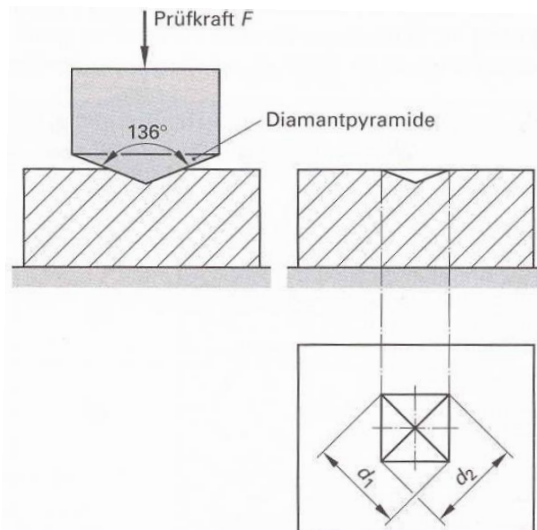


Abbildung 30: Prinzipieller Ablauf der Härteprüfung nach Vickers [38].

Die für die Vickershärte relevanten Gleichungen sind in Formel 22 und Formel 23 angegeben. Hierbei sind d_1 und d_2 die Eindruckdiagonalen und d die gemittelte Eindruckdiagonale [33].

$$d = \frac{d_1 + d_2}{2} \quad (22)$$

Der Härtewert in HV ergibt sich gemäß Formel 23 aus der Prüfkraft durch das Quadrat der mittleren Eindringdiagonalen. Der Faktor 0,1891 ist der Umrechnungsfaktor, um die Kraft in N einsetzen zu können anstelle von kp.

$$HV = 0,1891 * \frac{F}{d^2} \quad (23)$$

Für die Härteprüfung im Zuge dieser Masterarbeit wurde ein Emcotest Vickers Härteprüfgerät verwendet. Alle Proben wurden mit drei Härteeindrücke nach HV10 geprüft. Bei den in den Schweiß-ZTU-Schaubildern angegebenen Härtewerten handelt es sich jeweils um den Mittelwert aus diesen drei Einzelwerten.

4. Ergebnisse

4.1. Ermittlung der Umwandlungstemperaturen und der $t_{8/5}$ -Zeit

4.1.1. Graphische und rechnerische Bestimmung

Die Bestimmung der Umwandlungstemperatur ist in Abbildung 31, dargestellt. Wie in der graphischen Lösung ersichtlich, ergibt sich unter Verwendung einer Arbeits- und Zwischenlagentemperatur (T_0), die zwischen 200 und 230 °C liegt und einer Streckenenergie E von 20 kJ/cm eine Übergangsblechdicke $d_{\bar{u}}$ von 25 bis 26 mm. Da die Werkstückdicke d von 24 mm kleiner als die Übergangsblechdicke $d_{\bar{u}}$ ist, handelt es sich um eine zweidimensionale Wärmeableitung im Falle des in dieser Arbeit untersuchten UP-Schweißguts.

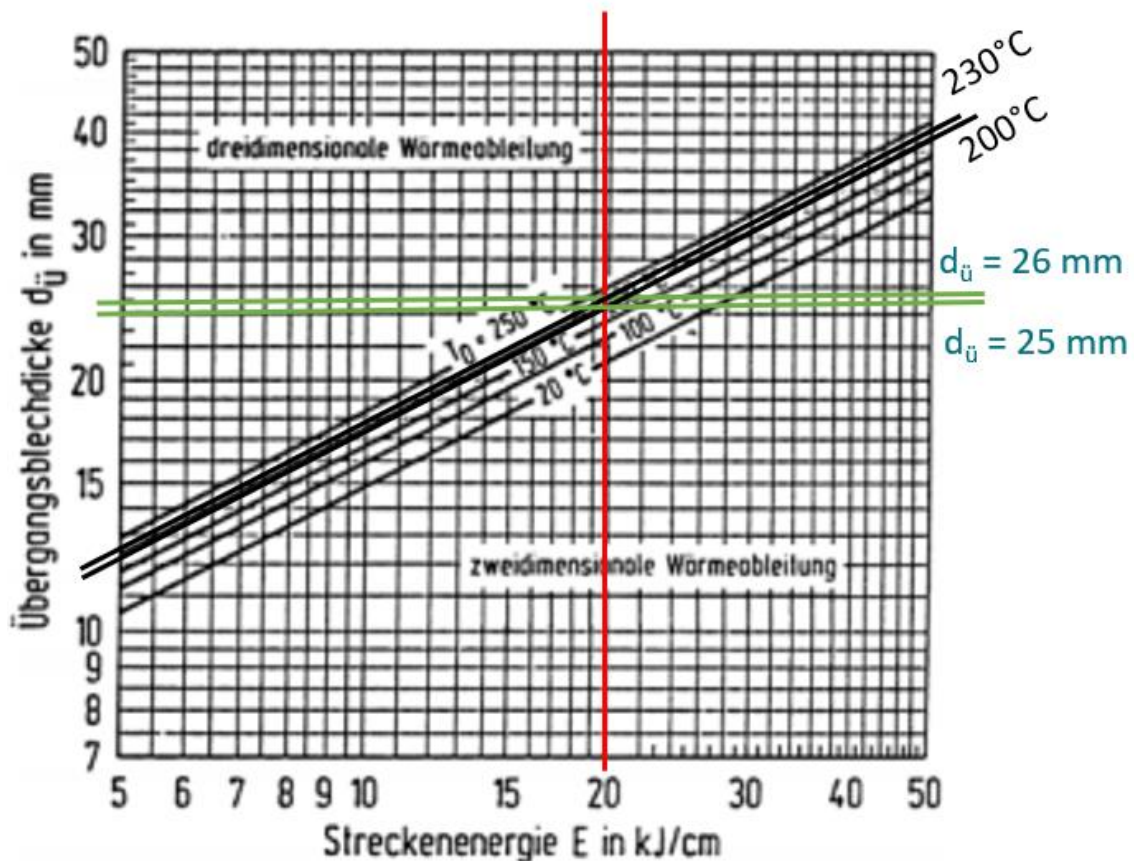


Abbildung 31: Graphische Bestimmung der Übergangsblechdicke $d_{\bar{u}}$ [17].

Aus der rechnerischen Lösung ergibt sich für die Übergangsblechdicke $d_{\bar{u}}$ unter zur Hilfenahme der Formel 13 mit den Formfaktoren aus den Formeln 9 und 7 eine Übergangsblechdicke $d_{\bar{u}}$ von 24,6 mm bei einer Zwischenlagentemperatur T_0 von 200 °C. Für eine Zwischenlagentemperatur T_0 von 230 °C ergibt sich mit derselben Formel ein Wert von 25,7 mm. In beiden Grenzfällen gilt für die Werkstückdicke d , die

kleiner als die Übergangsblechdicke $d_{\bar{u}}$ ist, wie auch schon bei der graphischen Lösung eine zweidimensionale Wärmeleitung.

Je nach Zwischenlagentemperatur ergibt sich für die folgenden Grenzfälle für die berechnete $t_{8/5}$ -Zeit aus der Formel 8 für eine Zwischenlagentemperatur T_0 von 200 °C eine Zeit von 19,9 s. Nach dem gleichen Prinzip nur mit einer höheren Zwischenlagentemperatur T_0 von 230 °C ergibt sich eine $t_{8/5}$ -Zeit von 25,4 s.

Auch die Bestimmung der $t_{8/5}$ -Zeit ist graphisch möglich und ist in Abbildung 32 ersichtlich. Hierfür wurde für eine Zwischenlagentemperatur T_0 von 200 °C, eine $t_{8/5}$ -Zeit von 19 s bestimmt. Bei einer Zwischenlagentemperatur T_0 von 230 °C ergibt sich hingegen eine $t_{8/5}$ -Zeit von 22 s.

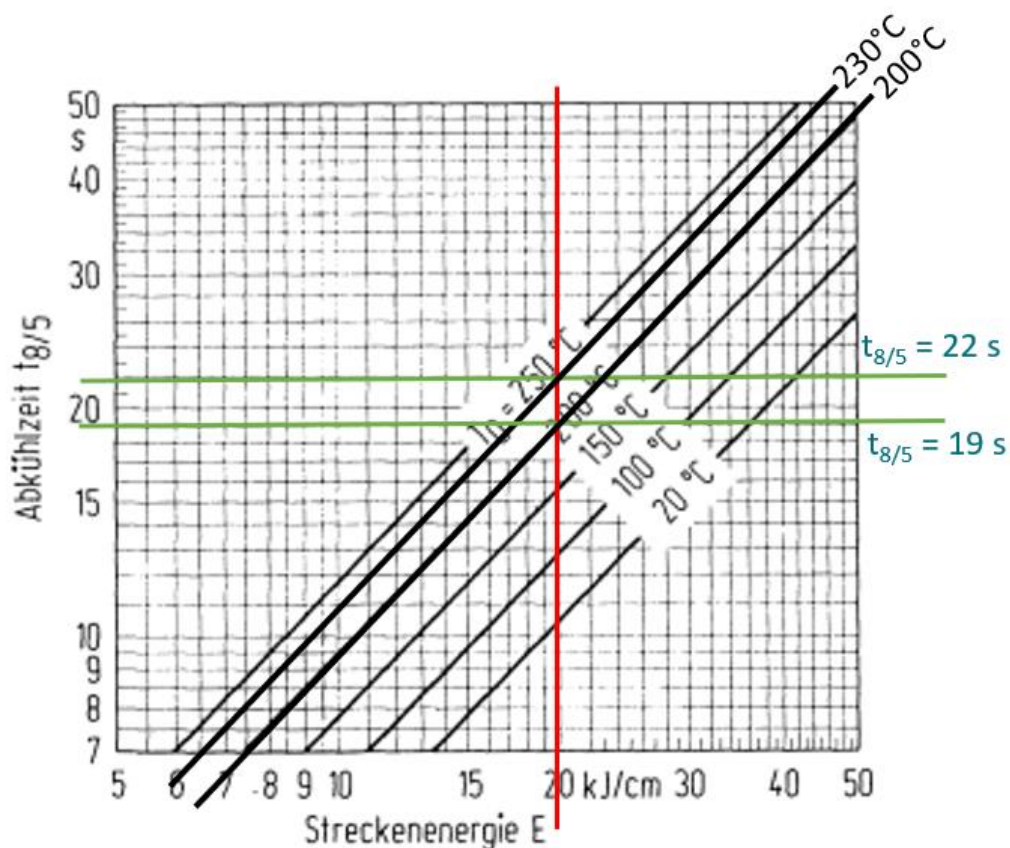


Abbildung 32: Graphische Bestimmung der $t_{8/5}$ -Zeit [17].

Die $t_{8/5}$ Zeit kann auch mit Hilfe des voestalpine Welding Calculators berechnet werden [39]. Die Ergebnisse der $t_{8/5}$ -Zeiten der einzelnen Lagen (Wurzel-, Füll- und Decklage) kann aus Abbildung 33 entnommen werden.

voestalpine welding calculator			
Abkühlzeit $t_{8/5}$ nach EN 1011-2/C.3 bzw. SEW 088			
© Rauch R., Ernst W., Hribernig T., Auberger G.			
Projektdaten			
2,25Cr-1Mo-0,25V Schweißgut			
Parameter			
Dicke Blech 1, t_1 [mm]	Dicke Blech 2, t_2 [mm]	Nahtart	
24	24	Stumpfnah	
Abkühlzeit $t_{8/5}$ nach EN 1011-2/C.3 bzw. SEW 088			
	Wurzellage	Fülllage	Decklage
Lage	1	7	1
Vorwärmtemperatur [°C]	200	230	230
Schweißverfahren	UP (AC)	UP (AC)	UP (AC)
Thermischer Wirkungsgrad	0.85	0.85	0.85
Spannung, U [V]	30	30	30
Strom, I [A]	550	550	550
Geschwindigkeit v [mm/min]	500	500	500
Leistung, P [W]	0	0	0
Streckenenergie E [kJ/mm]	1.98	1.98	1.98
Wärmeeinbringung [kJ/mm]	1.68	1.68	1.68
Abkühlzeit, $t_{8/5}$			
nach EN 1011-2/C.3 [s]	14.1	17.32	17.32
nach erweitertem Konzept [s]			
voestalpine Stahl GmbH			
www.voestalpine.com			
			voestalpine EINEN SCHRITT VORAUS

Abbildung 33: Berechnung der $t_{8/5}$ -Zeit unter zur Hilfenahme des voestalpine welding calculator [39].

Die in den vorigen Zeilen beschriebenen Ergebnisse der $t_{8/5}$ -Zeit des voestalpine Welding Calculators sind in Tabelle 7 gegenübergestellt. Aus diesen Ergebnissen ergibt sich ein Mittelwert für die $t_{8/5}$ -Zeit von 20,7 s ist. Die rechnerisch bestimmte $t_{8/5}$ -Zeit stimmt mit den graphischen Ergebnissen sehr gut überein.

Tabelle 7: Ergebnisse der $t_{8/5}$ -Zeiten aus verschiedenen graphischen und rechnerischen Lösungen.

Ermittlung der $t_{8/5}$ -Zeit:	
Rechnerisch:	19,9-25,4 s
voestalpine welding calculator:	17,3 s
Graphisch:	19-22 s
mittlere $t_{8/5}$-Zeit	20,7 s

In Tabelle 8 sind die Ergebnisse aus der Berechnung der Umwandlungstemperaturen ersichtlich. Die M_s -Temperatur wurde mit Formel 14 und die M_s -Temperatur für niedriglegierte Stähle wurde mit den Formeln 15 und 16 berechnet. Die beiden Umwandlungstemperaturen A_{c1} und A_{c3} wurden mithilfe der Formeln 17 und 18 ermittelt.

Tabelle 8: Rechnerische Ergebnisse der Ermittlung der Umwandlungstemperaturen.

Berechnung der Umwandlungstemperatur:	
M _s mit Formel 14	425 °C
M _s für niedriglegierte Stähle aus Formel 15 und 16	422 °C
Ac ₁	778 °C
Ac ₃ :	877 °C

4.1.2. Umwandlungstemperaturen bestimmt mittels Dilatometermessungen

In Tabelle 9 ist der Mittelwert der Ac₁ und Ac₃-Temperaturen aus insgesamt drei Dilatometer-Messungen mit Standardabweichung angegeben. Die Messungen wurden nach zwei verschiedenen Normen durchgeführt, der ASTM Norm A1033-04 sowie dem SEP 1680. Die Proben alle aus dem gleichen Schweißgutbereich, aus der vorletzten Schweißbraupe (Bereich B) entnommen. Die Ergebnisse der Umwandlungstemperaturen, welche in den Schweiß-ZTU-Schaubildern eingezeichnet sind, wurden mittels ASTM A1033-04 Norm durchgeführt.

Tabelle 9: Mittelwerte der Umwandlungstemperaturen aus jeweils drei Dilatometermessungen mit Standardabweichungen.

Umwandlungstemperaturen Ac ₁ und Ac ₃		
	ASTM A1033-04	SEP 1680
Ac ₁ :	779,4 °C ± 2,8	726,7 °C ± 13
Ac ₃ :	925,7 °C ± 4,5	924,3 °C ± 2,6

4.1.3. Umwandlungstemperaturen bestimmt mittels DSC-Messungen

In Tabelle 10 ist der Mittelwert der Umwandlungstemperaturen aus insgesamt drei DSC-Messungen mit Standardabweichung angegeben. Die Proben wurden, wie auch bereits bei der Bestimmung der Umwandlungstemperaturen mittels Dilatometer, alle aus dem gleichen Schweißgutbereich, aus der vorletzten Schweißbraupe (Bereich B) entnommen.

Tabelle 10: Mittelwerte Umwandlungstemperatur aus jeweils drei DSC-Messungen mit Standardabweichungen.

Umwandlungstemperaturen Ac ₁ und Ac ₃	
Ac ₁ :	760°C ± 0,8
Ac ₃ :	815°C ± 2,5

4.2. Schweiß-ZTU Schaubilder

4.2.1. Schweiß-ZTU der IK-WEZ

Das Ergebnis des ZTU-Schaubilds der IK-WEZ bei einer Spitztemperatur von 850 °C ist in Abbildung 34 dargestellt. Die für die IK-WEZ typische Spitztemperatur von 850 °C bedeutet, dass die anfängliche Struktur vor dem Abkühlen austenitisch-ferritisch war, da der Werkstoff nicht vollständig austenitisiert wurde. Wie aus dem untenstehenden Diagramm hervorgeht, beginnt die Bildung von neuem Ferrit bei Kühlparametern $\lambda = 1$ s, was bedeutet, dass die Ferritbereich größer ist als im Vergleich zu den Diagrammen höherer Spitztemperaturen. Bei Kühlparameter $\lambda < 1$ s besteht die Mikrostruktur aus Bainit und geringen Mengen aus anfänglichem Ferrit. Für die Erstellung des ZTU-Schaubildes wurde der gesamte für den Schweißbereich relevante Bereich der Abkühlgeschwindigkeiten abgedeckt. Die Phasenumwandlungspunkte sind mit kleinen schwarzen Kreisen im Diagramm eingezeichnet. Aus Gründen der besseren Übersicht sind in jedem der nachstehenden Diagramme die Abkühlrate sowie am Ende jedes Abkühlverlaufes die Härtewerte nach Vickers HV10 in den großen Kreisen angegeben.

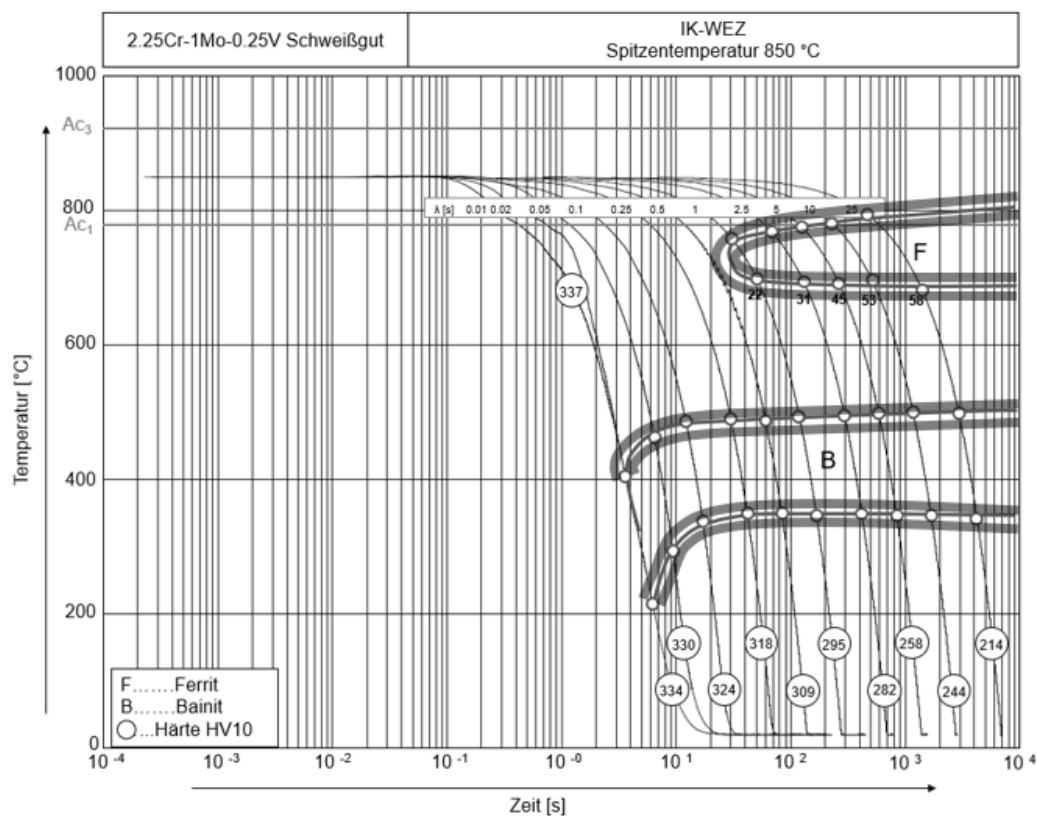


Abbildung 34: Schweiß-ZTU-Diagramm für die IK-WEZ des Schweißguts.

Die Gefügebilder von Proben mit ausgewählter Kühlparametern der IK-WEZ sind in Abbildung 35 bis Abbildung 38 dargestellt. Der Unterschied der Mikrostrukturen ist besonders stark bei Proben mit niedrigen Kühlparametern $\lambda = 0,01$ s in Abbildung 35 und bei $\lambda = 0,1$ s in Abbildung 36 zu sehen. Während die helle Phase in den ehemaligen Austenitkörnern oberen Bainit entspricht, ist die dunklere Phase an den Austenitkornengrenzen mittels eines Lichtmikrokops schwierig zu identifizieren. Bei den Gefügebildern der schnell abgekühlten Proben wurde kein anfänglicher Ferrit gefunden, was darauf hindeutet, dass dieser fein verteilt in der Matrix vorliegt. Die Mikrostruktur der Dilatometerprobe, die mit einem Kühlparameter $\lambda = 1$ s gekühlt wurde und in Abbildung 37 zu sehen ist, besteht ebenfalls aus verschiedenen Phasen innerhalb und an den Grenzen der Austenitkörner. Die Phase innerhalb der ehemaligen Austenitkörner ist wie bei den anderen gezeigten Gefügebildern des IK-WEZ-Schweiß-ZTUs oberer Bainit. Die Mikrostruktur der Dilatometerprobe mit dem hohen Kühlparameter $\lambda = 10$ s ist in Abbildung 38 abgebildet und zeigt neben oberem Bainit größere Bereiche von umgewandelten Ferrit innerhalb der früheren Austenitkörner und breite Ferritsäume, an den ehemaligen Austenitkornengrenzen. Die Härte bei niedrigen Kühlparametern liegt bei 334 HV10, während die Härte bei hohen Kühlparametern bei 214 HV10 liegt. Es zeigt sich ein kontinuierlicher Härteabfall von geringen zu höheren Kühlparametern λ .

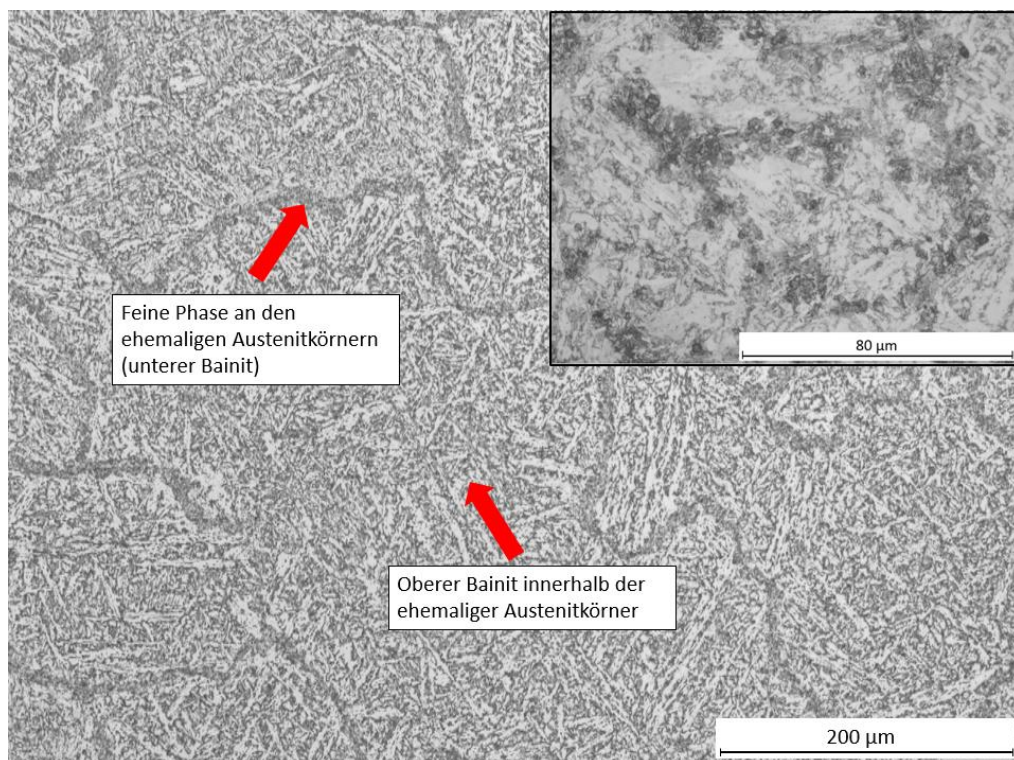


Abbildung 35: Gefügebraufnahme der Mikrostruktur der Dilatometerprobe, die auf eine Spitzentemperatur von 850 °C erhitzt und mit einem Kühlparametern von $\lambda=0,01$ s abgeschreckt wurde.

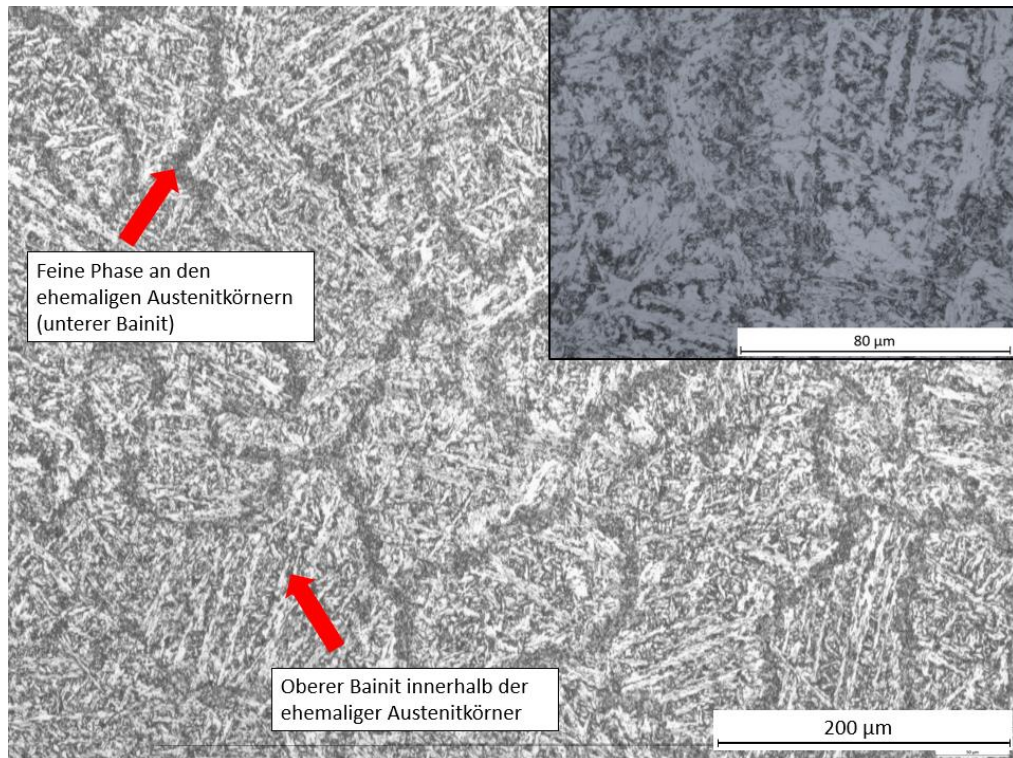


Abbildung 36: Gefügaufnahme der Dilatometerprobe, die auf eine Spitzentemperatur von 850 °C erhitzt und mit einem Kühlparametern von $\lambda=0,1$ s abgeschreckt wurde.

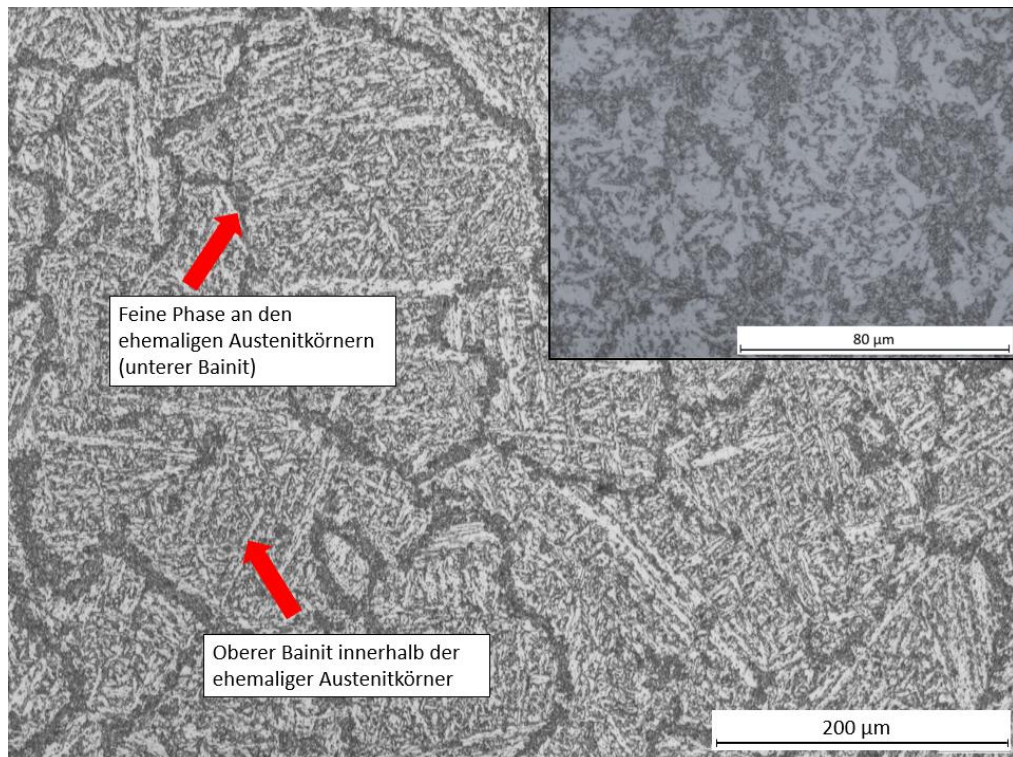


Abbildung 37: Gefügaufnahme der Dilatometerprobe, die auf eine Spitzentemperatur von 850 °C erhitzt und mit einem Kühlparametern von $\lambda=1$ s abgeschreckt wurde.

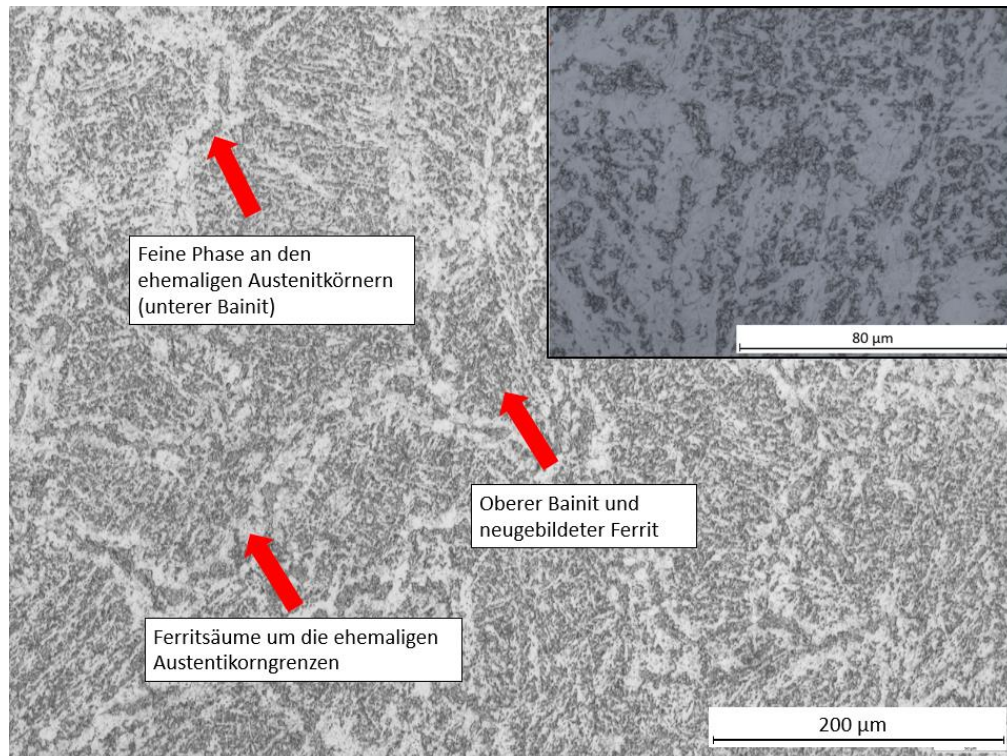


Abbildung 38: Gefügebild der Mikrostruktur der Dilatometerprobe, die auf eine Spitzentemperatur von 850 °C erhitzt und mit einem Kühlparametern von $\lambda=10$ s abgeschreckt wurde.

4.2.2. Schweiß-ZTU der FK-WEZ

Das Ergebnis des Schweiß-ZTU-Schaubildes der FK-WEZ bei einer Spitzentemperatur von 1000 °C sind in Abbildung 39 dargestellt. Die Mikrostruktur für Kühlparameter $\lambda = 0,01 - 1$ s ist vollständig bainitisch. Bei Kühlparameter $\lambda = 2,5$ s findet Ferritbildung statt, d.h. die Mikrostruktur ändert sich von vollständig bainitischem zu bainitisch-ferritischem Gefüge. Vergleicht man die beiden ZTU-Diagramme bei 850 °C und 1000 °C, ist erkennbar, dass sich die Ferritnase bei höherer Spitzentemperatur weiter nach rechts zu höheren Kühlparametern, bzw. langsameren Abkühlraten verschiebt.

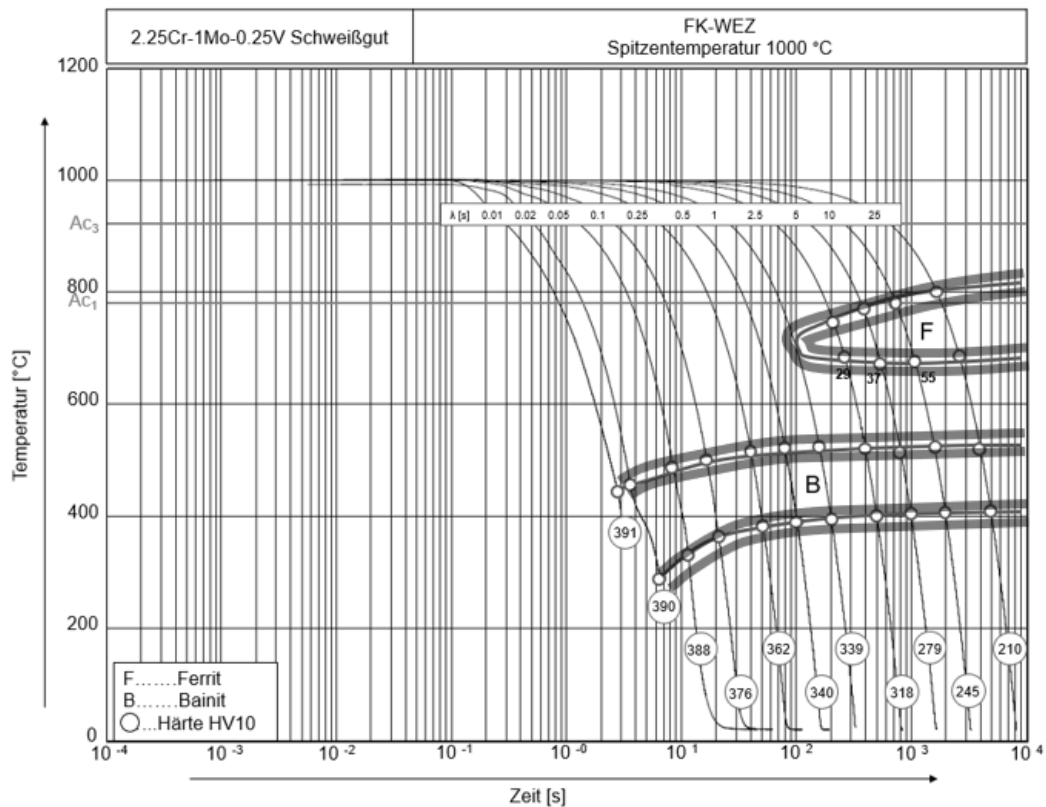


Abbildung 39: Schweiß-ZTU-Diagramm für die Feinkorn WEZ des Schweißguts.

Um eine Vergleichbarkeit mit den anderen Schweiß-ZTU-Diagrammen zu gewährleisten sind in Abbildung 40 bis Abbildung 43, die lichtmikroskopischen Bilder der Dilatometerproben mit den Kühlparametern $\lambda = 0,01/ 0,1/ 1/ 10$ s dargestellt. Abbildung 40 Die Proben mit den Kühlparametern $\lambda = 0,01$ s und $\lambda = 0,1$ s, welche schnell abgekühlt wurden, zeigen eine sehr feine und nadelartige Struktur, wie in Abbildung 40 und Abbildung 41 ersichtlich. Da im Rahmen der Dilatometerversuche keine martensitische Umwandlung detektiert wurde, handelt es sich beim Gefüge der schnell abgeschreckten Proben höchstwahrscheinlich um unteren Bainit. Die Gefügebilder der langsamer mit Kühlparametern $\lambda = 1$ s und $\lambda = 10$ s abgekühlten Dilatometerproben zeigen eine Mischung aus einer bainitisch-ferritischen Mikrostruktur, die in Abbildung 42 und Abbildung 43 zu sehen sind. Zusätzlich tritt bei Kühlraten von $\lambda = 10$ s gegenüber einer Abkühlrate von $\lambda = 1$ s, eine Kornvergrößerung auf, was auf die längere Zeit bei höheren Temperaturen zurückzuführen ist. Die Härte bei niedrigen Kühlparametern liegt bei 391 HV10, während die Härte bei hohen Kühlparametern bei 210 HV10 liegt. Es zeigt sich, wie bereits beim IK-WEZ, ein kontinuierlicher Härteabfall von geringen zu höheren Kühlparametern λ .

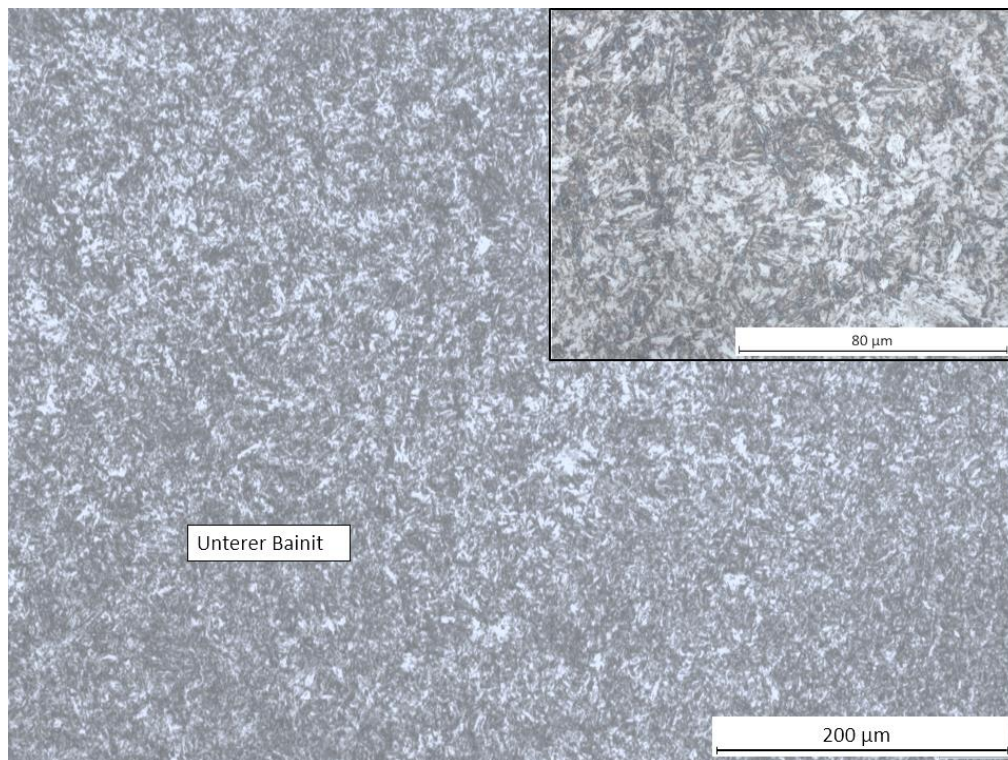


Abbildung 40: Gefügaufnahme der Dilatometerprobe, die auf eine Spitzentemperatur von 1000 °C erhitzt und mit einem Kühlparametern von $\lambda=0,01$ s abgeschreckt wurde.

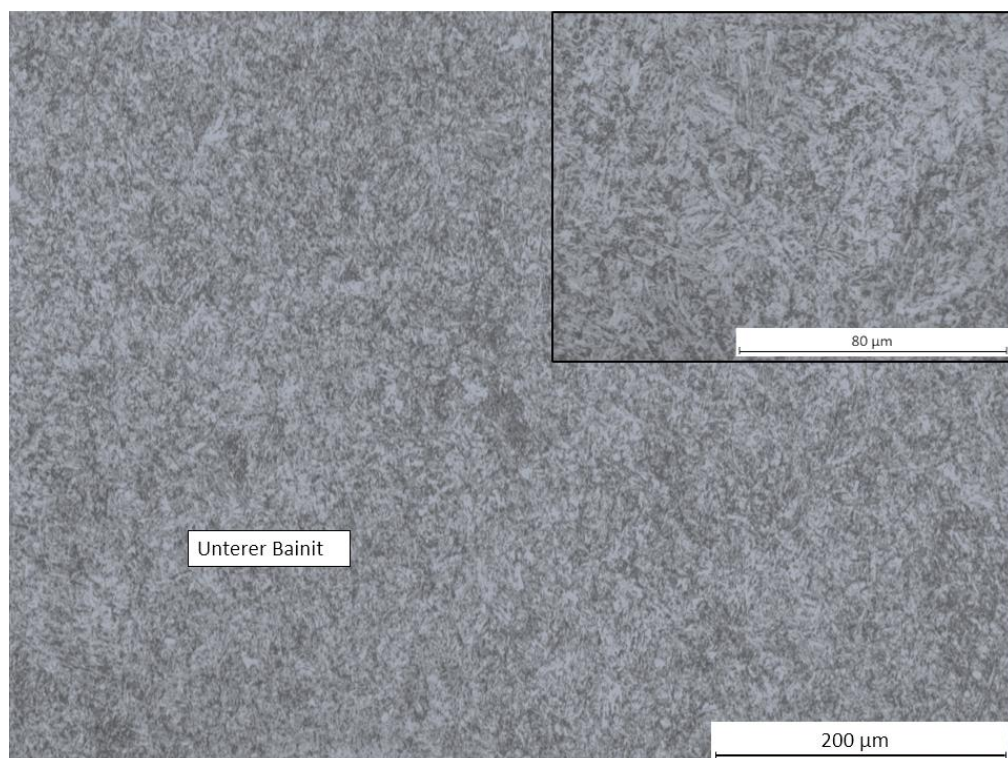


Abbildung 41: Gefügaufnahme der Dilatometerprobe, die auf eine Spitzentemperatur von 1000 °C erhitzt und mit einem Kühlparametern von $\lambda=0,1$ s abgeschreckt wurde.

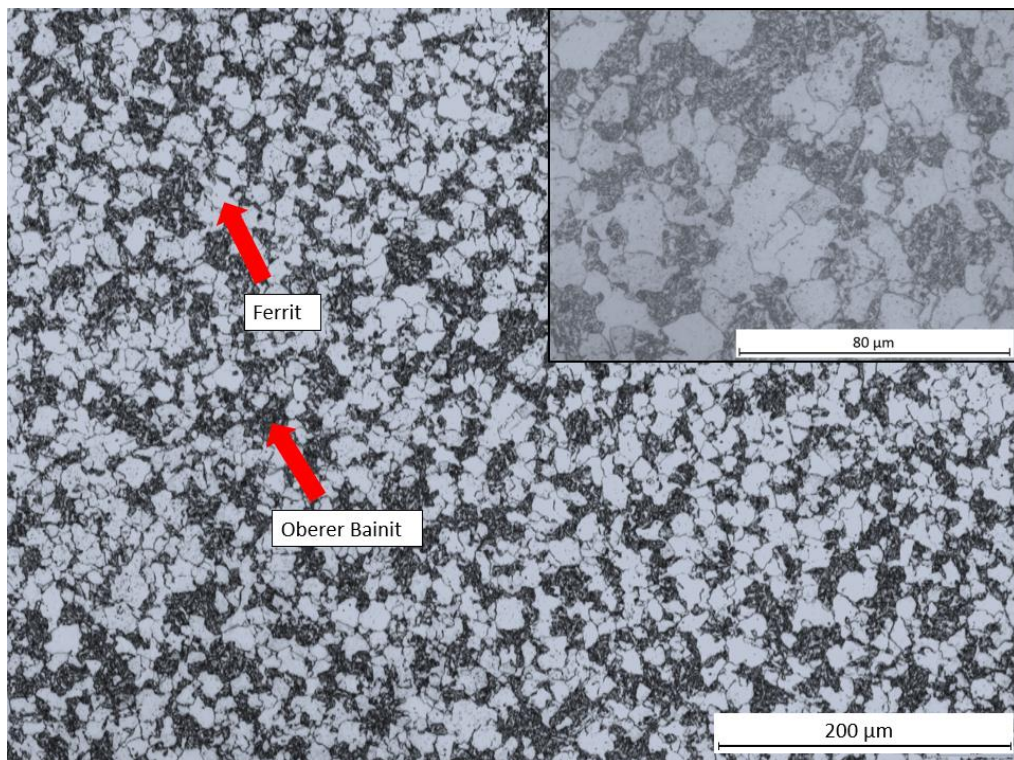


Abbildung 42: Gefügebildung der Mikrostruktur der Dilatometerprobe, die auf eine Spitzentemperatur von 1000 °C erhitzt und mit einem Kühlparametern von $\lambda=1$ s abgeschreckt wurde.

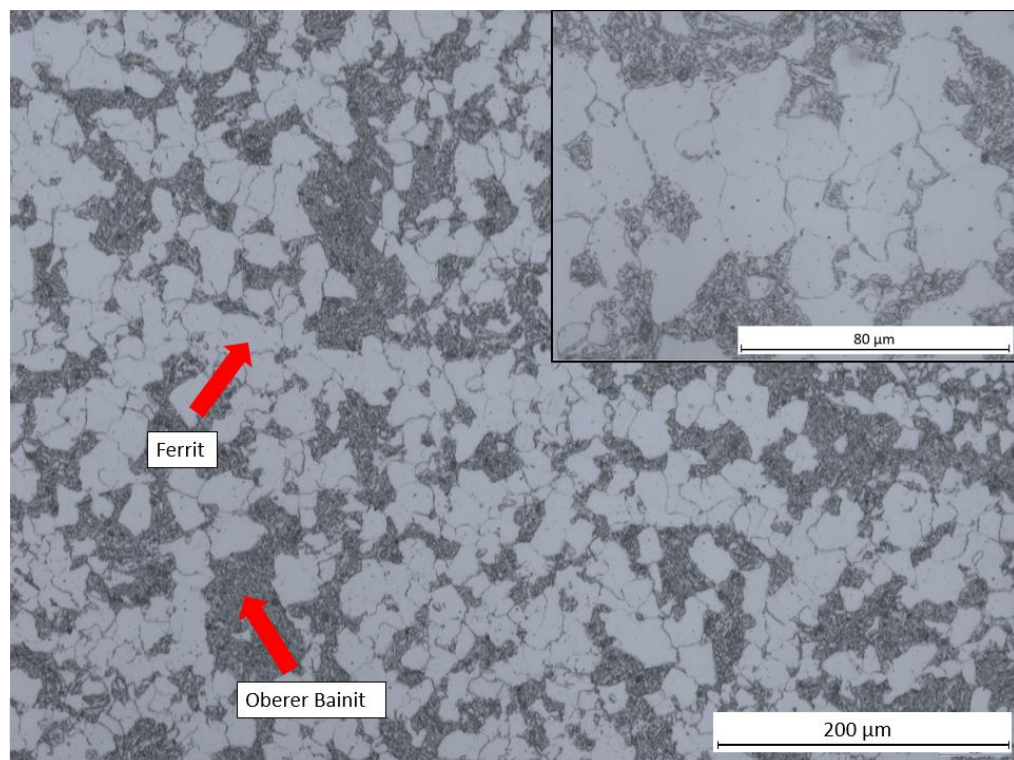


Abbildung 43: Gefügebildung der Mikrostruktur der Dilatometerprobe, die auf eine Spitzentemperatur von 1000 °C erhitzt und mit einem Kühlparametern von $\lambda=10$ s abgeschreckt wurde.

4.2.3. Schweiß-ZTU der GK-WEZ

Das Ergebnis des Schweiß-ZTU-Schaubildes in der GK-WEZ bei einer Spitztemperatur von 1400 °C ist in Abbildung 44 gezeigt. Im Unterschied zum IK-WEZ bei einer Spitztemperatur von 850 °C ist klar ersichtlich, dass sich die Ferritnase sehr weit nach rechts zu höheren Kühlparametern verschoben hat. Diese Abkühlraten sind jedoch für eine Schweißanwendung und insbesondere für die GK-WEZ nicht relevant. Diese langsamen Abkühlraten wurden aus Gründen der Vergleichbarkeit der verschiedenen Schweiß-ZTU-Diagramme der unterschiedlichen Bereiche der WEZ hinzugefügt. Aus dem in Abbildung 44 gezeigten Schweiß-ZTU-Schaubild für die GK-WEZ geht hervor, dass die Mikrostrukturen für Kühlparameter $\lambda = 0,01$ s - 2,5 s vollständig bainitisch sind. Bei Kühlparametern λ über 5 s beginnt sich Ferrit zu bilden und die Mikrostruktur besteht aus einem bainitisch-ferritischen Gefüge.

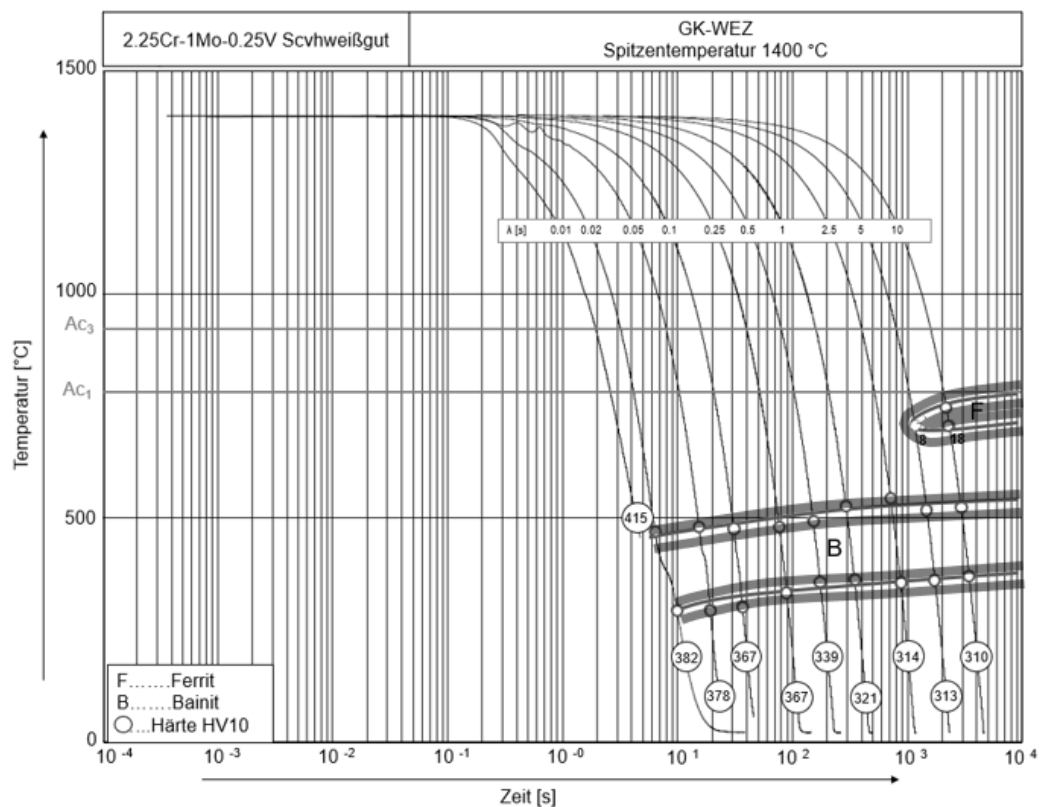


Abbildung 44: Schweiß-ZTU-Diagramm für die Grobkorn WEZ des Schweißguts.

Um die Veränderungen der Mikrostruktur der Dilatometerproben bei unterschiedlichen Abkühlraten bzw. Kühlparametern zu zeigen, sind diese in Abbildung 45 bis Abbildung 48. für die Kühlparameter $\lambda = 0,01/ 0,1/ 1/ 10$ s dargestellt. Bei sehr niedrigen Kühlparametern $\lambda = 0,01$ s, wie in Abbildung 45 veranschaulicht, ist die Mikrostruktur sehr fein und nadelartig, was typisch für schnell abgekühlte Proben ist. Mittels Lichtmikroskopie ist es schwierig zu bestimmen, ob die Mikrostrukturen der Dilatometerprobe mit dem Kühlparameter $\lambda = 0,01$ s vollständig bainitisch ist, oder ob

diese auch Martensitanteile enthalten. Eine eindeutige Unterscheidung zwischen unterem Bainit und Martensit ist nur mit z.B. einer rasterelektronenmikroskopischen Untersuchung möglich. Da jedoch im Rahmen der Dilatometermessungen keine Martensitumwandlungen detektiert wurde, ist anzunehmen, dass das Gefüge aus sehr feinem unterem Bainit besteht. Das Gefügebild der Probe mit einem Kühlparameter $\lambda = 0,1$ s ist wesentlich gröber und in Abbildung 46 zu sehen, als die Mikrostruktur der Probe mit einem Kühlparameter $\lambda = 0,01$ s in Abbildung 45. Die Mikrostruktur der Probe mit einer höheren Abkühlzeit, die einen Kühlparameter $\lambda = 1$ s hat, ist in Abbildung 47 ersichtlich. Diese ist gröber und die Körner sehen plattenförmiger, bzw. weniger nadelförmig aus, was auf oberen Bainit hindeutet. Bei einen höheren Kühlparameter $\lambda = 10$ s, wie in Abbildung 48 gezeigt, erscheint die Mikrostruktur ähnlich, beinhaltet jedoch neben oberen Bainit auch einige Bereiche an neu gebildetem Ferrit, der im Gefügebild hell erscheint. Die Härte bei niedrigen Kühlparametern liegt bei 415 HV10, während die Härte bei hohen Kühlparametern bei 310 HV10 liegt. Auch für das GK-WEZ zeigt sich analog zu den Schweiß-ZTUs der IK- und FK-WEZ ein laufender Härteabfall von geringen zu höheren Kühlparametern λ .

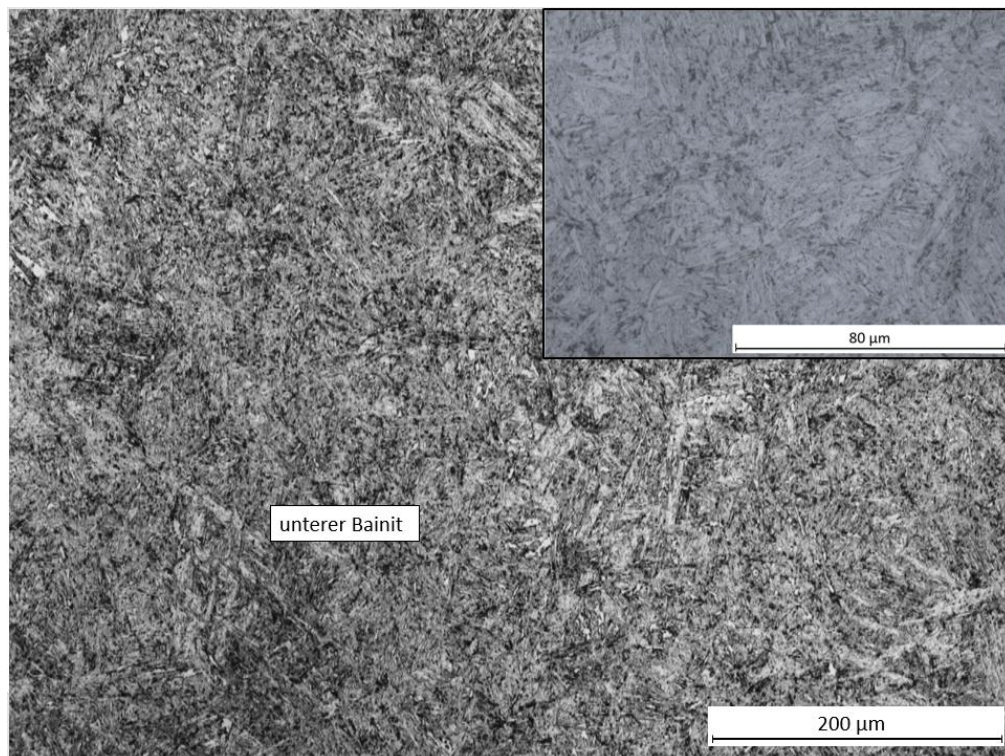


Abbildung 45: Gefügeaufnahme der Mikrostruktur der Dilatometerprobe, die auf eine Spitzentemperatur von 1400 °C erhitzt und mit einem Kühlparametern von $\lambda=0,01$ s abgeschreckt wurde.

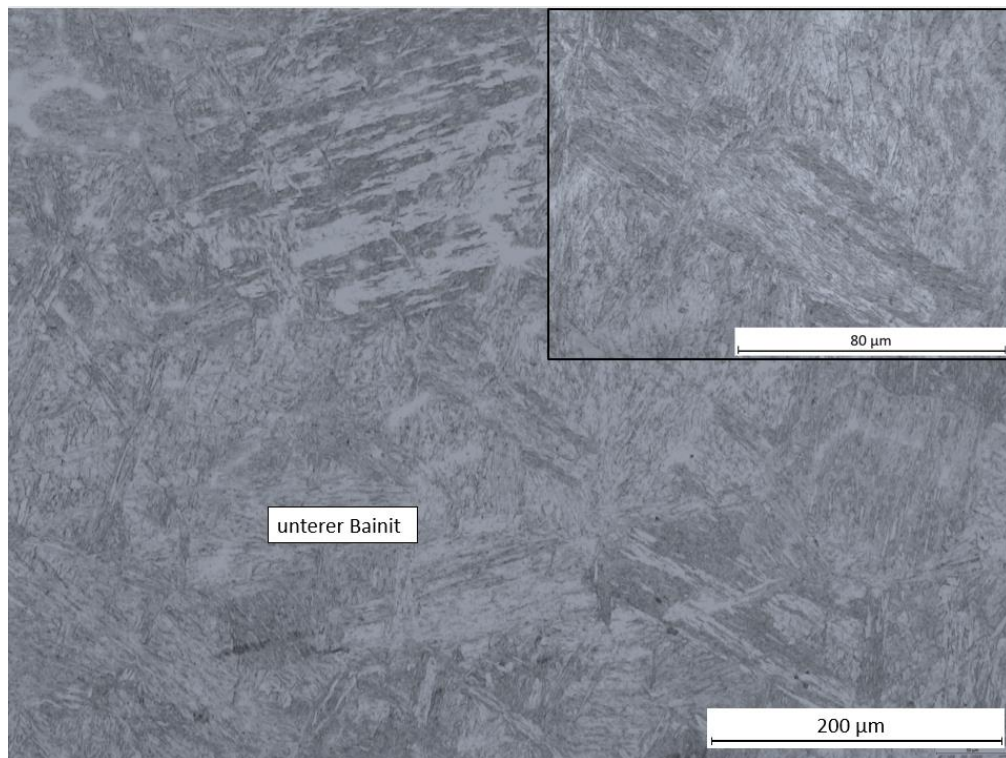


Abbildung 46: Gefügaufnahme der Mikrostruktur der Dilatometerprobe, die auf eine Spitzentemperatur von 1400 °C erhitzt und mit einem Kühlparametern von $\lambda=0,1$ s abgeschreckt wurde.

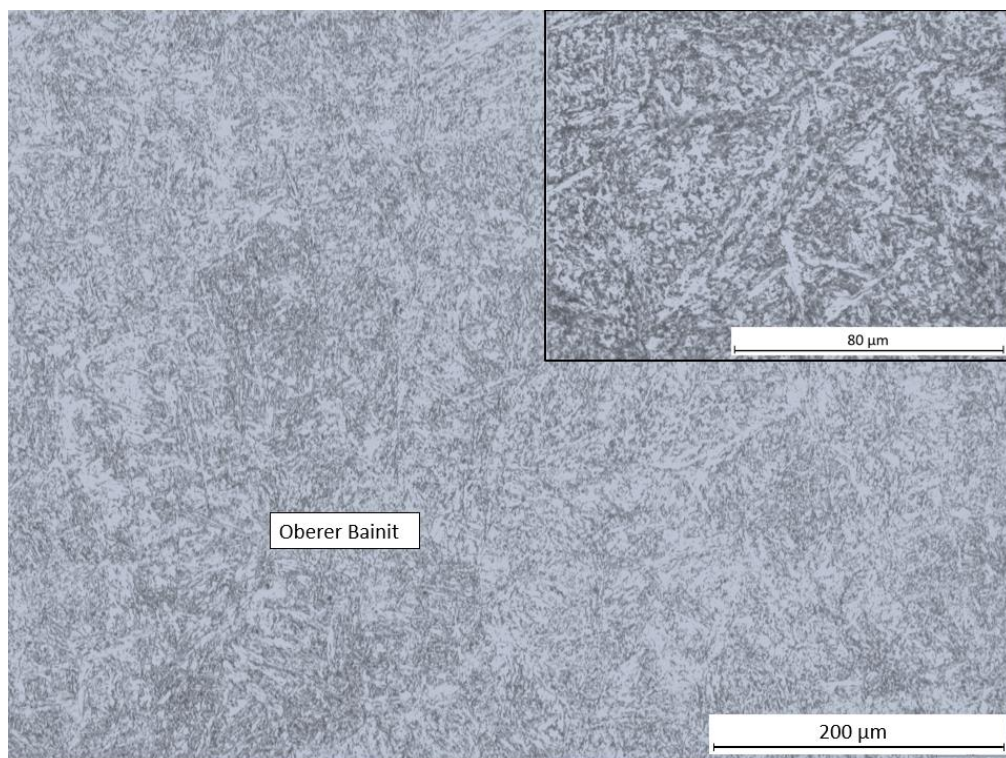


Abbildung 47: Gefügaufnahme der Mikrostruktur der Dilatometerprobe, die auf eine Spitzentemperatur von 1400 °C erhitzt und mit einem Kühlparametern von $\lambda=1$ s abgeschreckt wurde.

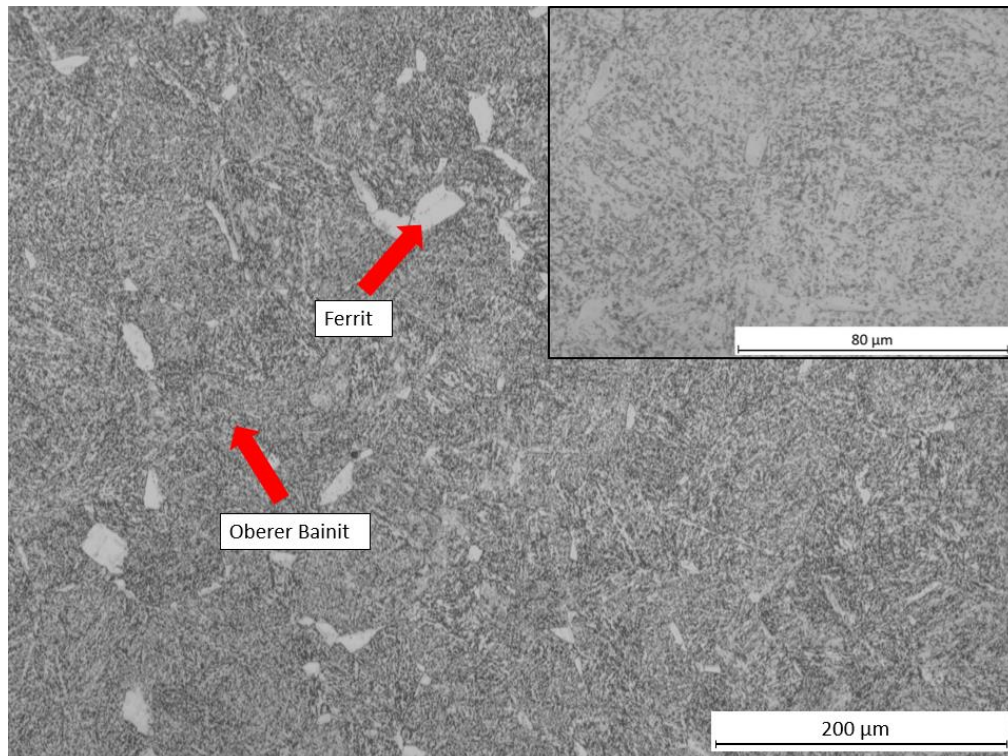


Abbildung 48: Gefügeaufnahme der Mikrostruktur der Dilatometerprobe, die auf eine Spitzentemperatur von 1400 °C erhitzt und mit einem Kühlparametern von $\lambda=10$ s abgeschreckt wurde.

4.3. Simulierte Schweiß-ZTU-Schaubilder

Die Ergebnisse der JMatPro Simulationen der Schweiß-ZTUs der verschiedenen Bereiche der WEZ sind in Abbildung 49 bis Abbildung 51 dargestellt. Im Gegensatz zu den experimentell bestimmten Schweiß-ZTUs, ist die Härte in den simulierten Schweiß-ZTU-Diagrammen in HRC angegeben. Die Umwandlungspunkte liegen bei den simulierten ZTU-Diagrammen deutlich unter den mittels Dilatometer- und DSC-Messungen ermittelten Werten. Neben den Härtewerten und Umwandlungspunkten wurden auch die M_s - und Martensitfinish (M_f)-Temperaturen simuliert.

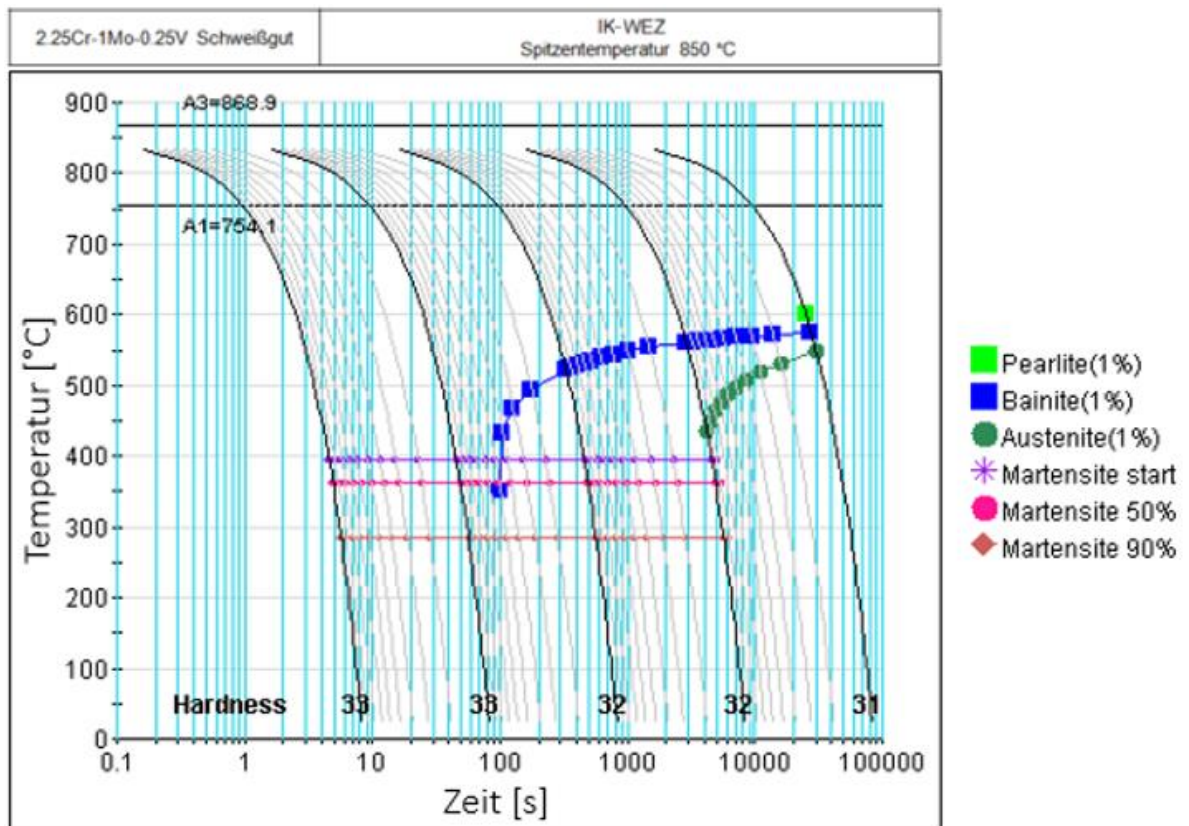


Abbildung 49: Simuliertes ZTU-Diagramm für den interkritisch geglühten Bereich des Schweißguts.

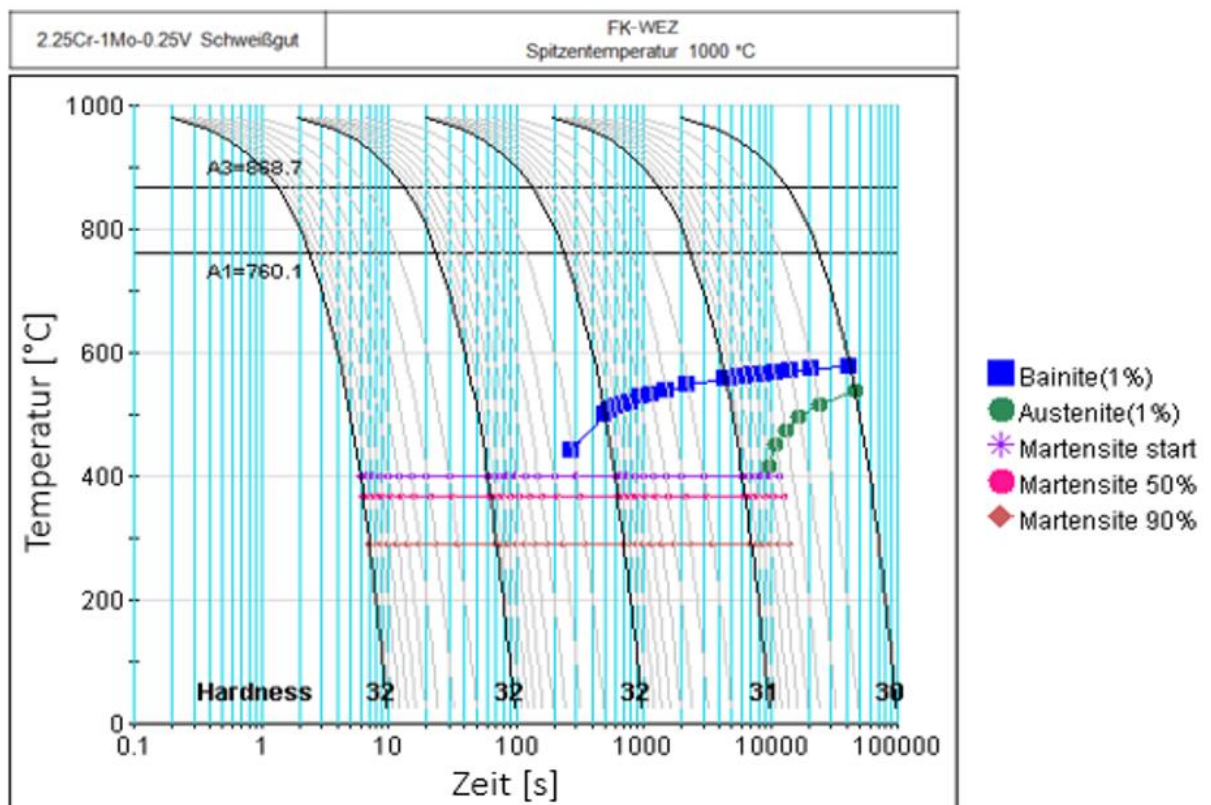


Abbildung 50: Simuliertes ZTU-Diagramm für die Feinkorn WEZ des Schweißguts.

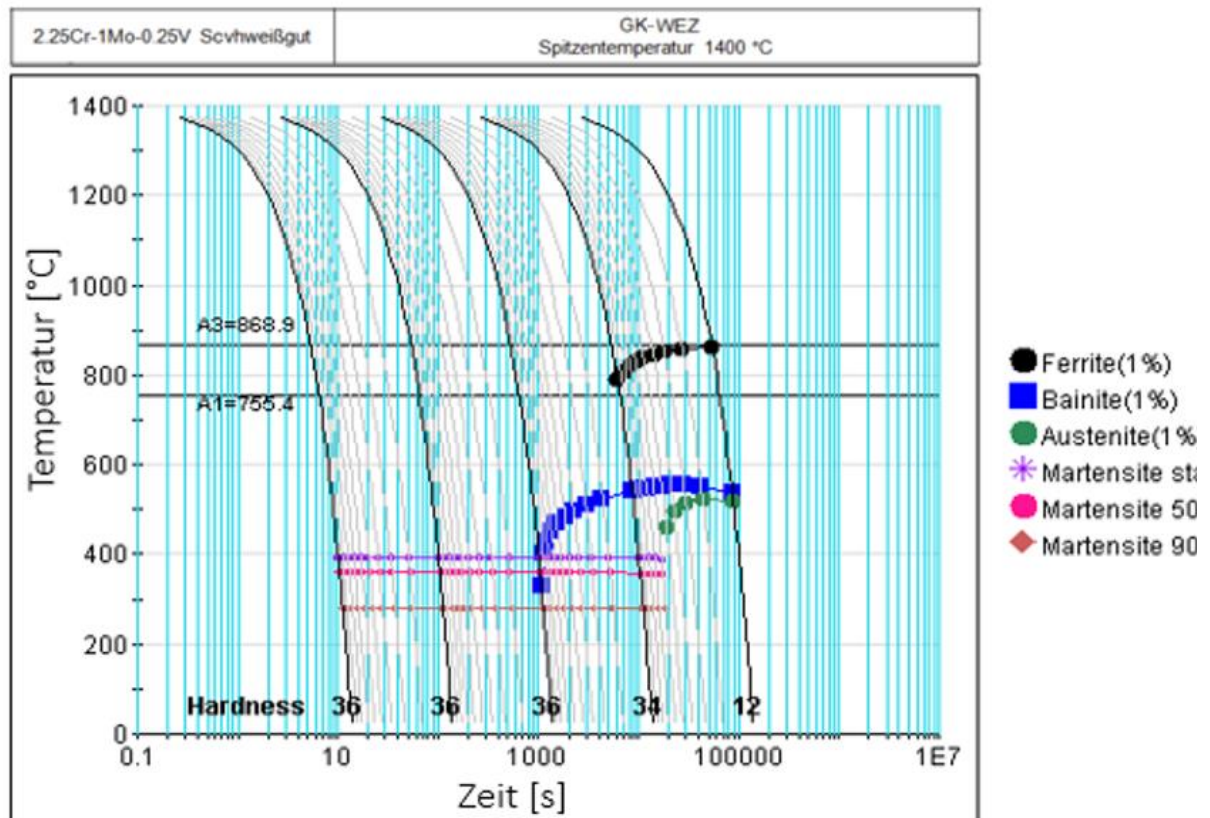


Abbildung 51: Simuliertes ZTU-Diagramm für die Grobkorn WEZ des Schweißguts.

4.4. Ergebnisse der Härteprüfung nach Vickers und der Phasenanalyse zur Bestimmung des Ferritanteils

Um abschätzen zu können wie sich die Abkühlrate der verschiedenen Bereiche in der WEZ des Schweißgutes auf die mechanischen Eigenschaften auswirken, wurden Härtemessungen an allen Dilatometerproben der erstellten Schweiß-ZTU-Schaubilder durchgeführt. Für die Ermittlung der Härte wurden von allen Dilatometerproben drei Härteeindrücke nach Vickers HV10 ausgewertet und gemittelt. Für die Proben, die während des kontinuierlichen Abkühlens eine Ferritumwandlung zeigt, wurde darüber hinaus der Ferritphasenanteil mittels Bildanalysesoftware bestimmt. In Abbildung 52 ist die Vickers-Härte und der Ferritphasenanteil als Funktion des Kühlparameters λ dargestellt. Es ist ersichtlich, dass für alle drei Zonen in der WEZ die Härte mit abnehmender Abkühlrate (entspricht zunehmendem Kühlparameter λ) sinkt, während der Ferritgehalt gegenläufig zunimmt.

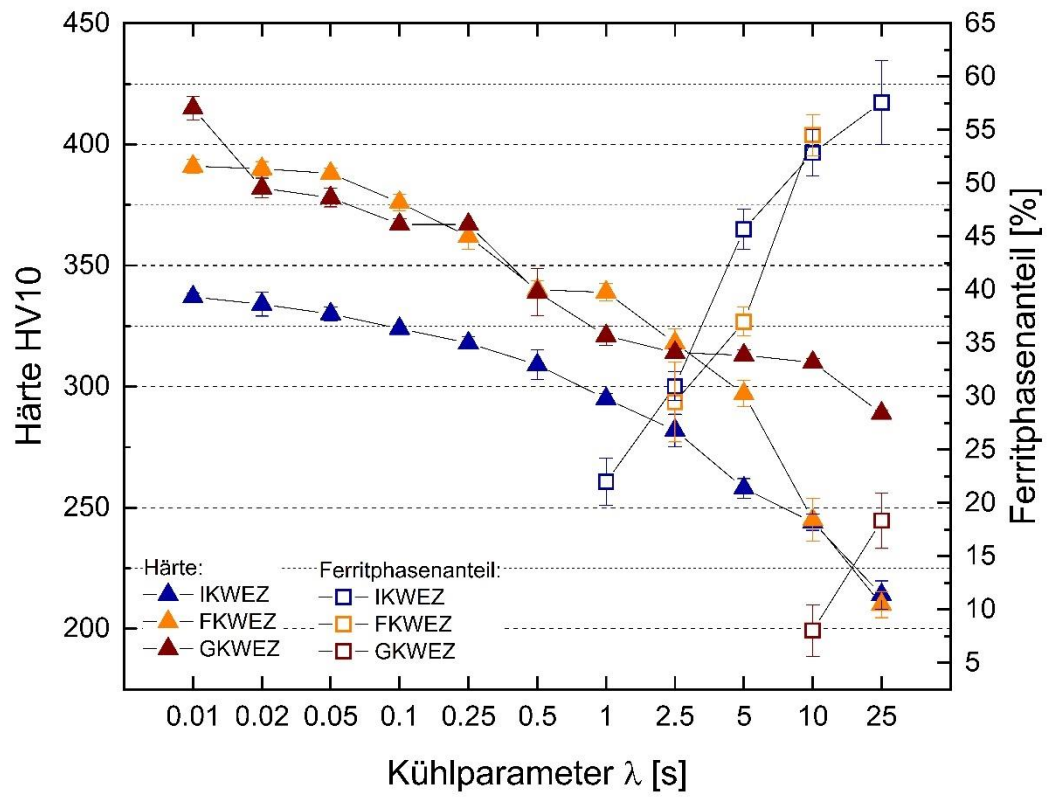


Abbildung 52: Vickershärte HV10 und Ferrit-Phasenanteil über den Kühlparameter λ .

5. Diskussion

In dieser Arbeit wurde der Einfluss der Spitzentemperatur und der Abkühlrate auf die resultierende Mikrostruktur in den drei verschiedenen WEZ, der IK-, der FK- und der GK-WEZ des Schweißguts der Legierung 2.25Cr-1Mo-0.25V untersucht. Darüber hinaus wurde die Vickers-Härte der Dilatometerproben mit verschiedenen Spitzentemperaturen und Kühlparametern λ sowie Ferritphasenanteile bestimmt und gegenübergestellt. In den folgenden Zeilen werden die erzielten Ergebnisse diskutiert und vergleichend gegenübergestellt.

Beim Vergleich der mittels Dilatometrie gemäß ASTM A1033-04 (Aufheizen mit 0,008 K/s) und SEP 1680 (0,015 K/s) bestimmten Ac_1 und Ac_3 -Temperaturen, ist ersichtlich, dass die mittels ASTM-Norm bestimmte Ac_1 -Temperatur deutlich über jener der mittels SEP Bestimmten liegt. Grund hierfür ist, dass langsamere Aufheizraten der Legierung es ermöglichen dem Gleichgewichtszustand näher zu kommen. Dieser Unterschied war für die Ac_3 -Temperatur nur gering. Die Ac_3 -Temperatur ist offensichtlich weniger sensibel auf die bei der Dilatometermessung verwendete Aufheizrate. Daher ist es wichtig anzugeben nach welcher Norm die Ac_1 - und Ac_3 -Bestimmung durchgeführt wird. Die nach ASTM Norm mittels Dilatometer bestimmte Ac_1 -Temperatur zeigte sehr gute Übereinstimmung mit dem berechneten Wert. Dies lässt darauf schließen, dass die langsamere Heizrate von 0,008 K/s das Gleichgewicht sehr gut abbildet. Für die Ac_3 -Temperatur konnte keine hohe Übereinstimmung zwischen berechnetem und mittels Dilatometer experimentell bestimmtem Wert gefunden werden. Die nach SEP 1680 mittels DSC ermittelten Werte zeigen keine Übereinstimmung mit den nach SEP 1680 mittels Dilatometer ermittelten Werten. Dies könnte unter anderem auf die deutlich komplexere Auswertung der DSC Wärmestromkurven zurückzuführen sein. Mögliche Gründe hierfür sind, dass es bei den DSC-Messungen zu Überlagerungen mehrerer Reaktionen kommt wie zum Beispiel Auflösungsreaktionen von Karbiden bzw. niedrigschmelzenden nichtmetallischen Einschlüssen mit den untersuchten Umwandlungen kommt. Des Weiteren können durch Einbringung von Verunreinigungen in den Probenriegel die detektierten Wärmestromkurven beeinflusst werden.

Im Rahmen der Gefügeuntersuchung der Dilatometerproben der GK-, FK- und der IK-WEZ Schweiß-ZTU-Schaubilder wurden folgende Phasen gefunden: unterer Bainit, oberer Bainit, neugebildeter Ferrit und geringe Mengen an bereits bestehendem Ferrit (IK-WEZ). Trotz zum Teil sehr hoher Abkühlraten wurde keine Martensitumwandlung detektiert. Dies könnte darauf zurückzuführen sein, dass durch die chemische Zusammensetzung des 2,25Cr-1Mo-0,25V-Schweißgut mit den relativ hohen Gehalten an Cr, Mo und V das Bainitgebiet stark erweitert ist und daher sehr hohe

Abkühlraten realisiert werden müssten um eine martensitische Umwandlung detektieren zu können. Darüber hinaus zeigte sich, dass es aufgrund dieses relativ hohen Cr- und Mo-Gehalts zu einer Trennung der Ferrit- und Bainitphasenbereiche in den Schweiß-ZTU-Schaubildern kommt. Dies ist in guter Übereinstimmung mit den Erkenntnissen von Bargel und Schulze [12].

Des Weiteren ist anzumerken, dass die Gefügeart mittels Lichtmikroskopie schwierig zu beurteilen ist. Es empfiehlt sich auf höher auflösende Methoden wie Rasterelektronen- oder auch Transmissionselektronenmikroskopie zurückzugreifen.

Die Gefügeuntersuchung der Dilatometerproben der IK-WEZ Schweiß-ZTUs zeigt ein inhomogenes Gefüge mit unterem Bainit an den ehemaligen Austenitkorngrenzen und mit oberem Bainit innerhalb der ehemaligen Austenitkorngrenzen. Darüber hinaus bildeten sich bei hinreichend langsamen Abkühlraten Ferritsäume neben dem unteren Bainit an den ehemaligen Austenitkorngrenzen. In Abbildung 53 sind rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen des Gefüges, der bei einem Kühlparameter $\lambda = 0,01$ s abgeschreckten Dilatometerprobe des IK-WEZ ZTU-Schaubildes gezeigt. Es wird davon ausgegangen, dass die im Schweißgut vorhandenen Verunreinigungen, wie z.B.: S und/oder P, welche an den Austenitkorngrenzen segregieren, sich aufgrund der niedrigen Spitztemperatur von 850 °C und der nicht vorhandenen Haltezeit nicht ausreichend homogenisieren. Diese noch vorhandenen Verunreinigungen an den ehemaligen Austenitkorngrenzen könnten der Grund für das inhomogene Gefüge sein. Durch die Segregationen sind die Austenitkorngrenzen belegt und stehen nicht für die Keimbildung zur Verfügung. Die Keimbildung des oberen Bainit erfolgt daher innerhalb der Austenitkörner (eventuell an nicht metallischen Einschlüssen) und die Bereiche um die Austenitkorngrenzen wandeln anschließend verzögert in unterem Bainit um.

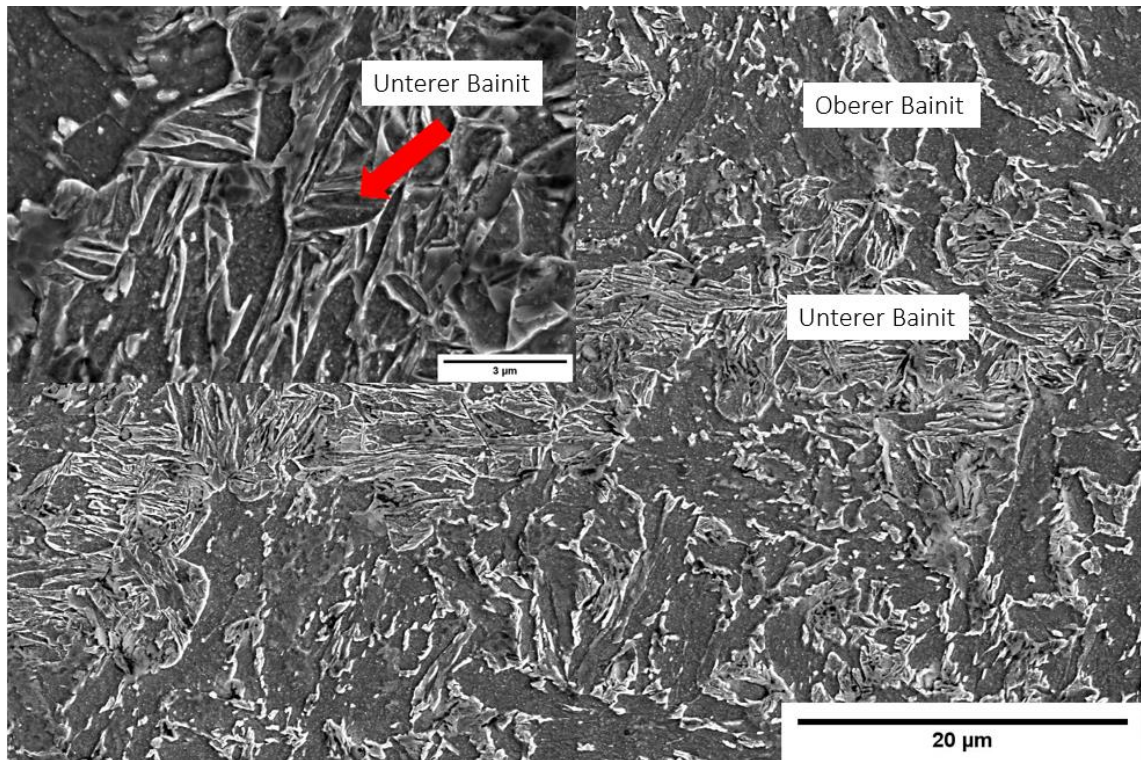


Abbildung 53: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen des Gefüges der Dilatometerprobe bei einem Kühlparameter $\lambda = 0,01$ s (IK-WEZ Schweiß-ZTU).

Beim Vergleich der Härtewerte der Schweiß-ZTU-Schaubilder zeigt sich, dass für alle drei Zonen der WEZ des Schweißguts (GK-; FK- und IK-WEZ) die Vickershärte mit zunehmendem Kühlparameter λ sinkt, während der Ferritgehalt zunimmt. Für die Härtekurven bei 1400 °C Spitzentemperatur (GK-WEZ) und 1000 °C Spitzentemperatur (FK-WEZ) liegen diese Werte im Bereich von $\lambda = 0,02$ s - 2,5 s sehr nah beieinander. Für den IK-WEZ Bereich bei 850 °C Spitzentemperatur liegt die Härtekurve deutlich niedriger, was auf eine inhomogene Gefügestruktur aufgrund der nicht vollständigen Homogenisierung bei nur 850 °C Spitzentemperatur zurückzuführen ist. Einfluss hat auch der anfängliche Ferritgehalt (austenitische-ferritische Ausgangsgefüge im IK-Bereich) sowie der höhere Ferritgehalt bereits bei niedrigen Kühlparametern.

Beim Vergleich der drei Schweiß-ZTUs zeigte sich, dass mit steigender Austenitisierungstemperatur eine Verschiebung des Ferritphasenbereichs zu höheren Kühlparametern bzw. geringeren Abkühlraten erfolgt. Diese Verschiebung des Ferritphasenfelds ist begründet durch die längere Zeitdauer bei höheren Temperaturen beim GK- im Vergleich zu den IK- und FK-WEZ Schweiß-ZTUs. Eine gröbere Austenitkornstruktur bewirkt einen geringeren Anteil an Korngrenzfläche bei gleichem Volumen und bietet daher weniger Keimstellen für die diffusionskontrollierte Ferritumwandlung.

Bei höher werdenden Temperaturen wächst die Korngröße, was einen entscheidenden Unterschied ausmacht.

Beim Vergleich der simulierten Schweiß-ZTU-Schaubilder mit den experimentell bestimmten, zeigte sich eine gute Übereinstimmung bei schnellen Abkühlungen (niedrigen Kühlparameter λ), welche für die Schweißanwendung von großer Bedeutung sind. Bei langsameren Abkühlungen weichen die Ergebnisse der Simulation stark ab. Die Simulation von Schweiß-ZTU-Schaubildern ist daher für eine Vorabschätzung sinnvoll. Für eine tatsächliche Beurteilung des Einflusses der Abkühlrate ist eine Durchführung von Dilatomterversuchen und nachfolgende Gefügeuntersuchungen zu empfehlen.

6. Zusammenfassung

Die vorliegende Masterarbeit beschäftigt sich mit dem Umwandlungsverhalten und der Gefügeentwicklung beim kontinuierlichen Abkühlen eines geschweißten niedriglegierten warmfesten und kriechbeständigen 2,25Cr-1Mo-0,25V-Stahls. Die Bestimmung der Umwandlungspunkte erfolgte mit Hilfe von Dilatometer- und DSC-Messungen. Die Mikrostruktur der Dilatometerproben wurde mittels Lichtmikroskopie untersucht. Darüber hinaus wurden auch Härtemessungen, sowie eine Ferritphasenanalyse unter Verwendung eines Bildverarbeitungsprogramms durchgeführt. Mit diesen Daten wurden drei Schweiß-ZTU-Schaubilder mit unterschiedlichen Spitzentemperaturen erstellt, um das Temperaturprofil, das die verschiedenen Bereiche innerhalb der WEZ des Schweißguts beschreiben soll, realistisch darzustellen. Diese Bereiche sind die GK-WEZ bei 1400 °C Spitzentemperatur, die FK-WEZ bei 1000 °C Spitzentemperatur und einer IK-WEZ bei 850 °C Spitzentemperatur im ferritisch-austenitischen Phasenfeld.

Um eine bessere Vergleichbarkeit bzw. eine gute Diskussionsgrundlage zu erhalten, wurden Schweiß-ZTU-Schaubilder mittels JMatPro simuliert. Hierbei stellte sich heraus, dass die simulierten ZTU-Schaubilder nur als grobe Näherung bei hohen Abkühlraten geeignet sind.

Die Bestandteile, die in Abhängigkeit von der Spitzentemperatur und den Abkühlparametern für die Schweiß-ZTU-Diagramme beobachtet wurden, waren unter anderem hohe Mengen Bainit (oberer und unterer Bainit) sowie auch Ferritanteile. Für das IK-WEZ Schweiß-ZTU wurden sehr inhomogene Mikrostrukturen mit unterem Bainit an den ehemaligen Austenitkorngrenzen und oberem Bainit innerhalb der ehemaligen Austenitkorngrenzen gefunden. Darüber hinaus zeigte sich, dass sich mit einer steigenden Spitzentemperatur vor dem Abkühlen das Ferritphasenfeld zu höheren Kühlparametern λ , das bedeutet langsameren Abkühlraten, verschiebt.

Darüber hinaus zeigte sich, dass für alle drei Zonen in der WEZ die Härte mit abnehmender Abkühlrate (entspricht zunehmendem Kühlparameter λ) sinkt, während der Ferritgehalt gegenläufig zunimmt.

7. Literaturverzeichnis

- [1] R.L. Klueh, Chromium-molybdenum steels for fusion reactor first walls — a review, *Nuclear Engineering and Design* 72 (1982) 329–344.
[https://doi.org/10.1016/0029-5493\(82\)90047-4](https://doi.org/10.1016/0029-5493(82)90047-4).
- [2] Z. Yongtao, H. Haibo, M. Lede, Z. Hanqian, L. Jinfu, Quantitative carbide analysis using the Rietveld method for 2.25Cr–1Mo–0.25V steel, *Materials Characterization* 60 (2009) 953–956.
<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2009.03.009>.
- [3] H.R. Tipler, L.H. Taylor, G.B. Thomas, J. Williamson, G.D. Branch, B.E. Hopkins, Effect of heattreatment variations on strength and ductility of Cr-Mo-V steels during creep at 550°C, *Metals Technology* 2 (1975) 206–219.
<https://doi.org/10.1179/030716975803277609>.
- [4] Joanna Hucinska, Advanced vanadium modification steels for high pressure hydrogen reactors, *Faculty of Mechanical Engineering* (2003).
- [5] C. Chovet, J.-P. Schmitt, Additional Recommendations for Welding Cr-Mo-V Steels for Petrochemical Applications, *Welding in the World* 55 (2011) 31–38.
<https://doi.org/10.1007/BF03321540>.
- [6] G. Schulze, *Die Metallurgie des Schweißens: Eisenwerkstoffe - Nichteisenmetallische Werkstoffe*, Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, 2004.
- [7] P. Seyffarth, *Schweiß-ZTU-Schaubilder*, Deutscher Verlag für Schweißtechnik GmbH, Düsseldorf, 1982.
- [8] P. Seyffarth, B. Meyer, A. Scharff, *Großer Atlas Schweiß-ZTU-Schaubilder*, Dt. Verl. für Schweißtechnik DVS-Verl., Düsseldorf, 1992.
- [9] W. Bleck (Ed.), *Werkstoffkunde Stahl für Studium und Praxis*, 3rd ed., Mainz, Aachen, 2010.
- [10] H. Berns, *Stahlkunde für Ingenieure: Gefüge, Eigenschaften, Anwendungen*, Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, 1991.
- [11] W. Bleck (Ed.), *Spezielle Werkstoffkunde der Stähle für Studium und Praxis*, 2nd ed., Mainz, Aachen, 2012.
- [12] H.-J. Bargel, G. Schulze (Eds.), *Werkstoffkunde*, 12th ed., Springer Vieweg, Berlin, 2018.

- [13] G. Gottstein, Physikalische Grundlagen der Materialkunde, Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, 2001.
- [14] Mayr P., Evolution of microstructure and mechanical properties of the heat affected zone in B-containing 9% chromium steels. Dissertation, Technische Universität Graz, 2007.
- [15] R. Bürgel, H. Jürgen Maier, T. Niendorf, Handbuch Hochtemperatur-Werkstofftechnik: Grundlagen, Werkstoffbeanspruchungen, Hochtemperaturlegierungen und -beschichtungen;, 4th ed., Vieweg+Teubner Verlag / Springer Fachmedien Wiesbaden GmbH Wiesbaden, Wiesbaden, 2011.
- [16] E. Roos, K. Maile, Roos-Maile, Werkstoffkunde für Ingenieure: Grundlagen, Anwendung, Prüfung, 2nd ed., Springer, Berlin, 2005.
- [17] H.J. Fahrenwaldt, V. Schuler, J. Twrdek, Praxiswissen Schweißtechnik, Springer Fachmedien Wiesbaden, Wiesbaden, 2014.
- [18] U. Diltthey, Schweißtechnische Fertigungsverfahren 1: Schweiß- und Schneidtechnologien, 3rd ed., Springer-Verlag Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, 2006.
- [19] P. Müller, L. Wolff, Handbuch des Unterpulverschweißens: Teil3: Draht/ Pulver-Kombination für Stähle- Schweißergebnisse-Schweißparameter, Dt. Verl. für Schweißtechnik, Düsseldorf, 1978.
- [20] B. Brenner, Fachkunde Schweißtechnik, DVS-Verlag, 1987.
- [21] J. Ruge, Handbuch der Schweißtechnik: Band II: Verfahren und Fertigung, Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, 1993.
- [22] K. Li, Z. Wu, Y. Zhu, C. Liu, Metal transfer in submerged arc welding, Journal of Materials Processing Technology 244 (2017) 314–319.
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.02.004>.
- [23] P. Müller, L. Wolff, Handbuch des Unterpulverschweißens: Teil 1: Verfahren-Einstellpraxis- Geräte- Wirtschaftlichkeit Teil2: Schweißzusätze und Schweißpulver, Dt. Verl. für Schweißtechnik, Düsseldorf, 1983.
- [24] D.V. Kiran, B. Basu, A. De, Influence of process variables on weld bead quality in two wire tandem submerged arc welding of HSLA steel, Journal of Materials Processing Technology 212 (2012) 2041–2050.
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2012.05.008>.

- [25] D.V. Kiran, B. Basu, A.K. Shah, S. Mishra, A. De, Three-dimensional Heat Transfer Analysis of Two Wire Tandem Submerged Arc Welding, *ISIJ Int.* 51 (2011) 793–798. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.51.793>.
- [26] M. Zhang, L. Yang, J.-H. Li, Submerged Arc Welding × 100 Pipeline Steels, *Materials and Manufacturing Processes* 29 (2014) 64–68. <https://doi.org/10.1080/10426914.2013.852215>.
- [27] C.S. Lee, R.S. Chandel, H.P. Seow, Effect of Welding Parameters on the Size of Heat Affected Zone of Submerged Arc Welding, *Materials and Manufacturing Processes* 15 (2000) 649–666. <https://doi.org/10.1080/10426910008913011>.
- [28] K. Li, Z. Wu, Y. Zhu, C. Liu, Metal transfer in submerged arc welding, *Journal of Materials Processing Technology* 244 (2017) 314–319. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.02.004>.
- [29] DIN EN ISO, Schweißen - Messung der Vorwärm-, Zwischenlagen- und Haltetemperatur. <https://dx.doi.org/10.31030/2809607> (accessed März, 2018).
- [30] U.Boese, Das Verhalten der Stähle beim Schweißen: Teil 1: Grundlagen, Dt. Verl. für Schweißtechnik DVS-Verl., Duisburg, 1995.
- [31] U. Diltthey, A. Brandenburg, Schweißtechnische Fertigungsverfahren: Gestaltung und Festigkeit von Schweißkonstruktionen, 2nd ed., Springer, Berlin, Heidelberg, 2002.
- [32] Schweißgeeignete Feinkornbaustähle: Richtlinien für die Verarbeitung, besonders für das Schmelzschweißen, *Stahl-Eisen-Werkstoffblätter (SEW)*, 1993.
- [33] Läßle V., Wärmebehandlung des Stahls: Grundlagen, Verfahren und Werkstoffe, 8th ed., Europa Lehrmittel, 2003.
- [34] W.D. W. Janiche, *Werkstoffkunde Stahl*, Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, 1984.
- [35] Günter Wassermann (Ed.), *Praktikum der Metallkunde und Werkstoffprüfung*, Springer Verlag, 1965.
- [36] <https://www.stahleisen.de/technische-regelwerke/> (accessed 21 February 2020).
- [37] ASTM International, ASTM: A1033-04, West Conshohocken, United States., 2004.
- [38] J. Bauch, R. Rosenkranz, *Physikalische Werkstoffdiagnostik*, Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, 2017.

[39] voestalpine Böhler Welding GmbH, Welding Calculator, 2020.

<https://www.voestalpine.com/welding/Welding-Calculator>.