



## In-situ Analyse von Phasenumwandlungen und mechanischen Eigenschaften während charakteristischer Temperatur-Zeit-Verläufe aus Wärmeeinflusszonen in einer Aluminiumlegierung

Dissertation zur Erlangung des akademischen Grades Doktor-Ingenieur (Dr.-Ing.) der Fakultät für Maschinenbau und Schiffstechnik der Universität Rostock

vorgelegt von Philipp Wiechmann,  
geboren am 12.10.1989 in Malchin  
aus Rostock

Gutachter:

Prof. Dr.-Ing. habil. Olaf Keßler  
Universität Rostock  
Fakultät für Maschinenbau und Schiffstechnik  
Lehrstuhl für Werkstofftechnik

Prof. Dr.-Ing. habil. Knuth-Michael Henkel  
Universität Rostock  
Fakultät für Maschinenbau und Schiffstechnik  
Lehrstuhl für Fügetechnik

Abgabe: 26.08.2022, Verteidigung: 01.12.2022



*„In jeder Wissenschaft geht der Irrtum der Wahrheit voraus,  
aber es ist besser, er geht voran als hinterher.“*

Horace Walpole

## Kurzfassung

Das Schmelzschweißen ist eine weitverbreitete und wirtschaftliche Methode zum Fügen von Aluminiumwerkstoffen. Die eingesetzte Schweißwärme ruft dabei erhebliche ortsabhängige Entfestigungen in der Wärmeeinflusszone (WEZ) hochfester ausscheidungsgehärteter Aluminiumlegierungen hervor. Ursächlich dafür ist vor allem die Beeinträchtigung des nanoskaligen, feinverteilten Ausscheidungszustandes dieses Werkstoffs. In dieser Arbeit soll die Mikrostrukturentwicklung und daraus resultierende Eigenschaftsentwicklung in der WEZ mit in-situ und ex-situ Methoden am Beispiel einer AlMgSi-Legierung analysiert werden. Für die Änderungen des Ausscheidungszustandes in der WEZ sind die Erwärmung, die Abkühlung sowie eine anschließende Auslagerung relevant. In dieser Arbeit werden die während der Erwärmung ablaufenden Ausscheidungs- und Auflösungsreaktionen für eine große Bandbreite an Heizraten mittels der thermischen Analysemethode Differential Scanning Calorimetry (DSC) analysiert. Zur Berücksichtigung der hohen Dynamik in der WEZ wird die Erweiterung der konventionellen DSC mit Hilfe der neuartigen indirekten DSC-Methode angewandt und Heizraten bis  $100 \text{ Ks}^{-1}$  untersucht. Das Ausscheidungsverhalten von AlMgSi-Legierungen während der Abkühlung hängt wesentlich vom zuvor erreichten Werkstoffzustand ab. Aus diesem Grund werden DSC-Abkühlexperimente nach Einstellung von Zuständen vollständiger und unvollständiger Auflösung der Hauptlegierungselemente durchgeführt. Die Entwicklung der mechanischen Eigenschaften in der WEZ wird abhängig von der Temperatur sowie von zuvor erreichten Spitzentemperatur mit der thermomechanischen Analyse (TMA) untersucht. Dabei werden Kurzzeit-Wärmebehandlungen und unmittelbar darauffolgende einachsige Druckversuche in einem Umformdilatometer durchgeführt. Die Entwicklung der mechanischen Eigenschaften und die mittels DSC bestimmten Phasenumwandlungen werden miteinander korreliert. Zudem werden Kurzzeit-Wärmebehandlungen mit anschließender Kaltauslagerung mittels Druckversuchen sowie Härteprüfungen untersucht und deren Ergebnisse mit den Härteprofilen von Schweißverbindungen aus ausscheidungsgehärteten Aluminiumverbindungen in Zusammenhang gesetzt. Für numerische Simulationen der Eigenschaftsentwicklung wird ein neues Materialmodell auf Basis der experimentellen Daten erstellt, welches die zustands- und temperaturabhängigen mechanischen Eigenschaften in der WEZ abbildet.



## Abstract

Fusion welding is a widely used and economical method for joining aluminium alloys. In this process, the applied welding heat evokes significant location-dependent softening in the heat-affected zone (HAZ) of precipitation-hardened aluminium alloys. The main reason for this is the impairment of the nanoscale, finely distributed precipitation state of this material. In this work, the microstructure evolution and resulting property evolution in the HAZ will be analysed by in-situ and ex-situ methods using a widespread AlMgSi alloy. For the changes of the precipitation state in HAZ, heating, cooling as well as a subsequent ageing are relevant. In this work, the precipitation and dissolution reactions occurring during heating are measured for a wide range of heating rates using the Differential Scanning Calorimetry (DSC) thermal analysis method. To account for the high dynamics in the HAZ, the extension of conventional DSC using a novel indirect DSC method is applied and heating rates up to  $100 \text{ Ks}^{-1}$  are investigated. The precipitation behaviour of AlMgSi alloys during cooling depends significantly on the previously reached material state. For this reason, DSC cooling experiments are performed after setting states of complete and incomplete dissolution of the main alloying elements. The evolution of mechanical properties in HAZ is studied as a function of temperature as well as previously reached peak temperatures using thermo-mechanical analysis (TMA). Short-term heat treatments and immediately following uniaxial compression tests are carried out in a deformation dilatometer. The curves of the mechanical properties are correlated with the phase transformations determined by DSC. In addition, short-term heat treatments followed by natural aging are investigated by compression tests as well as hardness tests after and their results are correlated with the hardness profiles of welded joints made of precipitation-hardened aluminium alloy. For numerical simulations of the property development, a new material model is created on the basis of the experimental data, which represents the condition- and temperature-dependent mechanical properties in the HAZ.



## Inhaltsverzeichnis

Kurzfassung.....	iv
Abstract .....	vi
1 Einleitung .....	1
2 Stand der Technik.....	4
2.1 Ausscheidungshärten von Aluminiumlegierungen .....	4
Durchführung Ausscheidungshärten.....	4
Lösungsglühen .....	5
Abschrecken .....	5
Auslagerung.....	6
Ausscheidungssequenz.....	7
2.2 Wärmeeinflusszonen beim Schweißen von Aluminiumlegierungen .....	8
2.3 In-situ Messung von Phasenumwandlungen und Eigenschaftsentwicklungen .....	12
2.3.1 Differential Scanning Calorimetry.....	12
Wärmestrom-DSC .....	13
Leistungskompensierte DSC .....	14
Ergebnisdarstellungen .....	15
Indirekte DSC .....	16
2.3.2 Thermomechanische Analyse .....	17
2.4 Schweißsimulation .....	17
3 Werkstoffe und Methoden .....	23
3.1 Aluminiumknetlegierung EN AW-6082 .....	23
3.2 Schweißversuche und Temperaturmessung .....	24
3.3 Differential Scanning Calorimetry.....	27
Indirekte DSC .....	29
Messdatenauswertung.....	31
3.4 Thermomechanische Analyse .....	32
3.5 Metallografie .....	33
3.6 Härteprüfung .....	34
4 Ergebnisse .....	37
4.1 Thermische Beanspruchung .....	37
4.2 Phasenumwandlungen während des Erwärmens .....	40
4.3 Phasenumwandlungen während des Abkühlens .....	48
4.4 Entwicklung der mechanischen Eigenschaften in der WEZ .....	61

4.5	Entwicklung der mechanischen Eigenschaften während einer Kaltauslagerung .....	66
4.6	Härteverteilungen in kaltausgelagerten Schweißverbindungen .....	70
5	Diskussion.....	74
5.1	Temperaturen in der WEZ.....	74
5.2	Phasenumwandlungen während der Erwärmung .....	74
5.3	Phasenumwandlungen während der Abkühlung .....	77
5.4	Entwicklung der mechanischen Eigenschaften in der WEZ.....	80
5.5	Entwicklung der mechanischen Eigenschaften während einer Kaltauslagerung .....	81
6	Numerische Untersuchungen.....	83
6.1	Modellerstellung .....	83
6.1.1	Mechanisches Materialmodell .....	83
	Definition der Umwandlungstemperaturen.....	84
	Berechnung der Fließkurven.....	85
6.1.2	Weitere thermophysikalische Eigenschaften.....	90
6.1.3	Thermische Materialdaten in der Simulation .....	92
6.1.4	Zugversuche am Würfelement .....	93
6.1.5	Schweißmodell.....	94
6.2	Simulationsergebnisse .....	97
6.2.1	Ergebnisse numerischer Zugversuche .....	97
6.2.2	Ergebnisse Schweißsimulation .....	99
7	Zusammenfassung.....	105
I.	Literaturverzeichnis .....	i
II.	Abbildungsverzeichnis .....	x
III.	Tabellenverzeichnis .....	xv
IV.	Abkürzungsverzeichnis .....	xvi
V.	Verzeichnis betreuter studentischer Arbeiten.....	xvii
VI.	Verzeichnis projektbezogener studentischer Arbeiten am Lehrstuhl für Werkstofftechnik.....	xvii
VII.	Danksagung .....	xviii

## 1 Einleitung

Eine aktuell und in Zukunft sehr bedeutende gesellschaftliche Aufgabe ist die weltweite und sektorenübergreifende Reduzierung von Treibhausgasemissionen. Im Verkehrssektor sind neben den verwendeten Antrieben auch die Massen von Fahrzeugen ein entscheidender Faktor für den Energiebedarf und die resultierenden Emissionen. Zur Reduzierung von Fahrzeugmassen verschiedener Verkehrsmittel wie Beispielsweise Straßenfahrzeugen, Zügen bis hin zu Aufbauten von Kreuzfahrtschiffen hat sich der Einsatz von Aluminiumwerkstoffen etabliert. Der Leichtbau mit Aluminium in diesem Sektor ermöglicht neben Treibstoff- und Treibhausgaseinsparungen auch eine wirtschaftliche Produktion. Vorteilhafte Eigenschaften wie die hohe Festigkeit im Verhältnis zur Materialdichte, die gute Korrosionsbeständigkeit sowie die vielfältigen und wirtschaftlichen Verarbeitungsmöglichkeiten zeichnen die Werkstoffgruppe der Aluminiumknetlegierungen aus. Die weitverbreiteten aushärtbaren Aluminium-Knetlegierungen erhalten ihre maximalen Festigkeiten durch feinverteilte, nanoskalige Teilchen, welche mit dem Wärmebehandlungsverfahren der Ausscheidungshärtung erzeugt werden. [1, S. 221–254]

Diese Ausscheidungen und die um sie herum erzeugten Kohärenzspannungen im Aluminiummischkristall wirken als Hindernisse für Versetzungsbewegungen und steigern Härte, Fließspannung und Festigkeit. Neben den positiven Eigenschaften haben auch die gute Verarbeitbarkeit insbesondere durch Umformverfahren wie dem Strangpressen sowie durch Fügeverfahren wie dem Schmelzschweißen zu einer weiten Verbreitung von Aluminiumlegierungen im Transportsektor beigetragen. Verschiedenen Schweißverfahren wie Schutzgas-Lichtbogen-, Laserstrahlschweißen oder Hybridverfahren wurden weiterentwickelt und sind aufgrund der Wirtschaftlichkeit bedeutend in der Produktion verschiedener Fahrzeuge und Schiffe. Allerdings führt die hohe thermische Belastung der Schmelzschweißverfahren in Aluminiumlegierungen zu einer deutlichen Verringerung von Härte und Festigkeit im Bereich der Fügestelle. Das betrifft insbesondere die Wärmeeinflusszone (WEZ), in der Temperaturen bis knapp unter der Schmelztemperatur erreicht werden. [2]

Der Werkstoff mit den zuvor mittels Wärmebehandlung erzeugten, metastabilen und sehr feinen, festigkeitssteigernden Teilchen wird erneut einer thermischen Behandlung unterzogen. Abhängig vom Abstand zur Schmelzzone und von den erreichten Temperaturen treten lokal unterschiedliche Vorgänge auf. Zum einen werden die festigkeitssteigernden Teilchen aufgelöst, zum anderen koagulieren bzw. wachsen diese Teilchen und erreichen Größen über dem kritischen Teilchendurchmesser. Beide Prozesse führen zu sinkenden mechanischen Eigenschaften in der Wärmeeinflusszone, was auch die für den Leichtbau bedeutende Eigenschaft der spezifischen Festigkeit betrifft und eine Schwächung der Leichtbaukonstruktion bewirkt. [3, S. 503–551]

Bei der Dimensionierung von Fahrzeugstrukturen existiert ein Zielkonflikt; einerseits soll zur Reduzierung des Energiebedarfs im Betrieb und für einen verantwortungsbewussten Einsatz der Werkstoffe möglichst leicht gebaut werden, andererseits müssen die Strukturen hinreichend stabil dimensioniert werden, damit

Sicherheit und Funktion über eine lange Lebensdauer gewährleistet werden. Aufgrund der großen Bedeutung des Schweißens für den Leichtbau mit Aluminium ist ein vertieftes Verständnis der entfestigenden Vorgänge und deren Einfluss auf mechanische Eigenschaften erforderlich. In dieser Arbeit sollen anhand der Legierung EN AW-6082 aus dem weitverbreiteten System aushärtbarer Aluminiumknetlegierungen AlMgSi, die während des Schweißens in der WEZ stattfindenden Ausscheidungs- und Auflösungsvorgänge in-situ ermittelt werden. Die hervorgerufenen Änderungen der mechanischen Eigenschaften während des Fügeprozesses sowie im Anschluss daran sollen unter Berücksichtigung verschiedener möglicher Einflussparameter gemessen und mit den Ausscheidungszuständen in Zusammenhang gebracht werden.

Vor etwa einem Jahrzehnt hat sich zur Messung von Ausscheidungsreaktionen während der kontinuierlichen Abkühlung von Aluminiumlegierungen die Methode der Differential Scanning Calorimetry (DSC) etabliert [4]. Mit dieser Methode ist es auch möglich Auflösungs- uns Ausscheidungsreaktionen während der kontinuierlichen Erwärmung zu messen [5]. Die in der Regel nichtlinearen Temperaturverläufe beim Schweißen bestehen aus schnellen Erwärmungen auf ein großes Spektrum von Maximaltemperaturen und unmittelbar folgenden Abkühlungen. Für das Verständnis der Umwandlungen in der WEZ sind sowohl die Erwärm- als auch die Abkühlschritte relevant. Mit der konventionellen DSC können Erwärmraten von ca.  $10^{-4}$  K s<sup>-1</sup> bis ca. 5 K s<sup>-1</sup> untersucht werden. Das ermöglicht es die Phasenumwandlungen gleichgewichtsnah zu bestimmen sowie deren Entwicklung zu steigender Heizgeschwindigkeit aufzuzeigen. Die hohen Heizraten der WEZ in der Größenordnung von mehreren 10 K s<sup>-1</sup> bis einigen 100 K s<sup>-1</sup>, können mit konventionellen DSC-Geräten nicht abgebildet werden. Um die Änderungen des Ausscheidungszustandes innerhalb einer WEZ experimentell nachzuweisen, wird die vor Kurzem weiterentwickelte indirekte DSC-Methode [6] genutzt. Dabei wird zum einen der Einfluss von Erwärmgeschwindigkeit und Maximaltemperatur untersucht. Zudem wird ein gemessener, nichtlinearer Temperatur-Zeit-Verlauf abgefahren und mit Ergebnissen nach linearer Erwärmung verglichen.

Schweiß-Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubilder existieren für eine Vielzahl von Stählen [7]. Diese Darstellungen beschreiben die Gefügeveränderungen in der WEZ während der Abkühlung und gelten für die auftretenden Austenitisierungsbedingungen wie hohe Spitzentemperaturen und kurze Haltedauern [8, S. 41]. Für Aluminiumlegierungen gibt es aktuell keine solchen und die vorhandenen Zeit-Temperatur-Ausscheidungs-Diagramme beziehen sich auf Parameter von Wärmebehandlungen insbesondere auf längere Glühdauern von mehreren 10 min. Neuartige Abkühlexperimente beginnen bei systematisch ausgewählten Glühtemperaturen im Bereich der Löslichkeitsgrenze, um so die verschiedenen Ausscheidungszustände in der WEZ zu repräsentieren. Insgesamt werden mit dieser Untersuchungsreihe erstmalig die Unterschiede zwischen vollständiger und unvollständiger Auflösung auf das Ausscheidungsverhalten und die Abschreckempfindlichkeit einer Aluminiumlegierung untersucht.

Der Einfluss der Schweißwärme auf die mechanischen Eigenschaften des Werkstoffs wird mit der Methode der thermomechanischen Analyse (TMA) untersucht. In einem Umformdilatometer werden Kurzzeitwärmebehandlungen durchgeführt, deren

Parameter auf gemessenen Temperatur-Zeit-Verläufen in der WEZ während des Schweißens basieren. Die Prüfung der mechanischen Eigenschaften wird mit Hilfe von Stauchversuchen durchgeführt, welche im gleichen Gerät unmittelbar nach Erreichen der gewünschten Temperatur stattfinden. Die Eigenschaftsentwicklung in der WEZ wird für eine Bandbreite an Spitzen- und Stauchtemperaturen sowie zudem für mehrere Heiz- und Kühlraten untersucht. Diese Ergebnisse werden mit den gemessenen Auflösungs- und Ausscheidungsprozessen korreliert.

Für die Vorhersage von Eigenschaftsverteilung sowie von Eigenspannungen und Verzug sind Simulationen von Schweißprozessen anerkannte Methoden. Um dabei die mittels TMA gewonnenen Eigenschaftsverläufe zu implementieren, wird ein neues Materialmodell erstellt. Als Ansatz dafür dient ein Modell, welches für die Simulation von Kurzzeit-Wärmebehandlungen von AIMgSi-Legierungen mittels Laser entwickelt wurde [9] und hier auf deutlich höhere Temperaturen übertragen wird. Das erstellte Materialmodell ermöglicht es mit Hilfe imaginärer Phasen, die temperatur- und temperaturpfadabhängigen Eigenschaftsentwicklung in der WEZ der geschweißten Aluminiumlegierung abzubilden.

## 2 Stand der Technik

### 2.1 Ausscheidungshärten von Aluminiumlegierungen

Ausscheidungshärten ist ein bedeutendes Wärmebehandlungsverfahren, mit dem die höchsten Festigkeiten in Aluminiumlegierungen mittels Erzeugung von Nanostrukturen erreicht werden. Aluminium als Reinmetall ist relativ weich und wird nur selten für Strukturauteile eingesetzt. Zur Steigerung der Festigkeit werden in Aluminiumlegierungen metastabile Teilchen mit dem Ausscheidungshärten erzeugt. Aufgrund deren Größe im Nanometerbereich wirkt der Mechanismus der Teilchenverfestigung und ermöglicht Zugfestigkeiten von mehr als 300 N/mm<sup>2</sup> bis hin zu 600 N/mm<sup>2</sup> für Werkstoffe mit etwa einem Drittel der Dichte von Stahl. [2, S. 109]

Aluminiumknetlegierungen werden in aushärtbare und nicht aushärtbare bzw. naturharte Legierungssysteme eingeteilt. Die Verfestigung wird in aushärtbaren Legierungen über die Teilchenverfestigung erreicht. Zu den aushärtbaren Legierungssystemen gehören Al-Cu (2xxx), Al-Mg-Si (6xxx) sowie Al-Zn-Mg (7xxx), die zusätzlich noch weitere z.T. auch ausscheidungsbildende Elemente enthalten können. Voraussetzung für das Ausscheidungshärten ist eine mit sinkender Temperatur verringerte Löslichkeit des bzw. der ausscheidungsbildenden Legierungselemente im Aluminiummischkristall (Al-MK), wie es beispielsweise in Abbildung 1 dargestellt ist. Zudem gibt es weitere Bedingungen, für eine hohe Verfestigung. Die beim Auslagern gebildeten Teilchen sollten in einer möglichst großen Anzahl vorhanden sein, möglichst homogen verteilt sein und möglichst den kritischen Durchmesser haben. Weiterhin ist die Kohärenz zwischen Teilchen und umgebender Matrix entscheidend für die Verfestigung. Abbildung 2 zeigt die verschiedenen Stadien von Ausscheidungssequenzen schematisch und die dabei auftretenden Typen der Kohärenz. Durch kohärente Ausscheidungen werden Kohärenzspannungen erzeugt, welche eine Verfestigung bewirken. Mit fortschreitender Entwicklung wandeln sich die Ausscheidungen in teil- und nichtkohärente Teilchen um, was zu sinkenden Kohärenzspannungen und Festigkeiten führt. [10, 11]

#### Durchführung Ausscheidungshärten

Die Wärmebehandlung des Ausscheidungshärtens besteht aus den Schritten Lösungsglühen, Abschrecken sowie dem Auslagern, wie es in Abbildung 3 anhand eines schematischen Temperatur-Zeit-Verlaufs dargestellt ist. Die Temperaturen und Zeiten der einzelnen Schritte sowie das Abschreckmedium sind von mehreren Parametern wie dem Legierungssystem und der chemischen Zusammensetzung, dem Ausgangszustand oder den geometrischen Dimensionen abhängig. [10]

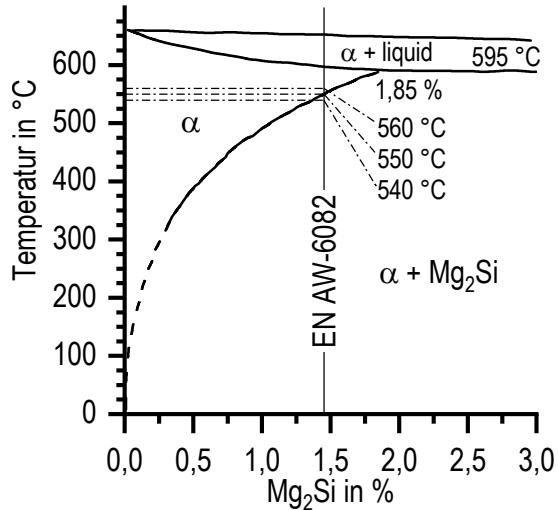


Abbildung 1: Ausschnitt aus quasibinären Zustandsdiagramm Al-Mg<sub>2</sub>Si nach POLMEAR [12], Markierung der untersuchten Legierung und der Glühtemperaturen nachfolgender DSC-Versuche.

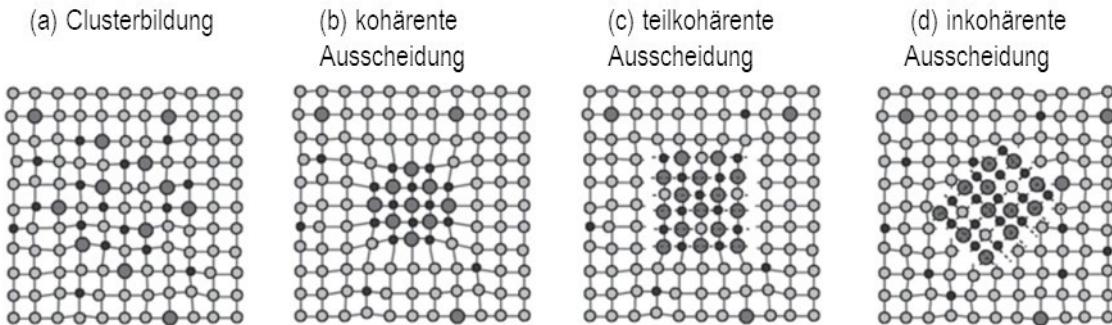


Abbildung 2: Ausscheidungsstadien als schematische Darstellung sowie die Entwicklung der Kohärenz zum umgebenden Mischkristall [2].

## Lösungsglühen

Das Lösungsglühen dient dem Auflösen der Legierungselemente im Al-MK und findet gemäß Zustandsdiagrammen (wie Abbildung 1 für 6XXX-Legierungen) im Einphasengebiet α-MK statt. Die Temperatur wird möglichst hoch gewählt, mit hinreichend Abstand zur Soliduslinie, um Anschmelzungen zu verhindern. Nach dem quasibinären Phasendiagramm Al-Mg<sub>2</sub>Si [12] in Abbildung 1 liegen die Schnittpunkte der hier verwendeten Legierung mit der Solvuslinie zwischen 540 °C und 550 °C, der Schnittpunkt mit der Soliduslinie bei ca. 597 °C. Die empfohlene Dauer ist deutlich vom Ausgangszustand des Werkstoffs sowie von der Wandstärke abhängig und liegt zwischen wenigen 10 min für einen bereits ausgelagerten Zustand und einigen Stunden für einen gewalzten Zustand. [10]

## Abschrecken

Das Ziel des nachfolgenden Abschreckens ist es, einen an Legierungselementen und Leerstellen übersättigten Mischkristall (ÜMK) zu erhalten. Hierbei ist die Abschreckgeschwindigkeit der kritische Parameter, welcher sich über die Wahl eines Abschreckmediums einstellen lässt. Zum einen muss dieser Schritt hinreichend schnell erfolgen, damit die gelösten Legierungselemente nicht vorzeitig ausgeschieden werden. Zum anderen soll die Abschreckung nicht unnötig schnell

sein, um den Verzug möglichst gering zu halten. Legierungen mit größeren Legierungselementanteilen haben eine höhere Abschreckempfindlichkeit. Zudem besteht eine Abhängigkeit von der Wanddicke; Halbzeuge mit größeren Wanddicken benötigen schroffere Abschreckmedien. Beispielweise wird für Bleche aus EN AW-6082 über 3 mm Dicke eine Wasserabschreckung empfohlen, während dünner Bleche an bewegter Luft hinreichend schnell abkühlen. Insbesondere für den kritischen Temperaturbereich im Bereich von 400 °C bis 290 °C ist eine ausreichende Abkühlgeschwindigkeit zu beachten. [2, 10]

Messtechnisch lässt sich die obere kritische Abschreckrate mit in-situ DSC-Experimenten sowie mit geschwindigkeitsabhängigen Härteverläufen bestimmen [13].

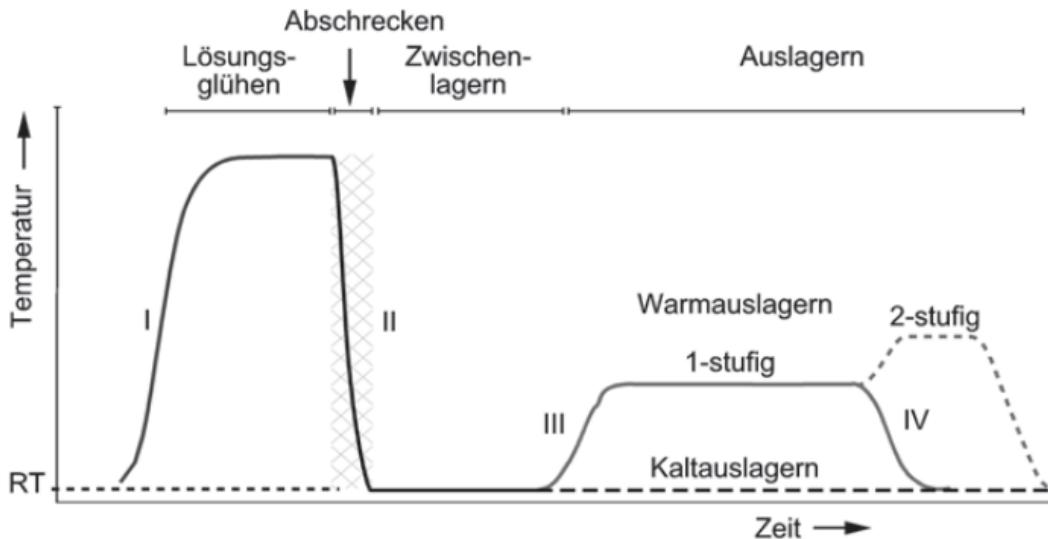


Abbildung 3: Temperatur-Zeit-Verlauf der Wärmebehandlung Ausscheidungshärtung einer Aluminiumlegierung [2].

## Auslagerung

Im letzten Schritt der Auslagerung werden die im ÜMK gelösten Legierungselemente gezielt zu festigkeitssteigenden Teilchen ausgeschieden. Der ÜMK ist ein Ungleichgewichtszustand und die Atome sind bestrebt durch Diffusion in einen stabileren Zustand überzugehen. Die Diffusion ist temperatur- und zeitabhängig, das bedeutet, dass sich über diese Parameter der gewünschte Ausscheidungszustand einstellen lässt. Es wird zwischen Kalt- und Warmauslagerung unterschieden. [11]

Die Kaltauslagerung wird bei Raumtemperatur (RT) oder geringfügig erhöhten Temperaturen bis etwa 70 °C durchgeführt. Ziel ist die Bildung von kohärenten Ausscheidungen den „Guinier-Preston-Zonen“ (GP-Zonen). Die Festigkeit steigt mit zunehmender Auslagerungsdauer und verläuft in Richtung eines maximalen Wertes. Nach wenigen Tagen wird bei 6XXX-Legierungen das Niveau der maximalen Festigkeit erreicht. Eine höhere Auslagerungstemperatur beschleunigt den Festigkeitsanstieg. Die Ausscheidungssequenz der Kaltauslagerung beginnt mit der Bildung von Si- und dann Mg-Clustern und wird gefolgt von der Entwicklung von Si/Mg-Co-Clustern bis hin zur kugelförmigen GP I-Zonen. [2, S. 132–133]

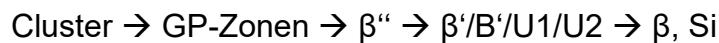
Die Warmauslagerung findet bei Temperaturen im Bereich von 80 °C bis 250 °C statt. Ziel ist die Bildung metastabiler Phasen, welche höhere Festigkeiten gegenüber der

Kaltauslagerung bewirken. Die Verfestigung nimmt bei 6XXX-Legierungen zunächst mit Ausscheidungen von Si/Mg-Clustern, von Co-Clustern sowie anschließend von nadelförmigen GP-Zonen zu und erreicht ihr Maximum durch die kohärente, nadelförmige Ausscheidung  $\beta''$ . Abhängig von der Auslagerungstemperatur wird dieser Zustand für 6XXX-Legierungen nach mehreren Stunden erreicht. Bei fortschreitender Auslagerung wandeln sich diese Ausscheidungen zu teilkohärenten Teilchen ( $\beta'$  und  $B'$ ) und schließlich zur Gleichgewichtsphase  $\beta$  ( $Mg_2Si$ ) um, was jeweils zu einer Verringerung der Festigkeit führt und als Überalterung bezeichnet wird. [2, 10, 12]

Ausscheidungen bewirken eine Verfestigung des Werkstoffs, da sie Hindernisse für Versetzungsbewegungen darstellen. Zur Überwindung dieser Hindernisse gibt es abhängig von der Teilchengröße und der Kohärenz der Ausscheidungen zum Matrixwerkstoff zwei unterschiedliche Mechanismen: Kleine, kohärente Ausscheidungen können von Versetzungen per Schneidemechanismus abgesichert werden. Große Ausscheidungen können per Umgehungsmechanismus überwunden werden. Die maximale Teilchenverfestigung wird für einen kritischen Durchmesser erreicht, bei dem die Wahrscheinlichkeit dieser beiden Mechanismen gleich groß ist. [11, S. 250–256]

## Ausscheidungssequenz

Die Ausscheidungen von Al-Mg-Si-Legierungen sowie deren Form, Zusammensetzung und die folgende Ausscheidungssequenz sind in der Literatur [12, 14–17] wie folgt beschrieben:



Cluster bilden sich schon bei niedrigen Temperaturen innerhalb kurzer Zeit aus dem ÜMK. Es findet eine Entmischung mit lokalen Anhäufungen von Atomen ohne eine erkennbare Ordnung und Struktur statt. Diese Ausscheidungen bewirken eine geringe Verfestigung [2, 12, 18, 19].

Im weiteren Ausscheidungsverlauf treten zwei verschiedene, kohärente GP-Zonen auf: feine Plättchen bestehend aus Mg und Si im Verhältnis von etwa 1 [18] sowie nadelförmige Ausscheidungen als Vorphasen von  $\beta''$  mit einer Größe von wenigen nm [20].

Die wesentliche Festigkeitssteigerung wird durch die  $\beta''$ -Phase erreicht, welche als kohärente Nadeln mit Längen von mehreren nm bis mehreren 10 nm und Abmessungen im Querschnitt von wenigen nm existiert [12, 14, 19, 21]. Eine beispielhafte Abmessung dieser Nadeln ist  $\sim 4 \times 4 \times 50 \text{ nm}^3$  [22]. Diese Ausscheidung bildet sich je nach Legierungszusammensetzung innerhalb von wenigen Stunden während einer Warmauslagerung im Temperaturbereich von 125-200 °C [14, 19]. Die Zusammensetzung dieser Phase entspricht  $Mg_5Si_6$  [22, 23].

Nachfolgend in der Ausscheidungssequenz sind die vier Ausscheidungen:  $\beta'-Mg_{1,8}Si$ ,  $B'-Mg_9Al_3Si_7$ ,  $U1-MgAl_2Si_2$  und  $U2-MgAlSi$ . Es können abhängig von der Wärmebehandlung mehrere dieser Ausscheidungen gleichzeitig u.a. auch in Kombination mit  $\beta''$  oder GP-Zonen auftreten. Die vorherrschende Phase dieser

überalterten Phasen ist die, welche in ihrem Si/Mg-Verhältnis der Legierung am nächsten ist. Es handelt sich um nadelförmige bzw. lattenförmige, semikohärente Teilchen. [12, 14, 16, 24]

Die plattenförmige Gleichgewichtsphase  $\beta\text{-Mg}_2\text{Si}$  bildet sich oberhalb von 250 °C aus  $\beta'$  [2, 12]. In Legierungen mit Si-Überschuss, welche in Europa häufig eingesetzt werden, liegen unregelmäßig geformte Plättchen aus reinem Si besonders an den Korngrenzen vor [2, 25]. Silizium-Ausscheidungen bilden sich direkt aus dem ÜMK und bewirken sehr geringe Festigkeitssteigerungen [10, 12]. Weitere Legierungselemente wie Kupfer, Zink und Nickel können die beschriebenen Ausscheidungen beeinflussen [26].

## **2.2 Wärmeeinflusszonen beim Schweißen von Aluminiumlegierungen**

Das Schweißen als Teilgebiet der Fügeverfahren ist unterteilt in Pressschweißen und Schmelzschweißen und ist als Fügeprozess zur Verbindung von zwei oder mehr Teilen durch die Nutzung von mechanischer (Kraft) und/oder thermischer (Wärme) Energie definiert [27, 28]. Schweißen ist aufgrund seiner sehr hohen Wirtschaftlichkeit sowie der vielfältigen Anwendungsmöglichkeiten das bedeutendste unter den Fügeverfahren. Beim Schmelzschweißen wird Wärmeenergie genutzt, um einen Stoffschluss mit Hilfe des Schmelzflusses zwischen den Fügepartnern zu erhalten. Die dazu nötige Wärmeenergie kann mittels chemischer Reaktionen, Elektrizität, Strahlung oder Wellen erzeugt werden. Übersichten über die Vielzahl verschiedener Schweißverfahren und ausführliche Beschreibungen der Verfahren gibt es in Normen [29, 30] und in der Literatur. [31–33]

Das Schmelzschweißen von metallischen Werkstoffen ist durch sehr inhomogene Temperaturverteilungen aufgrund örtlich und zeitlich konzentrierte Schweißwärme gekennzeichnet. Das Temperaturspektrum liegt dabei zwischen der Umgebungstemperatur und dem Siedepunkt des Werkstoffes (vgl. Al ~2500 °C [10]). Metallurgische Vorgänge wie Erstarren, Rekristallisation, Gefügeumwandlungen respektive Auflösung sowie Bildung und Wachstum von Ausscheidungen treten in der Schweißgutzone sowie in der Wärmeeinflusszone (WEZ) auf. Eigenspannungen und Verzug werden durch Wärmedehnungen sowie Zustands- und Gefügeänderungen hervorgerufen [34].

Weiterhin treten chemische Änderungen in der Schmelzzone infolge des Aufmischens bzw. des Auflegierens sowie aufgrund von Abbrand, Zubrand und Ausbrands auf [35]. Eine Übersicht von geeigneten Schweißzusatzwerkstoffen für Aluminiumlegierungen enthält DIN EN 1011-4:2001 [36]. Für 6XXX-Legierungen werden Zusatzwerkstoffe des Typs 4: AlSi-Legierungen mit Si-Anteil von 5-12 % oder Typ 5: Al-Mg-Legierungen mit 2-5 % Mg empfohlen. Die Wahl des Zusatzwerkstoffes beeinflusst zum einen die Schweißeignung und zum anderen Eigenschaften wie die Festigkeit des Schweißgutes [8].

Einen wesentlichen Einfluss auf den Temperatur-Zeit-Verlauf hat das gewählte Schweißverfahren. Für das Schweißen von Aluminiumlegierungen sind insbesondere Schmelzschweißverfahren wie Metall-Inertgas- (MIG), Wolfram-Inertgas- (WIG) und Plamaschweißen aber auch weitere Verfahren wie Laser-, und Elektronenstrahlschweißen von Bedeutung [2, 31, 36].

Eine verfahrensabhängige Größe, die sich auf den Temperatur-Zeit-Verlauf auswirkt, ist die flächenbezogene Leistungsdichte. Hohe Leistungsdichten ermöglichen hohe Wärmekonzentrationen, welche aufgrund einer starken Wärmeableitung in metallischen Werkstoffen erforderlich sind. In der Tabelle 1 sind Leistungsdaten ausgewählter Schweißverfahren aufgelistet. Bei höherer Leistungsdichte wird die zum Aufschmelzen des Werkstoffs nötige Energie örtlich bzw. zeitlich konzentrierter eingebracht. Beispielsweise haben die Strahlschweißverfahren um Größenordnungen höhere Leistungsdichten als die Lichtbogenschweißverfahren. Dadurch werden schnellere Schweißgeschwindigkeiten ermöglicht, was geringere Streckenenergie und dementsprechend schmalere WEZ zur Folge hat. [3, S. 245, 34].

*Tabelle 1: Größenordnungen von Leistungsdichte, Wärmeleistung, Schweißgeschwindigkeit und Streckenenergie verschiedener Schweißverfahren nach [3, S. 245, 34].*

Schweißverfahren	Leistungsdichte in $\text{W cm}^{-2}$	Wärmeleistung in $\text{kJ s}^{-1}$	Schweißgeschwindigkeit $\text{mm s}^{-1}$	Streckenenergie in $\text{kJ mm}^{-1}$
E-Handschweißen	$10^4$ bis $10^5$	1 bis 20	bis 5	bis 3,5
<b>Schutzgas-schweißen (MIG/MAG)</b>	$10^5$ bis $10^6$	5 bis 100	bis 15	bis 2
Elektronenstrahl-schweißen	$10^7$ bis $10^8$	0,5 bis 10	bis 150	bis 0,1
Laserschweißen	$10^8$ bis $10^9$	1 bis 5	bis 150	bis 0,05

Neben dem Schweißprozess haben die physikalischen Eigenschaften des Werkstoffes wesentlichen Einfluss auf die thermomechanische Beanspruchung während des Schweißens. Aluminium hat im Vergleich zu Eisen bzw. Stählen deutlich abweichende physikalische Eigenschaften. Diese Unterschiede und daraus resultierende Anpassungen des Schweißprozesses sind in der Literatur [3, 8, 31, 36–38] ausführlich beschrieben. Der Schmelzpunkt von Aluminium liegt mit  $660\text{ }^\circ\text{C}$  deutlich unterhalb dem von Eisen mit  $1536\text{ }^\circ\text{C}$ . Infolge der hohen Wärmeleitfähigkeit ( $2,3\text{ W cm}^{-2}\text{ K}^{-1}$ ) und Wärmekapazität ( $900\text{ J kg}^{-1}\text{ K}^{-1}$ ) von Aluminium wird dennoch eine ähnliche Schweißwärme wie für das Schweißen von Stählen der gleichen Geometrie benötigt. Dabei sind die Isothermenfelder deutlich breiter, was mit breiteren WEZ einhergeht. Aufgrund der hohen thermischen Ausdehnung ( $24 * 10^{-6}\text{ K}^{-1}$ ) insbesondere im Zusammenwirken mit breiten WEZ tritt ein starker Verzug in geschweißten Aluminiumverbindungen auf. [8]

An Oberflächen von Aluminiumwerkstücken bildet sich an Luft spontan eine Oxidschicht. Diese Schicht aus  $\text{Al}_2\text{O}_3$  ist der Grund für gute Korrosionsbeständigkeit, wirkt sich aufgrund des hohen Schmelzpunktes von 2050 °C und der elektrisch nicht leitfähigen Eigenschaft nachteilig auf den Schweißprozess aus. Sie ist entsprechend in der Vorbereitung mechanisch oder chemisch zu entfernen und der Schweißprozess ist an diese Schichtbildung anzupassen. Die Verwendung von inerten Schutzgasen wie Helium, Argon bzw. Gasgemischen ist beim Schmelzschweißen von Aluminiumlegierungen erforderlich [2, 8, 36].

In Aluminium-Schweißverbindungen finden aufgrund des großen Spektrums der thermischen Beanspruchung lokal und zeitlich unterschiedliche Phasenumwandlungen statt. Zeitlich sind Umwandlungen während des Erwärmens, des Abkühlens, ggf. des Wiedererwärmens und der Auslagerung zu unterscheiden. Zusätzlich kann nach dem Schweißen ein erneutes Lösungsglühen durchgeführt werden, was jedoch bei großen Bauteilen unüblich ist [3].

Der Schweißprozess von ausscheidungsgehärtete Aluminiumlegierungen bewirkt insgesamt eine Verringerung der mechanischen Eigenschaften sowie der Korrosionsbeständigkeit. Zum einen treten infolge der Schweißwärme ein Abbau von Versetzungen (Erholung) sowie ein Kornwachstum in der WEZ auf. Zum anderen werden ausscheidungsgehärtete Legierungen durch die Schweißwärme einer Überalterung unterzogen, wodurch der ausscheidungsgehärtete Zustand stark beeinträchtigt wird. Übersichten von zu erwarteten Zugfestigkeiten der Schmelzzone für verschiedene Zusatzwerkstoffe und der WEZ verschiedener Legierungen sind in MATTSON [38] gegeben. Für EN AW-6082 T6 und AlSi12 werden Zugfestigkeiten in Schweißgutzone bzw. WEZ von 190 MPa bzw. 170 MPa angegeben [8, 38].

In Abbildung 4 sind schematische Temperaturverläufe sowie die daraus resultierenden Zonen von Schweißverbindungen skizziert. Grundsätzlich wird zwischen Grundwerkstoff (GW), Wärmeeinflusszone (WEZ) und der Schmelzzone unterschieden. Im unbeeinflussten GW werden geringe Temperaturen unterhalb einer materialspezifischen, kritischen Temperatur erreicht. Es treten dort keine Gefügeänderungen auf. Die WEZ ist der Bereich des Grundwerkstoffs, der während des Schweißens nicht aufschmilzt und in dem durch die Schweißwärme Gefügeänderungen stattfinden. Bei mehrlagigen Verbindungen kann die WEZ zuvor geschweißte Lagen umfassen. Die Schweißzone ist der während des Schweißens flüssige Bereich. Dieser Bereich besitzt nach dem Schweißen eine Gussstruktur bestehend aus dem Grundwerkstoff ggf. aufgemischt mit dem Zusatzwerkstoff. In der WEZ wird ein großes Spektrum an Temperaturen unterhalb der Solidustemperatur erreicht. Für ausscheidungsgehärtete Werkstoffe Abbildung 4 (b) wird die WEZ nach werkstofflichen Vorgängen in zwei Bereiche unterteilt: in die Zone, welche an das Schweißgut grenzt, werden Ausscheidungen vollständig aufgelöst; in der daran anschließenden Zone tritt eine Koangulation von Ausscheidungen auf [3]. Die Größe dieser Zonen und die auftretende Entfestigung wird in der Literatur ex-situ mit der Metallografie und mit Härteverläufen wie [39–42] untersucht. [35, 38]

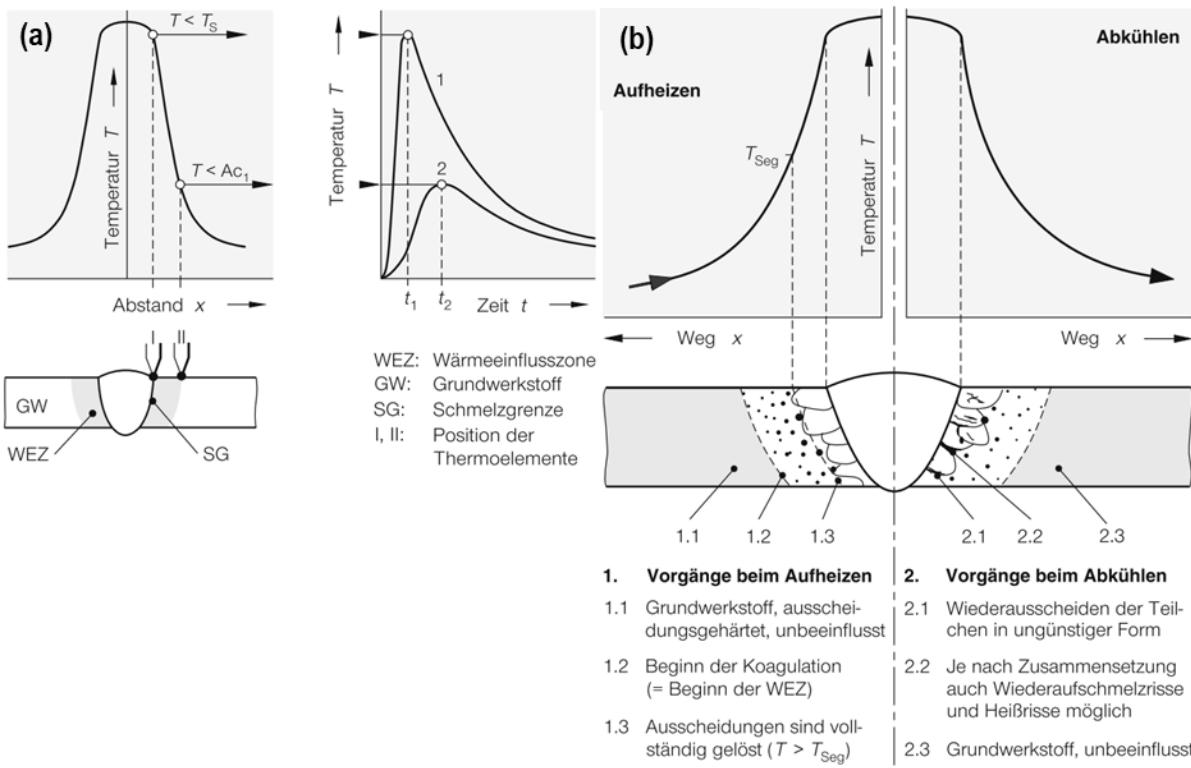


Abbildung 4: Ortsabhängige Temperaturverläufe in Schweißverbindungen und daraus beruhende Zonen; (a) allgemeine Einteilung in unbeeinflusster Grundwerkstoff, WEZ und Schweißgut, (b) Zonen in ausscheidungsgehärteten Werkstoffen [3].

In Abbildung 5 sind für die ausscheidungsgehärtete Al-Mg-Si-Legierung AA6082-T6 die vorliegenden Teilchen in den beiden Zonen der WEZ direkt nach dem Schweißen sowie nach einer anschließenden Kaltauslagerung skizziert sowie die zugehörigen Verläufe der mechanischen Eigenschaften Härte und Dehngrenze angegeben. Als Ausgangszustand wird ein Aluminium-Mischkristall (Al-MK) mit einer hohen Dichte feinverteilter, nadelförmiger  $\beta''$ -Ausscheidungen angenommen (siehe Grundwerkstoff/Base material). Auch bei dieser Legierung gibt es eine zweigeteilte WEZ: In der Zone 1 unmittelbar neben der Schmelzlinie werden die feinen  $\beta''$ -Teilchen des Ausgangszustandes vollständig aufgelöst. In der weiter entfernten Zone 2 mit Maximaltemperaturen im Bereich von  $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ - $480\text{ }^{\circ}\text{C}$  treten zwei Prozesse parallel auf: Ein Teil der  $\beta''$ -Teilchen wird wie in Zone 1 aufgelöst. Dadurch liegen zunächst mehr Mg- und Si-Atome im Al-MK gelöst vor. In den übrigen vor allem den größeren  $\beta''$ -Teilchen findet ein Wachstum, z.T. eine Umwandlung zu größeren  $\beta'$ -Phasen sowie ein weiteres Wachstum statt. Die in Lösung vorliegenden Legierungselemente scheiden sich dabei an den vorhandenen Ausscheidungen ab. Im geringeren Abstand zum Schweißgut sind innerhalb dieser Zone größere Partikel vorhanden. Neben der Partikelgröße steigt auch der mittlere Abstand zwischen den Partikeln und gemäß Ausscheidungssequenz [12] sinken die Kohärenzspannung infolge der Umwandlung in semikohärente  $\beta'$ -Ausscheidungen. Dies bewirkt eine Verringerung von Festigkeit (siehe Diagramm Abbildung 5 unten) und besonders der Zähigkeit. Nach der Schweißung liegen folglich in der WEZ ähnliche Zustände wie nach Lösungsglühen und Abschrecken (Zone 1) sowie wie nach einer längeren Warmauslagerung (Überalterung in Zone 2) vor. Bei einer nachfolgenden Kaltauslagerung bilden sich in der Zone 1 aufgrund der Übersättigung erneut Mg- und Si-Cluster, welche eine Verfestigung im Vergleich zum Zustand direkt nach dem Schweißen hervorrufen.

Diese Verfestigung ist ortsabhängig und sinkt bei steigendem Abstand zur Schmelzlinie. In der Zone 2 ist der Übersättigungsgrad im Al-MK sowie die Leerstellenkonzentration geringer, was der Bildung von Clustern entgegenwirkt. In dieser Zone liegt nach einer Kaltauslagerung der Ort maximaler Entfestigung. Mit weiter zunehmendem Abstand zur Schweißnaht steigen Härte und Dehngrenze bis zum Erreichen des Ausgangswertes an der Grenze zum unbeeinflussten Grundwerkstoff an. [42–44]

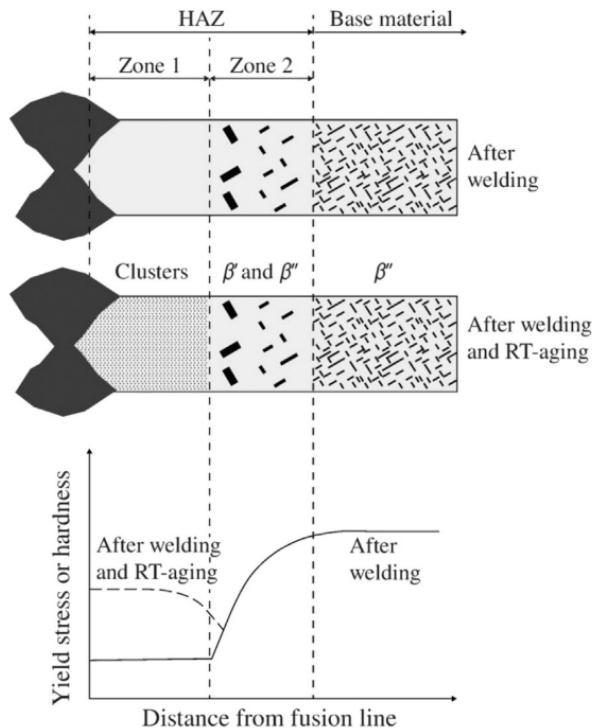


Abbildung 5: Schematische Ausscheidungszustände in den Zonen der WEZ nach dem Schweißen sowie nach einer anschließenden Kaltauslagerung am Beispiel der Legierung AA6082 T6 [42].

## 2.3 In-situ Messung von Phasenumwandlungen und Eigenschaftsentwicklungen

### 2.3.1 Differential Scanning Calorimetry

Die Differential Scanning Calorimetry wird als Messung des Verlaufs der Wärmestromdifferenzen zwischen einer Probe und einer Referenzprobe definiert, während diese einem kontrollierten Temperaturprogramm ausgesetzt sind [45]. Mit Scanning Kalorimetern sind Messungen von thermisch aktivierten sowie temperaturabhängigen Vorgängen wie Phasenumwandlungen, Schmelzen von metallischen Werkstoffen oder Kennwerte wie Glasübergangstemperaturen von Polymeren möglich [46, 47]. In Metalllegierungen sind Ausscheidungsreaktionen von Phasen als exotherme und Auflösungsreaktionen als endotherme Signale messbar. Die DSC-Methode ermöglicht es in-situ diese Reaktionen während des Erwärmens sowie während des Abkühlens zu messen und daraus den Temperaturbereich, die

Intensität sowie die Art der Reaktion (exo- oder endotherm) zu bestimmen. Durch Variation der Temperaturraten u.a. auch mit der Verwendung verschiedener Geräte kann die dynamische Entwicklung ermittelt werden. [13]

Es werden zwei generelle Messprinzipien sowie Gerätetypen unterschieden: das Wärmestrom- sowie das leistungskompensierte DSC. Beiden Varianten ist der Aufbau als Zwillingsystem sowie der direkten Kopplung der Messsysteme zur Bestimmung der Wärmestromdifferenz gemein. [45, 47]

Die gerätespezifischen Heiz- und Kühlraten liegen in den Spektren von  $0,0004\text{--}0,5 \text{ Ks}^{-1}$  für Wärmestrom-DSC sowie  $0,3\text{--}6 \text{ Ks}^{-1}$  für leistungskompensierte DSC. Eine weitere Methode der chipbasierten Fast Scanning Calorimetry arbeitet mit Kühlraten oberhalb von  $1000 \text{ Ks}^{-1}$ . [13]

Beim Schmelzschweißen von Aluminiumlegierungen treten hohe Heiz- und Kühlraten in der Schweißzone und WEZ von einigen 10 bis einigen 100  $\text{Ks}^{-1}$  (z.B. [48–51]), auf, welche nicht mit den genannten Kalorimetern abgebildet werden können. Mit der Methode der indirekten DSC wird der Temperaturratebereich der genannten Kalorimeter erweitert, indem andere Geräte wie Abschreckdilatometer in Kombination mit den DSC-Geräten verwendet werden [6].

### **Wärmestrom-DSC**

Wärmestrom DSC gehören zu den wärmeaustauschenden Kalorimetern, d.h. es findet ein zu messender Wärmeaustausch zwischen der Probe bzw. der Referenz zur Umgebung entlang eines exakt definierten Pfades statt. Der Wärmestrom wird aus dem Messsignal der Temperaturdifferenz sowie dem bekannten thermischen Widerstand zwischen den Probenkammern und der Umgebung ermittelt. Es gibt verschiedene Bauformen, die sich vor allem hinsichtlich des Wärmeleitpfades unterscheiden. Typische Varianten von Wärmestrom-DSC sind scheiben-, turm- und zylinderförmige Messsysteme. Abbildung 6 zeigt ein Wärmestrom-DSC des Calvet-Typs mit zylinderförmigen Messsystem. Die Besonderheit dieses Typs sind die Thermopiles (4 in Abbildung 6), welche aus einer Reihenschaltung einer Vielzahl von Thermoelementdrähten dreidimensional zwischen Proben-/Referenzkammer (3) und dem Ofen (5) bestehen. Diese sind zum einen der wesentliche Wärmeleitpfad zwischen Ofen und Proben. Zum anderen dienen die Thermopiles zur Messung der Temperaturdifferenz. Die hohe Anzahl der Thermoelemente (TE) bewirkt eine hohe Messempfindlichkeit und einen verringerten Wärmewiderstand sowie eine erhöhte Wärmeleitfähigkeit. Das Messsignal ist dabei die gemittelte Temperaturdifferenz zwischen beiden thermisch voneinander entkoppelten Probenbehältern. [45, 46]

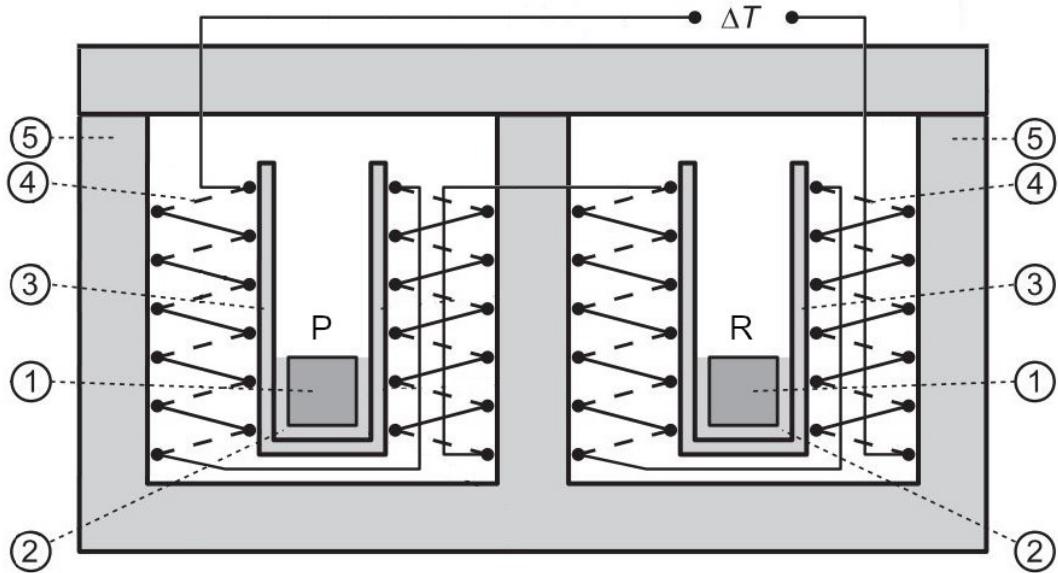


Abbildung 6: Wärmestrom-DSC vom Calvet-Typ: 1: Probe/ Referenz, 2: Probenbehälter, 3: zylindrische Proben-/Referenzkammer, 4: Thermoelemente, 5: Ofen samt Deckel [45, 46].

### Leistungskompensierte DSC

Leistungskompensierte DSC gehören zu den wärmekompensierenden Kalorimetern. Bei diesem Typ werden Proben in zwei Mikroöfen auf die jeweils identische Temperatur geheizt und der dabei auftretenden Heizleistungsunterschied zwischen beiden Öfen entspricht exo- oder endothermen Reaktionen der Probe. Leistungskompensierte DSC Geräte bestehen wie in Abbildung 7 dargestellt aus zwei identischen Mikroöfen, welche sich in separaten Positionen (5 und 6, Nummerierung nach Abbildung 7) eines Aluminiumblocks (1) befinden. Der Aluminiumblock fungiert als Thermostat. Die Mikroöfen bestehen aus Platin und haben geringe Massen von wenigen Gramm. Das ermöglicht zum einen hohe Temperaturraten bis zu mehreren  $1 \text{ Ks}^{-1}$  und zum anderen schnelle Gleichgewichtseinstellungen. Unterhalb der Proben- bzw. Referenzkammer (4) befinden sich Platinwiderstände für die Temperaturmessung (3) sowie als Heizelement (2). Während einer Messung wird über einen Regelkreis erreicht, dass in beiden Öfen die identische Temperatur herrscht und bei gegebenenfalls abweichenden gemessenen Temperaturen in dem jeweiligen Ofen die Heizleistung verringert oder erhöht wird. Messsignale sind die Temperatur sowie die Differenz der beiden Heizleistungen. Die gesamte elektrische Energie, die für die Temperaturkompensation eingebracht wird, entspricht der Reaktionswärme bzw. Umwandlungswärme der Probe. Aus dem Funktionsprinzip des leistungskompensierten DSC ergeben sich zudem Vorteile gegenüber Wärmestrom DSC: Die geringeren Massen bei gleichzeitig kurzen Wärmeleitungs wegen ergeben geringe Zeitkonstanten des Messsystems und sofortige Reaktionen des Regelkreises auf Probenreaktionen. Die Temperaturunterschiede zwischen beiden Öfen werden sehr schnell ausgeglichen, weshalb nur geringe Temperaturunterschiede auftreten. [45–47]

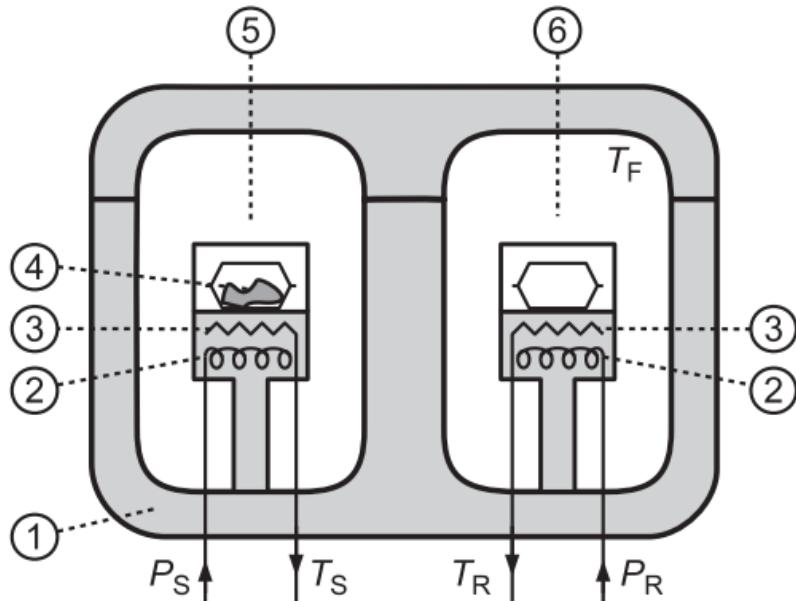


Abbildung 7: Aufbau eines leistungskompensierten DSCs; 1: Aluminiumblock, 2: Heizelement, 3: Thermoelement, 4: Probe in Tiegel, 5: Messsystem für Proben, 6: Messsystem für Referenzen,  $P_S$  und  $P_R$  Heizleistungen für Probe und Referenz,  $T_S$  und  $T_R$  Temperaturen für Probe und Referenz [46].

## Ergebnisdarstellungen

Die Ergebnisse von ratenabhängigen DSC-Abkühlexperimenten und analog dazu von DSC-Erwärmexperimenten werden wie in Abbildung 8 in drei Formen grafisch dargestellt. Abbildung 8 (a) zeigt die Einzelkurven der spezifischen Exzesswärmekapazität (Definition siehe Kap. 3.3) temperaturabhängig für jede Kühlrate. Die Abweichungen von den jeweils eingezeichneten Nullniveaus entsprechen je nach Richtung exo- oder endothermen Reaktionen. Beginn, Ende sowie die Intensität der Einzelreaktionen können aus diesem Diagramm ermittelt werden. In Anlehnung an Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubilder von Stählen werden Zeit-Temperatur-Auflösungs- bzw. Ausscheidungsdiagramme wie Abbildung 8 (b) erstellt. Diese enthalten die Temperatur-Zeit-Verläufe der Experimente in denen die stattfindenden Reaktionen farblich markiert sind. Zudem ist die obere kritische Kühlrate eingezeichnet, ab welcher die Ausscheidungsreaktionen während der Abkühlung komplett unterdrückt werden. Die Reaktionswärme, welche proportional zum Volumenanteil der gebildeten Ausscheidungen ist [52], wird in Abbildung 8 (c) in Abhängigkeit von der Kühlrate dargestellt. In diesem Diagramm ist zum einen die Ausscheidungswärme der beiden Einzelreaktionen sowie die Gesamtausscheidungswärme und zusätzlich die Härte nach der durchgeföhrten Abkühlung und einer anschließenden Warmauslagerung abgebildet. Die Ausscheidungswärme und Härte verlaufen entgegengesetzt. Während mit steigender Kühlrate die Ausscheidungsprozesse zunehmend unterdrückt werden, steigt die Härte nach Warmauslagerung. Ab der oberen kritischen Kühlrate ist keine Ausscheidungswärme messbar und die Härte erreicht ein Plateau maximaler Werte. [53]

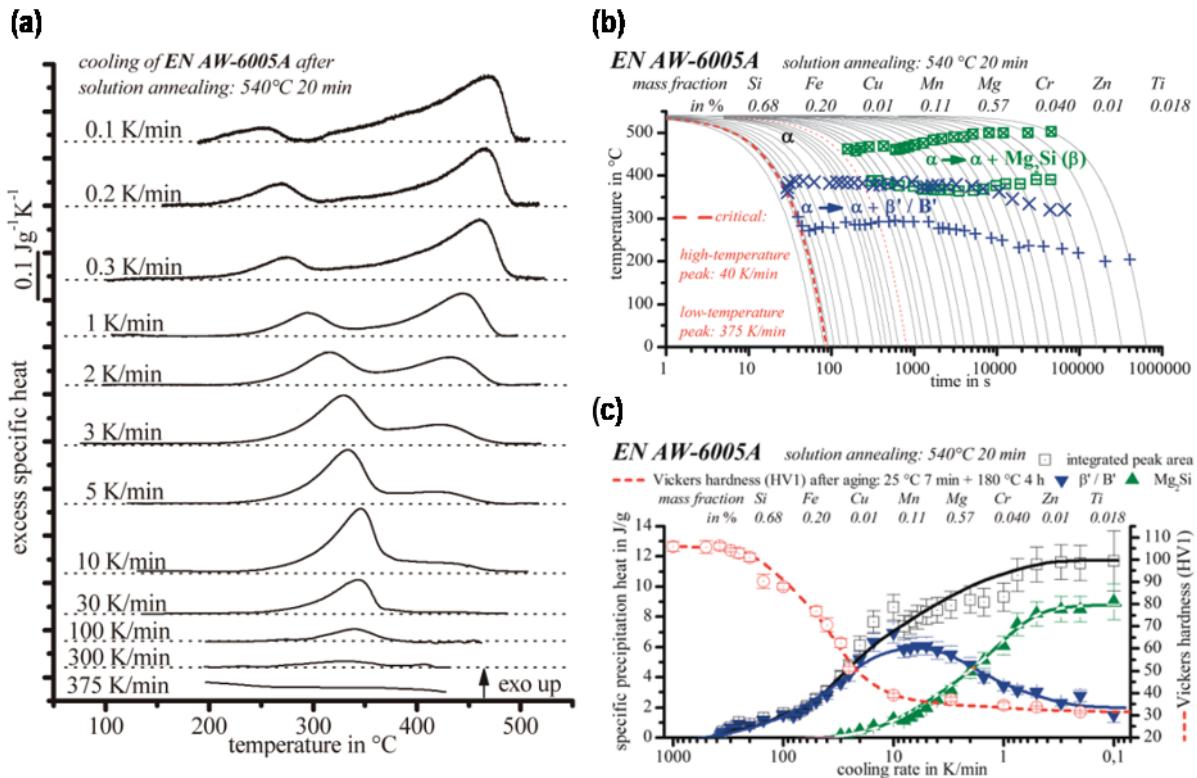


Abbildung 8: Darstellung der DSC-Ergebnisse in drei Diagrammen: (a) Kurvenschar der spezifischen Exzesswärmekapazität, (b) Zeit-Temperatur-Ausscheidungsdiagramm, (c) spezifische Ausscheidungswärme und Härte in Abhängigkeit von der Kühlrate [53].

## Indirekte DSC

Den beschriebenen Kalorimetern sind geräte- bzw. messtechnische Grenzen der Kühl- und Heizraten gesetzt; so sind die Temperaturraten nach oben durch die Bauart der Geräte beschränkt. In Richtung sehr langsamer Raten verschlechtert sich dagegen das Signal-Rausch-Verhältnis. Diese Umstände haben die Entwicklung von indirekten DSC-Methoden notwendig gemacht. [13]

Diese Methode besteht aus einer beliebigen Wärmebehandlung in einem Ofen [54] oder einem Dilatometer [6] und einer anschließenden Wiedererwärmung in einem konventionellen DSC. Zudem gibt es auch die indirekte DSC-Methode in einem Chip-DSC, bei der nach dem zu untersuchenden Abkühlschritt zwei Wiedererwärmschritte durchgeführt und deren Differenz ausgewertet wird [55, 56].

Für Aluminiumlegierungen in einem Heizratenbereich bis  $100 \text{ Ks}^{-1}$  wurde die Durchführung der indirekten Methode mit einem Abschreckdilatometer erprobt. Es wurden dabei lineare sowie nicht lineare Temperatur-Zeit-Verläufe untersucht. Die Wärmebehandlung wird schrittweise mittels überkritischer Abkühlung unterbrochen, die Proben tiefgekühlt und anschließend im DSC wiedererwärmmt. Aus den Wiedererwärmkurven der einzelnen Abbruchpunkte, kann eine quantitative Rekonstruktion der DSC-Kurve in Bezug auf Temperaturbereiche und Hauptreaktionen durchgeführt werden. Mit einer Legierung EN AW-6082 wurde diese Methode bereits anhand einer mit direkter DSC gemessenen langsamen Heizrate validiert. [6]

### 2.3.2 Thermomechanische Analyse

Die hohe Temperaturdynamik beim Schweißen in der WEZ und im Schweißgut verursacht Änderungen der physikalischen und insbesondere auch der mechanischen Eigenschaften. Für die Bestimmung dieser Eigenschaften wie temperatur- und temperaturpfadabhängigen Fließkurven während und nach (Kurzzeit-) Wärmebehandlungen hat sich die thermomechanische Analyse (TMA) mittels Umformdilatometer bzw. ähnlichen Prüfmaschinen etabliert. Diese haben sich als leistungsfähige Methoden zur Gewinnung von Materialdaten für die numerische Simulation erwiesen. [57–63]

Die thermomechanische Analyse mittels Umformdilatometern soll hier beschrieben werden. Die verwendeten Geräte sind für die Messung von temperaturabhängigen Längenänderungen entwickelt worden, aus welchen sich thermische Ausdehnungskoeffizienten oder Phasenumwandlungen ermitteln lassen. Ein Vorteil der Dilatometer ist der hohe Freiheitsgrad bei der Programmierung von Temperatur-Zeit-Verläufen, der es ermöglicht z.B. auch die Dynamik von Schweißprozessen abzubilden. Es können hohe Heizraten von über  $1000 \text{ Ks}^{-1}$  durch induktive Erwärmung erreicht werden. Die maximalen Kühlraten durch Gasabschreckung mit Stickstoff oder Helium an Vollproben betragen mehrere  $100 \text{ Ks}^{-1}$ . Eine Einschränkung im Hinblick auf die Temperaturzyklen des Schweißens ist, dass sich die Proben während der TMA stets im festen Aggregatzustand befinden müssen und deshalb nur unterhalb der Solidustemperatur gearbeitet werden kann. Die Nachbildung des Zustandes der WEZ, womit auch wiedererwärmte Schweißlagen einbezogen sind, ist mit Hilfe dieser Geräte umsetzbar. [64, S. 103–129]

In Umformdilatometern werden die Vorteile der Probentemperierung mit den Möglichkeiten von Prüfmaschinen kombiniert, sodass Zug-, Druck- oder Zug-Druck-Versuche an den gewünschten Punkten im Temperatur-Zeit-Verlauf durchgeführt werden können. Auf diese Weise wird die Aufnahme von temperatur- sowie temperaturpfadabhängigen Fließkurven ermöglicht. Der Aufbau eines Umformdilatometers sowie die Durchführung der Versuche wird in 3.4 beschrieben und gezeigt. [63, 65, 66]

## 2.4 Schweißsimulation

Die numerische Simulation bietet die Möglichkeit die physikalischen Effekte des Schweißens wie Temperaturänderungen, Verformungen und Eigenspannungen sowie Gefügeumwandlungen zu berechnen. Die Simulation von Schweißprozessen wird schon seit den 1970er Jahren betrieben und hat sich auch durch die starke Steigerung der Rechenleistung zu einem wichtigem Werkzeug in der Schweißtechnik entwickelt [67].

Schweißsimulationen bestehen ähnlich wie in der Wärmebehandlungssimulation (z. B. [9, 68]) aus den Teilmodellen der mechanischen (*Spannungen und Dehnungen*), thermischen (*Temperaturverläufen bzw. Temperaturverteilungen*) und metallurgischen

(*Gefügeumwandlungen in WEZ und Schweißzone*) Simulationen, welche untereinander in Wechselwirkung stehen [67]. Die Modelle von Wärmebehandlungssimulationen (Abbildung 9) sowie Schweißsimulationen (Abbildung 10) und deren Wechselwirkungen sind im Folgenden dargestellt. Radaj [69] hat mit Abbildung 10 eine Einteilung erstellt, die näher an praktischen Anwendungen der Industrie ist. So erweitert er die thermische Simulation um die Berechnung von Prozessgrößen zur Prozesssimulation, nennt das Modell der mechanischen Größen Konstruktionssimulation sowie betrachtet in der Werkstoffsimulation neben Gefügeänderungen auch Schweißfehler. Schweißen ist für WEZ mit einer Kurzzeitwärmebehandlung vergleichbar, deshalb sind Modelle der Wärmebehandlung (Abbildung 9)) mit Einschränkungen auf die Schweißsimulation übertragbar.

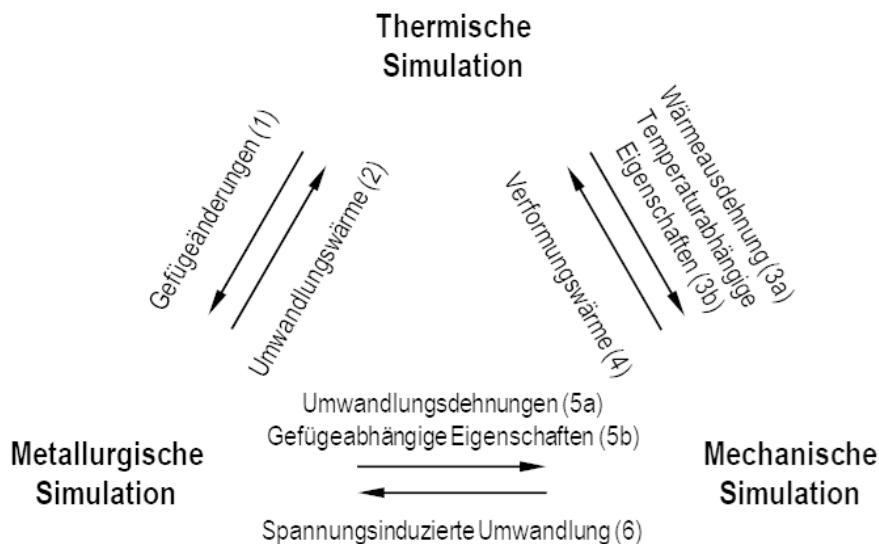


Abbildung 9: Teilmodelle einer Wärmebehandlungssimulation mit Wechselwirkungen nach REICH und FRÖCK [9, 68].

Die in Abbildung 9 dargestellten Wechselwirkungen lassen sich wie folgt beschreiben: Der Temperaturverlauf bewirkt Gefügeumwandlungen (1), wie sie in Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubildern (ZTU) dargestellt sind, und führt infolge von Wärmeausdehnung (3a) zu Dehnungen und Spannungen. Weiterhin beeinflusst die Temperatur die Mechanik aufgrund von temperaturabhängigen Eigenschaften (3b). Mikrostrukturänderungen verändern infolge von Umwandlungswärme (2) die Temperatur sowie die mechanische Simulation zum einen durch Umwandlungsdehnungen (5a) und zum anderen durch veränderte mechanische Eigenschaften (5b). Die Mechanik beeinflusst die Temperatur mit Verformungswärme bzw. mechanischer Verlustleistung (4) und kann mechanisch induzierte Gefügeänderungen hervorrufen (6). [59]

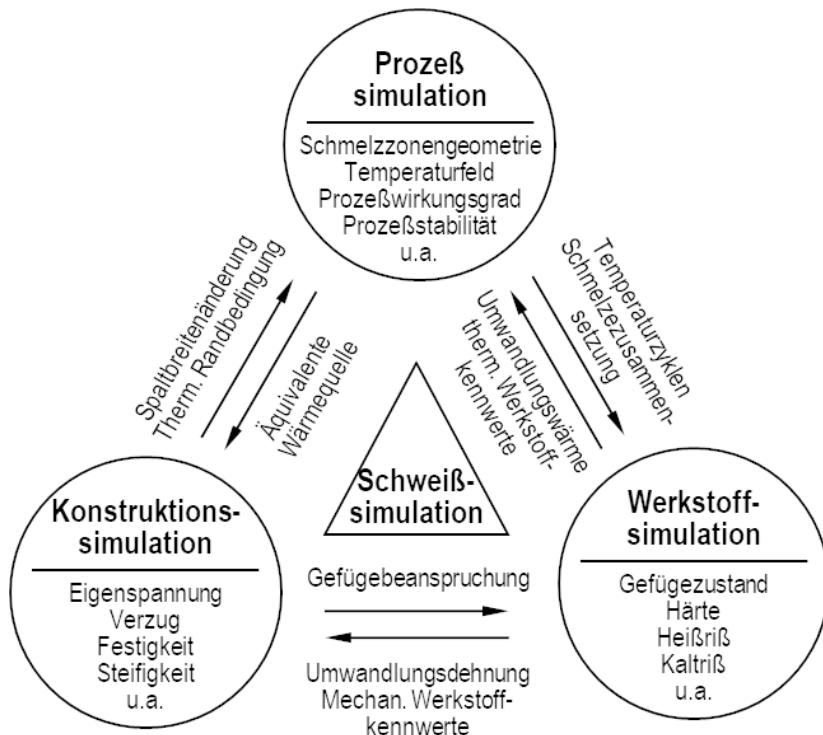


Abbildung 10: Teilsimulationen mit wesentlichen Wechselwirkungen nach Radaj [69].

Die Gesamtheit dieser Wechselwirkungen ist äußerst komplex und erfordert einen hohen Aufwand zunächst bei der Modellerstellung und nachfolgend auch einen erhöhten Berechnungsaufwand bzw. lange Rechenzeiten. Aus diesem Grund werden die einzelnen Wechselwirkungen nach ihrem Einfluss auf die Ergebnisse beurteilt [70] und in wesentliche und vernachlässigbare Wechselwirkungen eingeteilt [67].

Der Einfluss einzelner Wechselwirkungen ist abhängig vom Schweißverfahren (physikalische Effekte) und vom Werkstoff. So treten in der WEZ von z. B. ferritischer perlitischem Stählen Umwandlungen des gesamten Gefüges auf, während sich in Aluminiumknetlegierungen nur wenige Volumenprozent des Gefüges umwandeln. Im Nachfolgenden werden die Wechselwirkungen bezogen auf das Metallschutzgassschweißen von Aluminiumknetlegierungen beschrieben.

Der Einfluss der Temperatur auf das Gefüge insbesondere auf den Ausscheidungszustand ist bei Aluminiumknetlegierungen wesentlich. Dieser Einfluss wird im Kapitel 2.2 erklärt und ist ein Schwerpunkt der experimentellen Untersuchungen dieser Arbeit. Mikrostrukturänderungen zeigen neben der Temperaturabhängigkeit zudem eine deutliche Abhängigkeit von der Dynamik des thermischen Einflusses sowie vom Ausgangszustand des Werkstoffs wie DSC-Untersuchungen [71] belegen.

Die Umwandlungswärme in 6XXX Al-Legierungen wird als gering eingeschätzt [72]. Die spezifische Ausscheidungswärme beträgt in durchgeföhrten DSC-Experimenten wenige J/g, wobei für die Temperaturdynamik des Schweißens geringere Werte erwartet werden. Dieser Effekt ist somit wie bei Wärmebehandlungssimulationen vernachlässigbar [50, 59].

Die Wärmedehnung liefert einen wesentlichen Beitrag zu Schweißeigenspannungen sowie Schweißformänderungen, welche in der Praxis starken Einfluss auf die Qualität der Verbindung haben. Zur Berechnung von Eigenspannungen und Formänderungen durch das Schweißen muss die thermische Ausdehnung berücksichtigt werden. Der thermische Ausdehnungskoeffizient von Aluminium ist etwa doppelt so hoch wie der von Kohlenstoffstählen und beträgt  $23,6 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$  [2, S. 602]. Der temperaturabhängige Verlauf des thermischen Ausdehnungskoeffizienten lässt sich mittels Dilatometrie messen. [34, 64, S. 103–129]

Der Einfluss der Temperatur auf mechanische Eigenschaften wie die Fließgrenze ist bedeutsam. Bei ausscheidungsgehärteten Aluminiumlegierungen sind die mechanischen Eigenschaften bis zum Beginn von Ausscheidungs- bzw. Auflösungsreaktionen relativ schwach temperaturabhängig. Ab dem Erreichen höherer Temperaturen ist zusätzlich der Einfluss des veränderten Zustandes zu berücksichtigen. Die temperatur- sowie zustandsabhängigen mechanischen Eigenschaften lassen sich mit der TMA ermitteln. Daneben sind auch weitere thermophysikalische Eigenschaften wie Ausdehnungskoeffizienten, spezifische Wärmekapazität, spezifische Wärmeleitfähigkeit, spezifischer elektrischer Widerstand temperaturabhängig. Diese Kennwerte sind teilweise in Literatur oder in Datenbanken vorhanden. [69, S. 150–163, 73]

Die zu erwartenden plastischen Verformungen bei Schmelzschweißverfahren sind insgesamt gering, sodass auch die daraus resultierende Dissipationswärme vernachlässigbar klein ist insbesondere im Vergleich zur Schweißwärme. Die Vernachlässigung dieser Größe verringert den Berechnungsaufwand deutlich, ohne nennenswerte Auswirkungen auf die berechneten Eigenspannungen zu bewirken. [67]

Bei Stählen betreffen die Phasenumwandlungen große Volumenanteile bis hin zum gesamten Gefüge sowohl beim Erwärmen als auch beim Abkühlen [67]. Diese Umwandlungen lassen sich per Dilatometrie messen [74]. In Aluminiumknetlegierungen betreffen die Umwandlungen nur geringe Volumenprozente des Gefüges, sind kaum messbar mit Dilatometrie [4] und deshalb in einer Schweißsimulation vernachlässigbar [63].

Sowohl bei der Wärmebehandlung als auch in der WEZ von Aluminiumknetlegierungen verändern sich mit den Ausscheidungen nur geringe Anteile des Gefüges von wenigen Volumenprozente. Diese ausgeschiedenen Teilchen ermöglichen in Aluminiumlegierungen die höchsten Verfestigungen und haben einen entsprechend großen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften [75, S. 743]. Die Veränderung des Ausscheidungszustandes bei Erwärmung tritt ab legierungs- und zustandsspezifischen Temperaturen auf. Ab dieser Temperatur unterliegen die Eigenschaften temperatur- und gefügeabhängigen Einflüssen. Der Ausscheidungszustand und daraus resultierende mechanische Eigenschaften hängen bei schneller Erwärmung vorwiegend von der Maximaltemperatur ab. Somit ist es möglich den gefügeabhängigen Einfluss als Funktion der Maximaltemperatur zu definieren. [73]

In Stählen sind mechanisch induzierte Martensitbildungen unter gegebenen Umständen im großen Umfang möglich [76]. In einer Untersuchung zeigte sich, dass mechanische Spannungen einen Einfluss auf das Ausscheidungsverhalten von

Aluminiumknetlegierungen (hier 2XXX-Legierung) haben. So können Intensitäten und im geringem Maße auch Temperaturen der Umwandlungen verändert werden, die Ausscheidungssequenz wird jedoch nicht beeinflusst [77]. Mechanisch indizierte Umwandlungen können vernachlässigt werden [50, 63].

Zusammengefasst lassen sich für die Simulation des Schweißens [50] bzw. Kurzzeitwärmebehandeln [9] von 6XXX Aluminiumlegierungen die Kopplungen von thermischer Simulation zur metallurgischen (1, Nummerierung nach Abbildung 9) und mechanischen (3 a, b) sowie von der metallurgischen zur mechanischen Simulation (5 b) als wesentlich bewerten.

In dieser Arbeit liegt der Schwerpunkt auf der in-situ Erfassung von Phasenumwandlungen und mechanischen Eigenschaften bzw. beim Erstellen eines Materialmodells, welches das Werkstoffverhalten in der WEZ und Schweißzone sowohl temperatur- als auch gefügeabhängig nachbildet. In der Literatur gibt es zwei verschiedene Ansätze die Eigenschaftsveränderung während Wärmebehandlungen bzw. dem Schweißen in Simulationen nachzubilden: den physikalisch fundierten Ansatz sowie den empirisch-phänomenologischen Ansatz. [78, S. 9–22]

In physikalischen Modellen werden im Werkstoff stattfindende Entwicklung der Mikrostruktur nachgebildet. Beispielsweise wird die Auflösung und das Wachstum von Ausscheidungen nachgebildet und Größen wie Volumenanteil oder Partikelgrößenverteilungen berechnet wie zum Beispiel in [79–81]. Die mechanischen Eigenschaften lassen sich über die Teilchenverfestigung sowie mit der Mischkristallverfestigung ermitteln [82]. Nachteilig an diesem Ansatz ist, dass aufwendige Verfahren zur Bestimmung von Kennwerten nötig sind. Beispielsweise beginnen die Ausscheidungssequenzen in Aluminiumlegierungen mit Ausscheidungen im Nanometerbereich, was hochauflösende Verfahren (TEM, SAXS) notwendig macht. Dem gegenüber steht als Vorteil von physikalischen Modellen die Anpassbarkeit bzw. der Übertragbarkeit auf andere Ausgangszustände oder Legierungen. [62]

Beim phänomenologischen Ansatz sind die mechanischen Eigenschaften eines Werkstoffs abhängig von den wesentlichen Prozessparametern mit Hilfe von mathematischen Zusammenhängen aus experimentellen Daten hinterlegt. Diese Modelle bedürfen eines deutlich geringeren experimentellen Aufwands für die Modellerstellung, da die physikalischen Effekte, die für die Ver- bzw. Entfestigung ursächlich sind, nicht berücksichtigt werden. Die ermittelten Zusammenhänge zwischen den mechanischen Eigenschaften und den beeinflussenden Prozessparametern gelten jeweils nur für den untersuchten Werkstoff und in dem Spektrum (z.B. Temperaturbereich) der durchgeföhrten Experimente. Eine Anpassung an andere Werkstoffe oder abweichende Ausgangszustände ist nicht möglich. [62, 78, S. 9–22]

STRIEWE et al. [62] untersuchen ein phänomenologisches Modell einer Legierung ähnlich der EN AW-6082 beim Laserstrahl-Schweißen mit der Software *Simufact Welding*. In dem erstellten Modell sind temperaturabhängige Materialdaten des Ausgangszustandes sowie eines weiteren Zustandes, welcher nach Erreichen von 550 °C Spitzentemperatur vorliegt, implementiert.

In Simulationen von Kurzzeitwärmebehandlungen mittels Laser hat FRÖCK [9, 73] die Eigenschaftsentwicklung der Legierungen EN AW-6060 sowie EN AW-60082 über einen phänomenologischen Ansatz mit drei imaginären Phasen simuliert. Neben der Temperaturabhängigkeit der mechanischen Eigenschaften (Fließkurven) wird auch die zuvor erreichte Maximaltemperatur in dem Modell berücksichtigt. Die Simulationssoftware *LS Dyna* mit dem Keyword MAT\_GENERALIZED\_PHASECHANGE wird dafür verwendet. Das Modell besteht aus drei imaginären Phasen. Die Umwandlungen zwischen den Phasen finden unidirektional und temperaturabhängig statt. Die Umwandlungstemperaturen basieren auf Ergebnissen von DSC- und TMA-Experimenten. Die Fließkurven werden mittels mehrerer temperaturabhängiger Parameter gemäß Hocket-Sherby beschrieben [83].

### 3 Werkstoffe und Methoden

#### 3.1 Aluminiumknetlegierung EN AW-6082

Die Untersuchungen dieser Arbeit werden an der Aluminiumknetlegierung EN AW-6082 des Legierungssystems AlMgSi durchgeführt, welches als Plattenmaterial mit 10 mm Stärke im Zustand T651 vorliegt. Einzelne Versuche insbesondere Schweißungen werden zudem mit Platten der gleichen Legierung mit den Stärken 8 mm und 12 mm durchgeführt. In Tabelle 2 sind die chemischen Zusammensetzungen der Werkstoffe aufgelistet. Es handelt sich bei EN AW-6082 um eine aushärtbare Legierung, welche jeweils im Zustand T651 geliefert wurde. T651 entspricht einem lösungsgeglühten, um 1,5 % bis 3 % gereckten und warmausgelagerten Zustand [84]. Das 10 mm Plattenmaterial wies in diesem Lieferzustand eine Vickershärte von  $99 \pm 1$  HV1 auf. Als Schweißzusatzwerkstoff wird Draht der Legierung EN AW-4047A AISi12(A) (Typ 4 [36]) mit einem Si-Gehalt im Bereich der eutektischen Zusammensetzung 12,5 % [10] verwendet. AlMgSi-Legierungen zeichnen sich durch mittlere bis hohe Festigkeiten sowie eine gute Schweißeignung aus [2]. Die untersuchten Platten aus EN AW-6082 weisen im Lieferzustand, wie in Tabelle 3 angegeben, Zugfestigkeiten oberhalb von  $300 \text{ N/mm}^2$  und Bruchdehnungen von 12 % bis 15 % auf. [2]

Tabelle 2: Legierungselementanteile der verwendeten Werkstoffe, OES: Analyse mittels Optischer Emissionsspektrometrie [85].

Werkstoffe	Quelle	Si	Mg	Fe	Cu	Mn	Cr	Zn
EN AW-6082	DIN EN 573-3	0,7-1,3	0,6-1,2	0,5	0,10	0,40-1,0	0,25	0,2
<b>10 mm Platte</b>	<b>OES</b>	<b>0,834</b>	<b>0,923</b>	<b>0,383</b>	<b>0,058</b>	<b>0,481</b>	<b>0,031</b>	<b>0,018</b>
8 mm Platte	OES*	1,134	0,727	0,18	0,026	0,531	0,007	0,025
12 mm Platte	Aleris*	1,099	0,713	0,183	0,062	0,522	0,031	0,012
12 mm Platte	OES	0,944	0,677	0,173	0,055	0,531	0,036	0,012
Schweißgut	OES	7,23	0,393	0,285	0,030	0,188	0,019	0,007
EN AW-4047A AISi12(A)	DIN EN 573-3	11-13	0,1	0,6	0,3	0,15	-	$\leq 0,2$

\*Materialzeugnis Aleris Rolled Products Germany GmbH

Tabelle 3: Mechanische Eigenschaften des Werkstoffs im Ausgangszustand [88],  
 \*Materialzeugnis Aleris Rolled Products Germany GmbH.

Plattenstärke	$R_{p0,2}$ in N/mm <sup>2</sup>	$R_m$ in N/mm <sup>2</sup>	$A_{50}$ in %
8 mm*	300	339	15,4
10 mm	278	308	12,2
12 mm*	299	340	17,1

Diese Legierung wird in Form verschiedener Halbzeuge wie Schmiedestücke, Drähte, gezogene oder stranggepresste Erzeugnisse, Bleche, Bänder, Platten, und längsgeschweißte Rohre eingesetzt und ist für den Lebensmittelkontakt geeignet [85]. Tabelle 2 enthält weiterhin die mittels OES bestimmte chemische Zusammensetzung des Schweißguts von gemäß Kapitel 3.2 hergestellten Schweißverbindungen.

### 3.2 Schweißversuche und Temperaturmessung

Schweißungen werden zur Ermittlung von Temperaturverläufen, zur Herstellung von Probenmaterial für die thermische Analyse (DSC, TMA), zur Aufnahme von Härteprofilen oder für metallografische Schliffe durchgeführt. Dabei werden an der Schweißtechnischen Lehr- und Versuchsanstalt Mecklenburg-Vorpommern mittels manuellen Metall-Inertgasschweißen (MIG-Schweißen) Stumpf-, T- und Kreuzstöße hergestellt. In Tabelle 4 sind Schweißparameter zu den Verbindungen aus 10 mm starken Platten EN AW-6082 aufgeführt. Als Zusatzwerkstoff wird jeweils EN AW-4047 mit 1,2 mm Drahtdurchmesser genutzt. Es wird mit Gleichstrom bei positiver Polarität geschweißt und Argon/Helium (70 %/ 30 %) als Schutzgas verwendet. Die Bauteiloberflächen im Bereich der Fügestelle werden unmittelbar vor dem Schweißen gebürstet. Für die Schweißung der ersten Lage wird für die DV-Naht sowie K-Naht des T-Stoßes eine keramische-Schweißbadsicherung nach dem Heften befestigt. Für die V- und DV-Nähte werden die Platten gemäß DIN EN ISO 9692-3 [86] mit Öffnungswinkeln  $\alpha$  von 90°, Steghöhen  $c$  von 1 mm und Stegabständen von 0 mm (V-Naht) sowie 2 mm (DV-Naht) vorbereitet.

Tabelle 4: Übersicht Schweißparameter der hergestellten Verbindungen aus 10 mm starken Platten EN AW-6082.

Verbindung	Schweißlage	Strom in A	Spannung in V	Drahtvorschub in m min <sup>-1</sup>
Stumpfstoß V-Naht	1	150	24,6	7,5
	2	165	25,0	8,0
	3 & 4	170	25,9	9,0
Stumpfstoß DV-Naht	1	145	23,5	7,5
	2 & 3	145	23,5	7,5
T-Stoß	1 & 2	204	24,4	9,5
DHV-Naht	3 & 4	188	23,7	8,5

Die Temperaturverläufe während des Schweißens werden für die Festlegung von Heiz- und Kühlraten der thermischen in-situ Analyse (DSC-, TMA-, Wärmebehandlungs-Versuche) sowie als Referenz für Schweißsimulationen gemessen. Hierfür werden 240 mm lange T-Stöße mit in der Abbildung 11 (beispielhaft für 10 mm Plattenstärke) dargestellten Geometrie gefertigt. Abhängig von der Plattenstärke werden drei bis vier Schweißlagen hergestellt. Die Schweißverbindungen werden gemäß DIN EN ISO 9692-3 [86] mit Flankenwinkeln  $\beta$  von 45°, Steghöhen c von 0 mm und Stegabständen von 4 mm vorbereitet. Angaben zu Positionen der Thermoelemente können neben der Abbildung 11 auch der Abbildung 12 entnommen werden. Tabelle 5 enthält eine Übersicht über die Anzahl und Tiefen der TE-Bohrungen in den Schweißproben. Die Länge der Schweißproben beträgt 240 mm, die Bohrungen in der Gurtplatte (in der Abbildung von unten) befinden sich in 120 mm in Längsrichtung von der Stirnfläche entfernt. Eine Ausnahme ist dabei eine Schweißprobe mit 10 mm Plattenstärke. Sämtliche Messstellen dieser Probe befinden sich in der Gurtplatte mit einem Abstand in Längsrichtung von 80 mm sowie 160 mm (vgl. Abbildung 11 c). Acht Thermoelemente (Type K, 0,5 mm, Therma Thermofühler GmbH, Lindlar, Deutschland) werden je Messung mit einer Abtastfrequenz von 50 Hz verwendet. Die Positionen der TE sind dabei so gewählt, dass diese den Schweißprozess nicht behindern aber gleichzeitig in definierter Position nah an bzw. auch in der Schmelzzone messen.

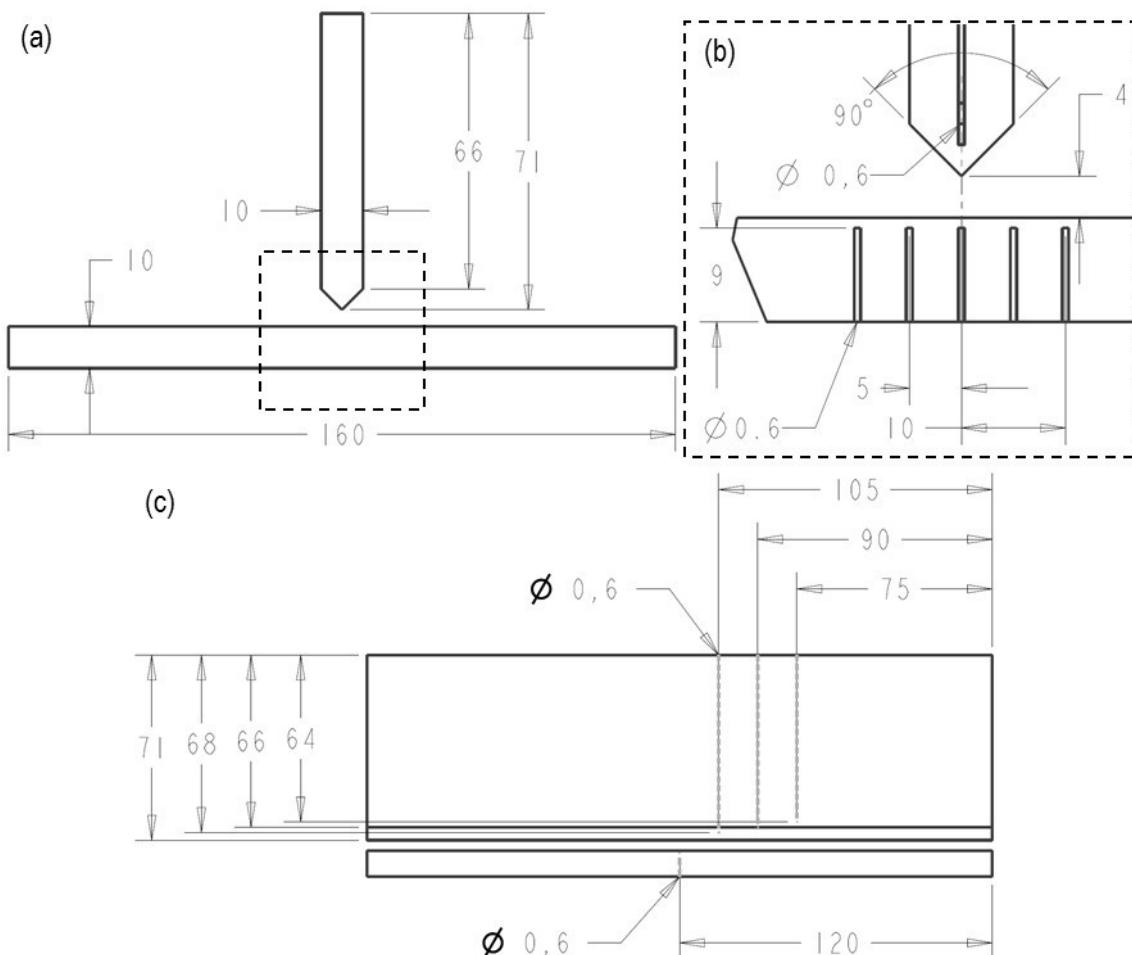


Abbildung 11: Zeichnung der vorbereiteten T-Stöße inklusive Thermoelementbohrungen;  
(a) Vorderansicht, (b) Detailansicht mit TE-Bohrungen, (c) Seitenansicht.

Tabelle 5: Übersicht Anzahl und Tiefe TE-Bohrungen in Schweißproben.

Blechstärke in mm	Tiefe Bohrungen in Gurtplatte in mm (Anzahl)	Tiefe Bohrungen Stegblech in mm	Verfahren
8	5 (5)	64, 66, 68	Drahterosion
10	7 (8)	-	Bohren
10	9 (5)	64, 66, 68	Drahterosion
12	9 (5)	64, 66, 68	Drahterosion

In Abbildung 12 sind exemplarische Querschliffe einer untersuchten Schweißverbindungen mit sichtbaren TE-Bohrungen (4-8) dargestellt. In Abbildung 12 (b) grenzen sich einzelne Schweißlagen (I-IV) deutlich voneinander ab. Die Schweißlagen sind nach ihrer Reihenfolge nummeriert. Anhand der Bohrungen konnten Abstände der Thermoelemente zu einzelnen Schweißlagen mit der Software „Imagic IMS“ gemessen werden, wie es durch die roten Linien beispielhaft für TE 5 verdeutlicht wird.

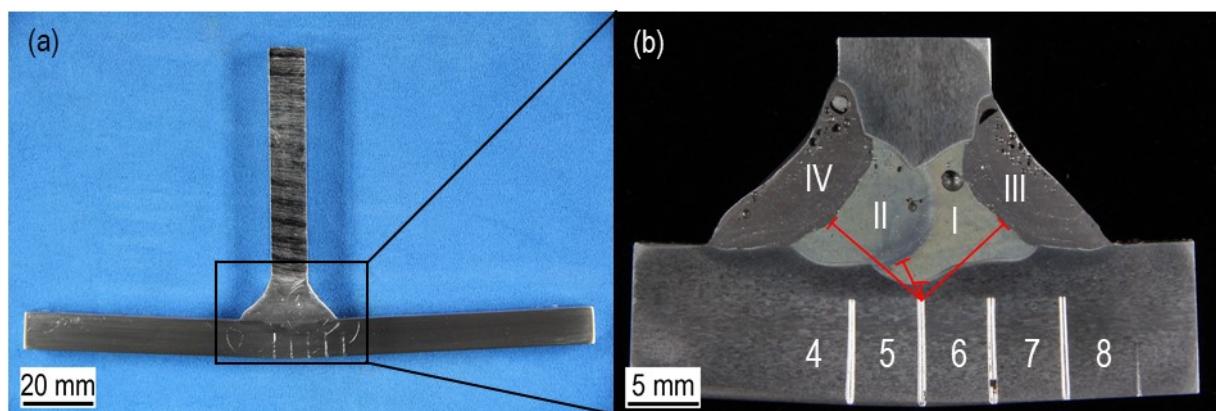


Abbildung 12: Geschweißte T-Stöße im Querschliff; (a) gesamter T-Stoß, (b) mit sichtbaren Thermoelementbohrungen; I-IV markieren die einzelnen Schweißlagen, mit 4-8 sind die Bohrungen der zugehörigen TE gekennzeichnet, wobei die Position von TE 8 nicht auswertbar ist. Die roten Linien zeigen exemplarisch für TE 5 die gemessenen Abstände vom Ende der TE-Bohrung zu den Schmelzlinien der Schweißlagen.

Kreuzstöße mit den Abmaßen von 160 x 160 x 240 mm<sup>3</sup> werden analog zu den T-Stößen gefertigt. Diese Kreuzstöße werden an einer schwach verformten Stelle thermisch neutral aufgetrennt für Härteprüfungen und Makroaufnahmen genutzt.

### 3.3 Differential Scanning Calorimetry

Die DSC wird in dieser Arbeit genutzt, um zum einen Ausscheidungs- bzw. Auflösungsreaktionen in-situ während Erwärm- und Abkühlexperimenten zu bestimmen. Darüber hinaus ist die DSC Teilschritt der indirekten DSC-Methode (siehe [6]). Es werden zwei verschiedene Gerätetypen genutzt: die Wärmestromkalorimeter des Herstellers Setaram DSC 121 (Abbildung 13) und Sensys Evo sowie die leistungskompensierten Geräte des Hersteller Perkin Elmer Pyris Diamond (Abbildung 14) und DSC 8500.

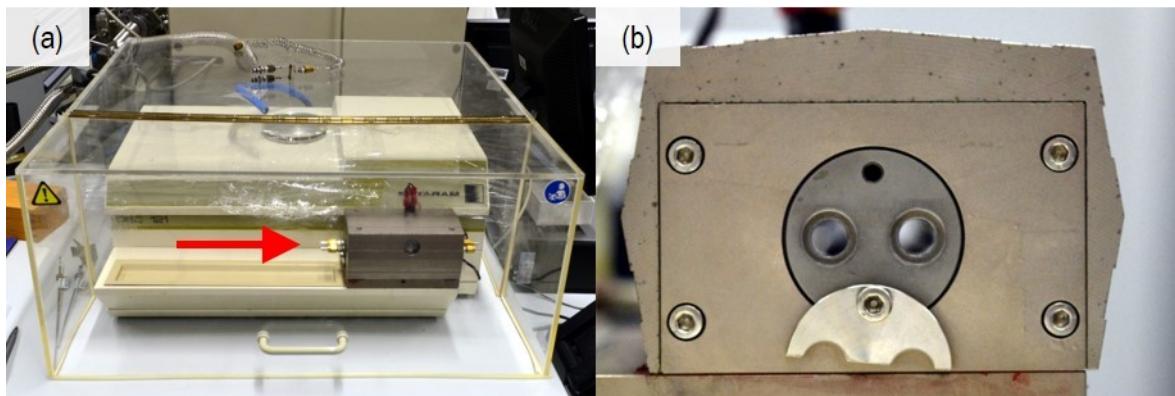


Abbildung 13: Wärmestrom-DSC Setaram DSC 121; (a) Gesamtansicht und (b) Ansicht der offenen Öfen.

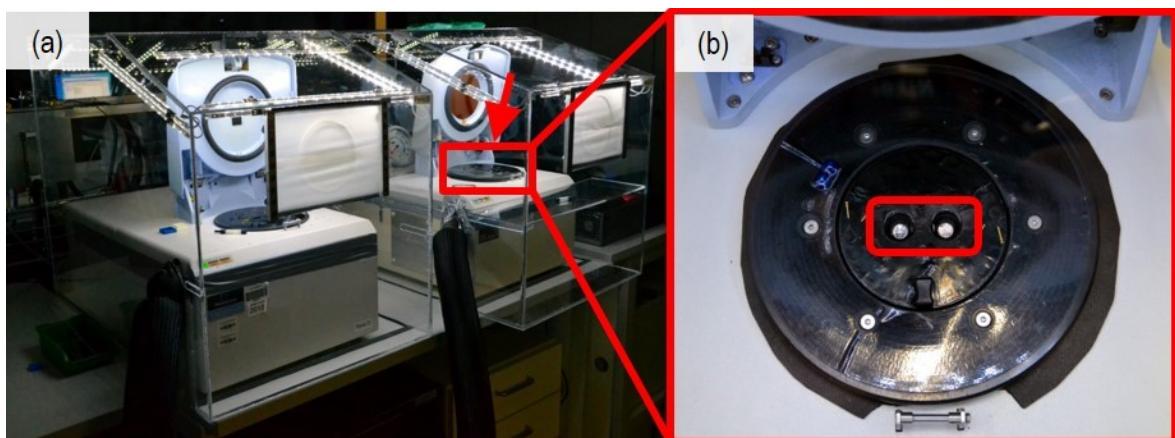


Abbildung 14: Leistungskompensierte DSC des Herstellers Perkin Elmer; (a) Gesamtansicht zweier Geräte sowie (b) Ansicht der geöffneten Öfen.

Die Probengeometrien sind in Bezug auf die Abmessungen der zu den Kalorimetern passenden Tiegeln möglichst groß gewählt. Zum einen wird so durch die hohe Masse ein vergleichsweise starkes Signal erhalten und eine reproduzierbare Positionierung mit wenig Spiel in den Tiegeln zu erreicht. Die durch Drehen hergestellten Proben für direkte und indirekte DSC sind in Abbildung 15 zu sehen und haben folgende Dimensionen:

Proben für Leistungskompensierte DSC:	$\varnothing 6,4 \text{ mm} \times 1,0 \text{ mm}$ , ca. 80 mg
Proben für Wärmestrom-DSC:	$\varnothing 6,0 \text{ mm} \times 21,65 \text{ mm}$ , ca. 1.600 mg

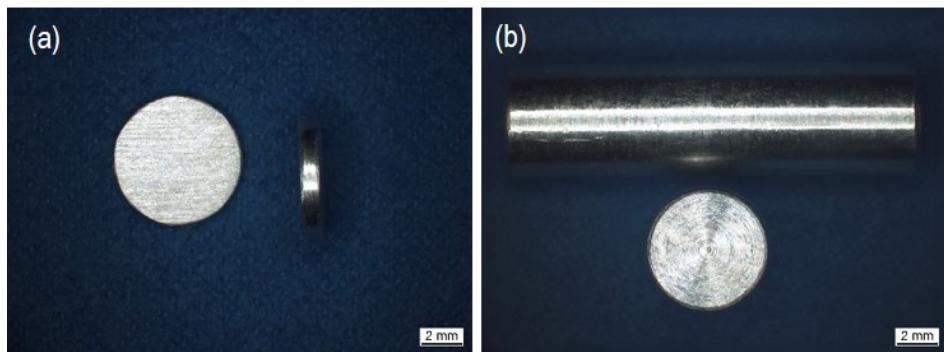


Abbildung 15: Proben für (a) Perkin Elmer DSC-Geräte und (b) Setaram Geräte.

Zunächst werden die Proben händisch zum Massenangleich zwischen Probe und Reinaluminium-Referenz geschliffen und mittels Ultraschalles in Ethanol gereinigt. Die Verpackung der Proben in Aluminiumtiegeln wird vorgenommen, um eine gute Übereinstimmung der Kurvenverkrümmung von Proben- und Basislinienmessung zu erhalten [4]. Im Wärmestrom-DSC Setaram DSC 121 werden zwei Tiegel beidseitig über die Proben gestülpt und im Perkin Elmer Pyris werden die Proben in einen stehenden Tiegel gestellt und mit einem kreisförmigen Plättchen abgedeckt. Die Probenverpackungen werden soweit möglich mehrfach verwendet, damit auftretende Oberflächenveränderungen infolge der Wärmebehandlungen für Proben- und Referenzverpackung möglichst ähnlich sind.

Die DSC-Untersuchungen bestehen aus zwei zusammengehörigen Messungen mit der Abfolge: Probenmessung – Basislinienmessungen - Probenmessung. Die Probenmessungen werden mit einer legierten Probe in dem einem Ofen sowie einer Rein-Aluminium-Probe in dem anderen Ofen durchgeführt, während bei Basislinienmessungen zwei Rein-Aluminiumproben mit dem gleichen Temperaturprogramm untersucht werden.

Mit der direkten DSC werden umfangreiche Erwärm- und Abkühlexperimente mit den in Tabelle 6 aufgeführten Versuchsparametern durchgeführt. In den Erwärmversuchen werden die Heizraten im Spektrum der Kalorimeter systematisch variiert von  $0,01 \text{ Ks}^{-1}$  bis  $5 \text{ Ks}^{-1}$ . Bei den Abkühlversuchen werden sowohl die Glühparameter Temperatur und Haltedauer als auch die Abkühlrate variiert. Es werden die Glühtemperaturen von  $540^\circ\text{C}$ ,  $550^\circ\text{C}$  und  $560^\circ\text{C}$  gewählt.  $540^\circ\text{C}$  entspricht nach dem quasibinären Zustandsdiagramm Al-Mg<sub>2</sub>Si (siehe Abbildung 1) etwa der Solvustemperatur für die zu untersuchende Legierung bei thermischem Gleichgewicht. Durch die Wahl dieser Glühtemperaturen in Kombination mit der variierten Glühdauer, sollen zum Beginn der Abkühlung verschiedene Auflösungszustände – unvollständige und vollständige Auflösung von Mg<sub>2</sub>Si - im Werkstoff eingestellt werden. Als minimale Glühdauer wird die gerätespezifische minimale Haltedauer der Perkin Elmer Pyris Geräte von 1 min gewählt. Die Kühlraten werden im Spektrum der verwendeten Geräte von  $0,01 \text{ Ks}^{-1}$  bis  $5 \text{ Ks}^{-1}$  mit zwei Raten je Zehnerpotenz untersucht.

Tabelle 6: Übersicht Versuchspараметer der direkten DSC-Erwärmversuche, \*Erwärmen nur auf 560 °C, da Daten von Abkühlversuch.

Kalorimeter	Heizraten in Ks <sup>-1</sup>	Glüh-/ Maximaltemperatur in °C
Setaram DSC 121	0,01; 0,03; 0,05; 0,1	585
PE Pyris	0,3; 0,5; 1; 2*, 3; 5	585

Tabelle 7: Übersicht Versuchspараметer der direkten DSC-Abkühlversuche.

Kalorimeter	Heizraten in Ks <sup>-1</sup>	Glüh-/ Maximal-temperatur in °C	Glühdauer in min	Kühlraten in Ks <sup>-1</sup>
Setaram DSC 121	0,1	540; 550; 560	20	0,01; 0,03; 0,1
PE Pyris	2	540; 550; 560	1; 20	0,3; 1; 3; 5

## Indirekte DSC

Konventionelle Kalorimeter besitzen Temperaturraten bis maximal 5 Ks<sup>-1</sup>, welche deutlich unter den beim Schweißen zu erwartenden Raten liegt. Zur Erweiterung des Spektrums wurde die indirekte DSC-Methode genutzt, welche von FRÖCK et. al. [6] beschrieben wurde. Der schematische Verlauf der indirekten Methode ist in Abbildung 16 (lineare Erwärmung) und Abbildung 17 (nicht lineare Wärmebehandlung) dargestellt. Die Proben werden zunächst in einem Abschreckdilatometer wärmebehandelt. Die Wärmebehandlungen werden an definierten Temperatur- bzw. Zeitpunkten durch ein unmittelbares rasches Abschrecken abgebrochen und die Proben anschließend bei Tieftemperaturen von ca. -80 °C zwischengelagert, um weitere Ausscheidungsvorgänge zu unterdrücken. Härtemessungen nach Zwischenlagerung bei Tieftemperaturen belegen eine stark unterdrückte Ausscheidungsbildung in diesem Temperaturbereich [87]. Anschließend erfolgt die Wiedererwärmung in einem leistungskompensiertem DSC (Perkin Elmer Pyris Diamond) mit einer konstanten Heizrate.

Das verwendete Dilatometer wird im Kapitel Thermomechanische Analyse beschrieben. Im Unterschied zur TMA werden für die Wärmebehandlung Glasschubstangen statt Keramikstempeln verwendet und keine Verformungen vorgenommen. Die Temperaturmessung wird für die indirekte DSC mittels „Dummy“-Probe vorgenommen. Diese herkömmliche DSC-Probe mit zwei geschliffenen Stirnflächen und applizierten TE-Drähten wird mehrfach und ausschließlich für die Temperaturmessung genutzt. Beidseitig des Dummys werden Proben für die Wärmebehandlung mittels Federkraft der Schubstangen gespannt. Diese Vorgehensweise ist notwendig, da bereits ein Anschweißen von TE-Drähten den Ausscheidungszustand verändern würde. Die Temperaturabweichungen bei dieser Vorgehensweise wurden zuvor gemäß FRÖCK [6] geprüft und Versuchspараметer wie Atmosphäre der Versuchskammer sowie die programmierte Spitzentemperatur

wurden angepasst. Die Handhabung der Proben erfolgt zwischen dem Ende des Abschreckens und dem Start des Wiedererwärmens möglichst zügig, damit sich der Werkstoff möglichst kurze Zeit bei RT befindet. Die Reinigung erfolgt analog zur (direkten) DSC jedoch bereits vor der Wärmebehandlung. Es werden Al-Tiegel als Verpackung genutzt und Basislinienmessungen wie zuvor beschrieben durchgeführt. Für die lineare Erwärmung mit  $20 \text{ K s}^{-1}$  und  $100 \text{ K s}^{-1}$  werden Abbruchtemperaturen zwischen  $200^\circ\text{C}$  (unterhalb des Reaktionsbeginns der direkten DSC-Erwärmungsversuche) und  $575^\circ\text{C}$  (unterhalb der Solidustemperatur) gewählt. Zwischentemperaturen in Abstufung bis  $25 \text{ K}$  werden untersucht. Die Wiedererwärmung im Kalorimeter erfolgt mit einer Rate von  $1 \text{ K s}^{-1}$ .

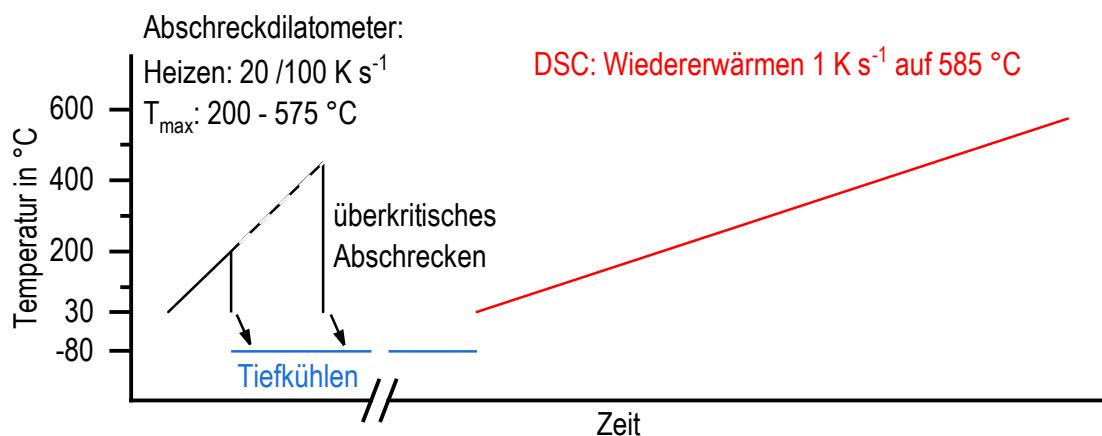


Abbildung 16: Schematischer Temperatur-Zeit-Verlauf der indirekten DSC-Methode.

Die nichtlineare Schweißwärmebehandlung ist eine stückweise lineare Nachbildung eines von SARMAST [49] gemessenen Temperaturverlaufs und umfasst eine Erwärmung mit etwa  $30 \text{ K s}^{-1}$  auf  $490^\circ\text{C}$  sowie eine anschließende Abkühlung (Abbildung 17). An zwölf eingezeichneten Punkten wird die Wärmebehandlung analog zu dem zuvor beschriebenen Vorgehen durch überkritisches Abschrecken unterbrochen, bei  $-80^\circ\text{C}$  zwischengelagert und im Kalorimeter mit  $0,3 \text{ K s}^{-1}$  wiedererwärmmt.

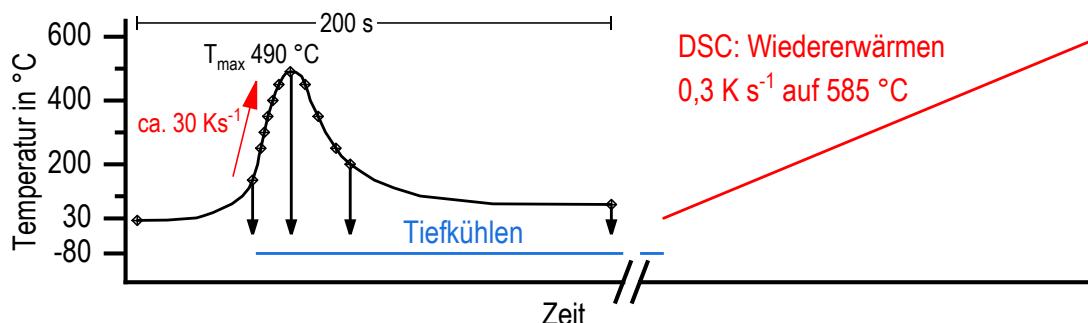


Abbildung 17: Schematischer Temperatur-Zeit-Verlauf der indirekten DSC-Methode mit nichtlinearer Wärmebehandlung nach SARMAST [49].

## Messdatenauswertung

Die Messdatenauswertung erfolgt nach Gleichung 1 und ist in Abbildung 18 a exemplarisch gezeigt: in (a) sind die Abkühlkurven von Proben- und Basislinienmessung dargestellt. Die Kurvenverkrümmung des Messaufbaus in der Probenmessung wird durch Subtraktion der dazu zeitnah aufgenommenen Basislinie rechnerisch entfernt (b). Mit der anschließenden Berechnung der Exzesswärmekapazität aus Division der Wärmestromdifferenz durch Probenmasse und Temperaturrate wird eine Normierung erreicht und es kann ein direkter Vergleich von Versuchen verschiedener Raten sowie Probenmassen erfolgen. Artefakte wie Einschwingpeaks werden entfernt und eine vertikale Verschiebung der Kurve vorgenommen, sodass reaktionsfreie Bereiche bei in diesem Fall niedrigen Temperaturen auf der Nulllinie liegen (Abbildung 18 (c) und (d)).

$$C_{p,exzess} = \frac{\dot{Q}_P - \dot{Q}_{BL}}{m_P \cdot \beta} \quad (\text{Gleichung 1})$$

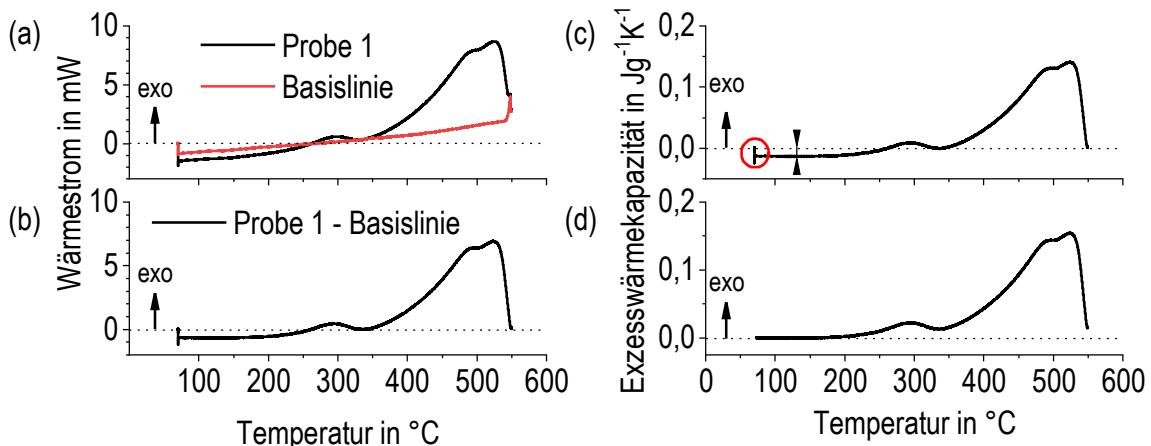


Abbildung 18: Verarbeitung der DSC-Messdaten; (a) Wärmestrom von Probe und Basislinie, (b) Wärmestromdifferenz Probe – Basislinie, (c) Exzesswärmekapazität mit Artefakten, (d) Exzesswärmekapazität auf Nullniveau verschoben.

Die Abweichungen der Kurven vom Nullniveau werden als Reaktionen interpretiert. Bei nacheinander ablaufenden Reaktionen mit Überlappung wird für Abkühlkurven das lokale Minimum als Ende bzw. Beginn gewertet. Die Ausscheidungswärme wird anhand der zuvor ermittelten Start- und Endtemperaturen mit der Integralfunktion in Origin® berechnet. In den Erwärmekurven ist die Bestimmung von Reaktionsbeginn- und –ende aufgrund starker Überlagerung bis auf den Beginn der ersten Reaktion und das Ende der letzten Reaktion nicht möglich. Aus diesem Grund werden Maxima und Minima der Reaktionspeaks ausgewertet und die Ermittlung von Reaktionswärmen wird nicht vorgenommen.

### 3.4 Thermomechanische Analyse

Die Bestimmung von temperatur- und temperaturpfadabhängigen mechanischen Eigenschaften wurde mit der Thermomechanischen Analyse (TMA) durchgeführt. Dabei werden die Proben definierten Wärmebehandlungen ausgesetzt und im gewünschten Temperaturschritt mittels Zug- bzw. Stauchversuch geprüft. Zudem werden die Proben in ähnlichen Versuchen nach der Wärmebehandlung für eine definierte Zeitdauer bei RT gelagert, bevor diese in Stauchversuchen bei RT geprüft werden. Diese Art der Experimente wird nachfolgend als RT-Stauchversuch bezeichnet. Durchgeführt werden die genannten Experimente in einem Abschreck- und Umformdilatometer Bähr Dil805, welches einen Temperaturbereich von RT bis ca. 1600 °C sowie Kühl- und Heizraten bis zu mehreren 100 Ks<sup>-1</sup> ermöglicht (BÄHR, Thermoanalyse GmbH, Hüllhorst, Germany). In Abbildung 19 ist das Dilatometer im Abschreckmodus und in Abbildung 20 im Stauchmodus (a) sowie dessen schematischer Aufbau (b) abgebildet.

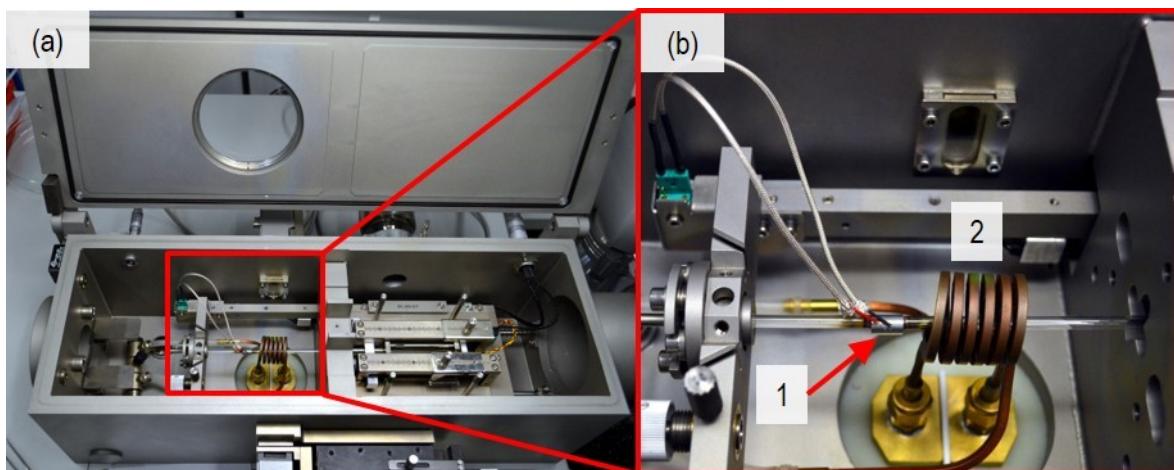


Abbildung 19: (a) Gesamtansicht, (b) Detailansicht des Dilatometers im Abschreckmodus mit Quarzglasschubstangen. An die eingespannte Probe sind Thermoelementdrähte angeschweißt (1), die Proben befinden sich während der Versuche innerhalb der Spule (2).

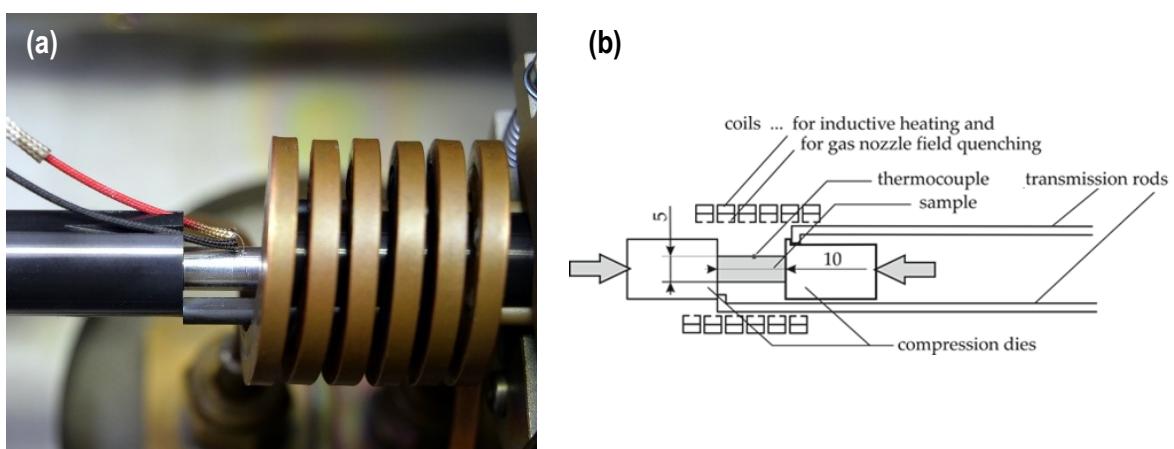


Abbildung 20: (a) Dilatometer im Umformmodus mit Zylinderprobe zwischen den Druckstempeln, für den Versuch wird die Probe mittig in der Spule positioniert, (b) Schematischer Aufbau des Umformdilatometers [88].

Für die TMA werden zylindrische Proben mit planparallelen Stirnflächen und den Abmaßen  $\varnothing 5,0 \times 10,0 \text{ mm}^2$  genutzt. Die mit angeschweißten Thermoelementen versehenen Proben werden mittels Federkraft von zwei Stempeln in einer Spule gehalten, welche die Wärmebehandlung realisiert. Diese Spule besteht aus zwei Teilen; einer wassergekühlten elektromagnetischen Spule für die Erwärmung der Proben durch Induktion sowie einem an der Innenseite perforierten Rohr, durch welches Abschreckgase wie Stickstoff oder Helium zur Kühlung auf die Probe geblasen werden. Das Dilatometer hat einen Abschreck- sowie einen Umformmodus. Im Abschreckmodus (Abbildung 19) werden die Proben von Quarzglasröhrchen als Schubstangen gehalten, welche direkt mit dem Längenmessauftnehmer gekoppelt sind. Dieser Modus wird für die Wärmebehandlung von Proben für Härtungsprüfungen oder indirekte DSC verwendet. Für die TMA und die Stauchversuche bei RT wird der Umformmodus (Abbildung 20) des Dilatometers genutzt, bei dem sich die Probe zwischen zwei Stempeln aus druckfester Keramik befindet, welche hydraulisch angetrieben werden. Während der Versuche werden sowohl Kraft, Längenänderung und die Temperatur aufgezeichnet. Das evakuierbare Gehäuse des Dilatometers erlaubt Versuche in verschiedenen Atmosphären. Versuche finden nach Erzeugung eines Vakuums und anschließenden Flutens mit dem verwendeten Abschreckgas auf ca. 0,2 mBar statt. Die Gasabschreckung erfolgt i.d.R. mit Stickstoff, nur für Kühlraten ab  $100 \text{ Ks}^{-1}$  mit Helium.

In der Auswertung der Stauchversuche werden aus den gemessenen Größen Kraft und Weg zunächst die technische Spannung sowie technische Dehnung und daraus die wahre Spannung  $\sigma_w$  sowie logarithmische Dehnung  $\varepsilon_w$  entsprechend der nachfolgenden Gleichungen berechnet. Aus Diagrammen wahre Spannung  $\sigma_w$  über logarithmische Dehnung  $\varepsilon_w$  werden die Dehngrenzen  $R_{p0,1}$  und  $R_{p0,2}$  ermittelt.

$$\varepsilon_w = \ln(1 + \varepsilon_{tech}) \quad (\text{Gleichung } 2)$$

$$\sigma_w = \sigma (1 - |\varepsilon_{tech}|) \quad (\text{Gleichung } 3)$$

### 3.5 Metallografie

In dieser Arbeit werden metallografische Aufnahmen mittels Lichtmikroskop sowie Raster- und Transmissionselektronenmikroskop erstellt. Dabei werden sowohl in DSC-Geräten oder Dilatometern wärmebehandelte Proben als auch Bereiche geschweißter Verbindungen aufgenommen. Für die Licht- und Rasterelektronenmikroskopie wurden wärmebehandelte Proben anschließend in Epoxidharz kalteingebettet. Geschweißte Verbindungen wurden nach dem Schweißen mittels Trennmaschine (Kreuzstoß) oder Bandsäge jeweils unter Verwendung von Kühlschmierstoffen getrennt und zum Teil ohne Einbettung untersucht. Der metallographische Schliff des Kreuzstoßes wurde aus einer zuvor in einem Stauchversuch geprüften Schweißverbindung [89] entnommen. Die Entnahme erfolgte an einer Position mit geringer plastischer Verformung. Sämtliche Proben wurden mechanisch geschliffen und poliert mit wasserfreier Poliersuspension. Die letzte Politur wurde mit  $0,05 \mu\text{m}$  Oxid-Polier-Suspension vorgenommen.

Lichtmikroskopische Aufnahmen mit dem inversen Auflichtmikroskop Leica DMI 5000M wurden von polierten sowie an nach WECK geätzten Oberflächen hergestellt. Übersichtsaufnahmen der Schweißzonen wurden mit einem Photomakroskop WILD M400 sowie der Kamera Canon EOS 60 D aufgenommen. Rasterelektronenmikroskop-Aufnahmen (REM) wurden mit dem Feldemissions-Rasterelektronenmikroskop Zeiss Merlin VP compact (Co. Zeiss, Oberkochen, Deutschland) mit integriertem Detektor für energiedispersive Röntgenspektroskopie (EDX; XFlash 6/30) und Analysesoftware (Bruker Quantax 400, Berlin, Deutschland) erstellt. Von ausgewählten Bereichen der Proben wurden grafische Elementverteilungen auf Basis der EDX-Spektraldata mit Hilfe der Quantax Esprit Microanalyse Software (Version 2.0) abgebildet. Die eingebetteten, polierten Proben wurden dazu mit leitfähigen Kohlenstoff- und Aluminiumklebebandern (PLANO, Wetzlar, Deutschland) an den REM-Probenhalter befestigt. Für die EDX-Analyse wurden Beschleunigungsspannungen zwischen 5 kV und 15 kV verwendet.

Für die Transmissionselektronenmikroskopie (TEM) wurden zylindrische Proben mechanisch geschliffen und poliert bis zu einer Dicke von 100-150 µm und anschließend im Doppelstrahlverfahren elektrolytisch poliert mit Methanol und Salpetersäure (Verhältnis 2:1). Die Dünning fand bei ca. -20 °C und einer Spannung von 12 V statt. Für die TEM-Aufnahmen wurde das Zeiss Libra (Oberkochen, Deutschland) ausgestattet mit einer LaB<sub>6</sub> Kathode und einem Omega-Filter für die verwendet. Die genutzte Beschleunigungsspannung beträgt 120 kV. Die verwendete CCD-Kamera (TRS-Proscan, Moorenweis, Deutschland) hat eine Auflösung von 2000 x 2000 Pixeln und die genutzte Bilderstellung-Software heißt iTEM (Olympus Soft Imaging Solutions GmbH, Münster, Deutschland).

### **3.6 Härteprüfung**

Härteprüfungen nach Vickers (HV 1) wurden zum einen an zuvor wärmebehandelten Proben und zum anderen an geschweißten Verbindungen vorgenommen. Eine Übersicht über Wärmebehandlungsparameter und Auslagerungsparameter ist in Tabelle 8 aufgeführt. Diese Härteprüfungen wurden mit dem Mikrohärtestester HMV-2 (Shimadzu, Kyoto, Japan) durchgeführt und es wurden jeweils Mittelwerte aus sechs Indentierungen gebildet. Für die warmausgelagerten Proben fand die gesamte Wärmebehandlung (WB) einschließlich Glühen, Zwischenlagerung und Warmauslagerung in einem Gerät (Dilatometer oder Kalorimeter) mittels zusammenhängenden Temperaturprogramm statt. Die Kaltauslagerung erfolgt bei RT. Für die Härteuntersuchungen während der Kaltauslagerung werden die Proben nach dem Lösungsglühen und Abkühlen aus dem Dilatometer entnommen und zügig in die Tiefkühlung gelegt. Die Zwischenlagerung bis zur Härteprüfung erfolgt bei ca. -80 °C.

Die Härteprüfung an geschweißten Proben erfolgt nach Auf trennen mittels Bandsäge sowie Schleifen der Schnittfläche. Die Indentierungen werden entlang definierter Linien vorgenommen, wie es anhand von Makroaufnahmen jeweils dokumentiert ist. Die erstellten Makroaufnahmen wurden weiter zur Messung der Indentierungspositionen verwendet. Die Härteverteilung eines geschweißten

Kreuzstoßes wurde mit dem Mikrohärte-Messsystem FISCHERSCOPE® HM2000 (Typ HM T5 XYprog, Helmut Fischer GmbH, Sindelfingen-Maischingen, Deutschland) ermittelt. Es wurden mit Hilfe eines integrierten Mikroskops rechteckige Bereiche auf dem Querschnitt mit dem in Abbildung 21 dargestelltem Punkteraster festgelegt. Diese wurden automatisiert angefahren und geprüft. Die Prüfkraft von 1 N wurde jeweils innerhalb von 10 s aufgebracht, 15 s gehalten und, innerhalb von 10 s zurückgenommen. Das Härtemaß für die hier ermittelte Martenshärte ist die währenddessen auftretende maximale Eindringtiefe. Lücken im dargestellten Raster entsprechen später entfernten Ausreißerwerten.

Tabelle 8: Übersicht der mittels Härteprüfungen untersuchten Proben.

<b>Wärmebehandlung</b>	<b>Variation Kaltauslagerungsdauer</b>	<b>Variation Kühlrate</b>	<b>Variation Maximaltemperatur</b>	<b>Schweiß-WB</b>
Heizrate in Ks <sup>-1</sup>	2	0,1 / 2	25/ 50/ 75/ 100	Nichtlinear
Maximaltemperatur in °C	540 / 560	540/ 550/ 560	225/ 325/ 400/ 425/ 450/ 475/ 500/ 560	Bis 490
Haltedauer der Maximaltemperatur in min	1	1/ 20	-	-
Kühlraten in Ks <sup>-1</sup>	0,3 / 3 / 30 / max. (~ 110)	0,01/ 0,03/ 0,1/ 0,3/ 1/ 3/ 5/10 30/ 100/ 300	4/ 8/ 10	Nichtlinear
Auslagerungs-dauer (-temperatur)	0,1 h / 1 h / 2 h / 6 h 1 d / 7 d / 30 d / 112 d / 250 d / 356 d (RT)	4h (180 °C)	0,1 h / 0,8 h / 2,7 h / 17 h/ 1 d / 7 d / 365 d (RT)	-
Probengeometrie	Ø6,4 x 1 mm <sup>2</sup>	Ø6,4 x 1 mm <sup>2</sup>	10 x 4 x 2 mm <sup>3</sup>	Ø6,4 x 1 mm <sup>2</sup>

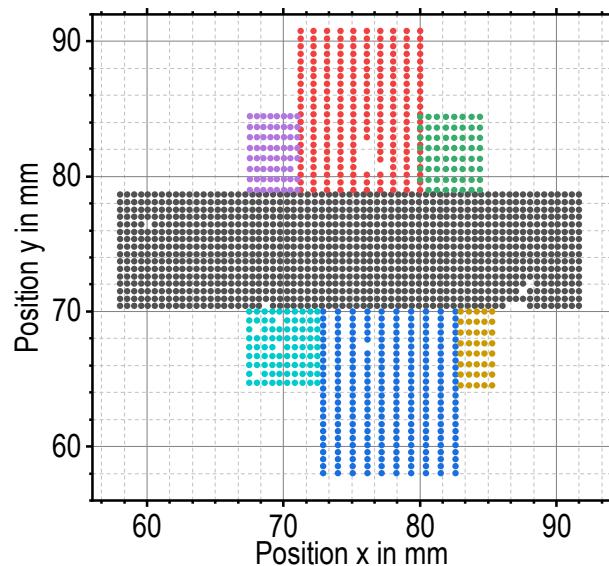


Abbildung 21: Raster für Härteprüfung an geschweißten Kreuzstoß.

## 4 Ergebnisse

### 4.1 Thermische Beanspruchung

Die Wärmeeinbringung während des Schweißens wirkt sich durch die Änderung der Werkstoffstruktur maßgeblich auf mechanische Eigenschaften der WEZ aus. Zur Ermittlung der thermischen Beanspruchung wurden Temperaturmessungen mittels Thermoelemente (TE) während des Schweißens durchgeführt und Abstände von Thermoelementen zu einzelnen Schweißlagen anhand von Schliffbildern gemessen.

Einen typischen Temperaturverlauf aus den durchgeführten Messungen wie in Abbildung 22 (a) kennzeichnet ein nahezu lineares Erwärmen auf Maximaltemperatur, kein Halten auf dieser Temperatur sowie anschließend eine natürliche, nichtlineare Abkühlung mit geringer werdender Temperaturrate. Als Kühlrate wurde eine mittlere Rate zwischen der Maximaltemperatur und 200 °C bestimmt. Abbildung 22 (b) enthält die ermittelten Heiz- und Kühlraten des eines 10 mm T-Stoßes in Abhängigkeit von der jeweiligen Maximaltemperatur. Der generelle Zusammenhang ist: je höher die Maximaltemperatur desto höher sind die Temperaturraten. Die Kühlraten weisen in der logarithmischen Darstellung eine temperaturabhängig größere Streuung als die Heizraten auf. Die Heizraten betragen 25 bis 118 K s<sup>-1</sup> und die Kühlraten 3,5 K s<sup>-1</sup> bis 15 K s<sup>-1</sup>. Die erreichten Maximaltemperaturen liegen bei 229 °C bis 516 °C. Diese Ergebnisse werden für nachfolgende in-situ Analysen mittels experimenteller Nachbildung des Schweißens genutzt: Heizraten der indirekten DSC von 20 und 100 K s<sup>-1</sup> sowie Parametersets bestehend aus Heiz-, Kühlrate sowie Maximaltemperatur für die TMA (in Abbildung 22 (b) mit schwarzen Dreiecken markiert).

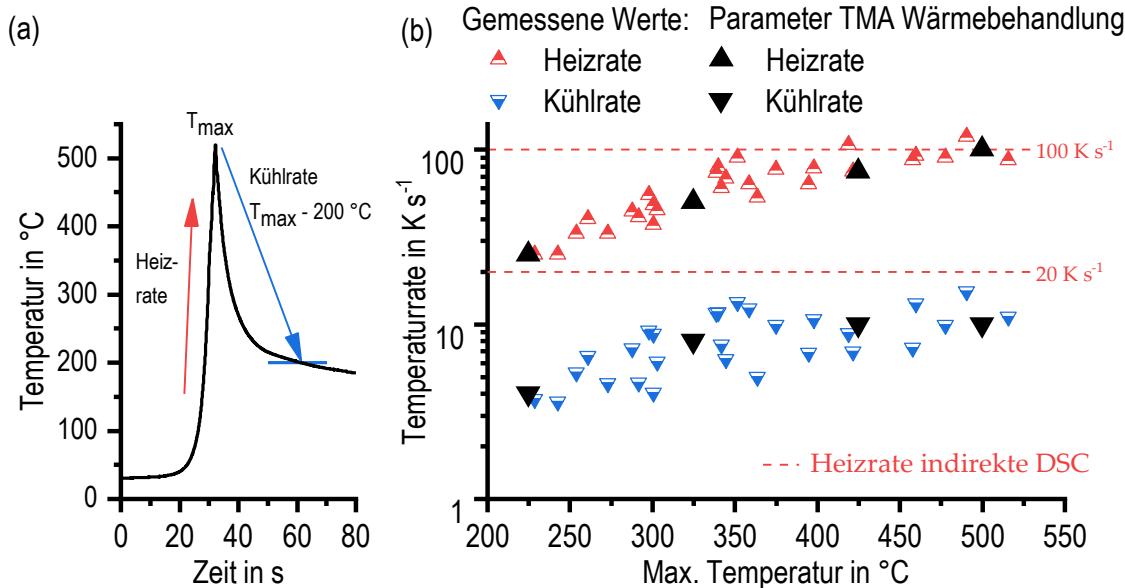


Abbildung 22: (a) typischer Temperatur-Zeit-Verlauf der WEZ, (b) Heiz- und Kühlraten in Abhängigkeit von der Maximaltemperatur beim Schweißen einer 10 mm Platte.

Als Funktion des Abstandes von der jeweiligen Schmelzlinie sind die Temperaturraten und die Maximaltemperaturen in Abbildung 23 dargestellt. Nah an der Schweißnaht treten für alle Größen die höchsten Werte auf, die mit zunehmenden Abstand sinken. Für die Heizrate gibt es in dieser logarithmischen Darstellung einen in grober Näherung linearen Zusammenhang zum Abstand.

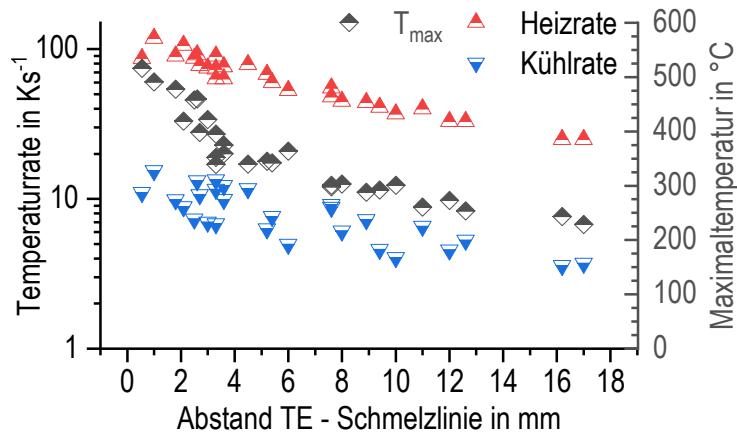


Abbildung 23: Temperaturraten und Maximaltemperaturen beim Schweißen einer 10 mm Platte in Abhängigkeit vom Abstand zur Schweißzone.

In Abbildung 24 sind die jeweiligen Maximaltemperaturen in Abhängigkeit vom Abstandes von der Schmelzlinie für die verschiedenen Plattenstärken (a) sowie für verschiedene Randabstände (b) geplottet. Es zeigt sich jeweils der Trend, dass mit zunehmendem Abstand die Maximaltemperatur sinkt. In mehreren Fällen grenzte die TE-Bohrung direkt ans Schweißgut, die Maximaltemperatur lag dabei in nur zwei Fällen oberhalb des per DSC ermittelten Solidustemperatur einer Schweißgutprobe von  $566^{\circ}\text{C}$ . Zwei weitere Messpunkte bis 0,9 mm Entfernung von der Schmelzlinie überschritten diese Temperatur ebenfalls. Im Vergleich der Plattenstärken werden in der 8 mm Platte die höheren Temperaturen bei gleichem Abstand erreicht. Ursache dafür wird die geringere absolute Wärmekapazität aufgrund der geringeren Masse sein. Ein verringrigerter Randabstand bei den 10 mm Platten bewirkt zum einen, dass einige TE-Bohrungen direkt an das Schweißgut grenzt und so auch einzelne Temperaturverläufe mit Maximaltemperaturen über der Solidustemperatur ermittelt werden konnten. Zum anderen werden bis ca. 3 mm Abstand von TE zu Schmelzlinie höhere Maximaltemperaturen erreicht. Mit größerer Distanz vom Schweißgut überschneiden sich die Ergebnisse beider Randabstände.

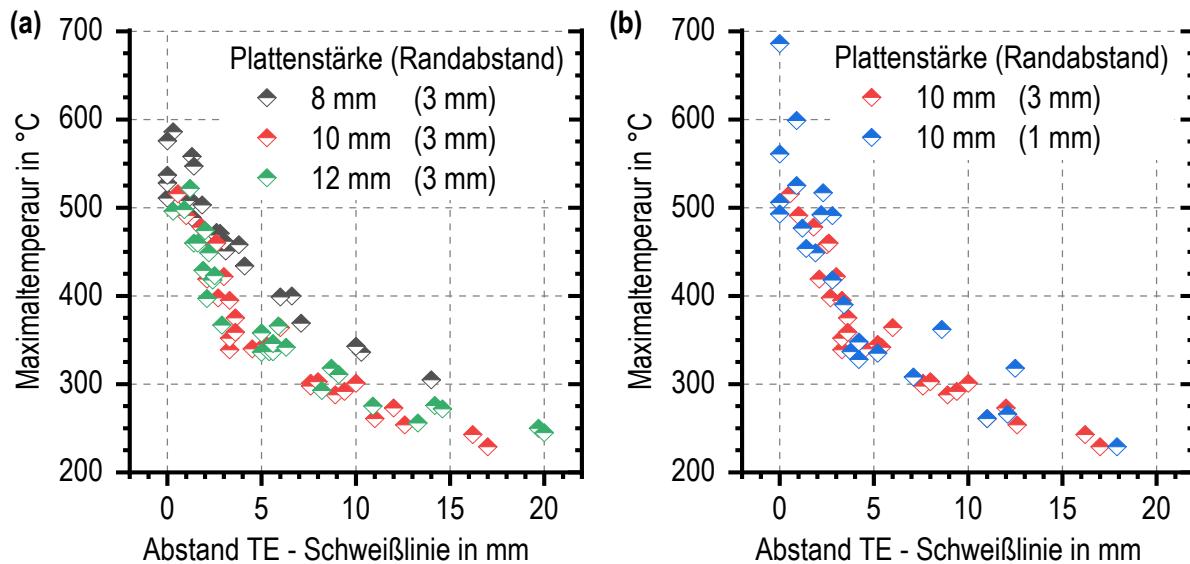


Abbildung 24: (a) Maximaltemperaturen beim Schweißen von 8, 10, 12 mm Platten sowie (b) für 10 mm Platten mit unterschiedlicher TE-Position jeweils in Abhängigkeit vom Abstand zur Schweißzone.

Die Heizraten der vier verschiedenen Schweißlagen (siehe Abbildung 12) in Abhängigkeit von der jeweiligen Maximaltemperatur sind in Abbildung 25 als Punktdiagramm dargestellt. Die Heizraten sind für 10 mm Platten mit 7 mm tiefer Bohrung am höchsten. Darunter liegen die Ergebnisse der 8 mm und 12 mm Platten, welche sich größtenteils überschneiden. Die Raten der 10 mm Platten mit 9 mm Bohrung umfassen Bereiche der zuvor genannten Messungen sowie langsamere Heizratenbereiche. Die Heizraten steigen jeweils mit zunehmender Maximaltemperatur. Die großen Streuungen vor allem bei der Schweißung der 10 mm (9 mm) Platten in Abbildung 25 lassen sich auch durch einen manuellen Einfluss wie durch die in Tabelle 9 angegebenen unterschiedlichen mittleren Vorschubgeschwindigkeiten begründen. Für die Plattenstärke 8 mm und 12 mm liegen die Punkte in Abbildung 25 jeweils in schmalen Bereichen und die mittleren Vorschubgeschwindigkeiten weichen nur um maximal  $1,2 \text{ mms}^{-1}$  voneinander ab. Dagegen verteilen sich die Punkte der 10 mm (9 mm) Platte über eine deutlich größere Fläche, was sich auf die nahezu doppelt so große Streuung der Geschwindigkeiten von  $2,2 \text{ mms}^{-1}$  zurückführen lässt. Insbesondere wurde die Schweißlage 2 mit einer geringen Geschwindigkeit geschweißt, was zu jeweils geringeren Heizraten führte. Am Beispiel der Maximaltemperatur von  $400^\circ\text{C}$  zeigt sich, dass höhere Vorschubgeschwindigkeiten in den meisten Fällen höhere Heizraten bewirken.

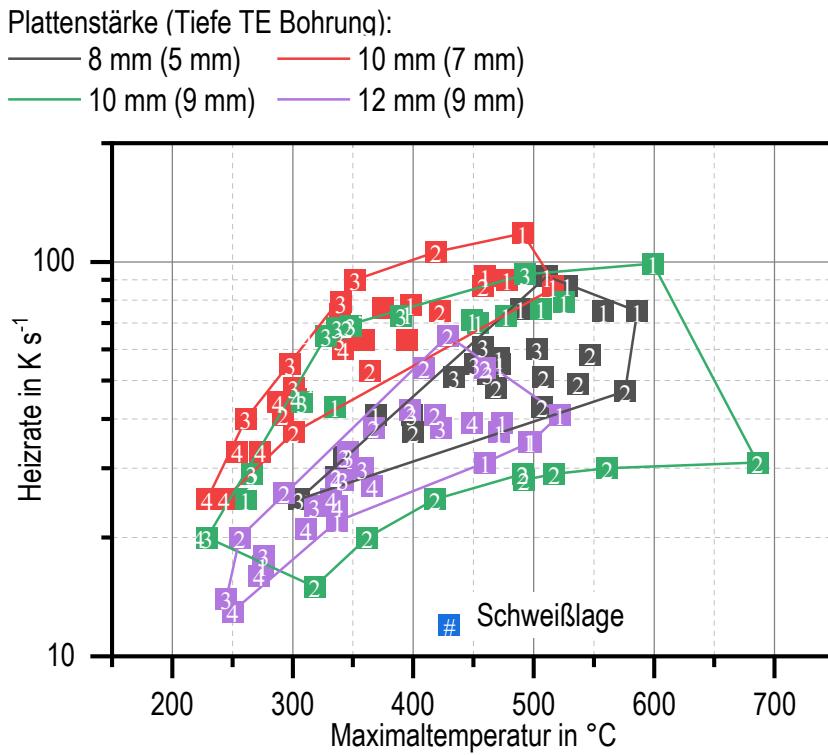


Abbildung 25: Heizraten in Abhängigkeit von der Maximaltemperatur beim Schweißen von 8, 10, 12 mm Platten EN AW-6082, Zahlen in den Punkten geben die Zugehörigkeit zur jeweiligen Schweißlage an (siehe Abbildung 12).

Tabelle 9: Gemittelte Geschwindigkeit beim Schweißen einzelner Lagen. Hinweis: Die Angaben zur 10 mm Platten gehören zu den mit 9 mm tiefen TE-Bohrungen.

Plattenstärke	8 mm	10 mm	12 mm
Schweißlage 1	4,5 mm s <sup>-1</sup>	4,4 mm s <sup>-1</sup>	3,0 mm s <sup>-1</sup>
Schweißlage 2	3,6 mm s <sup>-1</sup>	2,7 mm s <sup>-1</sup>	4,2 mm s <sup>-1</sup>
Schweißlage 3	4,2 mm s <sup>-1</sup>	4,9 mm s <sup>-1</sup>	3,4 mm s <sup>-1</sup>
Schweißlage 4	-	-	3,7 mm s <sup>-1</sup>

## 4.2 Phasenumwandlungen während des Erwärmens

Während der Erwärmung beim Schweißen finden in der WEZ Auflösungs- und Ausscheidungsreaktionen statt. Zunächst wurden DSC-Erwärmversuche im Heizratenspektrum konventioneller Kalorimeter, d.h. unterhalb der Heizraten des Schweißens durchgeführt [88]. Die ermittelten DSC-Erwärmkurven sind Abbildung 26 dargestellt. Nachfolgend werden endotherme Auflösungsreaktionen mit Großbuchstaben und exotherme Ausscheidungsreaktionen mit Kleinbuchstaben bezeichnet. Die gepunkteten Nulllinien entsprechen dem jeweiligen Nullniveau. Abweichungen von dieser Linie entsprechen endo- oder exothermen Reaktionen (Pfeile beachten). Auflösungs- und Ausscheidungsreaktionen überschneiden sich, deshalb sind nur der Start der ersten Reaktion B<sub>T651</sub> und Ende der letzten Reaktion H

reale Anfangs- bzw. Endtemperaturen. Andere Kennwerte wie Nulldurchgänge oder Minima, Maxima entsprechen im Allgemeinen nicht den realen Anfangs- und Endtemperaturen der Einzelreaktionen, da nur das Summensignal vorhanden ist. Diese charakteristischen Werte werden dennoch zur Erstellung des Zeit-Temperatur-Auflösungsdiagramm Abbildung 30 genutzt.

Während der langsamsten untersuchten Erwärmung mit  $0,01 \text{ Ks}^{-1}$  gibt es folgende Reaktionssequenz mit den zugehörigen Peaktemperaturen: B<sub>T651</sub> bei ca.  $195^\circ\text{C}$ , d bei ca.  $240^\circ\text{C}$ , F bei ca.  $335^\circ\text{C}$ , g bei  $385^\circ\text{C}$  sowie die letzte Auflösungsreaktion H von ca.  $400^\circ\text{C}$  bis ca.  $565^\circ\text{C}$  mit Maximum bei ca.  $540^\circ\text{C}$ . Diese sind alternierend endo- und exotherm, wobei die endothermen Peaks insgesamt deutlich dominieren. Der Bereich oberhalb von  $565^\circ\text{C}$  ist für die langsamste Heizrate reaktionsfrei. Mit steigender Heizrate verschieben sich die genannten Reaktionspeaks zu höheren Temperaturen und exotherme Reaktionen werden stärker unterdrückt, sodass sich die Kurven in den endothermen Bereich verschieben. Beispielsweise erreicht Peak H ab  $0,05 \text{ Ks}^{-1}$  nicht mehr das Nullniveau, d.h. dass die Auflösung während des Erwärmens nicht vollständig beendet wird. Peak g verschiebt sich von ca.  $385^\circ\text{C}$  bei  $0,01 \text{ Ks}^{-1}$  auf ca.  $555^\circ\text{C}$  bei  $5 \text{ Ks}^{-1}$ . Weiterhin erreichen Peak d ab  $0,5 \text{ Ks}^{-1}$  und Peak g ab  $5 \text{ Ks}^{-1}$  nicht mehr den exothermen Bereich.

Die auftretenden Reaktionspeaks werden in der Literatur mit der Bildung sowie dem Wachstum und auf der anderen Seite mit der Auflösung verschiedener Teilchen korreliert. Beim Peak x (siehe Abbildung 27 und Abbildung 28) handelt es sich vermutlich, wie in der Literatur für exotherme Reaktionen in diesem Temperaturbereich beschrieben, um Ausscheidungen von Clustern [15, 90]. Beim endothermen Peak B, welcher in allen gezeigten Kurven (vgl. Abbildung 64) auftritt, finden abhängig vom Ausgangszustand Auflösungsreaktionen von Clustern [91] und Co-Clustern, GP-Zonen [15] für den Zustand T4 sowie  $\beta''$ -Phase für den Zustand T6 [71] statt. Die Peaks c und d überlagern sich, sodass eine Unterteilung schwierig ist. Die Signale können den Ausscheidungen der nadelförmigen  $\beta''$ -Phase [15, 91] (Ausgangszustand T4) sowie der lattenförmigen Teilchen  $\beta'$  und B' [12, 19, 92] (Ausgangszustand T6) zugeordnet werden. Im Folgenden mit F markierten Bereich lösen sich zuvor gebildete Phasen wieder auf, was sich mit dem Peak g der Ausscheidung der Gleichgewichtsphase  $\beta\text{-Mg}_2\text{Si}$  [15, 93, 94] zum Teil überschneidet. Im finalen Peak H, der in den abgebildeten Verläufen in der Nähe des Nullniveaus endet, findet die Auflösung aller vorhandenen Phasen besonders von  $\beta\text{-Mg}_2\text{Si}$  [15, 94] statt.

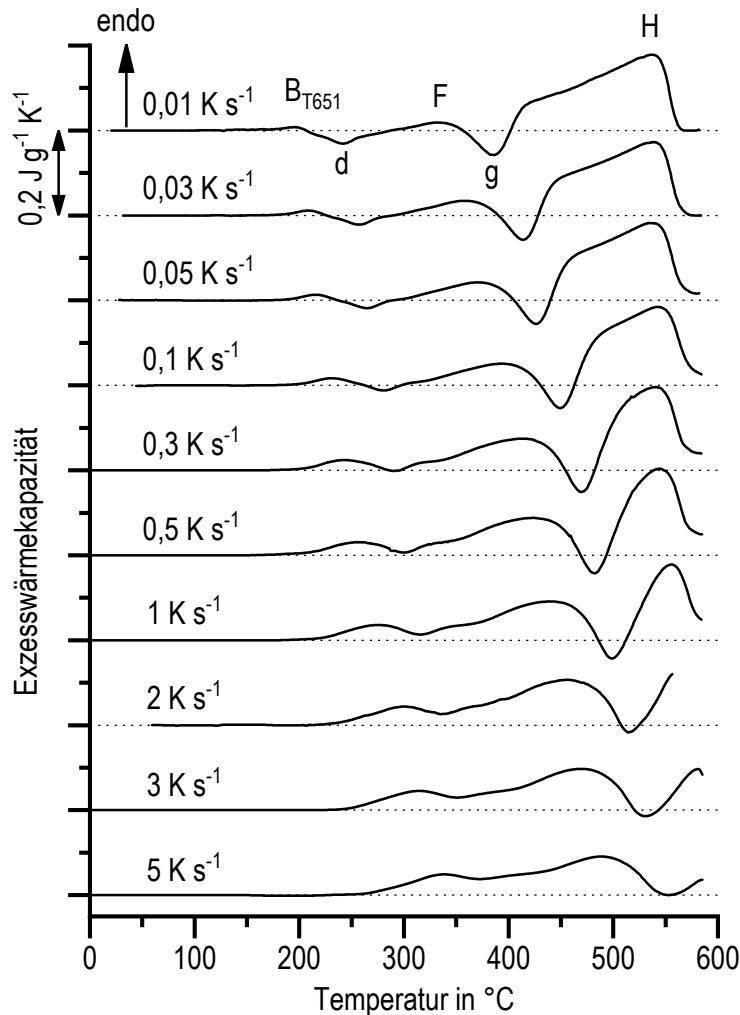


Abbildung 26: DSC-Erwärmkurven von EN AW-6082, Hinweis: 2  $\text{K s}^{-1}$ -Kurve ist nur bis 560 °C aufgenommen [88].

Die Heiz- und Kühlgeschwindigkeiten der genutzten Kalorimeter können die hohe Temperaturdynamik des Schweißens nicht abbilden. Zur Erweiterung des Temperaturratenspektrums wurde deshalb die Methode der indirekten DSC genutzt. In Abbildung 27 und Abbildung 28 sind Ergebnisse der indirekten DSC in Form von Wiedererwärmkurven nach linearem Heizen mit  $20 \text{ K s}^{-1}$  sowie  $100 \text{ K s}^{-1}$  auf die angegebenen Maximaltemperaturen dargestellt. Zur Interpretation des Diagramms werden die Veränderungen im Vergleich zum Ausgangszustand herangezogen. Die Kurve des Ausgangszustandes ist zum besseren Vergleich jeweils als hellgraue Linie hinterlegt. Bis zu einer Maximaltemperatur von 275 °C sind keine Änderungen im Vergleich zur Erwärmkurve des Ausgangszustandes erkennbar, die über eine übliche Messwertstreuung hinausgehen. Ab der Maximaltemperatur von 300 °C tritt für  $20 \text{ K s}^{-1}$  und  $100 \text{ K s}^{-1}$  der neue exotherme Peak y im Bereich von 220-250 °C auf, der bis zur Maximaltemperatur 450 °C stetig zunimmt. Diese Reaktion ist jeweils für  $20 \text{ K s}^{-1}$  stärker als für  $100 \text{ K s}^{-1}$ . Ab der Maximaltemperatur von 475 °C tritt im Niedertemperaturbereich bei ca. 100 °C ein weiterer, vergleichsweise schwacher, neuer exothermer Reaktionspeak x auf. Zudem erscheinen zwei exotherme Peaks  $y_1$  und  $y_2$  an der Stelle des einen Peaks y. Bei höheren Maximaltemperaturen treten keine grundlegenden Veränderungen des Verlaufs auf. Ein direkter Vergleich der

Wiedererwärmekurven von  $20 \text{ K s}^{-1}$  und  $100 \text{ K s}^{-1}$  ist in Abbildung 29 dargestellt. Die  $20 \text{ K s}^{-1}$ -Kurven verlaufen vorwiegend unterhalb, d.h. geringfügig in exotherme Richtung verschoben, zu den  $100 \text{ K s}^{-1}$  Kurven. Für  $20 \text{ K s}^{-1}$  sind exotherme Peaks sind geringfügig zum Teil auch deutlich (Maximaltemperatur  $450^\circ\text{C}$ ) intensiver und endotherme schwächer ausgeprägt.

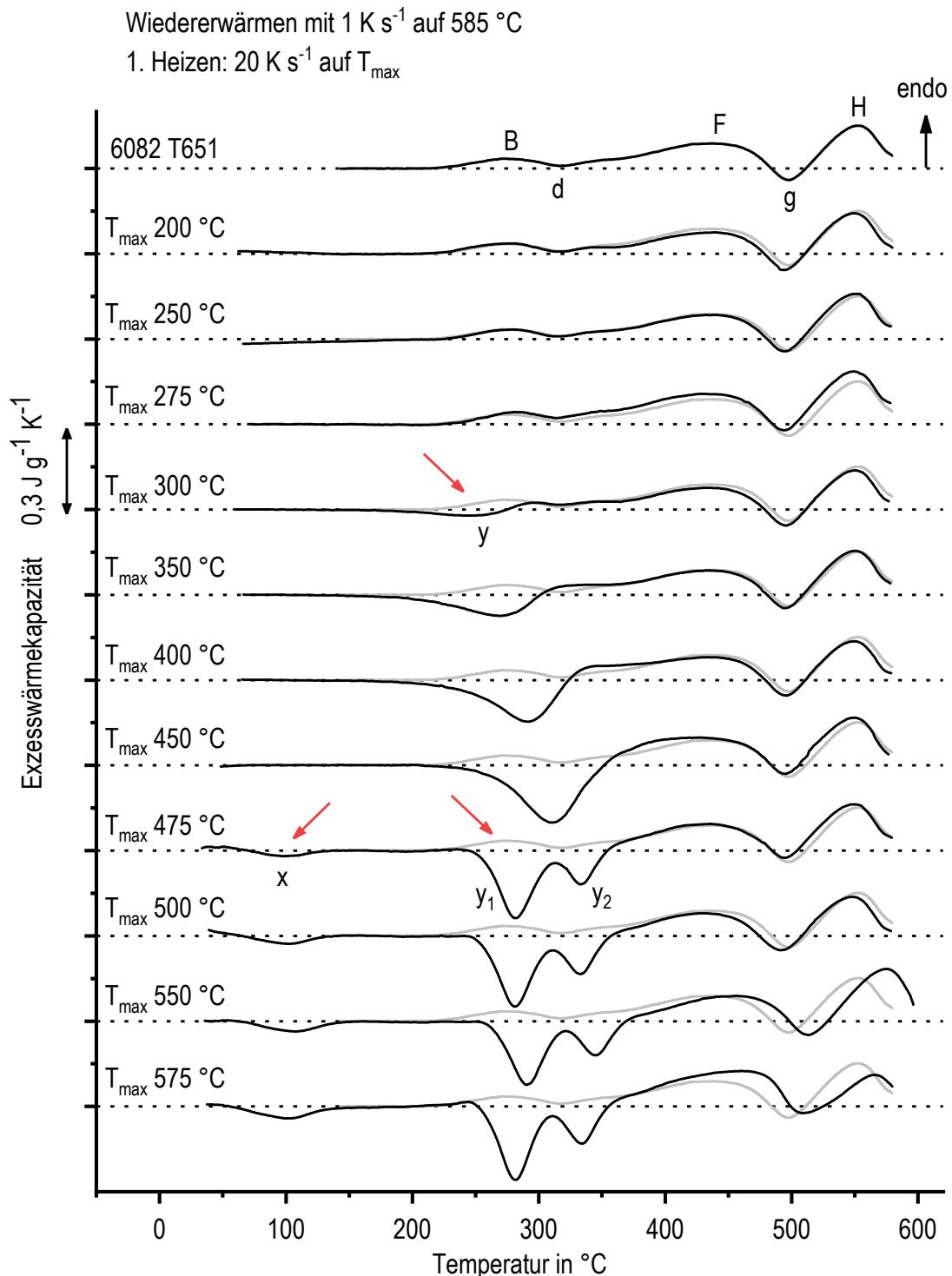


Abbildung 27: DSC-Wiedererwärmekurven nach erster Erwärmung mit  $20 \text{ K s}^{-1}$ . Schwarze Kurven: indirekte Methode (Wiedererwärmung nach vorherigem raschen ersten Erwärmen). Graue Kurven: direkte Methode (Erwärmen des Ausgangszustands T651), Schematischer Ablauf des Versuchs in Abbildung 16.

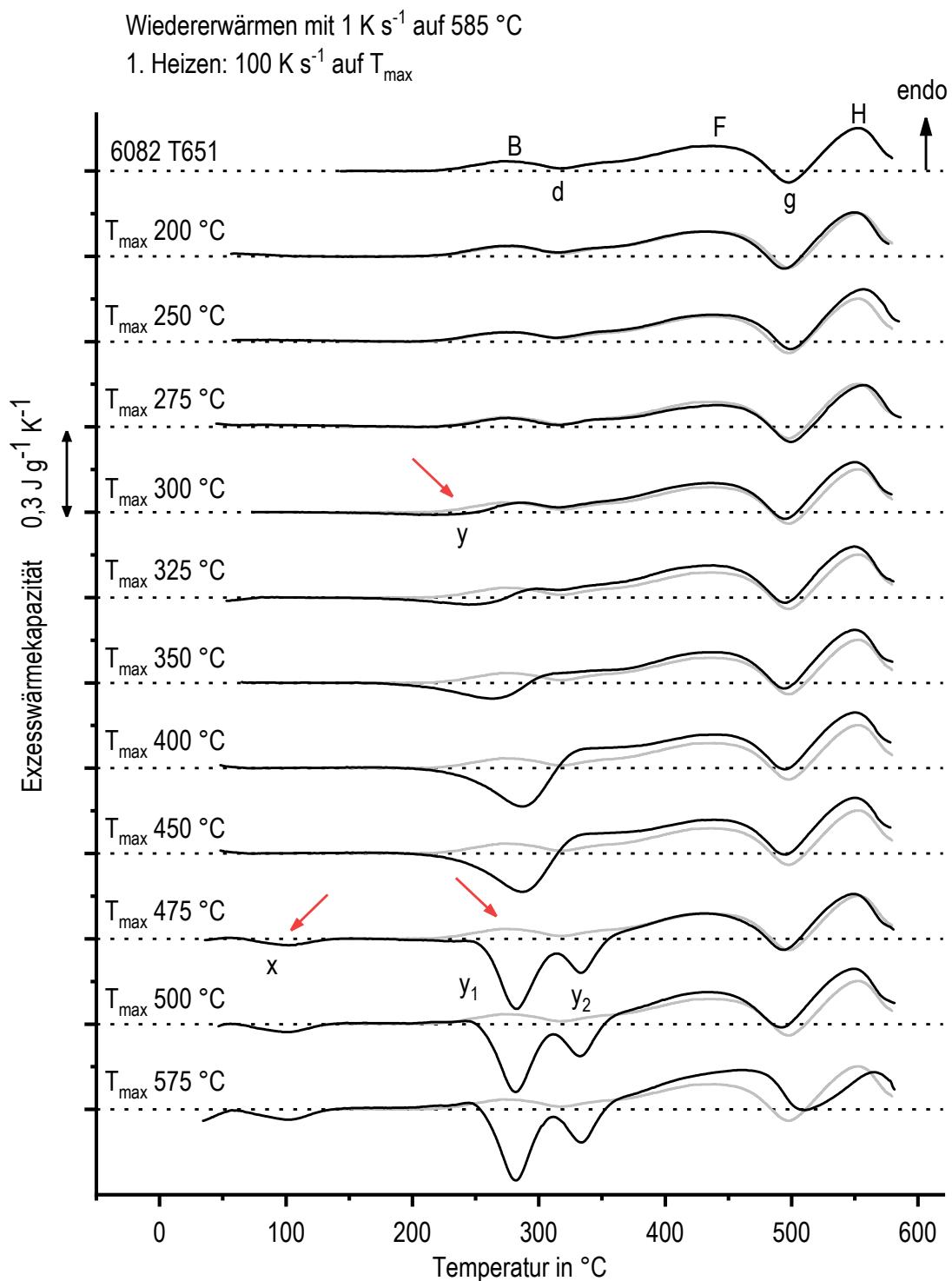


Abbildung 28: DSC-Wiedererwärmungskurven nach erster Erwärmung mit  $100 \text{ K s}^{-1}$ . Schwarze Kurven: indirekte Methode (Wiedererwärmung nach vorherigem raschen ersten Erwärmen). Graue Kurven: direkte Methode (Erwärmung des Ausgangszustands T651), Schematischer Ablauf des Versuchs in Abbildung 16.

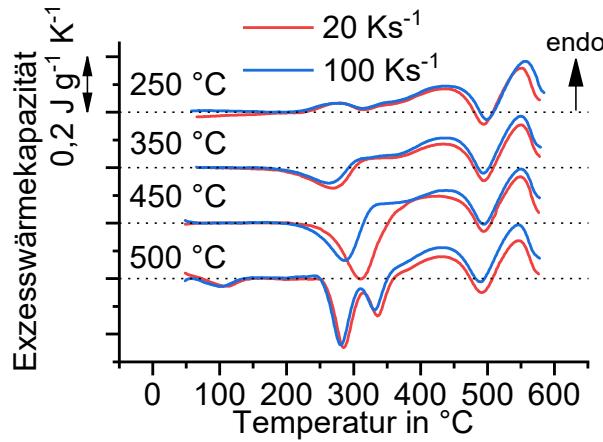


Abbildung 29: Vergleich einzelner Wiedererwärmekurven nach erster Erwärmung mit 20 und 100 K s<sup>-1</sup>.

Aus dem Beginn der ersten Reaktion  $B_{T651}$  und den Maxima der nachfolgenden Peaks aus Abbildung 26 wurde das Zeit-Temperatur-Auflösungs-Diagramm in Abbildung 30 erstellt. Die Erwärmekurven sind als graue und die Reaktionspeaks als rote (endotherm) bzw. blaue (exotherm) Linien eingezeichnet. Erweitert wurde das Diagramm um die gestrichelte Linie Start  $B_{T651}$  mit Ergebnissen aus der vorher beschriebenen indirekten DSC. Das Auftreten des Peaks  $y$  in den Wiedererwärmekurven (Abbildung 27 und Abbildung 28) wird als Start und das Auftreten der Peaks  $x$  sowie  $Y_1$  und  $y_2'$  als Ende der Reaktion  $B_{T651}$  interpretiert. Die Temperaturen der Reaktionspeaks fallen mit sinkender Rate stetig. Lediglich der Start  $B_{T651}$  und Peak H verlaufen zwischen 0,01-0,3 K s<sup>-1</sup> bei ca. 170 °C und ca. 540 °C annähernd konstant.

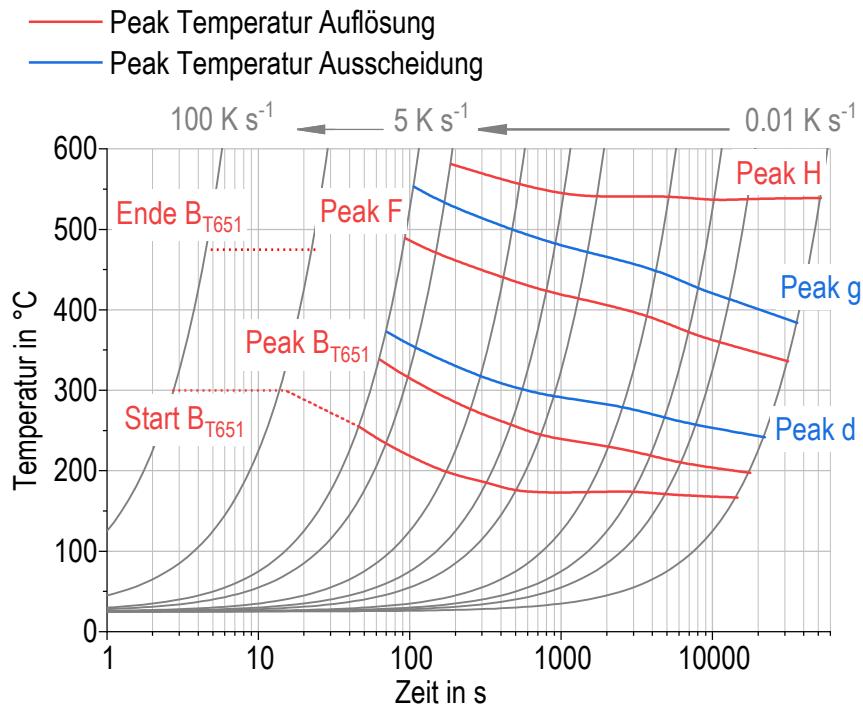


Abbildung 30: Zeit-Temperatur-Auflösungs-Diagramm von EN AW-6082 ermittelt mit DSC sowie indirekter DSC-Methode (20, 100 K s<sup>-1</sup>).

Das dargestellte Zeit-Temperatur-Auflösungs-Diagramm wird mit linearen Heizraten aufgenommen. Mit der folgenden Untersuchung soll der Frage nachgegangen werden, in wie weit sich diese Erkenntnisse auf nichtlineare Temperaturverläufe realer Schweißungen übertragen lassen. Dazu wird die Methode der indirekten DSC erstmals an einem Temperatur-Zeit-Verlauf einer realen Schweißung durchgeführt [6]. Dies ermöglicht nicht nur einen Vergleich zwischen linearen und nichtlinearen Temperaturverläufen, sondern gibt auch Informationen zu Zustandsveränderungen in der WEZ während der Abkühlung. In Abbildung 31 (a) ist ein gemessener Temperaturverlauf nach SARMAST [49] schrittweise linear nachgebildet. Die mittlere Heizrate betrug  $33 \text{ Ks}^{-1}$ . An den dargestellten Punkten wurde die Wärmebehandlung abgebrochen, die Proben abgeschreckt, tiefgekühlt und später wiedererwärmten. Abbildung 31 (b) zeigt die zugehörigen Wiedererwärmekurven. Bei der Wiedererwärmung nach der Maximaltemperatur  $300^\circ\text{C}$  tritt ein erster wesentlicher Unterschied zum Ausgangszustand auf: der exotherme Reaktionspeak  $y$  bei ca.  $240^\circ\text{C}$ , welcher mit steigender Maximaltemperatur zunimmt. Nach der linearen Erwärmung auf  $300^\circ\text{C}$  (Abbildung 27) wurde eine ähnliche Veränderung der Wiedererwärmekurve ermittelt. Ab Maximaltemperatur  $450^\circ\text{C}$  gibt es in diesem Temperaturbereich zwei exotherme Reaktionspeaks  $y_1$  und  $y_2$  sowie den zusätzlichen, zunächst sehr schwachen Reaktionspeak  $x$  im Niedertemperaturbereich bei ca.  $80^\circ\text{C}$ . Dieser ist ab  $490^\circ\text{C}$  Maximaltemperatur deutlicher ausgeprägt. In den Wiedererwärmekurven nach linearem Heizen (Abbildung 27 und Abbildung 28) treten die grundsätzlich gleichen Änderungen für die nächsthöhere Maximaltemperatur  $475^\circ\text{C}$  auf. Die fortschreitende Abkühlung während der Schweiß-WB bewirkt, dass der Niedertemperaturpeak  $x$  zunehmend schwächer wird. Auch der nachfolgende exotherme Peak  $y_1$  hat für Abbruchtemperaturen  $200^\circ\text{C}$  bzw.  $73^\circ\text{C}$  geringere Intensitäten. Die Wiedererwärmekurven nach nichtlinearem und linearem Ersterwärmen zeigen große Übereinstimmungen. Die bei der nichtlinearen Ersterwärmung auftretenden Effekte lassen sich auch mit einem linearen Temperaturverlauf messen. Entscheidend sind die Maximaltemperaturen sowie die Größenordnung der Heizrate.

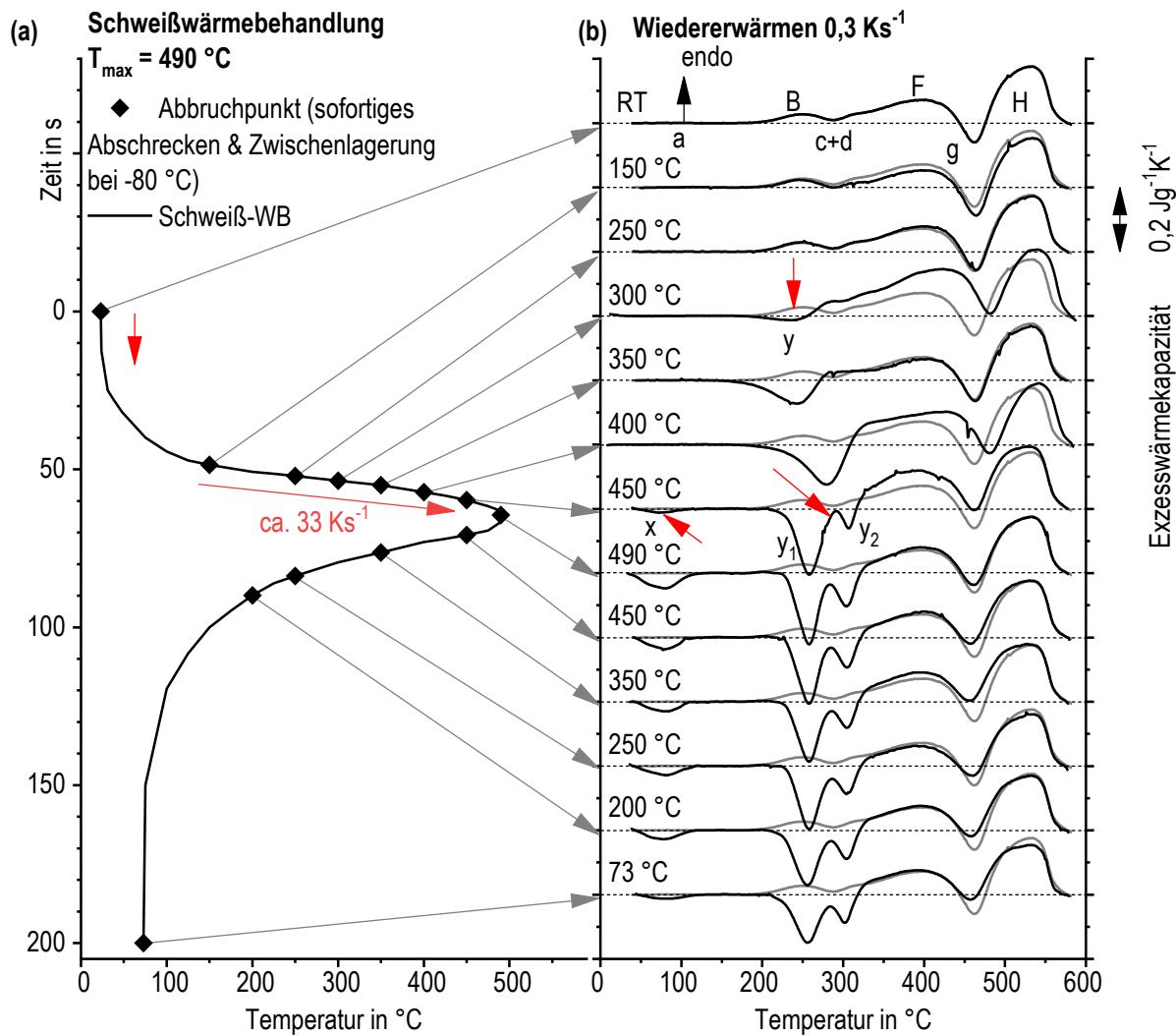


Abbildung 31: (a) Schweißwärmbehandlung mit 490 °C Maximaltemperatur nach [49], an den Punkten wird die Wärmebehandlung abgebrochen, es wird mit maximaler Geschwindigkeit abgeschreckt und bei -80 °C zwischengelagert; (b) Wiedererwärmkurven nach Schweißwärmbehandlung [6].

Der Härteverlauf im Anschluss an eine nachgefahrene Schweißwärmbehandlung ist in Abbildung 32 zeit- (a) und temperaturabhängig (b) dargestellt. Die Ausgangshärte von 99 HV1 wird nach Erwärmung auf 150 °C und 250 °C geringfügig übertrroffen, sinkt nach weiterer Erwärmung mit ca. 30 Ks<sup>-1</sup> deutlich auf ca. 60 HV1 für die Maximaltemperatur 450 °C. Ein lokales Härtemaximum von bis zu 70 HV1 tritt nach Abbruchpunkten zu Beginn der Abkühlung für Maximaltemperaturen zwischen 450 °C und 350 °C auf. Nach weiterem Abkühlen unterhalb von 250 °C beträgt die Härte nahezu konstant 54 HV1. In Korrelation mit den DSC-Wiedererwärmkurven (Abbildung 31 (b)) ist die Zunahme des Peaks y bis hin zur Aufteilung in y<sub>1</sub> und y<sub>2</sub> bei 450 °C mit einer kontinuierlichen Entfestigung verbunden. Der Härteanstieg nach Erwärmen auf 490°C und auch nach Abkühlen auf bis zu 350°C ist auf die erneute Bildung eines ÜMK zurückzuführen.

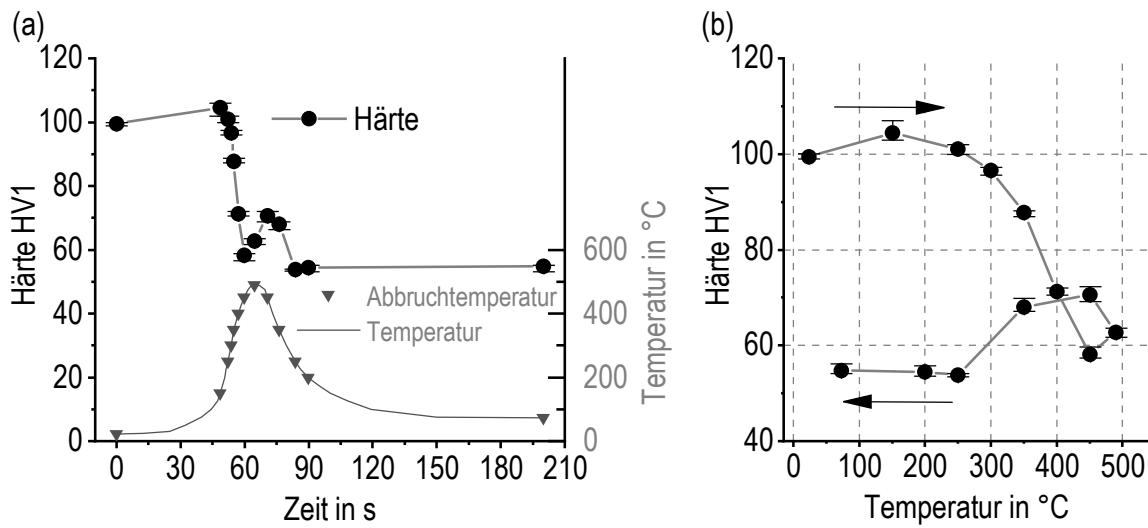


Abbildung 32: Härteverlauf nach einer Schweißwärmebehandlung; (a) zeitabhängig mit Temperaturverlauf, (b) temperaturabhängig.

### 4.3 Phasenumwandlungen während des Abkühlens

Das Ausscheidungsverhalten der Legierung EN AW-6082 während der Abkühlung wurde nach systematisch varierten Glühparametern untersucht: es wurden die Temperaturen 540 °C, 550 °C und 560 °C im Bereich der Solvustemperatur sowie zwei Glühdauern 1 min und 20 min gewählt. Abbildung 33 zeigt eine Übersicht der DSC-Abkühlkurven dieser Glühbedingungen sortiert nach den Glühtemperaturen.

In Abbildung 33 (a) ist die Exzesswärmekapazität beim Abkühlen nach 1 min und 20 min von 540 °C dargestellt. Es gibt eine unmittelbar startende und dominierende Hochtemperaturreaktion (HTR). Niedertemperaturreaktionen (NTR) treten ab  $0,3 \text{ Ks}^{-1}$  als separater, vergleichsweise schwacher Peak im Temperaturbereich von ca. 350 °C bis 250 °C auf. Die Glühdauer hat in allen Kurven nur geringen Einfluss auf das Abkühlverhalten. Quantitativ unterscheiden sich die Kurven der verschiedenen Glühzeiten durch stärkere HRT nach 20 min. Demgegenüber gibt es geringfügig stärkere NTR nach 1 min für die Raten  $1 \text{ Ks}^{-1}$  und  $3 \text{ Ks}^{-1}$ .

Die DSC-Abkühlkurven in Abbildung 33 (b) der Glühtemperatur 550 °C weisen deutliche Unterschiede zwischen den Glühdauern sowie für 20 min Glühdauer zwischen geringen Kühlraten ( $0,01\text{-}0,1 \text{ Ks}^{-1}$ ) und hohen Kühlraten ( $0,3\text{-}5 \text{ Ks}^{-1}$ ) auf. Die Kurven der geringen Kühlraten zeigen unmittelbar beginnende HTR mit einer Schulter an der Flanke niedriger Temperaturen, was ein Anzeichen für zwei überlagerte Reaktionen ist. Die NTR im Temperaturbereich um 300 °C sind vergleichsweise schwach, wobei die Intensität und Temperatur dieser Peaks mit steigender Kühlrate zunimmt. Zu höheren Kühlraten tritt eine deutliche Veränderung im Ausscheidungsverhalten auf: ab  $0,3 \text{ Ks}^{-1}$  sind die HRT sehr schwach und es sind teilweise reaktionsfreie Bereiche zu Beginn der Abkühlung vorhanden. Die NTR sind die dominierenden Reaktionen. Diese werden mit weiter steigender Rate deutlich unterdrückt. Nach 1 min Glühen bei 550 °C finden unmittelbar mit der Abkühlung

startende HTR statt, gefolgt von schwachen NTR. Die HTR werden mit zunehmender Rate deutlich unterdrückt, die NTR bleiben auf einem niedrigen Niveau.

Die DSC-Kurven nach Glühen bei 560 °C in Abbildung 33 (c) haben im untersuchten Kühlratenspektrum vergleichsweise geringe Intensitäten zu Beginn der Abkühlung. Während langsamer Abkühlung gibt es zunächst einen Bereich geringer Reaktionsintensität gefolgt von einem geringen Anstieg der HTR. Die HTR dominieren für 560 °C bei langsamer Abkühlung, wobei maximale spezifische Exzesswärmekapazitäten von 0,2 Jg<sup>-1</sup>K<sup>-1</sup> erreicht werden. Für 0,1 Ks<sup>-1</sup> und 0,3 Ks<sup>-1</sup> wird eine deutliche Verringerung der HTR gemessen. Die Intensität sowie Temperatur der Maxima der anschließenden NTR steigt. Ab 0,3 Ks<sup>-1</sup> sind HTR sehr schwach, teilweise sind reaktionsfreie Bereiche zu Beginn der Abkühlung vorhanden. Die NTR sind für die dominierenden Reaktionen und werden mit weiter steigender Rate deutlich unterdrückt. Die Unterschiede zwischen 1 min und 20 min Glühdauer bei 560 °C sind jeweils gering. Die NTR nach 20 min sind teilweise etwas intensiver und die HTR bei 0,3 Ks<sup>-1</sup> beginnt für 20 min nach einer reaktionsfreien Zone.

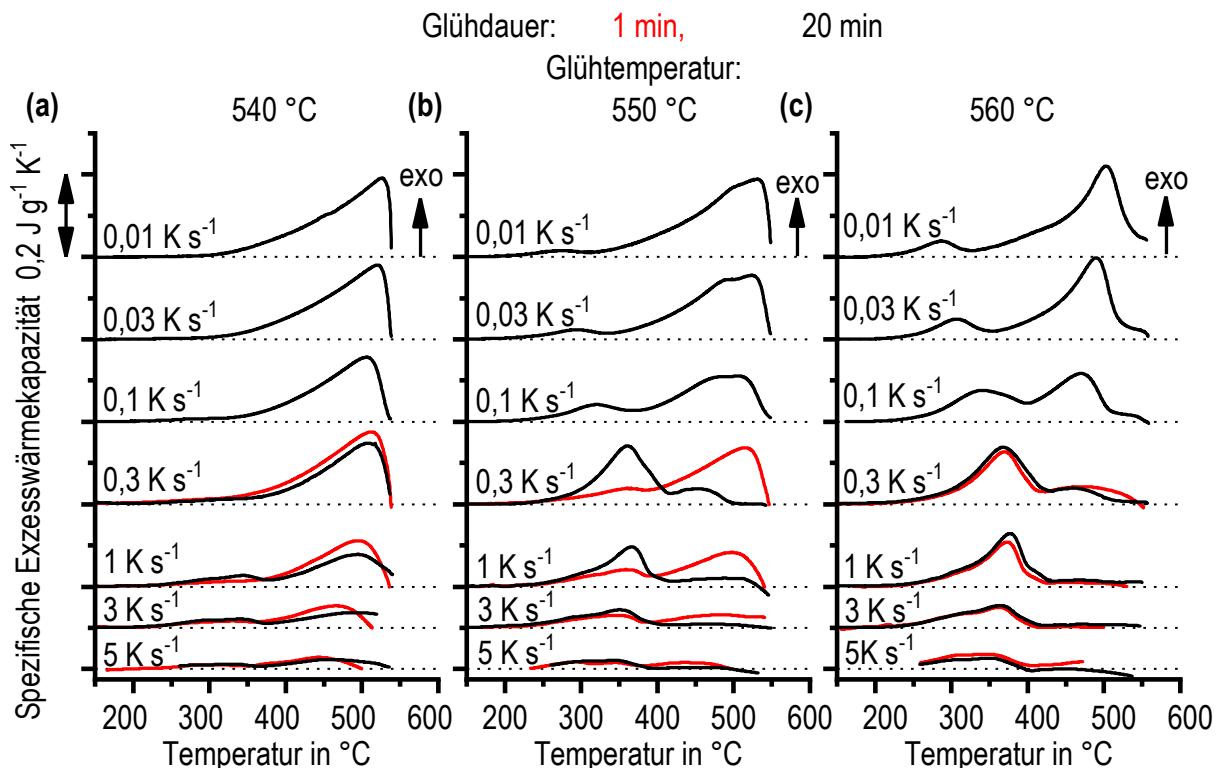


Abbildung 33: DSC-Abkühlkurven mit 540 °C, 550 °C und 560 °C Glühtemperatur.

Die DSC-Abkühlkurven ab 0,3 Ks<sup>-1</sup> sind in Abbildung 34 sortiert nach dem Ausscheidungsverhalten dargestellt. Das Ausscheidungsverhalten steht im direkten Zusammenhang mit den Glühparametern Dauer und Temperatur, wie es anhand der Übersicht dieser Parameter in Abbildung 34 (a) gezeigt wird. Dominierende HTR gibt es nach niedrigen Glühtemperaturen von 540 °C bzw. 550 °C für eine kurze Glühdauer (Abbildung 34 (b)). Bei einer höheren Glühtemperatur von 560 °C oder längeren Dauer bei 550 °C treten hingegen schwache HTR gefolgt von dominierender NTR auf (Abbildung 34 (c)).

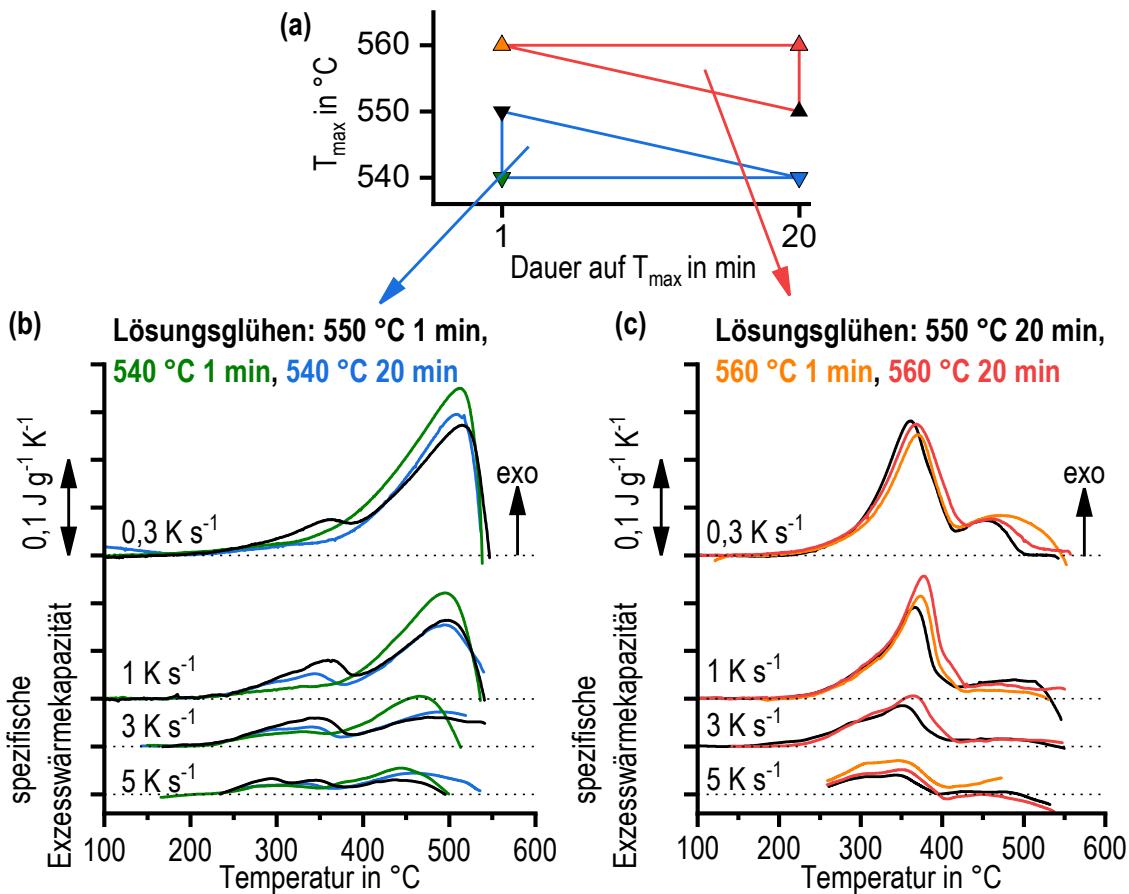


Abbildung 34: DSC-Abkühlkurven sortiert nach Ausscheidungsverhalten; mit dominierenden HTR (b) oder NTR (c).

Die Untersuchung einer noch längeren Glühdauer von 120 min wurde exemplarisch für eine Kühlrate von  $1 \text{ K s}^{-1}$  mit den drei Glühtemperaturen durchgeführt. Für 550 °C und 560 °C ist in den Abkühlkurven in Abbildung 35 kein messbarer Effekt bei Verlängerung der Glühdauer vorhanden. Bei der Glühtemperatur von 540 °C sinkt die Intensität der HTR, während die NTR stärker wird. Diese Entwicklung verläuft in Richtung der Kühlkurven für die höheren Glühtemperaturen.

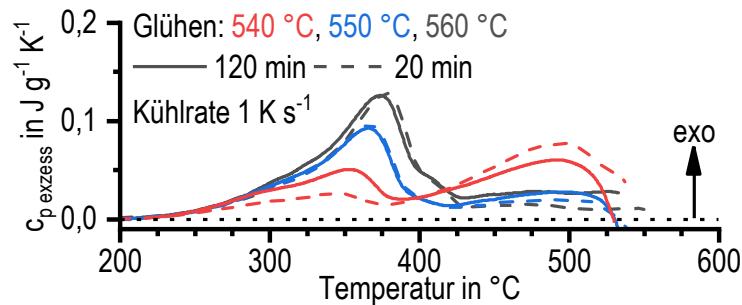


Abbildung 35: Beispielhafte DSC-Abkühlkurven nach 120 min und 20 min Glühen im Vergleich.

Mit Hilfe von DSC-Kurven kann die Ausscheidungskinetik einer Legierung ermittelt werden, Informationen zu dabei entstehenden Teilchen kann die Elektronenmikroskopie geben. Dafür wurden anhand der DSC-Ergebnisse mit angepassten Wärmebehandlungen gezielte Zustände eingestellt. DSC-Abkühlkurven

mit einer deutlichen Dominanz der HTR oder NTR (Abbildung 36) wurden jeweils gewählt. In einem Fall sind die HTR bis ca. 425 °C zum Großteil beendet und in dem anderen Fall haben die NTR bis zu dieser Temperatur noch nicht begonnen. Darauf aufbauend wurde eine angepasste Wärmebehandlung (siehe Abbildung 37) vorgenommen. Einige Proben wurden wie im DSC-Experiment wärmebehandelt und kontinuierlich bis auf RT abgekühlt, vergleichsweise wurden andere Proben ab 425 °C mit ca. 400 K s<sup>-1</sup> abgeschreckt, um Ausscheidungen im Niedertemperaturbereich zu verhindern.

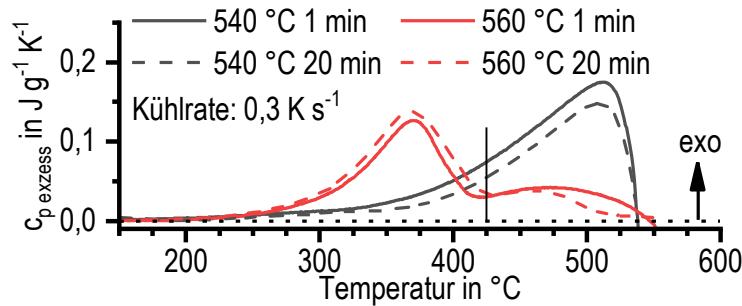


Abbildung 36: DSC-Abkühlkurven entsprechend der Wärmebehandlung Elektronenmikroskopie-Proben.

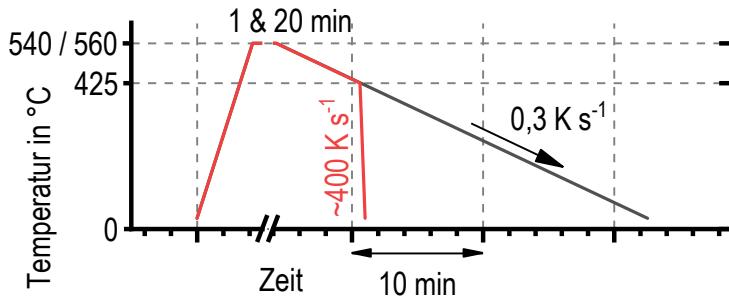


Abbildung 37: An DSC Ergebnisse angepasste Wärmebehandlung der Elektronenmikroskopie-Proben mit kontinuierlicher Abkühlung sowie unterbrochener Abkühlung.

Die resultierenden Werkstoffstrukturen sind in den REM-Aufnahmen in Abbildung 38 dargestellt: auf der linken Seite (a, c, e, g) sind Aufnahmen nach kontinuierlicher und auf der rechten Seite (b, d, f, h) nach unterbrochener Abkühlung abgebildet. In diesen Abbildungen sind je nach Wärmebehandlung verschiedene charakteristische Ausscheidungen vorhanden. In Tabelle 10 sind die Ausscheidungen aufgelistet, welche sich in den REM-Aufnahmen unterscheiden. Anhand der REM-Aufnahme Abbildung 39 (a) und den dazugehörigen EDX-Bildern wird die Verteilung der wesentlichen Legierungselemente Al (b), Si (c), Mg (d), Fe (e) und Mn (f) im Al-MK und in den Ausscheidungen veranschaulicht. In den REM-Aufnahmen (Abbildung 38) vorhandene Ausscheidungen sind:

- I. Helle große Ausscheidungen (mehrere  $\mu\text{m}$ ), Fe, Mn, Si-haltig, wahrscheinlich Primärausscheidungen, wenig von der Wärmebehandlung beeinflusst
- II. Dunkle plattenförmige Ausscheidungen ( $\sim 1 \mu\text{m}$ ), Mg und Si, vermutlich  $\text{Mg}_2\text{Si}$ , abhängig von Wärmebehandlung
- III. Nadelförmige Ausscheidungen, Mg u Si beteiligt, Zusammensetzung mit EDX nicht detektierbar, abhängig von Wärmebehandlung

IV. Viele globulare helle Ausscheidungen <1 µm, Zusammensetzung mit EDX nicht detektierbar, wenig von der Wärmebehandlung beeinflusst

Nach dem Glühen bei 540 °C für 1 min sind unabhängig von der Abkühlung viele dunkle Plättchen (II) vorhanden. In den übrigen untersuchten Zuständen nach 20 min Glühen bei 540 °C oder nach Glühen bei 560 ° sind jeweils wenige dieser Plättchen nachweisbar. Die REM-Bilder der letztgenannten Wärmebehandlung (540 °C 20 min, 560 °C 1 min und 20 min) weisen bei kontinuierlicher Abkühlung auf 30 °C nadelförmige Ausscheidungen (III) auf. Bei der unterbrochenen Abkühlung (425 °C) sind diese nicht vorhanden. Während der langsamen Abkühlung unterhalb von 425 °C bilden sich bzw. wachsen diese Nadeln. Für die Wärmebehandlung bei 560 °C für 20 min sind eine geringere Anzahl sowie kleinere Nadeln nachweisbar.

Anhand der angepassten Wärmebehandlung (Abbildung 37) und der daraufhin aufgenommenen REM-Bilder (Abbildung 38) konnte gezeigt werden, dass die Bildung bzw. das Wachstum von nadelförmigen Ausscheidungen bei kontinuierlicher Abkühlung unterhalb von 425°C stattfindet.

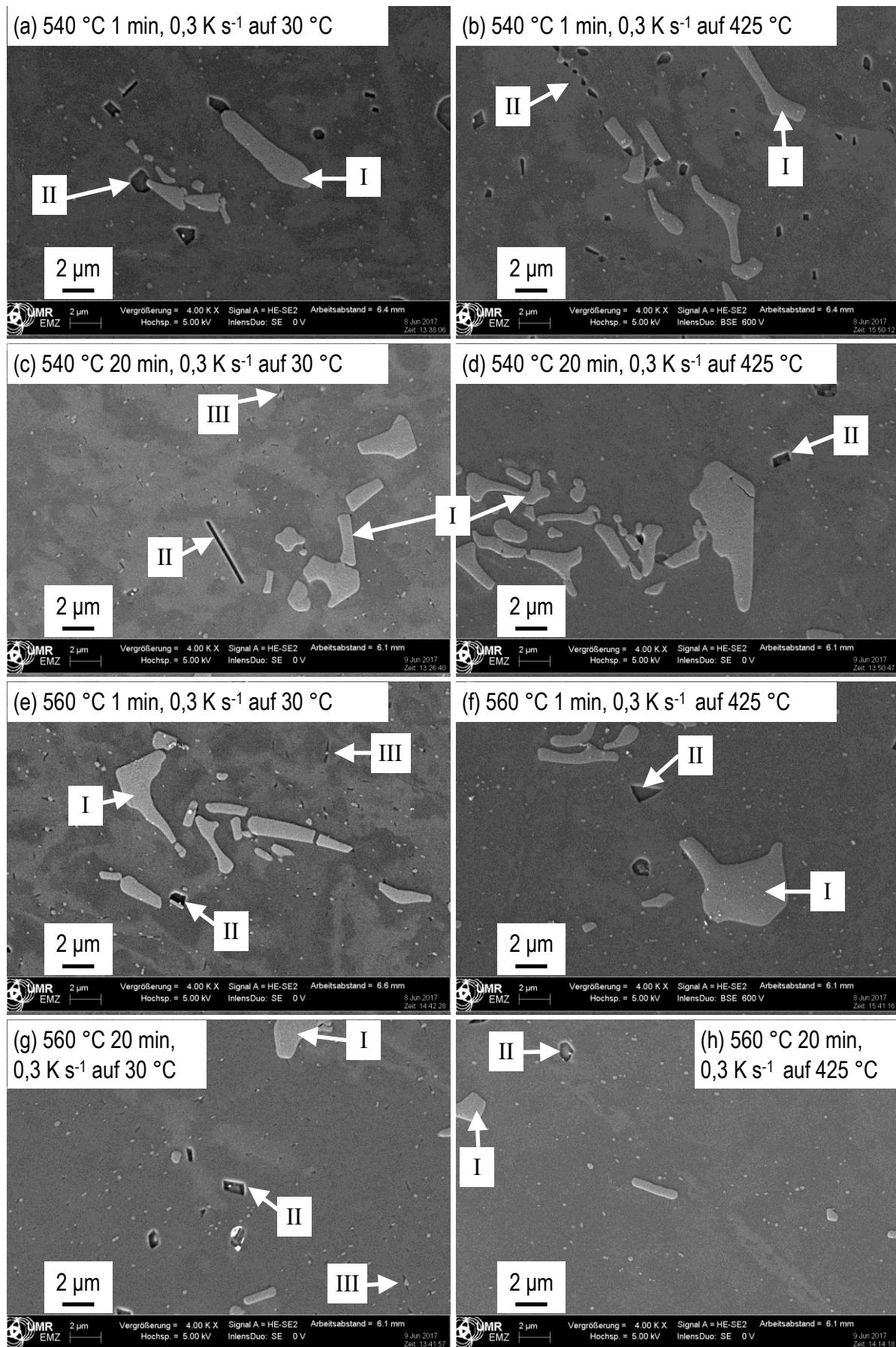


Abbildung 38: REM-Aufnahmen unterschiedlich wärmebehandelter Proben aus EN AW-6082 [97].

Tabelle 10: Übersicht Wärmebehandlung Elektronenmikroskopie-Proben und sich unterscheidende Ausscheidungen (Anordnung wie REM-Bilder in Abbildung 38).

Glüh-temperatur	Lineare Abkühlung bis	30 °C	425 °C
	Glühdauer		
540 °C	1 min	a) Viele dunkle Platten	b) Viele dunkle Platten
	20 min	c) Wenige dunkle Platten, viele nadelförmige Ausscheidungen	d) Wenige dunkle Platten
560 °C	1 min	e) Wenige dunkle Platten, viele nadelförmige Ausscheidungen	f) Wenige dunkle Platten
	20 min	g) Wenige dunkle Platten, viele nadelförmige Ausscheidungen	h) Wenige dunkle Platten

Abbildung 39 (a) zeigt eine REM-Aufnahme mit zwei verschiedenen Ausscheidungen I und II. In den weiteren Teilabbildungen sind Anteile der verschiedenen Legierungselemente Aluminium (b), Silizium (c), Magnesium (d), Eisen (e) sowie Mangan (f) dargestellt. Die unregelmäßig geformte Ausscheidung I enthält die im Vergleich zu Aluminium hochschmelzenden Elemente Eisen, Mangan und Silizium. Zudem ist in den erstellten Aufnahmen dieser Teilchen kein Einfluss der Wärmebehandlung auf deren Größe, Form oder Anzahl erkennbar. Diese Tatsachen sprechen dafür, dass es sich bei den Teilchen I vermutlich um Primärausscheidungen handelt.

Die plättchenförmige Ausscheidung II enthält hohe Anteile Magnesium sowie Silizium. Andere Elemente sind nur in Spuren vorhanden. Diese Teilchen sind in allen mittels REM untersuchten WB-Zuständen (Abbildung 38) nachweisbar, wobei die Dichte bzw. Anzahl für die Wärmebehandlung 540 °C 1 min deutlich größer ist als nach längerer Glühdauer respektive bei höheren Glühtemperaturen. Die Größe kann bis mehrere  $\mu\text{m}$  betragen. Aufgrund der Zusammensetzung und Größe handelt es sich hierbei vermutlich um die Gleichgewichtsphase  $\text{Mg}_2\text{Si}$  [95, 96].

Die Abbildung 40 zeigt eine TEM-Aufnahme der wärmebehandelten EN AW-6082 (560 °C 20 min,  $0,3 \text{ Ks}^{-1}$ ) mit nadelförmigen Teilchen bzw. Plättchen, welche hauptsächlich in zwei Richtungen orientiert sind. Die Länge der Ausscheidungen beträgt wenige  $\mu\text{m}$  und die Dicke mehrere 10 nm bis wenige 100 nm. Der Größe und Form nach handelt es sich vermutlich um  $\text{B}'\text{-Mg}_5\text{Si}_4\text{Al}_2$ -Teilchen [95].

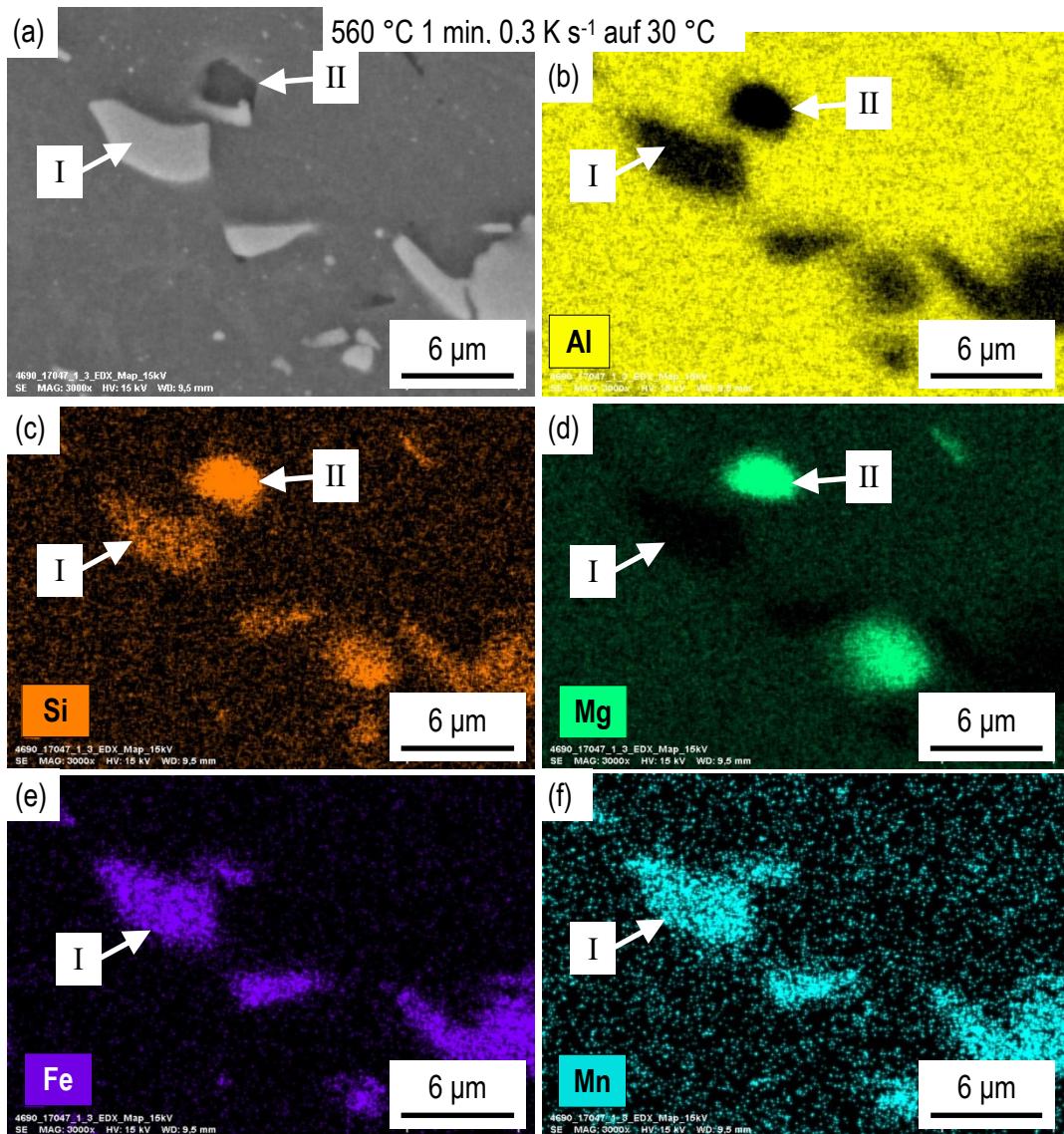


Abbildung 39: REM-Aufnahmen mit farblicher Markierung nach EDX-Analyse der Elemente Al (b), Si (c), Mg (d), Fe (e) und Mn (f). Aufnahme einer wärmebehandelten Probe mit zwei verschiedenen Ausscheidungen [97].

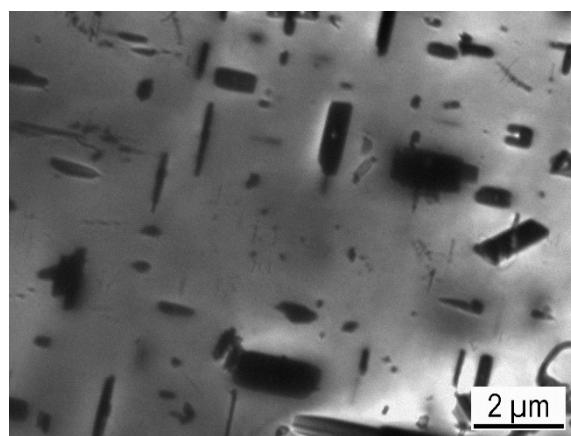


Abbildung 40: TEM-Aufnahme einer wärmebehandelten Probe EN AW-6082 (560 °C 20 min, 0,3 K s<sup>-1</sup>) [97].

In den nachfolgenden Diagrammen Abbildung 41, Abbildung 42 und Abbildung 43 sind die Verläufe der Ausscheidungswärme und vergleichend dazu die nach Warmauslagerung ermittelten Härten kühlratenabhängig dargestellt. Die Gesamtausscheidungswärme zeigt für alle Glühbedingungen mit steigender Kühlrate jeweils einen fallenden Verlauf. Mit Ausnahme von 540 °C-20 min sind diese Verläufe in dieser Darstellung etwa linear. Für 540 °C und 20 min ist eine beginnende Sättigung zu langsameren Raten erkennbar. Für 540 °C betragen die maximalen Ausscheidungswärmen etwas weniger als 20 Jg<sup>-1</sup>, bei höheren Glühtemperaturen werden Werte von maximal 22 Jg<sup>-1</sup> erreicht. Die minimalen Ausscheidungswärmen liegen mit ca. 5 Jg<sup>-1</sup> deutlich über Null, sodass eine kritische Kühlrate oberhalb von 3 Ks<sup>-1</sup> liegen wird und nicht mit den durchgeföhrten DSC-Experimenten, sondern mit den nachfolgend beschriebenen Härteverläufen ermittelt werden kann.

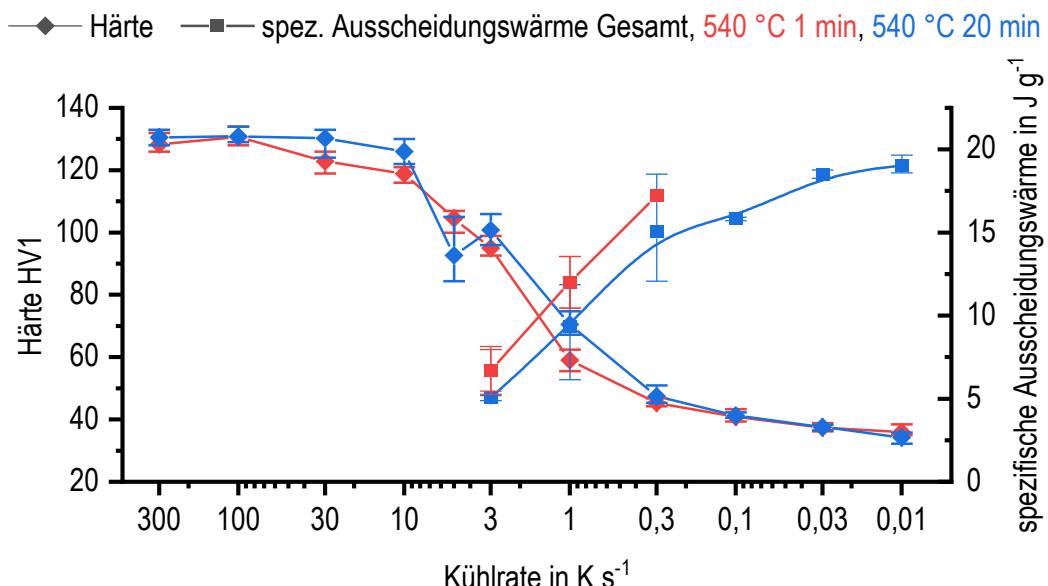


Abbildung 41: Spezifische Ausscheidungswärme und Härte nach 1 min sowie 20 min Glühen bei 540 °C.

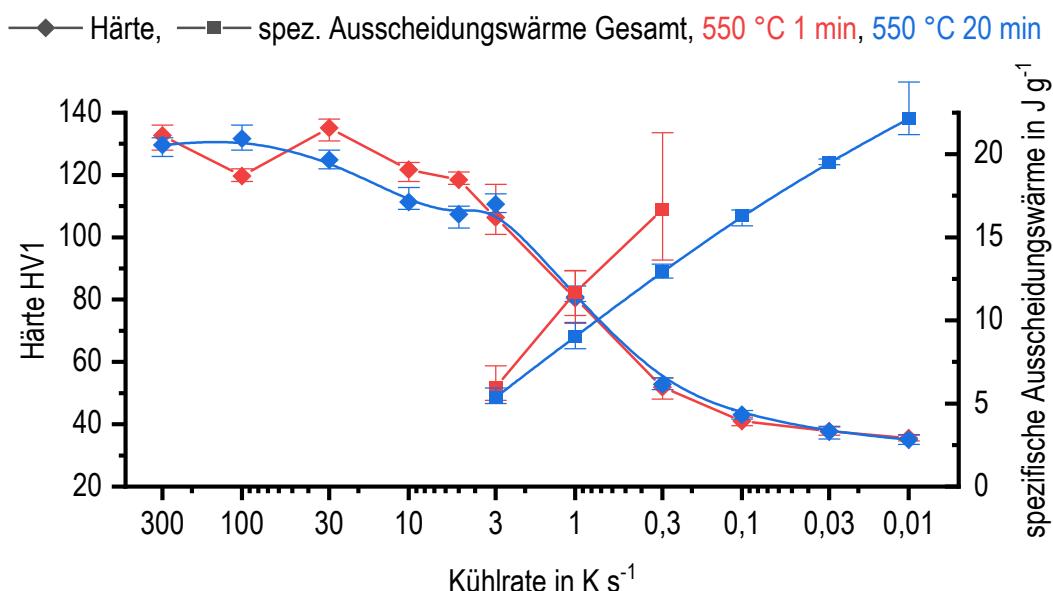


Abbildung 42: Spezifische Ausscheidungswärme und Härte nach 1 min sowie 20 min Glühen bei 550 °C

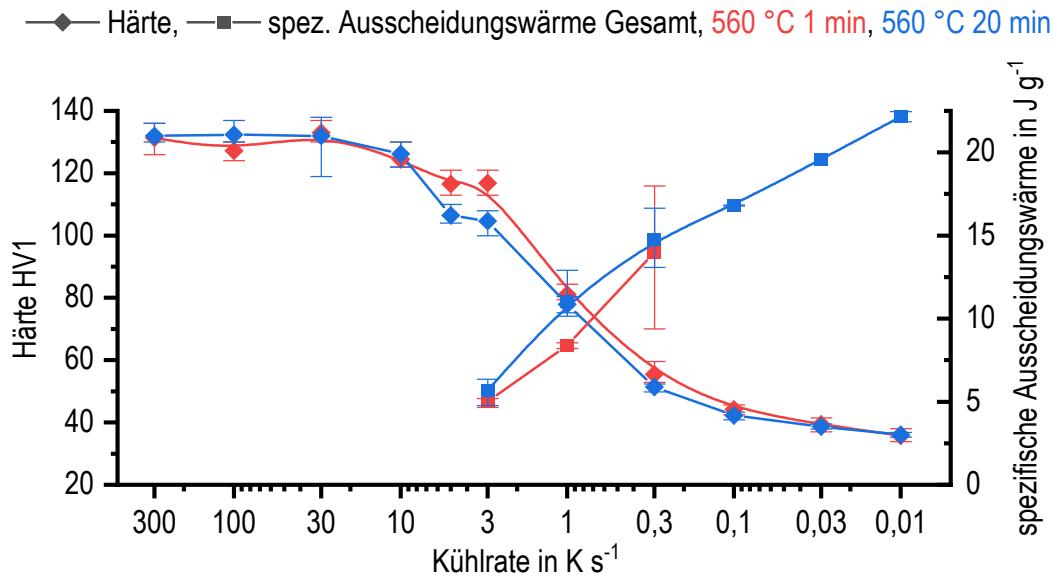


Abbildung 43: Spezifische Ausscheidungswärme und Härte nach 1 min sowie 20 min Glühen bei 560 °C.

Die Kurven der Härte haben einen etwa sigmoidalen Verlauf und sind im Gegensatz zu der Ausscheidungswärme mit zunehmender Kühlrate steigend. Im niedrigen Ratenspektrum stimmen die Härten gut überein und betragen bei  $0,01 \text{ Ks}^{-1}$  35-36 HV1. Ab  $0,3 \text{ Ks}^{-1}$  steigt die Härte an, gleichzeitig gibt es größere Differenzen zwischen einzelnen Glühbedingungen. Für 540 °C wird eine geringere Härte als die übrigen Wärmebehandlungen ermittelt. Bei höheren Kühlraten erreichen Verläufe ein Maximum, dass für alle Glühbedingungen ca. 130 HV1 beträgt. Die obere kritische Kühlrate ist die Kühlrate, ab der ein maximales Härteneiveau erreicht wird und liegt für diese Legierung bei den Glühbedingungen 1 min bei 540 °C und 20 min bei 550 °C bei  $100 \text{ Ks}^{-1}$  sowie für die übrigen Glühbedingungen bei  $30 \text{ Ks}^{-1}$ . Im Vergleich zur Ausgangshärte von  $99 \pm 1 \text{ HV1}$  werden für alle untersuchten Glühbedingungen deutlich höhere Werte von 130 HV1 oder mehr erreicht. Im Lieferzustand liegt nicht die maximale Verfestigung dieser Legierung vor.

In Abbildung 44, Abbildung 45 und Abbildung 46 sind die kontinuierlichen Zeit-Temperatur-Ausscheidungsdiagramme dargestellt, welche aus zuvor gezeigten DSC-Kurven (siehe Abbildung 33) ermittelt wurden. In diesen Diagrammen sind die Temperaturverläufe über die logarithmische Zeitachse als graue Kurven abgebildet. Beginn, sowie Ende der aufgetretenen Reaktionen sind als durch Linien verbundene Punkte markiert. Zusätzlich wird die Vickershärte angegeben. Die Proben für die Härteprüfung wurden nach dem Abkühlen einer Auslagerung bestehend aus Zwischenlagerung von 5 min bei 25 °C und einer Warmauslagerung bei 180 °C für vier Stunden unterzogen, um anschließend diesen ausgelagerten Zustand zu prüfen. Die DSC Kurven der Kühlraten  $5 \text{ Ks}^{-1}$  weisen aufgrund des kleineren Bereichs des linearen Kühlverlaufs kein auswertbares Reaktionsende auf, deshalb werden in den folgenden Zeit-Temperatur-Ausscheidungs-Diagrammen auch keine Reaktionsenden für diese Rate angegeben.

Nach dem Lösungsglühen bei 540 °C beginnen Ausscheidungsreaktionen bei beiden Glühdauern und allen untersuchten Kühlraten unmittelbar mit dem Beginn der Abkühlung (Abbildung 44 (a) und (b)). Dieser Beginn wird durch eine rote Horizontale markiert. Der Übergang von HTR zu NTR liegt für hohe Kühlraten von 3-5 Ks<sup>-1</sup> sowie z.T. auch 1 Ks<sup>-1</sup> im Temperaturbereich von 350-380 °C. Das Ende der Reaktionen liegt für Raten oberhalb von 0,1 Ks<sup>-1</sup> im Bereich von 185-220 °C, bei langsamerer Abkühlung sind die Reaktionen bei höheren Temperaturen bis 260 °C beendet.

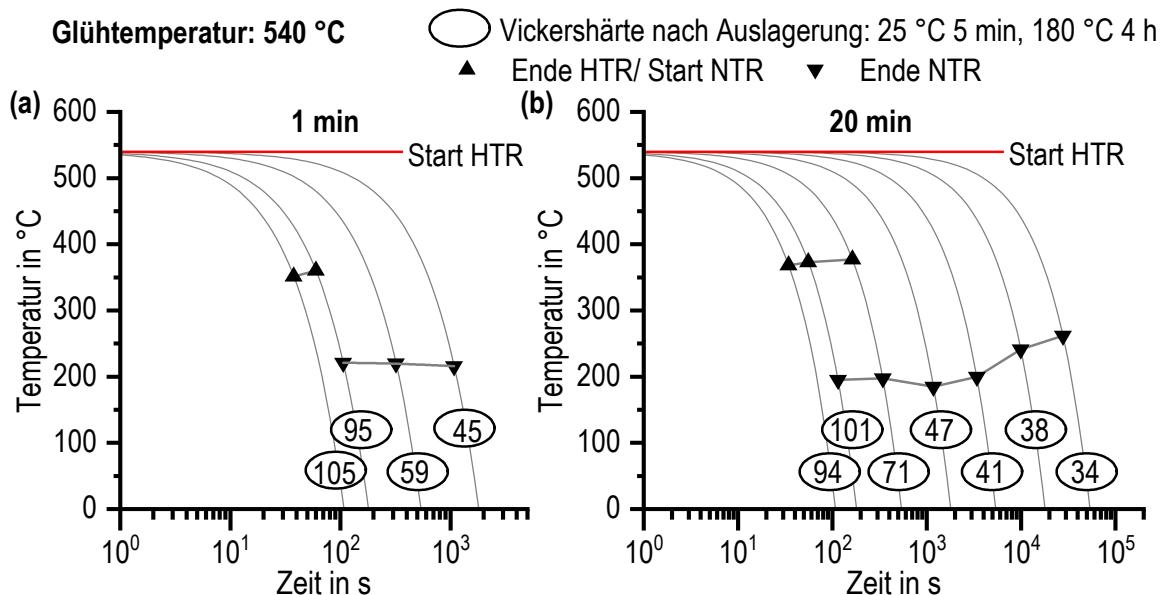


Abbildung 44: Zeit-Temperatur-Ausscheidungsdiagramme für EN AW-6082 nach 1 min (a) und 20 min (b) Glühen bei 540 °C.

Die Zeit-Temperatur-Ausscheidungs-Diagramme von 550 °C Glühtemperatur sind in Abbildung 45 (a) und (b) dargestellt. Nach 1 min Glühdauer tritt jeweils ein sofortiger Beginn der HTR auf, während der Abkühlung findet der Übergang zu NTR für alle Kühlraten zwischen 380-390 °C statt. Die NTR enden bei Temperaturen von ca. 200 °C. Nach 20 min Glühen gibt es für schnelle Abkühlungen oberhalb von 0,3 Ks<sup>-1</sup> zunächst einen reaktionsfreien Bereich, bevor zwischen 400 °C und 420 °C die NTR beginnen. Bei langsamerer Abkühlung gibt es zunächst eine HRT. Mit sinkender Kühlrate findet der Übergang zu NTR bei geringeren Temperaturen bis 312 °C statt. Das Ende der NTR liegt ratenunabhängig bei ca. 230 °C.

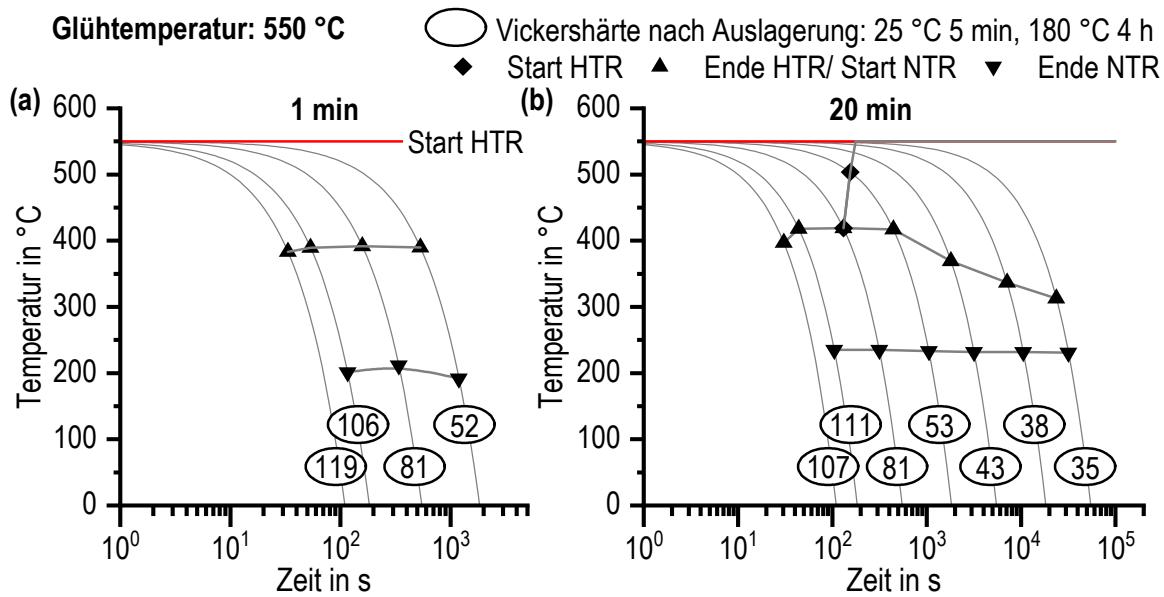


Abbildung 45: Zeit-Temperatur-Ausscheidungsdiagramme für EN AW-6082 nach 1 min (a) und 20 min (b) Glühen bei 550 °C.

In Abbildung 46 sind die Zeit-Temperatur-Ausscheidungs-Diagramme für 560 °C Glühtemperatur dargestellt. Hier gibt es nach 1 min und 20 min Glühen mit einer Ausnahme für alle Kühlraten reaktionsfreie Bereiche bei hohen Temperaturen. Für Kühlraten ab  $1 \text{ K s}^{-1}$  ist nur ein NTR-Bereich markiert, die langsameren Raten weisen zudem einen HTR-Bereich auf. Die Reaktionen enden zwischen 185 °C und 210 °C.

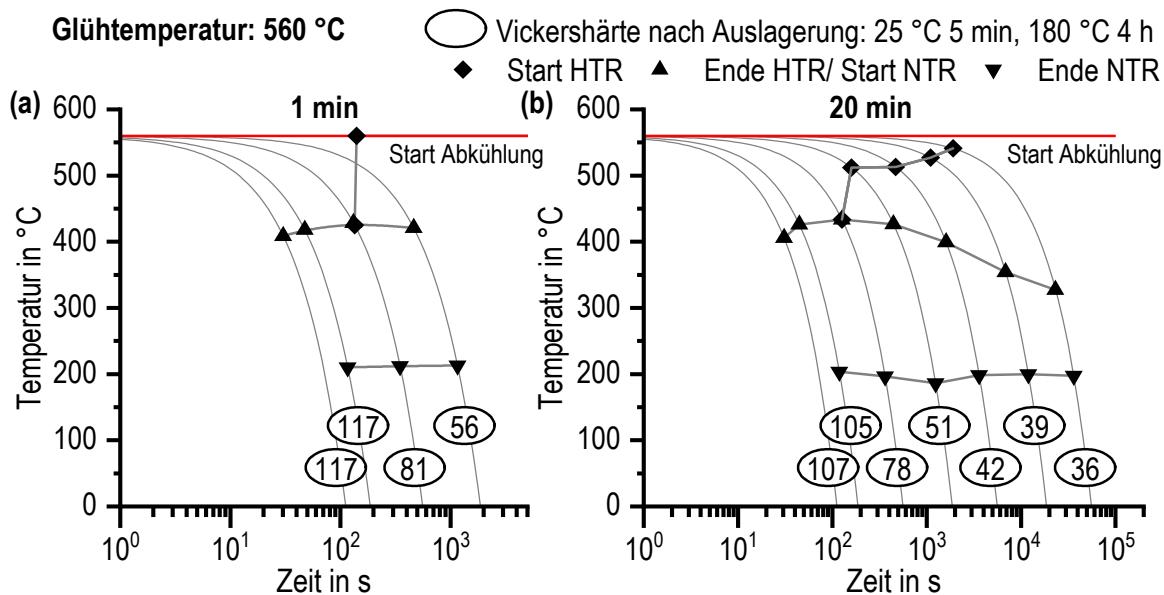


Abbildung 46: Zeit-Temperatur-Ausscheidungsdiagramme für EN AW-6082 nach 1 min (a) und 20 min (b) Glühen bei 560 °C.

Das Abkühlverhalten von aus dem Schweißgut entnommenen Proben ist in Abbildung 47 (a) kühleratenabhängig dargestellt. Zu Beginn der Abkühlung treten jeweils unmittelbar startende, teilweise sehr starke HTR auf. Ab ca. 460 °C beginnen weitere Ausscheidungsreaktionen mit geringeren Intensitäten, welche mit zunehmender Kühlrate abnehmen und ab 1 Ks<sup>-1</sup> nicht mehr als separater Peak vorhanden sind. Die Kurven verlaufen mit weiter sinkender Temperatur immer flacher und erreichen bei 240-300°C das Nullniveau. Im Vergleich zum Plattenmaterial EN AW-6082 (Abbildung 47 (b)) zeigt das Schweißgut Reaktionen mit deutlich höherer Intensität sowie einem steileren Anstieg zu Beginn der Abkühlung. Bei einem Si-Gehalt von 7,2 Ma.-% liegt nach dem Zustandsschaubild Al-Si [10, S. 109] von RT bis zur eutektischen Temperatur von 577 °C stets ein zweiphasiges Gefüge Al-MK + Si vor, wobei bis 577 °C maximal 1,65 Ma.-% Silizium im Al-MK gelöst werden können. Somit liegt nach dem Glühen der Großteil des Siliziums in Form von nicht aufgelösten Si-Ausscheidungen vor und das im Al-MK gelöste Si kann sich unmittelbar an vorhandenen Teilchen wieder ausscheiden. Für das Schweißgut beträgt die Ausscheidungswärme während der Abkühlung mit 0,01 Ks<sup>-1</sup> ca. 37 Jg<sup>-1</sup>, für 6082 demgegenüber maximal 22 Jg<sup>-1</sup>. Dabei ist zu beachten, dass der Anteil der Mg<sub>2</sub>Si-Ausscheidungen infolge des geringeren Mg-Gehalts (0,39 Ma.-% gegenüber 0,92 Ma.-%) um mehr als die Hälfte sinkt. Die deutliche höhere Ausscheidungswärme wird somit durch einen hohen Anteil an gelösten Si bewirkt (vgl. Tabelle 2).

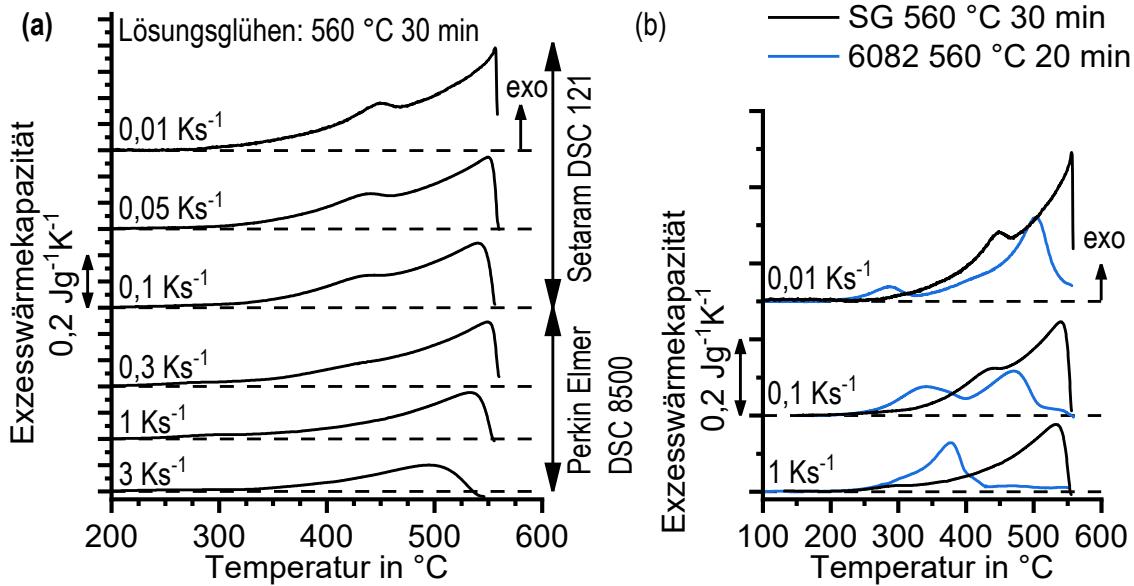


Abbildung 47: (a) DSC-Abkühlkurven aus Schweißgutmaterial nach 30 min Glühen bei 560 °C; (b) Vergleich DSC-Abkühlkurven von EN AW-6082 und dem Schweißgut.

## 4.4 Entwicklung der mechanischen Eigenschaften in der WEZ

Eine wesentliche Eingangsgröße für die Simulation des Schweißens sind die temperatur- und temperaturpfadabhängigen mechanischen Eigenschaften des Werkstoffs. Zur Ermittlung dieser Größe wurden typische Verläufe des gemessenen Temperaturverlaufs in einem Umformdilatometer nachgebildet und an ausgewählten Punkten abgebrochen. Unmittelbar darauf wurden Stauchversuche zur Bestimmung der momentanen Eigenschaften durchgeführt. Abbildung 48 (a) zeigt den Temperaturverlauf dieser Untersuchungen bestehend aus einem Heizen mit  $100 \text{ K s}^{-1}$  auf verschiedene Maximaltemperaturen und Abkühlungen mit einer programmierten  $t_{8/5}$ -Zeit von 12,85 s was einer Abkühlgeschwindigkeit von ca.  $10 \text{ K s}^{-1}$  entspricht. Zusätzlich wurden wie in Abbildung 48 (b) dargestellt, der Einfluss der Heizrate ( $10$  und  $50 \text{ K s}^{-1}$ ) sowie der Kühlrate ( $2$  und  $20 \text{ K s}^{-1}$ ) im Temperaturspektrum bis  $325^\circ\text{C}$  untersucht.

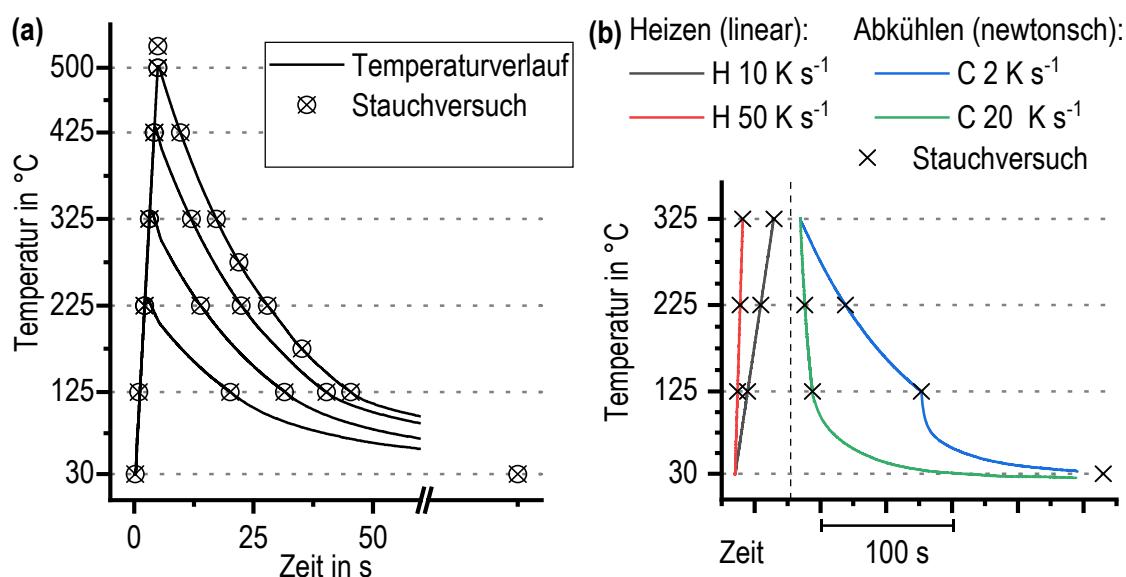


Abbildung 48: Temperatur-Zeit-Verläufe der durchgeföhrten Kurzzeitwärmebehandlungen mit Markierung der Stauchversuche; (a) Heizrate  $100 \text{ K s}^{-1}$  mit Variation der Maximaltemperatur, (b) Variation der Temperaturraten.

Die Fließkurven - wahre Spannung über logarithmische Dehnung- für sämtliche Kurzzeitwärmebehandlungen aus Abbildung 48 (a) sind in Abbildung 49 (a) für das Heizen bzw. Abkühlen aus den Temperaturverläufen mit den Maximaltemperaturen  $225^\circ\text{C}$  (b),  $325^\circ\text{C}$  (c),  $425^\circ\text{C}$  (d) sowie  $500^\circ\text{C}$  (e) dargestellt. Für direkte Vergleiche haben alle Diagramme die gleiche Skalierung sowie gleiche Linienfarbe für dieselben Stauchtemperaturen  $T_v$ . Für jedes Diagramm gilt: mit steigender  $T_v$  liegt die Spannungs-Dehnungs-Kurve bei niedrigeren Spannungen. Mit zunehmender Maximaltemperatur werden geringere Festigkeiten bei gleicher Dehnung erreicht.

Abbildung 50 enthält die aus den Spannungs-Dehnungs-Kurven ermittelten Dehngrenzen. Während des Heizens sinkt die Dehngrenze kontinuierlich von  $270 \text{ N/mm}^2$  im Ausgangszustand auf  $23 \text{ N/mm}^2$  bei  $525^\circ\text{C}$ . Beim Abkühlen von den Maximaltemperaturen  $225^\circ\text{C}$  bis  $500^\circ\text{C}$  steigen die Dehngrenzen wieder an und erreichen mit  $97 \text{ N/mm}^2$  (Maximaltemperatur  $500^\circ\text{C}$ ) bis  $250 \text{ N/mm}^2$  (Maximaltemperatur  $225^\circ\text{C}$ ), nicht den Wert des Ausgangszustands. Die jeweilige Entfestigung vergrößert sich mit steigender Maximaltemperatur.

Während der Abkühlung von  $500^\circ\text{C}$  gibt es ein lokales Maximum bei  $225^\circ\text{C}$  von  $110 \text{ N/mm}^2$ , welches bei weiterer Abkühlung nicht mehr erreicht wird.

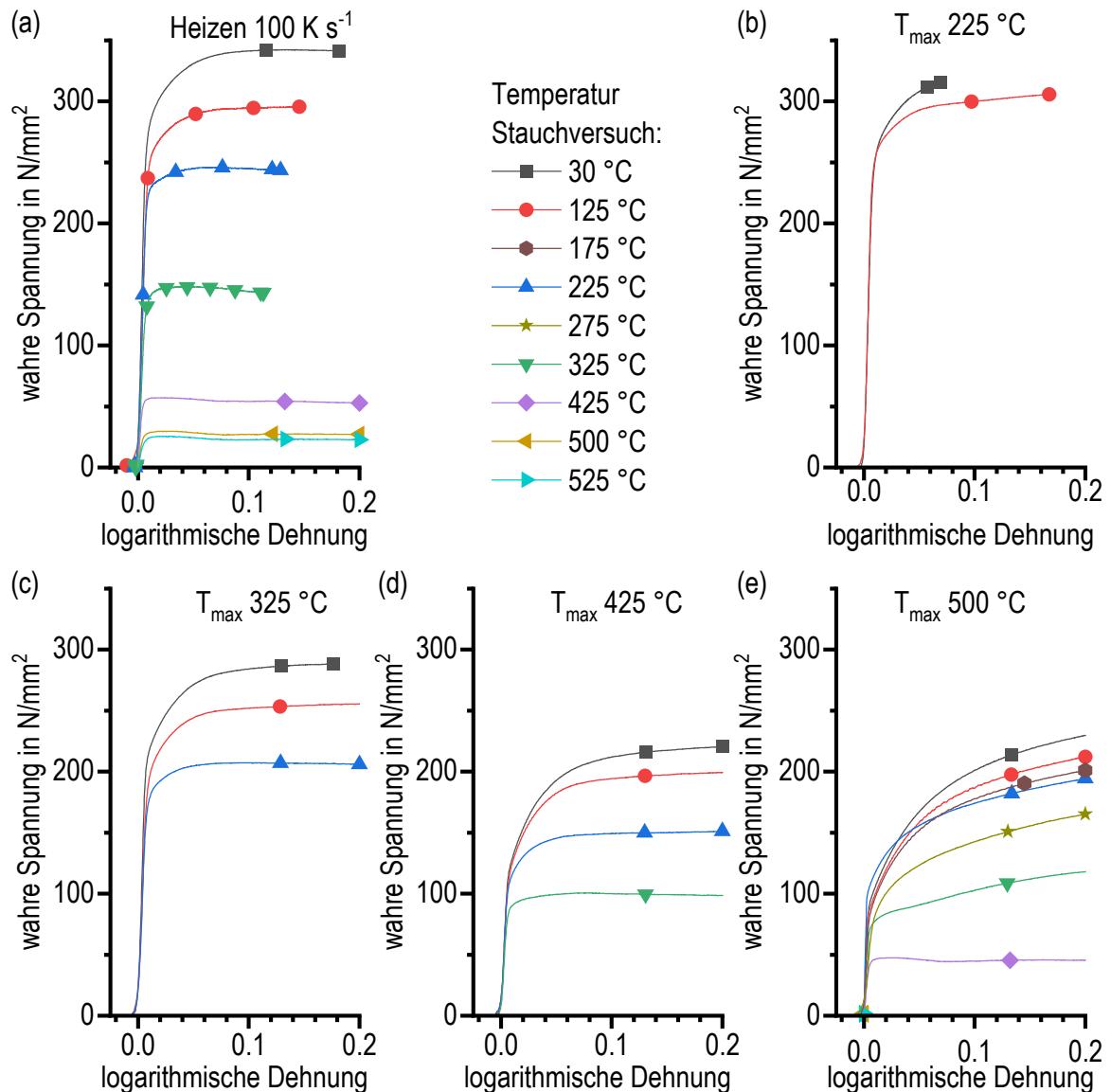


Abbildung 49: Spannungs-Dehnungs-Kurven verschiedener Temperaturen während unterschiedlicher Kurzzeitwärmbehandlungen, (a): Erwärmen auf  $T_{\max}$  und (b-e): Abkühlen auf Temperatur Stauchversuch.

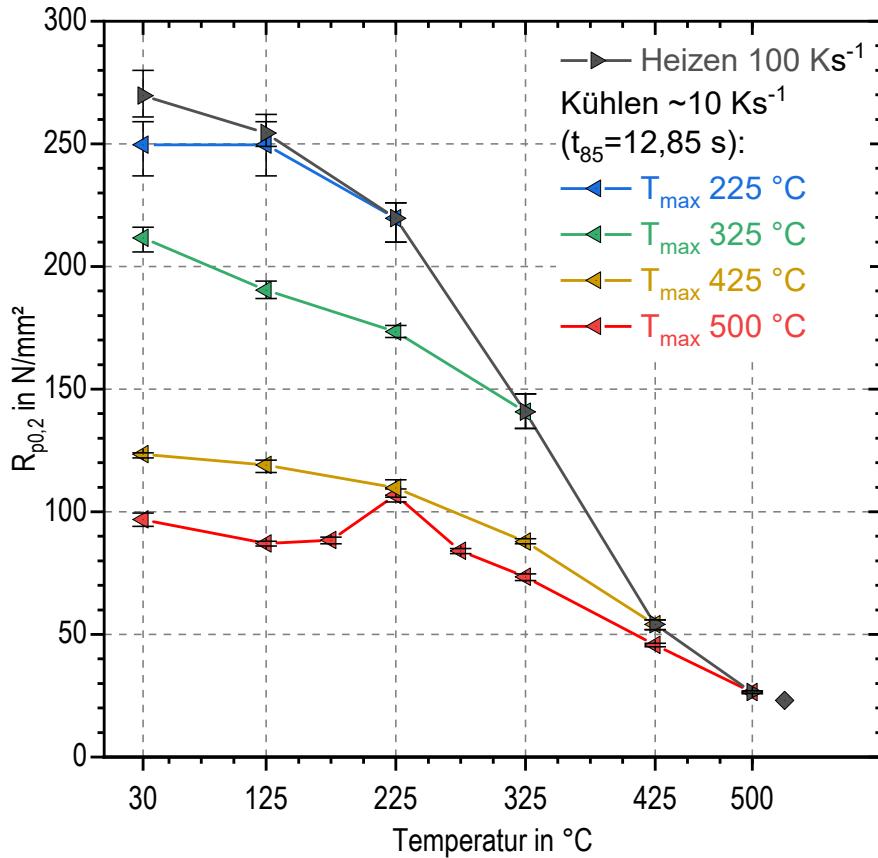


Abbildung 50: Temperatur- und temperaturpfadabhängiger Dehngrenzen-Verlauf.

Die Dehngrenzen für das Heizen mit den Raten 10, 50 und 100  $\text{Ks}^{-1}$  bis 325 °C sowie für das nachfolgende Abkühlen mit den Kühlraten 2 und 20  $\text{Ks}^{-1}$  sind in Abbildung 51 dargestellt. Die Dehngrenzen nehmen mit fortschreitender Erwärmung kontinuierlich ab. Während des Kühlens steigen diese Kennwerte wieder an, wobei sie jeweils ca. 40  $\text{N/mm}^2$  oder mehr unterhalb der Erwärmkurve liegen. Ein signifikanter Einfluss der Temperaturraten bei den gewählten Parametern ist nicht vorhanden. Zum einen liegen die Unterschiede für die Stauchtemperaturen 225 °C und 325 °C mit bis zu 10  $\text{N/mm}^2$  im Bereich der Messwertstreuung. Zum anderen gibt es für die übrigen Stauchtemperaturen keinen konsequenten Trend, ob eine schnelle oder langsame Erwärmung bzw. Abkühlung die jeweils höchsten Dehngrenzen bewirkt. Als wesentlicher Einfluss auf das Verhalten im Stauchversuch ist hier die Maximaltemperatur sowie die Prüftemperatur zu nennen.

Der Einfluss der Kühlrate wurde auch für eine schnelle Erwärmung auf 500 °C untersucht. Die Verläufe der Dehngrenzen beim Abkühlen für ein größeres Kühlratenspektrum von 0,05  $\text{Ks}^{-1}$  bis 100  $\text{Ks}^{-1}$  sind in Abbildung 52 dargestellt. Verringerungen der Kühlrate im Vergleich zu den bereits beschriebenen Versuchen mit 10  $\text{Ks}^{-1}$  (Abbildung 50) bewirken jeweils deutlich kleinere Dehngrenzen und auch eine deutlich schnellere Abkühlung mit 100  $\text{Ks}^{-1}$  bewirkt geringere Werte. Das lokale Maximum der Dehngrenze bei 225 °C ist für 1  $\text{Ks}^{-1}$  nicht vorhanden und diese Temperatur wurde für die übrigen Kühlraten nicht untersucht. Für die Kühlrate 1  $\text{Ks}^{-1}$  ist ab dieser Temperatur bis RT ein nahezu konstanter Verlauf bei ca. 75  $\text{N/mm}^2$  zu beobachten. Nach der langsamsten Abkühlung mit 0,05  $\text{Ks}^{-1}$  werden die geringsten

Verfestigungen ermittelt, da sich während dieser Abkühlung vermutlich sehr grobe Teilchen ausscheiden. Die höchste untersuchte Kühlrate von  $100 \text{ K s}^{-1}$  liegt im Bereich der oberen kritischen Kühlrate ( $30$  bzw.  $100 \text{ K s}^{-1}$ ). Es ist zu erwarten, dass sich während dieser schnellen Abkühlung keine Ausscheidungen bilden und danach ein ÜMK vorliegt. Die Rate von  $10 \text{ K s}^{-1}$  liegt knapp unter der oberen kritischen Kühlrate. Es werden demnach in geringem Umfang Ausscheidungsvorgänge während der Abkühlung stattfinden. Zu erwarten ist, dass dabei feine Ausscheidungen entstehen, da mit dieser Rate die höchsten Verfestigungen direkt nach der Wärmebehandlung erreicht wurden.

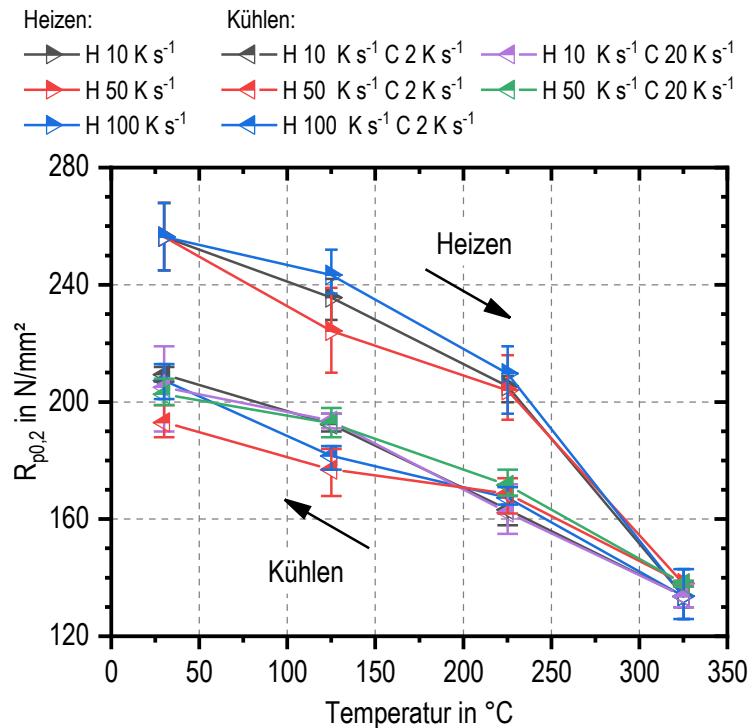


Abbildung 51: Temperaturabhängige Dehngrenzen-Verläufe verschiedener Maximaltemperaturen.

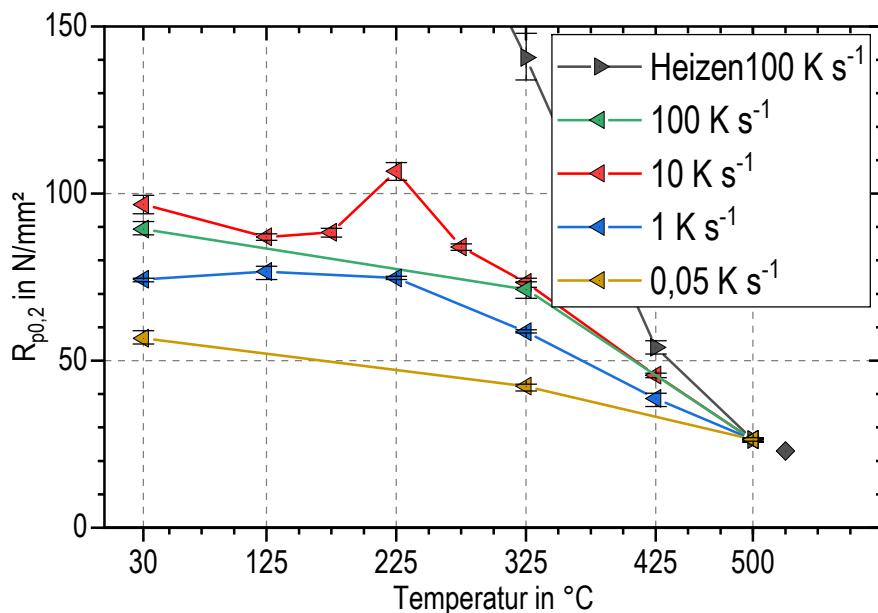


Abbildung 52: Temperaturabhängige Dehngrenzen-Verläufe verschiedener Kühlraten.

Abbildung 53 (a) zeigt Spannungs-Dehnungskurven von vier ausgewählten Wärmebehandlungszuständen mit Proben, die längs und quer zur Walzrichtung entnommen wurden im Vergleich. Die Wärmebehandlung ist durch einen abgebildeten Temperatur-Zeit-Verlauf veranschaulicht (Abbildung 53 (b)). Nur im Ausgangszustand gibt es geringe Unterschiede in Bezug auf die Probenorientierung, welche im Bereich des Messfehlers liegen. Bei allen weiteren Zuständen während des Heizens und Abkühlens liegen die Kurven nahezu exakt übereinander. Der Einfluss der Probenorientierung ist demzufolge nicht wesentlich.

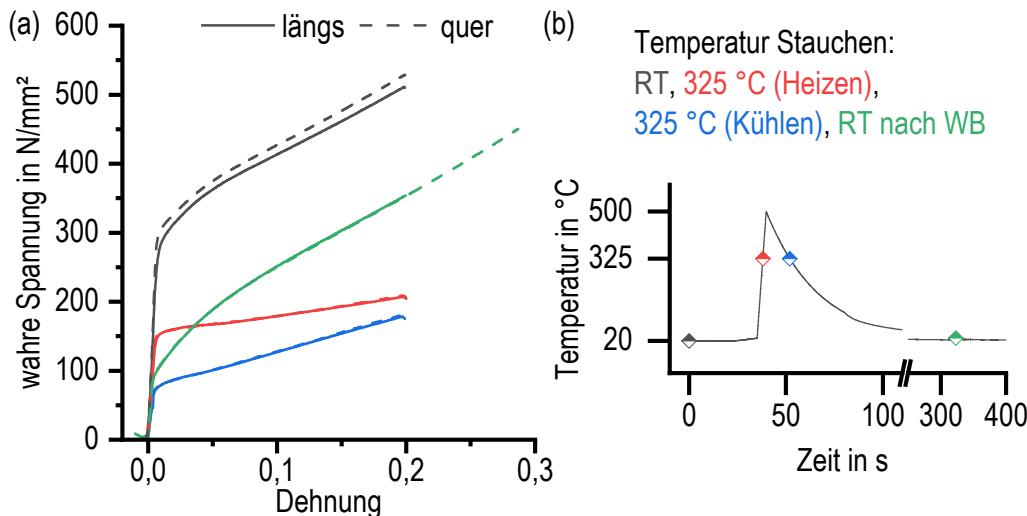


Abbildung 53: (a) Spannungs-Dehnungs-Kurven von Proben quer- und längs orientiert im Vergleich, (b) Temperatur-Zeit-Verlauf der Versuche.

Neben dem thermo-mechanischen Verhalten des Grundwerkstoffes sind zusätzlich Kennwerte des gebildeten Schweißgutes für eine Simulation notwendig. Abbildung 54 enthält die Spannungs-Dehnungs-Kurven des Schweißgutes, welche auf Zieltemperatur erwärmt und gestaucht wurden. Mit zunehmender Temperatur sinken gemessene Spannungen deutlich.

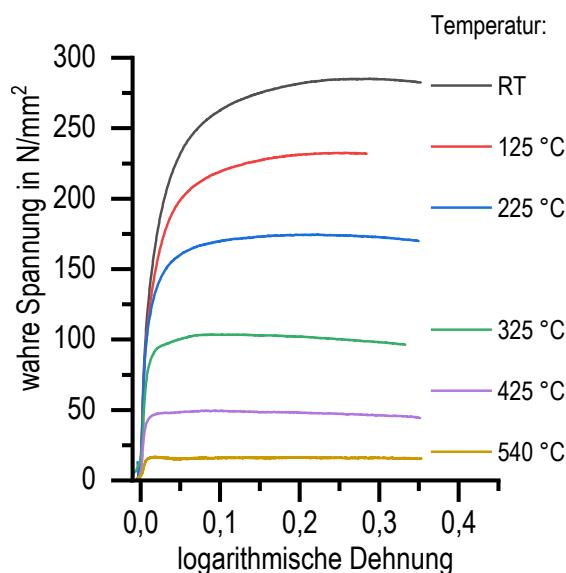


Abbildung 54: Spannungs-Dehnungs-Kurven von Schweißgut-Proben bei verschiedenen Temperaturen.

## 4.5 Entwicklung der mechanischen Eigenschaften während einer Kaltauslagerung

Die Ergebnisse von Raumtemperatur-Stauchversuchen nach ausgewählten WEZ-typischen Schweißwärmebehandlungen sowie nach verschiedenen Kaltauslagerungsdauern sind in Abbildung 55 und Abbildung 56 anhand von Dehngrenzen-Verläufen in Abhängigkeit von der Maximaltemperatur sowie der Auslagerungsdauer dargestellt. Unmittelbar nach der WEZ-typischen Wärmebehandlung zeigt sich eine direkte Abhängigkeit von der Maximaltemperatur, je höher diese ist, desto niedriger ist die dazugehörige Dehngrenze. Die Dehngrenzen sinken dabei von  $245 \text{ N/mm}^2$  bei  $225^\circ\text{C}$  auf  $79 \text{ N/mm}^2$  bei  $500^\circ\text{C}$ . Im Vergleich dazu tritt nach einer Kaltauslagerung eine geringfügige Verfestigung gegenüber dem Ausgangszustand für die Maximaltemperatur von  $225^\circ\text{C}$  auf. Die maximale Dehngrenze beträgt  $273 \text{ N/mm}^2$ . Für die Maximaltemperaturen von  $325^\circ\text{C}$  und  $425^\circ\text{C}$  bewirkt eine Kaltauslagerung vergleichsweise geringe Änderungen dieses Kennwerts, welche zumindest teilweise im Bereich der üblichen Messwertstreuung liegen. Für die höchste untersuchte Temperatur von  $500^\circ\text{C}$  steigt die Verfestigung während der Auslagerung deutlich auf Dehngrenzen bis maximal  $161 \text{ N/mm}^2$  an. Nach einer Woche ist mit ca. 95 % dieses Werts das Auslagerungspotential nahezu erreicht. Das Dehngrenzen-Minimum nach Auslagerung liegt dadurch nach einer vorherigen WEZ-typischen Wärmebehandlung mit der Spitzentemperatur  $425^\circ\text{C}$  vor.

In Abbildung 56 ist die Entwicklung der Dehngrenzen nach Kurzzeitwärmebehandlungen mit Variation der Kühlrate während einer Kaltauslagerung von einem Jahr dargestellt. Insgesamt zeigt sich der Trend, dass höhere Kühlraten größere Dehngrenzen sowie größeres Verfestigungspotential während der Kaltauslagerung bewirken. Für die schnellen Kühlraten  $10$  und  $30 \text{ Ks}^{-1}$  verdoppelt sich die Dehngrenze innerhalb eines Jahres. Die Rate von  $30 \text{ Ks}^{-1}$  liegt im Bereich der oberen kritischen Kühlrate. Ausscheidungen während der Abkühlung werden unterdrückt und es entstehen während der Kaltauslagerung aus dem ÜMK festigkeitssteigernde Teilchen. Mit abnehmender Kühlrate sinkt die Verfestigung, da während der Abkühlung zunehmend mehr Zeit für die Bildung und das Wachstum von Ausscheidungen vorhanden ist. Nach der langsamsten Kühlrate verläuft die Dehngrenze konstant über die Auslagerungsdauer, es finden währenddessen keine verfestigenden Ausscheidungsprozesse statt.

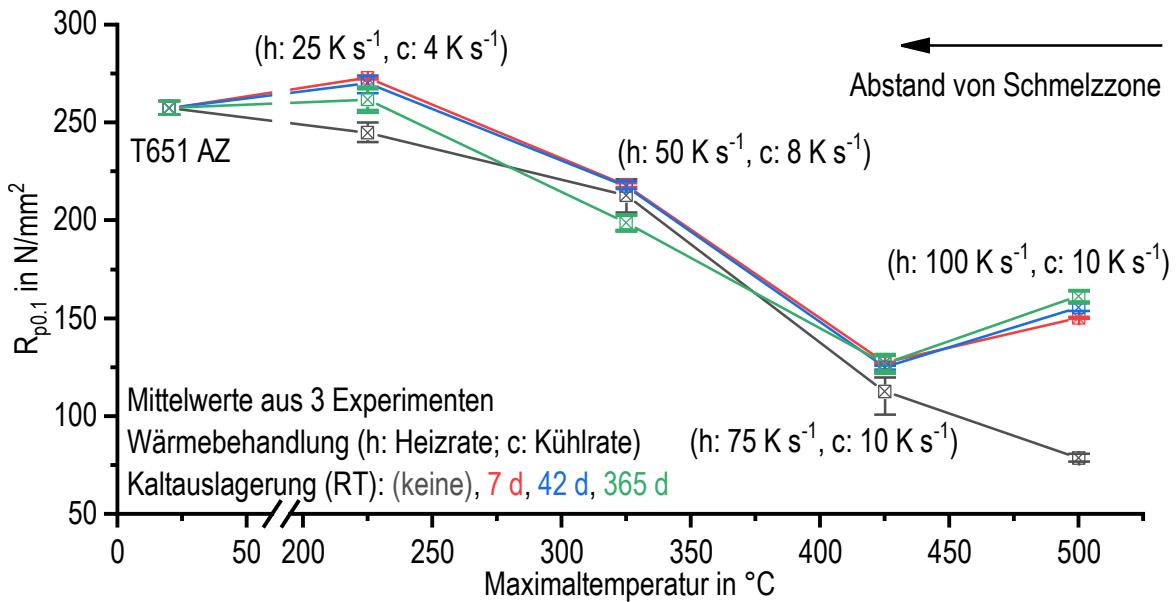


Abbildung 55: Temperaturabhängige Dehngrenzen-Verläufe verschiedener Kaltauslagerungsdauern.

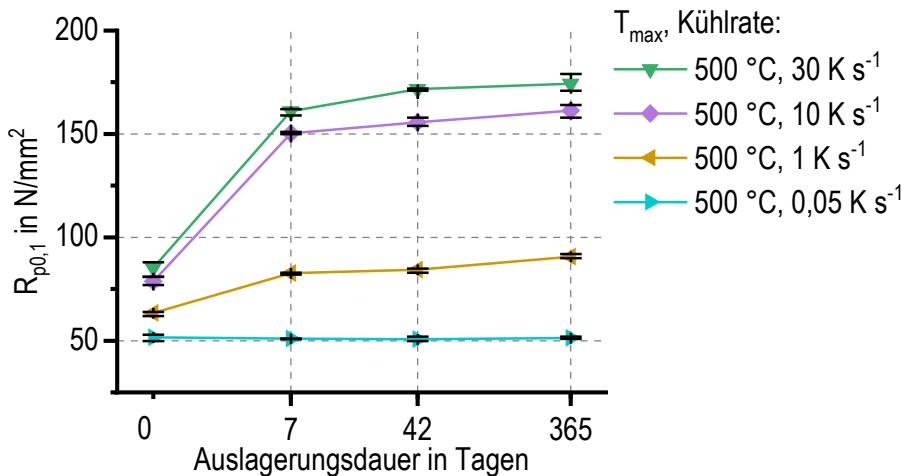


Abbildung 56: Dehngrenzen nach verschiedenen Kurzzeitwärmebehandlungen in Abhängigkeit von der Auslagerungsdauer.

Die Abbildung 57 zeigt resultierende Härteverläufe nach WEZ-typischen Schweißwärmebehandlungen als Funktionen der Maximaltemperatur. Die dazugehörigen Versuchsparameter entsprechen denen der Abbildung 55 und Abbildung 56 und sollen so eine Korrelation von Härtewerten in der WEZ und den Ergebnissen der Stauchversuche ermöglichen. Zudem gibt es eine feinere Auflösung von Maximaltemperaturen zwischen 400 °C und 500 °C, da in dem Bereich die niedrigsten Dehngrenzen ermittelt wurden. Ohne eine Kaltauslagerung sinkt die Härte mit zunehmender Maximaltemperatur kontinuierlich von knapp über 100 HV1 auf ca. 54 HV1 bei 475 °C. Für weiter steigende Maximaltemperaturen verläuft die Härte ohne Auslagerung etwa konstant auf einem niedrigen Niveau. Bereits nach wenigen Stunden Kaltauslagerung ist vor allem in diesem Hochtemperaturbereich ein starker Anstieg zu verzeichnen. Für die höchste untersuchte Temperatur von 560 °C beträgt die Zunahme innerhalb der ersten Stunde mit 13 HV1 über ein Viertel und innerhalb des ersten Tages mit 26 HV1 über 55 % des Ausgangswertes. Die minimale Härte mit

etwa 60 HV1 liegt bei der Maximaltemperatur 450 °C. Im Vergleich mit den Dehngrenzen aus Abbildung 55 stimmen die Härteverläufe grundsätzlich überein. Das Minimum der mechanischen Eigenschaften in der WEZ ist nach der feineren Auflösung von Maximaltemperaturen bei 450 °C zu erwarten. Der Härteverlauf ist ab 450 °C etwa konstant bzw. leicht steigend und weicht somit von dem fallenden Verlauf der Dehngrenzen ab. Dieser Unterschied lässt sich mit den Schritten zwischen der Wärmebehandlung und der Härteprüfung (Tiefkühlen, Entnahme, Schleifen) erklären. Während dieser Schritte können Ausscheidungsvorgänge in geringem Umfang nicht vermieden werden und diese Kurve ist entsprechend mit 0,1 h markiert. Für die untersuchten Temperaturen ab 475 °C ist eine erhebliche Steigerung zwischen den Ergebnissen nach einer Woche und einem Jahr Kaltauslagerung feststellbar. Für die Spitzentemperaturen 500 °C und 560 °C wird mit ca. 93 HV1 in etwa das Niveau des Ausgangszustandes von 99 HV1 erreicht.

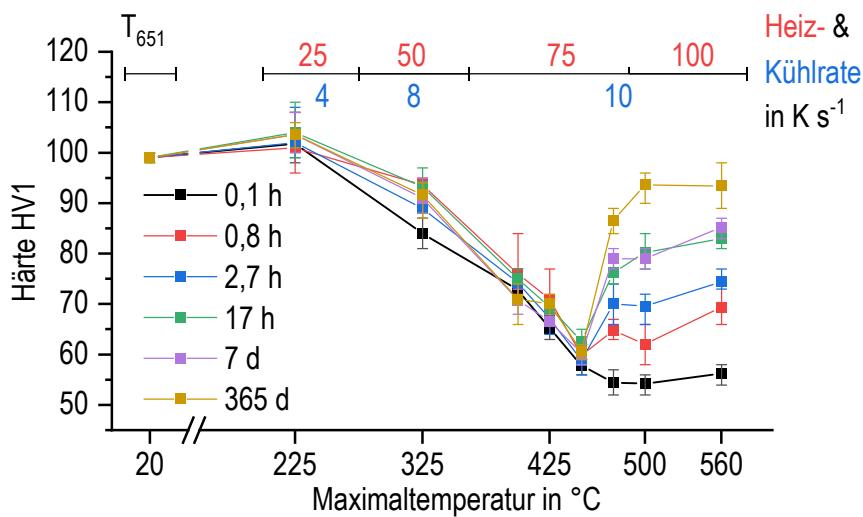


Abbildung 57: Vickershärte nach Schweißwärmebehandlungen und Kaltauslagerung.

Die Entwicklung der Härte während der Kaltauslagerung nach Wärmebehandlung wie in den DSC-Experimenten (vgl. Abbildung 33) mit Glühtemperaturen von 540 °C bzw. 560 °C für 1 min und unterschiedlicher Abkühlung ist in Abbildung 58 und Abbildung 59 aufgezeigt. Nach der Abkühlung von 540 °C (Abbildung 58) mit 0,3 Ks<sup>-1</sup> liegt nur eine geringe Härte von <40 HV1 vor, welche sich während der Kaltauslagerung nur geringfügig steigert. Eine wesentliche Verfestigung innerhalb von 24 Stunden auf 67 HV1 gefolgt von einer geringfügigen weiteren Steigerung findet nach der Abkühlung mit 3 Ks<sup>-1</sup> statt. Für die schnelle Abkühlung mit 30 Ks<sup>-1</sup> und ca. 100 Ks<sup>-1</sup> beträgt die Härte direkt nach der Wärmebehandlung ca. 50 HV1, welche sich auf bis auf 90 HV1 nach einem Jahr erhöht. Dabei tritt nur ein minimaler Unterschied zwischen diesen Raten auf. Das unterstützt die mittels Härteprüfung nach Warmauslagerung ermittelte (Abbildung 41 bis Abbildung 43) obere kritische Kühlrate von 30 Ks<sup>-1</sup> für diese Glühbedingungen.

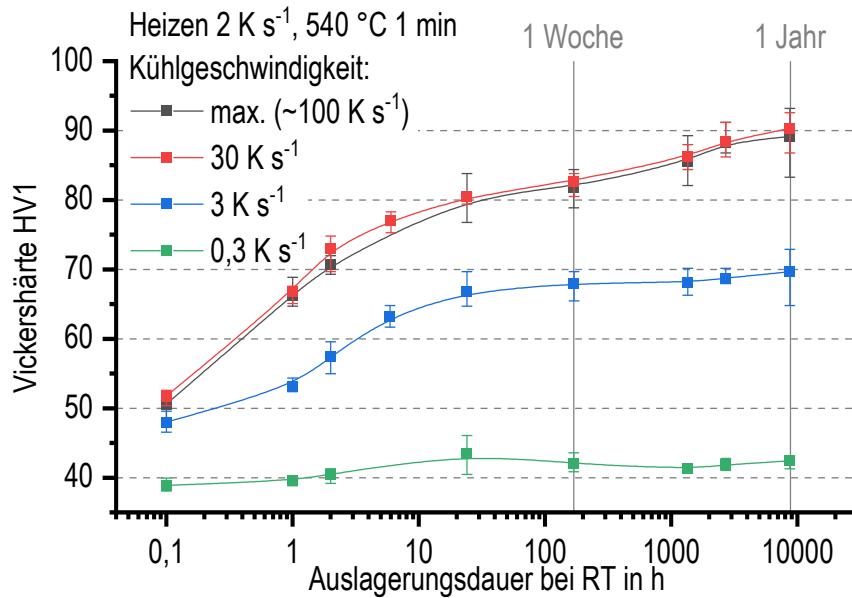


Abbildung 58: Entwicklung der Vickershärte über die Auslagerungsdauer bei RT nach Glühen bei  $540^\circ\text{C}$  und varierter Abkühlung.

Die in Abbildung 59 dargestellten Härteverläufe nach Glühen bei  $560^\circ\text{C}$  zeigen ähnliche Zusammenhänge, wobei die Absolutwerte für langsame Kühlraten deutlich und für schnelle Kühlraten geringfügig oberhalb der Werte für die Maximaltemperatur  $540^\circ\text{C}$  liegen. Das Abfallen der Härte nach schneller Abkühlung und nach einem Jahr KA ist untypisch für eine KA von Aluminiumlegierungen. Anhand der Unterschiede zwischen  $30 \text{ K s}^{-1}$  und der maximalen Kühlrate, zeigt sich auch hier, dass die obere kritische Kühlrate erst im Bereich von  $100 \text{ K s}^{-1}$  (vgl. Abbildung 41 bis Abbildung 43) erreicht wird.

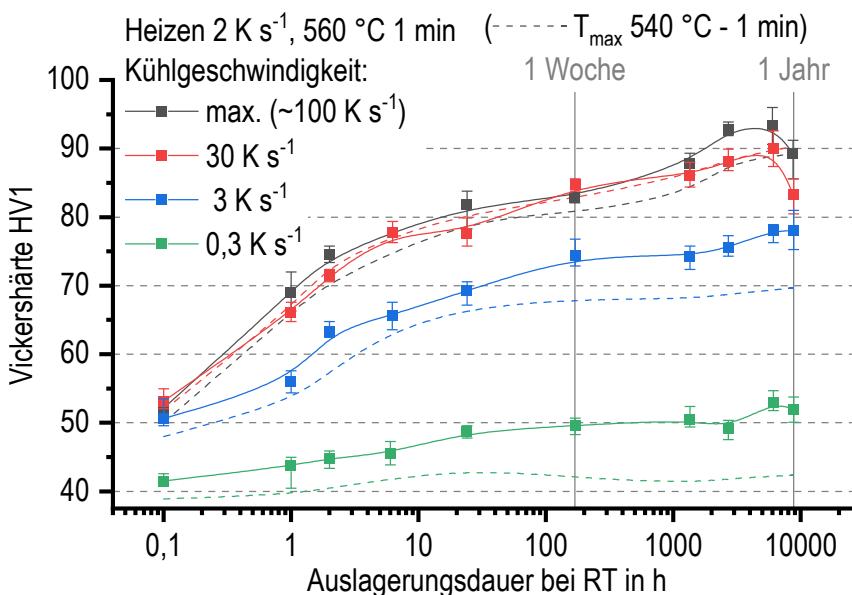


Abbildung 59: Entwicklung der Vickershärte über die Auslagerungsdauer bei RT nach Glühen bei  $560^\circ\text{C}$  und varierter Abkühlung, Verläufe für  $560^\circ\text{C}$  Glühtemperatur gestrichelt dargestellt.

## 4.6 Härteverteilungen in kaltausgelagerten Schweißverbindungen

In Abbildung 60 sind Härteprofile über eine MIG-Schweißverbindung aus drei Positionen sowie ein Makroschliffbild mit Markierung der zugehörigen Härteeindrücke dargestellt. Das Schweißgut besteht aus drei Schweißlagen, welche in der Reihenfolge Mitte, Unten und Oben geschweißt wurden. Das Härteprofil hat insgesamt eine W-Form (vergl. [98]). Im Schweißgut gibt es eine große Streuung der Härte im Bereich von 60-83 HV1, was wesentlich auf die im Makroschliff zahlreichen sichtbaren Poren zurück zu führen ist. Die beiden zuerst geschweißten Lagen in der Mitte und Unten werden beim Schweißen der nachfolgenden Lagen bzw. Lage erneut erwärmt, wodurch ein höheres Härteneiveau erreicht wird. Die obere Lage wird nach dem Schweißen kaltausgelagert und besitzt vergleichsweise geringe Härte. Anschließend fällt die Härte in der WEZ an den drei Messreihen steil auf lokale Minima mit 56-61 HV1 in 7-9 mm Entfernung von der Schweißnahtmitte. Mit weiter zunehmendem Abstand steigt die Härte bis ca.  $\pm 20$  mm steil und darüber hinaus mit geringerem Anstieg, wobei ab ca.  $\pm 30$  mm die Härte des Ausgangszustandes übertroffen wird.

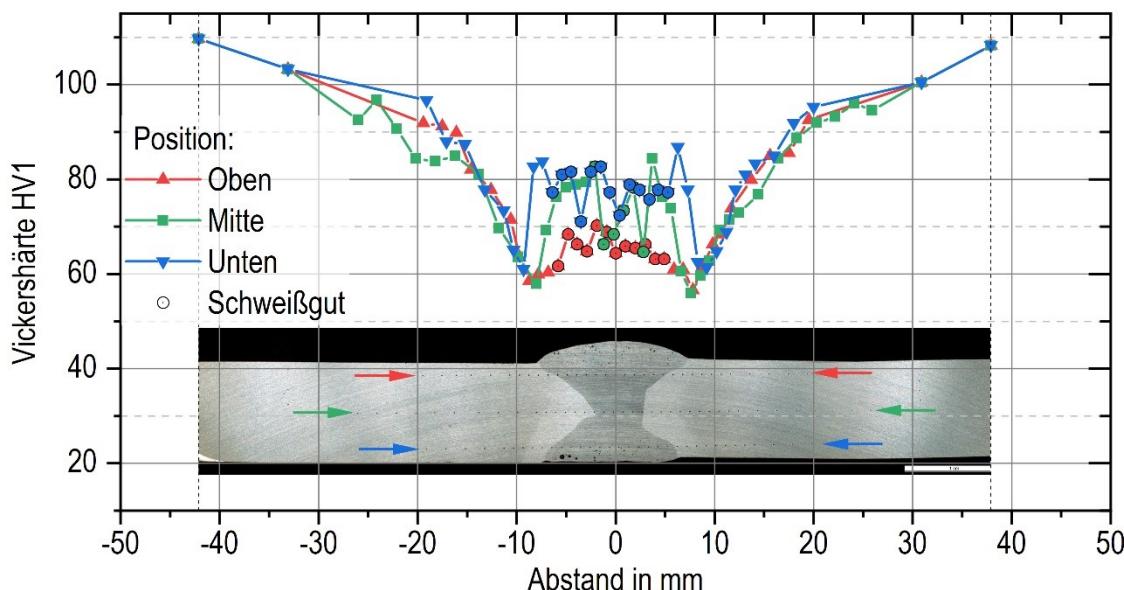


Abbildung 60: Härteprofil über eine Schweißverbindung mit dazugehörigen Makroschliff.

In Abbildung 61 ist ein exemplarischer Querschliff eines T-Stoßes (a) mit einer sichtbaren TE-Bohrung sowie die Härteverläufe von einem Stumpf- und einem T-Stoß (b) dargestellt. Die Härteprofile wurden für den Vergleich horizontal so verschoben, dass die Schmelzlinie jeweils bei 0 mm liegt. In der direkten WEZ treten jeweils steile Härteabfälle auf Minima auf, welche mit 3,7 mm und 4,7 mm einen ähnlichen Abstand von der Schmelzlinie haben und mit 56-57 HV1 nahezu identische Werte annehmen. Der nachfolgende Härteanstieg ist beim T-Stoß steiler als beim Stumpfstoß und beträgt vom lokalen Minimum auf die Ausgangshärte von 99 HV1 3,3 HV1/mm gegenüber 2,0 HV1/mm. Dies entspricht etwa den Mittelwerten dieser Anstiege von mehreren Schweißverbindungen von 3,2 HV1/mm bei vier T-Stößen (8, 10, 12 mm) und 1,7 HV1/mm bei zwei Stumpfstößen (10 mm). Der steilere Anstieg lässt sich anhand der Geometrie der Verbindung durch eine höhere Anzahl vergleichbarer

Wärmepfade (Platten) und ein entsprechend schmaleres Maximaltemperaturprofil begründen.

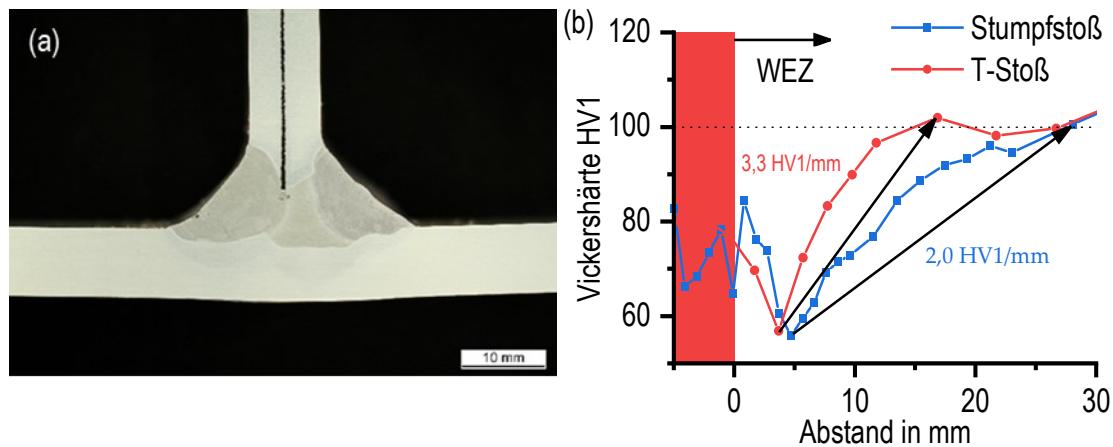


Abbildung 61: (a) Querschliff eines T-Stoßes aus 8 mm Blechen; (b) Vergleich Härteanstieg in Stumpfnaht bzw. T-Stoß.

Abbildung 62 zeigt die Härteverteilung eines Kreuzstoßes nach dem Schweißen sowie nach einer Kaltauslagerung von ca. elf Monaten. Die ausgewählte Querschnittsebene des X-Profil wies vergleichsweise geringe Versagensanzeichen wie Beulen oder Risse auf und die Ausbeulungen fanden insgesamt auch in von der Fügezone entfernten Bereichen statt. Dabei wird die Härte nach Martens rasterförmig über mehrere rechteckige Flächen bestimmt. Zur besseren Veranschaulichung ist ein Schliffbild der Schweißverbindung hinterlegt. Die durchgehende Platte verläuft in dieser Abbildung horizontal. Die Auswertesoftware des Härteprüferäts berechnet zusätzlich auch einen Wert in Härte Vickers (HV), welcher für diesen Werkstoff im Ausgangszustand etwa 99 HV (etwa 875 HM) beträgt. Mittig im Kreuzstoß bzw. in den Platten gibt es große Bereiche mit geringer Härte von 600 HM (~67 HV) bis 750 HM (~84 HV). Im Schweißgut und in den direkt angrenzenden WEZ werden höhere Härten von 800-1000 HM ermittelt. Die maximalen Härten von 1100 HM (~127 HV) oder mehr konnten nur in den WEZ, die an die zwei äußeren Schweißlagen im oberen Teil der Abbildung angrenzen, ermittelt werden. Die mechanischen Eigenschaften werden demnach nicht nur von der jeweiligen Maximaltemperatur beeinflusst, welche an den Messpunkten entlang der Schmelzlinie jeweils im Bereich der Solidustemperatur liegt, sondern maßgeblich auch durch die nachfolgende thermische Behandlung infolge weiterer Schweißlagen. Die hohen Härteunterschiede innerhalb des Schweißgutes können zum Teil auf die hohe Porosität zurückgeführt werden. Neben den im Schliffbild sichtbaren Poren sind unter der Schlifffläche liegende Poren zu erwarten.

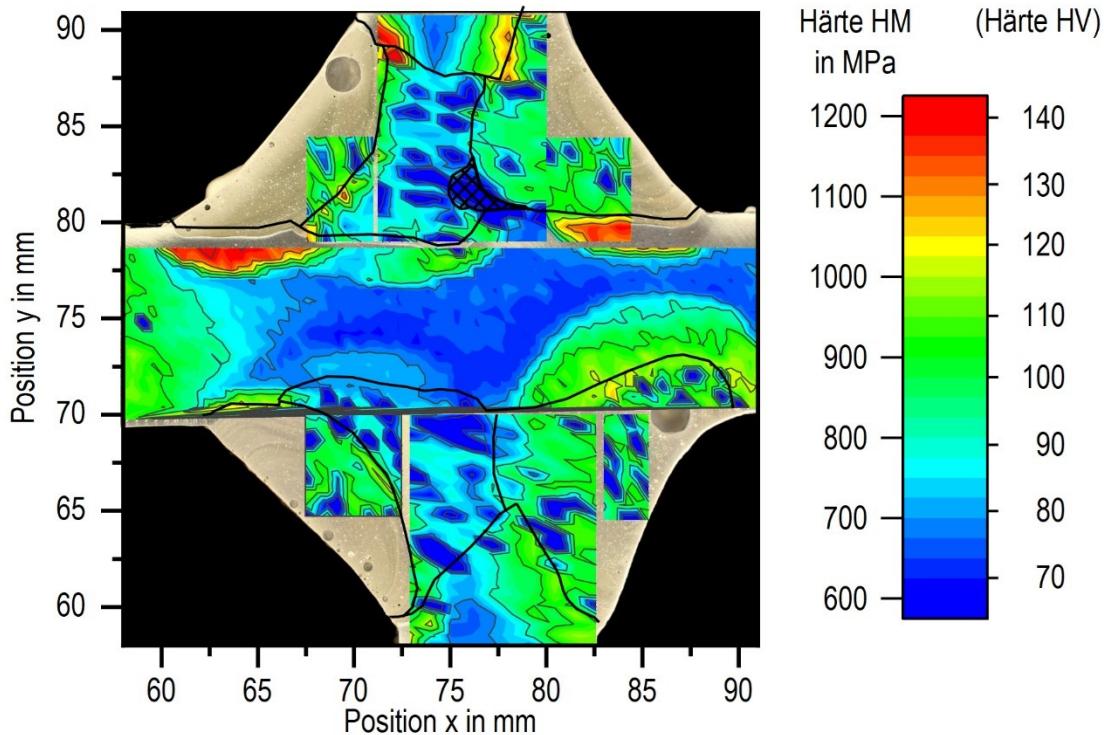


Abbildung 62: Härtemapping eines geschweißten Kreuzstoß mit Makroschliff im Hintergrund sowie Markierung einzelner Schweißlagen, Mapping in HM-Skala, Skala HV zum Vergleich.

Es konnte gezeigt werden, dass die Härte des Ausgangszustands T651 nicht der maximalen Härte dieses Werkstoffes entspricht und eine weitere Verfestigung in von der Schweißzone entfernten Bereichen der WEZ zu beobachten ist. In Richtung Schweißgutzone bzw. höherer Maximaltemperaturen bis etwa 450 °C nimmt die Härte nach einer Kaltauslagerung ab. Mit weiter steigender Maximaltemperatur bzw. mit geringer werdendem Abstand zur Schmelzlinie nimmt die Härte nach Auslagerung zu. In diesem Temperaturbereich findet ein erneutes Lösungsglühen statt.

In Abbildung 63 sind Lichtmikroskopie-Aufnahmen der Übergangsbereiche zwischen Schweißnaht und WEZ (a) sowie zwischen zwei Schweißnähten (b) dargestellt. Das Schweißgut in Abbildung 63 (a) hat eine dendritische Struktur und besteht aus hellen Al-MK und dunklen Bereichen aus Silizium. Die länglichen und dendritischen Bereiche verlaufen dabei quer zur Schmelzlinie. In Gefügeaufnahmen der Gusslegierung AlSi12 werden die hellen Bereiche als Al-MK und die dunklen als Si beschrieben [2]. Die WEZ ist als heller Al-MK mit groben, unregelmäßig geformten Ausscheidungen mit einer Größe bis 10 µm sowie feineren globularen Teilchen mit einer hohen Dichte dargestellt. Entlang des Übergangsbereiches zwischen Schweißgut (links/ oben) und WEZ (rechts/ unten) gibt es einen mehrere 10 µm breiten Streifen mit einer geringeren Dichte feiner Ausscheidungen. Die beiden angrenzenden Schweißlagen in Abbildung 63 (b) unterscheiden sich maßgeblich anhand der Ausscheidungen im Al-MK; im MK des zuletzt geschweißten Gefüges (links/ oben) sind mit Ausnahme weniger Si-Partikel keine Ausscheidungen sichtbar. In der vorherigen Schweißlage (rechts/ unten) gibt es eine hohe Dichte an feinen, globularen, hellbraunen Teilchen. Charakteristische Unterschiede der Formen des Al-MK zwischen den beiden Bereichen sind nicht vorhanden.

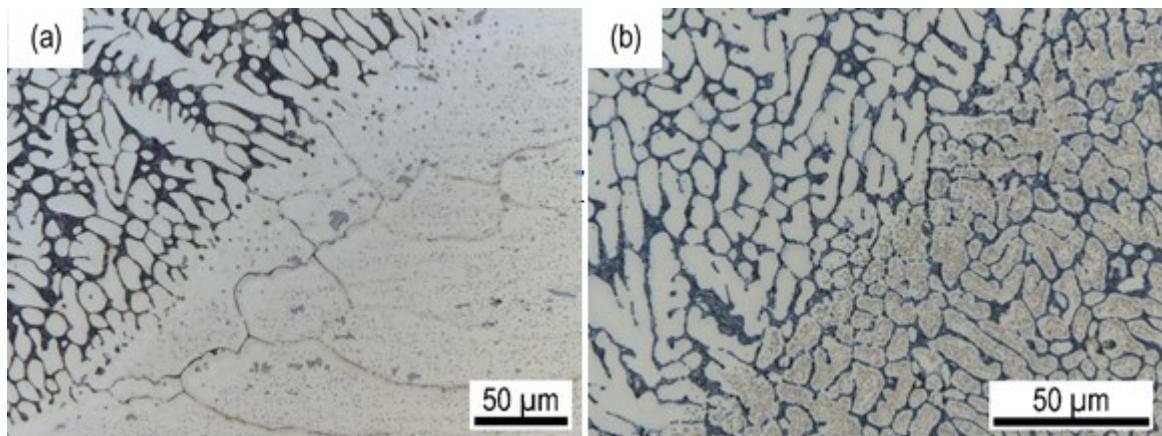


Abbildung 63: Lichtmikroskopie-Aufnahmen an Grenzbereichen der Schweißnähte geätzt nach WECK: (a) Übergang Schweißnaht-WEZ, (b) Übergang zwischen zwei Schweißnähten.

## 5 Diskussion

### 5.1 Temperaturen in der WEZ

Mit den gemessenen Temperaturverläufen konnten hohe Heizraten im Bereich von  $13 \text{ Ks}^{-1}$  bis ca.  $118 \text{ Ks}^{-1}$ , Maximaltemperaturen von  $222^\circ\text{C}$  bis  $599^\circ\text{C}$  und Kühlraten von  $3,5 \text{ Ks}^{-1}$  bis  $15 \text{ Ks}^{-1}$  in der WEZ in einem Abstand von 0 mm bis 20 mm von der Schmelzlinie nachgewiesen werden. Die Maximaltemperaturen sinken bei zunehmendem Abstand.

Ein direkter Vergleich mit Verläufen der Literatur ist schwierig, da Temperaturmessungen beim Schweißen für eine große Bandbreite an Verfahren, Schweißparametern und Blechstärken durchgeführt werden und häufig die Kombination dieser Parameter, das Messverfahren oder die Messpositionen abweichen. Aus diesem Grund werden hier nur zwei beispielhafte Temperaturmessungen aus der Literatur aufgeführt. Für eine vergleichbare Schweißung von 10 mm starken Platten aus EN AW-6082 mit dem MIG-Verfahren werden im Abstand von 15 mm Maximaltemperaturen von ca.  $190^\circ\text{C}$ - $200^\circ\text{C}$  ermittelt [99]. Dies sind 30 K bis 40 K weniger als in der Maximaltemperaturverteilung von Abbildung 24. Als ein für die Abweichung ursächlicher Parameter ist die Messstelle direkt an der Plattenoberfläche zu nennen. Der Vergleich mit den Temperatur-Messungen, die für indirekte DSC genutzt werden (AA2024 T4, 6 mm Platten, WIG) [49], zeigt, dass dort höhere Maximaltemperaturen bei ähnlichen Abständen gemessen werden. Der Temperaturverlauf mit Maximaltemperatur  $490^\circ\text{C}$  wurde in 9,8 mm Abstand von der Schweißnahtmitte (ca. 5 mm Abstand von Schmelzlinie) aufgenommen, was eine deutlich höhere Temperatur bei diesem Abstand als in den Ergebnissen aus Abbildung 24 ist. Die Schweißleistungen beider Versuche sind ähnlich, allerdings wird bei der beschriebenen Schweißung mit dem WIG-Verfahren kein Zusatzwerkstoff erwärmt und die Blechstärke ist zudem geringer.

### 5.2 Phasenumwandlungen während der Erwärmung

DSC-Erwärmkurven dieser Arbeit werden in Abbildung 64 exemplarisch an einer langsamen Heizrate mit anderen Chargen der Legierung EN AW-6082 in den Zuständen T4 und T6 aus [6, 71] vergleichend dargestellt. Die Zuordnung von Reaktionen zu den auftretenden Peaks kann anhand von Literatur vorgenommen werden. Die Abfolge entspricht der Ausscheidungssequenz [12] von Al-Mg-Si-Legierungen mit alternierenden Ausscheidungs- und Auflösungsvorgängen. In diesen Ergebnissen werden Reaktionsüberlagerungen sowie das gleichzeitige Auftreten verschiedener Ausscheidungen [14, 91] angenommen, sodass nur die jeweils dominierende Umwandlung beschrieben werden kann. Eine genaue Abgrenzung der Einzelreaktionen ist auch aufgrund der teilweise stattfindenden Direktumwandlungen wie von GP-Zonen zu  $\beta''$ , von  $\beta''$  zu  $\beta'$  oder von  $\beta'$  zu  $\beta$  schwierig [12, 92].

Die grundsätzliche Abfolge von Peaks der ausscheidungsgehärteten Legierungen EN AW-6082 in Abbildung 64 ist ähnlich. Lediglich der exotherme Peak a ist nur für den T4-Zustand in FRÖCKs Untersuchung bei ca. 130 °C als schwache Reaktion vorhanden. Die T4 Zustände zeigen bei ca. 150-190 °C, die T6 Zustände daran anschließend bei ca. 185-235 °C die ersten endothermen Reaktionspeaks B.

Nachfolgende exotherme Reaktionspeaks c sowie d der T4 Zustände liegen bei 200-215 °C und sind mit  $>0,2 \text{ Jg}^{-1}\text{K}^{-1}$  intensiver als die Peaks der T6 Zustände, die bei 240 °C bzw. 255 °C ihren Extremwert erreichen. Auffällig ist das die hier untersuchte Legierung im Zustand T651 bis ca. 350 °C deutlich schwächere Reaktionspeaks im Vergleich zu den anderen Werkstoffen trotz höherer Anteile Mg und Si aufweist. Unterschiede in der Überlagerung der Einzelreaktionen sind möglich, diese können aber nur anhand der hier vorliegenden DSC-Daten nicht nachgewiesen werden. Die Reaktionspeaks der hier untersuchten Legierungscharge erreichen bei höheren Temperaturen dagegen minimale bzw. maximale Spitzenwerte, was mit dem aufgrund der höheren Hauptlegierungselementgehalte größerem Reaktionspotential korreliert.

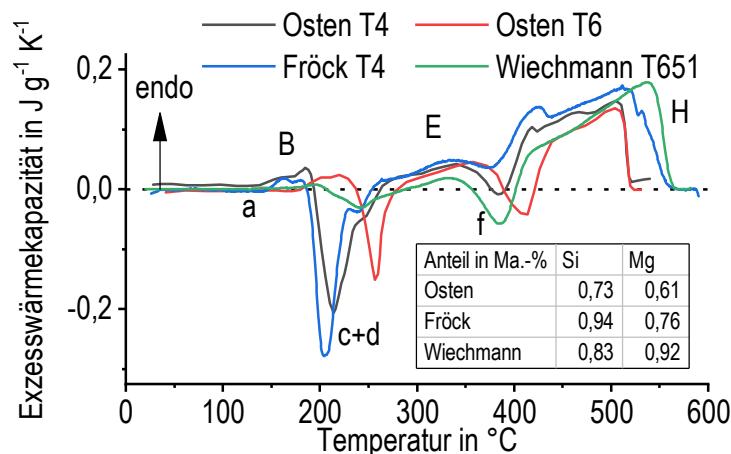


Abbildung 64: DSC-Erwärmekurven verschiedener Chargen EN AW-6082 in den Zuständen T4 und T6 der Rate  $0,01 \text{ Ks}^{-1}$  [6, 71].

Der zweite endotherme Peak ist für alle Zustände langgestreckt und besitzt bei 335 °C bis 360 °C maximale Werte. Die Überlagerung auftretender Einzelreaktionen zeigt sich in den darauffolgenden Peaks, welche zum einem im endothermen (FRÖCK T4) oder im exothermen (OSTEN T6, Wiechmann T651) Bereich liegen. Der finale Reaktionspeak ist jeweils stark endotherm und endet bei ca. 520 °C (OSTEN T4 und T6) bzw. ca. 560 °C (FRÖCK, WIECHMANN) nahe dem Nullniveau.

Die Entwicklung der Erwärmekurven mit steigender Heizrate ist durch zwei Veränderungen gekennzeichnet: Zum einen verschieben sich sämtliche Reaktionen zu höheren Temperaturen, die finale Reaktion läuft beispielsweise nur bei  $0,01$  und  $0,03 \text{ Ks}^{-1}$  vollständig ab und bei  $5 \text{ Ks}^{-1}$  ist nur ihr Beginn vorhanden. Diese Entwicklung lässt sich mit der geringer werdenden Zeit für Diffusionsprozesse erklären. Zum anderen verschiebt sich die DSC-Kurve als Summe der Einzelreaktionen in die endotherme Richtung. Ausscheidungsprozesse werden mit steigender Heizrate stärker unterdrückt als Auflösungen, da Ausscheidungen langsamer ablaufen, wie es von OSTEN et al. geschlussfolgert wurde [71].

In der indirekten DSC treten erste Veränderungen im Ausscheidungszustand bei den hohen untersuchten Heizraten jeweils ab der Maximaltemperatur von 300 °C mit der exothermen Reaktion bei T=250 °C auf. Die während der ersten Erwärmung stattfindenden Reaktionen, lassen sich aufgrund des ähnlichen Temperaturbereichs sowie der Verschiebung von Reaktionen mit steigender Rate zu höheren Temperaturen dem Peak  $B_{T651}$  und der Auflösung von vor allem  $\beta''$  zuordnen. Die in diesem Temperaturbereich deutlich sinkende Härte ist ein weiterer Hinweis für die Auflösung von  $\beta''$ . Weitere wesentliche Änderungen der Wiedererwärmkurven gibt es für das erste Erwärmen auf >450 °C bzw. >475 °C. Es tritt erstmals ein exothermer Peak bei ca. 100 °C auf und an der Stelle eines exothermen Peaks y bei 250-310 °C erscheinen zwei exotherme Peaks  $y_1$  und  $y_2$ . Die Entwicklung von Maximaltemperatur 450 °C mit einem Peak im Bereich von ca. 300 °C zu Maximaltemperatur 475 °C mit zwei exothermen Peaks ähnelt grundsätzlich den DSC-Erwärmkurven von OSEN et al. [71] von EN AW-6181 in den Zuständen T6 und T4. Nur im kaltausgelagerten Zustand T4 treten in dieser Untersuchung zwei getrennte Peaks  $c_{T4}$  und d auf, im warmausgelagerten Zustand aber nur ein Peak d. Der wesentliche Unterschied des Zustandes T4 im Vergleich zu T6 ist dabei das Nichtvorhandensein von  $\beta''$ . Daraus folgend werden die Wiedererwärmkurven der indirekten DSC-Ergebnisse so interpretiert, dass Teilchen des T6-Zustandes insbesondere  $\beta''$  bei schneller Erwärmung bis ca. 475 °C vollständig aufgelöst sind. Die Änderungen finden auch in den Wiedererwärmkurven von FRÖCK et al. [6] im Bereich IV/V für Maximaltemperaturen >475 °C statt. Dort wurden diese Änderungen als Auflösung von  $\beta'', \beta'$  und Teilchen mit höheren Solvustemperaturen während der ersten Erwärmung beschrieben. Aus diesem Grund ist nach der sehr schnellen Erwärmung von einer nahezu vollständigen Auflösung aller Mg- und Si-Atome im Al-MK auszugehen. Die daraufhin während der Wiedererwärmung im niedrigen Temperaturbereich um 100 °C auftretenden Peaks werden als Bildung von Clustern- bzw. Co-Clustern (vgl. [19, 90, 100]) interpretiert. Zum einen wird in diesen Veröffentlichungen ein vergleichbarer Ausgangszustand (Lösungsgeglüht und abgeschreckt) untersucht und zum anderen finden die Reaktionen im selben Temperaturbereich statt. Die in diesen Veröffentlichungen beschriebene Überlagerung von zwei exothermen Peaks ist in der Wiedererwärmkurve (Abbildung 31 (b)) für Maximaltemperatur 490 °C schwach erkennbar. Die mit der Maximaltemperatur steigende Intensität des Peaks x wird durch die steigende Übersättigung verursacht.

Die Ergebnisse der indirekten DSC (Abbildung 27, Abbildung 28, Abbildung 31) zeigen für lineare und nichtlineare Erwärmungen deutliche Übereinstimmungen. Eventuell abweichende Peak-Temperaturen sind durch verschiedene Wiederwärmgeschwindigkeiten ( $1\text{ K s}^{-1}$  und  $0,3\text{ K s}^{-1}$ ) zu begründen. Die erste gemessene Veränderung des Ausgangzustandes tritt bei Maximaltemperatur 300 °C in Form der exothermen Reaktion y im selben Temperaturbereich auf. Auch die weiteren Veränderungen des Erwärmverhaltens – das Auftreten der NTR x und die Aufspaltung von y in  $y_1$  und  $y_2$  - ähneln sich. Die Änderungen sind für die Schweißwärmebehandlung mit 450 °C schon bei 25 K niedrigeren Temperaturen messbar. Die deutlichen Übereinstimmungen zwischen den Wiedererwärmkurven zeigen zum einen, dass die Größenordnung der Erwärmgeschwindigkeit entscheidend ist und eine feinere Abstufung zu untersuchender Heizraten keinen zusätzlichen Erkenntnisgewinn verspricht. Zum anderen lassen sich Ergebnisse linearer

Erwärmfpfade in guter Näherung auf nichtlineare, reale Erwärmungen einer ähnlichen Temperaturdynamik übertragen. Die während der schnellen Erwärmung von EN AW-6082 auftretenden Änderungen des Ausscheidungszustandes sind wesentlich von der erreichten Spitzentemperatur abhängig. Mit der indirekten DSC-Methode lassen sich sowohl die während einer schnellen Erwärmung als auch bei einer anschließenden schnellen Abkühlung stattfindenden Veränderungen des Ausscheidungszustandes nachweisen.

### **5.3 Phasenumwandlungen während der Abkühlung**

Das Ausscheidungsverhalten der Legierung EN AW-6082 während des Abkühlens wurde in Anlehnung an das quasibinäre Zustandsdiagramm Al-Mg<sub>2</sub>Si [12] am Übergang vom Zweiphasenbereich Al-MK + Mg<sub>2</sub>Si zum Einphasenbereich Al-MK untersucht. Die Abbildung 34 zeigt die Ergebnisse sortiert nach den zwei auftretenden Ausscheidungsverhalten mit entweder dominierenden HTR (540 °C 1 und 20 min, 550 °C 1 min) oder dominierenden NTR (550 °C 20 min, 560 °C, 1 und 20 min). Dieses ist bei Betrachtung des quasibinären Zustandsdiagramm Al-Mg<sub>2</sub>Si (Abbildung 1) davon abhängig, ob sich der Werkstoff zu Beginn der Abkühlung im Zweiphasengebiet Al-MK + Mg<sub>2</sub>Si (540 °C 1 und 20 min, 550 °C 1 min) oder im Einphasengebiet Al-MK (550 °C 20 min, 560 °C 1 und 20 min) befindet. Bei niedrigen Temperaturen bis 540 °C bzw. bei 550 °C in Kombination mit einer kurzen Glühdauer von 1 min werden vorhandene Ausscheidungen nicht vollständig aufgelöst. Während der Abkühlung lagern sich die im Mischkristall gelösten Legierungselementatome unmittelbar an noch vorhandene Mg<sub>2</sub>Si-Teilchen an. Dies wird durch die starken HTR sowie deren unmittelbaren Beginn ohne reaktionsfreie Bereiche deutlich.

Für eine längere Glühdauer bei 550 °C bzw. bei höheren Glühtemperaturen ist nach den Ergebnissen der Kühlraten  $\geq 0,3 \text{ Ks}^{-1}$  eine weitestgehend vollständige Auflösung von Mg<sub>2</sub>Si und deren Vorstufen erfolgt. Die Abkühlung beginnt jeweils mit einem reaktionsfreien Bereich und vorhandene HTR sind deutlich schwächer als nachfolgende NTR.

Für die langsameren Kühlraten sind nur geringe Unterschiede in den Abkühlkurven vorhanden; die HTR sind jeweils dominierend. Hierbei ist anzumerken, dass die langsamen Abkühlversuche mit den Setaram-Geräten ( $0,01\text{-}0,1 \text{ Ks}^{-1}$ ) mit einer gerätespezifischen, vergleichsweise langsamen Erwärmung von  $0,1 \text{ Ks}^{-1}$  auf die jeweilige Glühtemperatur durchgeführt wurden. Gemäß den DSC-Erwärmkurven in Abbildung 26 ist während des Heizens mit  $0,1 \text{ Ks}^{-1}$  im Vergleich zu  $2 \text{ Ks}^{-1}$  der Peak deutlich intensiver und die Auflösungsreaktion H wird für beide Raten bis 550 °C nicht abgeschlossen. Somit wird ein anderer Werkstoffzustand mit entsprechend größeren Mg<sub>2</sub>Si-Teilchen zu Beginn des Haltens erwartet als nach  $2 \text{ Ks}^{-1}$  Erwärmung, welche fast ausschließlich durch endotherme Reaktionen gekennzeichnet ist. Für die Glühtemperatur 560 °C ist der Beginn der Abkühlung durch einen Bereich niedriger Reaktionsintensität bei hohen Temperaturen gekennzeichnet. Erst danach mit geringerem Anstieg und bei ca. 30 K niedrigeren Temperaturen im Vergleich zu den anderen Glühtemperaturen wird das Maximum der HTR nach Glühen bei 560 °C

gemessen. Bei 550 °C (0,01-0,1 Ks<sup>-1</sup>) tritt kein reaktionsfreier Bereich und ein sofortiger Beginn der HTR auf. Das ist ein Hinweis für die unvollständige Auflösung am Ende des Glühens und im Vergleich zu schnelleren Abkühlkurven auf die genannten Unterschiede während der Erwärmung zurückzuführen.

Beide untersuchten Parameter, Lösungsglühtemperatur und -dauer haben deutlichen Einfluss auf das anschließende Ausscheidungsverhalten. Wie in Abbildung 34 (a) dargestellt verläuft der Übergang beim vorherigen Erwärmen vom zweiphasigen zum einphasigen Zustand bei höheren Temperaturen innerhalb kürzerer Zeiten. Schweißvorgänge haben eine um mindestens eine Größenordnung höhere Dynamik als die direkten DSC-Experimente: so beträgt die Dauer bei Temperaturen über 550 °C in sechs gemessenen Verläufen jeweils unter 2 s. Wie aus den Ergebnissen der indirekten DSC hervorgeht, wird es bis zu einer Temperatur von 475 °C bei schneller Erwärmung zu einer vollständigen Auflösung von  $\beta''$  kommen. Bis 575 °C treten darüber hinaus keine charakteristischen Änderungen in den Wiedererwärmkurven also keine weiteren Reaktionen auf. Für solche kurzen ‚Haltezeiten‘ des Schweißens erscheint die Betrachtung der Umwandlungen des Erwärmfades ausschlaggebend, um auf die vom Auflösungszustand abhängigen Phasenumwandlungen beim Abkühlen zu schließen.

Aus den DSC-Abkühlergebnissen und den zugehörigen Härteverläufen in Abbildung 41 bis Abbildung 43 lassen sich außerdem auch Hinweise für die Wärmebehandlungen dieser Legierungsgruppe ableiten. Das Lösungsglühen sollte in jedem Fall bis zu einer vollständigen Auflösung der Legierungselemente erfolgen, da eine um Faktor drei geringere obere kritische Abkühlrate für diesen Zustand gegenüber einer unvollständigen Auflösung ermittelt wurde. Die Dauer zum Erreichen des Zustands vollständiger Auflösung kann durch mäßige Temperaturerhöhung von in diesem Fall 10 K um eine Größenordnung verringert werden. Mit Hilfe dieser Kenntnis lassen sich Wärmebehandlungen anpassen, um sie wirtschaftlicher und auch nachhaltiger zu gestalten.

Die indirekte DSC der Schweißwärmebehandlung (Abbildung 31) gibt Hinweise zu den Phasenumwandlungen beim Abkühlen nach einer nahezu vollständigen Auflösung vorhandener Ausscheidungen. Die Wiedererwärmkurven für Abbruchpunkte nach dem Maximum von 490 °C sind gekennzeichnet durch eine fortschreitende Verringerung der exothermen Peaks bei ca. 100 °C, 260 °C und 300 °C. Anders als die direkten DSC-Abkühlkurven (Abbildung 33), bei denen ab ca. 225 °C keine exothermen Reaktionen mehr messbar sind, ist mit der indirekten DSC ein Unterschied zwischen den Abbruchpunkten von 200 °C zu 73 °C Abbruchtemperatur anhand der Verringerung zweier Reaktionspeaks nachweisbar. Die Abkühlung hat einen natürlichen Verlauf und die mittlere Kühlrate liegt mit 13,7 Ks<sup>-1</sup> bis 200 °C und mit 5,5 Ks<sup>-1</sup> bis 73 °C unterhalb der oberen kritischen Kühlrate. Da nur eine geringe Härte für die während der Abkühlung abgebrochenen Wärmebehandlungen (250-73 °C) vorliegt, wird es sich dabei vorwiegend um grobe, teil- oder inkohärente Teilchen mit geringem Verfestigungspotential handeln.

ROWOLT et al. [101] haben mit Synchrotron-Wide-Angle X-ray Scattering' (WAXS) -Experimenten den Werkstoff derselben Charge 6082 T651 unter Temperatur-Zeit-Verläufe von DSC-Experimenten dieser Arbeit (Heizen:  $2 \text{ Ks}^{-1}$ , Glühen:  $560^\circ\text{C}$  20 min, Kühlen:  $0,03/0,3/3 \text{ Ks}^{-1}$ ) untersucht und während des Abkühlens auftretende Phasenumwandlungen in-situ nachgewiesen. Für die Phase  $\beta\text{-Mg}_2\text{Si}$  konnten aus Beugungsbildern die in Abbildung 65 dargestellten integrierten Flächen (a) der normalisierten WAXS-Peaks sowie die Umwandlungsrate (b) jeweils temperaturabhängig ermittelt werden. Diese WAXS-Kurve wurde mit DSC-Kurven (Abbildung 66 (a)) zusammen dargestellt. Die WAXS-Untersuchungen geben Informationen über das Auftreten einzelner Phasen. Insbesondere für den in DSC-Kurven auftretenden Überlappungsbereich wird so das Verständnis der Phasenumwandlungen deutlich erweitert. Aus den DSC-Kurven Abbildung 33 (c) ist der Temperaturbereich der  $\text{Mg}_2\text{Si}$ -Ausscheidungen bis  $0,3 \text{ Ks}^{-1}$  aufgrund separater Peaks grob abschätzbar. Die mittels WAXS gemessenen Verläufe geben detaillierte Informationen über das Auslaufen der HTR. Die vorerst angenommenen Reaktionsendtemperaturen werden durch diese Ergebnisse um ca. 30-50 K zu niedrigeren Temperaturen verschoben. Bei höheren Kühlgeschwindigkeiten ab  $1 \text{ Ks}^{-1}$  ist in den DSC-Kurven nur ein Reaktionspeak vorhanden und anhand der DSC-Kurven ist eine Unterteilung in verschiedene Reaktionen nicht möglich. Die WAXS-Umwandlungsrate zeigt, dass die  $\text{Mg}_2\text{Si}$ -Ausscheidungen stattfinden und die Intensität beider Reaktionen in derselben Größenordnung liegt. Beide Reaktionen überlagern sich auf einem Temperaturbereich von über 100 K wobei die Maxima der Umwandlungsrate direkt nacheinander folgen. Vorhandene Temperatur-Ausscheidungsdiagramme wie Abbildung 44 bis Abbildung 46 können mit dieser Methode um gemessene End- und Starttemperaturen in Überlappungsbereichen wie in Abbildung 66 (b) ergänzt werden. [101]

Die WAXS-Kurven dieser Aluminiumlegierung sind momentan nur für Abkühlexperimente veröffentlicht. Ein großer Informationsbedarf zu physikalischen End- und Starttemperaturen von Phasenumwandlungen dieser Legierung ist für Erwärmexperimente vorhanden. Dort liegen in DSC-Kurven Überlappungen entgegengesetzter Reaktionen vor und das Abschätzen wahrer Reaktionstemperaturen ist deutlich schwieriger.

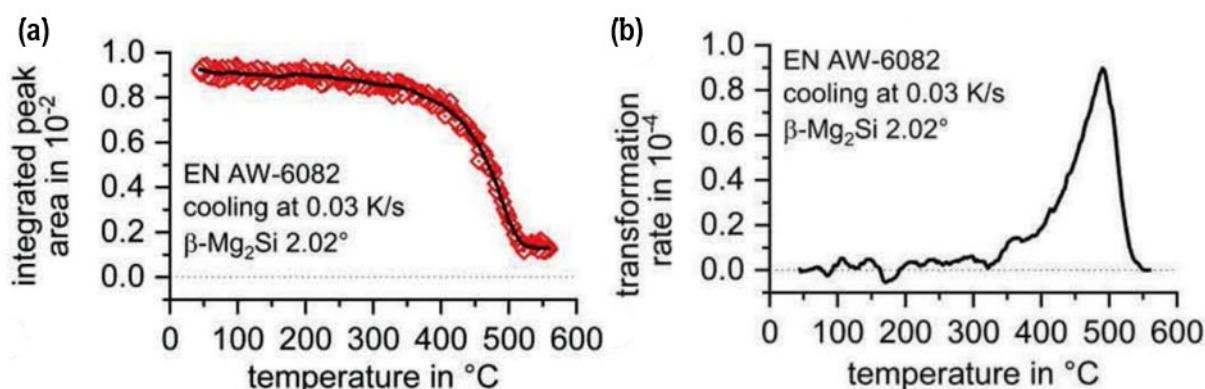


Abbildung 65: (a) Verlauf der integrierten Flächen der normalisierten WAXS-Peaks von  $\beta\text{-Mg}_2\text{Si}$  , (b) Umwandlungsrate von  $\beta\text{-Mg}_2\text{Si}$  [101].

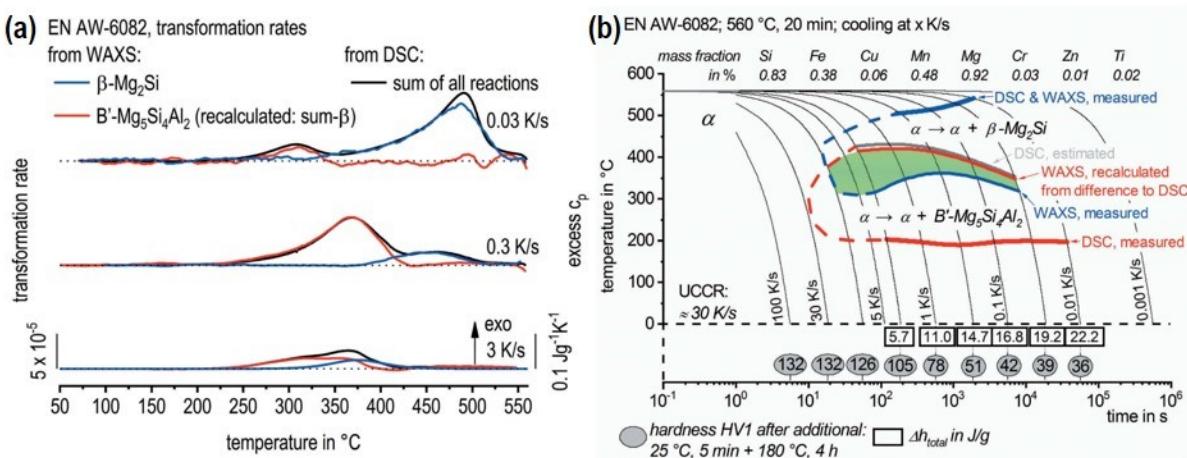


Abbildung 66: (a) Verläufe der Umwandlungsrate von  $\beta\text{-Mg}_2\text{Si}$  aus WAXS-Experimenten und  $\text{B}'\text{-Mg}_5\text{Si}_4\text{Al}_2$  (berechnet) verglichen mit Exzesswärmekapazität aus DSC, (b) Mittels WAXS-Daten verbessertes Temperatur-Zeit-Ausscheidungsdiagramm von EN AW-6082 [101].

## 5.4 Entwicklung der mechanischen Eigenschaften in der WEZ

Die Entwicklung der mechanischen Eigenschaften in Abbildung 49 und Abbildung 50 während Kurzzeit-Wärmebehandlungen wird durch Überlagerung der reversiblen, temperaturabhängigen Eigenschaftsänderungen mit den stattfindenden Änderungen des Ausscheidungszustandes verursacht. Mit steigenden Temperaturen werden festigkeitssteigende Hindernisse in Metallen aufgrund thermischer Aktivierung zunehmend leichter überwunden, da die thermische Energie die Hinderniswirkung verringert [102, S. 193–198]. Zusätzlich wirkt während der schnellen Erwärmung die Auflösung festigkeitssteigernder Teilchen, wie es anhand der DSC-Untersuchungen gezeigt werden konnte. Daraus resultiert eine mit steigender Temperatur sinkende Dehngrenze. Die qualitative Entwicklung der Fließkurven, welche mit steigender Temperatur zu abnehmender Fließgrenze und abnehmenden Verfestigung führen, tritt in anderen AlMgSi-Legierungen [62, 103, 104] in ähnlicher Weise auf. In der untersuchten Legierung kommt es insbesondere im Temperaturbereich von 300 °C bis 475 °C, in dem nach indirekter DSC die Auflösung von  $\beta''$  stattfindet, zu einem steilen Abfall der Dehngrenze. Auch die Dehngrenzen nach Abkühlung von diesen Temperaturen zeigen diese starke Verringerung der  $R_{p0,2}$ -Werte. Aus den DSC-Wiederwärmekurven in Abbildung 27 und Abbildung 28 wird geschlossen, dass die Auflösung von  $\beta''$  bei schneller Erwärmung mit 100 Ks<sup>-1</sup> unterhalb von 475 °C beendet wird. Unterhalb der Maximaltemperatur 425 °C ist die Entfestigung weniger stark, da die festigkeitssteigernden  $\beta''$ -Teilchen nur anteilig aufgelöst werden.

Die Geschwindigkeit der Kurzzeitwärmebehandlung im Bereich von 10 Ks<sup>-1</sup> bis 100 Ks<sup>-1</sup> spielt für die Eigenschaftsänderungen nur eine untergeordnete Rolle, wie es auch aus Ergebnissen der indirekten DSC hervorgeht. Für langsamere Kühlraten wie z.B. die 1 Ks<sup>-1</sup>-Kurve in Abbildung 52 werden während der Abkühlung Teilchen mit geringem Verfestigungspotential ausgeschieden. Die dort gebundenen

Legierungselementatome stehen nach dem Abkühlen nicht für eine Mischkristallverfestigung oder spätere Kaltauslagerung zur Verfügung, weswegen geringere mechanische Eigenschaften auftreten.

## 5.5 Entwicklung der mechanischen Eigenschaften während einer Kaltauslagerung

Die Entwicklung von mechanischen Eigenschaften nach Schweißwärmebehandlungen wird mit der TMA (Abbildung 55 und Abbildung 56) sowie mit Härteprüfungen (Abbildung 57) in Abhängigkeit von der Kaltauslagerungsdauer über einen Zeitraum von einem Jahr untersucht. Mit beiden Methoden konnte eine geringe Verfestigung für Wärmebehandlungen mit der Maximaltemperatur 225 °C gegenüber dem Ausgangszustand ermittelt werden. Dies deutet auf einen Ausgangszustand T651 hin, der nicht ganz der maximalen Aushärtung entspricht. Direkt nach der Wärmebehandlung treten mit steigender Maximaltemperatur sinkende Härten und Dehngrenzen auf. Nach einer Kaltauslagerung bleibt dieser Trend bis zum Minimum bei Maximaltemperatur 425 °C bzw. 450 °C erhalten. Den Ergebnissen der indirekten DSC zufolge tritt bis zu diesen Temperaturen die fast vollständige Auflösung von  $\beta''$  auf. Dies erklärt zum einen die zunehmende Entfestigung. Da bis 450 °C ein unvollständiger Auflösungszustand vorliegt, wird nach den Erkenntnissen aus den DSC-Abkühlexperimenten mit beginnender Abkühlung mit einer unterkritischen Kühlrate eine unmittelbare Ausscheidung an den vorhandenen Teilchen erfolgen. Dabei wird es sich um Teilchen handeln, welche nur eine geringe Festigkeitssteigerung bewirken. Zudem stehen die Legierungselementatome, die in diesen Teilchen gebunden sind, nicht für eine Mischkristallverfestigung oder für die Bildung feiner Ausscheidungen während der Kaltauslagerung zur Verfügung. Für höhere Maximaltemperaturen von 475 °C bis 560 °C gibt es dagegen deutliche Steigerungen von Härte und Festigkeit während der Kaltauslagerung. Ab der Temperatur von 475 °C ist bei schneller Erwärmung die Auflösung von  $\beta''$  abgeschlossen. Den gelösten Legierungselementen stehen entsprechend weniger Keimstellen für die Ausscheidung während der Abkühlung zur Verfügung und diese bleiben deswegen im Mischkristall gelöst. Die mit den Kurven der Härte sowie Dehngrenze dargestellte Verfestigung lässt sich so interpretieren, dass sich aus dem nach Abkühlung vorliegenden ÜMK unmittelbar festigkeitssteigernde Ausscheidungen bilden. Gemäß der Ausscheidungssequenz wird es sich dabei um kohärente Teilchen wie Cluster/ Co-Cluster sowie GP-Zonen handeln. Aufgrund der geringen Temperatur von ca. 20 °C laufen die Ausscheidungsprozesse langsam ab und insbesondere in den Härtekurven werden deutliche Steigerung nach langen Auslagerungsdauern erreicht.

In STRIEWE et al. [62] wird die Legierung EN AW-6082 T4 Schweißwärmebehandlungen mit ähnlichen Parametern wie in dieser Arbeit (Maximaltemperatur 200-550 °C, Heizraten von mehreren  $10 \text{ Ks}^{-1}$ ) und anschließenden Zugversuchen in einem thermomechanischen Simulator unterzogen. Die Zugversuche wurden zum einen als Warmzugversuche direkt nach Erwärm- oder Abkühlschritt sowie zum anderen bei RT nach Kaltauslagerungen durchgeführt. Die

absoluten Zugfestigkeiten nach Kaltauslagerung lassen sich kaum mit den hier bestimmten Dehngrenzen aus Stauchversuchen vergleichen, jedoch deren Temperaturabhängigkeit und Entwicklung während der Auslagerung. Die Zugfestigkeit nach mehrtägiger Kaltauslagerungen ist für die Wärmebehandlung auf 450 °C minimal im Vergleich zu den Wärmebehandlungen mit höheren und niedrigeren Spitzentemperaturen. Die Dehngrenzen in Abbildung 55 haben mit 425 °C im selben Temperaturbereich ihr Minimum und die Härteverläufe in Abbildung 57 bestätigen 450 °C als Spitzentemperatur, welche die größte Entfestigung in der WEZ bewirkt. Auch in anderen Veröffentlichungen resultieren aus Spitzentemperatur im Bereich von 430-450 °C die Härteminima in für EN AW-6082 T6 [48, 105]. In den Untersuchungen von STRIEWE werden ebenfalls nach einer kurzzeitigen Erwärmung auf 200 °C geringe Veränderungen der mechanischen Eigenschaften festgestellt. Wobei die Steigerung während der Kaltauslagerung vermutlich aufgrund des weniger stabilen Ausgangszustands T4 größer ist im Vergleich zu den Dehngrenzen in Abbildung 55. Die höchste untersuchte Temperatur von 550 °C bewirkt direkt nach der Wärmebehandlung die geringste Zugfestigkeit und während der Kaltauslagerung das größte Verfestigungspotential. Diese Zusammenhänge bestätigen die zeitliche und temperaturabhängige Entwicklung der Dehngrenzen-Verläufe von EN AW-6082 in Abbildung 55. [62]

Härtekurven von geschweißten AlMgSi-Legierungen in der Literatur [41, 42, 105–107] haben den qualitativ ähnlichen Verlauf wie Abbildung 60 und Abbildung 61 (b): mit zunehmendem Abstand von der Schmelzlinie sinkt die Härte zunächst bis zum Erreichen eines Minimums und im weiteren Verlauf steigt die Härte auf den Ausgangswert am Übergang zum unbeeinflussten Grundwerkstoff. Die Position des Härteminimums als charakteristischen Punkt wird dabei an die Temperaturverteilung gekoppelt sein und unabhängig von den geometrischen Randbedingungen sowie Schweißparametern wird an diesem Punkt die kritische Maximaltemperatur erreicht, welche für EN AW-6082 ca. 450 °C beträgt. Diese Härteverläufe stimmen mit den temperaturabhängigen Verläufen von Dehngrenze und Härte nach Schweißwärmebehandlung unter Berücksichtigung der Temperaturverteilungen überein. Somit werden die beschriebenen Änderungen des Ausscheidungszustandes auch in der WEZ von Schweißverbindungen erwartet.

## 6 Numerische Untersuchungen

### 6.1 Modellerstellung

#### 6.1.1 Mechanisches Materialmodell

Die Eigenschaftsentwicklung der untersuchten Aluminiumlegierung soll mit Hilfe eines Materialmodells temperatur- und temperaturpfadabhängig in Schweißsimulationen nachgebildet werden. Dafür wird ein Materialmodell erstellt, dass verschiedene Werkstoffzustände über imaginäre Phasen darstellt. Anders als bei Stählen, bei denen Umwandlungen des gesamten Gefüges infolge des thermischen Einflusses stattfinden, betreffen die Umwandlungen in Aluminiumlegierungen nur wenige Volumenprozent. Die imaginären Phasen repräsentieren somit nicht die reale Gefügeentwicklung während des Schweißens, sondern dienen als Hilfskonstruktion, mit der die zustandsabhängigen Eigenschaften implementiert werden. Die imaginären Phasenumwandlungen finden dabei innerhalb von Temperaturintervallen zwischen Start- und Endtemperaturen statt. Die mechanischen Eigenschaften für jede imaginäre Phase sind in Form von Fließkurven hinterlegt. Für Zustände bestehend aus mehreren imaginären Phasen wird das Fließverhalten anhand der Phasenanteile über eine Mischungsregel aus den Einzelverläufen bestimmt. FRÖCK [9] hat für die Legierung EN AW-6060 T4 und den Prozess der Kurzzeit-Wärmebehandlung mittels Laser die Erstellung eines solchen Modells mit der Software LS Dyna und dem dort vorhandenen Keyword \*254\_GENERALIZED\_PHASE\_CHANGE beschrieben.

Die nachfolgend durchgeföhrten Simulationen werden ebenfalls mit der Software LS-Dyna® der Livermore Software Technology Corporation (LSTC) durchgeföhr. Erklärungen zur Funktionsweise der Software sowie entsprechende Befehle oder Schlüsselwörter entstammen den zugehörigen Handbüchern sowie der Software [108–110]. Weitere Erklärungen zum Keyword \*254\_GENERALIZED\_PHASE\_CHANGE sind in [111, 112] enthalten.

In dieser Arbeit wird ein Materialmodell für EN AW-6082 T6 und Schmelzschweißprozesse mit einer erweiterten Vorgehensweise zu FRÖCK [9] entwickelt. Als imaginäre Phasen werden der vorliegende Ausgangszustand als Phase 1 und ein entfestigter Zustand Phase 3 nach Erwärmung auf 500 °C Spitzentemperatur definiert. Aufgrund des hohen Temperaturintervalls zwischen diesen Phasen ist die Einföhrung einer dazwischenliegenden Phase 2 als Stützstelle erforderlich. Zusätzlich ist eine weitere Phase 4 für das Schweißgut implementiert. Die schematische Phasenentwicklung ist in Abbildung 67 dargestellt. Die Umwandlungen sollen dabei unidirektional und nur während des Erwärmens ablaufen, der imaginäre Phasenzustand ist somit von der maximal erreichten Temperatur abhängig.

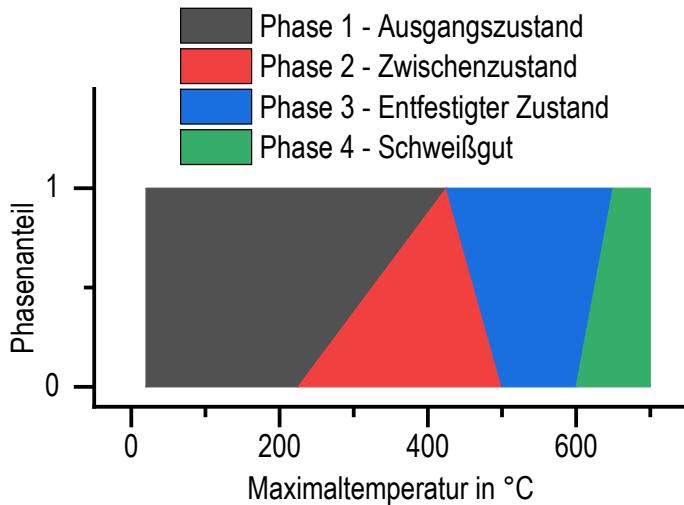


Abbildung 67: Schematische Phasenentwicklung des imaginären Mehrphasenmodells.

Die nachfolgenden Annahmen, die für die Gültigkeit des Materialmodells getroffen werden, sind ähnlich wie in [73]:

- Die Phasenumwandlungen finden temperaturabhängig ohne Berücksichtigung von Temperaturraten oder Haltezeiten statt. Das Modell ist ausschließlich für Temperatur-Zeit-Verläufe des Schweißens mit hohen Temperaturraten und ohne ein Halten gültig.
- Ein von der Dehnrate abhängiger Einfluss ist nicht einbezogen.
- Das Materialmodell gilt nur für geringe plastische Verformungen.
- Eigenschaftsänderungen während der Abkühlung, während einer anschließenden Kalt- oder Warmauslagerung sind nicht implementiert.

## Definition der Umwandlungstemperaturen

In den Ergebnissen der TMA trat nach Erreichen der Spitzentemperatur von 225 °C eine beginnende Verringerung der Dehngrenzen auf. In den DSC-Kurven schneller Erwärmraten ( $5 \text{ K s}^{-1}$  in Abbildung 26) sind bis 225 °C keine Umwandlungsreaktionen vorhanden. Aus diesem Grund wird im Modell bis 225 °C die Ausgangsphase definiert und diese Temperatur als Beginn der Phasenumwandlung vom Ausgangszustand zur Zwischenphase vereinbart. Zwischen dem Ausgangszustand und dem Zustand nach Erreichen von 425 °C findet eine kontinuierliche Entfestigung statt, wobei die Form der Fließkurven (siehe Abbildung 68 sowie Abbildung 47) ähnlich bleibt. Die Endtemperatur der ersten Umwandlung wird daher mit 425 °C festgelegt. Die Fließkurve zur Maximaltemperatur 325 °C liegt etwa mittig zwischen den Kurven des Ausgangszustandes und der Maximaltemperatur 425 °C, während bei linearer Umwandlung im Modell bei 325 °C je zur Hälfte Phase 1 und 2 vorliegt. Folglich ist zu erwarten, dass sich der Temperaturbereich von ca. 400 K mit zwei Zuständen und einer Umwandlung abbilden lässt. Die Temperatur 425 °C wird gleichzeitig als Startpunkt für die Umwandlung zum entfestigten Zustand Phase 3 verwendet. Materialdaten während des Abkühlens liegen bis zu einer Spitzentemperatur von 500 °C vor. Für höhere Maximaltemperaturen können Materialdaten mit der TMA aufgrund des weichen Werkstoffs nicht zuverlässig ermittelt werden, weshalb diese Temperatur als Endpunkt für die Umwandlung in die entfestigte Phase 3 verwendet wird. Zudem werden aus diesem Grund in dem Modell bis zum Beginn des

Aufschmelzens keine weiteren Umwandlungen definiert. Bei 600 °C tritt gemäß DSC-Experiment ein Beginn des Schmelzens von EN AW-6082 auf. Die Liquidustemperatur der Legierung von 652 °C wird dem Phasendiagramm [12] entnommen. Entsprechend werden diese Temperaturen zur Definition der Umwandlung zum Schweißgut (Phase 4) verwendet. Materialdaten von Phase 4 wurden mit Proben, die aus dem Schweißgut stammen, mittels TMA gewonnen.

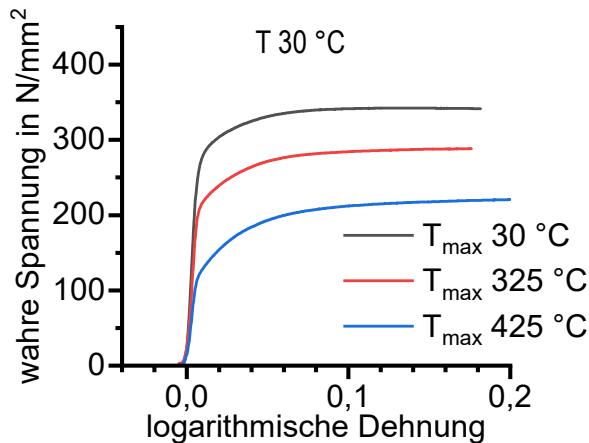


Abbildung 68: Fließkurven von EN AW-6082 aufgenommen bei 30 °C nach Erreichen verschiedener Spitzentemperaturen.

### Berechnung der Fließkurven

Den imaginären Phasen des Materialmodells werden als Eingangsgrößen jeweils Fließkurven hinterlegt, welche aus experimentell ermittelten Spannungs-Dehnungs-Kurven (Abbildung 49 und Abbildung 54) bestimmt werden. Die Vorgehensweise zur Bestimmung soll im Folgenden beschrieben werden. Zunächst werden Fließkurven bestehend aus wahren Spannungen und wahren plastischen Dehnungen mit den nachfolgenden Gleichungen (siehe [113]) aus technischen Spannungen und Dehnungen der experimentellen Daten berechnet.

$$\varepsilon = \varepsilon_w - \varepsilon_{el,konst} = \ln(1 + \varepsilon_{tech}) - \frac{R_p}{E} \quad (\text{Gleichung } 4)$$

$$\sigma_w = \sigma (1 + \varepsilon) \quad (\text{Gleichung } 5)$$

Die Materialdaten wurden in Stauchversuchen bei diskreten Temperaturen ermittelt. Damit die mechanischen Eigenschaften in der Simulation für jede Zwischentemperatur berechnet werden können, ist es erforderlich diese in Form von mathematischen Verfestigungsgesetzen darzustellen. In der Literatur gibt es dazu mehrere Verfestigungsgesetze. REICH [68] hat mehrere davon am Beispiel einer Aluminiumlegierung EN AW6082 verglichen und die Gleichung nach HOCKETT [83] konnte das Verfestigungsverhalten dabei am besten darstellen. Die Nachbildung der Spannungs-Dehnungs-Kurve nach HOCKETT erfolgt in der Form folgender Gleichung.

$$k_f = \sigma_s - (\sigma_s - \sigma_0) \cdot e^{-(m\varepsilon)^P} \quad (\text{Gleichung } 6)$$

Die verwendeten Parameter sind anfängliche Fließspannung  $\sigma_0$ , die Sättigungsspannung  $\sigma_s$  sowie die Verfestigungsexponenten  $m$  und  $P$ . Diese Parameter (Punkte in Abbildung 69 (b)) werden für jeden Zustand (Maximaltemperatur) und jede Temperatur mit Hilfe der Software OriginPro® über die

Fitfunktion aus den ermittelten Fließkurven berechnet. Der Verlauf der bestimmten Parameter wird temperaturabhängig mit mathematischen Funktionen nachgebildet (Kurven in Abbildung 69 (b)). Aufgrund von vier variablen Parametern wurden folgende Vereinfachungen getroffen; der Parameter P wird als Konstante und m als lineare Funktion definiert. Die beiden Spannungsverläufe  $\sigma_0$  und  $\sigma_s$  werden jeweils mit sigmoidalen Boltzmann-Funktionen nachgebildet. Mit Hilfe dieser Fitfunktionen zugehörig zu diskreten Maximaltemperaturen ist es möglich für beliebige Temperaturen die Parameter des Verfestigungsgesetzes (Gleichung 6) zu bestimmen. In einer Überprüfung dieser Funktionen werden Fließkurven für die Temperaturen der zugrundeliegenden experimentellen Daten berechnet und diese Verläufe wie in Abbildung 69 (a) miteinander verglichen. Die Bestimmung der Fitfunktionen ist ein iterativer Prozess, der ggf. mit anderen Funktionstypen wiederholt wird, bis eine hinreichende Übereinstimmung der experimentellen und berechneten Fließkurven sichergestellt ist. Abbildung 70 gibt einen Überblick über die Verläufe der Einzelpараметer für verschiedene Temperaturen in Abhängigkeit der Maximaltemperatur. Anhand dieser Verläufe kann die Maximaltemperatur bestimmt werden, welche für einen Zwischenzustand verwendet wird: Für  $\sigma_s$  zeigt sich ein bis 425 °C linear fallender und danach linear steigender Verlauf. Bei der Maximaltemperatur 425 °C tritt folglich für das dargestellte Temperaturspektrum eine charakteristische Änderung im Verlauf des Parameters  $\sigma_s$  auf und die Eigenschaften dieser Maximaltemperatur werden deshalb für die Phase 2 verwendet. Die zuvor diskutierte Umwandlungstemperatur wird mit den Parametern nach HOCKET bestätigt. Die Tabelle 11 listet für die imaginären Phasen die Datenbasis sowie die jeweiligen Existenzbereiche auf. Im nächsten Schritt werden die Parameter des Verfestigungsgesetzes nur für die jeweiligen Existenzbereiche mit Fitfunktionen nachgebildet. Für jede Phase und jeweils 15 Temperaturen zwischen 30 °C und 500 °C (auch außerhalb des Existenzbereichs der Phasen) werden mit Hilfe der zuletzt bestimmten Fitfunktionen der vier Parameter und der Gleichung 6 Fließkurven berechnet. Diese werden in Form von Tabellen der Simulationssoftware übergeben.

Tabelle 11: Übersicht der imaginären Phasen und deren experimenteller Datenbasis.

Imaginäre Phase	Bezeichnung	Existenzbereich Maximaltemperatur in °C	Werkstoffdaten	
Phase 1	Ausgangszustand	20-425	Heizen mit 100 Ks <sup>-1</sup>	Abbildung 49 (a)
Phase 2	Zwischenphase	225-500	Maximaltemperatur 425 °C	Abbildung 49 (d)
Phase 3	entfestigte Phase	425-650	Maximaltemperatur 425 °C	Abbildung 49 (e)
Phase 4	Schweißgutphase	Ab 600	Schweißgut	Abbildung 54

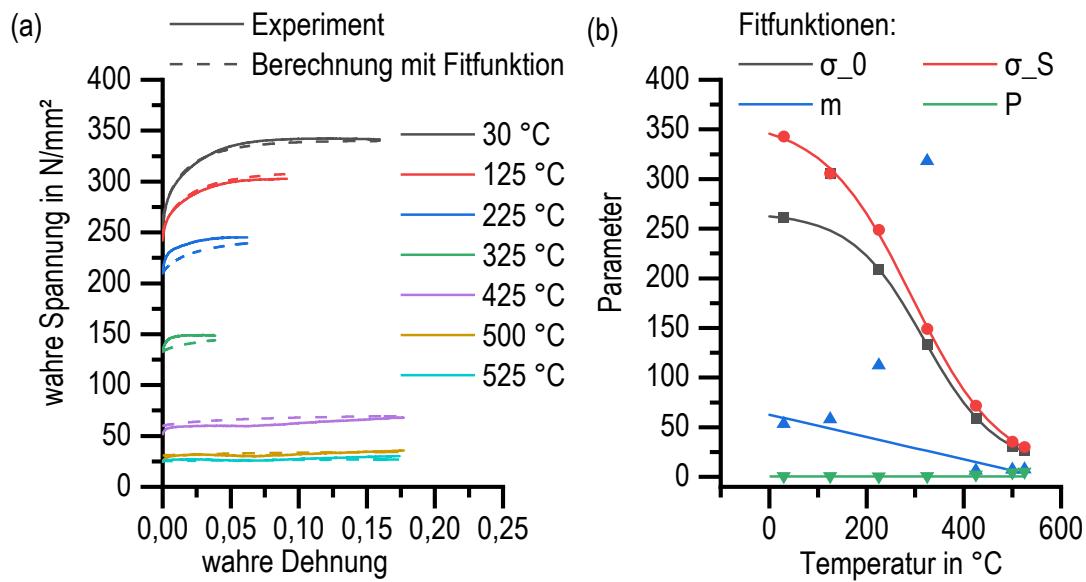


Abbildung 69: (a) Fließkurven aus experimentellen Daten sowie berechnet mit Parametern der Fitfunktionen, (b) aus experimentellen Fließkurven bestimmte Parameter nach HOCKET (Punkte) sowie gefitete Funktionen aus diesen Punkten, (a) und (b) beispielhaft für den Ausgangszustand .

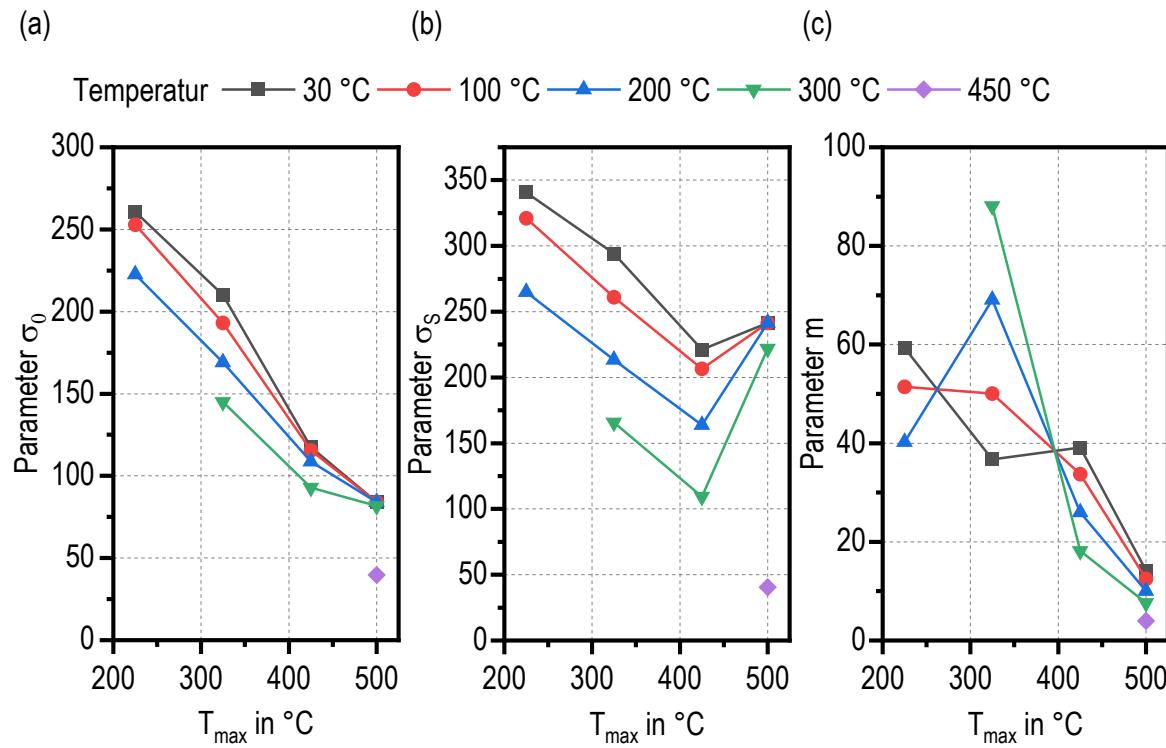


Abbildung 70: Die von der Spitzentemperatur abhängigen Parameter der Verfestigungsfunktionen nach HOCKET für verschiedene Temperaturen; (a)  $\sigma_0$ , (b)  $\sigma_s$  und (c)  $m$ .

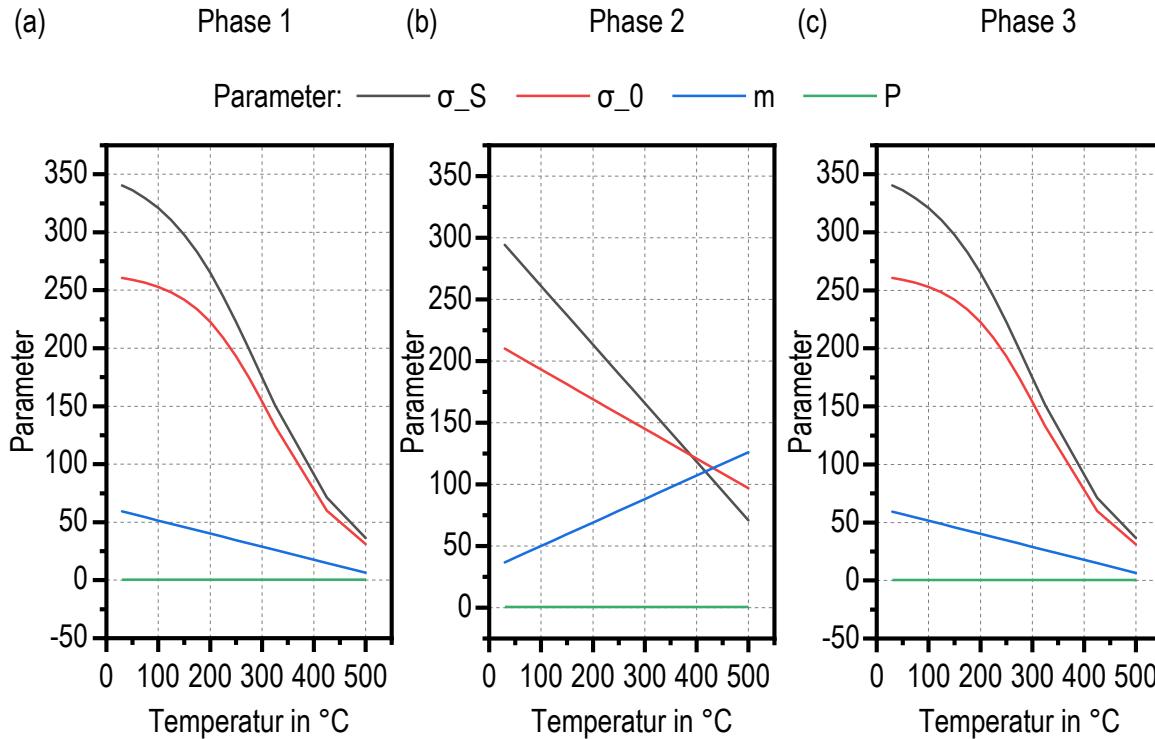


Abbildung 71: Parameter der Verfestigungsfunktionen nach HOCKET berechnet für die jeweiligen Existenzbereiche der Phasen 1 bis 3 (a-c).

Das Materialmodell MAT\_GENERALIZED\_PHASECHANGE wurde entwickelt, um Phasenumwandlungen abzubilden. Mit der Möglichkeit eine Vielzahl von Phasen sowie verschiedene Umwandlungsgesetze nutzen zu können, ist dieses Materialmodell an viele Werkstoffe anpassbar. Es sind vier Umwandlungsgesetze hinterlegt, wovon sich das verallgemeinerte Umwandlungsgesetz Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK) für diffusionsgesteuerte Umwandlungen eignet. Mit Hilfe der fünf eingehenden Faktoren  $n(T)$ ,  $\varphi_{eq}$ ,  $\tau(T)$ ,  $f(\dot{T})$  und  $f'(\dot{T})$  können mit JMAK Abhängigkeiten von der Temperatur und Temperaturrate implementiert werden. JMAK wird über den nachfolgenden mathematischen Zusammenhang

$$\frac{dx_B}{dt} = n(T)(k_{AB}x_A - k'_{AB}x_B) \left( \ln \left( \frac{k_{AB}(x_A + x_B)}{k'_{AB}x_A - k_{AB}x_B} \right) \right)^{\frac{n(T)-1}{n(T)}} \quad (\text{Gleichung } 7)$$

mit den Faktoren

$$k_{AB} = \frac{x_{eq}(T)}{\tau(T)} f(\dot{T}), k'_{AB} = \frac{1,0 - x_{eq}(T)}{\tau(T)} f'(\dot{T}) \quad (\text{Gleichung } 8)$$

definiert. Dabei ist  $x_A$  die Ausgangsphase,  $x_B$  die Zielphase,  $\varphi_{eq}$  die Gleichgewichtskonzentration,  $\tau(T)$  der Kehrwert der Umwandlungsgeschwindigkeit,  $f(\dot{T})$  und  $f'(\dot{T})$  sind Temperaturraten-Korrekturfaktoren und  $n(T)$  beschreibt die Krümmung der Umwandlungsfunktion. Zudem werden in dem Keyword die Phasanteile des Ausgangszustandes sowie die Start- und Endtemperaturen der Umwandlungen hinterlegt. Die Bestimmung der Parameter in Tabelle 12 erfolgt iterativ. [109, 112]. Es sei ausdrücklich darauf hingewiesen, dass es sich hier um imaginäre Phasen und imaginäre Phasenumwandlungen handelt.

Tabelle 12: Parameter des imaginären Phasenumwandlungsgesetzes nach JMAK.

JMAK Parameter		Parameter der Phasenumwandlung		
	T in K	Phase 1 in 2	Phase 2 in 3	Phase 3 in 4
$n(T)$	0	1	1	1
	773,15	1	1	1
$\varphi_{eq}$	0	1,8	1,8	1,8
	773,15	1,8	1,8	1,8
$\tau(T)$	0	45	45	45
	773,15	45	45	45
	dT/dt in K			
$f(\dot{T})$	0,1	0,01325	0,0355	0,0295
	100	13,25	35,5	295,0
	1000	132,5	355,0	2950,0
$f'(\dot{T})$	0,1	0,0265	0,071	0,59
	100	26,5	71,0	590,0
	1000	265,0	710,0	5900,0

In Abbildung 72 ist das Umwandlungsverhalten des mehrphasigen Materialmodells mit den temperaturabhängigen Anteilen der vier imaginären Phasen für das beim Schweißen auftretenden Heizratenspektrum dargestellt. Die Umwandlungen zu Phase 2 und Phase 3 verlaufen linear zur Spitzentemperatur. Demgegenüber wird die imaginäre Umwandlung in Schweißgut mittels nichtlinearen Verlaufs mit einer zu Beginn hohen und anschließend abfallenden Umwandlungsrate definiert. Die sehr hohen Heizraten in der Nähe des Schweißwärmepfades führten in Testsimulation mit linearem Umwandlungsgesetz zu unvollständigen Phasenumwandlungen trotz hinreichend hohen Temperaturen. Mit dem nichtlinearen Verlauf konnte die Umwandlung in diesem Bereich besser abgebildet werden. Die Phasenentwicklung ist unabhängig von der auftretenden Heizrate. Einzig die verwendete Zeitschrittweite von 0,01 s führt zu geringen Abweichungen bei der schnellsten Heizrate von  $1000 \text{ Ks}^{-1}$ .

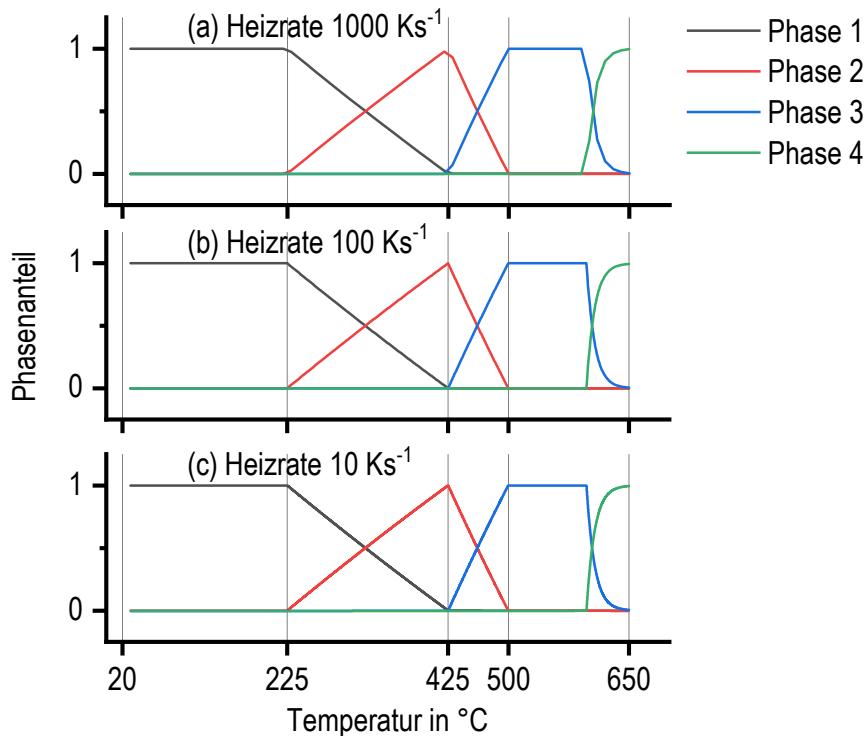


Abbildung 72: Temperaturpfadabhängige Phasenanteile des imaginären Mehrphasenmaterialmodells ermittelt mit einem Würfelement für die Heizraten  $1000 \text{ Ks}^{-1}$  (a),  $100 \text{ Ks}^{-1}$  (b) und  $10 \text{ Ks}^{-1}$  (c).

### 6.1.2 Weitere thermophysikalische Eigenschaften

Die spezifische Wärmekapazität von EN AW-6082 T651 sowie Al5N5 (Reinstaluminium) wurde zwischen  $25^\circ\text{C}$  und  $555^\circ\text{C}$  in  $10 \text{ K}$  Schritten aufgenommen und ist in Abbildung 73 dargestellt. Die spezifische Wärmekapazität von EN AW-6082 steigt von  $0,92 \text{ J g}^{-1} \text{ K}^{-1}$  bei  $25^\circ\text{C}$  auf ein Maximum von  $1,35 \text{ J g}^{-1} \text{ K}^{-1}$  bei  $535^\circ\text{C}$ . Bei ca.  $355^\circ\text{C}$  und  $385^\circ\text{C}$  treten ein lokales Maximum sowie ein lokales Minimum auf. Die absolute Wärmekapazität von Reinstaluminium Al5N5 entspricht bis  $175^\circ\text{C}$  nahezu der von EN AW-6082 und steigt im weiteren Verlauf auf  $1,16 \text{ J g}^{-1} \text{ K}^{-1}$  bei  $555^\circ\text{C}$ . Die Unterschiede beider Kurven lassen sich mit Auflösungsreaktionen in EN AW-6082 T651 während des Versuchs erklären. Die Unterschiede zwischen den beiden Kurven beginnen im selben Temperaturbereich, in dem nach Zeit-Temperatur-Auflösungs-Diagramm (Abbildung 30) die ersten Auflösungsreaktionen bei sehr langsamer Erwärmung stattfinden. Zudem deuten die lokalen Extremwerte bei  $355^\circ\text{C}$  und  $385^\circ\text{C}$  auf eine Abfolge exo- und endothermer Reaktionen hin.

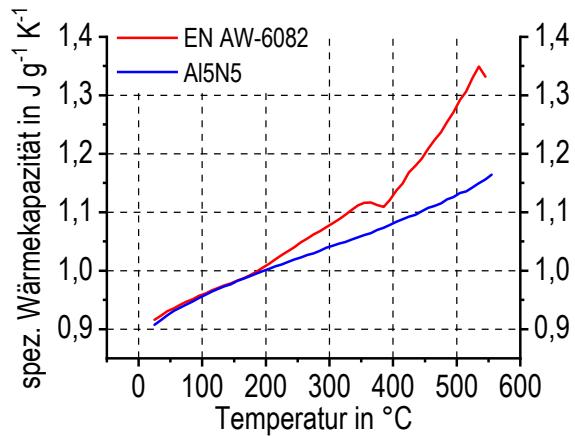


Abbildung 73: Spezifische absolute Wärmekapazität von EN AW-6082 und Al5N5 (rot und blau).

Als weitere temperaturabhängige Werkstoffeigenschaft ist die Temperaturleitfähigkeit von EN AW-6082 in Abbildung 74 dargestellt. Die Messungen fanden während der Halteschritte eines stufenförmigen Heizens und Kühlens im Temperaturspektrum von 30 °C bis 560 °C statt. Es wurden zwei aufeinander folgende Erwärm/Abkühlzyklen aus dem Zustand T651 untersucht. Beim ersten Erwärmen sinkt die Temperaturleitfähigkeit zunächst moderat von  $73,5 \text{ mm}^2 \text{s}^{-1}$  bei 30 °C auf  $71,3 \text{ mm}^2 \text{s}^{-1}$  bei 300 °C und dann stärker auf  $57,8 \text{ mm}^2 \text{s}^{-1}$  bei 560 °C. Die Temperaturleitfähigkeiten der weiteren Schritte erstes Kühlen, zweites Heizen und Kühlen haben einen nahezu gleichen Verlauf mit nur geringen Abweichungen zueinander. Bei 30 °C werden knapp  $80 \text{ mm}^2 \text{s}^{-1}$  erreicht, zwischen 30 °C und 300 °C sind die Temperaturleitfähigkeiten deutlich über dem Verlauf des ersten Erwärmens. Die Differenz zwischen dem ersten Erwärmens und dem Mittelwert der folgenden Schritte sinkt von  $5,1 \text{ mm}^2 \text{s}^{-1}$  bei 30 °C auf  $0,8 \text{ mm}^2 \text{s}^{-1}$  bei 560 °C. Auch hier spielen die Auflösungsreaktionen aus dem T651 Zustand eine Rolle, während sich danach ein relativ stabiler Zustand mit groben Ausscheidungen bildet.

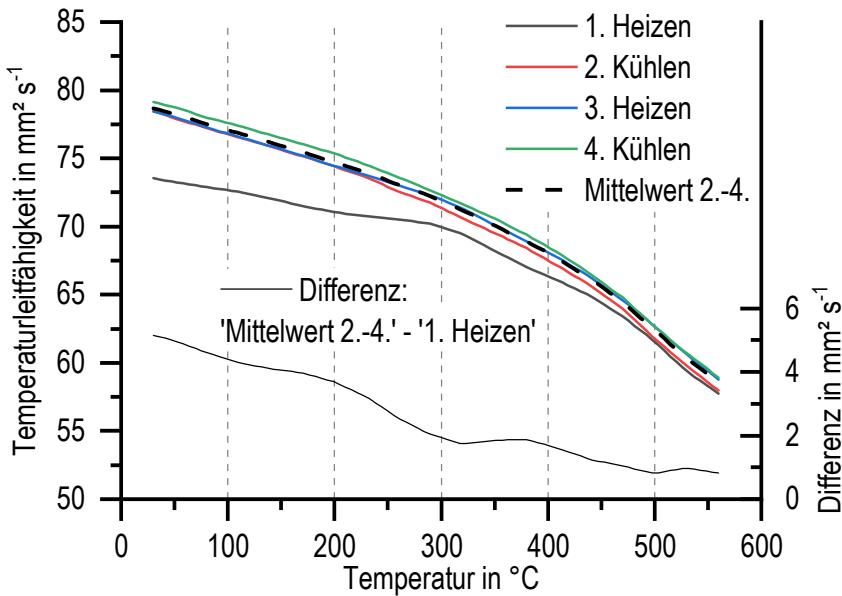


Abbildung 74: Temperaturleitfähigkeitsverläufe von EN AW-6082 bis 560 °C während zweimaligen Heizens und Kühlens, sowie Differenz zwischen dem Mittelwert abzüglich des Ersterwärmens.

### 6.1.3 Thermische Materialdaten in der Simulation

In den thermischen Materialmodellen der Software LS Dyna werden die Verläufe der Wärmeleitfähigkeit sowie der spezifischen Wärmekapazität definiert. Die thermischen Materialmodelle THERMAL\_ISOTROPIC, THERMAL\_ISOTROPIC\_TD\_LC werden in dieser Arbeit verwendet. THERMAL\_ISOTROPIC ist ein einfaches Modell, in dem Konstanten für diese Kenngrößen hinterlegt sind. Es wird für die Zugversuche am Würfelement verwendet, da hier der Temperaturverlauf für alle Knoten vorgegeben ist. Es wird die spezifische Wärmekapazität von  $897 \text{ Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$  sowie die Wärmeleitfähigkeit TC von  $175 \text{ Jkg}^{-1}\text{K}^{-1}$  definiert.

Das Modell THERMAL\_ISOTROPIC\_TD\_LC erlaubt die Definition temperaturabhängiger Verläufe und wird für die Schweißsimulationen genutzt. In Abbildung 75 sind verschiedene Verläufe der Wärmeleitfähigkeit (a) und der spezifischen Wärmekapazität (b) von AlMgSi-Legierungen aus der Literatur bzw. aus der Software Sysweld® dargestellt [68, 114, 115]. In den Schweißsimulationen werden als Wärmeleitfähigkeit der Verlauf „AlMgSi Sysweld P1, P4“ sowie als spezifische Wärmekapazität der Verlauf „Touloukian + Sysweld P2, P3“ verwendet. Die Kurve „Touloukian + Sysweld P2, P3“ ist eine Kombination aus zwei Datensätzen und stimmt bei niedrigen Temperaturen etwa mit dem gemessenen Verlauf (siehe Kapitel 6.1.2) der vorliegenden Legierung überein. Der gemessene Verlauf „EN AW-6082“ zeigt bei höheren Temperaturen Abweichungen vermutlich aufgrund der Überlagerung mit stattfindenden Auflösungsreaktionen während der langsamen Messung mit  $0,03 \text{ Ks}^{-1}$ . Diese Auflösungsreaktionen werden bei schneller Erwärmung des Schweißens unterdrückt und es wird tendenziell der ausgewählte Verlauf erwartet.

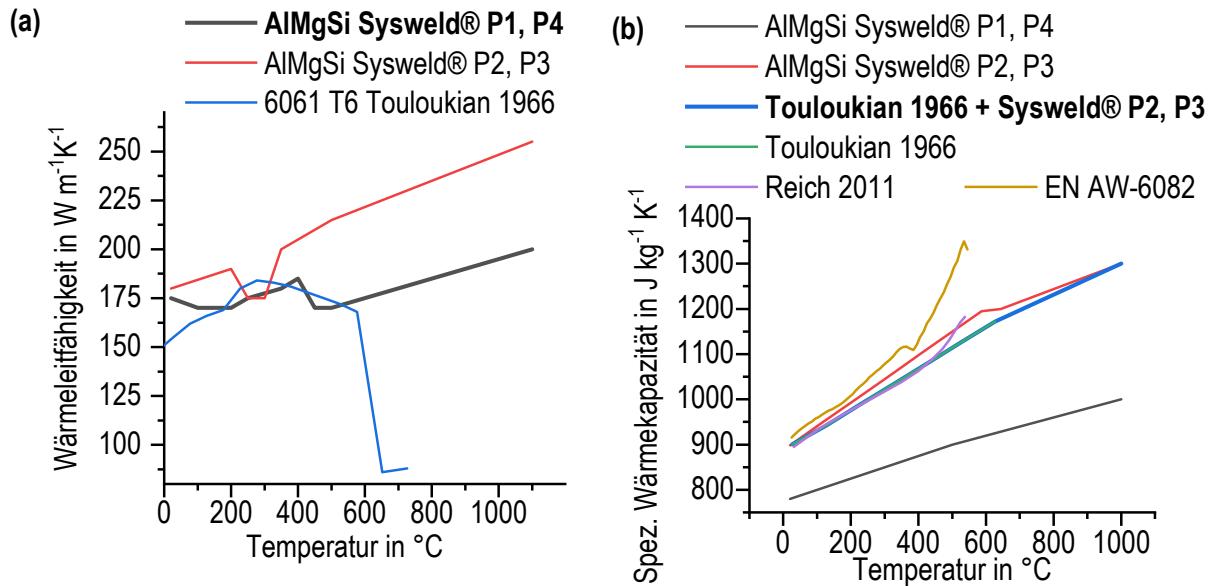


Abbildung 75: Kennwertverläufe aus der Literatur für (a) Wärmeleitfähigkeit und (b) spezifische Wärmekapazität [68, 114, 115].

#### 6.1.4 Zugversuche am Würfelement

Die Überprüfung des mechanischen Materialmodells wird mit Zugversuchen an Würfelementen durchgeführt und diese Ergebnisse mit denen der TMA verglichen. Die Würfel bestehen aus einem Element der Kantenlänge 1. Diese Simulationen haben eine Dauer von 20 s und eine Zeitschrittweite von 0,01 s, wobei in den ersten 10 s die Schweißwärmbehandlung und in den nachfolgenden 10 s der Zugversuch stattfinden, wie es in Abbildung 76 dargestellt ist. Die Wärmebehandlung wird jeweils mit Temperaturraten von  $100 \text{ K s}^{-1}$  durchgeführt und es werden Halteschritte von 0,2 s auf Spitzentemperatur eingehalten, bevor der Würfel abgekühlt bzw. der Zugversuch gestartet wurde. In Tabelle 13 sind die Temperaturen der numerischen Zugversuche aufgeführt.

Diese entsprechen den verwendeten Parametern der TMA (siehe Abbildung 49). Der Zugversuch wurde per BOUNDARY\_PRESCRIBED\_MOTION\_SET über die lineare Bewegung von vier Knoten um den Weg 0,2 realisiert. Als Ergebnisse dieser Simulationen werden Effective Plastic Strain, Effective Stress (Vergleichsspannung nach von Mises) sowie die Temperatur des Würfelements jeweils über der Zeit exportiert.

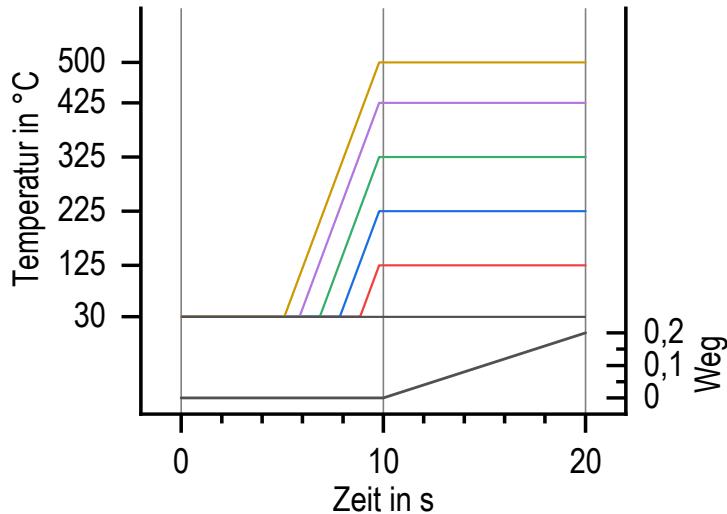


Abbildung 76: Verlauf der Temperatur und des Weges während der numerischen Zugversuche beispielhaft für den Ausgangszustand.

Tabelle 13: Übersicht der Temperaturen von Schweißwärmebehandlungen und numerischer Zugversuche am Würfelement.

Spitzentemperatur in °C (Zustand)	Temperaturen Zugversuch in °C
30 (Ausgangszustand T651)	30, 125, 225, 325, 425, 500
225	30, 125
325	30, 125, 225
425	30, 125, 225, 325
500	30, 125, 225, 325, 425
650 (Schweißgut)	30, 125, 225, 325, 425

### 6.1.5 Schweißmodell

In der numerischen Simulation wird der geschweißte T-Stoß aus Abbildung 11 als geometrisches Modell verwendet. Dieses Modell ist in Abbildung 77 dargestellt und umfasst die beiden Platten sowie die Schweißlagen. Das Modell hat eine Länge von 240 mm, eine Breite von 160 mm, eine Plattenstärke von 10 mm, eine Höhe von 85 sowie Elementdicken in Längsrichtung von 2 mm. Der Querschnitt wird in LS-Dyna mittels 2D-MESHER erstellt und über ELEMENT GENERATION werden mit diesem Querschnitt unter Angabe von Anzahl und Dicke Volumenelemente generiert.

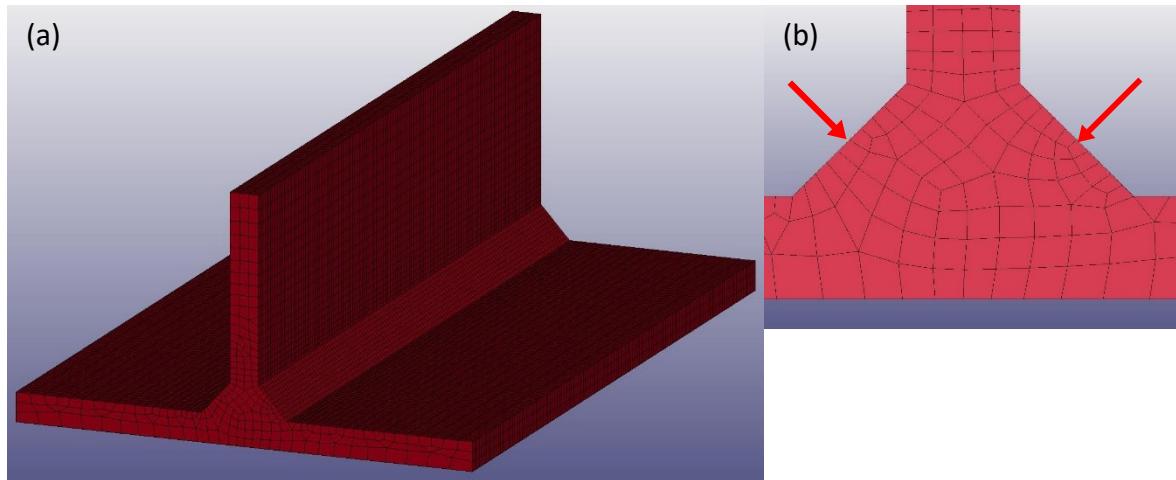


Abbildung 77: Einteiliger T-Stoß, (a) Gesamtansicht und (b) Detailansicht Fügezone, Pfeile markieren Mittelpunkte der Schweißwärmequellen, welche sich senkrecht zu dieser Ebene bewegen.

Die Schweißwärmequelle wird mit Hilfe des Keywords BOUNDARY\_THERMAL\_WELD\_TRAJEKTORY nachgebildet. Dabei werden Wärmequellen mit der doppelt ellipsoiden Goldak-Geometrie [108, 116] entlang von Knotenpfaden senkrecht zu den jeweiligen Schweißlagenoberflächen geführt. Leistung und Geschwindigkeit werden über Tabellen definiert und deren Verläufe sind in Abbildung 78 dargestellt. Die Geschwindigkeit entspricht der gemittelten Geschwindigkeit der durchgeföhrten Schweißungen von 4 mm/s. Die Leistung der ersten Schweißlage beträgt etwa so viel wie die Leistung des Schweißversuchs (ca. 5 kW), für die zweite Schweißlage ist aufgrund der hohen Restwärme im Modell eine geringere Leistung gewählt. Die Leistung wird kontinuierlich verringert, um eine gleichmäßige Erwärmung zu erreichen und fehlerhafte Verformungen durch Überhitzung zu vermeiden. Die Pausenzeiten werden mit 40 s so gewählt, dass eine gewisse natürliche Abkühlung stattfinden kann, ohne übermäßige Berechnungsduern zu bewirken. Die Simulation wird thermo-mechanisch gekoppelt durchgeführt. Die Phasenumwandlungen werden indirekt über Temperatur- und Temperaturpfad-abhängige Fließkurven berücksichtigt (Kapitel 6.2.1). Die Parameter der Simulation sind so abgestimmt, dass die thermo-mechanischen Berechnungen ohne einen Abbruch möglich sind. Bei höheren Schweißleistungen bzw. Spitzentemperaturen im Schweißgut treten teilweise ortsabhängig extreme thermische Ausdehnungen bis zum Abbruch der Simulation auf.

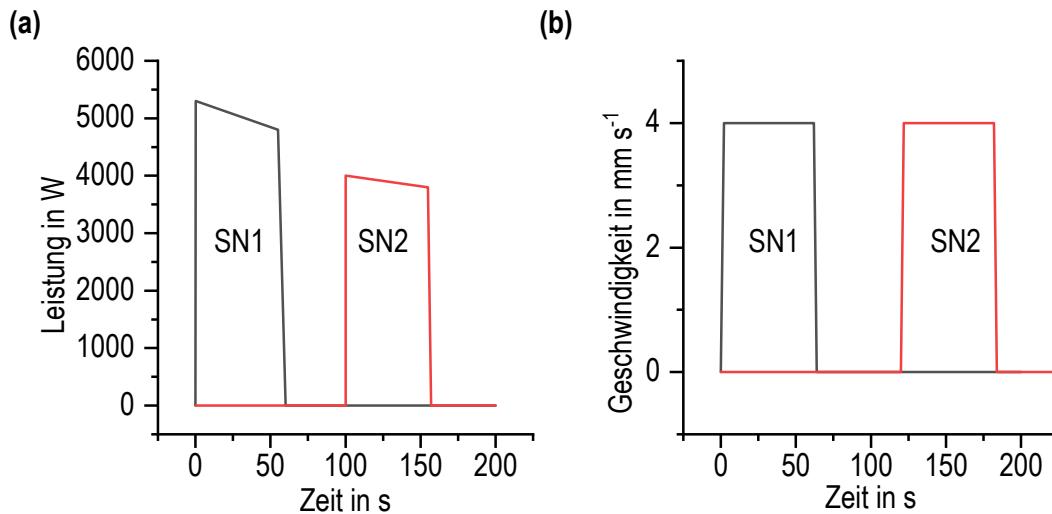


Abbildung 78: Leistungen (a) und Geschwindigkeiten (b) der Schweißwärmequellen des Simulationsmodells, SN1: Schweißnaht 1, SN2: Schweißnaht 2.

Die Anfangstemperatur aller Elemente in beiden Modellen beträgt jeweils 298 K. Es gibt eine feste Einspannung mehrerer Punkte einer Ecke der waagerecht verlaufenden Platte (siehe Abbildung 79), vergleichbar mit den durchgeföhrten Schweißungen, bei denen ebenfalls die durchgehende Platte eingespannt wurde. Die Wärmeabgabe über die Oberfläche erfolgt mit dem Keyword BOUNDARY\_CONVENTION\_SET an allen Außenflächen mit einem Wärmeübertragungskoeffizienten HMULT von 20 Wm<sup>-2</sup>K<sup>-1</sup> und einer definierten Umgebungstemperatur von 298 K.

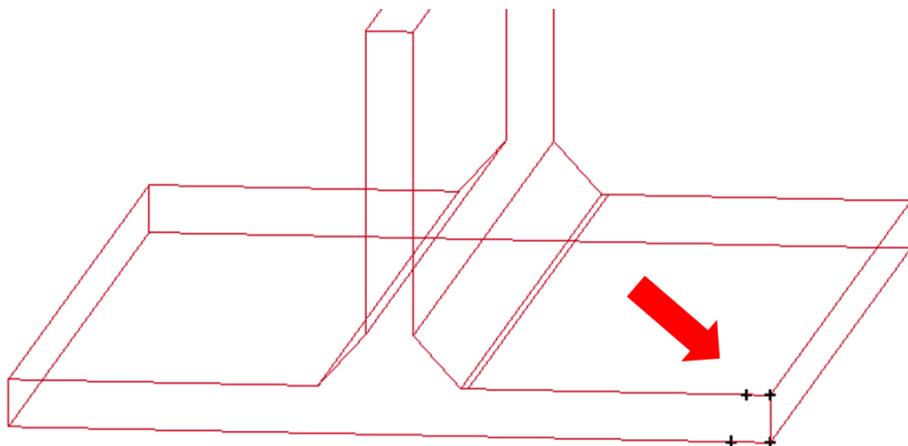


Abbildung 79: Feste Einspannung des Schweißmodells an schwarzen Punkten (unten rechts).

## 6.2 Simulationsergebnisse

### 6.2.1 Ergebnisse numerischer Zugversuche

Zugversuche an einfachen Würfelementen werden zum Überprüfen des mechanischen Werkstoffmodells numerisch simuliert. In den nachfolgenden Abbildungen sind vergleichend die temperatur- und temperaturpfadabhängigen Spannungs-Dehnungskurven der experimentellen Stauchversuche an EN AW-6082 (Abbildung 80) sowie an Schweißgutproben (Abbildung 81) den Ergebnissen der numerisch simulierten Zugversuche gegenübergestellt. Es zeigt sich insgesamt eine gute Übereinstimmung der Kurven gleicher Temperaturpfade sowohl für EN AW-6082 T651 als auch für das Schweißgut was die Höhe der Spannungen aber auch die verschiedenen Fließkurven betrifft. Die Abweichungen liegen in den überwiegenden Fällen unter 10 N/mm<sup>2</sup>. Differenzen darüber treten bei den Fließkurven nach Abkühlung von der Maximaltemperatur 225 °C von bis zu 13 N/mm<sup>2</sup> (ca. ~4 %) und nach Abkühlung von der Maximaltemperatur 325 °C von maximal 19 N/mm<sup>2</sup> / (~9,4 %) auf. Das beschriebene Ergebnis lässt sich mit den zugrundeliegenden imaginären Phasen des Materialmodells erklären. Für die Zustände nach Erreichen der Spitzentemperaturen 30 °C (Ausgangszustand T651), 425 °C, 500 °C sowie für das Schweißgut besteht der Werkstoff in der Simulation jeweils komplett aus einer imaginären Phase. Es sind also im Materialmodell für diese Zustände ermittelte Fließkurven hinterlegt, was zu einer hohen Übereinstimmung beiträgt. Bis zu einer Temperatur von 225 °C liegt der Werkstoff komplett im Zustand der imaginären Phase 1 vor. Die Ergebnisse des simulierten Zugversuchs zur Maximaltemperatur 225 °C entsprechen denen des Ausgangszustandes und die bis zu dieser Temperatur auftretenden vergleichsweise geringen Eigenschaftsänderungen werden nicht durch das Materialmodell berücksichtigt.

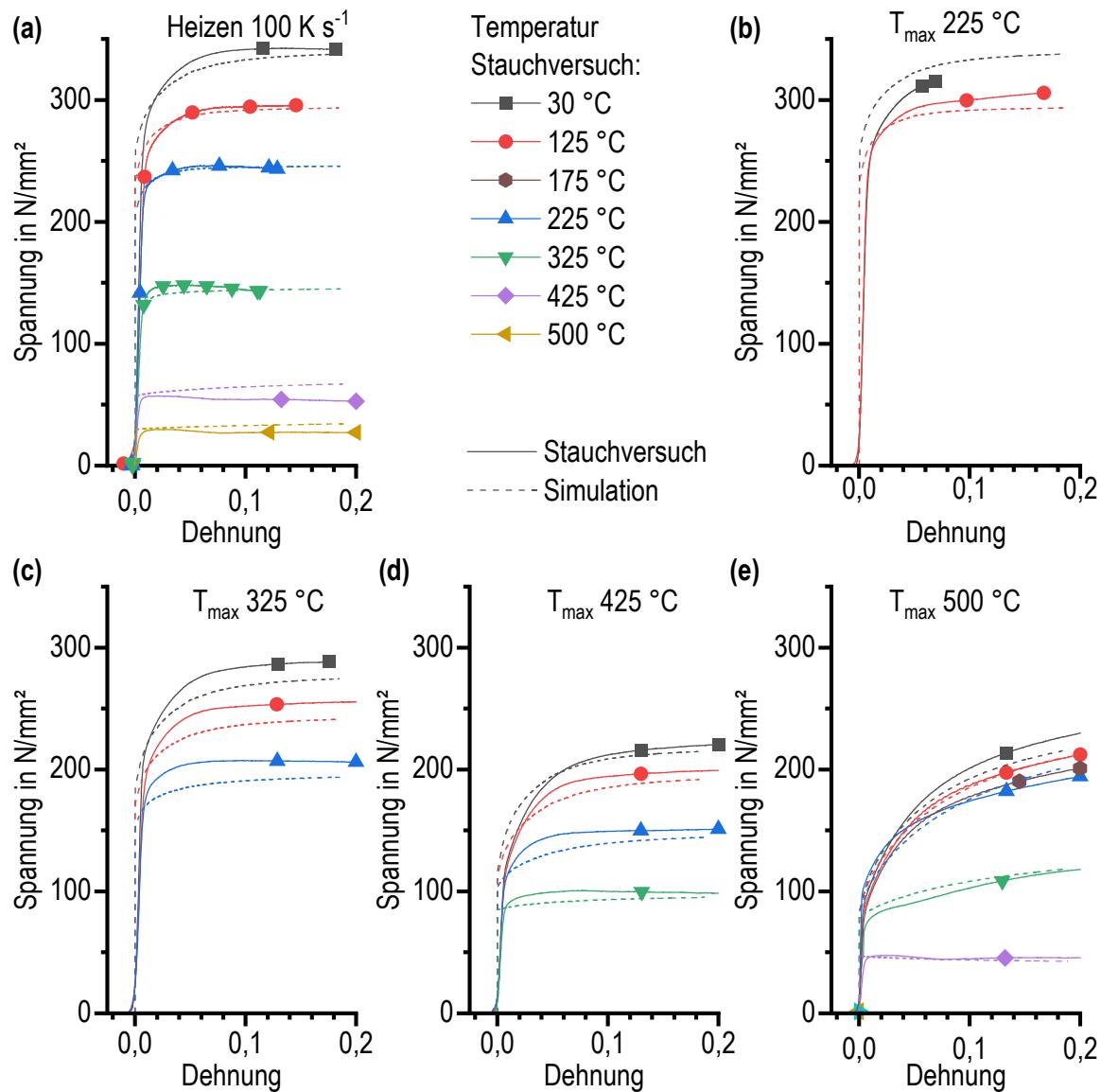


Abbildung 80: Vergleich von temperatur- und temperaturpfadabhängigen Fließkurven der Stauchversuche an EN AW-6082 T651 und denen der simulierten Zugversuche (a) nach Erwärmen sowie (b-e): nach Abkühlen von den angegebenen Maximaltemperaturen, dargestellt sind wahre Spannung über wahrer Dehnung (Experiment) sowie Effective Stress über Effective Strain (Simulation).

Nach Erreichen der Maximaltemperatur 325 °C besteht der Werkstoff in der Simulation je zur Hälfte aus den imaginären Phasen 1 und 2. Es handelt sich dabei um einen Zustand dessen Fließverhalten aus den Fließkurven der beiden imaginären Phasen ermittelt wird. In Bezug auf die Entwicklung der imaginären Phasen (siehe Abbildung 72) ist bei der Temperatur von 325 °C ein maximaler Abstand von 100 K zu den Stützpunkten der einphasigen Zustände bei 225 °C und 425 °C vorhanden.

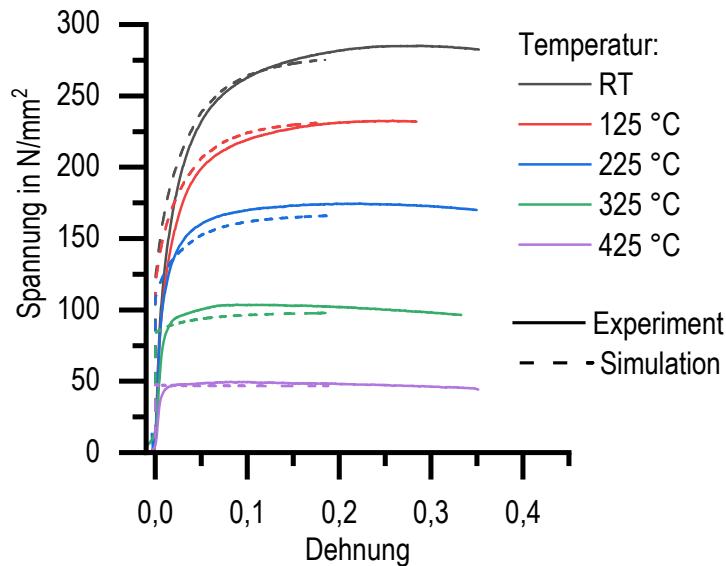


Abbildung 81: Vergleich von temperaturabhängigen Fließkurven der Stauchversuche an Schweißgut und denen der simulierten Zugversuche, dargestellt sind wahre Spannung über wahrer Dehnung (Experiment) sowie Effective Stress über Effective Strain (Simulation).

Insgesamt ist es mit diesem Modell somit möglich die mechanischen Eigenschaftsveränderungen dieses Werkstoffs beim schnellen Erwärmen sowie beim anschließenden schnellen Abkühlen im Temperaturspektrum von RT bis 500 °C nachzubilden. Gemäß den Untersuchungen der indirekten DSC treten darüber hinaus bis zur Maximaltemperatur 575 °C keine weiteren charakteristischen Zustandsänderungen auf. Somit werden die Zustände nach Erreichen dieser Spitzentemperatur durch das Modell berücksichtigt. Zudem werden die temperaturabhängigen Eigenschaften des entstandenen Schweißguts bis 500 °C nachgebildet. Der maximale Fehler dieses Modells im Temperaturbereich von RT bis 500 °C kann mit Hilfe der TMA auf 10 % abgeschätzt werden.

## 6.2.2 Ergebnisse Schweißsimulation

In der numerischen Schweißsimulation werden die durchgeführten Schweißungen der T-Stöße anhand eines Modells nachgebildet, indem das zuvor beschriebene Materialverhalten implementiert ist. Die dargestellten Ergebnisse stammen aus dem mittleren Querschnitt des 240 mm langen T-Stoßes. In Abbildung 82 sind der Anteil der imaginären Phasen nach den zwei simulierten Schweißvorgängen (a-d) sowie die Temperaturverteilung mit den jeweils höchsten Temperaturen während der ersten (e) und der zweiten Schweißlage (f) dargestellt. Im Bereich von Schweißzone und WEZ wandelt der Werkstoff komplett in die Phasen der WEZ (Phase 2 und 3) bzw. des Schweißguts (Phase 4) um. In Phase 4 umgewandelter Werkstoff befindet sich direkt um den Pfad der Schweißwärmequelle und umfasst nahezu die gesamte integrierte Schweißlage. Phase 3 liegt in den unmittelbar an die Schweißzone grenzenden Bereichen vor. Der Ausgangszustand Phase 1 kommt anteilig in den äußeren Plattenbereichen mit einigen 10 mm Entfernung von den Schweißnahtmitten vor. Diese Bereiche bestehen aus einigen 10 % der Zwischenphase 2. Insgesamt ist

der in der Abbildung linke Bereich weiter in der Umwandlung fortgeschritten. Auf dieser Seite wird die zweite Schweißung simuliert, welche an einem bereits erwärmteten Bauteil stattfindet und deshalb insgesamt höhere Temperaturen im angrenzenden Werkstoff bewirkt. In Abbildung 82 (e-f) sind die Temperaturverteilungen mit den lokal maximalen Temperaturen während der ersten und zweiten Schweißung dargestellt. Dabei werden Temperaturen oberhalb von 540 °C im gesamten Schweißlagenbereich erreicht. Die Zone oberhalb von 600 °C Maximaltemperatur hat eine Breite von 10-12 mm. Die Temperaturverläufe aus dem Bereich der Fügezone (Abbildung 83 (b)) der Mittelebene des Modells sind in Abbildung 83 (a) als Kurvenschar dargestellt. Die Kurven mit minimaler und maximaler Maximaltemperaturen beider Schweißungen sind jeweils farblich hervorgehoben. Die Maximaltemperaturen liegen im Bereich zwischen 264 °C und 671 °C und die zugehörigen Heizraten im Spektrum von 17 Ks<sup>-1</sup> bis 108 Ks<sup>-1</sup>.

Für einen Vergleich von Messergebnissen einer realen Schweißung mit den Temperaturverläufen des Schweißmodells eignet sich die Schweißung des T-Stoßes aus 10 mm Platten und einem Randabstand der TE-Bohrungen von 1 mm am ehesten, da hier die gleiche Plattenstärke vorlag und sich einzelne TE im Schweißgut befanden (siehe Abbildung 12). Die Ergebnisse der Temperaturmessungen liegen mit einem Spektrum der Maximaltemperaturen von 229 °C bis 686 °C im gleichen Bereich wie die Simulationsergebnisse im Spektrum von 256 °C bis 655 °C. Auch in Hinblick auf die ermittelten Heizraten von 15 Ks<sup>-1</sup> bis 99 Ks<sup>-1</sup> (Messung) bzw. 15 Ks<sup>-1</sup> bis 77 Ks<sup>-1</sup> (Simulation) kann der Temperaturverlauf in guter Näherung von der Simulation abgebildet werden. Dieser Vergleich zeigt eine gute Übereinstimmung beider Ergebnisse.

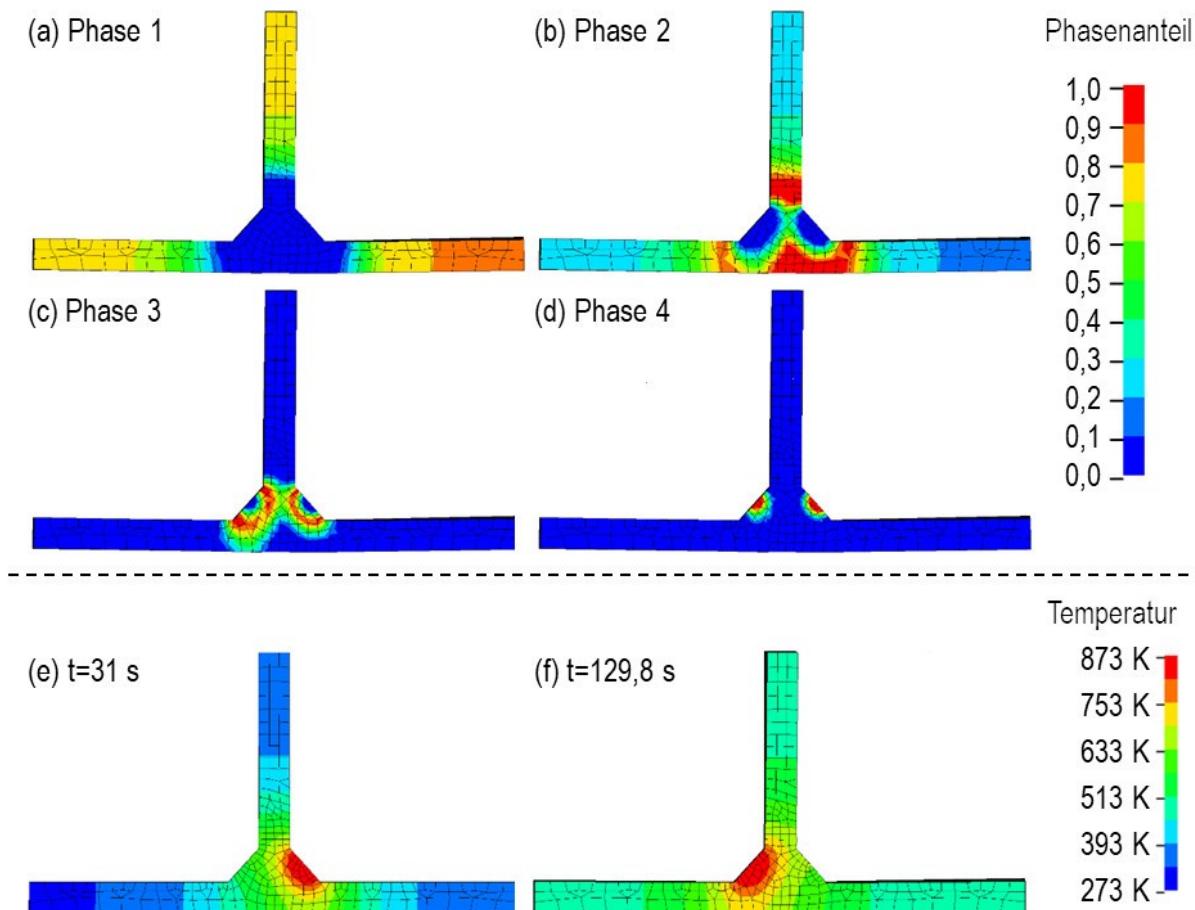


Abbildung 82: Simulationsergebnisse aus mittigem Querschnitt: (a-d) Anteile der Phasen 1-4 nach Schweißung ( $t=200\text{ s}$ ), (e-f) Temperaturverteilung (Maxima dieses Querschnitts) während erster bzw. zweiter Schweißung.

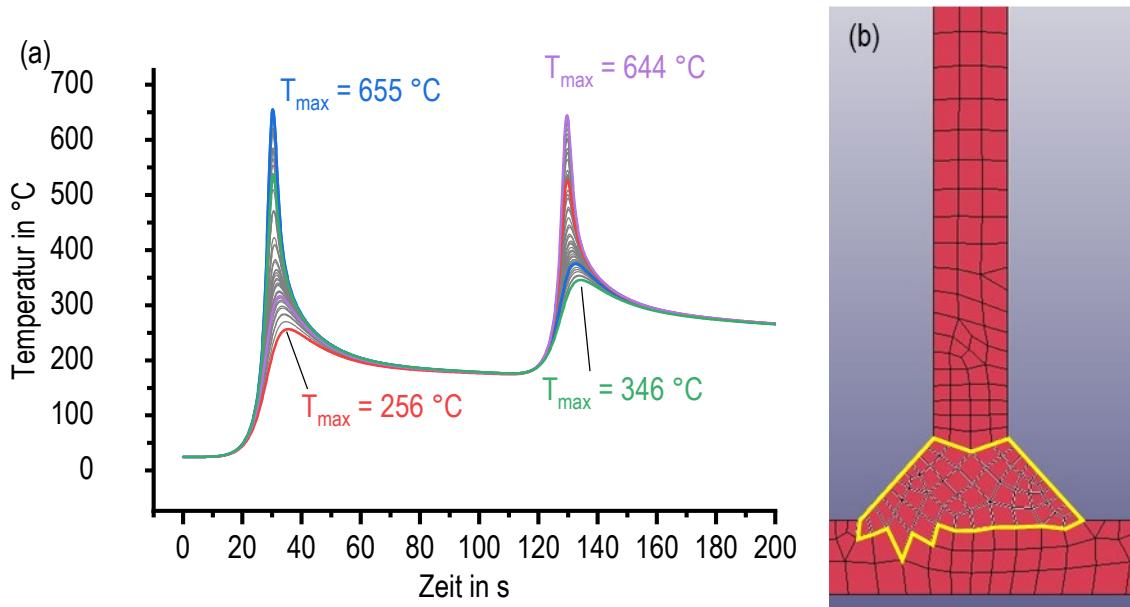


Abbildung 83: (a) Temperatur-Zeit-Verläufe der in (b) markierten Elemente der Fügezone.

In Abbildung 84 ist die qualitative Formänderung des gesamten Werkstückes mit den Teilabbildungen des Ausgangszustandes (a) sowie im Vergleich dazu des geschweißten Zustandes (b) nach Schweißsimulation dargestellt. Quer zu den Schweißnähten ist ein Winkelverzug des T-Stoßes vorhanden sowie in Längsrichtung ein Biegeverzug an den drei Plattenenden. Die Abbildung 85 (a) und Abbildung 86 (a) enthalten zugehörige quantitative Verläufe dieser Verschiebungen entlang ausgewählter Knotenpfade (Abbildung 85 (b), Abbildung 86 (b)). Der Winkelverzug des T-Stoßes ist nach der ersten und zweiten Schweißung ab ca. 20 mm Entfernung von der Mitte durch lineare Verschiebungen der Knoten in Y-Richtung gekennzeichnet, wobei der Verzug zu einer Verringerung des Winkels zwischen Gurt- und Stegplatte führt. Die Verschiebungen an den Plattenenden betragen 1 mm bis 1,4 mm. Unterhalb der Schweißwärmepteile treten lokale Minima in der Mitte des T-Stoßes auf. Beim Vergleich der Kurven nach 100 s und 200 s lassen sich die lokalen Minima direkt auf die jeweiligen Schweißwärmequellen zurückführen. Die Verschiebungen auf der Seite der ersten Schweißung (rechts) werden infolge der zweiten Schweißung nur geringfügig beeinflusst. Der Winkelverzug für eine freie Lagerung des Werkstücks ist typisch [117] und tritt auch in geschweißten T-Stößen auf (siehe Abbildung 12). Mit ca. 2,8 und 3,5 mm ist der Verzug der geschweißten Werkstücke größer als in der Simulation mit 1 mm bis 1,4 mm (siehe Abbildung 85). Der Verzug an den Außenkannten ist im Verhältnis zur Länge des T-Stoßes vergleichsweise gering. Für die Knotenpfade 1 und 2 treten sehr kleine Verformungen bis knapp über 0,2 mm auf. Die Verschiebung des Knotenpfades 3 verläuft in Abhängigkeit von der Z-Position fallend mit einer maximalen Verschiebung von ca. 0,8 mm. In der Nähe dieses Knotenpfades befindet sich die Einspannung des Modells, was vermutlich den abweichenden Verlauf bewirkt.

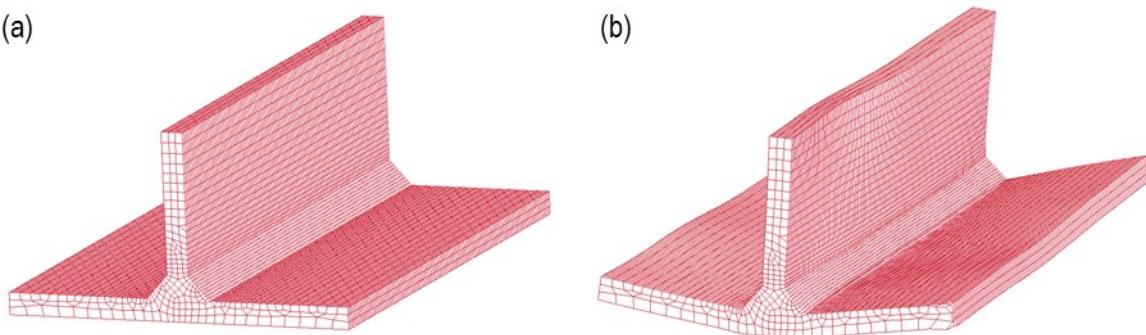


Abbildung 84: (a) Modell im Ausgangszustand; (b) Modell nach Simulation zweier Schweißungen (Verformung 10-fach überhöht).

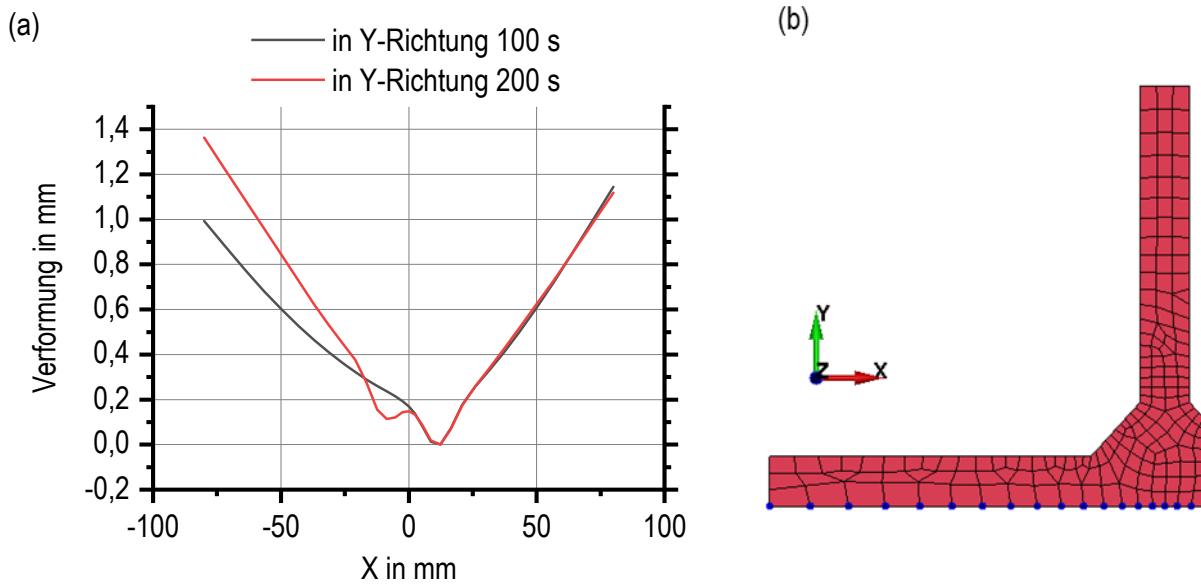


Abbildung 85: (a) Verschiebungen der in (b) blau markierten Punkte in der Mittelebene des T-Stoßes nach der ersten (100 s) und zweiten (200 s) Schweißung in Y-Richtung sowie die resultierende Verschiebung, Minimum der Kurven auf 0 mm verschoben.

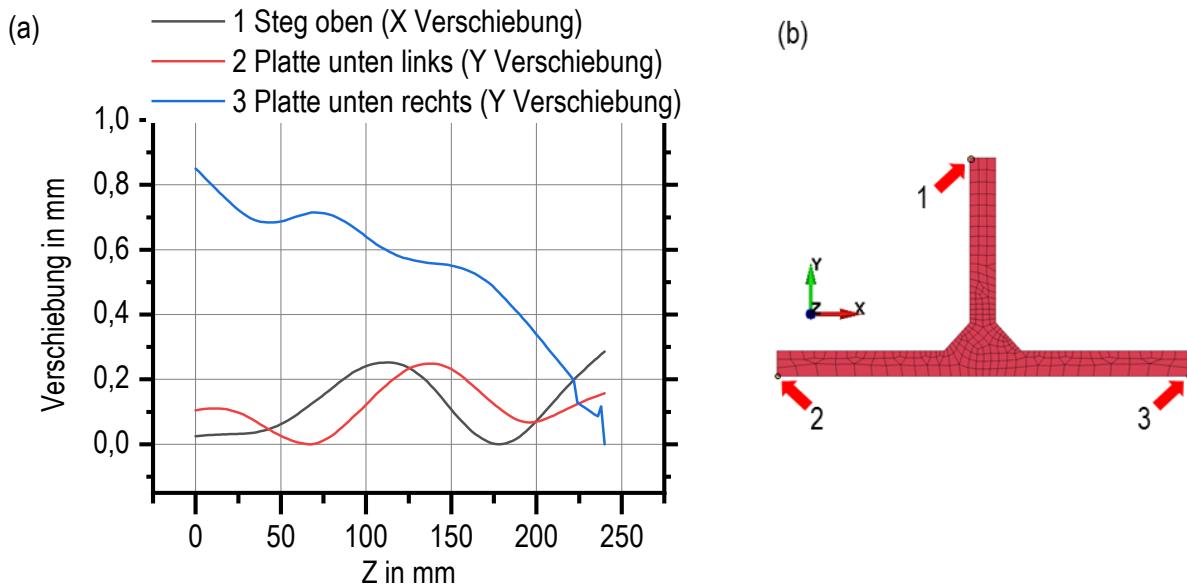


Abbildung 86 (a) Verformung der äußeren Kanten (b) des T-Stoßes nach zwei Schweißungen (200 s) in Abhängigkeit von der Längsposition.

Der simulierte Eigenspannungsverlauf in Längsrichtung des mittigen Querschnitts ist in Abbildung 87 dargestellt. An den Enden der Platten gibt es hohe Druckspannungen von bis zu  $100 \text{ N/mm}^2$ . Mit Annäherung an die Schweißnaht sinken diese Druckspannungen und in ca. 20 bis 30 mm Entfernung von der Schweißnahtmitte kommt es zur Spannungsumkehr. Im Bereich der Schweißverbindung werden Zugspannungen bis  $52 \text{ N/mm}^2$  erreicht. Das Spannungsprofil der Unterseite (Profil 1) enthält etwa mittig ein lokales Minimum. Für das Profil 2 ist dies aufgrund des größeren Knotenabstandes nicht nachweisbar. Insgesamt ist es ein typischer Längsspannungsverlauf einer geschweißten Aluminiumlegierung [117]: Der Spannungsverlauf mit Druckspannungen in von der Schweißnahtmitte entfernten Bereichen sowie Zugspannung in der Umgebung der Schweißzone und WEZ. Auch

das erweichungsbedingte Minimum in Nahtmitte ist vorhanden. Die unterschiedlichen Spannungsbeträge in Verbindungsbereich und Plattenende sind auf die Fließspannungsverteilung zurückzuführen. In der Schweißnaht und der WEZ sinken die Fließspannung aufgrund des Temperatureinflusses. An den äußeren Plattenenden liegt der Werkstoff anteilig noch als Phase 1 mit höheren Fließspannungen vor (siehe Abbildung 82 (a-d)). Die Längsspannungen liegen insgesamt unterhalb der lokalen Fließspannungen. Unterschiedliche absolute Druckspannungen an den Plattenenden von Ober- und Unterseite sind auf die asymmetrische Wärmeeinbringung zurückzuführen.

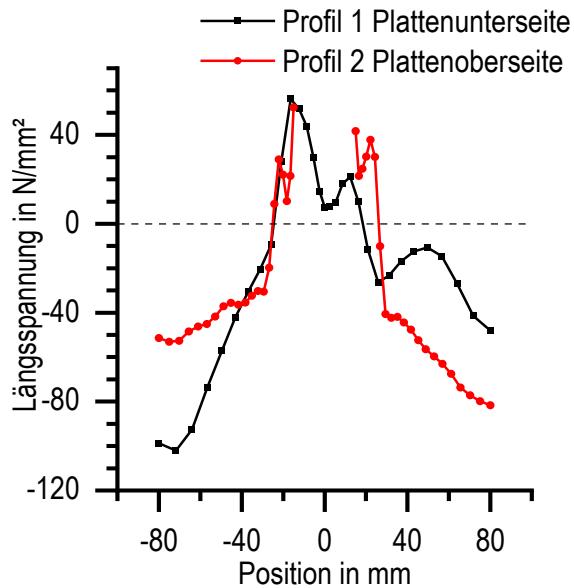


Abbildung 87: Längsspannungsverlauf nach zwei Schweißlagen (200 s) über den mittigen Querschnitt; Profil 1 entspricht dem in Abbildung 85 (b) dargestellten Pfad und Profil 2 ist der parallel dazu an der Oberfläche des Werkstücks verlaufende Pfad.

Ergebnisse der drei Teilbereiche von Schweißsimulationen (siehe Abbildung 9) konnten ermittelt werden. Aus dem Teilbereich der thermischen Simulation werden Temperaturverteilungen sowie Temperaturverläufe bestimmt, welche sich mit dem Spektrum der gemessenen Temperaturen und Heizraten umfassend überschneiden. Die Phasenverteilungen in Abbildung 82 (a-d) geben den Werkstoffzustand mit Hilfe der imaginären Phasen an. Ergebnisse der mechanischen Simulation sind in Form von Eigenspannungen und Verschiebungen dargestellt. Qualitativ stimmen diese mit erwarteten Verläufen überein.

## 7 Zusammenfassung

Ausscheidungsgehärtete Aluminiumlegierungen sind häufig eingesetzte Leichtbauwerkstoffe in der Produktion von Straßen-, Schienenfahrzeugen sowie im Schiffs- und Flugzeugbau. Neben hohen erreichbaren Festigkeiten bei niedriger Dichte und guter Recyclingfähigkeit zeichnen sich diese Leichtbauwerkstoffe durch vielfältige und wirtschaftliche Verarbeitungsmöglichkeiten aus. Insbesondere Schmelzschweißverfahren wie das Metall-Inertgasschweißen (MIG) sind aufgrund der Wirtschaftlichkeit und Flexibilität verbreitete Fügeverfahren für Aluminiumlegierungen. Die dabei eingebrachte Schweißwärme führt zu starken Festigkeitsverlusten in der WEZ. Für eine Dimensionierung von geschweißten Strukturen aus AlMgSi-Legierungen sind vertiefte Kenntnisse zur Eigenschaftsentwicklung in der WEZ und den zugrundeliegenden werkstofflichen Mechanismen notwendig.

Das Auflösungs- und Ausscheidungsverhalten während der Erwärmung der Legierung EN AW-6082 T651 wurde mit der thermischen Analysemethode Differential Scanning Calorimetry (DSC) untersucht. Die verwendeten Kalorimeter ermöglichen es, die auftretenden Ausscheidungs- und Auflösungsreaktionen im Heizratenspektrum von  $0,01 \text{ Ks}^{-1}$  bis  $5 \text{ Ks}^{-1}$  in-situ zu messen. Damit auch höhere Temperaturraten bis  $100 \text{ Ks}^{-1}$ , die für das Schweißen relevant sind, betrachtet werden können, wird die indirekte DSC-Methode angewandt. Dadurch konnten Temperaturbereiche der Auflösungsprozesse von relevanten festigkeitssteigernden Teilchen bei schneller Erwärmung ermittelt werden. Zudem konnte mit der indirekten DSC anhand von zwei linearen Erwärmungen sowie einem nichtlinearen Temperaturverlauf gezeigt werden, dass der Einfluss der Spitzentemperatur für die Auflösungsprozesse entscheidend ist. In Bezug auf die temperaturabhängige WEZ werden in DSC-Abkühlexperimenten gezielt verschiedene Zustände zu Beginn der Abkühlung über die Glühparameter Temperatur und Dauer eingestellt. Für sechs verschiedenen Glühbedingungen wurden DSC-Abkühlkurven im Kühlratenspektrum von  $0,01 \text{ Ks}^{-1}$  bis  $5 \text{ Ks}^{-1}$  erstellt und daraus Zeit-Temperatur-Ausscheidungsdiagramme entwickelt. Das gemessene Abkühlverhalten ist vor allem davon abhängig, ob zuvor eine vollständige oder unvollständige Auflösung der Legierungselemente stattgefunden hat. Bei unvollständiger Auflösung ermöglichen die vorhandenen Teilchen insbesondere Mg<sub>2</sub>Si bei der Abkühlung den sofortigen Beginn von Ausscheidungsreaktionen. Bei vollständiger Auflösung ist zuvor eine Keimbildung erforderlich, was Reaktionen im Hochtemperaturbereich reduziert. Eine unvollständige Auflösung erhöht dadurch die Abschreckempfindlichkeit der Legierung. Es wurden für die unvollständige und die vollständige Auflösung zu Beginn der Abkühlung obere kritische Abkühlraten von  $100 \text{ Ks}^{-1}$  bzw.  $30 \text{ Ks}^{-1}$  ermittelt.

Mit der Methode der TMA wird der Einfluss der Schweißwärme auf die mechanischen Eigenschaften der WEZ untersucht. Dazu werden in Umformdilatometern Kurzzeit-Wärmebehandlungen durchgeführt, deren Parameter auf in der WEZ gemessenen Temperatur-Zeit-Verläufen basieren. In dieser Versuchsreihe wurden der Einfluss der Temperatur, der zuvor erreichten Spitzentemperatur sowie der Heiz- und Kühlraten untersucht. Die Prüfung der mechanischen Eigenschaften wird mit Hilfe von Stauchversuchen durchgeführt, welche im gleichen Gerät unmittelbar nach Erreichen der gewünschten Temperatur stattfinden. Mit Fließkurven und Dehngrenzen-Verläufen für eine Bandbreite von charakteristischen Schweißwärmebehandlungen wird die

Eigenschaftsentwicklung in der WEZ umfassend dargestellt. Diese Ergebnisse lassen sich mit den mittels DSC gemessenen Auflösungs- und Ausscheidungsreaktionen erklären. Die Entfestigung in der WEZ ist vorwiegend von der erreichten Maximaltemperatur abhängig: für höhere Spitzentemperaturen werden niedrigere Dehngrenzen während der Erwärmung und nach Abkühlung aufgenommen. Bei Betrachtung der Eigenschaften nach Kaltauslagerung gilt ein ähnlicher Zusammenhang; für zunehmende Spitzentemperaturen steigt die Entfestigung bis zu einem Minimum der Dehngrenze und der Härte bei 425 °C bzw. 450 °C. Für höhere Spitzentemperaturen tritt während der Auslagerung eine deutliche Verfestigung auf, da hier zuvor ein erneutes lokales Lösungsglühen erfolgt ist. Der mittels indirekter DSC bestimmte Auflösungszustand bei 450 °C ist als Ursache des Härteminimums zu betrachten. Die Verläufe von Härte und Dehngrenze weisen eine hohe Übereinstimmung mit Härtprofilen realer Schweißverbindungen auf.

Ein mechanisches Materialmodell bestehend aus vier imaginären Phasen, welches auf experimentellen Daten von WEZ und Schweißgut beruht, wurde erstellt. Die Verifikation anhand von numerischen Zugversuchen zeigt, dass dieses Materialmodell die temperatur- und temperaturpfadabhängige Eigenschaftsentwicklung der WEZ dieser Legierung wiedergibt. Eine vereinfachte thermo-mechanisch gekoppelte Schweißsimulation liefert plausible Ergebnisse in Bezug auf die drei Teilbereiche von Schweißsimulationen in Form von imaginären Phasenverteilungen, Temperaturverläufen und Eigenspannungen sowie Verzug.

## I. Literaturverzeichnis

1. HENNING, F. und E. MOELLER. *Handbuch Leichtbau. Methoden, Werkstoffe, Fertigung*. München: Hanser, 2011. ISBN 978-3-446-42891-1.
2. OSTERMANN, F. *Anwendungstechnologie Aluminium*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2014. ISBN 978-3-662-43806-0.
3. SCHULZE, G. *Die Metallurgie des Schweißens. Eisenwerkstoffe - Nichteisenmetallische Werkstoffe*. 4., neu bearbeitete Auflage. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2010. VDI-Buch. ISBN 978-3-642-03182-3.
4. MILKEREIT, B., O.H. KEßLER und C. SCHICK. Recording of continuous cooling precipitation diagrams of aluminium alloys [online]. *Thermochimica Acta*, 2009, **492**(1-2), 73-78. ISSN 00406031. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.tca.2009.01.027
5. MILKEREIT, B., J. OSTEN, C. SCHICK und O.H. KEßLER. Continuous Heating Dissolution Diagrams of Aluminum Alloys. In: *13th International Conference on Aluminum Alloys ICAA13*, 1095-1100.
6. FRÖCK, H., M. REICH, B. MILKEREIT und O.H. KEßLER. Scanning Rate Extension of Conventional DSCs through Indirect Measurements [online]. *Materials*, 2019, **12**(7). ISSN 1996-1944. Verfügbar unter: doi:10.3390/ma12071085
7. SEYFFARTH, P., B. MEYER und A. SCHARFF. *Großer Atlas Schweiß-ZTUSchaubilder*. 2., aktualisierte und erweiterte Auflage. Düsseldorf: DVS Media GmbH, 2018. Fachbuchreihe Schweißtechnik. Band 110. ISBN 978-3-96144-010-8.
8. DILTHEY, U. *Schweißtechnische Fertigungsverfahren 2. Verhalten der Werkstoffe beim Schweißen*. 3., bearb. Aufl. Berlin: Springer, 2005. Schweißtechnische Fertigungsverfahren. 2. ISBN 3-540-21674-X.
9. FRÖCK, H. *Kurzzeit-Wärmebehandlung von AlMgSi-Legierungen: Phasenumwandlungen und mechanische Eigenschaften von AlMgSi Legierungen*. Dissertation. Rostock, 2019.
10. KAMMER, C. *Aluminium-Taschenbuch*. [2., bearb. Ausg.]. Düsseldorf: Alu Media GmbH, 2011. ISBN 978-3-942486-10-1.
11. MACHERAUCH, E. und H.-W. ZOCH. *Praktikum in Werkstoffkunde. 91 ausführliche Versuche aus wichtigen Gebieten der Werkstofftechnik*. 11., vollständig überarbeitete und erweiterte Auflage. Wiesbaden: Vieweg+Teubner Verlag / Springer Fachmedien Wiesbaden GmbH Wiesbaden, 2011. Studium. ISBN 978-3-8348-0343-6.
12. POLMEAR, I.J. *Light alloys. From traditional alloys to nanocrystals*. 4th ed. Amsterdam: Elsevier/Butterworth-Heinemann, 2006. ISBN 9780080496108.
13. SCHICK, C. und V. MATHOT, Hg. *Fast Scanning Calorimetry*. Cham: Springer International Publishing, 2016. ISBN 978-3-319-31327-6.
14. MARIOARA, C.D., S.J. ANDERSEN, H.W. ZANDBERGEN und R. HOLMESTAD. The influence of alloy composition on precipitates of the Al-Mg-Si system [online]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2005, **36**(3), 691-702. ISSN 1073-5623. Verfügbar unter: doi:10.1007/s11661-005-0185-1

15. DUTTA, I. und S.M. ALLEN. A calorimetric study of precipitation in commercial aluminium alloy 6061 [online]. *Journal of Materials Science Letters*, 1991, **10**(6), 323-326. ISSN 0261-8028. Verfügbar unter: doi:10.1007/BF00719697
16. ANDERSEN, S.J., C.D. MARIOARA, A.G. FRØSETH, R. VISSERS und H.W. ZANDBERGEN. Crystal structure of the orthorhombic U<sub>2</sub>-Al<sub>4</sub>Mg<sub>4</sub>Si<sub>4</sub> precipitate in the Al-Mg-Si alloy system and its relation to the  $\beta'$  and  $\beta''$  phases [online]. *Materials Science and Engineering: A*, 2005, **390**(1-2), 127-138. ISSN 09215093. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.msea.2004.09.019
17. RAVI, C. First-principles study of crystal structure and stability of Al<sub>x</sub>Mg<sub>y</sub>Si<sub>z</sub>(Cu) precipitates [online]. *Acta Materialia*, 2004, **52**(14), 4213-4227. ISSN 13596454. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.actamat.2004.05.037
18. MATSUDA, K., S. IKENO, H. GAMADA, K. FUJII, Y. UETANI, T. SATO und A. KAMIO. High-resolution electron microscopy on the structure of Guinier-Preston zones in an Al-1.6 mass Pct Mg<sub>2</sub>Si alloy [online]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1998, **29**(4), 1161-1167. ISSN 1073-5623. Verfügbar unter: doi:10.1007/s11661-998-0242-7
19. EDWARDS, G.A., K. STILLER, G.L. DUNLOP und M.J. COUPER. The precipitation sequence in Al-Mg-Si alloys [online]. *Acta Materialia*, 1998, **46**(11), 3893-3904. ISSN 13596454. Verfügbar unter: doi:10.1016/S1359-6454(98)00059-7
20. MARIOARA, C.D., S.J. ANDERSEN, J. JANSEN und H.W. ZANDBERGEN. Atomic model for GP-zones in a 6082 Al-Mg-Si system [online]. *Acta Materialia*, 2001, **49**(2), 321-328. ISSN 13596454. Verfügbar unter: doi:10.1016/S1359-6454(00)00302-5
21. MARIOARA, C.D., S.J. ANDERSEN, J. JANSEN und H.W. ZANDBERGEN. The influence of temperature and storage time at RT on nucleation of the  $\beta''$  phase in a 6082 Al-Mg-Si alloy [online]. *Acta Materialia*, 2003, **51**(3), 789-796. ISSN 13596454. Verfügbar unter: doi:10.1016/S1359-6454(02)00470-6
22. ANDERSEN, S.J., H.W. ZANDBERGEN, J. JANSEN, C. TRÆHOLT, U. TUNDAL und O. REISO. The crystal structure of the  $\beta''$  phase in Al-Mg-Si alloys [online]. *Acta Materialia*, 1998, **46**(9), 3283-3298. ISSN 13596454. Verfügbar unter: doi:10.1016/S1359-6454(97)00493-X
23. ZANDBERGEN, H.W. Structure Determination of Mg<sub>5</sub>Si<sub>6</sub> Particles in Al by Dynamic Electron Diffraction Studies [online]. *Science*, 1997, **277**(5330), 1221-1225. ISSN 00368075. Verfügbar unter: doi:10.1126/science.277.5330.1221
24. MARIOARA, C.D., H. NORDMARK, S.J. ANDERSEN und R. HOLMESTAD. Post- $\beta''$  phases and their influence on microstructure and hardness in 6xxx Al-Mg-Si alloys [online]. *Journal of Materials Science*, 2006, **41**(2), 471-478. ISSN 0022-2461. Verfügbar unter: doi:10.1007/s10853-005-2470-1
25. CASTANY, P., F. DIOLOGENT, A. ROSSOLL, J.-F. DESPOIS, C. BEZENÇON und A. MORTENSEN. Influence of quench rate and microstructure on bendability of AA6016 aluminum alloys [online]. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, **559**, 558-565. ISSN 09215093. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.msea.2012.08.141
26. SAITO, T., E.A. MØRTSELL, S. WENNER, C.D. MARIOARA, S.J. ANDERSEN, J. FRIIS, K. MATSUDA und R. HOLMESTAD. Atomic Structures of Precipitates in Al-Mg-Si Alloys with Small Additions of Other Elements [online]. *Advanced Engineering Materials*, 2018, **20**(7), 1800125. ISSN 14381656. Verfügbar unter: doi:10.1002/adem.201800125

27. DIN Deutsches Institut für Normung e.V. 8580, *Fertigungsverfahren*. Berlin: Beuth Verlag GmbH.
28. DIN Deutsches Institut für Normung e.V., *Schweißen und verwandte Prozesse*. Berlin: Beuth Verlag GmbH.
29. DIN Deutsches Institut für Normung e.V. 1910-100, *Schweißen und verwandte Prozesse*. Berlin: Beuth Verlag GmbH.
30. DIN Deutsches Institut für Normung e.V. 4063, *Schweißen, Hartlöten, Weichlöten, Schneiden, Mechanisches Fügen und Kleben*. Berlin: Beuth Verlag GmbH.
31. FAHRENWALDT, H.J., V. SCHULER und J. TWRDEK. *Praxiswissen Schweißtechnik*. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden, 2014. ISBN 978-3-658-03140-4.
32. DILTHEY, U. *Schweißtechnische Fertigungsverfahren 1. Schweiß- und Schneidtechnologien*. 3., bearb. Aufl. Berlin: Springer, 2006. VDI. Bd. 1. ISBN 10 3-540-21673-1.
33. KUSCH, M., K.-J. MATTHES und W. SCHNEIDER. *Schweißtechnik. Schweißen von metallischen Konstruktionswerkstoffen*. 7., überarbeitete und erweiterte Auflage. München: Hanser, 2022. Hanser eLibrary. ISBN 978-3-446-47000-2.
34. RADAJ, D. *Wärmewirkungen des Schweißens. Temperaturfeld, Eigenspannungen, Verzug*. Berlin: Springer, 1988. ISBN 3-540-18695-6.
35. DIN Deutsches Institut für Normung e.V. 1910, *Schweißen*. Berlin: Beuth Verlag GmbH.
36. EUROPÄISCHES KOMITEE FÜR NORMUNG. 1011-4, *Empfehlungen zum Schweißen metallischer Werkstoffe*. Berlin: Beuth Verlag GmbH.
37. ALUMINIUM-ZENTRALE E.V. *Lichtbogenschweissen von Aluminium. Aluminium-Merkblatt V 2*. Düsseldorf.
38. MATTSON, S. Welding of aluminium. In: *Welding Processes Handbook*: Elsevier, 2012, S. 207-220. ISBN 9780857095107.
39. SINGH, G., A.S. KANG, K. SINGH und J. SINGH. Experimental comparison of friction stir welding process and TIG welding process for 6082-T6 Aluminium alloy [online]. *Materials Today: Proceedings*, 2017, **4**(2), 3590-3600. ISSN 22147853. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.matpr.2017.02.251
40. AMBRIZ, R.R., C. FROUSTEY und G. MESMACQUE. Determination of the tensile behavior at middle strain rate of AA6061-T6 aluminum alloy welds [online]. *International Journal of Impact Engineering*, 2013, **60**, 107-119. ISSN 0734743X. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.ijimpeng.2013.04.006
41. DUAN, C., S. YANG, J. GU, Q. XIONG und Y. WANG. Study on Microstructure and Fatigue Damage Mechanism of 6082 Aluminum Alloy T-Type Metal Inert Gas (MIG) Welded Joint [online]. *Applied Sciences*, 2018, **8**(10), 1741. Verfügbar unter: doi:10.3390/app8101741
42. HOLMEN, J.K., T. BØRVIK, O.R. MYHR, H.G. FJÆR und O.S. HOPPERSTAD. Perforation of welded aluminum components: Microstructure-based modeling and experimental validation [online]. *International Journal of Impact Engineering*, 2015, **84**, 96-107. ISSN 0734743X. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.ijimpeng.2015.05.016
43. MYHR, O.R., Ø. GRONG, H.G. FJÆR und C.D. MARIOARA. Modelling of the microstructure and strength evolution in Al–Mg–Si alloys during multistage thermal processing [online]. *Acta Materialia*, 2004, **52**(17), 4997-5008. ISSN 13596454 [Zugriff am: 27. August 2019]. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.actamat.2004.07.002

44. BARGEL, H.-J. und G. SCHULZE. *Werkstoffkunde. Mit 85 Tabellen.* 9., bearb. Aufl. Berlin: Springer, 2005. VDI-Buch. ISBN 978-3-540-26107-0.
45. HÖHNE, G.W.H., W.F. HEMMINGER und H.-J. FLAMMERSHEIM. *Differential Scanning Calorimetry. With 19 tables.* 2nd revised and enlarged edition. Berlin: Springer, 2003. ISBN 978-3-642-05593-5.
46. SARGE, S.M., G. HÖHNE und W. HEMMINGER. *Calorimetry. Fundamentals, instrumentation and applications.* Weinheim: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2014. ISBN 978-3-527-64939-6.
47. SKOOG, D.A. und J.J. LEARY. *Instrumentelle Analytik. Grundlagen - Geräte - Anwendungen.* Berlin: Springer, 1996. Springer-Lehrbuch. ISBN 3-540-60450-2.
48. SAMAD, Z., N.M. NOR und E.R.I. FAUZI. Thermo-Mechanical Simulation of Temperature Distribution and Prediction of Heat-Affected Zone Size in MIG Welding Process on Aluminium Alloy EN AW 6082-T6 [online]. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2019, **530**, 12016. Verfügbar unter: doi:10.1088/1757-899X/530/1/012016
49. SARMAST, A., S. SERAJZADEH und A.H. KOKABI. A study on thermal responses, microstructural issues, and natural aging in gas tungsten arc welding of AA2024-T4 [online]. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*, 2014, **228**(3), 413-421. ISSN 0954-4054. Verfügbar unter: doi:10.1177/0954405413501669
50. MYHR, O.R., S. KLOKKEHAUG, Ø. GRONG, H.G. FJÆR und A.O. KLUKEN. Modeling of Microstructure Evolution, Residual Stresses and Distortions in 6082-T6 Aluminum Weldments. A process model for welding of age-hardening aluminum alloys has been developed. *Welding Journal Research Supplement*, 1998, (77), 286-292.
51. ZHANG, L., X. LI, Z. NIE, H. HUANG und J. SUN. Microstructure and mechanical properties of a new Al–Zn–Mg–Cu alloy joints welded by laser beam [online]. *Materials & Design*, 2015, **83**, 451-458. ISSN 02641275. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.matdes.2015.06.070
52. MILKEREIT, B., L. JONAS, C. SCHICK und O.H. KEßLER. Das kontinuierliche Zeit-Temperatur-Ausscheidungs-Diagramm einer Aluminiumlegierung EN AW-6005A\*. The continuous cooling precipitation diagram of an aluminium alloy EN AW-6005A. *HTM Journal of Heat Treatment and Materials*, 2010, (65), 159-171.
53. MILKEREIT, B., C. SCHICK und O.H. KEßLER. Continuous Cooling Precipitation Diagrams Depending on the Composition of Aluminum-Magnesium-Silicon Alloys. *Proceedings of the 12th International Conference on Aluminium Alloys*, 407-412.
54. SCHUMACHER, P., S. POGATSCHER, M.J. STARINK, C. SCHICK, V. MOHLES und B. MILKEREIT. Quench-induced precipitates in Al–Si alloys: Calorimetric determination of solute content and characterisation of microstructure [online]. *Thermochimica Acta*, 2015, **602**, 63-73. ISSN 00406031. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.tca.2014.12.023
55. ZOHRABYAN, D., B. MILKEREIT, O.H. KEßLER und C. SCHICK. Precipitation enthalpy during cooling of aluminum alloys obtained from calorimetric reheating experiments [online]. *Thermochimica Acta*, 2012, **529**, 51-58. ISSN 00406031. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.tca.2011.11.024
56. YANG, B., B. MILKEREIT, Y. ZHANG, P.A. ROMETSCH, O.H. KEßLER und C. SCHICK. Continuous cooling precipitation diagram of aluminium alloy AA7150 based on a new fast scanning calorimetry and interrupted quenching method

- [online]. *Materials Characterization*, 2016, **120**, 30-37. ISSN 10445803. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.matchar.2016.08.016
57. FRÖCK, H., M. GRASER, M. REICH, M. LECHNER, M. MERKLEIN und O.H. KEßLER. Influence of short-term heat treatment on the microstructure and mechanical properties of EN AW-6060 T4 extrusion profiles: Part A [online]. *Production Engineering*, 2016, **10**(4-5), 383-389. ISSN 0944-6524. Verfügbar unter: doi:10.1007/s11740-016-0683-6
58. OSTEN, J., P. SÖLLIG, M. REICH, J. KALICH, U. FÜSSEL und O.H. KEßLER. Softening of High-Strength Steel for Laser Assisted Clinching [online]. *Advanced Materials Research*, 2014, **966-967**, 617-627. Verfügbar unter: doi:10.4028/www.scientific.net/AMR.966-967.617
59. REICH, M. und O.H. KEßLER. Quenching Simulation of Aluminum Alloys Including Mechanical Properties of the Undercooled States [online]. *Materials Performance and Characterization*, 2012, **1**(1), 104632. ISSN 21653992. Verfügbar unter: doi:10.1520/MPC104632
60. MERKLEIN, M. und J. LECHLER. Investigation of the thermo-mechanical properties of hot stamping steels [online]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2006, **177**(1-3), 452-455. ISSN 09240136. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.jmatprotec.2006.03.233
61. LIN, Y.C., M.-S. CHEN und J. ZHONG. Constitutive modeling for elevated temperature flow behavior of 42CrMo steel [online]. *Computational Materials Science*, 2008, **42**(3), 470-477. ISSN 09270256. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.commatsci.2007.08.011
62. STRIEWE, B., J. SEIDERER, A. von HEHL, A. REPENNING, P. KHAZAN und H. SCHAFSTALL. Method for efficient determination of material properties for modelling aluminium welding processes [online]. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 2016, **47**(11), 1140-1152. ISSN 09335137. Verfügbar unter: doi:10.1002/mawe.201600639
63. REICH, M. und O.H. KEßLER. Numerical and experimental analysis of residual stresses and distortion in different quenching processes of aluminum alloy profiles. *Proceedings from the 6th International Quenching and Control of Distortion Conference*, 2012, 563-574.
64. VYAZOVKIN, S., N. KOVA und C. SCHICK. *Handbook of Thermal Analysis and Calorimetry. Recent Advances, Techniques and Applications*. 2nd ed. San Diego: Elsevier Science & Technology, 2018. Handbook of Thermal Analysis and Calorimetry Ser. v. Volume 6. ISBN 9780444640628.
65. REICH, M. und O.H. KEßLER. Bauschinger effect in undercooled 6082 aluminium wrought alloy [online]. *HTM Journal of Heat Treatment and Materials*, 2012, **67**(5), 331-336. ISSN 1867-2493. Verfügbar unter: doi:10.3139/105.110165
66. REICH, M. und O.H. KEßLER. A study of the Bauschinger effect in undercooled Aluminium alloys.
67. BERGHEAU, J.-M. und V. ROBIN. *Thermomechanical Industrial Processes. Modeling and Numerical Simulation*. London: ISTE Ltd; John Wiley & Sons, Inc., 2014.
68. REICH, M. *Mechanische Eigenschaften unterkühlter Aluminiumlegierungen und deren Implementierung in die Wärmebehandlungssimulation*. Dissertation. Rostock, September 2011.

69. RADAJ, D. *Schweißprozeßsimulation. Grundlagen und Anwendungen.* Düsseldorf: Verl. für Schweißen und Verwandte Verfahren DVS-Verl., 1999. Fachbuchreihe Schweißtechnik. 141. ISBN 3-87155--188-0.
70. MARQUES, E.S.V., F.J.G. SILVA und A.B. PEREIRA. Comparison of Finite Element Methods in Fusion Welding Processes—A Review [online]. *Metals*, 2020, **10**(1), 75. Verfügbar unter: doi:10.3390/met10010075
71. OSTEN, J., B. MILKEREIT, C. SCHICK und O.H. KEßLER. Dissolution and Precipitation Behaviour during Continuous Heating of Al–Mg–Si Alloys in a Wide Range of Heating Rates [online]. *Materials*, 2015, **8**(5), 2830-2848. ISSN 1996-1944. Verfügbar unter: doi:10.3390/ma8052830
72. ZAIN-UL-ABDEIN, M., D. NÉLIAS, J.-F. JULLIEN, F. BOITOUT, L. DISCHERT und X. NOE. Finite element analysis of metallurgical phase transformations in AA 6056-T4 and their effects upon the residual stress and distortion states of a laser welded T-joint [online]. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 2011, **88**(1), 45-56. ISSN 03080161 [Zugriff am: 27. August 2019]. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.ijpvp.2010.10.008
73. FRÖCK, H., L.V. KAPPIS, M. REICH und O.H. KEßLER. A Phenomenological Mechanical Material Model for Precipitation Hardening Aluminium Alloys [online]. *Metals*, 2019, **9**(11), 1165. Verfügbar unter: doi:10.3390/met9111165
74. REICH, M., B. MILKEREIT, M. KRAWUTSCHKE, J. KALICH, C. SCHICK und O.H. KEßLER. Advanced Dilatometry and Calorimetry for the Validation of Materials Mechanical and Transformation Models. In: M. LI, C. CAMPBELL, K. THORNTON, E. HOLM und P. GUMBSCH, Hg. *Proceedings of the 2nd World Congress on Integrated Computational Materials Engineering (ICME)*. Cham: Springer International Publishing, 2016, S. 177-182. ISBN 978-3-319-48585-0.
75. ASHBY, M.F. und D.R.H. JONES. Engineering Materials 2. An Introduction to Microstructures and Processing. In: *Engineering Materials 2*: Elsevier, 2013, S. 543-553. ISBN 9780080966687.
76. SCHUMANN, H. Verformungsinduzierte Martensitbildung in metastabilen austenitischen Stählen [online]. *Kristall und Technik*, 1975, **10**(4), 401-411. ISSN 00234753. Verfügbar unter: doi:10.1002/crat.19750100409
77. OSTEN, J., C. LUX, B. MILKEREIT, M. REICH und O.H. KEßLER. Stress Induced Precipitation during Quenching of Aluminium Alloys [online]. *Materials Science Forum*, 2016, **877**, 159-165. Verfügbar unter: doi:10.4028/www.scientific.net/MSF.877.159
78. MÜLDERS, B. *Modellierung der Verfestigung technischer Aluminiumlegierungen*. Dissertation. Aachen, 15. Juni 2001.
79. ZERVAKI, A.D. und G.N. HAIDEMENOPoulos. Computational Kinetics Simulation of the Dissolution and Coarsening in the HAZ during Laser Welding of 6061-T6 Al-Alloy. Experimental results indicate it is possible to predict HAZ hardness of heat-treatable aluminum alloys. *Welding Journal*, 2007, **86**(8), 211s–221s.
80. NICOLAS, M. und A. DESCHAMPS. Precipitate microstructures and resulting properties of Al-Zn-Mg metal inert gas-weld heat-affected zones [online]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2004, **35**(5), 1437-1448. ISSN 1073-5623. Verfügbar unter: doi:10.1007/s11661-004-0252-z
81. NICOLAS, M. und A. DESCHAMPS. Characterisation and modelling of precipitate evolution in an Al–Zn–Mg alloy during non-isothermal heat treatments [online].

- Acta Materialia*, 2003, **51**(20), 6077-6094. ISSN 13596454. Verfügbar unter: doi:10.1016/S1359-6454(03)00429-4
82. DØRUM, C., O.-G. LADEMO, O.R. MYHR, T. BERSTAD und O.S. HOPPERSTAD. Finite element analysis of plastic failure in heat-affected zone of welded aluminium connections [online]. *Computers & Structures*, 2010, **88**(9-10), 519-528. ISSN 00457949. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.compstruc.2010.01.003
83. HOCKETT, J.E. und O.D. SHERBY. Large strain deformation of polycrystalline metals at low homologous temperatures [online]. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 1975, **23**(2), 87-98. ISSN 00225096. Verfügbar unter: doi:10.1016/0022-5096(75)90018-6
84. DIN Deutsches Institut für Normung e.V. 515, *Aluminium und Aluminiumlegierungen Halbzeug*. Berlin: Beuth Verlag GmbH.
85. DIN Deutsches Institut für Normung e.V. 573-3, *Aluminium und Aluminiumlegierungen - Chemische Zusammensetzung und Form von Halbzeug*. Berlin: Beuth Verlag GmbH.
86. DIN Deutsches Institut für Normung e.V. 9692-3, *Schweißen und verwandte Prozesse – Arten der Schweißnahtvorbereitung*. Berlin: Beuth Verlag GmbH.
87. RØYSET, J., T. STENE, J.A. SÆTER und O. REISO. The Effect of Intermediate Storage Temperature and Time on the Age Hardening Response of Al-Mg-Si Alloys [online]. *Materials Science Forum*, 2006, **519-521**, 239-244. Verfügbar unter: doi:10.4028/www.scientific.net/MSF.519-521.239
88. WIECHMANN, P., H. PANWITT, H. HEYER, M. REICH, M. SANDER und O.H. KEßLER. Combined Calorimetry, Thermo-Mechanical Analysis and Tensile Test on Welded EN AW-6082 Joints [online]. *Materials (Basel, Switzerland)*, 2018, **11**(8). ISSN 1996-1944. Verfügbar unter: doi:10.3390/ma11081396
89. PANWITT, H., H. HEYER und M. SANDER. Experimental and Numerical Investigation of the Fracture Behavior of Welded Aluminum Cross Joints under Axial Compression [online]. *Materials (Basel, Switzerland)*, 2020, **13**(19). ISSN 1996-1944. Verfügbar unter: doi:10.3390/ma13194310
90. KIM, S., J. KIM, H. TEZUKA, E. KOBAYASHI und T. SATO. Formation Behavior of Nanoclusters in Al–Mg–Si Alloys with Different Mg and Si Concentration [online]. *MATERIALS TRANSACTIONS*, 2013, **54**(3), 297-303. ISSN 1345-9678 [Zugriff am: 25. Juni 2020]. Verfügbar unter: doi:10.2320/matertrans.MBW201208
91. OHMORI, Y., L. DOAN, CHAU und K. NAKAI. Ageing Processes in Al-Mg-Si Alloys during Continuous Heating [online]. *MATERIALS TRANSACTIONS*, 2002, **43**(2), 246-255. ISSN 1345-9678. Verfügbar unter: doi:10.2320/matertrans.43.246
92. TSAO, C.-S., C.-Y. CHEN, U.-S. JENG und T.-Y. KUO. Precipitation kinetics and transformation of metastable phases in Al–Mg–Si alloys [online]. *Acta Materialia*, 2006, **54**(17), 4621-4631. ISSN 13596454. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.actamat.2006.06.005
93. DOAN, L.C., Y. OHMORI und K. NAKAI. Precipitation and Dissolution Reactions in a 6061 Aluminum Alloy [online]. *Materials Transactions, JIM*, 2000, **41**(2), 300-305. ISSN 0916-1821. Verfügbar unter: doi:10.2320/matertrans1989.41.300
94. GUPTA, A.K. und D.J. LLOYD. Study of precipitation Kinetics in a super purity Al-0.8 Pct Mg-0.9 Pct Si alloy using differential scanning calorimetry [online]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1999, **30**(13), 879-890. ISSN 1073-5623. Verfügbar unter: doi:10.1007/s11661-999-1021-9

95. MILKEREIT, B. und M.J. STARINK. Quench sensitivity of Al–Mg–Si alloys: A model for linear cooling and strengthening [online]. *Materials & Design*, 2015, **76**, 117-129. ISSN 02641275. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.matdes.2015.03.055
96. MILKEREIT, B., N. WANDERKA, C. SCHICK und O.H. KEßLER. Continuous cooling precipitation diagrams of Al–Mg–Si alloys [online]. *Materials Science and Engineering: A*, 2012, **550**, 87-96. ISSN 09215093. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.msea.2012.04.033
97. FRÖCK, H., B. MILKEREIT, P. WIECHMANN, A. SPRINGER, M. SANDER, O.H. KEßLER und M. REICH. Influence of Solution-Annealing Parameters on the Continuous Cooling Precipitation of Aluminum Alloy 6082 [online]. *Metals*, 2018, **8**(4), 265. Verfügbar unter: doi:10.3390/met8040265
98. DEPLUS, K., A. SIMAR, W. VAN HAVER und B.d. MEESTER. Residual stresses in aluminium alloy friction stir welds [online]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2011, **56**(5-8), 493-504. ISSN 0268-3768. Verfügbar unter: doi:10.1007/s00170-011-3210-0
99. MOREIRA, P.M.G.P., O. FRAZÃO, S.M.O. TAVARES, M.A.V.d. FIGUEIREDO, M.T. RESTIVO, J.L. SANTOS und P.M.S.T.d. CASTRO. Temperature field acquisition during gas metal arc welding using thermocouples, thermography and fibre Bragg grating sensors [online]. *Measurement Science and Technology*, 2007, **18**(3), 877-883. ISSN 0957-0233. Verfügbar unter: doi:10.1088/0957-0233/18/3/041
100. CHANG, C.S.T. und J. BANHART. Low-Temperature Differential Scanning Calorimetry of an Al-Mg-Si Alloy [online]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2011, **42**(7), 1960-1964. ISSN 1073-5623. Verfügbar unter: doi:10.1007/s11661-010-0596-5
101. ROWOLT, C., H. FRÖCK, B. MILKEREIT, M. REICH, W. KOWALSKI, A. STARK und O.H. KEßLER. In-situ analysis of continuous cooling precipitation in Al alloys by wide-angle X-ray scattering [online]. *Science and Technology of Advanced Materials*, 2020, **21**(1), 205-218. ISSN 1468-6996. Verfügbar unter: doi:10.1080/14686996.2020.1739554
102. RÖSLER, J. und M. BÄKER. *Mechanisches Verhalten der Werkstoffe. Mit 34 Aufgaben mit Lösungen.* 3., durchges. und korrig. Aufl. Wiesbaden: Vieweg + Teubner, 2008. Studium. ISBN 978-3-8351-0240-8.
103. VILAMOSA, V., A.H. CLAUSEN, T. BØRVIK, S.R. SKJERVOLD und O.S. HOPPERSTAD. Behaviour of Al-Mg-Si alloys at a wide range of temperatures and strain rates [online]. *International Journal of Impact Engineering*, 2015, **86**, 223-239. ISSN 0734743X. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.ijimpeng.2015.08.008
104. POLETTI, C., R. BUREAU, P. LOIDOLT, P. SIMON, S. MITSCHE und M. SPULLER. Microstructure Evolution in a 6082 Aluminium Alloy during Thermomechanical Treatment [online]. *Materials*, 2018, **11**(8). ISSN 1996-1944. Verfügbar unter: doi:10.3390/ma11081319
105. MYHR, O.R. und Ø. GRONG. Process modelling applied to 6082-T6 aluminium weldments—II. Applications of model [online]. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1991, **39**(11), 2703-2708. ISSN 09567151. Verfügbar unter: doi:10.1016/0956-7151(91)90086-G
106. WANG, Q., H. CHEN, Z. ZHU, P. QIU und Y. CUI. A characterization of microstructure and mechanical properties of A6N01S-T5 aluminum alloy hybrid fiber laser-MIG welded joint [online]. *The International Journal of Advanced*

- Manufacturing Technology*, 2016, **86**(5-8), 1375-1384. ISSN 0268-3768.  
Verfügbar unter: doi:10.1007/s00170-015-8280-y
107. WANG, T., O.S. HOPPERSTAD, P.K. LARSEN und O.-G. LADEMO. Evaluation of a finite element modelling approach for welded aluminium structures [online]. *Computers & Structures*, 2006, **84**(29-30), 2016-2032. ISSN 00457949. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.compstruc.2006.08.011
108. LSTC. LS-DYNA® KEYWORD USER'S MANUAL. VOLUME I LS-DYNA R11, 18. Oktober 2018.
109. LSTC. LS-DYNA® KEYWORD USER'S MANUAL II. Volume II Materials LS-DYNA R11, 2018.
110. LSTC. LS-DYNA® KEYWORD USER'S MANUAL III. Volume III Mutliphysics LS-DYNA R11, 2018.
111. KLÖPPEL, T., M. MERTEN, A. HAUFE, J. BUHL und M. BAMBACH. On the Numerical Prediction of Process-Dependent Properties of Current High-Performance Materials with Material Model \*MAT\_254 in LS-DYNA [online]. *Procedia Manufacturing*, 2020, **47**, 1520-1525. ISSN 23519789. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.promfg.2020.04.341
112. LOOSE, T. und T. KLÖPPEL. AN LS-DYNA MATERIAL MODEL FOR THE CONSISTENT SIMULATION OF WELDING, FORMING AND HEAT TREATMENT.
113. RÖSLER, J., H. HARDERS und M. BÄKER. Mechanisches Verhalten der Werkstoffe [online], 2019. Verfügbar unter: doi:10.1007/978-3-658-26802-2
114. ESI GROUP. SysWeld [Software], 2006, 2009.
115. TOULOUKIAN, Y.S. RECOMMENDED VALUES OF THE THERMOPHYSICAL PROPERTIES OF EIGHT ALLOYS, MAJOR CONSTITUENTS AND THEIR OXIDES, 1966.
116. GOLDAK, J., A. CHAKRAVARTI und M. BIBBY. A new finite element model for welding heat sources [online]. *Metallurgical Transactions B*, 1984, **15**(2), 299-305. ISSN 0360-2141. Verfügbar unter: doi:10.1007/BF02667333
117. RADAJ, D. *Eigenspannungen und Verzug beim Schweißen. Rechen- und Meßverfahren*. Düsseldorf: Verl. für Schweißen und Verwandte Verfahren DVS-Verl., 2002. Fachbuchreihe Schweißtechnik. 143. ISBN 3-87155-194-5.

## II. Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1:	Ausschnitt aus quasibinären Zustandsdiagramm Al-Mg <sub>2</sub> Si nach POLMEAR [12], Markierung untersuchten Legierung und der Glühtemperaturen nachfolgender DSC-Versuche.....	5
Abbildung 2:	Ausscheidungsstadien als schematische Darstellung sowie die Entwicklung der Kohärenz zum umgebenden Mischkristall [2]. .....	5
Abbildung 3:	Temperatur-Zeit-Verlauf der Wärmebehandlung Ausscheidungshärtungen einer Aluminiumlegierung [2] .....	6
Abbildung 4:	Ortsabhängige Temperaturverläufe in Schweißverbindungen und daraus beruhende Zonen; (a) allgemeine Einteilung in unbeeinflusster Grundwerkstoff, WEZ und Schweißgut, (b) Zonen in ausscheidungsgehärteten Werkstoffen [3].....	11
Abbildung 5:	Schematische Ausscheidungszustände in den Zonen der WEZ nach dem Schweißen sowie nach einer anschließenden Kaltauslagerung am Beispiel der Legierung AA6082 T6 [42]. .....	12
Abbildung 6:	Wärmestrom-DSC vom Calvet-Typ: 1: Probe/ Referenz, 2: Probenbehälter, 3: zylindrische Proben-/Referenzkammer, 4: Thermoelemente, 5: Ofen samt Deckel [45, 46]. .....	14
Abbildung 7:	Aufbau eines leistungskompensierten DSCs; 1: Aluminiumblock, 2: Heizelement, 3: Thermoelement, 4: Probe in Tiegel, 5: Messsystem für Proben, 6: Messsystem für Referenzen, P <sub>S</sub> und P <sub>R</sub> Heizleistungen für Probe und Referenz, T <sub>S</sub> und T <sub>R</sub> Temperaturen für Probe und Referenz [46].....	15
Abbildung 8:	Darstellung der DSC-Ergebnisse in drei Diagrammen: (a) Kurvenschar der spezifischen Exzesswärmekapazität, (b) Zeit-Temperatur-Ausscheidungsdiagramm, (c) spezifische Ausscheidungswärme und Härte in Abhängigkeit von der Kühlrate [53]. .....	16
Abbildung 9:	Teilmodelle einer Wärmebehandlungssimulation mit Wechselwirkungen nach REICH und FRÖCK [9, 68]. .....	18
Abbildung 10:	Teilsimulationen mit wesentlichen Wechselwirkungen nach Radaj [69].....	19
Abbildung 11:	Zeichnung der vorbereiteten T-Stöße inklusive Thermoelementbohrungen; (a) Vorderansicht, (b) Detailansicht mit TE-Bohrungen, (c) Seitenansicht.....	25
Abbildung 12:	Geschweißte T-Stöße im Querschliff; (a) gesamter T-Stoß, (b) mit sichtbaren Thermoelementbohrungen; I-IV markieren die einzelnen Schweißlagen, mit 4-8 sind die Bohrungen der zugehörigen TE gekennzeichnet, wobei die Position von TE 8 nicht auswertbar ist. Die roten Linien zeigen exemplarisch für TE 5 die gemessenen Abstände vom Ende der TE-Bohrung zu den Schmelzlinien der Schweißlagen.....	26
Abbildung 13:	Wärmestrom-DSC Setaram DSC 121; (a) Gesamtansicht und (b) Ansicht der offenen Öfen. ....	27
Abbildung 14:	Leistungskompensierte DSC des Herstellers Perkin Elmer; (a) Gesamtansicht zweier Geräte sowie (b) Ansicht der geöffneten Öfen. ....	27
Abbildung 15:	Proben für (a) Perkin Elmer DSC-Geräte und (b) Setaram Geräte.....	28
Abbildung 16:	Schematischer Temperatur-Zeit-Verlauf der indirekten DSC-Methode.....	30
Abbildung 17:	Schematischer Temperatur-Zeit-Verlauf der indirekten DSC-Methode mit nichtlinearer Wärmebehandlung nach SARMAST [49]. ....	30

<b>Abbildung 18:</b> Verarbeitung der DSC-Messdaten; (a) Wärmestrom von Probe und Basislinie, (b) Wärmestromdifferenz Probe – Basislinie, (c) Exzesswärmekapazität mit Artefakten, (d) Exzesswärmekapazität auf Nullniveau verschoben. ....	31
<b>Abbildung 19:</b> (a) Gesamtansicht, (b) Detailansicht des Dilatometers im Abschreckmodus mit Quarzglasschubstangen. An die eingespannte Probe sind Thermoelementdrähte angeschweißt (1), die Proben befinden sich während der Versuche innerhalb der Spule (2). ....	32
<b>Abbildung 20:</b> (a) Dilatometer im Umformmodus mit Zylinderprobe zwischen den Druckstempeln, für den Versuch wird die Probe mittig in der Spule positioniert, (b) Schematischer Aufbau des Umformdilatometers [88]. ....	32
<b>Abbildung 21:</b> Raster für Härteprüfung an geschweißten Kreuzstoß. ....	36
<b>Abbildung 22:</b> (a) typischer Temperatur-Zeit-Verlauf der WEZ, (b) Heiz- und Kühlraten in Abhängigkeit von der Maximaltemperatur beim Schweißen einer 10 mm Platte. ....	37
<b>Abbildung 23:</b> Temperaturraten und Maximaltemperaturen beim Schweißen einer 10 mm Platte in Abhängigkeit vom Abstand zur Schweißzone. ....	38
<b>Abbildung 24:</b> (a) Maximaltemperaturen beim Schweißen von 8, 10, 12 mm Platten sowie (b) für 10 mm Platten mit unterschiedlicher TE-Position jeweils in Abhängigkeit vom Abstand zur Schweißzone. ....	39
<b>Abbildung 25:</b> Heizraten in Abhängigkeit von der Maximaltemperatur beim Schweißen von 8, 10, 12 mm Platten EN AW-6082, Zahlen in den Punkten geben die Zugehörigkeit zur jeweiligen Schweißlage an (siehe Abbildung 12). ....	40
<b>Abbildung 26:</b> DSC-Erwärmekurven von EN AW-6082, Hinweis: 2 K s <sup>-1</sup> -Kurve ist nur bis 560 °C aufgenommen [88]. ....	42
<b>Abbildung 27:</b> DSC-Wiedererwärmekurven nach erster Erwärmung mit 20 K s <sup>-1</sup> . Schwarze Kurven: indirekte Methode (Wiedererwärmen nach vorherigem raschen ersten Erwärmen). Graue Kurven: direkte Methode (Erwärmen des Ausgangszustands T651), Schematischer Ablauf des Versuchs in Abbildung 16. ....	43
<b>Abbildung 28:</b> DSC-Wiedererwärmekurven nach erster Erwärmung mit 100 K s <sup>-1</sup> . Schwarze Kurven: indirekte Methode (Wiedererwärmen nach vorherigem raschen ersten Erwärmen). Graue Kurven: direkte Methode (Erwärmen des Ausgangszustands T651), Schematischer Ablauf des Versuchs in Abbildung 16. ....	44
<b>Abbildung 29:</b> Vergleich einzelner Wiedererwärmekurven nach erster Erwärmung mit 20 und 100 K s <sup>-1</sup> . ....	45
<b>Abbildung 30:</b> Zeit-Temperatur-Auflösungs-Diagramm von EN AW-6082 ermittelt mit DSC sowie indirekter DSC-Methode (20, 100 K s <sup>-1</sup> ). ....	45
<b>Abbildung 31:</b> (a) Schweißwärmbehandlung mit 490 °C Maximaltemperatur nach [49], an den Punkten wird die Wärmebehandlung abgebrochen, es wird mit maximaler Geschwindigkeit abgeschreckt und bei -80 °C zwischengelagert; (b) Wiedererwärmekurven nach Schweißwärmbehandlung [6]. ....	47
<b>Abbildung 32:</b> Härteverlauf nach einer Schweißwärmbehandlung; (a) zeitabhängig mit Temperaturverlauf, (b) temperaturabhängig. ....	48
<b>Abbildung 33:</b> DSC-Abkühlkurven mit 540 °C, 550 °C und 560 °C Glühtemperatur. ....	49
<b>Abbildung 34:</b> DSC-Abkühlkurven sortiert nach Ausscheidungsverhalten; mit dominierenden HTR (b) oder NTR (c). ....	50
<b>Abbildung 35:</b> Beispielhafte DSC-Abkühlkurven nach 120 min und 20 min Glühen im Vergleich. ....	50

<b>Abbildung 36:</b> DSC-Abkühlkurven entsprechend der Wärmebehandlung Elektronenmikroskopie-Proben. ....	51
<b>Abbildung 37:</b> An DSC Ergebnisse angepasste Wärmebehandlung der Elektronenmikroskopie-Proben mit kontinuierlicher sowie unterbrochener Abkühlung. ....	51
<b>Abbildung 38:</b> REM-Aufnahmen unterschiedlich wärmebehandelter Proben aus EN AW-6082.....	53
<b>Abbildung 39:</b> REM-Aufnahmen mit farblicher Markierung nach EDX-Analyse der Elemente Al (b), Si (c), Mg (d), Fe (e) und Mn (f). Aufnahme einer wärmebehandelten Probe mit zwei verschiedenen Ausscheidungen. ....	55
<b>Abbildung 40:</b> TEM-Aufnahme einer wärmebehandelten Probe EN AW-6082 (560 °C 20 min, 0,3 K s <sup>-1</sup> ) [97]. ....	55
<b>Abbildung 41:</b> Spezifische Ausscheidungswärme und Härte nach 1 min sowie 20 min Glühen bei 540 °C. ....	56
<b>Abbildung 42:</b> Spezifische Ausscheidungswärme und Härte nach 1 min sowie 20 min Glühen bei 550 °C .....	56
<b>Abbildung 43:</b> Spezifische Ausscheidungswärme und Härte nach 1 min sowie 20 min Glühen bei 560 °C. ....	57
<b>Abbildung 44:</b> Zeit-Temperatur-Ausscheidungsdiagramme für EN AW-6082 nach 1 min (a) und 20 min (b) Glühen bei 540 °C. ....	58
<b>Abbildung 45:</b> Zeit-Temperatur-Ausscheidungsdiagramme für EN AW-6082 nach 1 min (a) und 20 min (b) Glühen bei 550 °C. ....	59
<b>Abbildung 46:</b> Zeit-Temperatur-Ausscheidungsdiagramme für EN AW-6082 nach 1 min (a) und 20 min (b) Glühen bei 560 °C. ....	59
<b>Abbildung 47:</b> (a) DSC-Abkühlkurven aus Schweißgutmaterial nach 30 min Glühen bei 560 °C; (b) Vergleich DSC-Abkühlkurven von EN AW-6082 und dem Schweißgut.....	60
<b>Abbildung 48:</b> Temperatur-Zeit-Verläufe der durchgeführten Kurzzeitwärmebehandlungen mit Markierung der Stauchversuche; (a) Heizrate 100 K s <sup>-1</sup> mit Variation der Maximaltemperatur, (b) Variation der Temperaturraten. ....	61
<b>Abbildung 49:</b> Spannungs-Dehnungs-Kurven verschiedener Temperaturen während unterschiedlicher Kurzzeitwärmebehandlungen, (a): Erwärmen auf T <sub>max</sub> und (b-e): Abkühlen auf Temperatur Stauchversuch.....	62
<b>Abbildung 50:</b> Temperatur- und temperaturpfadabhängiger Dehgrenzen-Verlauf.....	63
<b>Abbildung 51:</b> Temperaturabhängige Dehgrenzen-Verläufe verschiedener Maximaltemperaturen.....	64
<b>Abbildung 52:</b> Temperaturabhängige Dehgrenzen-Verläufe verschiedener Kühlraten. ....	64
<b>Abbildung 53:</b> (a) Spannungs-Dehnungs-Kurven von Proben quer- und längs orientiert im Vergleich, (b) Temperatur-Zeit-Verlauf der Versuche.....	65
<b>Abbildung 54:</b> Spannungs-Dehnungs-Kurven von Schweißgut-Proben bei verschiedenen Temperaturen.....	65
<b>Abbildung 55:</b> Temperaturabhängige Dehgrenzen-Verläufe verschiedener Kaltauslagerungsdauern.....	67
<b>Abbildung 56:</b> Dehgrenzen nach verschiedenen Kurzzeitwärmebehandlungen in Abhängigkeit von der Auslagerungsdauer. ....	67
<b>Abbildung 57:</b> Vickershärte nach Schweißwärmebehandlungen und Kaltauslagerung. ....	68
<b>Abbildung 58:</b> Entwicklung der Vickershärte über die Auslagerungsdauer bei RT nach Glühen bei 540 °C und varierter Abkühlung. ....	69

<b>Abbildung 59:</b> Entwicklung der Vickershärte über die Auslagerungsdauer bei RT nach Glühen bei 560 °C und variiertem Abkühlung, Verläufe für 560 °C Glühtemperatur gestrichelt dargestellt.....	69
<b>Abbildung 60:</b> Härteprofil über eine Schweißverbindung mit dazugehörigen Makroschliff.....	70
<b>Abbildung 61:</b> (a) Querschliff eines T-Stoßes aus 8 mm Blechen; (b) Vergleich Härteanstieg in Stumpfnaht bzw. T-Stoß.....	71
<b>Abbildung 62:</b> Härtemapping eines geschweißten Kreuzstoß mit Makroschliff im Hintergrund sowie Markierung einzelner Schweißlagen, Mapping in HM-Skala, Skala HV zum Vergleich.....	72
<b>Abbildung 63:</b> Lichtmikroskopie-Aufnahmen an Grenzbereichen der Schweißnähte geätzt nach WECK: (a) Übergang Schweißnaht-WEZ, (b) Übergang zwischen zwei Schweißnähten.....	73
<b>Abbildung 64:</b> DSC-Erwärmekurven verschiedener Chargen EN AW-6082 in den Zuständen T4 und T6 der Rate 0,01 Ks <sup>-1</sup> [6, 71].....	75
<b>Abbildung 65:</b> (a) Verlauf der integrierten Flächen der normalisierten WAXS-Peaks von β-Mg <sub>2</sub> Si , (b) Umwandlungsrate von β-Mg <sub>2</sub> Si [101]. .....	79
<b>Abbildung 66:</b> (a) Verläufe der Umwandlungsrate von β-Mg <sub>2</sub> Si aus WAXS-Experimenten und B'-Mg <sub>5</sub> Si <sub>4</sub> Al <sub>2</sub> (berechnet) verglichen mit Exzesswärmekapazität aus DSC, (b) Mittels WAXS-Daten verbessertes Temperatur-Zeit-Ausscheidungsdiagramm von EN AW-6082 [101].....	80
<b>Abbildung 67:</b> Schematische Phasenentwicklung des imaginären Mehrphasenmodells. ....	84
<b>Abbildung 68:</b> Fließkurven von EN AW-6082 aufgenommen bei 30 °C nach Erreichen verschiedener Spitzentemperaturen. ....	85
<b>Abbildung 69:</b> (a) Fließkurven aus experimentellen Daten sowie berechnet mit Parametern der Fitfunktionen, (b) aus experimentellen Fließkurven bestimmte Parameter nach HOCKET (Punkte) sowie gefittete Funktionen aus diesen Punkten, (a) und (b) beispielhaft für den Ausgangszustand .....	87
<b>Abbildung 70:</b> Die von der Spitzentemperatur abhängigen Parameter der Verfestigungsfunktionen nach HOCKET für verschiedene Temperaturen; (a) σ <sub>0</sub> , (b) σ <sub>s</sub> und (c) m.....	87
<b>Abbildung 71:</b> Parameter der Verfestigungsfunktionen nach HOCKET berechnet für die jeweiligen Existenzbereiche der Phasen 1 bis 3 (a-c).....	88
<b>Abbildung 72:</b> Temperaturpfadabhängige Phasenanteile des imaginären Mehrphasenmaterialmodells ermittelt mit einem Würfelement für die Heizraten 1000 Ks <sup>-1</sup> (a), 100 Ks <sup>-1</sup> (b) und 10 Ks <sup>-1</sup> (c). .....	90
<b>Abbildung 73:</b> Spezifische absolute Wärmekapazität von EN AW-6082 und Al5N5 (rot und blau) sowie spezifische Exzesswärmekapazität von EN AW-6082 .....	91
<b>Abbildung 74:</b> Temperaturleitfähigkeitsverläufe von EN AW-6082 bis 560 °C während zweimaligen Heizens und Kühlens, sowie Differenz zwischen dem Mittelwert abzüglich des Ersterwärmens. ....	92
<b>Abbildung 75:</b> Kennwertverläufe aus der Literatur für (a) Wärmeleitfähigkeit und (b) spezifische Wärmekapazität [68, 114, 115]. .....	93
<b>Abbildung 76:</b> Verlauf der Temperatur und des Weges während der numerischen Zugversuche beispielhaft für den Ausgangszustand. ....	94
<b>Abbildung 77:</b> Einteiliger T-Stoß, (a) Gesamtansicht und (b) Detailansicht Fügezone, Pfeile markieren Mittelpunkte der Schweißwärmequellen, welche sich senkrecht zu dieser Ebene bewegen.....	95
<b>Abbildung 78:</b> Leistungen (a) und Geschwindigkeiten (b) der Schweißwärmequellen des Simulationsmodells, SN1: Schweißnaht 1, SN2: Schweißnaht 2.....	96

Abbildung 79:	Feste Einspannung des Schweißmodells an schwarzen Punkten (unten rechts) .....	96
Abbildung 80:	Vergleich von temperatur- und temperaturpfadabhängigen Fließkurven der Stauchversuche an EN AW-6082 T651 und denen der simulierten Zugversuche (a) nach Erwärmen sowie (b-e): nach Abkühlen von den angegebenen Maximaltemperaturen, dargestellt sind wahre Spannung über wahrer Dehnung (Experiment) sowie Effective Stress über Effective Strain (Simulation).....	98
Abbildung 81:	Vergleich von temperaturabhängigen Fließkurven der Stauchversuche an Schweißgut und denen der simulierten Zugversuche, dargestellt sind wahre Spannung über wahrer Dehnung (Experiment) sowie Effective Stress über Effective Strain (Simulation).....	99
Abbildung 82:	Simulationsergebnisse aus mittigem Querschnitt: (a-d) Anteile der Phasen 1-4 nach Schweißung ( $t=200$ s), (e-f) Temperaturverteilung (Maxima dieses Querschnitts) während erster bzw. zweiter Schweißung. ....	101
Abbildung 83:	(a) Temperatur-Zeit-Verläufe der in (b) markierten Elemente der Fügezone. ....	101
Abbildung 84:	(a) Modell im Ausgangszustand; (b) Modell nach Simulation zweier Schweißungen (Verformung 10-fach überhöht). ....	102
Abbildung 85:	(a) Verschiebungen der in (b) blau markierten Punkte in der Mittelebene des T-Stoßes nach der ersten (100 s) und zweiten (200 s) Schweißung in Y-Richtung sowie die resultierende Verschiebung, Minimum der Kurven auf 0 mm verschoben.....	103
Abbildung 86	(a) Verformung der äußeren Kanten (b) des T-Stoßes nach zwei Schweißungen (200 s) in Abhängigkeit von der Längsposition. ....	103
Abbildung 87:	Längsspannungsverlauf nach zwei Schweißlagen (200 s) über den mittigen Querschnitt; Profil 1 entspricht dem in Abbildung 85 (b) dargestellten Pfad und Profil 2 ist der parallel dazu an der Oberfläche des Werkstücks verlaufende Pfad.....	104

### III. Tabellenverzeichnis

Tabelle 1:	Größenordnungen von Leistungsdichte, Wärmeleistung, Schweißgeschwindigkeit und Streckenenergie verschiedener Schweißverfahren nach [3, S. 245, 34]. .....	9
Tabelle 2:	Legierungselementanteile der verwendeten Werkstoffe, OES: Analyse mittels Optischer Emissionsspektrometrie [85]. .....	23
Tabelle 3:	Mechanische Eigenschaften des Werkstoffs im Ausgangszustand. ....	24
Tabelle 4:	Übersicht Schweißparameter der hergestellten Verbindungen aus 10 mm starken Platten EN AW-6082.....	24
Tabelle 5:	Übersicht Anzahl und Tiefe TE-Bohrungen in Schweißproben. ....	26
Tabelle 6:	Übersicht Versuchspараметр der direkten DSC-Erwärmversuche, *Erwärmen nur auf 560 °C, da Daten von Abkühlversuch.....	29
Tabelle 7:	Übersicht Versuchspараметр der direkten DSC-Abkühlversuche.....	29
Tabelle 8:	Übersicht der mittels Härteprüfungen untersuchten Proben. ....	35
Tabelle 9:	Gemittelte Geschwindigkeit beim Schweißen einzelner Lagen. Hinweis: Die Angaben zur 10 mm Platten gehören zu den mit 9 mm tiefen TE- Bohrungen.....	40
Tabelle 10:	Übersicht Wärmebehandlung Elektronenmikroskopie-Proben und sich unterscheidende Ausscheidungen (Anordnung wie REM-Bilder in Abbildung 38). .....	54
Tabelle 11:	Übersicht der imaginären Phasen und deren experimenteller Datenbasis. ....	86
Tabelle 12:	Parameter des imaginären Phasenumwandlungsgesetzes nach JMAK.....	89
Tabelle 13:	Übersicht der Temperaturen von Schweißwärmebehandlungen und numerischer Zugversuche am Würfelement.....	94

## IV. Abkürzungsverzeichnis

Aluminium-Mischkristall	Al-MK
Differential Scanning Calorimetry	DSC
Energiedispersive Röntgenspektroskopie	EDX
Grundwerkstoff	GW
Guinier-Preston-Zonen	GP-Zonen
Hochtemperaturreaktion	HTR
Livermore Software Technology Corporation	LSTC
Metall-Aktivgasschweißen	MAG-Schweißen
Metall-Inertgasschweißen	MIG-Schweißen
Niedertemperaturreaktion	NTR
Optische Emissionsspektrometrie	OES
Rasterelektronenmikroskop	REM
Raumtemperatur	RT
Thermo-mechanische Analyse	TMA
Thermoelemente	TE
Transmissionselektronenmikroskop	TEM
Übersättigter Mischkristall	ÜMK
Wärmebehandlung	WB
Wärmeeinflusszone	WEZ
Wolfram-Inertgasschweißen	WIG
Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Diagramm	ZTU-Diagramm

## **V. Verzeichnis betreuter studentischer Arbeiten**

- Hanna Schöning: Entwicklung eines numerischen Modells für das Schweißen von ausscheidungsgehärteten Aluminiumlegierungen in LS-DYNA, Studienarbeit, 2019
- Benita Dornbruch: Temperaturleitfähigkeitsmessungen an verschiedenen Aluminiumlegierungen mittels Light Flash Analysis, Bachelorarbeit, 2020

## **VI. Verzeichnis projektbezogener studentischer Arbeiten am Lehrstuhl für Werkstofftechnik**

- Alexander Jörns: Kalorimetrische Methoden zur Bestimmung von Phasenumwandlungen in Aluminiumlegierungen beim raschen Erwärmen und Abkühlen, Masterarbeit, 2016, Betreuer: Hannes Fröck
- Philipp Wiechmann: Charakterisierung von Phasenumwandlungen in der Wärmeeinflusszone beim Schweißen von Aluminiumlegierungen, Masterarbeit, 2017, Betreuer: Hannes Fröck
- Maria Kadanik: Werkstoffstruktur- und Eigenschaftsentwicklung des Schweißnahtgefüges einer Aluminiumlegierung EN AW-6082, Masterarbeit, 2017, Betreuer: Hannes Fröck
- Lukas Vincent Kappis: Entwicklung eines Materialmodells für aushärtbare Aluminiumlegierungen in thermo-mechanisch gekoppelten Finite-Elemente-Simulationen, Masterarbeit, 2018, Betreuer: Hannes Fröck

## VII. Danksagung

Diese Arbeit entstand in den Jahren 2017 bis 2022 an der Universität Rostock am Lehrstuhl für Werkstofftechnik sowie am Kompetenzzentrum °Calor im Rahmen des von der Deutschen Forschungsgemeinschaft geförderten Projekts: „Werkstofftechnisch basierte Simulation des Grenztragverhaltens geschweißter Aluminiumstrukturen“.

Ganz besonders danke ich meinem Doktorvater Prof. Olaf Keßler zunächst für die ausgezeichnete Lehre, mit der mein Interesse an der Werkstofftechnik geweckt wurde, sowie für die großartige Möglichkeit dieses Forschungsprojekt als Doktorand bearbeiten zu dürfen, für die Freiheiten, die mir dabei gelassen wurden, für die Motivation während der Bearbeitung und für das in mich gesetzte Vertrauen.

Ich möchte mich herzlich bei meinem Projektleiter Dr. Michael Reich für die sehr gute Betreuung und die produktiven Diskussionen bedanken. Deine Tür stand mir immer offen und du hast mir stets eine Antwort auf die vielen Fragen gegeben.

Außerdem bedanke ich mich bei den Projektpartnern vom Lehrstuhl für Strukturmechanik insbesondere bei Prof. Manuela Sander und Hannes Panwitt für die produktive Zusammenarbeit.

Bei aktuellen und ehemaligen Mitgliedern des Lehrstuhls für Werkstofftechnik bedanke ich mich herzlich für die große Unterstützung sowie für die stets angenehme und konstruktive Arbeitsatmosphäre. Es war eine schöne Zeit mit euch!

Weiterhin bedanke ich mich bei den Mitarbeitern der SLV Mecklenburg-Vorpommern GmbH, PD Dr. Marcus Frank und Dr. Armin Springer vom Elektronenmikroskopischen Zentrum, Claudia Oehlschäger vom Lehrstuhl Werkstoffe für die Medizintechnik sowie Falk Ahrens von MQ Engineering GmbH für die konstruktive Zusammenarbeit.

Meiner Familie und meinen Freunden danke ich sehr für die Unterstützung sowie den Rückhalt während des gesamten Studiums und der Promotionszeit. Ein ganz besonderer Dank gilt meiner Frau Friderike Wiechmann für ihr Verständnis und die Hilfe beim Korrekturlesen.