

# Schlussbericht

---

zu IGF-Vorhaben Nr. 19.029 B

## Thema

Werkstofftechnisch basiertes Abschreckmodell für die Simulation des Unterwasserschweißens

## Berichtszeitraum

01.02.2016 – 31.05.2018

## Forschungsvereinigung

Forschungsvereinigung Schweißen und verwandte Verfahren e.V. des DVS

## Forschungseinrichtung(en)

Forschungseinrichtung 1: Universität Rostock  
Lehrstuhl für Werkstofftechnik (LWT)  
Forschungseinrichtung 2: Leibniz Universität Hannover  
Institut für Werkstoffkunde (IW)

Rostock, 18.11.2018

Dr.-Ing. Michael Reich

*M. Reich*

Hannover, 21.11.2018

Dr.-Ing. Thomas Hassel

*T. Hassel*

---

Ort, Datum

---

Name und Unterschrift aller Projektleiterinnen und Projektleiter der  
Forschungseinrichtung(en)

## Inhaltsverzeichnis

Inhaltsverzeichnis .....	2
Zusammenfassung .....	3
Danksagung .....	4
1. Einleitung .....	5
1.1. Ausgangssituation, Stand der Technik und Anlass für das Forschungsprojekt .....	5
1.2. Forschungsziel und angestrebte Forschungsergebnisse .....	8
1.3. Lösungsweg zur Erreichung des Forschungsziels .....	9
2. Darstellung und Diskussion der Forschungsergebnisse .....	11
2.1. Werkstoffcharakterisierung (Arbeitspaket 1) .....	11
2.2. Charakterisierung des Wärmeübergangs (Arbeitspaket 2) .....	37
2.3. Experimentelles Unterwasserschweißen (Arbeitspaket 3) .....	43
2.4. Entwicklung und Validierung des numerischen Modells (Arbeitspaket 4) .....	53
2.5. Simulation von aktuellen Schweißaufgaben aus der Praxis (Arbeitspaket 5) .....	73
3. Nutzen und wirtschaftliche Bedeutung des Forschungsvorhabens für KMU .....	77
4. Verwendung der Zuwendung .....	78
5. Notwendigkeit und Angemessenheit der geleisteten Arbeit .....	78
6. Gegenüberstellung der erzielten Ergebnisse mit den vorgegebenen Zielen .....	78
7. Transfer der Forschungsergebnisse .....	81
7.1. Plan zum Ergebnistransfer in die Wirtschaft .....	81
7.2. Einschätzung der Realisierbarkeit des vorgeschlagenen und aktualisierten Transferkonzepts .....	82
7.3. Erstellte Berichte .....	82
7.4. Berichterstattung bei der Forschungsvereinigung im Rahmen der Fachausschusssitzungen .....	83
7.5. Veröffentlichungen .....	83
8. Forschungseinrichtungen .....	84
9. Literaturverzeichnis .....	85

## Zusammenfassung

Die numerische Simulation des Schweißens üblicher Baustähle unter trockenen Bedingungen zur Bestimmung des Verzuges sowie der Verteilungen von Eigenspannungen und von Eigenschaften gehört zum Stand der Technik und gilt in der Praxis zunehmend als probate Methode zur Planung von Schweißarbeiten. Für die Auslegung von Unterwasser nass geschweißten Verbindungen finden numerische Simulationen bisher noch keine Anwendung, was wesentlich an den fehlenden Erkenntnissen hinsichtlich der Besonderheiten einer nassen Umgebung, wie Wärmeübergang zwischen Bauteil und Wasser und dem Werkstoffverhalten bei höchsten Kühlraten, liegt. Hinzu kommt, dass in der Praxis vorfindliche Simulationssoftware für das nasse Schweißen nicht ausgelegt ist, weil beispielsweise notwendige Prozessparameter keine Berücksichtigung finden. Das Forschungsvorhaben reagiert auf den zunehmenden Bedarf an Schweißarbeiten im Zusammenhang mit der Errichtung von Wasserbauten und Offshore-Konstruktionen aus höherfesten Stählen und der damit verbundenen Unsicherheit bei der Bewertung der Schweißignung, indem es praktikable Lösungen aufzeigt, die Besonderheiten des nassen Schweißens in Simulationsprogrammen zu implementieren. Umfangreiche experimentelle Arbeiten zur Werkstoffanalytik und dem Unterwasserschweißen ermöglichen zutreffende Simulationen zur Abschätzung wesentlicher Merkmale des Zustandes nach Ausführung der Schweißarbeiten, wie zum Beispiel die Gefügeverteilung in der Wärmeeinflusszone, sowie eine systematische Studie zum Einfluss veränderbarer Kennwerte des Ausgangszustandes oder des Schweißprozesses auf die Ergebnisgrößen dieses Prozesses. Hinsichtlich der Handhabbarkeit üblicher Schweißarbeiten Unterwasser mit einer Vielzahl von Schweißraupen und mit erheblichen Schweißnahtlängen besteht weiterhin ein erheblichen Bedarf zur Reduzierung der notwendigen Rechenzeiten für eine akzeptable Vorhersage der Eigenschaftsverteilung, Eigenspannungen und Verzug nach dem Schweißen.

Der Projektfortschritt und die gewonnenen Ergebnisse wurden regelmäßig im Rahmen der Sitzungen des projektbegleitenden Ausschusses und des Fachausschusses V4 „Unterwassertechnik“ der Forschungsvereinigung Schweißen und verwandte Verfahren e. V. des DVS präsentiert. Die Forschungsergebnisse wurden außerdem bereits und werden weiterhin in vielfältiger Weise der Öffentlichkeit zur Verfügung gestellt. Zu den Transfermaßnahmen zählen Veröffentlichungen auf Konferenzen und Tagungen. Die Übernahme der Ergebnisse in die akademische Lehre verspricht eine Breitenwirksamkeit und Nachhaltigkeit der in diesem Vorhaben gewonnenen Erkenntnisse und Ergebnisse.

Das Ziel des Vorhabens wurde erreicht.

## Danksagung

Das Forschungsvorhaben (IGF 19.029 B, DVS-Nr. V4.014) der Forschungsvereinigung Schweißen und verwandte Verfahren e. V. des DVS wurde über die AiF im Rahmen des Programms zur Förderung der Industriellen Gemeinschaftsforschung (IGF) vom Bundesministerium für Wirtschaft und Energie (BMWi) aufgrund eines Beschlusses des Deutschen Bundestages gefördert. Die beteiligten Forschungseinrichtungen bedanken sich für die finanzielle Unterstützung des Vorhabens.

Die Forschungseinrichtungen bedanken sich außerdem bei den Mitgliedern des projektbegleitenden Ausschusses für die Unterstützung in Form der Teilnahme an den Sitzungen und die Einbringung von vorhabenbezogenen Leistungen.

ArcelorMittal Société Anonyme

Baltic Taucherei- und Bergungsbetrieb Rostock GmbH

BB-Barth Bautaucherei und Bergungsbetrieb Barth GmbH

Ingenieurberatung Bröggelhoff GmbH

KWE - Küste Weser EMS Ingenieurbüro

Simufact Engineering GmbH

SLV Mecklenburg-Vorpommern GmbH

VauQuadrat GmbH

Eine wertschätzende und konstruktive Begleitung des Forschungsvorhabens durch den DVS-Fachausschuss V 4 „Unterwassertechnik“ unter dem Vorsitz von Dipl.-Ing. Rudolf Kolbusch, KWE Ingenieurbüro, Oldenburg, hat wesentlich zu seinem erfolgreichen Abschluss beigetragen.

## 1. Einleitung

### 1.1. Ausgangssituation, Stand der Technik und Anlass für das Forschungsprojekt

Maritimen Konstruktionen kommt eine immer größere Bedeutung zu. Der sichere Betrieb von Wasserbauten und Offshore-Konstruktionen ist zum einen wesentliche Voraussetzung für den zukünftigen Schutz der Arbeits- und Lebensräume auf maritimen Gebieten. Die Sicherung von Küstengebieten wird in Zukunft erhebliche technische Anstrengungen erforderlich machen. Zum anderen wird die Energiewende hin zu einer erneuerbaren Energieversorgung nur unter zunehmender Nutzung der Meere gelingen. Hinzu kommt, dass aus dem Bereich der Installationen im Bereich von Binnengewässern, wie z. B. an Schleusen und Stauwerken, bereits heute ein deutlicher Handlungsbedarf in Bezug auf Reparaturen oder Erweiterungen wahrnehmbar ist, der in Zukunft weiter an Dringlichkeit gewinnen wird. Die Fertigungstechnik unter Wasser mit Konstruktion, Wartung, Reparatur und Rückbau wird daher in Zukunft weiter an Bedeutung gewinnen, wobei das Schweißen eine Schlüsseltechnologie darstellt.

Die Schweißarbeiten unter Wasser erfolgen im Falle von nassen Schweißungen ausschließlich mittels Lichtbogenhandschweißen (Abbildung 1) (Hassel und Hecht-Linowitzki 2013), wobei in Deutschland nur Schweißzusätze mit einer gültigen Zulassung für das nasse Unterwasserschweißen, z. B. nach DIN 2302 (DIN 2302), verwendet werden sollen. Vorteile dieses Schweißverfahrens liegen in der schnellen Verfügbarkeit, der universellen Einsetzbarkeit sowie im geringen apparativen Aufwand (Hassel et al. 2014). Die Stabelektroden sind aus einem artgleichen (unlegierten) Kerndraht, einer Schutzgas und Schlacke bildenden Pulverummantelung und einer äußeren, wasserabweisenden Lackschicht aufgebaut. Im Normalfall werden Elektroden mit einer Länge von 350 mm und einem Kernstabdurchmesser von 3,25 mm verwendet. Geschweißt werden überwiegend Kehlnähte, wobei der Lichtbogen mit Gleichstrom betrieben wird. Für die Geräte und Anlagen und hier insbesondere für die Schweißstromquelle gelten die im DVS Merkblatt 1814 (Merkblatt DVS 1814) formulierten Anforderungen. Dabei ist zu beachten, dass nur Geräte zugelassen sind, welche für das Arbeiten unter erhöhter elektrischer Gefährdung verwendet werden dürfen.

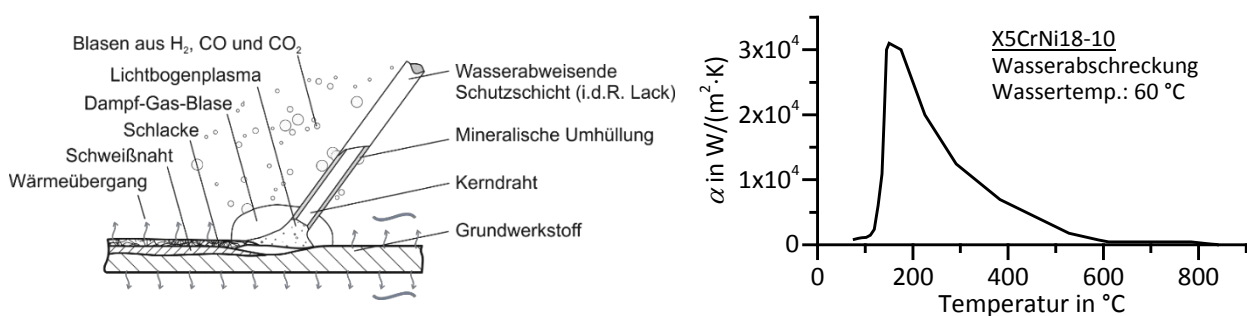


Abbildung 1: Prinzipskizze des nassen Unterwasserschweißens mit Stabelektrode (links) und temperaturabhängiger Wärmeübergangskoeffizient  $\alpha$  bei Wasserabschreckung eines Stahlzylinders (Steuer 2015) (rechts).

Für Konstruktionen des Wasserbaus (z. B. Spundwände) werden zunehmend hoch- und höherfeste Stähle, wie zum Beispiel die warmgewalzten, unlegierten Stähle S355GP oder S430GP nach DIN EN 10248 (DIN EN 10248-1) zum Einsatz gebracht. Begrenzte Erfahrungen zur Eignung dieser Stahlgruppen zum nassen Unterwasserschweißen führen zu Unsicherheiten bei der Planung von Bauten im Wasser- und Hafengebäudebau sowie in der Offshore-technik. Schwierigkeiten bei Schweißverbindungen in nasser Umgebung bereitet der direkte Kontakt des zu fügenden

Bauteils und des Lichtbogens zum Wasser. Eine Abkühlung heißer Bauteile in Wasser kann zu einer unstetigen Abkühlung führen, da aufgrund des Verdampfens von Wasser an der benetzten Oberfläche verschiedene Wärmeübergangsmechanismen (z. B. Filmsieden, Blasensieden, Konvektion) auftreten können (Liščić et al. 2010). Der Wärmeübergang lässt sich daher nicht, wie bei Schweißungen an Luftatmosphäre üblich, durch einen konstanten Wärmeübergangskoeffizienten  $\alpha$  (WÜK) für freie Konvektion charakterisieren. Vielmehr muss der WÜK temperaturabhängig definiert werden und die verschiedene Intensität der unterschiedlichen Phasen des Wärmeübergangs beschreiben. Einen typischen Verlauf des Wärmeübergangskoeffizienten bei der Wasserabschreckung eines Stahlzylinders ist in Abbildung 1 dargestellt. Inwiefern die verschiedenen Phasen des Wärmeübergangs auch beim Schweißprozess auftreten, ist bislang nicht eindeutig geklärt. Verschiedene Publikationen (z. B. (Lindhorst 1999; Hamann 1996)) deuten jedoch darauf hin, dass sich der WÜK auch beim Schweißprozess temperaturabhängig um einige Größenordnungen ändert. Inwiefern sich die speziellen Randbedingungen des Unterwasserschweißens (z. B. Druckeinfluss bei großen Wassertiefen) auf den Wärmeübergang auswirken, ist ebenfalls noch ungeklärt.

Die beschleunigten Abkühlbedingungen unter Wasser wirken sich negativ auf die Schweißverbindung aus. Da die Abkühlgeschwindigkeiten beim Unterwasserschweißen in nasser Umgebung etwa vierfach höhere Werte als an Luftatmosphäre aufweisen (Haman und Mahrenholtz 1994a), kommt es bei bestimmten Stahlsorten zu einem signifikanten Anstieg versprödender Phasenanteile wie Martensit. In Wechselwirkung mit zugleich auftretenden Eigenspannungen kann es zu Rissbildungen kommen (Bartzsch 2002), da die Spannungen nicht mehr durch plastische Verformungen abgebaut werden können. Die Schweißnahtqualität wird erheblich gemindert, was dazu führen kann, dass in Einzelfällen die gesamte Fügestelle unbrauchbar wird. Die Rissanfälligkeit von höherfesten Stählen stellt somit eines der größten Probleme bei der schweißtechnischen Verbindung dieser Werkstoffe dar. Es ist bekannt, dass neben dem Kohlenstoffgehalt des Stahls auch andere Legierungselemente die Rissneigung begünstigen. Für die Klassifizierung der Schweißneigung werden daher gemeinhin sogenannte Kohlenstoffäquivalente herangezogen, welche die Wirkung von Legierungselementen auf die Kaltrissneigung der nach dem Schweißen aufgehärteten Bereiche beschreiben. Zur Berechnung des Kohlenstoffäquivalentes gibt es verschiedene Ansätze, welche für unterschiedliche Anwendungsbereiche entwickelt worden sind. Die einzelnen Legierungselemente gehen dabei mit unterschiedlicher Wichtung in die Berechnung ein. Für die Beurteilung der Schweißneigung warmgewalzter Spundwandstähle kann nach DIN EN 10248-1 (DIN EN 10248-1) das Kohlenstoffäquivalent CEV (Carbon Equivalent Value) genutzt werden:

$$\text{CEV} = C + \frac{\text{Mn}}{6} + \frac{\text{Cr} + \text{Mo} + \text{V}}{5} + \frac{\text{Ni} + \text{Cu}}{15} [\%] \quad (\text{Gleichung 1}).$$

Die Bestimmung nach Gleichung 1 ist generell möglich, da die Massenanteile der relevanten Elemente unter den in DIN EN 1011-2 (DIN EN 1011-2) festgelegten Grenzwerten für die Anwendung des CEV liegen. Die Anwendung des Kohlenstoffäquivalentes CEV soll nach DVS-Merkblatt 1813 (Merkblatt DVS 1813) auch bei Lichtbogenhandschweißungen unter Wasser erfolgen und darf maximal 0,40 % betragen. Die vorliegenden Legierungsbestandteile als alleiniges Kriterium für die Schweißneigung heranzuziehen ist jedoch problematisch, da auch der Schweißprozess an sich und dessen Ausführung enormen Einfluss besitzen. So ist bekannt, dass das Kohlenstoffäquivalent CEV insbesondere für den Bereich kurzer Abkühlzeiten nicht geeignet ist und erst für längere Abkühlzeiten ( $t_{8/5} \geq 10$  s) Verwendung finden sollte (Schulze 2010). Zwar bestehen andere Formulierungen des Kohlenstoffäquivalentes (z. B. CET nach Uwer und Höhne (Uwer und Höhne 1991))

$$CET = C + \frac{Mn + Mo}{10} + \frac{Cr + Cu}{20} + \frac{Ni}{40} [\%] \quad (\text{Gleichung 2}),$$

welche die Kaltrissneigung auch bei schnellerer Abkühlung (geringe  $t_{8/5}$ -Zeiten) zuverlässiger beschreiben, doch werden auch hier die Schweißbedingungen (z. B. Schweißverfahren, Zusatzwerkstoff, Werkstückeinspannung, Werkstücktemperatur) und ihr Einfluss auf die resultierende Gefügeausbildung außer Acht gelassen. Für eine Bewertung der Schweißneigung sollte daher dem Umwandlungsverhalten des Werkstoffes in der Wärmeeinflusszone größere Bedeutung zukommen. Dabei ist die Abkühlgeschwindigkeit von wesentlichem Interesse, da sie großen Einfluss auf die Gefügezusammensetzung der Schweißnaht besitzt und beeinflusst, ob vermehrt spröde oder duktile Gefügeanteile gebildet werden. Sowohl Umwandlungsverhalten als auch Schweißbedingungen wirken somit auf die Qualität der Schweißung ein, finden in der Berechnung des Kohlenstoffäquivalentes jedoch keine bzw. ungenügende Berücksichtigung.

Die beim Schweißen auftretenden Temperaturzyklen ( $T/t$ -Verläufe) beeinflussen die Gefügeausbildung des Werkstoffes und somit die resultierenden mechanischen Eigenschaften im Schweißgut und in der Wärmeeinflusszone maßgeblich. Der Schweißwärmezyklus ist dabei neben den thermophysikalischen Eigenschaften des Materials von den Schweißbedingungen und somit u. a. von Schweißstrom, Lichtbogenspannung, Schweißgeschwindigkeit und der Schweißumgebung (z. B. Medium, Temperatur, Druck) abhängig. Beim Lichtbogenhandschweißen erwärmt sich das Material bei Annäherung des Lichtbogens rasch auf einen Höchstwert und kühlt nach Durchgang des Lichtbogens wieder ab. In der Wärmeeinflusszone ablaufende Phasenumwandlungen und die damit einhergehenden mechanischen Eigenschaften werden maßgeblich vom Abkühlverlauf nach dem Lichtbogendurchgang bestimmt. Je nach Abstand zur Schmelzzone erwärmen sich verschiedene Bereiche der Wärmeeinflusszone auf unterschiedliche Spitzenwerte (Uwer und Degenkolbe 1972). Auch die Abkühlgeschwindigkeit variiert ortsabhängig und verringert sich darüber hinaus mit abnehmender Temperatur kontinuierlich und in der Regel nicht-linear. Zur Beschreibung von Schweißwärmezyklen gibt man daher in der Regel anstelle der Abkühlgeschwindigkeit eine Zeit an, welche zum Durchlaufen eines charakteristischen Temperaturintervalls benötigt wird. In der Schweißpraxis hat sich die  $t_{8/5}$ -Zeit bewährt, d. h. jene Zeitdauer, die für eine Abkühlung von 800 °C auf 500 °C erforderlich ist.

Die durch den Schweißwärmezyklus bewirkten Gefügeveränderungen in der Wärmeeinflusszone (WEZ) von Schweißverbindungen lassen sich durch Schweiß-Zeit-Temperatur-Umwandlungs (S-ZTU)-Schaubilder beschreiben. Derartige Diagramme charakterisieren die Umwandlungskinetik für das Abkühlen nach einem kurzzeitigen Erreichen und Halten einer hohen Spitzentemperatur. Die speziellen Austenitisierungsbedingungen werden somit berücksichtigt. Für ausgewählte Stähle stehen S-ZTU-Diagramme in der Literatur zu Verfügung (Seyffarth et al. 1992). Für die Spundwandstähle S355GP und S430GP liegen hingegen keine Informationen zum Phasenumwandlungsverhalten vor. Auch für die speziellen, unter Wasser eingesetzten Schweißzusatzwerkstoffe können keine S-ZTU-Schaubilder aus der Literatur entnommen werden.

Dieses Forschungsprojekt verfolgt den Ansatz, die thermisch, umwandlungsbedingt und mechanisch ablaufenden Prozesse beim Lichtbogenhandschweißen unter Wasser zu beschreiben und den Zusammenhang zwischen Schweißparametern, Randbedingungen und der Nahtqualität näher zu untersuchen. Die Finite-Elemente-Methode (FEM) hat sich in den letzten Jahrzehnten für viele Ingenieurdisziplinen zu einem effektiven Hilfsmittel entwickelt. Aktuelle Entwicklungen der Hardware und FE-Software führen immer häufiger zu ihrer Anwendung auch für multiphysikalische Problemstellungen. Die Schweißsimulation für das Schweißen in trockener Umgebung hat sich mittlerweile zu einem Standardverfahren etabliert (Schweißtechnische

Software - Stand und Entwicklung 1999). Noch vor der Ausführung der Schweißarbeit kann dadurch die entstehende Gefügeverteilung, die Schweißspannungen und der Verzug abgeschätzt werden, ohne zuvor kostenintensive Schweißnahtproben anfertigen zu müssen. Auch im Bereich der Unterwasserfertigung haben sich einige Forschungsarbeiten mit der Simulation des nassen Schweißens befasst (Haman und Mahrenholtz 1994b; Lindhorst et al. 1996; Gross 2005; Ronda et al. 1992). Die Untersuchungen beschränkten sich jedoch auf Stähle geringer Festigkeit und auf einfache Bauteilgeometrien. Bisher fehlen insbesondere werkstofftechnisch basierte Modelle für den vorliegenden hohen Wärmeübergang und für die daraus resultierenden, rasch ablaufenden Phasenumwandlungen. Dieses Forschungsvorhaben soll die FEM für das nasse Unterwasserschweißen hinsichtlich seiner Besonderheiten wie die thermischen Randbedingungen, das Werkstoffverhalten unter rascher Abkühlung sowie die hohen Zeit- und Ortsgradienten der Ergebnisgrößen erstmals umfänglich ermöglichen.

## 1.2. Forschungsziel und angestrebte Forschungsergebnisse

Die Auslegung von Schweißverbindungen und -konstruktionen basiert heutzutage weitgehend auf empirisch ermittelten Beschreibungen und Erfahrungswerten. Zahlreiche Forschungsvorhaben haben dazu geführt, dass zunehmend numerische Simulationen eingesetzt werden, um den Schweißprozess bereits vor der praktischen Umsetzung abzubilden und die daraus resultierenden Bauteileigenschaften abzuschätzen. Die Schweißsimulation kann somit dazu genutzt werden, die Schweißnaht zu bewerten und die Verbindungsqualität zu optimieren.

Die in diesem Projekt angestrebten Forschungsergebnisse sollen wesentlich zu einer Weiterentwicklung numerischer Modelle des Schweißvorgangs bezüglich ihrer Anwendung für das Schweißen unter nassen Bedingungen beitragen. Die Arbeiten stützen sich auf innovative experimentelle Verfahren zur Beobachtung des Schweißvorgangs unter variierenden Umgebungsbedingungen und zur Analyse des Werkstoffverhaltens unter dieser besonderen thermischen Beanspruchung. Wesentlicher Gegenstand dieses Projektes ist eine umfängliche Untersuchung der beim Unterwasserschweißen vorliegenden Wärmeübergänge sowie der in der Schweißgutzone und Wärmeeinflusszone auftretenden Phasenumwandlungen von höherfesten Stählen. Neben der Modellentwicklung an geometrisch einfachen Strukturen soll eine Übertragung auf Anwendungsfälle aus der Praxis erfolgen. Durch die systematische Analyse der Einflüsse von Schweißparametern und Randbedingungen auf den Endzustand der Verbindung wird ein besseres Verständnis der physikalisch ablaufenden Mechanismen erwartet, aus welchem sich Möglichkeiten für eine Verbesserung der Schweißnahtqualität ableiten lassen.

Das globale Ziel dieses Forschungsvorhabens ist somit die Entwicklung und Anwendung eines FEM-Modells für das nasse Unterwasserschweißen für höherfeste Stähle, welches geeignet ist, zuverlässig Gefügeverteilung, Eigenspannungszustand und Verzug abzuschätzen. Dazu werden folgende Teilziele angestrebt:

- Bereitstellung aller für die Simulation notwendigen Werkstoffkennwerte für zwei Werkstoffe aus dem Bereich der höherfesten Stähle (S355GP und S430GP) sowie einen Schweißzusatzwerkstoff
- Beschreibung der thermischen Randbedingung auf der benetzten Bauteiloberfläche bei unterschiedlichen Umgebungsbedingungen
- Bereitstellung von experimentellen Daten aus Schweißversuchen zur Verifizierung des numerischen Modells für das Unterwasserschweißen
- Entwicklung eines effizienten und verifizierten FEM-Prozessmodells zur Berechnung auf handelsüblicher Computer-Hardware



- Vorhersage der Schweißnahteigenschaft für ausgewählte Praxisbeispiele

Der Erkenntnisgewinn aus diesem Forschungsvorhaben soll dazu beitragen, geeignete Maßnahmen zur Verbesserung der Schweißnahtqualität zu identifizieren und auf konkrete nasse Schweißungen unter Wasser an höherfesten Stählen anzuwenden.

Die wirtschaftliche Bedeutung der Ergebnisse ist durch Einsatz der erarbeiteten Simulationsmodelle und der erhaltenen Berechnungsergebnisse gekennzeichnet, welche in vielfältiger Weise bei der Konstruktion und Fertigung bzw. Reparatur von Wasserbauwerken eingesetzt werden können. Hierfür können die angestrebten Erkenntnisse aus dem Forschungsvorhaben im Hinblick auf die Auslegung von Schweißverbindungen und die Betrachtung der prinzipiellen Schweißeignung eines Werkstoffes ein effektives Hilfsmittel darstellen. Eine Etablierung der FEM Simulation beim nassen Unterwasserschweißen ermöglicht die Betrachtung thermischer Randbedingungen und des Werkstoffverhaltens und erlaubt dadurch eine genauere Vorhersage der Schweißnahtqualität, die schon bei der Planung berücksichtigt werden kann. Hierdurch können bessere Anweisungen für den Reparaturfall erstellt und die Durchführung von Schweißarbeiten verbessert werden.

### 1.3. Lösungsweg zur Erreichung des Forschungsziels

Für die numerische Analyse von Schweißvorgängen hat sich die multiphysikalische Simulation unter wechselseitiger Berücksichtigung der Temperaturfeld-, Gefügeumwandlungs- und Spannungs-Dehnungs-Berechnung bewährt (Radaj 2002). Der Lösungsweg zur Erarbeitung des Simulationsmodells für das nasse Unterwasserschweißen setzt sich aus insgesamt fünf Arbeitspaketen (AP) zusammen.

Zunächst erfolgte eine umfangreiche Werkstoffcharakterisierung (AP 1) der betrachteten Stähle. Diese umfasste die Untersuchung des Phasenumwandlungsverhaltens in Abhängigkeit des Schweißwärmezyklus und somit in Abhängigkeit des Abkühlverlaufes. Hierbei wurden S-ZTU-Schaubilder entwickelt, welche die besonderen Austenitisierungsbedingungen einbeziehen und das Umwandlungsverhalten über den gesamten relevanten Kühlratenbereich beschreiben können. Darüber hinaus wurde das temperatur- sowie phasenabhängige Festigkeits- und Fließverhalten der Werkstoffe untersucht, um mechanische Werkstoffdaten für die Simulation zu gewinnen.

Die Genauigkeit des Berechnungsmodells hängt neben der Qualität der Werkstoffkenngrößen auch wesentlich von den Prozessparametern ab. Beim nassen Unterwasserschweißen hat die Modellierung des Wärmeübergangs zum Wasser entscheidenden Einfluss auf die instationäre Temperaturverteilung in den zu fügenden Bauteilen. Wegen der hohen Oberflächentemperatur, die zum Verdampfen des Wassers führt, ist die Modellierung der Randbedingung weitaus komplexer als beim konvektiven Wärmeübergang an Luft. Der Wärmeübergang wird in der Schweiß- und Wärmebehandlungssimulation in der Regel nicht durch eine fluiddynamische Simulation charakterisiert. Vielmehr wird im AP 2 versucht, die Randbedingungen auf der benetzten Bauteiloberfläche durch temperaturabhängige Wärmeübergangskoeffizienten zu beschreiben. Aus Temperaturverläufen, die aus Abschreckversuchen mittels Thermoelementen gewonnenen werden, wird versucht, auf den temperaturabhängigen Verlauf des WÜK zu schließen. Dabei sind auch auf den Leidenfrost-Effekt Einfluss nehmende Parameter studiert worden.

Für die Modellentwicklung wurden reale Schweißprozesse unter Wasser durchgeführt (AP 3), um experimentelle Eingangsdaten für die Modellkalibrierung vorliegen zu haben. Für typische Standardfälle des Schweißens mit einer Stabelektrode wurden beim Schweißvorgang

Temperaturverlaufsmessungen vorgenommen. Mit diesem Vorgehen wird erreicht, dass das simulierte instationäre Temperaturfeld, welches der Berechnung der Gefügeumwandlung und des Spannungs-Dehnungs-Zustandes dient, experimentell abgesichert ist. Der Schweißnahtendzustand wurde darüber hinaus mittels Metallographie und Härteverläufen charakterisiert.

Die numerischen Simulationen wurden mit der kommerziellen Software *Simufact Welding* der Firma *Simufact Engineering GmbH* durchgeführt (AP 4). Sie werden so dokumentiert, dass sie auch auf andere kommerzielle FE-Programmen übertragen werden können. Letztlich wurde ein konkreter Anwendungsfall aus der Praxis des nassen Unterwasserschweißens höherfester Stähle simuliert (AP 5).

## 2. Darstellung und Diskussion der Forschungsergebnisse

### 2.1. Werkstoffcharakterisierung (Arbeitspaket 1)

#### Werkstoffe

Als Grundwerkstoffe der Schweißverbindungen wurden zwei höherfeste unlegierte Spundwandstähle (S355GP und S430GP) untersucht. Die chemischen Zusammensetzungen beider Werkstoffe sowie zugelassene Grenzbereiche nach DIN EN 10248-1 (DIN EN 10248-1) sind in Tabelle 1 aufgelistet. Eine Einschätzung der grundsätzlichen Schweißbarkeit beider Stähle kann nach DVS-Merkblatt 1813 (Merkblatt DVS 1813) mit Hilfe des Kohlenstoffäquivalenzwertes (Gleichung 1) erfolgen. Dabei zeigt sich, dass beide Stähle zur Kaltrissbildung neigen (S355GP: CEV = 0,41 % und S430GP: CEV = 0,47 %). Die Schweißbarkeit ist laut Merkblatt für das Unterwasser-Lichtbogenhandschweißen maximal für einen maximalen Wert von CEV = 0,40 % gegeben.

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung der Grundwerkstoffe und des reinen Schweißgutes aus optischer Emissionsspektrometrie sowie genormte Grenzbereiche.

Werkstoff	Massenanteil in %							
	C	Mn	Si	P	S	N	Cu	Mo
S355GP	0,15	1,16	0,19	0,022	0,026	0,010	0,33	0,04
DIN EN 10248-1	≤ 0,27	≤ 1,70	≤ 0,60	≤ 0,055	≤ 0,055	≤ 0,011	0,20-0,50	-
S430GP	0,15	1,48	0,19	0,022	0,027	0,011	0,29	0,04
DIN EN 10248-1	≤ 0,27	≤ 1,70	≤ 0,60	≤ 0,050	≤ 0,050	≤ 0,011	0,20-0,50	-
reines Schweißgut (Aquaweld)	0,06	0,39	0,30	0,019	0,010	0,012	0,03	0,61

Eine möglichst genaue Kenntnis über das Werkstoffverhalten ist für eine Schweißsimulation von elementarer Bedeutung. Neben den Grundwerkstoffen spielt auch der verwendete Zusatzwerkstoff eine entscheidende Rolle, da dieser das Phasenumwandlungsverhalten in der Schmelzzone maßgeblich beeinflusst. Um deren Umwandlungsverhalten in einer Schweißsimulation berücksichtigen zu können, muss daher auch das Verhalten des reinen Schweißgutes experimentell untersucht werden. Für die Erzeugung reinen Schweißgutes wurden Verbindungsschweißungen nach DIN EN ISO 15792-1 (DIN EN ISO 15792-1) durchgeführt. Die Schweißungen erfolgten mittels Lichtbogenschweißen in einer Wassertiefe von etwa 20 cm bei Raumtemperatur mit einer Stromstärke von 160 A und einer Regel-Lichtbogenleistung von 32,5 V. Dabei kamen rutilbasisch-umhüllte Spezialelektroden („Aquaweld“ der Firma *Kjellberg Finsterwalde Elektroden und Zusatzwerkstoffe GmbH*) mit einer elektrisch nicht leitenden und wasserabweisenden Schutzbeschichtung zur Anwendung (Normbezeichnung E 38 0 Z RB 2 UW 20 fr nach DIN 2302 (DIN 2302)). Diese speziellen Stabelektroden sind für nasse Unterwasser-Lichtbogenhandschweißungen bis 20 m Wassertiefe geeignet und finden Anwendung bei Montage- und Reparaturarbeiten im Offshore-, Hafen-, Schiff- sowie Stahlwasserbau. Den Versuchsaufbau für die Mehrlagenschweißung stellt Abbildung 2 dar. Um die große Luftspaltbreite (Vermeidung von Mischzuständen: Grund-/Zusatzwerkstoff) zwischen den Fügepartnern auszugleichen, erfolgten die Unterwasserschweißungen mit Schweißbad-sicherung, wobei diese umlaufend verschweißt war.

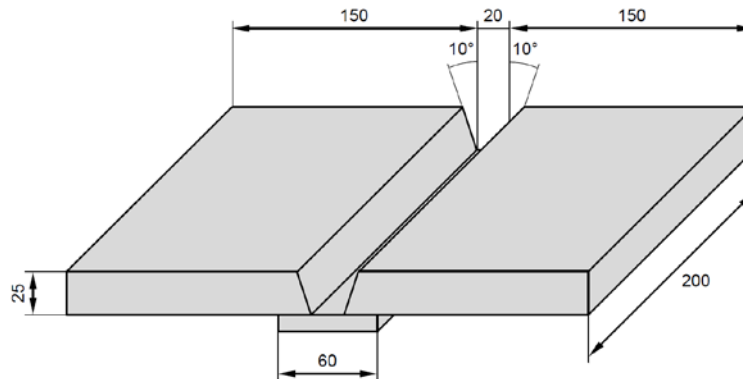


Abbildung 2: Schematische Darstellung des Versuchsaufbaus für das Verbindungsschweißen zur Erzeugung reinen Schweißgutes.

Den Querschliff einer solchen Verbindungsschweißung zur Erzeugung reinen Schweißgutes zeigt Abbildung 3. Aus der Abbildung geht neben dem Aufbau der Mehrlagenschweißung auch der Bereich hervor, aus welchem Proben für nachfolgende experimentelle Untersuchungen entnommen wurden. Im Anschluss an die Schweißguterzeugung wurde die chemische Zusammensetzung bestimmt. Angaben über die Massenanteile einzelner Legierungselemente können ebenfalls Tabelle 1 entnommen werden. Dabei ist festzustellen, dass der Schweißzusatz deutlich geringere Massenanteile an C, Mn und Cu als die Grundwerkstoffe aufweist. Lediglich der Mo-Gehalt liegt beim Schweißgut nennenswert höher als bei den Grundwerkstoffen.

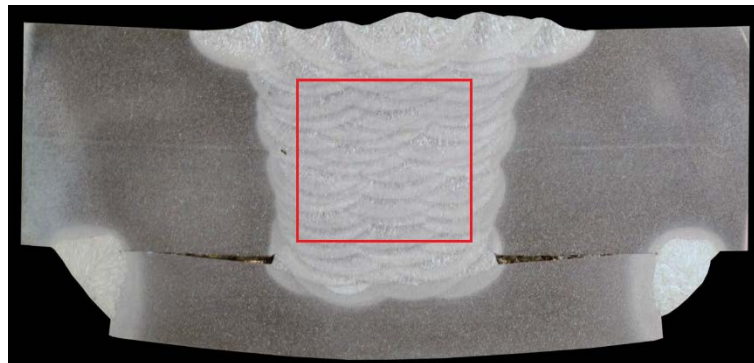


Abbildung 3: Mehrlagige Stumpfnah einer unter Wasser geschweißten Verbindung zur Erzeugung reinen Schweißgutes und Kennzeichnung des Querschnitts für den Bereich der nachfolgenden Probenentnahme.

### Charakterisierung der Ausgangszustände der Grundwerkstoffe (S355GP und S430GP)

Die Spundwandstähle S355GP und S430GP wurden im Ausgangszustand umfassend charakterisiert. Die Untersuchungen wurden durchgeführt, um den initialen Gefügestand der Grundwerkstoffe und die daraus resultierenden Werkstoffeigenschaften in einer Schweißsimulation berücksichtigen zu können. Außerdem sollte sichergestellt werden, dass die Werkstoffe einen möglichst homogenen Gefügestand aufweisen, sodass die Art der Probenentnahme für experimentelle Untersuchungen keinen nennenswerten Einfluss auf die Ergebnisse besitzt. Beide Grundwerkstoffe lagen im Ausgangszustand als warmgewalzte Bleche mit einer Dicke von  $t = 10$  mm vor. Um das Ausgangsgefüge der Grundwerkstoffe zu bestimmen und zu prüfen, ob Walztexturen, Seigerungszeilen, oder Grobkornbereiche vorliegen, wurden metallografische Schliffe in drei Ebenen angefertigt. Die Orientierungen der Probenentnahme

sind in Abbildung 4 abgebildet. Die Längsachsen entnommener Proben fielen dabei einerseits mit der Walzrichtung (WR) und andererseits mit der Querrichtung (QR) der Bleche zusammen. Es wurde eine zusätzliche Orientierung charakterisiert, die jeweils einen Winkel von  $45^\circ$  zu beiden Richtungen aufweist. Die Anfertigung der metallografischen Schlitze erfolgte mehrstufig mit standardisierten Schleif- und Polierverfahren. Die Ätzung der Oberfläche wurde mit Nital (alkoholische Salpetersäure) als Mikroätzmittel durchgeführt.

Zur Beurteilung mechanischer Eigenschaften im Ausgangszustand wurden Härteprüfungen nach Vickers durchgeführt. Härteprüfungen erfolgten nach DIN EN ISO 6507-1 (DIN EN ISO 6507-1) an polierten Probenoberflächen mit der Wolpert Härte-Prüfmaschine Testor 930/250. Es wurde eine Prüfkraft  $F = 98,07 \text{ N}$  (HV 10) gewählt.

Weiterführend erfolgten Zugversuche zur Bestimmung von Festigkeits- und Fließeigenschaften sowie der Duktilität der Grundwerkstoffe im Ausgangszustand. Geprüft wurde nach DIN EN ISO 6892-1 (DIN EN ISO 6892-1) (Verfahren B) mit einer Zugprüfmaschine *Zwick 250N5A*. Vor Durchführung der Zugversuche wurden Proportionalproben mit rechteckigem Querschnitt spanend aus dem Erzeugnis (gewalztes Blech) herausgearbeitet. Zur Beurteilung der Isotropie der mechanischen Kennwerte erfolgte die Probenentnahme ebenfalls in den drei unterschiedlichen Orientierungen (siehe Abbildung 4). Die Anfangsmesslänge betrug  $L_0 = 50 \text{ mm}$ .

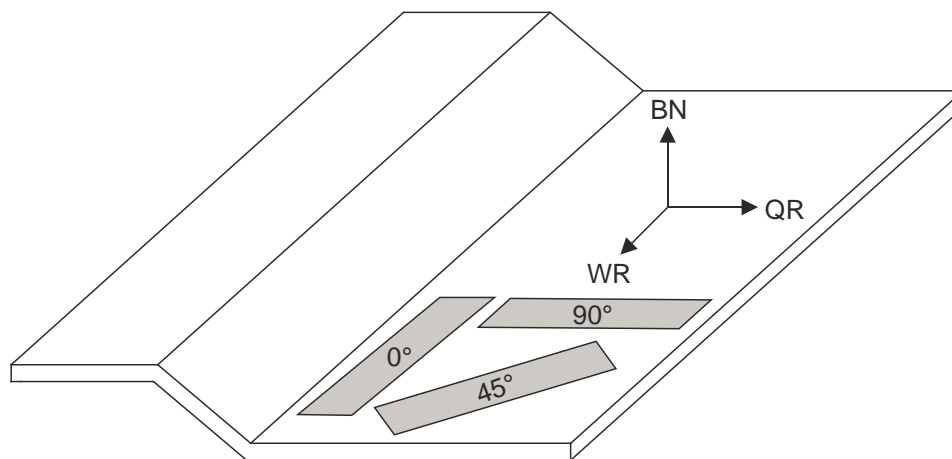


Abbildung 4: Schematische Darstellung einer Spundwand mit Definition der drei Hauptorientierungen (Walzrichtung (WR), Querrichtung (QR) und Blechnormale (BN)). Gekennzeichnet sind außerdem die Orientierungen der Probenentnahme ( $0^\circ / 45^\circ / 90^\circ$ ) zur Charakterisierung der Ausgangszustände der Grundwerkstoffe.

Eine Zusammenstellung der Ergebnisse des Grundwerkstoffes S355GP zeigt Abbildung 5. Aus den metallografischen Schliffbildern geht hervor, dass im Ausgangszustand ein rein ferritisch-perlitisches Gefüge vorliegt. Ein Vergleich von Aufnahmen der unterschiedlichen Orientierungen lässt keine Vorzugsorientierung der Körner erkennen. Es liegt somit keine ausgeprägte Anisotropie vor. In allen drei untersuchten Ebenen wurde eine ähnliche Härte von etwa 170 HV 10 ermittelt. Die im Zugversuch ermittelten Spannungs-Dehnungs-Diagramme weisen ebenfalls auf isotropes Verhalten hin. Für jede Orientierung sind jeweils drei Kurven dargestellt, die mit identischen Prüfparametern aufgenommen worden sind. Die obere Streckgrenze weist in allen drei untersuchten Orientierungen Werte von  $R_{eH} = 465 - 475 \text{ MPa}$  auf. Die Zugfestigkeit beträgt in allen Fällen etwa  $R_m = 565 \text{ MPa}$ . Die Bruchdehnung liegt im Bereich von  $A = 22 - 30 \%$ , wobei der höchste Wert bei Beanspruchung in Walzrichtung ermittelt worden ist.

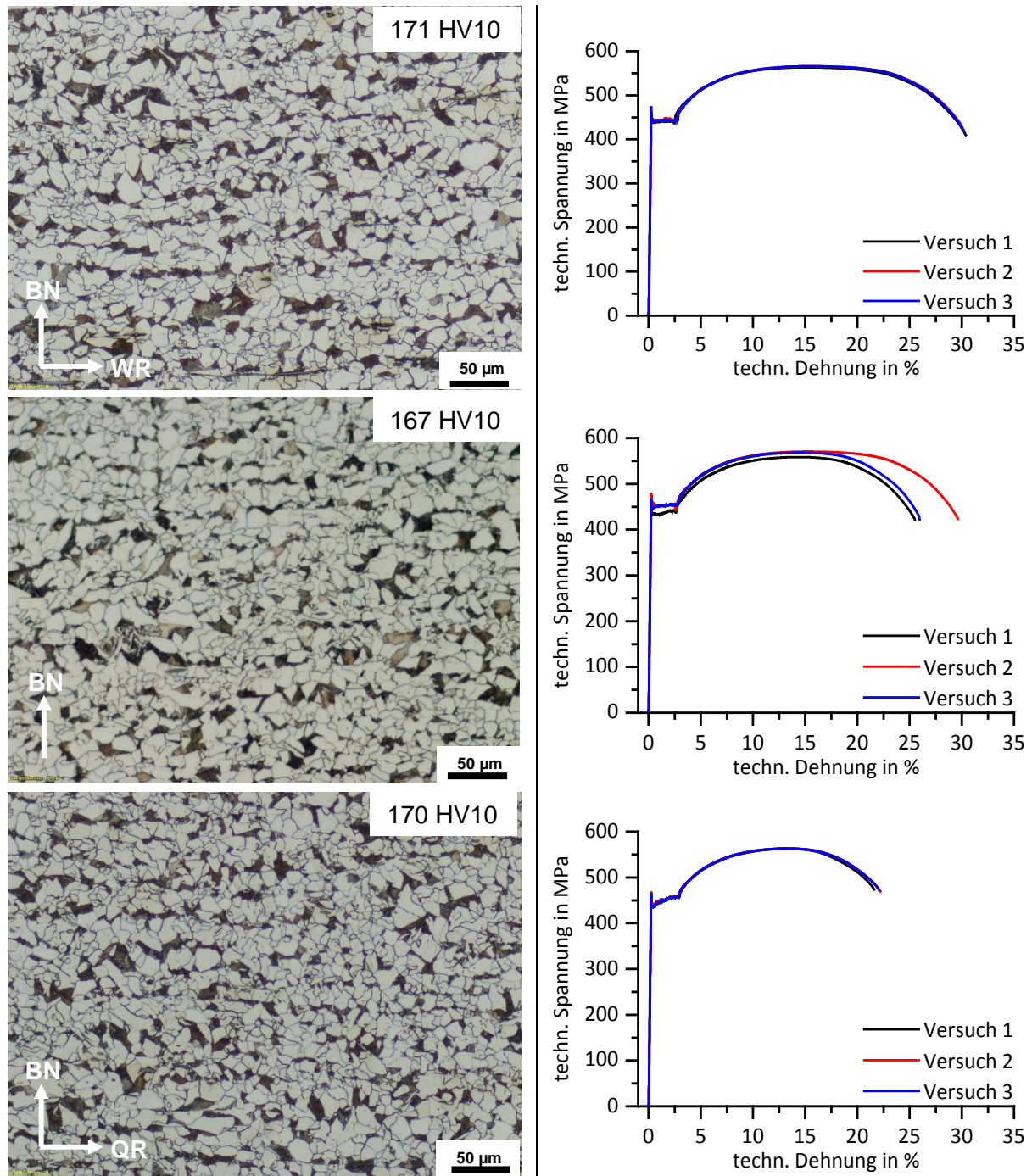


Abbildung 5: Metallografische Schiffe (links) und Spannungs-Dehnungs-Diagramme (rechts) für den Spundwandstahl S355GP in verschiedenen Orientierungen (0° / 45° / 90°).

Die metallografischen Schiffe des Werkstoffes S430GP (Abbildung 6) zeigen ebenfalls ein Ausgangsgefüge aus Ferrit und Perlit. Die Perlitkörner scheinen dabei teilweise zeilenförmig in Walz- bzw. Querrichtung angeordnet zu sein. Die Härte im Ausgangszustand beträgt jeweils etwa 205 HV 10. Die Spannungs-Dehnungs-Kurven zeigen keine Hinweise auf eine Anisotropie. Es wurden Streckgrenzen von  $R_{eH} = 545 - 565$  MPa und Zugfestigkeiten von etwa  $R_m = 655$  MPa ermittelt. Die Bruchdehnungen weisen im Mittel Werte von  $A = 22 - 25$  % auf.

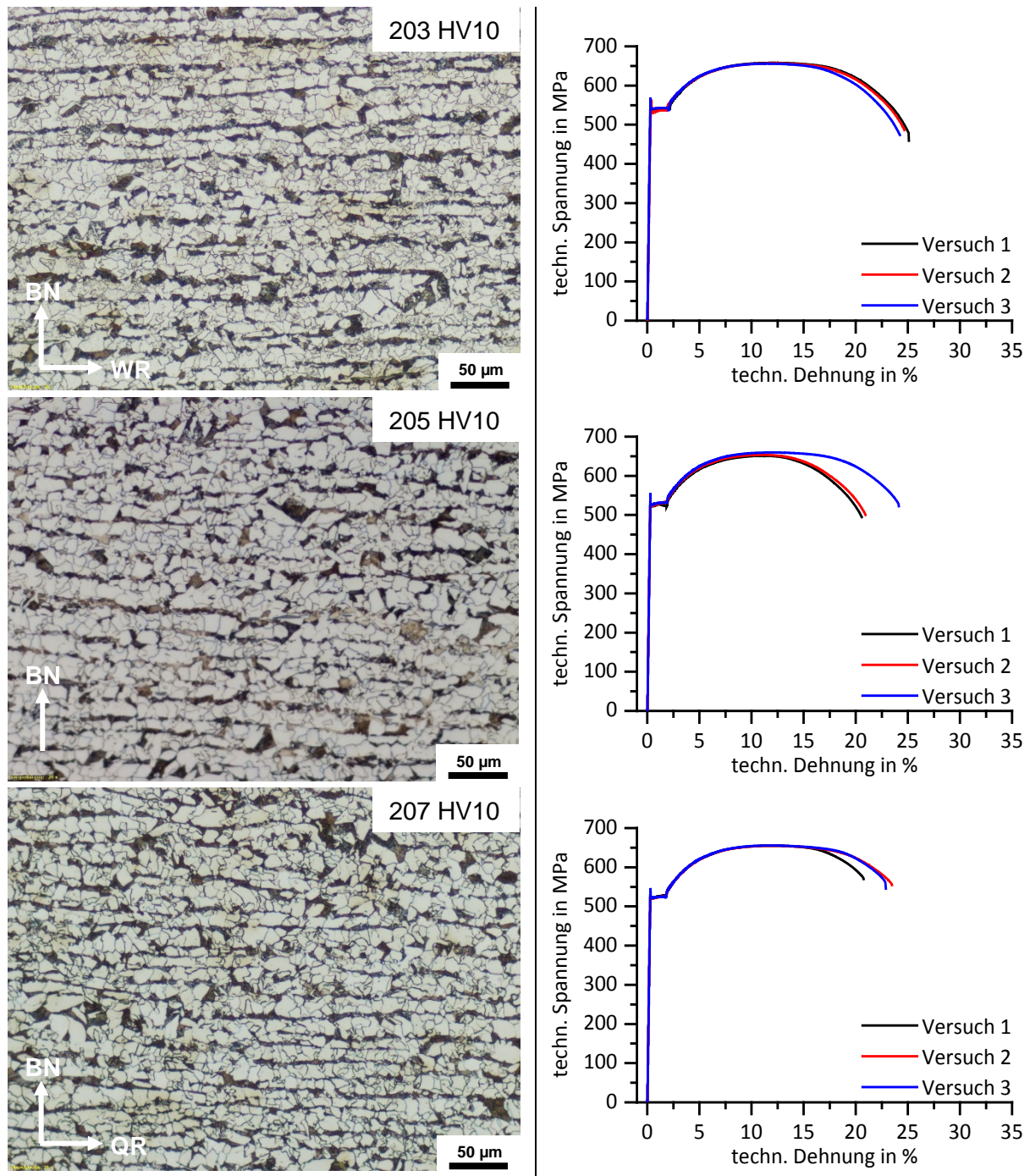


Abbildung 6: Metallografische Schiffe (links) und Spannungs-Dehnungs-Diagramme (rechts) für den Spundwandstahl S430GP in verschiedenen Orientierungen (0° / 45° / 90°).

### Charakterisierung des Phasenumwandlungsverhaltens

#### Versuchsdurchführung:

Neben der chemischen Zusammensetzung wirken auch die besonderen Abkühlbedingungen bei Unterwasserschweißungen auf die Qualität der Schweißung ein. Bei der Klassifizierung der Schweißseignung unter Heranziehung des CEV finden die Umgebungseinflüsse jedoch keine Beachtung. Die Gefügeausbildung in der Schweißverbindung muss daher in Abhängigkeit der beim Schweißen unter Wasser vorliegenden Abkühlbedingungen genau untersucht werden. Zur Charakterisierung ablaufender Phasenumwandlungen unter Berücksichtigung der thermischen

Belastung beim nassen Unterwasserschweißen wurden deshalb kontinuierliche Schweiß-Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Diagramme (S-ZTU) der beiden Grundwerkstoffe sowie des reinen Schweißgutes erarbeitet. S-ZTU-Schaubilder geben die Umwandlungstemperaturen, die Umwandlungszeit und das nach vollständiger Abkühlung vorliegende Gefüge sowie die daraus resultierende Härte für verschiedene technisch auftretende Abkühlgeschwindigkeiten an. Abweichend von konventionellen ZTU-Diagrammen wurden die beim Schweißen vorliegenden Gegebenheiten in dieser Arbeit mit berücksichtigt. Insbesondere die rasche Aufheizgeschwindigkeit, die hohen Austenitisiertemperaturen und die kurze Haltezeit auf Spitzentemperatur sind umgesetzt worden, um die beim Schweißen gegebenen Verhältnisse und ihren Einfluss auf das Umwandlungsverhalten möglichst genau abzubilden. Es ist bekannt, dass insbesondere hohe Spitzentemperaturen zur Grobkornbildung führen können. Daher wurden für die Bestimmung des Umwandlungsverhaltens Temperaturzyklen betrachtet, die unmittelbar neben der Schmelzlinie im Grobkornbereich der Wärmeeinflusszone auftreten. Die dort erreichten Spitzentemperaturen liegen nahe der Solidustemperatur des Werkstoffes.

Die Umwandlungsuntersuchen erfolgten dilatometrisch nach den im STAHL-EISEN-Prüfblatt 1681 (STAHL-EISEN-Prüfblatt (SEP) 1681) beschriebenen Richtlinien hinsichtlich Vorbereitung, Durchführung sowie Auswertung der experimentellen Versuche. In einem *Abschreckdilatometer DIL 805A* der Firma *TA Instruments*<sup>1</sup> wurden hierzu realitätsnahe Schweißwärmezyklen an zylindrischen Proben mit planparallelen, senkrecht zur Probenachse liegenden Stirnflächen simuliert. Während des simulierten Schweißwärmezyklus wird die thermisch- und umwandlungsinduzierte Längenänderung der Probe gemessen. Die Probe ist dabei nahezu spannungsfrei gelagert, sodass mechanische Dehnungen die Ergebnisse nicht verfälschen können. Alle Versuche wurden unter Schutzgasatmosphäre (Helium) durchgeführt, um ein Verzundern und Entkohlen der Proben zu verhindern.

Die Probenoberfläche wurde an der Probenoberfläche mit nebeneinander auf der Probenachse angeschweißten Thermoelmentdrähten (Typ S,  $\varnothing$  0,1 mm) erfasst. Die beim Schweißen charakteristischen Austenitiserbedingungen wurden berücksichtigt, indem die Proben innerhalb von drei Sekunden auf eine Spitzentemperatur von 1350 °C erwärmt worden sind. Die Aufheizgeschwindigkeit weist demnach eine Größenordnung auf, die beim Schweißen in der Wärmeeinflusszone zu erwarten ist (Ruge 1991). Auch die in der Wärmeeinflusszone auftretenden Maximaltemperaturen nahe der Soliduslinie werden durch die hohe Austenitisiertemperatur bei Aufnahme der S-ZTU-Diagramme mit berücksichtigt. Die Haltezeit auf der Spitzentemperatur betrug 1 s. Anschließend wurden die Proben direkt mit variierender Kühlgeschwindigkeit abgekühlt (vgl. (Seyffarth et al. 1992)). Die Abkühlung erfolgte durch Gasabschreckung mit Helium. Für die Aufnahme der S-ZTU-Diagramme wurden exponentielle Abkühlverläufe entsprechend des Abkühlungsgesetzes nach Newton realisiert, da diese Abkühlverläufe den gängigen technischen Temperatur-Zeit-Verläufen entsprechen. Zur Charakterisierung des Abkühlverlaufs wurde die in der Schweißpraxis übliche  $t_{8/5}$ -Zeit (d. h. die Kühldauer zwischen 800 °C und 500 °C) verwendet, wobei  $t_{8/5}$ -Zeiten von 0,3 – 100 s untersucht worden sind. Die gesamte Abkühldauer bis Raumtemperatur lag somit im Bereich von etwa 2,5 s – 15 min. Die Versuche mit  $t_{8/5} \geq 1,7$  s wurden an zylindrischen Vollproben ( $\varnothing$  4 mm x 10 mm) durchgeführt. Zur Realisierung der schnellsten Abkühlgeschwindigkeiten ( $t_{8/5} < 1,7$  s) wurden zylindrische Hohlproben mit identischen Abmessungen, jedoch einer Wandstärke von lediglich 0,4 mm verwendet. Die Dilatation der Proben wurde während des

---

<sup>1</sup> Vormals Bähr



gesamten Versuches als Funktion der Zeit bzw. Temperatur in-situ gemessen. Änderungen im Kurvenverlauf der Längenänderung geben Aufschluss über Gefügeveränderungen im Werkstoff. Mit dem Dilatometerverfahren konnten nach festgeschriebenen Richtlinien (siehe (STAHL-EISEN-Prüfblatt (SEP) 1681; STAHL-EISEN-Prüfblatt (SEP) 1680)) die kühlratenabhängigen Umwandlungspunkte bestimmt werden.

Die Bewertung resultierender Gefüge von Dilatometerproben nach vollständiger Abkühlung auf Raumtemperatur erfolgte anhand metallografischer Schlibfbilder. Ermittelt wurden dabei die vorliegenden Phasen sowie deren Flächenanteile (= Volumenanteile). Die Anfertigung metallografischer Schliffe erfolgte ebenfalls mehrstufig mit standardisierten Schleif- und Polierverfahren. Die Ätzung der Oberfläche wurde mit Nital (alkoholische Salpetersäure) als Mikroätzmittel durchgeführt. Für Werkstoffzustände mit sehr geringen Martensitanteilen wurden zusätzlich Farbniederschlagsätzungen nach LePera (LePera 1980) durchgeführt, um eine möglichst korrekte metallografische Bewertung sicherzustellen.

Ergänzend wurden Härteprüfungen nach Vickers (HV 1) entsprechend DIN EN ISO 6507-1 (DIN EN ISO 6507-1) vorgenommen, sodass die Härte der Gefüge im S-ZTU-Diagramm vermerkt werden kann. Die Härteprüfungen erfolgten an einem Kleinlasthärteprüfer *Shimadzu HMV-2E* an den Stellen, die auch zur metallografischen Gefügebeurteilung herangezogen worden sind. Es wurden mindestens sechs Härteindrücke pro Werkstoffzustand (Probe) in die Auswertung einbezogen.

#### Ergebnisse:

In Abbildung 7 a sind vollständige Temperatur/Zeit-Verläufe für drei sehr unterschiedliche  $t_{8/5}$ -Zeiten dargestellt. Es wird deutlich, dass die Temperaturregelung im Dilatometer für die verschiedenen Schweißzyklen sehr gut funktioniert. Die Maximaltemperatur wird mit der sehr hoch gewählten Aufheizgeschwindigkeit ohne ein Überschwingen erreicht. Die anschließende Abkühlung erfolgt ebenfalls nach den gewünschten Vorgaben. Trägt man die gemessene Längenänderung einer Probe als Funktion der Temperatur auf, erhält man das sogenannte Dilatogramm. Für den Abkühlvorgang mit den drei  $t_{8/5}$ -Zeiten ist dieses in Abbildung 7 b am Beispiel des Grundwerkstoffes S355GP dargestellt. Für alle Abkühlgeschwindigkeiten sind jeweils Kurven aus drei Einzelmessungen dargestellt, um die allgemein sehr gute Reproduzierbarkeit des Messsignals aufzuzeigen. Für einen besseren Vergleich der unterschiedlichen Abkühlbedingungen sind Kurven verschiedener  $t_{8/5}$ -Zeiten mit einem vertikalen Offset versehen. Die Dilatogramme geben Aufschluss über die Umwandlungstemperaturen sowie die Anzahl der Reaktionen. Es wird deutlich, dass schnelle Kühlraten die Umwandlungsreaktionen zu tieferen Temperaturen verschieben. Informationen über gebildete Phasen können den Dilatogrammen nicht entnommen werden. Rückschlüsse darauf lassen sich jedoch aus metallografischen Schlibfbildern gewinnen.

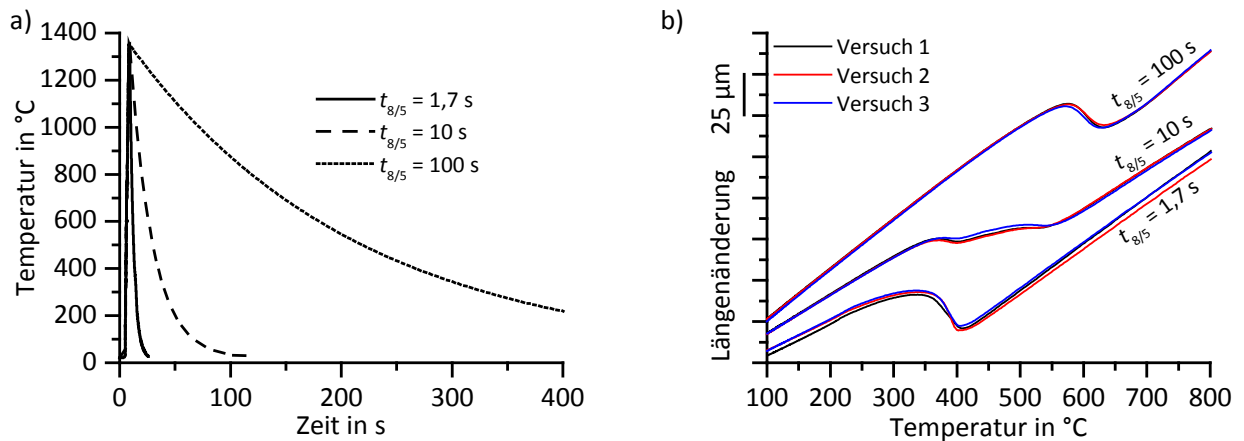


Abbildung 7: Darstellung von Ergebnisgrößen der dilatometrischen Umwandlungsuntersuchungen am Spundwandstahl S355GP.

- a) Realisierte Temperatur/Zeit-Verläufe für drei ausgewählte  $t_{8/5}$ -Zeiten
- b) Reproduzierbarkeit der Längenänderung/Temperatur-Kurven beim Abkühlen

Die resultierenden Gefüge nach vollständiger Abkühlung auf Raumtemperatur geht aus den Aufnahmen in Abbildung 8 hervor. Eine sehr rasche Abkühlung ( $t_{8/5} = 1,7$  s) hat im Stahl S355GP die Bildung eines rein martensitischen Gefüges zur Folge. Auch nach langsamerer Abkühlung mit  $t_{8/5} = 10$  s können Martensitanteile im Gefüge nachgewiesen werden. In diesem Zustand wird der Werkstoff jedoch maßgeblich durch hohe Anteile an Bainit charakterisiert. Vorliegende Ferritkörner weisen zudem darauf hin, dass auch rein diffusionsgesteuerte Phasenumwandlungen bei diesen Kühlbedingungen ablaufen können. Bei einer weiteren Verringerung der Kühlgeschwindigkeit ( $t_{8/5} = 100$  s) ist das Gefüge durch sehr hohe Ferritanteile gekennzeichnet. Auch Perlit und Bainit können metallografisch nachgewiesen werden.

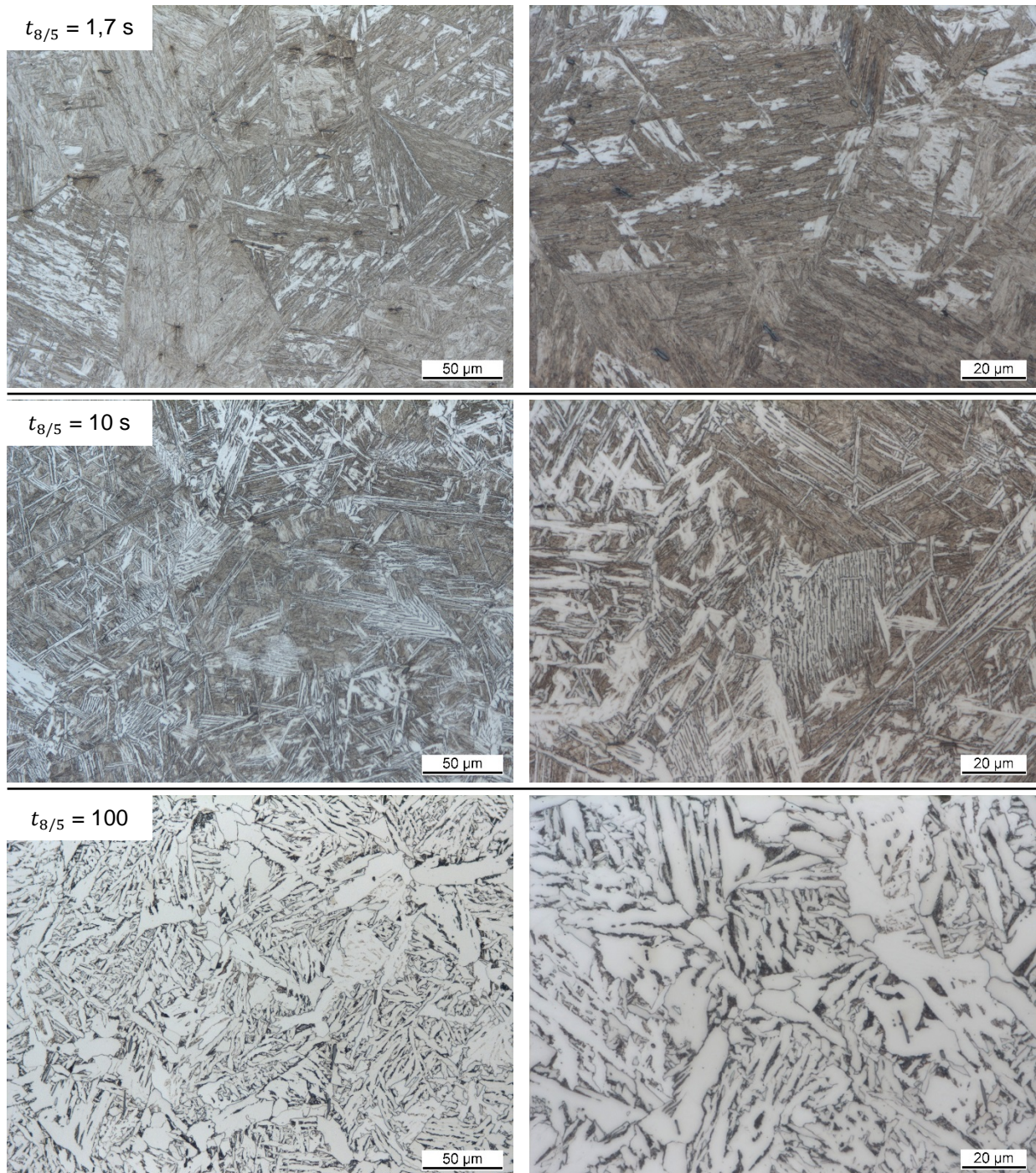


Abbildung 8: Metallografische Schliffbilder des Spundwandstahls S355GP nach Austenitisierung und anschließender Abkühlung mit den angegebenen  $t_{8/5}$ -Zeiten.

Mit den Erkenntnissen der metallografischen Untersuchungen können die auftretenden Umwandlungsreaktionen in den Dilatogrammen des Stahls S355GP gedeutet werden. Aus Abbildung 9 gehen die Umwandlungstemperaturen und die ablaufenden Phasenumwandlungen hervor. Es wird nochmals deutlich, dass die Abkühlbedingungen die Temperaturbereiche ablaufender Reaktionen in weiten Grenzen beeinflussen.

Zusammengefasst ist das Phasenumwandlungsverhalten des Grundwerkstoffes S355GP in Abbildung 10 dargestellt. Anhand des S-ZTU-Diagramms können die auftretenden Gefüge in Abhängigkeit des Temperatur/Zeit-Verlaufs beim Abkühlen des Stahles aus dem Austenitgebiet

ermittelt werden. Häufig wird für derartige Schaubilder der Durchgang des Abkühlzyklus durch 800 °C bzw. 850 °C als Nullpunkt der Zeitachse gewählt (Seyffarth et al. 1992). Zur Beschreibung des Umwandlungsverhaltens in einer Simulation ist dieses Vorgehen jedoch nicht zweckmäßig. Die in dieser Arbeit dargestellten Abkühlverläufe geben daher Aufschluss über die tatsächlich vorliegenden Zeitverhältnisse seit Beginn des Abkühlprozesses. Das S-ZTU-Diagramm gibt zudem Aufschluss über die Volumenanteile der auftretenden Gefügebestandteile in der Wärmeeinflusszone der Schweißverbindung und über die Härte des resultierenden Gefüges. Wird der Stahl S355GP mit einer langsamen  $t_{8/5}$ -Zeit von 100 s abgekühlt, beginnt die Ferritumwandlung (F) bei etwa 700 °C. Das Gefüge nach Abkühlung auf Raumtemperatur weist zusätzlich geringe Anteile an Perlit (P) und sehr geringe Mengen an Bainit (B) und Martensit (M) auf. Für diese Gefügezusammensetzung wurde eine Härte von 202 HV 1 ermittelt. Der Übergang von der Ferrit- zur Perlitumwandlung konnte dilatometrisch nur näherungsweise bestimmt werden und ist daher gestrichelt eingezeichnet. Mit steigender Abkühlgeschwindigkeit verringern sich die gebildeten Ferrit- und Perlitanteile kontinuierlich, während zunächst insbesondere der Bainitgehalt ansteigt. Die Bainitumwandlung folgt dabei stets unmittelbar auf die Ferrit- und Perlitbildung und ist jeweils bei einer Temperatur von etwa 450 °C abgeschlossen. Dieses Umwandlungsverhalten spiegelt sich in den Härtewerten wieder, welche mit abnehmender  $t_{8/5}$ -Zeit deutlich ansteigen. Bei  $t_{8/5} = 10$  s ist keine Perlitumwandlung mehr nachzuweisen. Die Ferritbildung ist bei etwa  $t_{8/5} = 5$  s vollständig unterdrückt. In diesem Kühlratenbereich wird der hohe Bainitgehalt zudem zunehmend durch Martensit ersetzt. Die höchste gemessene  $t_{8/5}$ -Zeit (langsamste Abkühlung), bei der eine vollständige martensitische Umwandlung erfolgt, beträgt 1,7 s. Somit liegt auch die kritische Abschreckgeschwindigkeit in diesem Bereich:  $(800^{\circ}\text{C} - 500^{\circ}\text{C}) / 1,7 \text{ s} \approx 180 \text{ K/s}$ . Bei schnellerer Abkühlung zeigt auch die Härte keinen nennenswerten Anstieg mehr, was das Vorliegen eines rein martensitischen Gefüges bei diesen raschen Kühlbedingungen nochmals bestätigt.

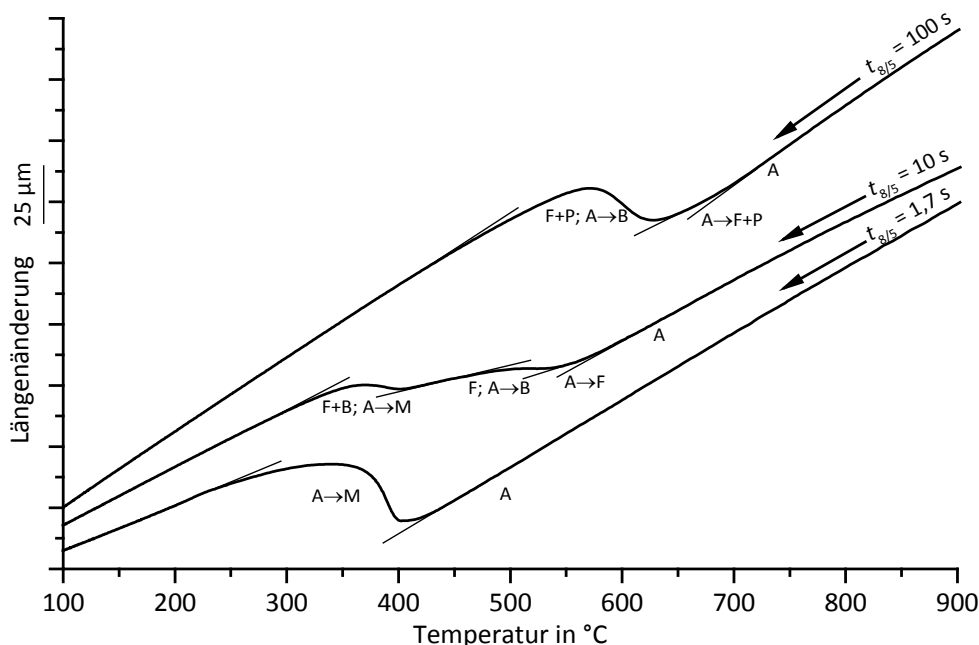


Abbildung 9: Längenänderung/Temperatur-Kurven beim Abkühlen vom Spundwandstahl S355GP für drei ausgewählte  $t_{8/5}$ -Zeiten sowie Darstellung der Tangenten zur Bestimmung der Umwandlungstemperaturen.

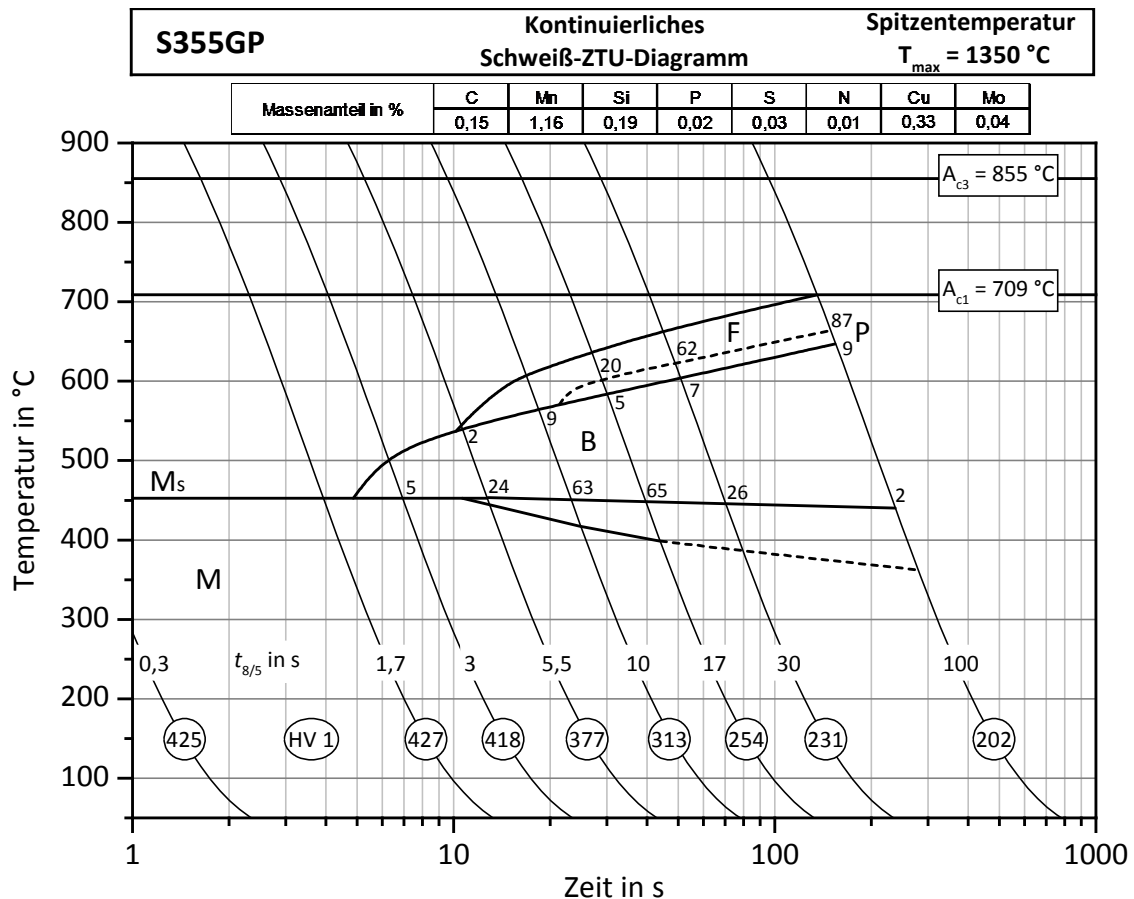


Abbildung 10: Kontinuierliches Schweiß-Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Diagramm des Spundwandstahls S355GP.

Das Phasenumwandlungsverhalten des Grundwerkstoffes S430GP wurde in analoger Weise untersucht. Aus den metallografischen Schliffen in Abbildung 11 geht hervor, dass es in Abhängigkeit der Kühlrate zu einer sehr ähnlichen Gefügeausbildung wie im Spundwandstahl S355GP kommt (vgl. Abbildung 8). Bei raschen Abkühlgeschwindigkeiten ( $t_{8/5} = 1,7\text{ s}$ ) findet eine vollständige Umwandlung des Austenits in Martensit statt. Eine Verringerung der Kühlrate führt dazu, dass der Austenit (teilweise) diffusionsgesteuert in überwiegend Bainit ( $t_{8/5} = 10\text{ s}$ ) oder überwiegend Ferrit ( $t_{8/5} = 100\text{ s}$ ) zerfällt. Das vergleichbare Umwandlungsverhalten von S355GP und S430GP lässt sich auf die sehr ähnliche chemische Zusammensetzung zurückführen (vgl. Tabelle 1). Bei quantitativer Auswertung der Anteile gebildeter Phasen wird jedoch deutlich, dass dennoch geringe Unterschiede zwischen beiden Grundwerkstoffen bestehen. Der etwas höhere Mn-Gehalt im Spundwandstahl S430GP verringert die Abschreckempfindlichkeit dieses Werkstoffes etwas. Dadurch verringert sich die kritische Abschreckgeschwindigkeit einerseits. Diffusionsgesteuerte Umwandlungsreaktionen werden stärker unterdrückt, sodass auch bei langsameren Abkühlraten größere Anteile an Martensit bzw. Bainit im Vergleich zu S355GP vorliegen.

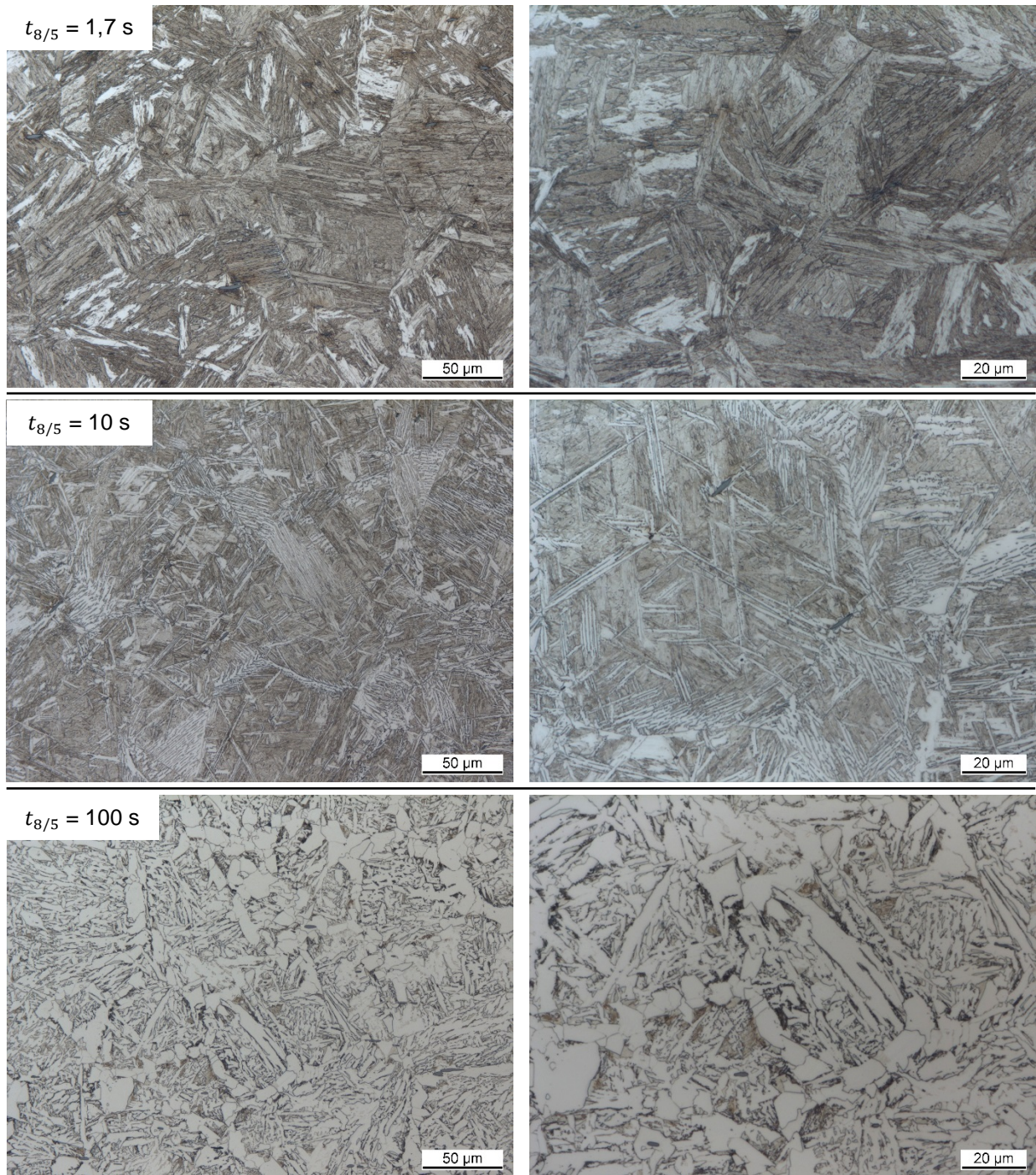


Abbildung 11: Metallografische Schliffbilder des Spundwandstahls S430GP nach Austenitisierung und anschließender Abkühlung mit den angegebenen  $t_{8/5}$ -Zeiten.

Im Vergleich zu S355GP ist beim Stahl S430GP auch eine Verschiebung der Umwandlungslinien um einige Kelvin zu tieferen Temperaturen ersichtlich. Dies geht zum Beispiel aus einem Vergleich der Längenänderung/Temperatur-Kurven in Abbildung 12 (S430GP) bzw. Abbildung 9 (S355GP) hervor. Die etwas niedrigeren Umwandlungstemperaturen werden ebenfalls anhand des S-ZTU-Diagramms in Abbildung 13 ersichtlich. Die eingetragenen Härtewerte verdeutlichen, dass die maximale Härte des vollständig martensitischen Gefüges ähnliche Werte aufweist wie beim Spundwandstahl S355GP. Bei abnehmender Abkühlgeschwindigkeit resultieren aufgrund der geringeren Abschreckempfindlichkeit im Vergleich stets etwas höhere Härtewerte.

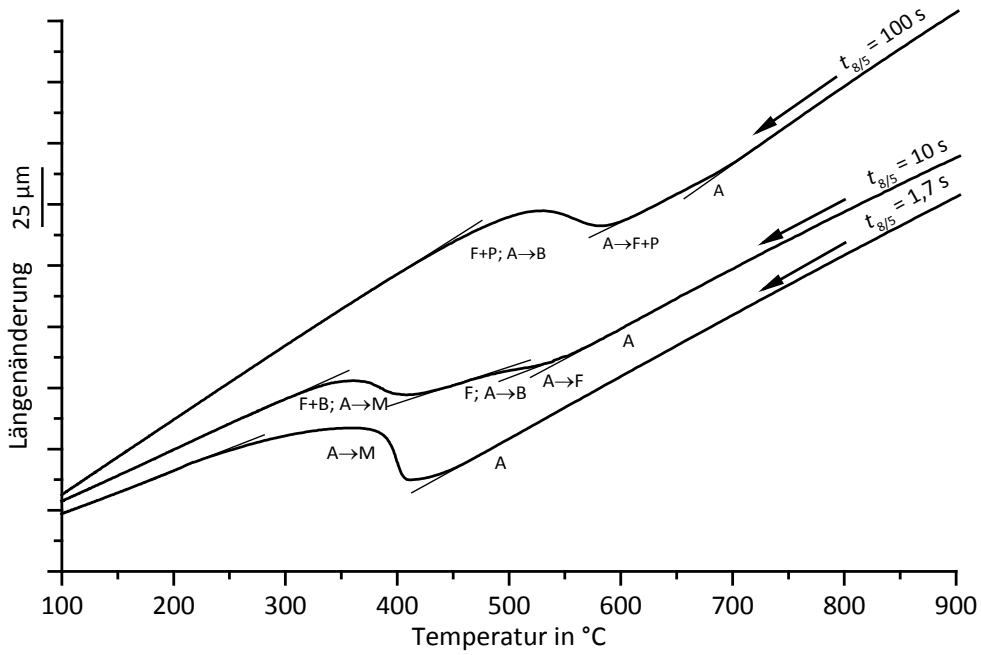


Abbildung 12: Längenänderung/Temperatur-Kurven beim Abkühlen vom Spundwandstahl S430GP für drei ausgewählte  $t_{8/5}$ -Zeiten sowie Darstellung der Tangenten zur Bestimmung der Umwandlungstemperaturen.

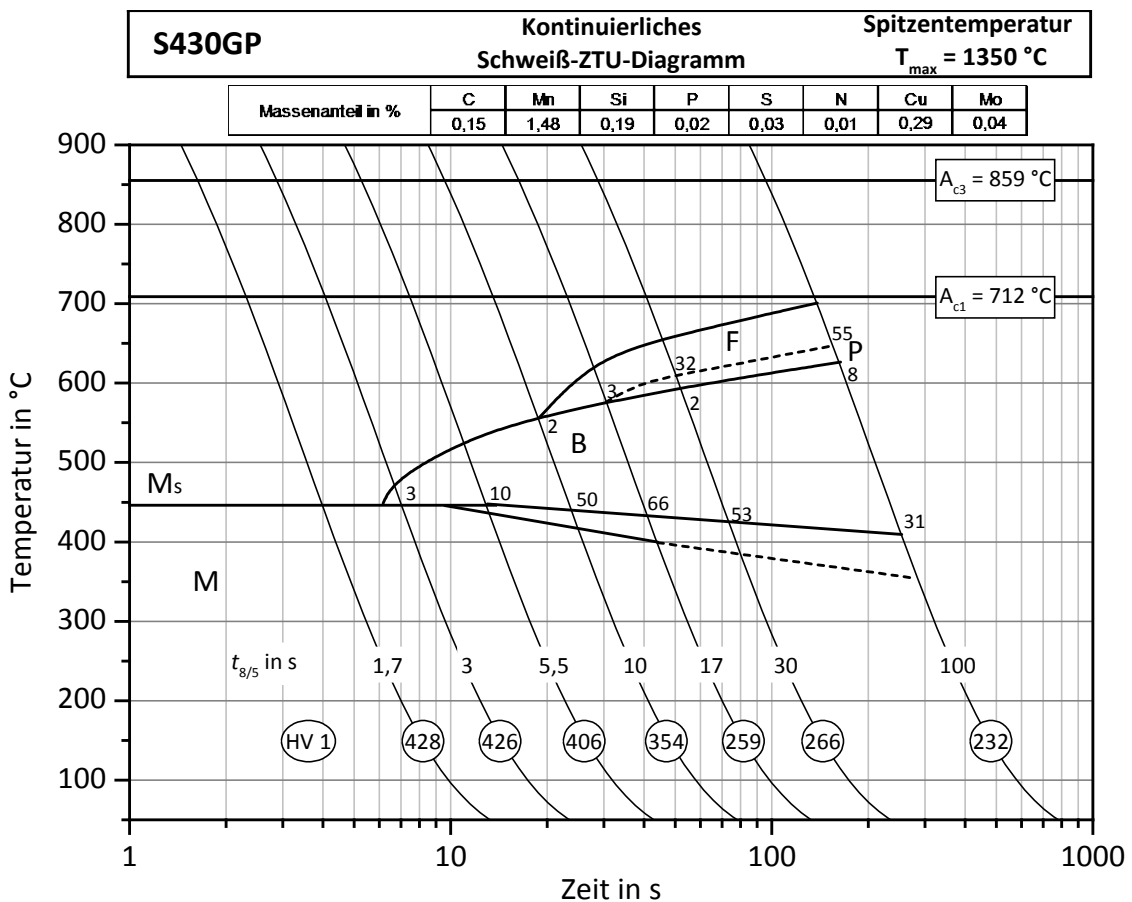


Abbildung 13: Kontinuierliches Schweiß-Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Diagramm des Spundwandstahls S430GP.

Während für die Grundwerkstoffe ein ähnliches Phasenumwandlungsverhalten nachgewiesen werden konnte, wurden für das reine Schweißgut deutliche Unterschiede festgestellt. Bereits die sehr verschiedene chemische Zusammensetzung des Zusatzwerkstoffes (Tabelle 1) lässt ein deutlich anderes Umwandlungsverhalten vermuten. Anhand der metallografischen Schliiffbilder in Abbildung 14 wird die Gefügeausbildung des Zusatzwerkstoffes deutlich. Im Gegensatz zu den Grundwerkstoffen S355GP und S430GP ist auch bei sehr schneller Abkühlung ( $t_{8/5} = 1,7$  s) kein nennenswerter Martensitanteil im Gefüge nachweisbar. Zwar konnten durch die angewendeten Farbniederschlagsätzungen nach LePera sehr geringe Volumenanteile (wenige %) an Martensit beobachtet werden, die großen Unterschiede zu den Spundwandstählen ist dennoch bemerkenswert. Für die Kühlbedingung  $t_{8/5} = 1,7$  s ergibt sich ein von Bainit dominiertes Werkstoffgefüge. Zusätzlich können Ferritbereiche nachgewiesen werden. Mit abnehmender Kühlrate (bzw. steigender  $t_{8/5}$ -Zeit) nimmt der Ferritanteil kontinuierlich zu. Bei sehr langsamen Kühlgeschwindigkeiten wandelt der Austenit außerdem zu Perlit um.



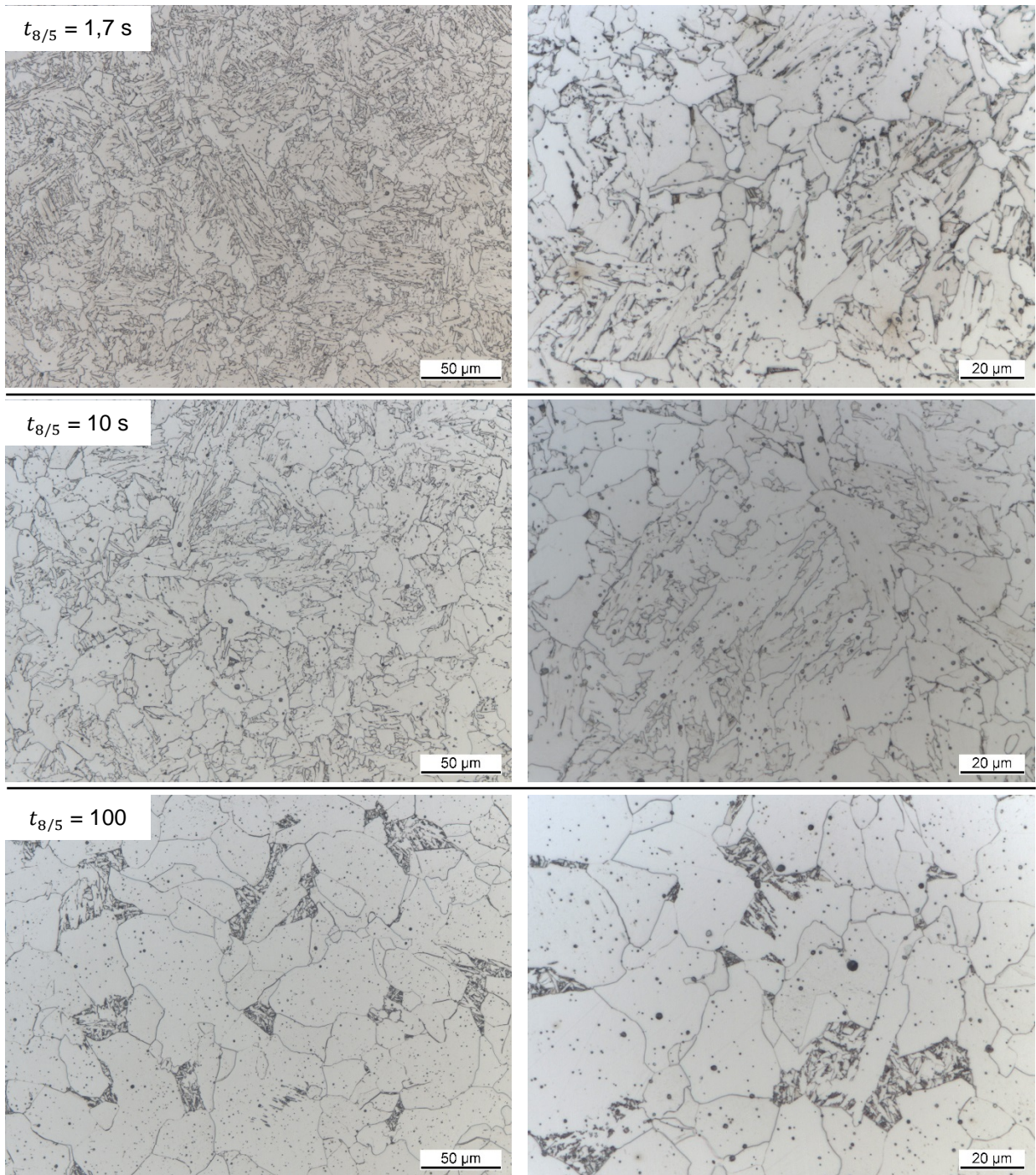


Abbildung 14: Metallografische Schliffbilder des reines Schweißgutes („Aquaweld“) nach Austenitisierung und anschließender Abkühlung mit den angegebenen  $t_{8/5}$ -Zeiten.

Das sehr unterschiedliche Phasenumwandlungsverhalten ist nicht nur durch die metallografische Bewertung im Anschluss an eine vollständige Abkühlung auf Raumtemperatur ersichtlich. Wie aus den Dilatogrammen in Abbildung 15 hervorgeht, laufen die Umwandlungsreaktionen im Schweißzusatz auch bei deutlich höheren Temperaturen ab. Das Schweißgut verhält sich insgesamt deutlich abschreckempfindlicher (Abbildung 16), was durch die erheblich geringeren Mn- und Cu-Anteile zu erklären ist. Der verringerte Mn-Gehalt bewirkt mit dem zugleich niedrigen C-Gehalt außerdem einen Anstieg der  $M_S$ -Linie auf über 500 °C. Die metallografisch nachgewiesene, beschränkte Martensitbildung widerspiegelt sich ebenfalls in den deutlich

niedrigeren Härtewerten im Vergleich zu den Grundwerkstoffen. Auch andere Gefügebestandteile weisen aufgrund des geringeren C-Gehaltes und der allgemein niedrigeren Legierungselementanteile eine geringere Härte auf.

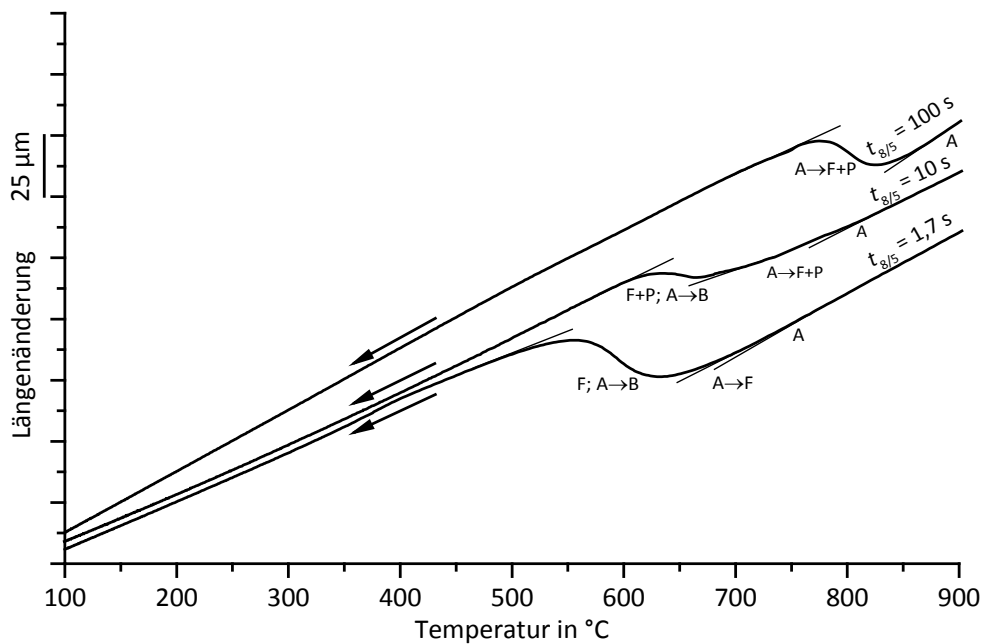


Abbildung 15: Längenänderung/Temperatur-Kurven beim Abkühlen vom reinen Schweißgut („Aquaweld“) für drei ausgewählte  $t_{8/5}$ -Zeiten sowie Darstellung der Tangenten zur Bestimmung der Umwandlungstemperaturen.



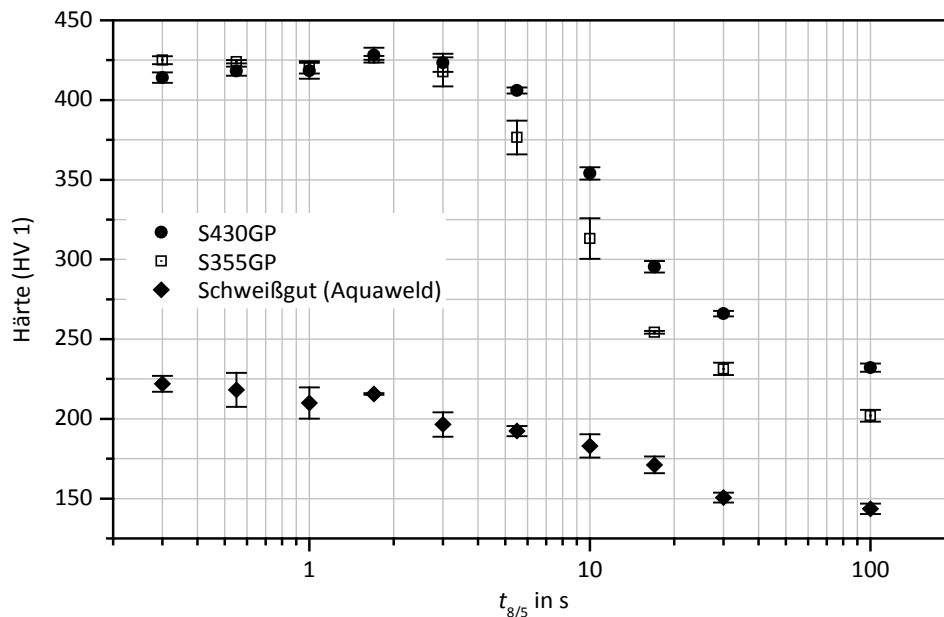


Abbildung 17: Verlauf der Härte für die Grundwerkstoffe und reines Schweißgut in Abhängigkeit der Abkühlzeit zwischen 800 °C und 500 °C ( $t_{8/5}$ -Zeit) zur Beurteilung mechanischer Gütewerte der unterschiedlichen Gefügezusammensetzungen.

### Charakterisierung des Festigkeits- und Fließverhaltens

Für die strukturmechanische Betrachtung in der Simulation, d. h. die Berechnung resultierender Verschiebungen (Verzug) und der Spannungsverteilung nach dem Schweißprozess (Eigenspannungen) sind diese Werkstoffdaten von großer Bedeutung. Insbesondere das elastoplastische Materialgesetz für die Beschreibung der Fließspannung in Abhängigkeit der plastischen Deformation muss möglichst korrekt hinterlegt sein. Aus Datenbanken gängiger Simulationssoftware sind die mechanischen Eigenschaften temperaturabhängig separat für verschiedene Phasen zu entnehmen. Die verwendeten Datensätze sind allerdings kritisch zu hinterfragen, da sie teilweise auf Grund vereinfachender Annahmen und unzureichender experimenteller Validierung resultieren.

Das dem Stand der Technik entsprechende Vorgehen bei der Bestimmung phasenspezifischer mechanischer Eigenschaften von Stählen (siehe z. B. (Loose 2007; ESI Group 2013)) und die daraus resultierenden Schwierigkeiten sollen hier kurz beschrieben werden. Ein großes Problem stellt die Herausforderung dar, einphasige Werkstoffzustände einzustellen und temperaturabhängig durch mechanische Werkstoffprüfungen zu untersuchen. Das Festigkeits- und Fließverhalten einzelner Phasen wird daher in einem ersten Schritt meist bei Raumtemperatur bestimmt. Herangezogen werden Werkstoffzustände, die nach Austenitisierung durch gezielte Abkühlbedingungen eingestellt werden und bei denen die entsprechende Phase ihren maximalen Volumenanteil aufweist (die Erzeugung eines rein ferritischen, perlitischen oder bainitischen Gefüges ist typischerweise nicht möglich). Für viele Stähle sind diese Werte für Streckgrenze und Zugfestigkeit beispielsweise aus der Literatur zu entnehmen (z. B. (Seyffarth et al. 1992)). In einem zweiten Schritt wird ein Proportionalitätsfaktor berechnet, der das Streckgrenzenverhältnis bei Raumtemperatur zwischen Ausgangszustand (meist ferritisch-perlitisch) und der („reinen“) Phase beschreibt. Nun wird die Fließkurve des Ausgangsmaterials bei hohen Temperaturen ermittelt. Herangezogen werden meist standardisierte

Warmzugversuche oder Literaturquellen, welche die mechanischen Eigenschaften von Werkstoffen temperaturabhängig angeben (z. B. (Richter 1973, 1983; Peil und Wichers 2004)). Die Fließkurve anderer Phasen (z. B. Bainit, Martensit) wird letztlich durch Multiplikation mit dem bei Raumtemperatur bestimmten Proportionalitätsfaktor berechnet. Für die mechanischen Eigenschaften der Phase Austenit greift man häufig auf die Fließkurven austenitischer Stähle zurück.

Die Probleme der beschriebenen Vorgehensweise sind offensichtlich. Der Proportionalitätsfaktor gibt das Verhältnis der Festigkeiten verschiedener Phasen nicht korrekt wieder, da einphasige Werkstoffzustände meist nicht einstellbar sind. Zum anderen ist die Kennwertermittlung durch Warmzugversuche zu hinterfragen, da die hohen Temperaturen zwangsläufig zu einer Änderung des Werkstoffgefüges führen. Der Ausgangszustand liegt somit nicht mehr vor, was ebenfalls gegen die Anwendung des Proportionalitätsfaktors spricht. Generell ist festzustellen, dass die mechanischen Werkstoffprüfungen meist unter stark vereinfachten Bedingungen erfolgen. Dabei sind die untersuchten Werkstoffzustände oft fernab von realitätsnahen Zuständen in der Schweißzone. Letztlich ist auch das Zurückgreifen auf andere (z.B. austenitische) Stähle nicht immer möglich, da die chemische Zusammensetzung des Stahls die Festigkeit der austenitischen Phase bestimmt.

Daher wurde in dieser Arbeit ein neuartiges, umfänglich experimentell validiertes mechanisches Werkstoffmodell entwickelt. Die experimentelle Bestimmung des Festigkeits- und Fließverhaltens erfolgte durch thermomechanische Analysen mit einem *Umformdilatometer DIL 805D* der Firma *TA Instruments*<sup>2</sup>. Untersuchungen erfolgten am Grundwerkstoff S355GP sowie am Schweißgut („Aquaweld“). Zylindrische Proben ( $\varnothing$  5 mm x 10 mm) der Werkstoffe wurden hierbei zunächst Schweißwärmezyklen unterworfen (vgl. Abbildung 7 a). Die  $t_{8/5}$ -Zeit wurde variiert, um verschiedene Phasenumwandlungen herbeizuführen. Der Abkühlvorgang wurde zu unterschiedlichen Zeitpunkten (Temperaturen) unterbrochen, wobei eine direkt angeschlossene isotherme Umformung der Proben mittels Stauchversuch (Dehnrates =  $0,1 \text{ s}^{-1}$ ) erfolgte. Mit dieser Vorgehensweise war es möglich, definierte Werkstoffzustände (vorliegende Phasenanteile aus S-ZTU-Diagramm bekannt) fernab vom Phasengleichgewicht mechanisch zu prüfen. Der Werkstoffzustand liegt somit nah am tatsächlichen Zustand in der Schweißzone. Die mechanischen Eigenschaften werden daher als repräsentativ für den tatsächlichen Schweißprozess angesehen. Dass sich das Umformdilatometer sehr gut zur Aufnahme von Spannungs-Dehnungs-Kurven eignet, geht aus Abbildung 18 hervor. Gegenübergestellt sind die Messdaten am Ausgangszustand von S355GP, die durch den Stauchversuch am Dilatometer einerseits und aus einem konventionellen Zugversuch nach DIN EN ISO 6892-1 andererseits resultieren. Die ermittelten Fließspannungen zeigen eine sehr gute Übereinstimmung. Lediglich im rein elastischen Bereich (Hook'sche Gerade) ergeben sich aufgrund der geringeren Steifigkeit der hydraulischen Umformeinrichtung am Dilatometer Unterschiede. Es sei jedoch explizit darauf hingewiesen, dass die Stauchversuche nicht zur Bestimmung des Elastizitätsmoduls, sondern lediglich zur Überprüfung des Fließverhaltens (plastisches Verhalten) herangezogen worden sind. Die festgestellten Abweichungen im elastischen Bereich sind somit nicht von Interesse.

---

<sup>2</sup> Vormals Bähr

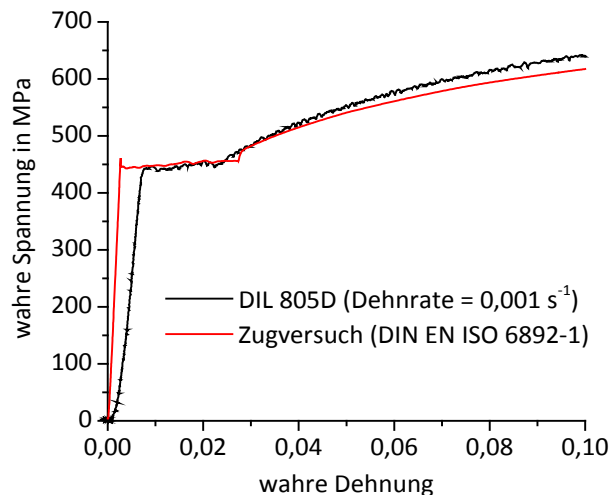


Abbildung 18: Vergleich von Spannungs-Dehnungs-Kurven des Stahls S355GP im Ausgangszustand die mit unterschiedlichen Messverfahren (thermomechanische Analyse bzw. konventioneller Zugversuch) aufgenommen worden sind.

Abbildung 19 zeigt wahre Spannungs-Dehnungs-Kurven von S355GP, die sich nach Durchführung des Schweißzyklus ergeben. Proben wurden hierbei nach Austenitisierung (1350 °C, 1 s) mit sehr unterschiedlichen  $t_{8/5}$ -Zeiten auf die angegebenen Umformtemperaturen abgekühlt. Wie aus den Diagrammen hervorgeht, ist das Fließverhalten bei  $T = 700$  °C unabhängig von der Kühlgeschwindigkeit. Das festgestellte Verhalten ist durch den vorliegenden Gefügestand zu erklären. Nennenswerte Phasenumwandlungen haben bei dieser Temperatur noch nicht eingesetzt, wie aus dem S-ZTU-Diagramm (Abbildung 10) hervorgeht. Für beide  $t_{8/5}$ -Zeiten liegt somit reiner Austenit vor. Bei einer Temperatur von  $T = 460$  °C weist der langsam abgekühlte ( $t_{8/5} = 100$  s) Werkstoffzustand eine höhere Festigkeit auf als eine rasch abgekühlte ( $t_{8/5} = 3$  s) Probe. Die Verformungsverfestigung mit zunehmender plastischer Verformung ist dabei ebenfalls als großer Unterschied herauszustellen. Erneut ist das Verhalten durch das Phasenumwandlungsverhalten (Abbildung 10) zu erklären. Während bei schneller Abkühlung aufgrund der erschwerten Diffusionsbedingungen noch immer vorwiegend Austenit vorliegt, kann bei Abkühlung mit  $t_{8/5} = 100$  s bei 460 °C ein ferritisch-perlitisches Gefüge (mit entsprechend höherer Festigkeit) festgestellt werden. Erst nach Abschluss aller Umwandlungsvorgänge bei  $T = 250$  °C (vgl. Abbildung 9) zeigt sich das Festigkeitsverhalten, was auch anhand der Härtewerte bei Raumtemperatur (Abbildung 10 bzw. Abbildung 17) festzustellen ist. Die verringerte  $t_{8/5}$ -Zeit führt zu höherfesten Phasen und somit zu einer deutlich höheren erforderlichen Fließspannung. Der durchgeführte Vergleich zeigt jedoch deutlich auf, wie sensibel das mechanische Verhalten auf ablaufende Phasenumwandlungen reagiert. Die Festigkeitsverhältnisse bei Raumtemperatur geben keinen Aufschluss über die vorliegenden Bedingungen während des Schweißvorganges. Somit wird nochmals die große Bedeutung temperatur- und phasenabhängiger Werkstoffdaten ersichtlich.

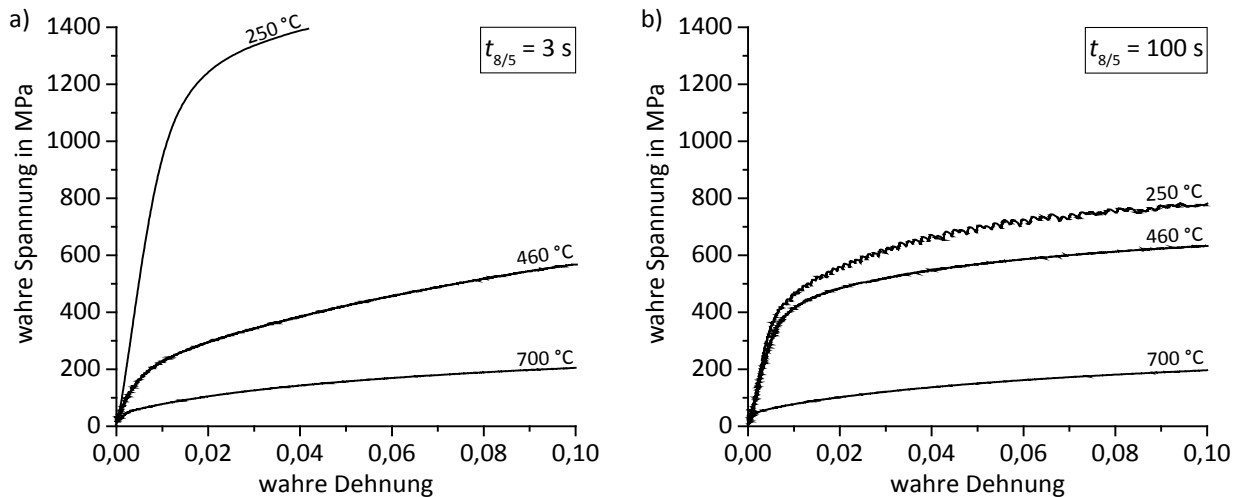


Abbildung 19: Wahre Spannungs-Dehnungs-Kurven von S355GP bei verschiedenen Temperaturen in Abhängigkeit der Abkühlbedingungen des Schweißvorganges.

- a)  $t_{8/5} = 3 \text{ s}$
- b)  $t_{8/5} = 100 \text{ s}$

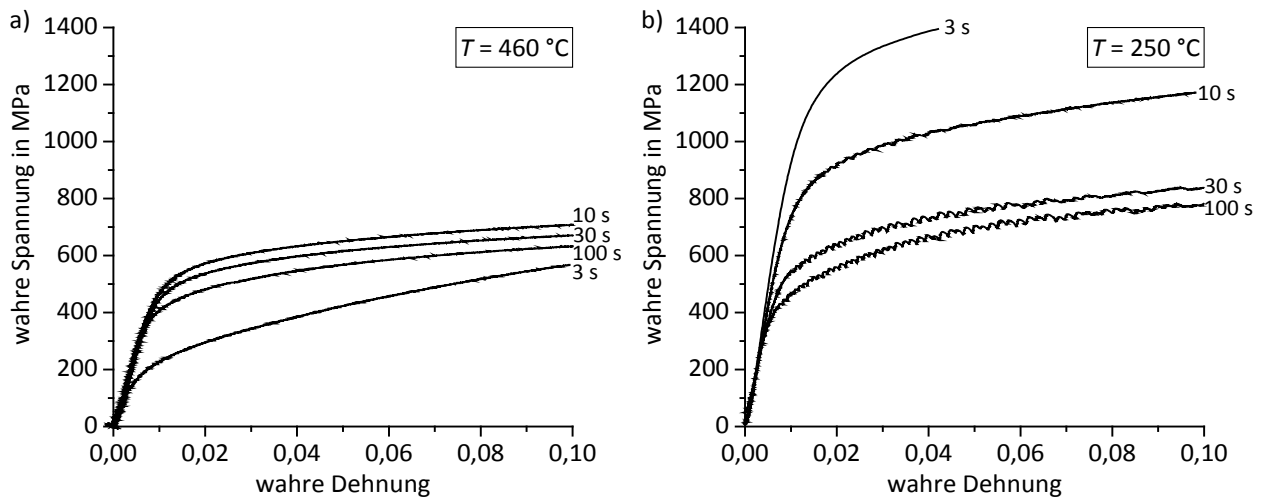


Abbildung 20: Wahre Spannungs-Dehnungs-Kurven von S355GP für verschiedene  $t_{8/5}$ -Zeiten in Abhängigkeit der Temperatur.

- a)  $T = 460 \text{ °C}$
- b)  $T = 250 \text{ °C}$  (Phasenumwandlungen vollständig abgeschlossen)

Die komplexen Zusammenhänge zwischen Kühlrate, Temperatur und dem resultierenden Fließverhalten werden auch an den Spannungs-Dehnungs-Kurven in Abbildung 20 deutlich. Bei einer Temperatur von  $T = 250 \text{ °C}$  (Abbildung 20 b) sind unabhängig von der Kühlrate alle Phasenumwandlungen abgeschlossen. Die Festigkeit des Werkstoffes steigt daher mit Verringerung der  $t_{8/5}$ -Zeit an. Solange jedoch Phasenumwandlungsprozesse ablaufen ( $T = 460 \text{ °C}$ ), ergeben sich deutlich andere Festigkeitsverhältnisse, wie aus Abbildung 20 a hervorgeht.

Bei Betrachtung des Festigkeits- und Fließverhaltens des reinen Schweißgutes (Abbildung 21), wird auch der große Einfluss der chemischen Zusammensetzung des Werkstoffes ersichtlich. Im Vergleich zum Grundwerkstoff ergeben sich sehr unterschiedliche Spannungs-Dehnungs-Kurven in Abhängigkeit von  $t_{8/5}$ -Zeit und Temperatur. Diese sind insbesondere auf das sehr unterschiedliche Phasenumwandlungsverhalten (Abbildung 16) zurückzuführen.

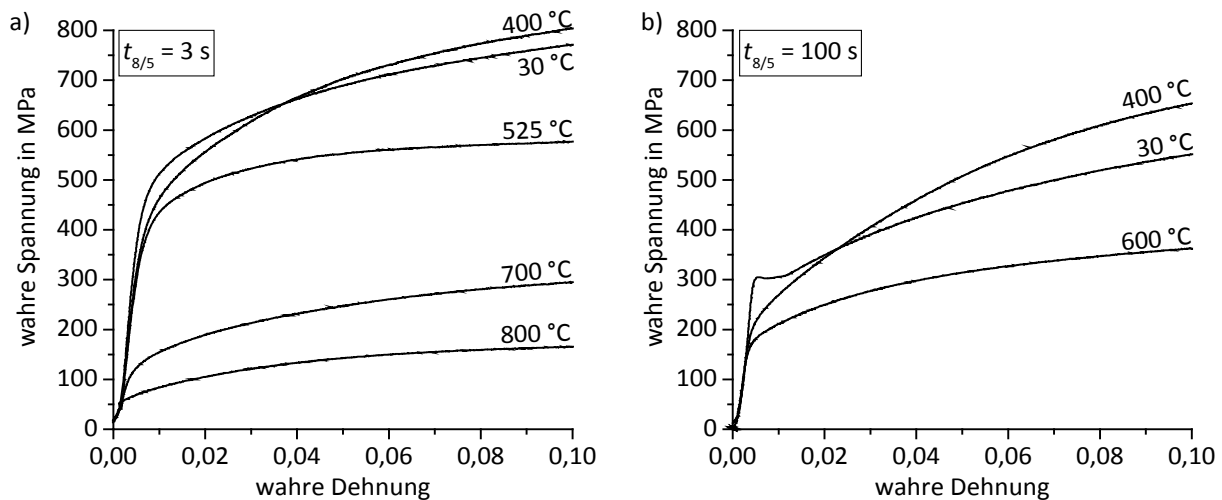


Abbildung 21: Wahre Spannungs-Dehnungs-Kurven des Schweißgutes („Aquaweld“) bei verschiedenen Temperaturen in Abhängigkeit der Abkühlbedingungen des Schweißvorganges.

- a)  $t_{8/5} = 3 \text{ s}$   
 b)  $t_{8/5} = 100 \text{ s}$

Aufgrund der oben genannten Defizite herkömmlicher Datenbanken wurden in diesem Projekt für die Schweißsimulation Fließkurven verwendet, die mittels *JMatPro*<sup>3</sup> bestimmt worden sind. *JMatPro* ist ein praxiserprobtes Werkzeug zur Berechnung temperaturabhängiger Werkstoffeigenschaften für eine Vielzahl technischer Legierungen und bietet den Vorteil, dass die genaue chemische Zusammensetzung des betrachteten Werkstoffes berücksichtigt wird. Für alle auftretenden Phasen gibt ein *JMatPro*-Werkstoffdatensatz die Fließkurven temperaturabhängig an. Die Implementierung von Datensätzen in gängige FE-Software ist durch standardisierte Schnittstellen problemlos möglich.

Die für definierte Werkstoffzustände experimentell aufgenommenen Spannungs-Dehnungs-Kurven wurden herangezogen, um die zur Verfügung stehenden phasen- und temperaturabhängigen Materialdaten (*JMatPro*-Datensatz für den Grundwerkstoff S355GP) zu überprüfen. Die Fließkurven sind dabei für alle Phasen im Temperaturbereich von  $T = 25 \text{ °C} - 1500 \text{ °C}$  für Dehnungswerte von  $\varphi = 0 - 4$  und Dehnraten zwischen  $\dot{\varepsilon} = 0,001 - 1000 \text{ s}^{-1}$  tabellarisch hinterlegt. Somit kann ein direkter Vergleich von Fließkurven im betrachteten Temperaturbereich für die experimentell angewendete Dehnraten erfolgen. Unter Berücksichtigung des zuvor ermittelten Phasenumwandlungsverhaltens konnte so auch die Anwendbarkeit einer linearen Mischungsregel für mehrphasige Gefüge überprüft werden. Dabei wird angenommen, dass die Fließspannungen der einzelnen Phasen entsprechend ihres vorliegenden Volumenanteils linear und additiv zur gesamten Fließspannung des Werkstoffzustandes beitragen.

Für ausgewählte Werkstoffzustände ist der Fließkurvenvergleich zwischen Experiment und *JMatPro*-Datensatz in Abbildung 22 dargestellt. Die *JMatPro*-Daten für S355GP wurden dabei sowohl für den Grundwerkstoff S355GP (Abbildung 22 a, b, c) als auch für das reine Schweißgut (Abbildung 22 d, e, f) angewendet, in der Annahme, dass das unterschiedliche Fließverhalten im Wesentlichen durch die vorliegenden Phasen bewirkt wird und nicht so sehr von der

<sup>3</sup> der Firma *Sente Software Ltd.*



Abkühlgeschwindigkeit abhängt. In allen Diagrammen beschreibt die schwarze Kurve das experimentell ermittelte Fließverhalten für den jeweiligen Zustand. Die jeweiligen Versuchsbedingungen ( $t_{8/5}$ -Zeit, Temperatur) kann den Legenden entnommen werden. Die aus den S-ZTU-Diagrammen entnommenen Gefügezusammensetzungen sind zusätzlich in der Abbildungsunterschrift angegeben. Die roten Kurven sind unter Annahme dieser Gefügezusammensetzungen durch Anwendung der linearen Mischungsregel aus den Fließkurven des JMatPro-Datensatzes bestimmt worden. Die roten Kurven entsprechen somit jenen Werten, die im Simulationsmodell Anwendung finden. Als gestrichelte rote Linien sind zusätzlich die Fließkurven der reinen Phasen eingetragen, aus denen die Fließkurve des betrachteten Werkstoffzustandes resultiert.

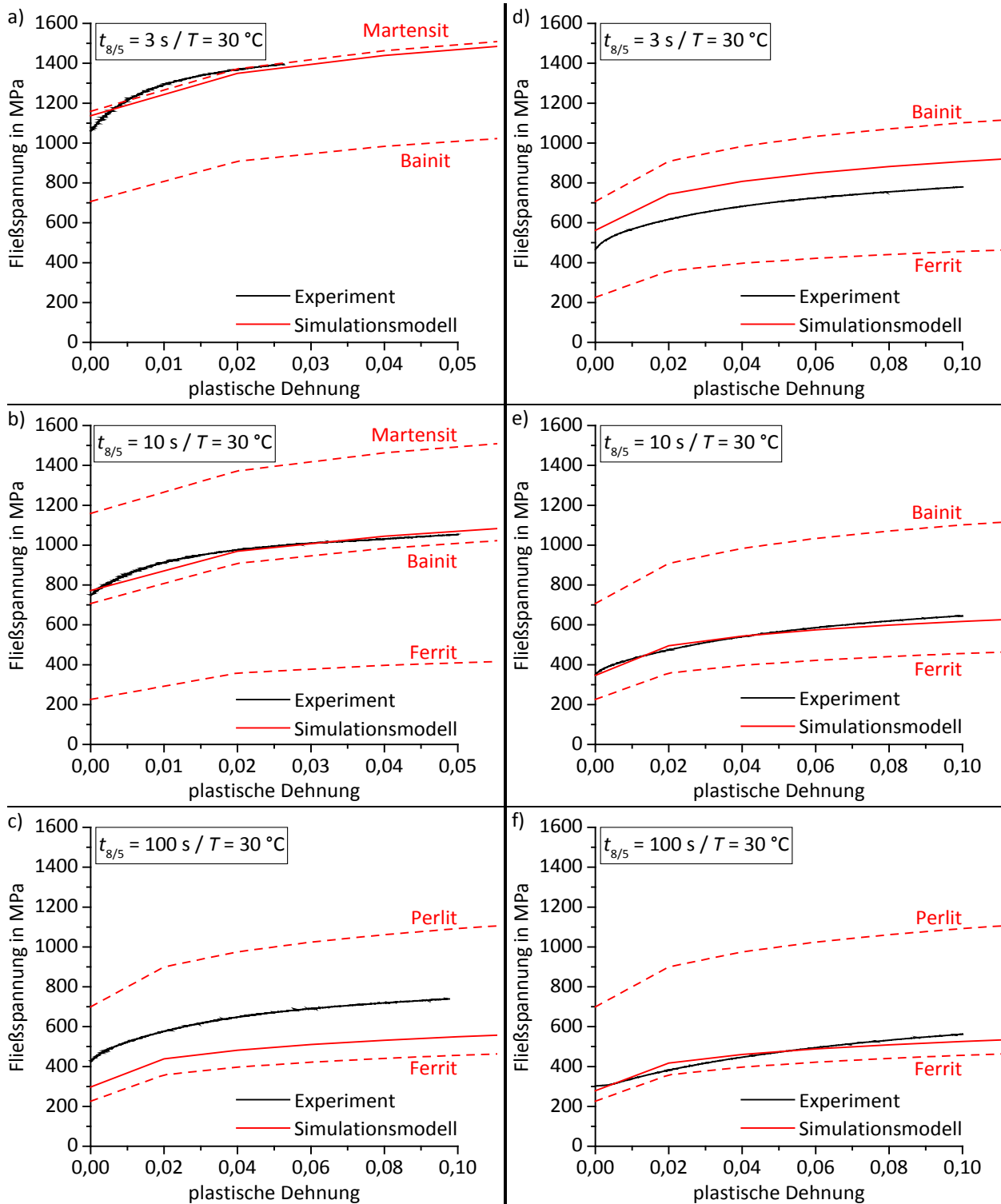


Abbildung 22: Vergleich experimentell bestimmter Fließkurven von mehrphasigen Gefügen und Fließkurven des Werkstoffmodells unter Anwendung einer linearen Mischungsregel.

- a) S355GP:  $t_{8/5} = 3 \text{ s}$  ( $\approx 5 \%$  Bainit +  $95 \%$  Martensit)
- b) S355GP:  $t_{8/5} = 10 \text{ s}$  ( $\approx 10 \%$  Ferrit +  $65 \%$  Bainit +  $25 \%$  Martensit)
- c) S355GP:  $t_{8/5} = 100 \text{ s}$  ( $\approx 87 \%$  Ferrit +  $13 \%$  Perlit)
- d) Schweißgut:  $t_{8/5} = 3 \text{ s}$  ( $\approx 25 \%$  Ferrit +  $75 \%$  Bainit)
- e) Schweißgut:  $t_{8/5} = 10 \text{ s}$  ( $\approx 75 \%$  Ferrit +  $25 \%$  Bainit)
- f) Schweißgut:  $t_{8/5} = 100 \text{ s}$  ( $\approx 89 \%$  Ferrit +  $11 \%$  Perlit)

Aus der vergleichenden Betrachtung der Fließkurven lässt sich im Allgemeinen eine gute Übereinstimmung zwischen Experiment und Werkstoffdatensatz aus *JMatPro* feststellen. Insbesondere das Verfestigungsverhalten mit zunehmender plastischer Dehnung wird in allen Fällen sehr gut abgebildet. Für die meisten herangezogenen Zustände (a, b, e, f) stimmen auch die Absolutwerte der Streck- bzw. Dehngrenze sehr gut überein, sodass von einer sehr guten Beschreibung des Fließverhaltens gesprochen werden kann. Für einige Zustände (c, d) konnte eine solch gute Übereinstimmung hingegen nicht festgestellt werden. Neben der fehlerhaften Beschreibung des Fließverhaltens einzelner Phasen bei den entsprechenden Temperaturen können auch andere Faktoren als Ursache in Betracht kommen. Insbesondere ist es denkbar, dass die metallografisch bestimmten Phasenanteile nicht korrekt bestimmt worden sind. Insbesondere die Quantifizierung der Flächenanteile von Ferrit, Perlit und Bainit kann aufgrund der schwierigen optischen Unterscheidung nicht immer eindeutig erfolgen (siehe Abbildung 8, Abbildung 14). Hierdurch kann sich eine Fehlerquelle für die Anwendung der Mischungsregel ergeben. Auch die unterschiedliche Ausbildung ferritischer bzw. perlitischer Gefügebestandteile in Abhängigkeit der Abkühlrate ist denkbar. So ist bekannt, dass insbesondere bei schneller Abkühlung groben Austenitkorns (hohe Temperaturen) die Umwandlung  $\gamma \rightarrow \alpha$  anormal verlaufen kann. Durch die langen Diffusionswege und die kurze Diffusionszeit kann die Ausscheidung von Ferrit oder Zementit nadelförmig im Innern der Austenitkörner und somit nicht wie üblich an den Korngrenzen der Austenitkristalle erfolgen. Durch den vergleichbaren Entstehungsmechanismus ist auch das Erscheinungsbild dieses Gefüges mit Widmannstätten'scher Anordnung dem Bainit sehr ähnlich. Ein solches Gefüge weist zudem eine höhere Festigkeit auf als ein normal ausgebildetes ferritisch-perlitisches Gefüge.

Dass mit dem Werkstoffdatensatz auch bei hohen Temperaturen eine geeignete Beschreibung des Fließverhaltens erfolgen kann, zeigt Abbildung 23. In den Diagrammen sind erneut experimentell bestimmte Fließkurven den Daten aus *JMatPro* gegenübergestellt. Insbesondere die Daten für das rein austenitische Gefüge (Abbildung 23 a) zeigen bei verschiedenen Temperaturen gute Übereinstimmung. Für das Schweißgut ergeben sich bei hohen Temperaturen erneut größere Abweichungen (Abbildung 23 b). Insgesamt ist jedoch festzustellen, dass der *JMatPro*-Datensatz für S355GP auch für das reine Schweißgut anwendbar ist. Das unterschiedliche Festigkeits- und Fließverhalten ist im Wesentlichen auf das sehr unterschiedliche Phasenumwandlungsverhalten zurückzuführen, welches wiederum durch die chemische Zusammensetzung des Zusatzwerkstoffes beeinflusst wird. Unter dieser Annahme lässt sich auch das Fließverhalten des Grundwerkstoffes S430GP mit dem betrachteten Datensatz von S355GP beschreiben.

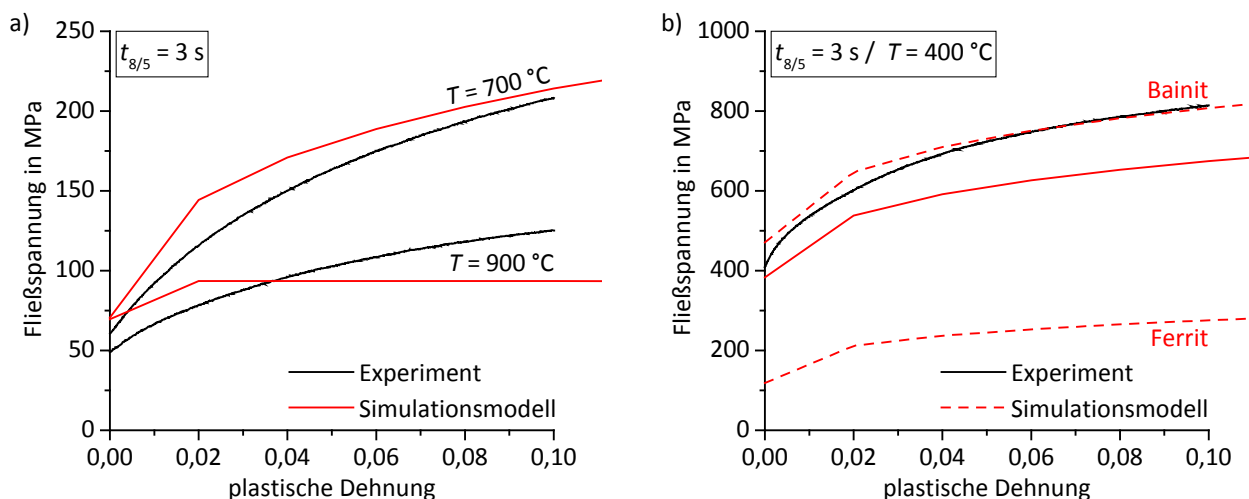


Abbildung 23: Vergleich experimentell bestimmter Fließkurven und Fließkurven des Werkstoffmodells unter Anwendung einer linearen Mischungsregel.

- a) S355GP:  $t_{8/5} = 3 \text{ s}$  (100% Austenit)  
 b) Schweißgut:  $t_{8/5} = 3 \text{ s}$  ( $\approx 25\%$  Ferrit +  $75\%$  Bainit)

### Zusammenfassung

Das Phasenumwandlungsverhalten der Werkstoffe muss in einer aussagekräftigen Schweißstruktursimulation zwingend mit berücksichtigt werden, da sich durch die Gefügeänderungen während des Schweißzyklus sowohl die thermo-physikalischen als auch die mechanisch-technologischen Eigenschaften ändern. Aufgrund der umwandlungsinduzierten Änderung von Wärmeleitfähigkeit, Wärmekapazität, latenter Wärme und Dichte wirken sich Phasenumwandlungen auf das Temperaturfeld aus. Darüber hinaus können sich die Temperaturabhängigkeit der thermischen Ausdehnung und der Festigkeitswerte des Werkstoffes durch Umwandlungsreaktionen ändern, was wiederum Auswirkungen auf die strukturmechanische Simulation hat. Eine genaue Kenntnis vorliegender Phasen und deren Anteile zu jedem Zeitpunkt des Schweißvorganges ist für die Genauigkeit von Simulationsrechnungen somit wesentliche Voraussetzung.

Mit den durchgeführten experimentellen Untersuchungen ist es gelungen, dass Phasenumwandlungsverhalten der zwei Grundwerkstoffe (S355GP und S430GP) und des reinen Schweißgutes („Aquaweld“) umfassend zu beschreiben. Dabei wurden die besonderen Gegebenheiten des Schweißvorganges, insbesondere die speziellen Austenitisierbedingungen, mit berücksichtigt. Es konnte gezeigt werden, dass die chemische Zusammensetzung des Werkstoffes maßgeblichen Einfluss auf das Umwandlungsverhalten besitzt. Sowohl die Abschreckempfindlichkeit als auch die Umwandlungstemperaturen werden durch die vorliegenden Legierungselemente in großem Maße beeinflusst. Während sich in den Grundwerkstoffen bei rascher Abkühlung überwiegend bainitische bzw. martensitische Gefügebestandteile ausbilden, konnte im Zusatzwerkstoff nur eine geringfügige Martensitbildung festgestellt werden. Dies drückt sich auch in den mechanischen Kennwerten nach vollständiger Abkühlung auf Raumtemperatur aus.

Durch Untersuchung des Festigkeits- und Fließverhaltens an definierten Werkstoffzuständen mittels thermomechanischer Analysen konnten phasen- und temperaturabhängige mechanische Eigenschaften auch von Ungleichgewichtszuständen gemessen werden. In einem Vergleich zu den experimentellen Ergebnissen konnte festgestellt werden, dass sich ein für den Spundwandstahl S355GP generierter Werkstoffdatensatz aus *JMatPro* grundsätzlich zur

Beschreibung des mechanischen Verhaltens der Grundwerkstoffe und des Schweißgutes eignet. Defizite aus herkömmlichen Fließkurvenbeschreibungen, die häufig auf fehlerhaften Annahmen beruhen, können dadurch vermieden werden.

Es sei ausdrücklich darauf hingewiesen, dass die geschilderten Defizite und der in diesem Projekt entwickelte Lösungsweg für ein zutreffendes mechanisches Modell nicht nur für die Simulation des Unterwasserschweißens gelten, sondern ebenso für die Simulation von konventionellen Schweißaufgaben unter Atmosphärenbedingungen sowie für die Wärmebehandlungssimulation.

## 2.2. Charakterisierung des Wärmeübergangs (Arbeitspaket 2)

Neben den Materialeigenschaften stellt die Beschreibung des transienten Temperaturfeldes im Nahtbereich der Schweißverbindung eine wichtige Voraussetzung für die Genauigkeit der Schweißsimulation dar. Neben einer möglichst korrekten Modellierung der Verteilung des Wärmeeintrages durch die Schweißquelle ist auch das Verhalten der Wärmeabfuhr in die Schweißumgebung von großer Bedeutung. Dies gilt insbesondere für das nasse Unterwasserschweißen, da hier spezielle Gegebenheiten vorliegen, die sich enorm von Schweißprozessen an Luftatmosphäre unterscheiden.

Beim Schweißen an Luftatmosphäre erfolgt die Abkühlung des Bauteils im Wesentlichen durch Wärmeleitung im Bauteil selbst und nur zu einem geringen Anteil durch Konvektion an die Umgebung. Hierin besteht ein großer Unterschied zu nassen Unterwasserschweißungen, wo der Wärmeübergang überwiegend an der Grenze Metall/Wasser stattfindet. Die eingebrachte Wärmeenergie wird somit in unterschiedlichen Anteilen durch verschiedene Wärmeübergangsmechanismen an die Umgebung abgeführt. Die hohe Oberflächentemperatur des Bauteils führt zum Verdampfen des Wassers, wodurch sich der Wärmeübergangsmechanismus ändert. Durch auftretende Siedephasen ändert sich der Wärmeübergangskoeffizient temperaturabhängig um einige Größenordnung und kann nicht als konstante Größe definiert werden.

Ziel des Arbeitspaketes 2 war es daher, die wesentlichen Einflussgrößen auf den Wärmeübergang vom Bauteil zum Wasser zu untersuchen und zu quantifizieren. Hierdurch sollte es gelingen, den Wärmeübergang vom Bauteil zur Umgebung in der numerischen Simulation als physikalische Randbedingung zu berücksichtigen. Insbesondere sollte überprüft werden, ob der Leidenfrost-Effekt und die daran geknüpften Siedephasen auftreten und wie die Effekte von den Umgebungsbedingungen abhängen. Für die Untersuchungen wurden verschiedene Verfahren herangezogen, deren Ausführung und Ergebnisse nachfolgend beschrieben und diskutiert werden.

Allen Versuchsdurchführungen lag der Gedanke zu Grunde, den temperaturabhängigen Wärmeübergangskoeffizienten aus experimentell bestimmten Temperatur/Zeit-Verläufen zu ermitteln. Für eine Beurteilung des temperaturabhängigen Wärmeübergangs von der Bauteiloberfläche zum Wasser wurden daher stets Temperatur/Zeit-Verläufe an Proben aufgenommen, denen unter Wasser definierte Temperaturzyklen (Erwärmen und Abkühlen) aufgeprägt worden sind. Dabei wurde angestrebt, die Messstellen auf Temperaturen zu erwärmen, welche typischerweise in der Wärmeeinflusszone der Schweißverbindung auftreten. Die lokale Temperaturerfassung erfolgte in allen Fällen mit Hilfe mehrerer Thermoelemente (Typ K,  $\varnothing$  0,5 mm), die an festgelegten Positionen der Versuchsproben durch eingebrachte Bohrungen ( $\varnothing$  0,7 mm) positioniert worden sind.

In einem ersten Versuchsaufbau wurden als Modellgeometrie Spundwandabschnitte aus S355GP mit den Maßen 60 mm x 100 mm x 10 mm verwendet (siehe Abbildung 24 a). Die Bleche

waren in der Mitte ihren langen Seitenflächen mit Thermoelementbohrungen versehen, die ausgehend von der Blechoberfläche in vertikalen Abständen von 3, 6 und 9 mm jeweils 30 mm tief eingebracht worden sind. Dadurch konnte die Temperaturverteilung an drei Messstellen in Dickenrichtung der Bleche erfasst werden. Durch einseitiges Auftragsschweißen ohne Vorschub wurde versucht, einen hinreichend großen Wärmeeintrag zu realisieren, um charakteristisch hohe Temperaturen zu erzielen und die nachfolgende Wasserabschreckung durch die Thermoelemente aufzuzeichnen. Die Schweißungen erfolgten unter Wasser mit „Aquaweld“-Elektroden und wurden als hochenergetische Energiequelle zum Erwärmen der Bleche genutzt. Die Temperaturmessstellen befanden sich dabei mit den beschriebenen vertikalen Versätzen (3, 6, 9 mm) direkt unterhalb der Elektrode (vgl. Abbildung 24 a). Die Experimente wurden in ruhendem Wasser bei einer geringen Wassertiefe von wenigen 10 cm und einer konstanten Temperatur von etwa 20 °C durchgeführt. Beispiele für aufgezeichnete Temperatur/Zeit-Verläufe für die drei Messstellen sind ebenfalls in der Abbildung dargestellt. Die erzielten Maximaltemperaturen sind vergleichbar mit den Gegebenheiten in der WEZ und somit ausreichend hoch. Es wird jedoch deutlich, dass große Temperaturgradienten in Dickenrichtung auftreten und die Erwärmung somit inhomogen erfolgt. Zwischen den Messstellen liegen große Temperaturgradienten vor. Während in einem Abstand von 3 mm zur Blechoberfläche Temperaturen bis zu 1200 °C vorliegen, werden 9 mm unterhalb der Blechoberfläche (1 mm Abstand zur Unterseite) nur etwa 500 °C erreicht. Die Abkühlung nach Abschaltung des Lichtbogens (gestrichelte Linie) zeigte einen kontinuierlichen Verlauf. Eine Filmsiedephase mit anfänglich geringer Abkühlgeschwindigkeit und diskontinuierlichem Abkühlverlauf wurde nicht beobachtet. Es konnte festgestellt werden, dass mit der gewählten Versuchsdurchführung zwischen Einzelversuchen große Schwankungen in den Temperatur/Zeit-Verläufen auftraten. Die geringe Reproduzierbarkeit ist vermutlich auf den Nahtaufbau an der Blechoberfläche zurückzuführen, welcher nicht immer konstant abläuft. Die geometrischen Randbedingungen schwanken somit zwischen den Versuchen. Ein weiterer Nachteil bestand darin, dass Bleche stets nur einmal verwendet werden konnten.

In einem angepassten Versuchsaufbau (Abbildung 24 b) wurden die Bleche aus S355GP (60 mm x 100 mm x 10 mm) erneut in ruhendem Wasser ( $\approx 20$  °C) erwärmt. Anstelle einer Auftragsschweißung wurde jedoch ein Flächeninduktor (20 mm x 30 mm) für die Wärmebringung genutzt. Der Induktor wurde zentrisch auf den horizontal ausgerichteten Blechen und somit direkt über den Messstellen positioniert. Hierdurch konnte ein räumlich begrenzter Bereich des Probenblechs erwärmt werden. Für die Erwärmung wurde ein Induktionsheizgerät *ALESCO A4000* verwendet. Die Induktion war dabei jeweils für etwa 20 s eingeschaltet. Zwischen Plattenoberfläche und Induktor wurde ein Spalt von 1 mm realisiert, sodass an der gesamten Blechoberfläche Kontakt zum Wasser bestehen kann. Wie die Temperatur/Zeit-Verläufe zeigen, erfolgt die induktive Erwärmung sehr rasch auf die erreichbaren Maximaltemperaturen an den jeweiligen Messstellen. Nach etwa 10 s scheint sich ein stationärer Zustand einzustellen. Die Temperaturen an den Messstellen bleiben nachfolgend bis zur Ausschaltung der Induktion nahezu konstant. Sobald die Wärmeeinbringung stoppt, findet eine rasche Abkühlung des Bleches statt, was durch den steilen Abfall der Temperaturen an den Messstellen zu Ausdruck kommt. Die Temperatur/Zeit-Verläufe legen den Schluss nahe, dass sich auch in diesem Fall kein stabiler Dampffilm ausbildet, der durch den geringen Wärmeübergang eine verzögerte Abkühlung bewirkt. Mit Hilfe von Videoaufnahmen konnte an Probenober- und Unterseite Blasenbildung beobachtet werden. Es ist somit naheliegend, dass die rasche Abkühlung durch ein intensives Blasensieden erfolgt. Erst bei Unterschreitung der Siedetemperatur des Wassers verlangsamt sich die Wärmeübertragung von der

Bauteiloberfläche zum umgebenden Medium. In diesem Temperaturbereich liegt reine Konvektion vor.

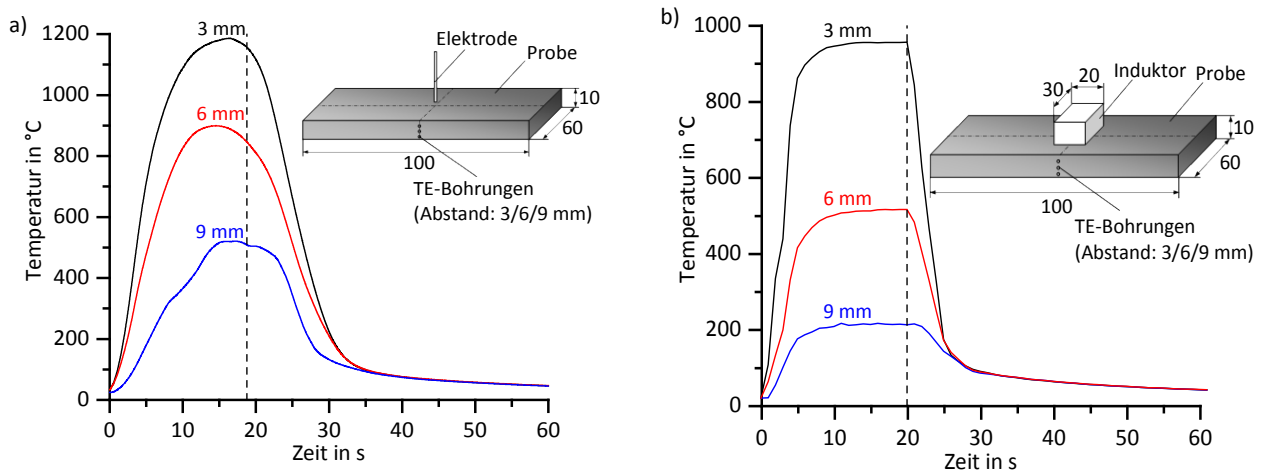


Abbildung 24: Schematischer Versuchsaufbau und aufgezeichnete Temperatur/Zeit-Verläufe bei Erwärmung quaderförmiger Proben unter Wasser mit direkt anschließender Abkühlung.  
 a) Erwärmung durch einseitige Auftragsschweißung ohne Vorschub  
 b) Erwärmung durch Platteninduktor

Es wurde vermutet, dass die Plattenposition und somit auch die Schweißposition (z. B. Wannenposition, Fallposition) einen erheblichen Einfluss auf die Ausprägung des Wärmeübergangs besitzen. Während in der Fallposition eine starke freie Konvektion entlang des senkrechten Bleches, und somit ein starker Einfluss auf den Wärmeübergang herrscht, sollte die Konvektion in der Wannenposition durch das horizontal liegende Blech beeinträchtigt sein. Die Positionierung der Bleche und des Induktors wurde daher angepasst, um entsprechende Einflüsse genauer zu untersuchen. In Abbildung 25 sind die Versuchsergebnisse von je fünf Einzelmessungen für zwei alternative Ausrichtungen dargestellt. In einer ersten Variante (Abbildung 25 a) wurden die Bleche um 180° gedreht und der Platteninduktor an der Blechunterseite positioniert. Die angegebenen Abstände der Temperaturmessstellen beziehen sich erneut auf die induktorseitige Fläche der Bleche. In der zweiten Variante (Abbildung 25 b) sind sowohl Blech als auch Induktor senkrecht positioniert worden. Wie die Temperatur/Zeit-Verläufe an allen Messstellen aufzeigen, hat die Orientierung der Platten weder einen signifikanten Einfluss auf das Erwärmen noch auf das Abkühlen. In allen Fällen (vgl. Abbildung 24 b) wurden nahezu identische Maximaltemperaturen erzielt. Die Abkühlung nach Abschaltung des Induktors erfolgt in allen Fällen äußerst rasch. Wiederum wird kein Hinweis auf ein Filmsieden gefunden.

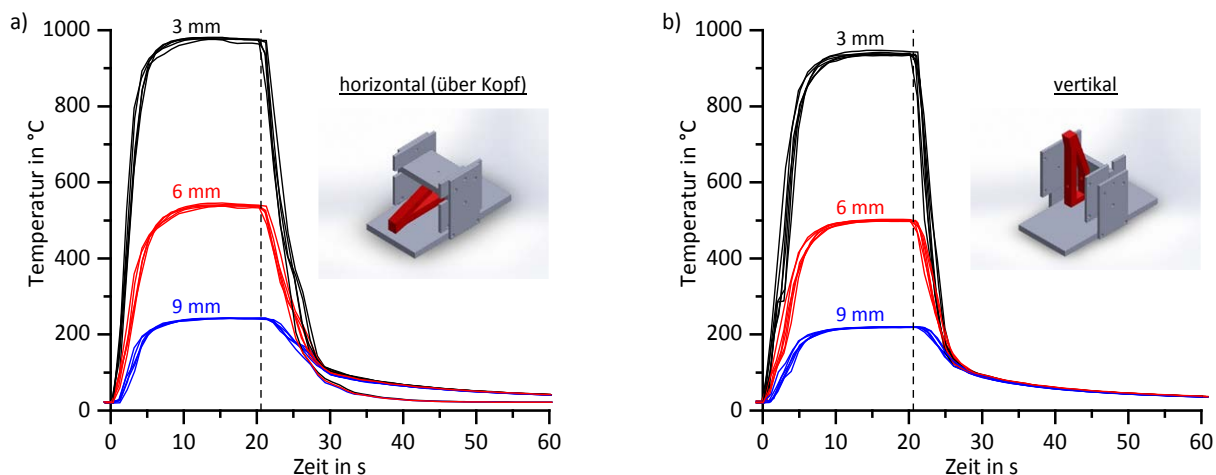


Abbildung 25: Einfluss von Blech- und Induktorposition auf die Temperatur/Zeit-Verläufe beim induktiven Erwärmen quaderförmiger Proben unter Wasser mit direkt anschließender Abkühlung.

In einem weiteren Versuchsaufbau wurde getestet, ob zylindrische Proben unter Wasser durch Erwärmung mit einem Ringinduktor auf ausreichend hohe Temperaturen erwärmt werden können. Zylindrische Proben ( $\varnothing 29,5 \text{ mm} \times 120 \text{ mm}$ ) wurden durch einen in axialer Richtung zentrisch positionierten Ringinduktor unter Wasser ( $\approx 20 \text{ }^\circ\text{C}$ ) erwärmt. In die Proben waren ausgehend von der oberen Stirnseite Thermoelementbohrungen eingebracht, die bis zur Mittelebene der Probe reichten. Die Messstellen befanden sich dabei einerseits im Kern der Probe und andererseits im Randbereich (Abstand zum Rand  $< 1 \text{ mm}$ ). Dies verdeutlicht die schematische Abbildung des Messaufbaus in Abbildung 26 a, bei der die obere Hälfte der Probe im Schnitt durch die Mittelebene dargestellt ist. Die zugehörigen Temperatur/Zeit-Verläufe zeigen auf, dass auch mit diesem Messaufbau keine homogene Temperaturverteilung im Innern der Probe erzielt werden kann. Die Temperatur/Zeit-Verläufe weisen erneut auf einen kontinuierlichen Abkühlprozess hin. Hinweise auf einen Leidenfrost-Effekt konnten nicht festgestellt werden.

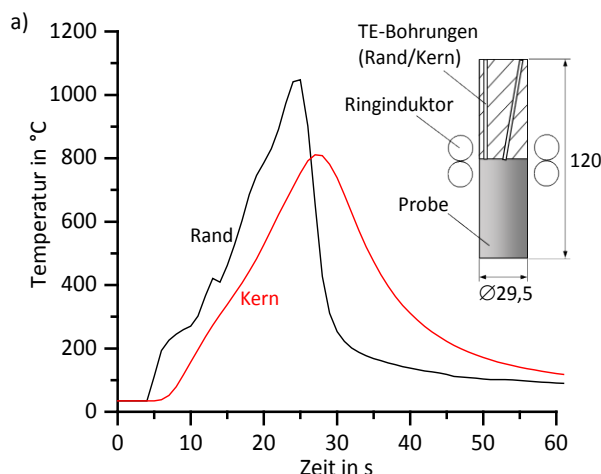


Abbildung 26: Schematischer Versuchsaufbau und aufgezeichnete Temperatur/Zeit-Verläufe bei induktiver Erwärmung zylindrischer Proben unter Wasser mit direkt anschließender Abkühlung.

Als abschließende Probengeometrie kamen zylindrische Scheiben mit geringer Höhe ( $\varnothing 20 \text{ mm} \times 4 \text{ mm}$ ) zum Einsatz (Abbildung 27). Durch das reduzierte Volumen sollte eine



homogene Erwärmung der gesamten Probe ermöglicht werden, sodass die Wärmeleitung beim Abkühlen in nicht miterwärmte Bereiche minimiert ist. In diesem Versuchsaufbau wurden die Proben mit dem Flächeninduktor erwärmt, wobei sich die Probe diesmal bei Erwärmung vollständig im Feld des Flächeninduktors befand. In die Proben waren zwei Thermo-elementbohrungen (Messstellen auf der Zylinderachse) mit unterschiedlichem Abstand (1 mm bzw. 2,5 mm) zur induktorseitigen Oberfläche eingebracht. Der Abstand von Scheibenoberfläche und Induktor betrug 0,6 mm. Die induktive Erwärmung wurde in allen Fällen für etwa 20 s vorgenommen. Die Versuche mit zylindrischen Scheiben wurden in einer mit Wasser befüllten Innenüberdruckkammer am IW Hannover durchgeführt (siehe AP 3). Hierdurch war es möglich, auch den Einfluss des Drucks und somit der Wassertiefe in die Untersuchungen einzubeziehen. Versuche wurden in einer Wassertiefe von etwa 0,5 m (Überdruck 0 bar) und in einer simulierten Wassertiefe von etwa 20 m (Überdruck 2 bar) durchgeführt. Die Wassertemperatur in der Druckkammer wurde während der Versuche aufgezeichnet und betrug in allen Fällen etwa 20 °C. Der schematische Versuchsaufbau ist in Abbildung 27 dargestellt. Die Diagramme zeigen zudem repräsentative Temperatur/Zeit-Verläufe an den Messstellen für einen Überdruck von 0 bar (Abbildung 27 a) und einen Überdruck von 2 bar (Abbildung 27 b). In beiden Fällen ist zu erkennen, dass eine deutlich homogenere Erwärmung gelungen ist. Dennoch tritt zwischen den Messstellen und somit in Dickenrichtung der Proben ein Temperaturgradient auf. Es ist darüber hinaus ersichtlich, dass sich bereits nach kurzer Zeit ein stationärer Zustand einstellt und Maximaltemperaturen von 850 °C bis etwa 1000 °C erreicht werden. Dies ist ein zufriedenstellendes Ergebnis, da derartige Temperaturen auch in der Wärmeeinflusszone von Schweißverbindungen auftreten. Direkt nach Abschaltung des Induktors findet unabhängig vom Umgebungsdruck eine äußerst rasche Abkühlung statt. Eine Filmsieden geht weder aus den Temperaturverläufen hervor, noch konnte diese Siedephase optisch beobachtet werden. Eine intensive Blasenbildung an Probenoberflächen deutet jedoch auf Blasensieden hin, wodurch die hohen Abkühlgeschwindigkeiten zu erklären sind. Auch bei diesem Versuchsaufbau verringert sich die Abkühlgeschwindigkeit erst bei sehr tiefen Temperaturen, sobald der Wärmeübergang durch Konvektion erfolgt.

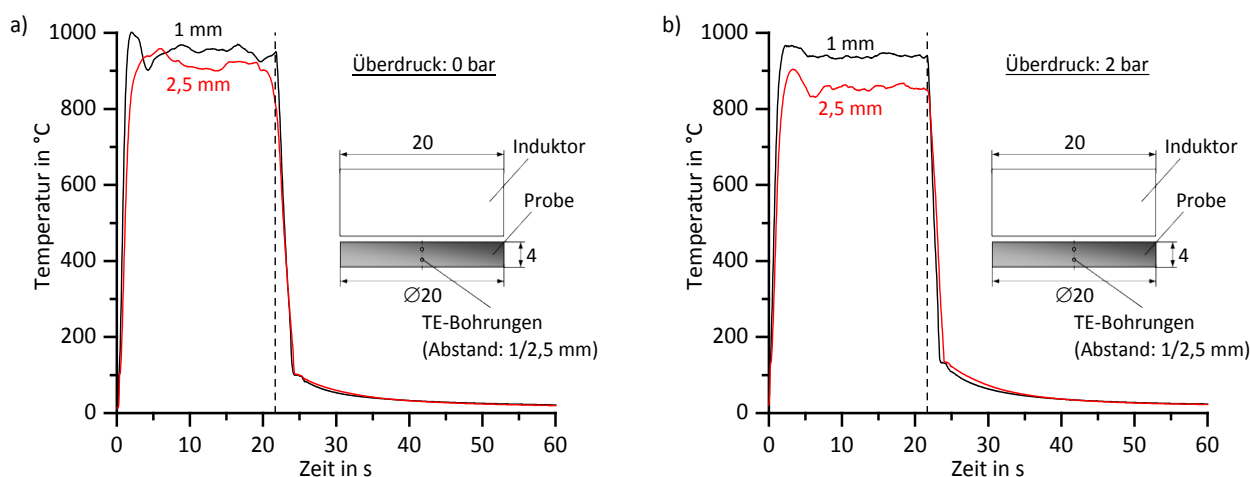


Abbildung 27: Schematischer Versuchsaufbau und aufgezeichnete Temperatur/Zeit-Verläufe bei induktiver Erwärmung zylindrischer Proben unter Wasser mit direkt anschließender Abkühlung.

- a) Überdruck: 0 bar (simulierte Wassertiefe etwa 0,5 m)
- b) Überdruck: 2 bar (simulierte Wassertiefe etwa 20 m)

Für eine detailliertere Betrachtung des Druckeinflusses auf den Abkühlvorgang sind in Abbildung 28 die ersten 10 s der Temperatur/Zeit-Verläufe nach Abschaltung des Induktors dargestellt. Abgebildet sind dabei jeweils Verläufe aus drei Einzelmessungen, wodurch die gute Reproduzierbarkeit zum Ausdruck kommt. Die Verläufe machen deutlich, dass der Druck bzw. die Wassertiefe keinen wesentlichen Einfluss auf das Abkühlverhalten besitzen. Die Temperatur an beiden Messstellen fällt schnell ab. Erst ab Erreichen der Siedetemperatur des Wassers nimmt die Abkühlwirkung stark ab. Die Siedetemperatur steigt mit dem Druck an. Die Siedetemperatur von Wasser in Abhängigkeit des Drucks kann gängigen Tabellenwerken entnommen werden (z. B. (Kuchling 2007)). Bei einem Überdruck von 2 bar erfolgt der Übergang vom Blasensieden zur Konvektion bei etwa 130 °C. Der Druckeinfluss scheint jedoch weitgehend auf die Siedetemperatur beschränkt zu sein. Ein Einfluss des Drucks auf das Abkühlverhalten bei hohen Temperaturen konnte nicht festgestellt werden.

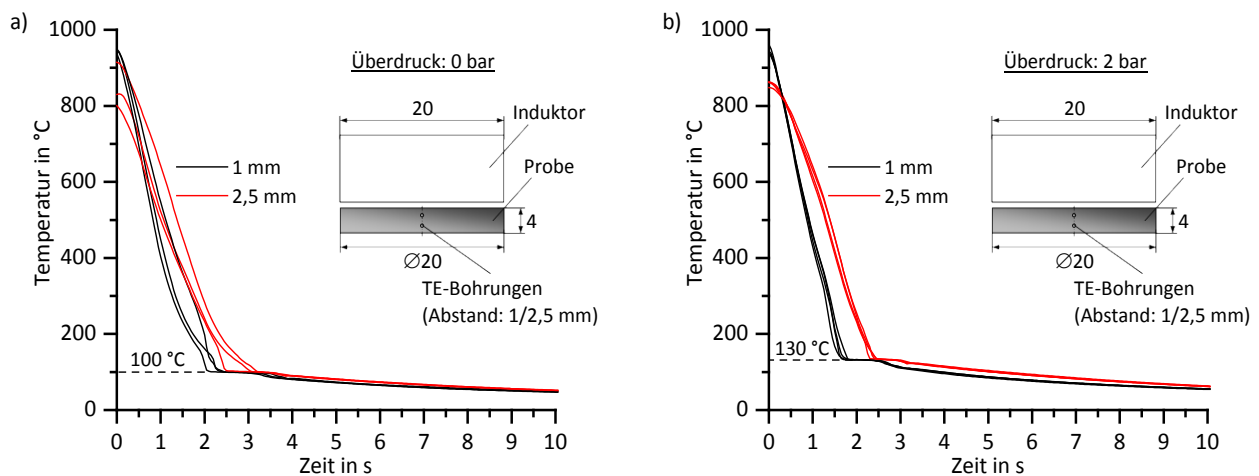


Abbildung 28: Temperatur/Zeit-Verläufe beim Abkühlen zylindrischer Proben unter Wasser.

- a) Überdruck: 0 bar (simulierte Wassertiefe etwa 0,5 m)
- b) Überdruck: 2 bar (simulierte Wassertiefe etwa 20 m)

Zusammenfassend ist festzuhalten, dass der Wärmeübergang der heißen Oberfläche zum Wasser wegen des auftretenden Phasenübergangs von Wasser zu Dampf erheblich komplexer als der Wärmeübergang zu einem Gas ist. Durch auftretende Siedephasen und den damit verbundenen Wärmeübergangsmechanismen muss der Wärmeübergangskoeffizient in einer Simulation des Unterwasserschweißens temperaturabhängig definiert werden. Alle Versuchsergebnisse zeigen, dass grundsätzlich zwischen den zwei Hauptbereichen des konvektiven Wärmeübergangs und des Blasensiedens unterschieden werden kann. Es wurden keine Anzeichen für die Filmsiedephase festgestellt.

Dieses Ergebnis steht im Widerspruch zu Abschreckexperimenten bei der Wärmebehandlung von Stählen, wo bei derart hohen Spitzentemperaturen immer Filmsieden gefunden wird (Redmann und Kessler 2011). Eine wesentliche Ursache für diesen Unterschied könnte in den Oberflächenzuständen liegen. Während in Abschreckexperimenten bei der Wärmebehandlung von Stählen die Proben erst zu Abschreckbeginn in das Bad eingetaucht werden, befinden sich die Proben beim Unterwasserschweißen schon während des Erwärmens unter Wasser. Dadurch kann es zu einer Veränderung des Oberflächenzustands (chemische Reaktionen, Rauheit) kommen. Es ist bekannt, dass eine erhöhte Rauheit das Filmsieden destabilisiert (Kozlov und Kessler 2016).

Dadurch, dass es in keinem der durchgeführten Experimente gelang, während des Erwärms unter Wasser eine homogene Temperaturverteilung in den Proben einzustellen, war eine quantitative Bestimmung der Wärmeübergangskoeffizienten durch inverse Lösung des Wärmeleitproblems nicht möglich. Auch in der Literatur besteht aufgrund der Komplexität des Wärmeübergangs beim nassen Unterwasserschweißen noch keine Lösung für die Berechnung der Wärmestromdichte unter Anwendung des Wärmeübergangskoeffizienten (z. B. (Lindhorst 1999; Hamann 1996)). Es muss daher davon ausgegangen werden, dass der Wärmeübergangskoeffizient nicht durch einen konstanten Wert korrekt beschrieben werden kann. In erster Näherung könnten temperaturabhängige Wärmeübergangskoeffizienten genutzt werden, wie sie für die Wärmebehandlungssimulation (Abschrecken beim martensitischen Härten von Stählen) bestimmt wurden (Redmann und Kessler 2012), jedoch ohne die Filmsiedephase.

### 2.3. Experimentelles Unterwasserschweißen (Arbeitspaket 3)

Für die Entwicklung des numerischen Modells müssen exemplarische Schweißungen unter Wasser durchgeführt werden. Hierdurch lassen sich geometrische (z. B. Schweißnahtendzustand) und thermische Randbedingungen (z. B. Wärmequelle) ableiten und in das Simulationsmodell einbeziehen. Andere Ergebnisgrößen (z. B. Gefügeausbildung, Temperaturverläufe) können zudem für die Modellvalidierung herangezogen werden.

Die experimentellen Unterwasserschweißungen erfolgten in einer Innenüberdruckkammer mit integrierter Multiachsschweißanlage am IW Hannover (siehe Abbildung 29). Die Schweißparameter und die Bewegungsfolgen der Schweißanlage können außerhalb der Kammer programmiert werden. Auch der Überdruck in der Versuchskammer lässt sich regulieren. Zur Überwachung des Schweißprozesses verfügt die Kammer über mehrere Fenster sowie Kameras, deren Aufnahmen auf einem Zusatzbildschirm betrachtet werden können. In ihrem Innern ist die Kammer mit einer Gitterplattform ausgestattet, auf welchem Schweißproben fixiert werden können. Die integrierte Schweißanlage lässt sich in drei Raumrichtungen verfahren und ist um zwei Achsen kippbar, um eingespannte Stabelektroden beliebig zu neigen.

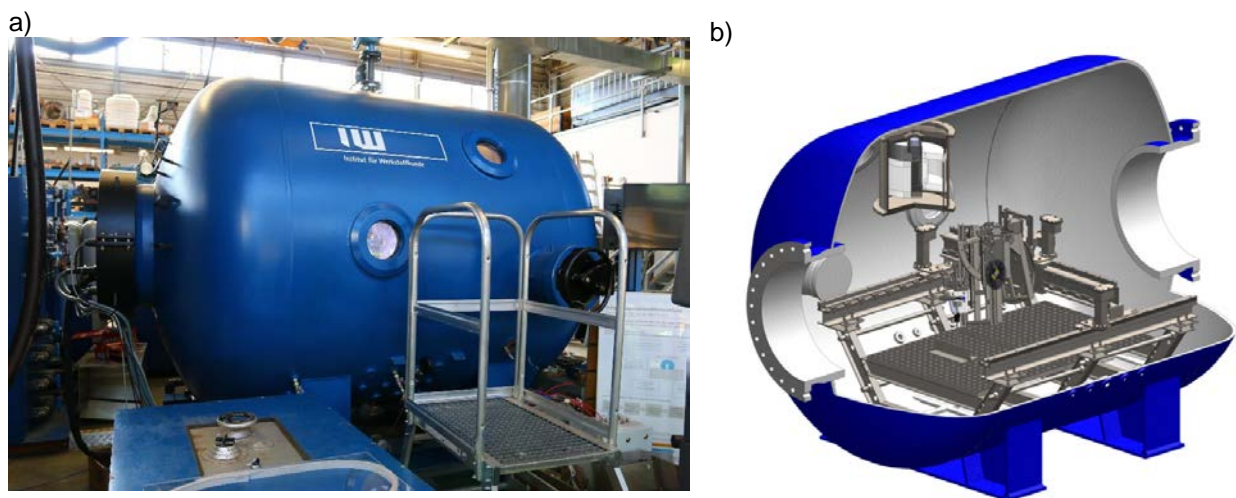


Abbildung 29: Außenansicht der Innenüberdruckkammer (a) und schematische Abbildung des Innenbereiches mit integrierter Multiachsschweißanlage (b).

Für die Unterwasserschweißverbindungen wurden Kehlnähte mit technischem Nullspalt zwischen den Blechstößen vorbereitet. Ein Spalt zwischen den zu fügenden Bauteilen würde

aufgrund des vorhandenen Wassers zur Wasserdampfbildung und somit zu Schlauchporen und zu einer Verungleichmäßigung des Wärmeübergangs entlang der gesamten Schweißlänge führen. Jeweils zwei Bleche mit Abmessungen von 60 mm x 100 mm x 8 mm wurden daher durch Heftnähte in ihrer Endposition fixiert. Es wurde angestrebt, die Kehlnähte in zwei unterschiedlichen Schweißpositionen (Wannenposition PA, Fallposition PG) zu erstellen. Während der Schweißung wurden Temperaturverlaufsmessungen vorgenommen. Hierzu waren die Fügepartner mit insgesamt fünf Thermoelementbohrungen ( $\varnothing$  0,6 mm) versehen. Die Bohrungen waren in der Mitte der späteren Schweißlinie eingebracht. Anhand von Vorversuchen wurden Bohrtiefen von 6 mm gewählt, um die Temperaturmessstellen in der Wärmeeinflusszone möglichst nah an der Schmelzlinie zu positionieren. Eine schematische Darstellung der Bleche mit den fünf Thermoelementbohrungen geht aus Abbildung 30 a hervor. In Abbildung b ist zudem eine vorbereitete Schweißprobe abgebildet. Die Kehlnahtproben wurden an entsprechenden Probenaufnahmen fixiert, um die gewünschte Schweißposition zu realisieren.

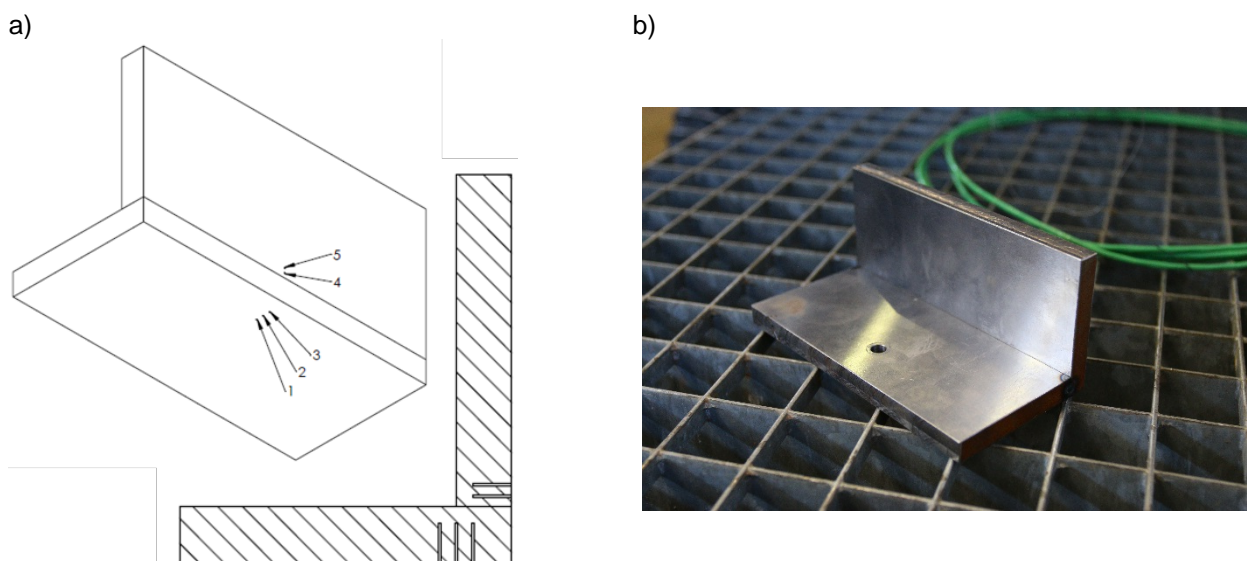


Abbildung 30: Schematische Darstellung der Kehlnahtproben mit fünf eingebrachten Thermoelementbohrungen (a) und eine vorbereitete Schweißnahtprobe im Innern der Innenüberdruckkammer.

Für die Aufzeichnung von Temperaturverläufen während des Schweißvorganges wurden die Proben vor Befüllung der Druckkammer mit Thermoelementen (Typ K,  $\varnothing$  0,5 mm) an den fünf Messpositionen versehen. Die Thermoelemente wurden hierzu an den zu verschweißenden Proben appliziert, indem sie vollständig in die vorgesehenen Bohrungen eingeführt worden sind. Da die vollständige Befüllung der Kammer etwa eine Stunde in Anspruch nimmt, wurden für eine Kammerfüllung je fünf Schweißproben vorbereitet. Die Vielzahl an erforderlichen Thermoelementen wurde durch einen speziell angefertigten Flansch mit Klemmringdichtungen aus der Kammer nach außen geführt (Abbildung 31). Die Temperaturaufzeichnung erfolgte durch geeignete Messsoftware mit einer Aufnahme rate von 50 Hz.

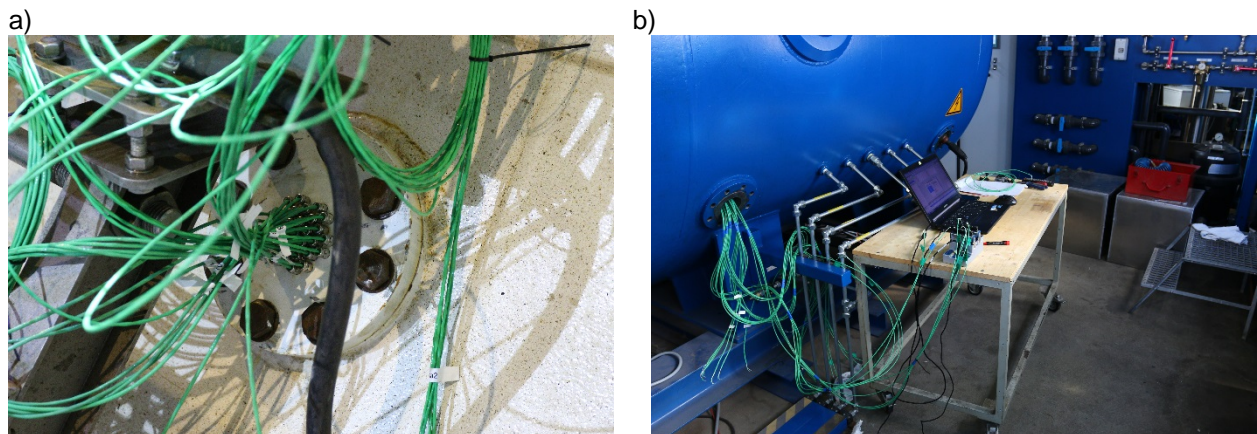


Abbildung 31: Messaufbau zur Aufzeichnung von Temperatur/Zeit-Verläufen während des Schweißvorganges.

- a) Durchföhrung aller erforderlichen Thermoelemente durch die Druckkammerwand nach außen
- b) Anschluss der Thermoelemente an den Datenlogger zur Aufzeichnung der Temperaturverläufe mittels Messsoftware

Vor Durchföhrung der Schweißversuche wurde mit der Stabelektrode jede einzelne Schweißfuge angefahren und die zu schweißende Bahn einprogrammiert. Nach erfolgreicher Programmierung wurde die Kammer mit Wasser befüllt und ggf. mit einem Überdruck beaufschlagt, um unterschiedliche Wassertiefen zu simulieren. Schweißversuche wurden bei einer Wassertiefe von etwa 0,5 m (Wasserdruck 0,05 bar, Anlagen-Überdruck: 0 bar) und einer simulierten Wassertiefe von 20 m (Überdruck: 2 bar) durchgeföhrte. Die Schweißparameter wurden anhand von Testschweißungen eingestellt. Der Lichtbogen brannte stets zwischen der positiv gepolten Stabelektrode sowie dem negativ gepolten Werkstück und wurde mit Gleichstrom betrieben. Die Schweißgeschwindigkeit betrug in allen Fällen  $v = 0,4 \text{ cm/s}$ . Andere Schweißparameter sind druckabhängig angepasst worden. Bei Schweißungen in simulierter Tiefe von 0,5 m (Überdruck: 0 bar) wurden im Mittel ein Schweißstrom  $I = 187,1 \text{ A}$  und eine Lichtbogenspannung  $U = 35,2 \text{ V}$  angewendet. Bei einer simulierten Wassertiefe von 20 m (Überdruck: 2 bar) betrug der Schweißstrom im Mittel  $I = 218,0 \text{ A}$  und die Lichtbogenspannung  $U = 29,3 \text{ V}$ .

Jeder Schweißvorgang an einer Kehlnahtprobe begann mit einer Magazinfahrt zum Einspannen der Stabelektrode („Aquaweld“) und dem Anfahren der Startposition für die jeweilige Naht. In Abbildung 32 sind Momentaufnahmen zu drei diskreten Zeitpunkten des Schweißvorgangs innerhalb der Druckkammer dargestellt. In Abbildung a sind die vorbereiteten Kehlnahtproben in Wannenposition dargestellt. Die Stabelektrode ist an ihrer Anfangsposition ausgerichtet. Nach dem Starten der Temperatureaufzeichnung wurde die Stabelektrode zur Zündung des Lichtbogens abgesenkt und entlang des vorgegebenen Schweißpfades verfahren, um die Naht zu schweißen. Abbildung 32 b zeigt den Vorgang bei gezündetem Lichtbogen. Durch die Videoaufnahmen konnte in allen Fällen intensive Blasenbildung beobachtet werden. Zum Abschluss der Schweißung wurde die Stabelektrode vertikal verfahren und der Lichtbogen hört auf zu brennen (Abbildung 32 c). Nach vollständiger Schweißung aller Proben wurde die Kammer entleert, sodass die Schweißproben für nachfolgende Untersuchungen entnommen werden konnten. Die Schlacke wurde mittels Schlackenhammer und Drahtbürste entfernt.



Abbildung 32: Aufnahmen eines Schweißvorgangs an einer Kehlnahtprobe in Wannenposition zu drei unterschiedlichen Zeitpunkten.

- a) Beginn der Schweißung (Ausgangsposition, Lichtbogen nicht gezündet)
- b) Schweißung (Stabelektrode verfährt entlang des Schweißpfades, Lichtbogen gezündet)
- c) Abschluss der Schweißung (Endposition, Lichtbogen nicht mehr gezündet)

Abbildung 33 zeigt eine Übersicht unter Wasser erzeugter Kehlnähte (a) sowie ausgewählte Schweißnähte für 0 bar Überdruck (b) und 2 bar Überdruck (c) in vergrößerter Darstellung. Alle Nähte wurden in Wannenposition (PA) geschweißt. Die Nahtqualitäten sehen bei der Sichtprüfung gut aus. Lediglich bei einzelnen Schweißungen treten Unregelmäßigkeiten und Schweißfehler auf, was durch den sehr unruhigen Prozess und durch Lichtbogenabriss zu erklären ist, die vereinzelt aufgetreten sind.

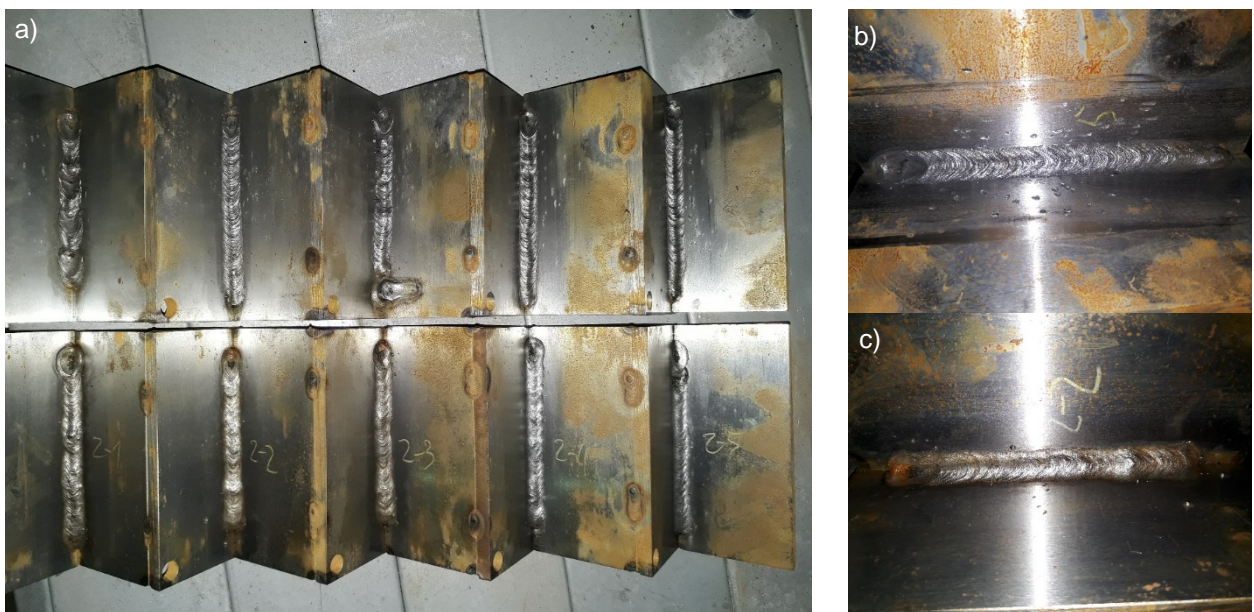


Abbildung 33: Unter Wasser erzeugte Schweißnähte (Kehlnähte in Wannenposition).

- a) Darstellung von Kehlnähten bei 0 bar Überdruck (oben) und 2 bar Überdruck (unten)
- b) Vergrößerte Abbildung einer bei 0 bar Überdruck geschweißten Kehlnaht
- c) Vergrößerte Abbildung einer bei 2 bar Überdruck geschweißten Kehlnaht

Während Schweißungen in Wannenposition (PA) im Allgemeinen sehr gut ausgeführt werden konnten, ist es trotz großer experimenteller Anstrengungen nicht gelungen, brauchbare Schweißnähte in Fallposition (PG) zu erzeugen. In Position PG muss mit sehr kurzem Lichtbogen geschweißt werden, um das Schmelzbad mit der Elektrode zu stützen. Die Elektrode wird regelrecht in die Schmelze gedrückt. Die am Schweißautomaten des UWTH genutzte Regelung der Lichtbogenlänge führt in diesem Bereich zu einer erhöhten Kurzschlussrate, welche den

Schweißprozess stört. Mit längerem Lichtbogen tropft jedoch die Schmelze hinab und es kommt nicht zum Auftrag von Zusatzwerkstoff. Die Untersuchungen mussten daher auf Schweißnähte in Wannenposition (PA) beschränkt bleiben.

An den Schweißproben wurden weiterführende Untersuchungen vorgenommen. In einem ersten Schritt wurden Makroschliffe zur Bewertung der Nahtgeometrie angefertigt. Die Vermessung der erzeugten Nahtquerschnitte ist außerdem Voraussetzung für die geometrische Modellierung im Simulationsmodell. Die geschweißten Proben wurden zunächst in der Ebene der Thermoelementbohrungen (Mitte der Schweißlinie) mittels Nasstrennschleifer getrennt. Durch effektive Kühlung wurde sichergestellt, dass keine durch thermische Effekte hervorgerufenen Gefügeänderungen auftreten. Die Querschnitte der Schweißproben wurden anschließend durch mehrstufiges Schleifen und einer abschließenden Ätzung mit Nital (alkoholische Salpetersäure) präpariert. Aufnahmen der Makroschliffe wurden mittels eines *Photomakroskops WILD M400* vorgenommen. Die Schliffbilder eignen sich, um die Schweißgeometrie (Größe der Schweißlage, Eindringtiefe), die Größe der Wärmeeinflusszone und Defekte (Risse, Metalleinschlüsse, etc.) sowie Einbrandkerben zu visualisieren und zu bewerten.

In Abbildung 34 a ist der Querschliff einer repräsentativen Naht für Ausführung der Schweißung bei einem Überdruck von 0 bar dargestellt. Die Ausbildung von Schmelzzone und Wärmeeinflusszone ist deutlich zu erkennen. Eingezeichnet sind außerdem die fünf Messpositionen zur Aufnahme von Temperatur/Zeit-Verläufen während des Schweißvorgangs unter Angabe der geometrischen Positionen. Es ist ersichtlich, dass die Messpositionen recht gleichmäßig um die Naht herum verteilt sind. Wie angestrebt, liegen alle Positionen im temperaturbeeinflussten Bereich. Die während des Schweißprozesses aufgezeichneten Temperatur/Zeit-Verläufe an den fünf Messpositionen sind in Abbildung 34 b wiedergegeben. Die Verläufe zeigen eine sehr zügige Erwärmung des Bauteils. An den Positionen 1, 2, 4 und 5 werden sehr ähnliche Spitzentemperaturen von etwa 900 °C bis 1000 °C gemessen. Dies ist aufgrund der vergleichbaren Abstände dieser Positionen zur Schmelzlinie ein naheliegendes Ergebnis. Die Messposition 3 weist einen deutlich größeren Abstand zur Schmelzzone auf, sodass hier eine deutlich geringere Maximaltemperatur von etwa 600 °C gemessen worden ist. Bei Betrachtung der Maximaltemperaturen fällt auf, dass diese bei allen Positionen stets etwas unterhalb der zu erwartenden Temperaturen liegen. Messposition 3 liegt beispielsweise im Bereich teilweiser Austenitumwandlung, wie Mikroschliffe (siehe unten) aufzeigen. Hier sollten demnach Temperaturen zwischen  $A_{c1}$  und  $A_{c3}$  auftreten. Die gemessene Maximaltemperatur von 600 °C liegt somit zu tief. Auch die Nähe der anderen Messpositionen zur Schmelzlinie lassen höhere Temperaturen erwarten. Diese Betrachtung legt den Schluss nahe, dass die Thermoelementbohrungen nicht genau auf eine Tiefe von 6 mm gefertigt worden sind oder die Thermoelemente nicht vollständig in die Bohrungen appliziert werden konnten. Bereits geringe Abweichungen (< 0,5 mm) zu den theoretischen Messpositionen führen aufgrund der großen Temperaturgradienten in den Blechen zu hohen Temperaturdifferenzen. Die Temperaturverläufe zeigen auf, dass die Abkühlung im Blech sehr kontinuierlich erfolgt. Ein diskontinuierlicher Verlauf mit verzögerter Abkühlung (Leidenfrost-Effekt) konnte bei keiner der ausgeführten Schweißungen festgestellt werden. Bei tiefen Temperaturen (< 150 °C) verlangsamt sich die Abkühlung erheblich.

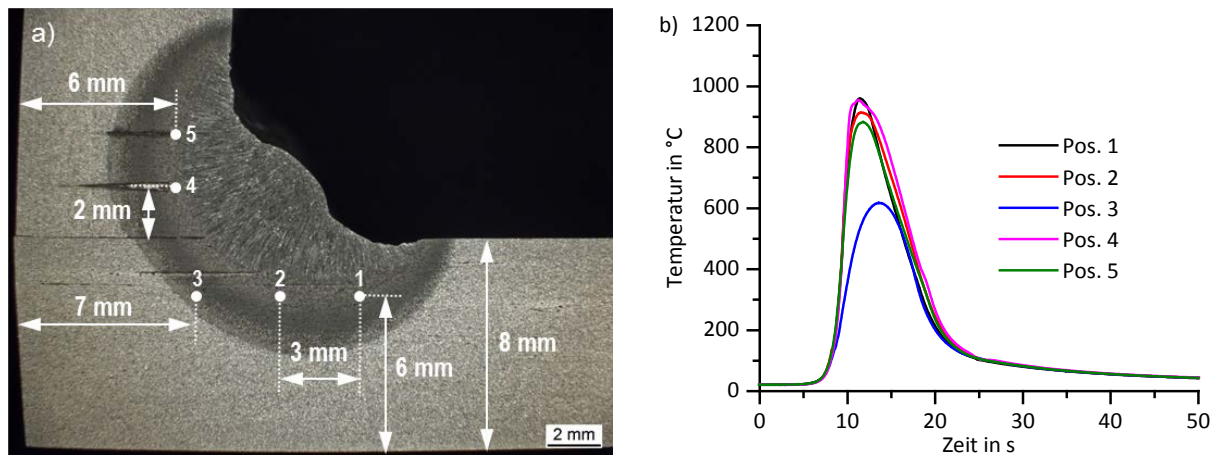


Abbildung 34: Ergebnisgrößen für eine Schweißung bei simulierter Wassertiefe von 0,5 m (Überdruck = 0 bar;  $U = 36,6$  V;  $I = 179,7$  A;  $v = 0,4$  cm/s).

- Makroschliff in der Ebene der Thermoelementbohrungen zur Beurteilung der Nahtgeometrie
- Temperatur/Zeit-Verläufe an den fünf Messpositionen während des Schweißvorgangs

Bei einer simulierten Wassertiefe von 20 m konnten durch angepasste Schweißparameter Kehlnähte vergleichbarer Qualität erzeugt werden, wie Abbildung 35 a zeigt. Im dargestellten Querschliff sind auch die Thermoelementbohrungen zu erkennen. Erneut sind die theoretischen Messpositionen und ihre geometrischen Verhältnisse eingezeichnet. Aufgezeichnete Temperatur/Zeit-Verläufe an den Messpositionen sind in Abbildung 35 b dargestellt. Aufgrund der geringfügig unsymmetrischen Nahtausbildung liegen die Messpositionen 1 und 2 am dichtesten an der Schmelzlinie. Die auftretenden Maximaltemperaturen sind an diesen Positionen mit  $T > 1000$  °C am größten. Auch an den Positionen 4 und 5 wurden Temperaturen über 1000 °C gemessen. Die geringsten Maximaltemperaturen (etwa 700 °C) wurden stets an Position 3 gemessen. Dies ist erneut auf den deutlich größeren Abstand zur Schmelzzone zurückzuführen. Die ermittelten Maximaltemperaturen lassen auch bei diesen Schweißungen vermuten, dass die tatsächlichen Messpositionen geringfügig von den theoretisch angestrebten Positionen abweichen und die Temperaturverläufe daher mit Positionen in etwas geringeren Tiefen (< 6 mm) korrelieren. Die Abkühlverläufe weisen sehr große Ähnlichkeiten zu den Temperaturverläufen von Schweißungen bei 0 bar Überdruck auf. Wie bereits im Arbeitspaket 2 (Kapitel 2.2) festgestellt worden ist, hat der Druck nur einen geringen Einfluss auf das Abkühlverhalten.



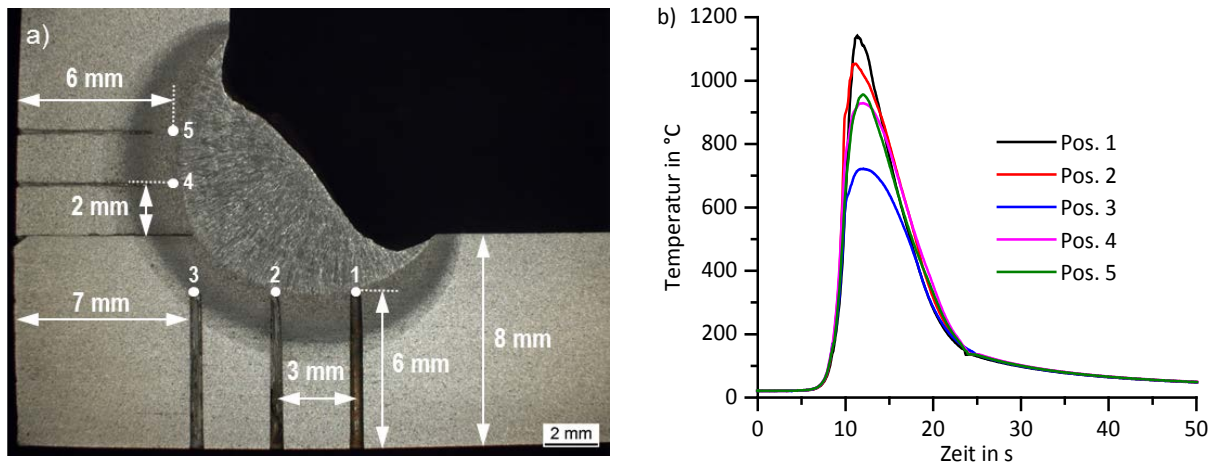


Abbildung 35: Ergebnisgrößen für eine Schweißung bei simulierter Wassertiefe von 20 m (Überdruck = 2 bar;  $U = 29,3$  V;  $I = 218,0$  A;  $v = 0,4$  cm/s).

- a) Makroschliff in der Ebene der Thermoelementbohrungen zur Beurteilung der Nahtgeometrie  
 b) Temperatur/Zeit-Verläufe an den fünf Messpositionen während des Schweißvorgangs

Zur Beurteilung der Gefügeausbildung wurden Mikroschliffe angefertigt. Die getrennten Schweißproben wurden hierzu für eine bessere Handhabung in kaltaushärtendem Epoxidharz eingebettet. Die eingebetteten Proben wurden anschließend in vier Stufen bis zu einer Körnungsstufe P4000 mit Leitungswasser als Kühlmittel geschliffen. Die anschließende Politur erfolgte mit monokristalliner Diamantsuspension in den Körnungen  $6\ \mu\text{m}$  und  $3\ \mu\text{m}$ . Die Endpolitur wurde mit einer Oxid-Poliersuspension der Körnung  $0,05\ \mu\text{m}$  vorgenommen. Als Ätzmittel kam erneut Nital zum Einsatz, wobei die Proben nur wenige Sekunden in der Lösung geschwenkt worden sind. Die mikroskopische Untersuchung erfolgte mit einem Auflichtmikroskop vom Typ *Leica DMI5000 M*.

Die Mikroschliffe in Abbildung 36 zeigen die Gefügeausbildung an verschiedenen Stellen der Bleche für die Kehlnahtschweißung aus Abbildung 34 (Überdruck: 0 bar). Die eingezeichneten Pfeile kennzeichnen die Orientierungen der Bereiche. Die Pfeile zeigen jeweils von der Schweißnahtoberfläche weg, hin zum unbeeinflussten Grundwerkstoff, wie auch aus Abbildung 37 hervorgeht. In Abbildung 36 a ist die Schmelzzone ( $T > T_s$ ) zu erkennen, die sowohl durch ferritische (ggf. Widmannstätten'sche Anordnung) als auch bainitische Anteile charakterisiert ist. Inwiefern es zu einer Mischung des Zusatzwerkstoffes mit dem Grundwerkstoff S355GP kommt, lässt sich nicht quantifizieren. Gut zu erkennen ist jedoch die Schmelzlinie, die den Übergang von der Schmelzzone zur Wärmeeinflusszone darstellt. (Fahrenwaldt et al. 2014) Unmittelbar an die Schmelzzone schließt sich die Grobkornzone an (Abbildung 36 b). In diesem Bereich liegen während der Schweißung sehr hohe Maximaltemperaturen ( $T > A_{c3}$ ) vor, sodass es zur vollständigen Austenitisierung kommt. Durch die anschließende schnelle Abkühlung und das grobe Austenitkorn bildet sich in der Grobkornzone im Wesentlichen Martensit. An einigen Proben konnte in diesem Bereich Rissbildung nachgewiesen werden, die durch die hohe Aufhärtung bewirkt wird. Mit zunehmendem Abstand von der Schmelzlinie verringert sich die Austenitisiertemperatur, wodurch sich die vorliegenden Austenitkorngrößen verringern. In der Feinkornzone kommt es bei der Abkühlung überwiegend zur Bildung von Ferrit/Perlit sowie Bainit. In Bereichen, bei denen Maximaltemperaturen  $A_{c1} < T < A_{c3}$  vorliegen, spricht man von Zonen teilweiser Umwandlung. In diesem Fall findet eine unvollständige Austenitisierung statt. Diese Zone schließt sich an die Feinkornzone an und ist in Abbildung 36 c erkennbar. In

Werkstoffbereichen mit  $T < A_{c1}$  treten lediglich Anlasseffekte (z. B. Einfeldung von Zementit) auf. Der Übergang von der Anlasszone zum unbeeinflussten Grundwerkstoff ist in Abbildung 36 d dargestellt. Die Ausbildung der einzelnen Zonen wurde sowohl bei Schweißungen in einer Tiefe von 0,5 m als auch bei Schweißungen in 20 m simulierter Wassertiefe festgestellt.

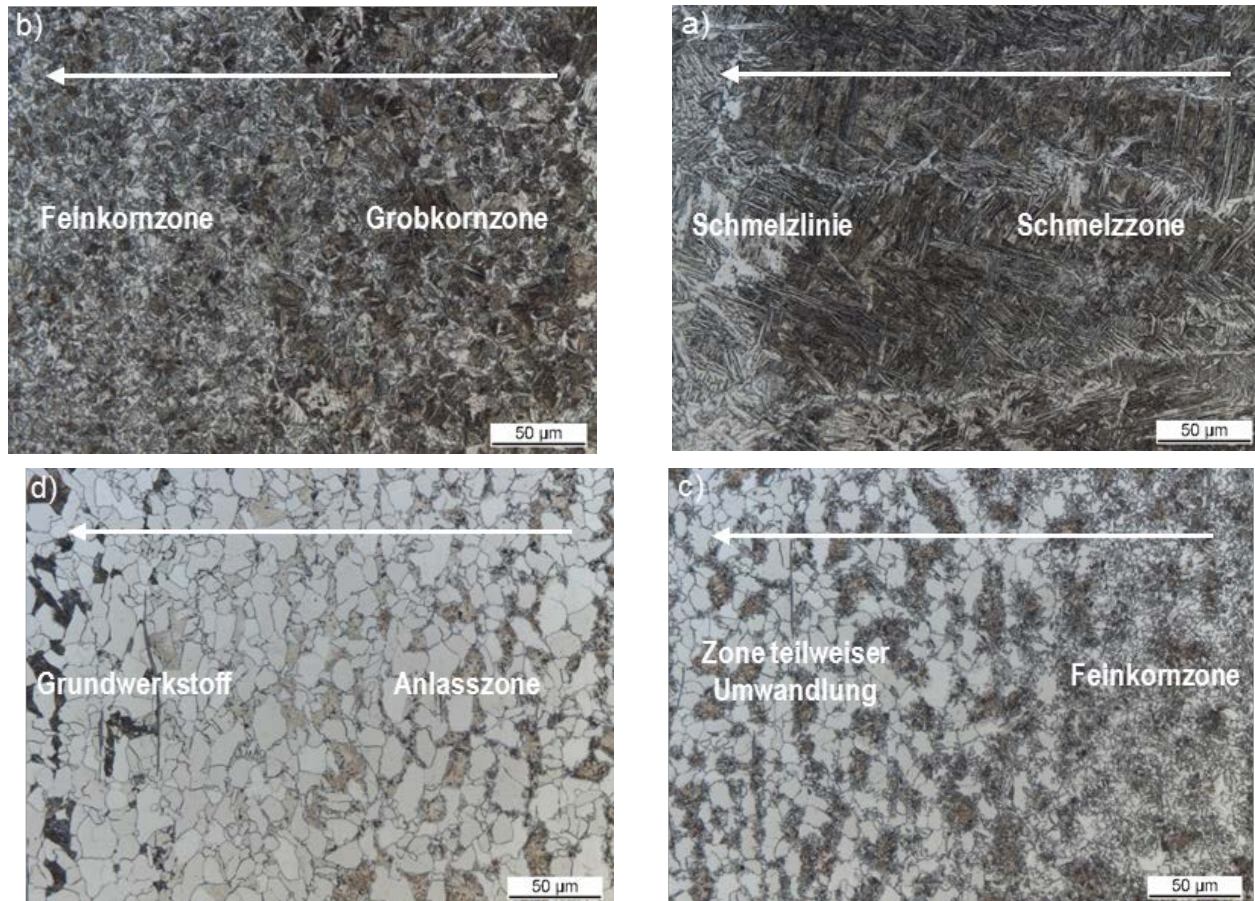


Abbildung 36: Gefügeausbildung in der Schweißverbindung S355GP (Überdruck: 0 bar).

- a) Schmelzzone
- b) Grob- und Feinkornzone der Wärmeeinflusszone
- c) Übergang zur Zone teilweiser Umwandlung mit unvollständiger Austenitisierung
- d) Übergang von Anlasszone zum unbeeinflussten Grundwerkstoff

Mit den Kenntnissen der Gefügeausbildung lassen sich in den Makroschliffen die wesentlichen Zonen einzeichnen (Abbildung 37) und so die Ausbildung der Wärmeeinflusszone bestimmen. Die Übergänge der verschiedenen Zonen beschreiben gleiche Maximaltemperaturen ( $A_{c3}$ ,  $A_{c1}$ ) und lassen sich durch Linienzüge hervorheben. Diese Vorgehensweise ist ein gutes Hilfsmittel für die Wärmequellenkalibrierung bei der Entwicklung des numerischen Modells (Kapitel 2.4).

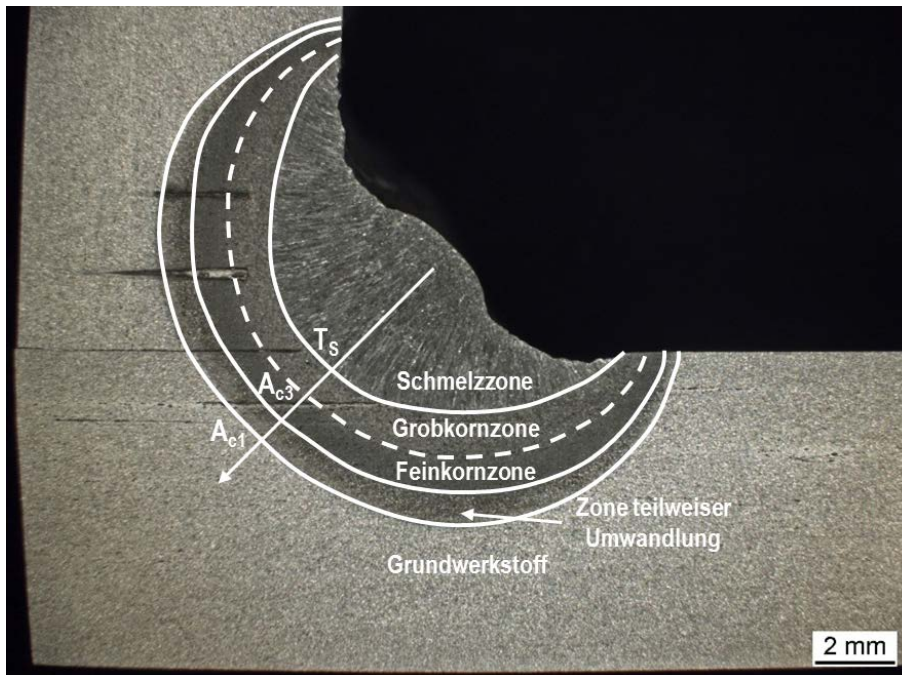


Abbildung 37: Kennzeichnung sich ausbildender Zonen im temperaturbeeinflussten Bereich der Schweißverbindung S355GP (Überdruck: 0 bar) und Abgrenzung der Gebiete durch Linienzüge gleicher Maximaltemperaturen (Solidus,  $A_{c3}$ ,  $A_{c1}$ ).

Zusätzlich zur Gefügebestimmung anhand von Mikroschliffen wurden die Schweißverbindungen auch mit Hilfe eines mechanischen Kennwertes charakterisiert. Die Entwicklung der Härte über der Schweißnaht wurde durch Härteprüfungen nach Vickers (HV 1) untersucht. Die Härteprüfung erfolgte in Analogie zur Werkstoffcharakterisierung mit S-ZTU-Schaubildern im Arbeitspaket 1 (Kapitel 2.1) an polierten Proben mit einem Kleinlasthärteprüfer *Shimadzu HVM-2E* nach DIN EN ISO 6507-1 (DIN EN ISO 6507-1). Durch Wahl der kleinen Prüfkraft konnte die lokale Härteentwicklung gut nachvollzogen werden. Außerdem ist mit diesem Vorgehen eine Korrelation zu den aufgenommenen S-ZTU-Diagrammen sichergestellt. Ausgehend von der Nahtoberfläche wurden Härteverläufe durch alle temperaturbeeinflussten Zonen bis zum Grundwerkstoff aufgenommen. Die Vorgehensweise ist in Abbildung 38 bzw. Abbildung 39 verdeutlicht. Der Abstand des ersten Härteeindruckes von der Nahtoberfläche betrug 0,5 mm. Auch alle weiteren Eindrücke wurden in äquidistanten Abständen von  $\Delta x = 0,5$  mm entlang des gekennzeichneten Pfades platziert.

Wie die Härteverläufe in Abbildung 38 (Schweißung in simulierter Wassertiefe von 0,5 m) bzw. Abbildung 39 (Schweißung in simulierter Wassertiefe von 20 m) verdeutlichen, hat der Druck keinen nennenswerten Einfluss auf die Härte der Schweißverbindung. Es sei jedoch nochmals darauf hingewiesen, dass die Schweißungen mit unterschiedlichen, an die Wassertiefe angepassten Parametern hinsichtlich Schweißstrom und Lichtbogenspannung durchgeführt worden sind. In der Schmelzzone liegt in beiden Fällen eine recht konstante Härte von etwa 275 HV 1 bis 300 HV 1 vor. Innerhalb der Wärmeeinflusszone kommt es zu sehr großen Härteunterschieden. Im Bereich der Grobkornzone, wo überwiegend martensitisches Gefüge vorliegt, stellen sich jeweils die maximalen Härtewerte von etwa 430 HV 1 ein. Mit steigendem Abstand von der Schmelzlinie nimmt die Härte dann kontinuierlich ab. Die Wärmeeinflusszone ist im untersuchten Bereich in beiden Fällen etwa 2 mm breit. Sobald der Grundwerkstoff mit ferritisch-perlitischem Gefüge erreicht wird, liegen die Härtewerte etwas unterhalb 200 HV 1.

Vergleichbare Werte wurden auch bei der Charakterisierung des Ausgangszustandes von S355GP festgestellt (vgl. Abbildung 5).

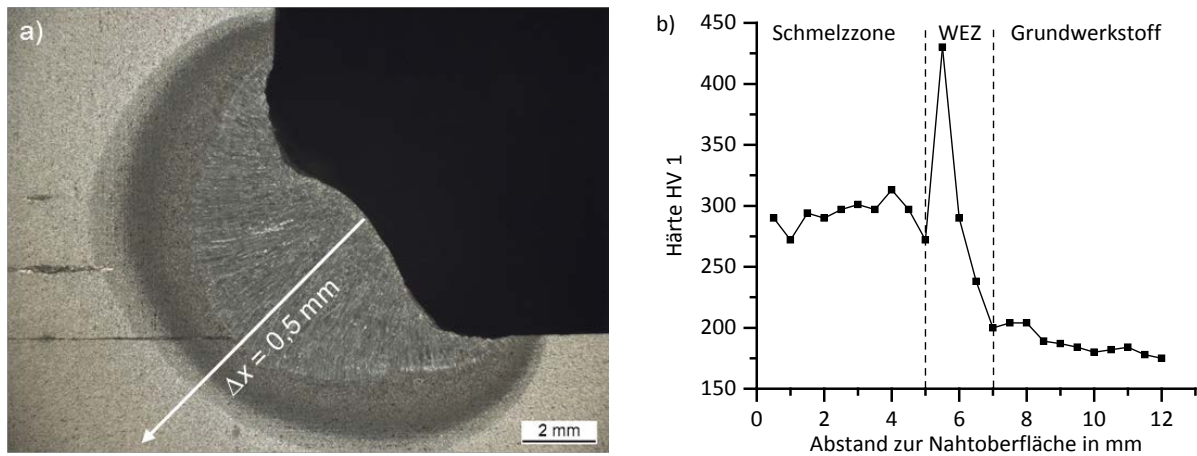


Abbildung 38: Härteprüfung an geschweißten Kehlnahtproben S355GP (Überdruck: 0 bar).

- Makroschliff einer Kehlnaht mit Kennzeichnung des Pfades zur Aufnahme von Härtewerten
- Härteverlauf ausgehend von der Nahtoberfläche durch die temperaturbeeinflussten Bereiche der Schweißverbindung bis zum unbeeinflussten Grundwerkstoff

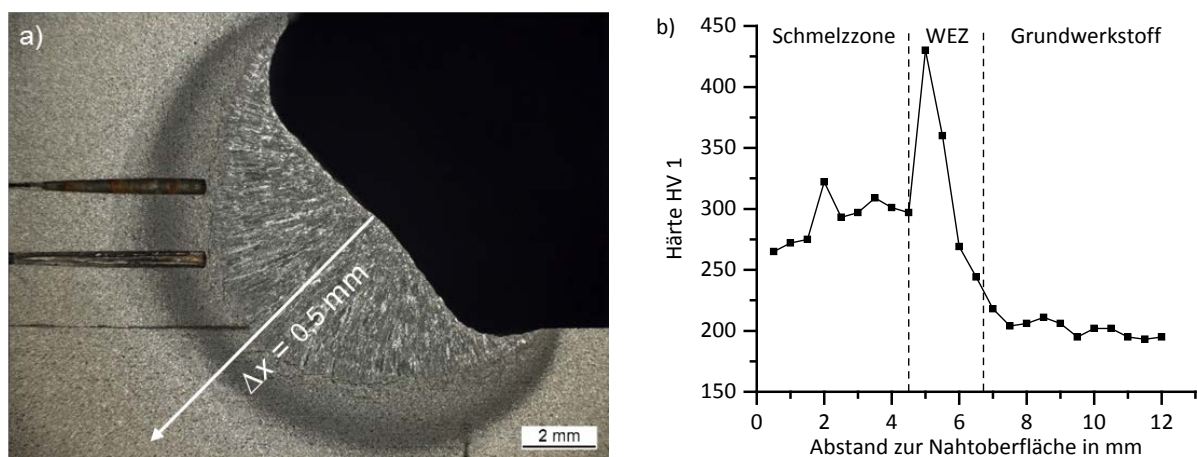


Abbildung 39: Härteprüfung an geschweißten Kehlnahtproben S355GP (Überdruck: 2 bar).

- Makroschliff einer Kehlnaht mit Kennzeichnung des Pfades zur Aufnahme von Härtewerten
- Härteverlauf ausgehend von der Nahtoberfläche durch die temperaturbeeinflussten Bereiche der Schweißverbindung bis zum unbeeinflussten Grundwerkstoff

Bereits durch die Gefügebewertung anhand von Mikroschliffen wurde festgestellt, dass im Bereich der Grobkornzone überwiegend Martensit gebildet wird. Die Härteverläufe deuten ebenfalls darauf hin. Die Härte im Bereich der Grobkornzone kann dabei herangezogen werden, um bisherige experimentelle Erkenntnisse zu überprüfen. In Abbildung 40 sind nochmals die Temperatur/Zeit-Verläufe der Positionen 1 und 2 einer Schweißung bei 0 bar Überdruck (vgl. Abbildung 34) dargestellt. Anhand der Abkühlverläufe lässt sich für diesen Bereich der Bleche eine  $t_{8/5}$ -Zeit von etwa 3 s bestimmen. Wie aus dem S-ZTU des Stahls S355GP in Abbildung 10 hervorgeht, wurde auch an Dilatometerproben nach vollständiger Abkühlung mit dieser  $t_{8/5}$ -Zeit ein nahezu vollständiges martensitisches Gefüge nachgewiesen. Auch der Härtewert von etwa

420 HV 1 weist gute Übereinstimmung mit dem Härtewert in der Grobkornzone auf. Somit lässt sich eine sehr gute Korrelation zwischen dem bestimmten Phasenumwandlungsverhalten (S-ZTU-Diagramm), den während des Schweißvorgangs aufgenommenen Temperatur/Zeit-Verläufen, der metallografisch bestimmten Gefügeausbildung sowie dem Härteverlauf über der Schweißverbindung feststellen.

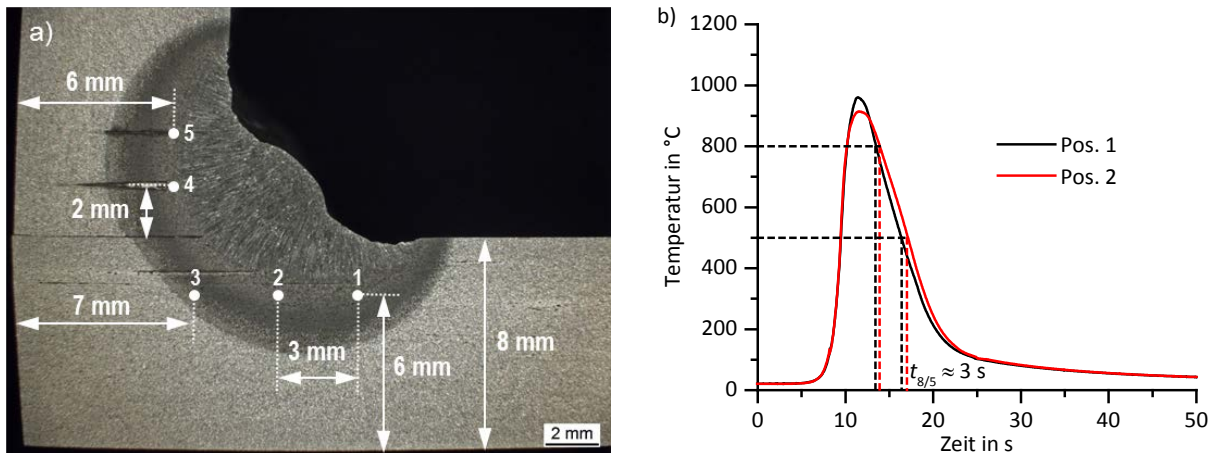


Abbildung 40: Abschätzung der  $t_{8/5}$ -Zeit in der Grobkornzone durch Auswertung der Temperatur/Zeit-Verläufe an den Thermoelementpositionen 1 und 2.

## 2.4. Entwicklung und Validierung des numerischen Modells (Arbeitspaket 4)

Es werden verschiedene Bereiche einer Schweißsimulation unterschieden. Die jeweiligen Teilbereiche grenzen sich durch ihre Modellbildung (z. B. Eingangsgrößen, physikalische Beschreibung ablaufender Prozesse) und durch ihre Zielgrößen voneinander ab. Die Ziele von Schweißsimulationen können somit sehr verschieden sein. Aussagen über den Schweißprozess (z. B. Tropfenübergang, Badgeometrie, Temperaturfeld) können genauso im Vordergrund stehen wie strukturelle Ergebnisgrößen des Bauteils (Verzug, Eigenspannungen, Festigkeit). Auch die Auswirkungen der Schweißparameter auf den Werkstoffzustand (Gefüge, Aufhärtung, Risse) sind relevante Ergebnisgrößen. Nach heutigem Stand der Technik ist eine allumfassende Simulation, die sämtliche Anforderungen erfüllen kann, nicht möglich. Vielmehr muss eine sinnvolle Eingrenzung der Simulation und der daraus resultierenden Ergebnisgrößen erfolgen. Im Rahmen dieses Projektes wurden Schweißsimulationen durchgeführt, die zum Ziel haben, das transiente Temperaturfeld korrekt zu beschreiben, durch Heranziehung des Phasenumwandlungsverhaltens das sich ausbildende Gefüge in der Schweißumgebung vorherzusagen und die vorliegenden Werkstoffeigenschaften zu berücksichtigen. Ebenso können dadurch auftretender Verzug und resultierende Eigenspannungen abgeschätzt werden. Die Ergebnisgrößen können genutzt werden, um eine Optimierung der Temperaturführung, z. B. durch Anpassung der Schweißfolge, zu ermöglichen. Durch die Vorhersage des resultierenden Gefüges lassen sich außerdem Schlussfolgerungen für die Notwendigkeit thermischer Nachbehandlungen ziehen. Die berechneten Spannungsverteilungen und der Bauteilverzug können zudem dafür genutzt werden, das Verhalten der Gesamtkonstruktion im Einsatz abzuschätzen.

Die Schweißstruktursimulation setzt sich aus Teilprozessen (thermische, metallurgische, mechanische Simulation) zusammen, die untereinander in Wechselwirkung stehen (Gür und Pan

2008). Da der Schweißvorgang ein zeitabhängiger Prozess ist, muss die numerische Berechnung als transiente Simulation ausgeführt werden, bei der entsprechende zeitabhängige Einflüsse berücksichtigt werden. Durch die thermische Simulation des transienten Temperaturfeldes wird der Erwärm- und Abkühlvorgang des Bauteils und somit die vorliegende Temperaturverteilung während der Schweißung berechnet. Da bei der Simulation von Stahlwerkstoffen Phasenumwandlungen zu berücksichtigen sind, kommt auch der metallurgischen Simulation große Bedeutung zu. Die Schweißsimulation berücksichtigt das Verhalten des Materials dabei ohne die mikroskopischen Mechanismen der Gefügeausbildung abzubilden. Eine detaillierte Simulation der Abläufe im Schmelzbad erfolgt ebenfalls nicht. Das Verhalten der Schweißverbindung wird auf makroskopischer Skala unter Einwirkung des Schweißwärmezyklus simuliert. Die aufgrund der Wärmeeinbringung ablaufenden Phasenumwandlungen und die daraus resultierenden Werkstoffeigenschaften werden ebenso berücksichtigt wie die thermisch-induzierten Spannungen und Dehnungen. Auftretende Umwandlungsreaktionen beeinflussen daher die Materialdaten und wirken sich auch direkt auf das Temperaturfeld (latente Wärme) sowie die Strukturmechanik (Umwandlungsdehnung) aus. Durch Einbeziehung der Phasenumwandlungen kann ebenso der nach dem Schweißvorgang vorliegende Gefügezustand berechnet werden. Durch die mechanische Simulation werden letztlich unter Berücksichtigung der Einspannbedingungen sowie der auftretenden Dehnungen die resultierenden Verschiebungen und Spannungsverteilungen berechnet.

Die Simulation von Temperaturfeld, Gefügeomwandlungen und auftretenden Spannungen sowie Dehnungen muss somit unter Berücksichtigung wechselseitiger Abhängigkeiten erfolgen. Eine Vereinfachung der Schweißsimulation kann dahingehend erfolgen, dass der Berechnungsaufwand durch eine Einzelbetrachtung bzw. Entkopplung der Teilsimulationen reduziert wird. Da die Verformungswärme und spannungsinduzierte Gefügeomwandlungen gegenüber den anderen Wechselwirkungen in der Regel schwächer ausgeprägt sind (Peil und Wichers 2005), wird die mechanische Simulation zur Ermittlung des Spannungs-Dehnungs-Zustandes üblicherweise von der thermischen und metallurgischen Simulation entkoppelt ausgeführt. Die Simulation wird als sequentielle Simulation des transienten Temperaturfeldes/der Phasenumwandlungen und der Strukturmechanik ausgeführt. (Peil und Wichers 2005)

In diesem Projekt wurden die numerischen Untersuchungen mit dem kommerziellen FE-Programm *Simufact Welding*<sup>4</sup> durchgeführt. Bei der Entwicklung des FE-Modells wurde die klassische Vorgehensweise der FEM verfolgt. Im Preprocessing wurden die Idealisierung des abzubildenden Prozesses und die Diskretisierung der Bauteile vorgenommen. Die Lösung des Problems erfolgt numerisch durch den implementierten FE-Solver. Die Arbeitsschritte im Postprocessing umfassten die Auswertung relevanter Ergebnisgrößen sowie deren Bewertung unter Einbeziehung der experimentellen Ergebnisse.

#### **4.2.1 Vernetzung**

Die Entwicklung des Simulationsmodells und dessen Verifizierung orientierte sich an den durchgeführten experimentellen Schweißversuchen an S355GP aus AP 3. Betrachtet wurden somit einlagige Kehlnahtschweißungen an Blechen mit Abmessungen von 100 x 60 x 8 mm. Die Geometrieerzeugung der Bleche und deren Diskretisierung bzw. Vernetzung erfolgte mit dem Programm *Marc Mentat*<sup>5</sup>. Grundsätzlich kann die Vernetzung jedoch mit einem beliebigen FEM-

---

<sup>4</sup> der Firma *Simufact Engineering GmbH*

<sup>5</sup> von *MSC Software*

Preprocessor erfolgen. Um den Modellierungs- und Berechnungsaufwand gering zu halten, erfolgte eine relativ grobe, homogene Vernetzung der Bleche mit dreidimensionalen Volumenelementen (globale Vernetzung durch Hexaederelemente), die Kantenlängen von 2 mm aufwiesen. Auf eine separate Vernetzung verschiedener Schweißnahtbereiche (z. B. Grobkornzone, Feinkornzone, unbeeinflusster Grundwerkstoff) wurde somit verzichtet. Die Netzqualität hat jedoch großen Einfluss auf die Genauigkeit und Effizienz der numerischen Berechnung. Insbesondere in kritischen Bereichen wie der Schweißnahtumgebung muss ein deutlich feineres Netz vorliegen, um die großen Temperaturgradienten möglichst korrekt abbilden zu können. Ein feines Netz im Bereich der Naht ist außerdem von Bedeutung, um die Wärmeeinbringung korrekt zu modellieren. Der Wärmefluss wird über die Integrationspunkte der Elemente eingebracht, die von der Wärmequelle erfasst werden. Eine verfeinerte Vernetzung im Bereich des Wärmeeintrags wurde daher durch eine in *Simufact Welding* implementierte automatische Netzadaption umgesetzt. Durch die adaptive Verfeinerung wird die Elementanzahl lokal erhöht, wodurch sich die Elementkantenlängen reduzieren. Da sich neben der Ergebnisqualität auch der Berechnungsaufwand steigert, wurde das feine Netz nur im kritischen Bereich der Wärmequelle angewendet. Ein weiterer Vorteil der adaptiven Netzanpassung ist, dass Fehler bei der Vernetzung wie zu grobes Netz oder unterschiedliche Elementkantenlängen der Bauteile im Nahtbereich vermieden werden können. Hierdurch ist sichergestellt, dass sich das Temperaturfeld symmetrisch ausbildet. Ungünstige Elementkantenverhältnisse und verzerrte Elemente werden hierdurch ebenfalls vermieden. Dies erhöht die Stabilität der Simulationsrechnung einerseits und verhindert fehlerhafte Ergebnisgrößen (z. B. Verzug).

In *Simufact Welding* lässt sich das Lichtbogenschweißen als Schweißverfahren direkt auswählen. Der Import der vernetzten Bauteile in *Simufact Welding* kann über standardisierte Schnittstellen bzw. Datenaustauschformate erfolgen. In diesem Projekt erfolgte die Datenübergabe mittels NASTRAN Bulk Data Files (.bdf), welche die erstellten Informationen von Knoten und Elementen vollständig übergeben. Im Anschluss an den Geometrie-Import wurden die Bleche entsprechend der experimentellen Schweißversuche positioniert. Auch in der Simulation wurde somit eine Kehlnaht mit einem Nullspalt modelliert. Durch Angabe der Richtung der Erdbeschleunigung  $g$  kann auch die Wannelage berücksichtigt werden. Als geometrische Randbedingung wurden die Knoten der untersten Blechkante in alle Raumrichtungen ( $x, y, z$ ) fixiert. Spannwerkzeuge wurden nicht verwendet und somit auch nicht in der Simulation berücksichtigt. Als weitere Randbedingung wurden jedoch Heftnähte entsprechend der Experimente modelliert, um den Zusammenhalt der Fügepartner zu gewährleisten. Der lokale Heftkontakt kann in der Software durch Angabe der Position und des Durchmessers genau angegeben werden. Die geometrischen Randbedingungen können zeitabhängig aktiviert werden, waren in den durchgeführten Simulationsrechnungen jedoch durchgehend aktiv. Die Vernetzung der Bauteile sowie die definierten geometrischen Randbedingungen sind in Abbildung 41 dargestellt.

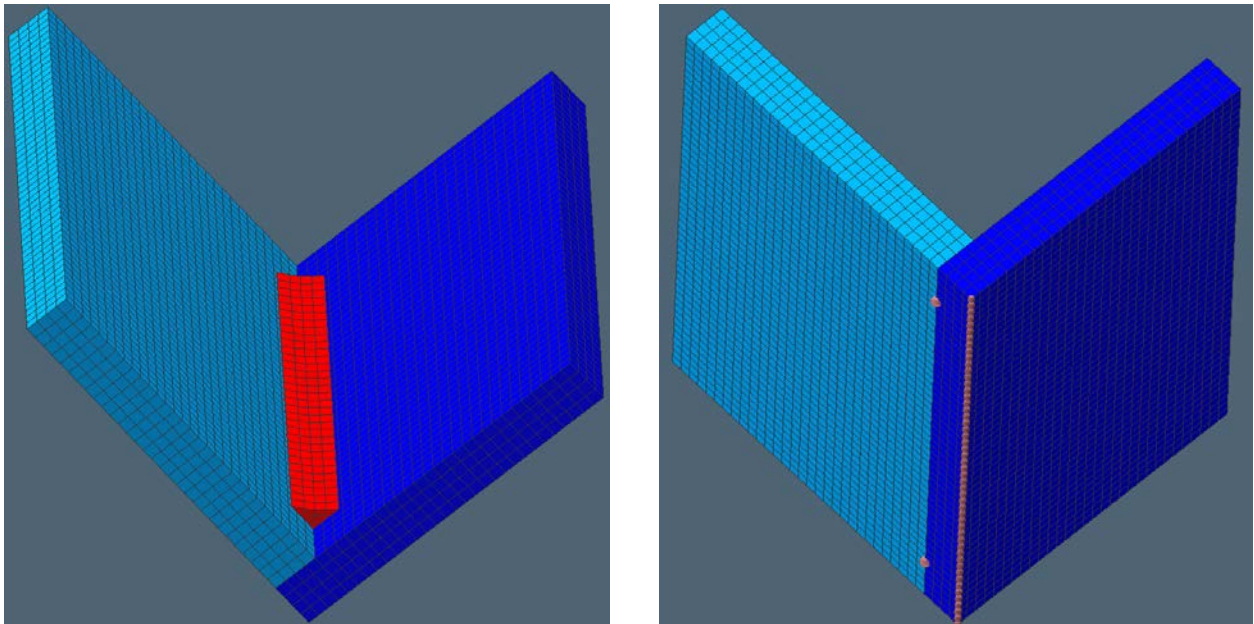


Abbildung 41: Geometrie und Vernetzung der Schweißproben (links) sowie Definierte Fixierungen und Heftnähte als geometrische Randbedingungen (rechts).

In einem weiteren Arbeitsschritt wird das Schweißnahtvolumen bzw. die Form der Kehlnaht definiert und vernetzt (siehe auch Abbildung 41). Die Form der Schweißzusatzelemente ergibt sich aus der gewählten Schweißnahtvorbereitung und wurde durch die Vermessung des Querschliffs einer repräsentativen Schweißprobe abgeleitet. Wie in AP 3 gezeigt worden ist, wurden sowohl bei simulierter Wassertiefe von 0,5 m als auch bei 20 m sehr ähnliche Schweißnahtgeometrien erzeugt. Als Vergleichsgröße wurde daher der Querschliff aus Abbildung 34 herangezogen. Da es sich um einlagige Nähte handelt, kann für die Erzeugung der Kehlnahtelemente ein integrierter Fillet Generator verwendet werden. Die Generation der Füllelemente erfolgt dadurch direkt über die Benutzeroberfläche von *Simufact Welding*. Die geringen Einbrandkerben wurden für die Simulation ebenso vernachlässigt wie die geringe Nahtüberhöhung. Es sei jedoch darauf hingewiesen, dass bei Verwendung der Simulationsergebnisse für nachfolgende Untersuchungen (z. B. Festigkeitsnachweise) insbesondere die Einbrandkerben mit berücksichtigt werden sollten. Generell sollten komplexe Nahtgeometrien und Mehrlagennähte extern erstellt und vernetzt werden. Die Füllelemente werden erst während der Simulation (zeitversetzt nach dem Durchlaufen der Wärmequelle) aktiviert. Das Vorgehen bei der Kehlnahterzeugung ist in Abbildung 42 dargestellt. Über die Parameter  $a$ ,  $b$ ,  $z_1$  und  $z_2$  kann die Geometrie in *Simufact Welding* definiert und an den Querschliff der Schweißprobe angepasst werden. Die Kehlnahtgeometrie wird dabei durch die Kehlnahtdicke  $a$  und die Schenkellängen  $z_1$  bzw.  $z_2$  charakterisiert. Durch den Parameter  $b$  wird der Bogen, d. h. die Krümmung der Nahtoberfläche definiert, um konvexe oder konkave Nähte abbilden zu können. Für den vorliegenden Fall der Unterwasserschweißung wurden folgende Parameter eingestellt:  $a = 3,7 \text{ mm}$ ;  $b = 0,004$ ;  $z_1 = z_2 = 5,23 \text{ mm}$ .



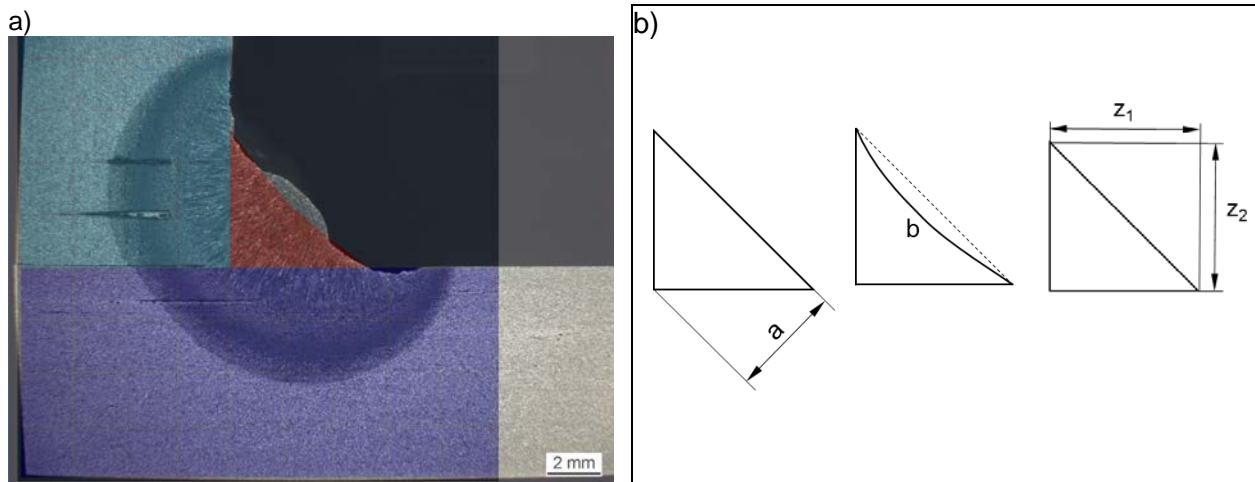


Abbildung 42: Modellierung der Kehlnahtgeometrie.

- a) Anpassen der Geometrie (rot) an den Querschnitt einer experimentellen Schweißprobe  
 b) Dimensionsparameter  $a$ ,  $b$ ,  $z_1$  und  $z_2$  zur Anpassung der Geometrie

#### 4.2.2 Temperaturfeld

Grundlage zur Berechnung des transienten Temperaturfeldes bildet die Fourier'sche Wärmeleitungsgleichung:

$$\rho(T) \cdot c_p(T) \cdot \frac{\partial T}{\partial t} = \lambda(T) \cdot \left( \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right) + q \quad (\text{Gleichung 3}),$$

$\rho(T)$  - Dichte

$c_p(T)$  - spezifische Wärmekapazität

$T$  - Temperatur

$t$  - Zeit

$\lambda(T)$  - Wärmeleitfähigkeit

$x, y, z$  - Koordinaten

$q$  - pro Volumen- und Zeiteinheit zu- bzw. abgeführte Wärmemenge.

Hieraus wird ersichtlich, dass die thermophysikalischen Eigenschaften Wärmeleitfähigkeit  $\lambda$ , spezifische Wärmekapazität  $c_p$  und Dichte  $\rho$  sowie ihre Temperaturabhängigkeit zur Berechnung des Temperaturfeldes von Bedeutung sind. Die Eigenschaften des aktuellen Gefügestandes werden dabei durch eine lineare Mischungsregel berechnet. Die Eigenschaften einzelner Phasen gehen somit linear entsprechend des vorliegenden Phasenanteils ein. Hierdurch wird deutlich, dass die Werkstoffdaten der (reinen) Phasen bekannt sein müssen. Da der Werkstoff bis zur Schmelztemperatur aufgeheizt wird, müssen die Daten in der Simulation auch bis zu dieser Temperatur vorliegen.

Die angewendeten temperaturabhängigen Verläufe für Wärmeleitfähigkeit, Wärmekapazität und Dichte sind für alle Phasen in Abbildung 43 dargestellt. Daraus gehen auch die wesentlichen Unterschiede der  $\alpha$ -Phasen zum Austenit hervor. Für die Berechnung des transienten Temperaturfeldes und die Schmalzbadabmessung ist es erforderlich, die latente Wärme in der Simulation zu berücksichtigen. Als latente Wärme wird dabei die beim Phasenübergang vom Werkstoff aufgenommene bzw. abgegebene Wärmeenergie bezeichnet. Wie aus den nicht-linearen Verläufen der spezifischen Wärmekapazität ersichtlich ist, wurde die bei einer Phasenumwandlung auftretende latente Wärme als Anteil der Wärmekapazität berücksichtigt. Im Bereich der Umwandlungstemperatur (z. B.  $\alpha \rightarrow \gamma$ ) weist die spezifische Wärmekapazität ein ausgeprägtes Maximum auf. Hierdurch wird berücksichtigt, dass bei der Phasenumwandlung eine

Enthalpieänderung ohne Temperaturänderung erfolgt. Die Berücksichtigung der Nichtlinearität führt zu einem erhöhten Rechenaufwand. Es muss außerdem sichergestellt werden, dass die Zeitschrittweite der Berechnung nicht zu groß gewählt wird. Die latente Wärme am Schmelzpunkt wird nicht durch den Verlauf der spezifischen Wärmekapazität beschrieben. Um die latente Wärme zu berücksichtigen, wird hier die spezifische Enthalpie vorgegeben. Sie wird in der Simulation mit 256 kJ/kg angenommen, was dicht am von Richter angegebenen Wert für reines Eisen liegt (Richter 1973).

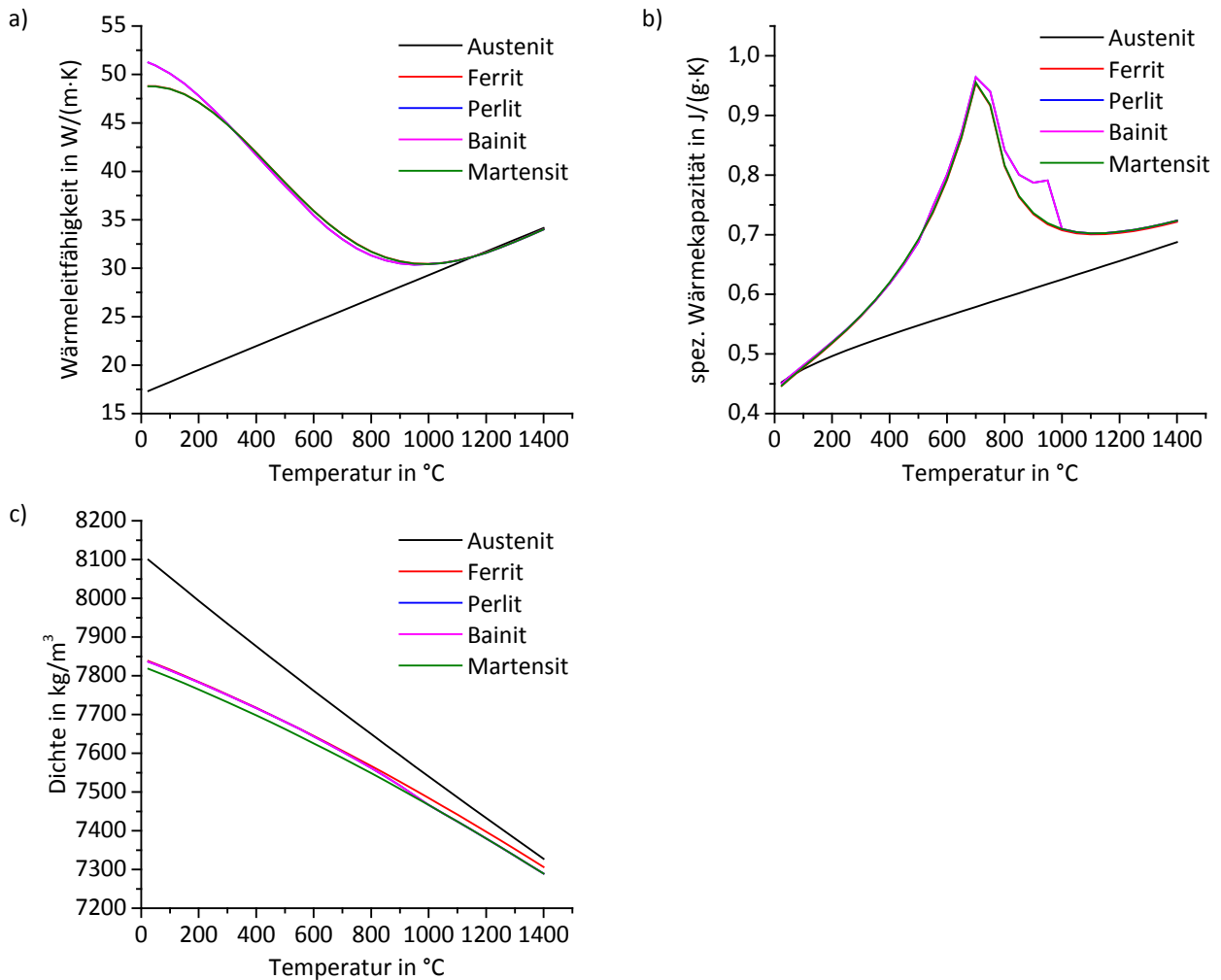


Abbildung 43: Thermische Eigenschaften einzelner Phasen in Abhängigkeit der Temperatur (*JMatPro*).

- Wärmeleitfähigkeit  $\lambda$
- spezifische Wärmekapazität  $c_p$
- Dichte  $\rho$

#### 4.2.3 Phasenumwandlungen

Die Werkstoffmodellierung stellt einen bedeutenden Punkt bei der Durchführung einer Schweißsimulation dar. Für eine realitätsnahe Simulationsrechnung müssen alle relevanten Werkstoffeigenschaften sowohl temperaturabhängig als auch phasenabhängig bekannt sein. Phasenumwandlungen bewirken sowohl Änderungen der thermophysikalischen als auch der mechanisch-technologischen Materialeigenschaften und müssen daher in der Simulation berücksichtigt werden. In diesem Projekt wurden, wie bei der Durchführung von Schweißsimulationen üblich, einige Annahmen und Vereinfachungen getroffen. Abgesehen von den

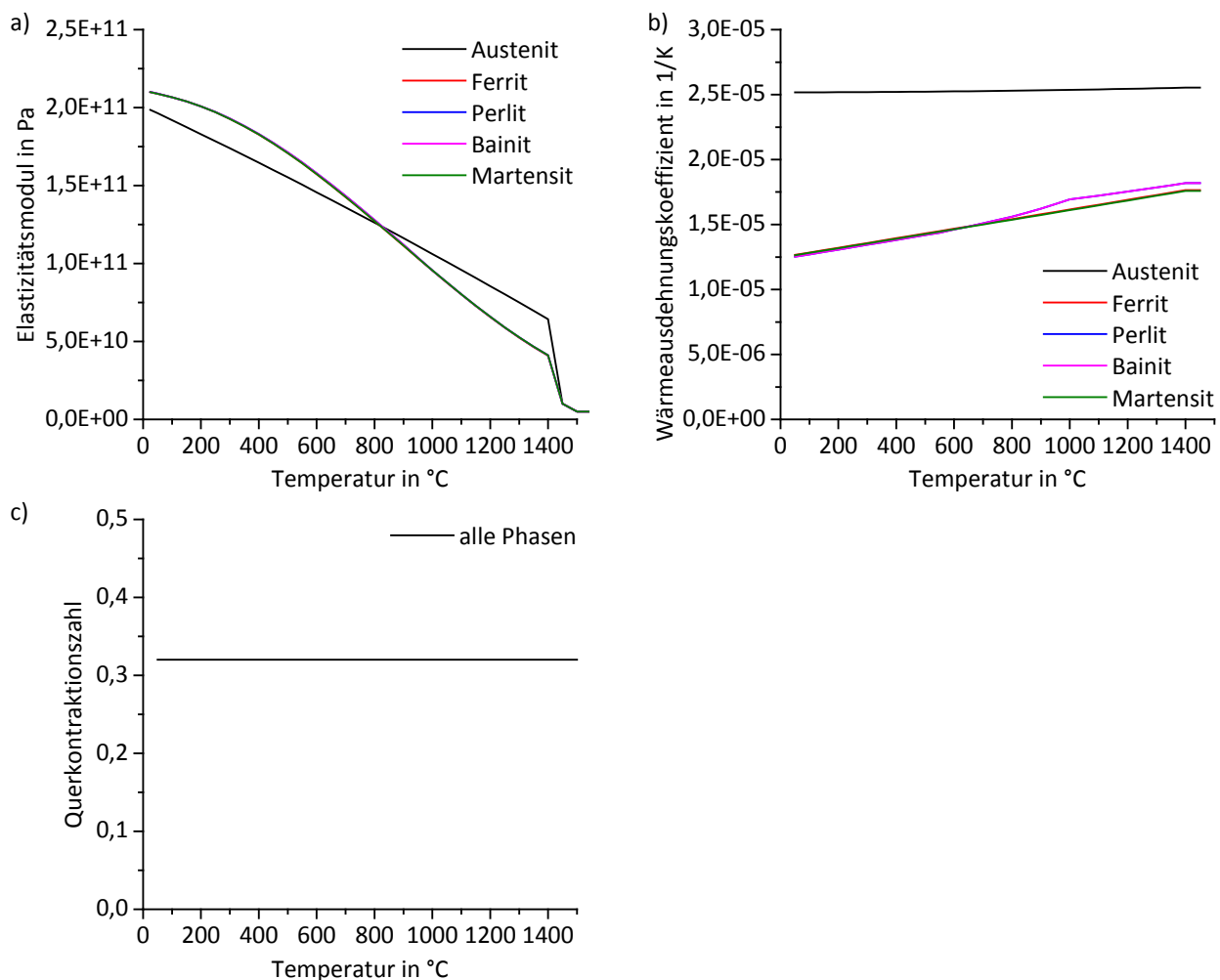
Fließkurven (siehe AP 1) weisen die  $\alpha$ -Phasen (Ferrit, Perlit, Bainit, Martensit) in der Simulation sehr ähnliche Werkstoffdaten auf. Große Unterschiede ergeben sich jedoch im Vergleich zur  $\gamma$ -Phase (Austenit). Unabhängig von der Erwärmgeschwindigkeit erfolgt die Austenitisierung im Temperaturintervall zwischen  $A_{c1}$  und  $A_{c3}$ . Die Umwandlung des Austenits in andere Gefügebestandteile beim Abkühlen erfolgt auf Grundlage hinterlegter Umwandlungstemperaturen. Hierbei wird die Abkühlgeschwindigkeit berücksichtigt. Zur Beschreibung der Phasenumwandlungen werden daher S-ZTU-Schaubilder herangezogen.

In Schweißsimulationen ist es üblich, das Umwandlungsverhalten durch numerische Modelle zu berücksichtigen. Ein Beispiel hierfür ist die Methode nach Leblond (Leblond et al. 1986). Dabei wird ausgehend vom S-ZTU-Diagramm des Werkstoffes der zeitliche Verlauf der (teilweise) diffusionsgesteuerten Umwandlung einer Phase in eine andere Phase mit Exponentialfunktionen abgebildet. Die Funktionsparameter werden so festgelegt, dass das S-ZTU-Diagramm möglichst gut abgebildet wird. Das Umwandlungsverhalten wird dabei in Abhängigkeit der Zeit und der Temperatur beschrieben, sodass der Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit berücksichtigt wird. Eine Voraussetzung für die Anwendung der Leblond-Methode ist demnach, die Funktionsparameter möglichst korrekt aus dem S-ZTU-Diagramm des Materials abzuleiten. Für die diffusionslose, nicht-isotherme Umwandlung des Austenits in Martensit hat sich das Koistinen-Marburger-Modell (Koistinen und Marburger 1959) bewährt. Durch die experimentellen Untersuchungen zum Phasenumwandlungsverhalten im AP 1 (Kapitel 2.1) wurden die notwendigen Werkstoffdaten zur Kalibrierung der Phasenumwandlungsmodelle für die härtesten Stähle S355GP und S430GP sowie für einen Schweißzusatzwerkstoff bereitgestellt.

Leider waren diese Umwandlungsmodelle zum Zeitpunkt der Projektlaufzeit nicht in *Simufact Welding* implementierbar. Daten zur Phasentransformation konnten somit nicht auf Basis der kontinuierlichen S-ZTU-Schaubilder bearbeitet oder erstellt werden. Die Phasentransformationsberechnung basiert stattdessen auf den in *JMatPro* hinterlegten isothermen ZTU-Diagrammen. Im Rahmen dieser Arbeit wurde daher ausschließlich der in *JMatPro* erzeugte Materialdatensatz für den Stahl S355GP genutzt, in welchem das Phasenumwandlungsverhalten beschrieben ist. Die Berechnung der Phasenumwandlungen für den tatsächlichen Temperaturverlauf erfolgt in der Simulation auf Basis der Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK)-Gleichung (Kolmogorov 1937; Johnson und Mehl 1939; Avrami 1939, 1940, 1941) durch Aneinanderreihung einzelner isothermer Umwandschritte. Als Umwandlungstemperaturen der Austenitbildung wurden  $A_{c1} = 700 \text{ °C}$  und  $A_{c3} = 823 \text{ °C}$  angewendet. Somit besteht eine vertretbare Übereinstimmung mit den experimentell bestimmten Werten (vgl. Abbildung 10). Der Materialdatensatz wurde im Preprocessing beiden Volumenkörpern (Blechen) als auch den Füllelementen der Kehlnaht zugewiesen. Als Ausgangszustand wurde in Anlehnung an die Erkenntnisse aus AP 1 (Abbildung 5) ein ferritisch-perlitisches Gefüge definiert.

#### **2.4.4 Mechanische Simulation**

Für die mechanische Simulation sind die mechanisch-technologischen Eigenschaften Elastizitätsmodul  $E$ , Wärmeausdehnungskoeffizient  $\alpha$  und die Querkontraktionszahl  $\nu$  von Bedeutung. Die angenommenen, temperaturabhängigen Verläufe für alle Phasen sind in Abbildung 44 dargestellt. Hinzu kommt die Beschreibung des plastischen Verhaltens, d. h. der Relation zwischen auftretenden Dehnungen und den Spannungen. Dieses nicht-lineare Materialverhalten wird durch die hinterlegten Fließkurven beschrieben. In Kapitel 2.1 wurde gezeigt, dass die *JMatPro*-Daten im Allgemeinen eine gute Übereinstimmung zu experimentell bestimmten Fließkurven aufweisen.

Abbildung 44: Mechanische Eigenschaften einzelner Phasen in Abhängigkeit der Temperatur (*JMatPro*).

- Elastizitätsmodul  $E$
- Wärmeausdehnungskoeffizient  $\alpha$
- Querkontraktionszahl  $\nu$

### 2.4.5 Wärmequelle

Bei der Berechnung des Temperaturfeldes geht die Wärmezufuhr als Lastgröße ein. Da der Schweißvorgang ein zeitabhängiger Prozess ist, muss die Schweißsimulation als transiente Simulation ausgeführt werden. Die Einleitung der Wärme erfolgt im gewählten Fall nasser Unterwasserschweißungen durch einen elektrischen Lichtbogen. Bei der Simulation wird dieser Prozess selbst nicht berechnet. Die Wärmeeinbringung wird stattdessen über eine parametrisierte Ersatzwärmequelle modelliert, welche den Wärmeeintrag durch eine angemessene örtliche Verteilungsfunktion beschreibt. In dieser Modellierung besteht eine große Herausforderung, da die Wärmeeinbringung nicht nur durch den Schweißprozess und die verwendeten Schweißparameter, sondern auch durch viele andere Einflüsse charakterisiert wird. Für eine realitätsnahe Schweißstruktursimulation muss sowohl die Position als auch die Größe der effektiv eingebrachten Wärmeenergie möglichst korrekt modelliert werden. Die Abbildung der Wärmeeinbringung durch punkt- und linienförmige Wärmequellen ist ebenso ungünstig wie die Verwendung von Flächenquellen. Zwar können durch diese Wärmequellen die Temperaturen in weiter Entfernung relativ gut berechnet werden. Insbesondere in den interessanten Bereichen

der Wärmeeinflusszone dicht an der Wärmequelle ergeben sich jedoch unrealistische Temperaturverhältnisse (Mehmert 2003). Die Anwendung numerischer Modelle bietet den Vorteil, komplexere Wärmequellenverteilungen, insbesondere Volumenquellen, zu umsetzen zu können.

Die mathematische Beschreibung der Energieeinbringung (vgl. Gleichung 3) erfolgte durch eine normalverteilte, doppel-ellipsoide Volumenquelle nach Goldak (Goldak et al. 1984). Dieses Wärmequellenmodell ist sehr weit verbreitet und hat sich bei einer Diskretisierung eines Geometriemodells aus Volumenelementen bewährt (Hildebrand 2009). In *Simufact Welding* wird diese Volumenquelle für das Lichtbogenschweißen ebenfalls empfohlen. Abbildung 45 zeigt eine schematische Darstellung der Wärmequelle nach Goldak mit den relevanten geometrischen Parametern.

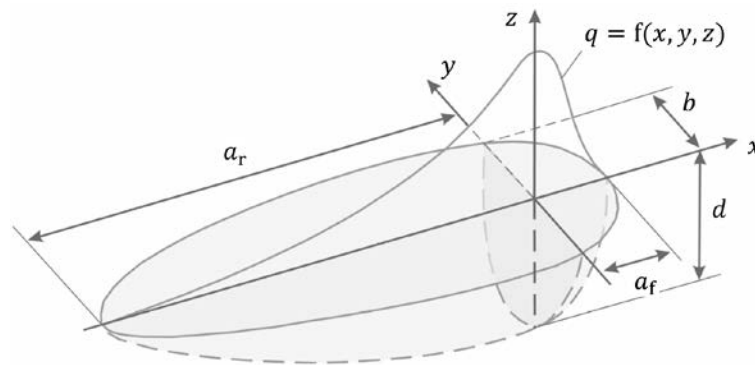


Abbildung 45: Schematische Darstellung der Goldak-Wärmequelle (nach (Hildebrand 2009), S. 47)

Die Wärmequelle wird mit der effektiv eingebrachten Wärmeleistung  $q_0$  definiert, welche sich aus der Leistung des Schweißvorgangs ergibt. Unter Anwendung von Schweißspannung und Schweißstromstärke ergibt sich die effektive Leistung zu:

$$q_0 = \eta \cdot U \cdot I \quad (\text{Gleichung 4}),$$

$\eta$  - Wärmeübertragungswirkungsgrad (thermischer Wirkungsgrad des Schweißverfahrens)

$U$  - Schweißspannung

$I$  - Schweißstromstärke.

Sowohl Spannung als auch Stromstärke sind durch die experimentellen Schweißausführungen vorgegeben. Berücksichtigt wird auch der Wärmeübertragungswirkungsgrad  $\eta$ , um verschiedene Verluste einzubeziehen. Derartige Verluste ergeben sich beispielsweise durch die Einschnürung und Strahlung des Lichtbogens oder durch Schweißspritzer. Der Wärmeübertragungswirkungsgrad wurde entsprechend der Literaturquellen (Schulze 2010; Merkblatt 381) mit  $\eta = 0,8$  angesetzt.

Da es sich um einen wandernden Schweißprozess handelt, muss die Schweißrichtung bei der Wärmequellenmodellierung mit berücksichtigt werden. Durch den Vorschub des Schweißpunktes erfolgt der Wärmeeintrag nicht symmetrisch. Dies wird durch Verwendung der doppelt-ellipsoiden Ersatzwärmequelle berücksichtigt. Das vordere Ellipsoid ist gestaucht, während das hintere Ellipsoid gestreckt ist, um den nachlaufenden Bereich der Schmelze zu beschreiben (vgl. Abbildung 45). Durch eine solche Aufteilung des Wärmequellgebietes in den front- und rückseitigen Bereich werden die Lastfunktionen bereichsweise angewendet. Die verteilte Volumenquelle wird somit durch zwei Sätze von Parametern definiert:

$$q_f(x, y, z) = f_f \cdot \frac{6 \cdot \sqrt{3} \cdot q_0}{\sqrt{\pi^3} \cdot a_f \cdot b \cdot d} \cdot e^{-M \cdot \left( \frac{x^2}{a_f^2} + \frac{y^2}{b^2} + \frac{z^2}{d^2} \right)} \quad \text{für } x \geq 0 \quad (\text{Gleichung 5}),$$

$$q_r(x, y, z) = f_r \cdot \frac{6 \cdot \sqrt{3} \cdot q_0}{\sqrt{\pi^3} \cdot a_r \cdot b \cdot d} \cdot e^{-M \cdot \left( \frac{x^2}{a_r^2} + \frac{y^2}{b^2} + \frac{z^2}{d^2} \right)} \quad \text{für } x \leq 0 \quad (\text{Gleichung 6}),$$

- $q_0$  - Effektivleistung der Wärmequelle
- $a_f$  - Frontlänge der Wärmequelle (Halbachse in positiver  $x$ -Richtung)
- $f_f$  - Gewichtungsfaktor für die Frontseite der Wärmequelle
- $a_r$  - rückseitige Länge der Wärmequelle (Halbachse in negativer  $x$ -Richtung)
- $f_r$  - Gewichtungsfaktor für die Rückseite der Wärmequelle
- $b$  - halbe Breite der Wärmequelle (Halbachse in  $y$ -Richtung)
- $d$  - Tiefe der Wärmequelle (Halbachse in  $z$ -Richtung)
- $M$  - Gauß-Parameter
- $x, y, z$  - Koordinaten.

Die geometrischen Parameter  $a_f$ ,  $a_r$ ,  $b$  und  $d$  legen zusammen mit der Effektivleistung  $q_0$  den exponentiellen Verlauf der Wärmeintensität fest. Die Wärmequellendichte weist dabei eine Normalverteilung nach Gauß auf und besitzt ihren Maximalwert im Ursprung des lokalen Koordinatensystems der Wärmequelle. Zum Rand des geometrisch definierten Bereiches hin nimmt der Leistungseintrag ab. Der Gauß-Parameter  $M$  verändert die Breite der Gauß-Glockenkurve und somit den Energieeintrag pro Fläche. Bei einem großen Parameter ist die Gauß-Glockenkurve sehr schmal und die Energie wird auf einer sehr kleinen Fläche eingebracht. Um eine identische Wärmequellendichte im Ursprungspunkt der Volumenquelle zu erzielen (stetiger Funktionsverlauf), ergeben sich die Gewichtungsfaktoren zu (Giese 1993; Mehmert 2003):

$$f_f = \frac{2a_f}{a_f + a_r} \quad \text{und} \quad f_r = \frac{a_r}{a_f + a_r} \quad (\text{Gleichung 7}),$$

wodurch sich die Volumenquelle in Abhängigkeit der lokalen Koordinaten durch folgende Parametersätze beschreiben lässt:

$$q_f(x, y, z) = \frac{12 \cdot \sqrt{3} \cdot q_0}{\sqrt{\pi^3} \cdot (a_f + a_r) \cdot b \cdot d} \cdot e^{-M \cdot \left( \frac{x^2}{a_f^2} + \frac{y^2}{b^2} + \frac{z^2}{d^2} \right)} \quad \text{für } x \geq 0 \quad (\text{Gleichung 8}),$$

$$q_r(x, y, z) = \frac{12 \cdot \sqrt{3} \cdot q_0}{\sqrt{\pi^3} \cdot (a_f + a_r) \cdot b \cdot d} \cdot e^{-M \cdot \left( \frac{x^2}{a_r^2} + \frac{y^2}{b^2} + \frac{z^2}{d^2} \right)} \quad \text{für } x \leq 0 \quad (\text{Gleichung 9}).$$

In der Simulation wird die Wärmequelle, welche im lokalen Koordinatensystem definiert ist, mit der vorgegebenen Schweißgeschwindigkeit entlang einer Trajektorie (entspricht Schweißlinie), welche im globalen Koordinatensystem des Gesamtmodells definiert ist, bewegt. Länge und Orientierung der Trajektorie wurden entsprechend der experimentellen Schweißungen definiert. Als Stützstellen dienen die mittigen Knoten der Füllelemente auf der Nahtoberfläche (Abbildung 46, links). Zu korrekter Abbildung des Schmelzbades (siehe unten) wurde zudem ein Offset von 2 mm festgelegt. In der Software kann zusätzlich eine Vorlaufzeit bzw. Nachlaufzeit definiert werden, bei welcher die Wärmequelle aktiviert ist, jedoch kein Vorschub erfolgt. Da der Lichtbogen bei den experimentellen Schweißungen sofort nach der Zündung entlang der Schweißlinie bewegt worden ist, wurde auch in der Simulation eine äußerst kurze Vor- und Nachlaufzeit von 0,1 s gewählt. Die Temperaturverteilung zu einem diskreten Zeitpunkt der

Simulation ist auf der rechten Seite von Abbildung 46 dargestellt. Hieran werden die feine Vernetzung im Bereich der Wärmequelle einerseits und die gestauchte/gestreckte Form der Wärmequelle in Schweißrichtung andererseits deutlich. Für eine gute Abbildung der Wärmequelle im Modell und die daraus resultierende korrekte Wärmeeinbringung gibt *Simufact Welding* folgende Regeln an. Über der Breite  $b$  der Wärmequelle sollten mindestens 2-4 Elemente, über der Länge  $a_f + a_r$  sollten 3-4 Elemente und über der Tiefe  $d$  sollten 2-3 Elemente vorliegen. Durch die adaptive Netzanpassung im Bereich der Wärmequelle wurde sichergestellt, dass diese Werte nicht unterschritten werden. Es ist ebenfalls ersichtlich, dass die Elemente des Nahtvolumens zunächst inaktiv sind und erst mit der Bewegung der Volumenquelle aktiviert werden. Im numerischen Modell werden somit bei Bewegung der Wärmequelle entsprechende Wärmeströme an den Integrationspunkten der Elemente zugewiesen.

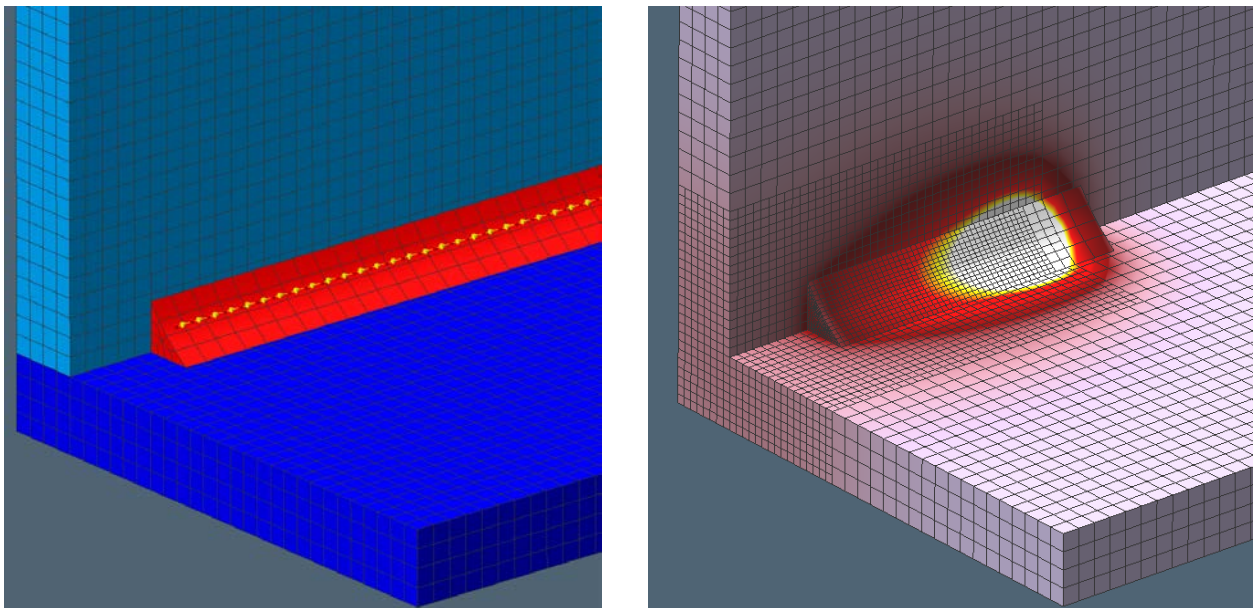


Abbildung 46: Definition der Schweißtrajektorie (links) und Ausbildung des Temperaturfeldes im Bereich der Wärmequelle während der Schweißung (rechts).

Eine Abschätzung des Wärmeeintrags für das nasse Unterswasserschweißen (z. B. auf Grundlage von Literaturangaben) kann aufgrund fehlender Erfahrungswerte nicht erfolgen. Für die Kalibrierung der Ersatzwärmequelle wurden daher die experimentellen Schweißversuche aus AP 3 herangezogen. Die Kalibrierung der Wärmequelle ist ein inverses Problem, da versucht wird, eine bekannte Ergebnisgröße (hier: Geometrie von Schmelzbad und WEZ) durch die Berechnung des Temperaturfeldes korrekt abzubilden. Die aus der Simulation resultierende Temperaturverteilung wird demnach mit repräsentativen Schlibfbildern verglichen und nach Möglichkeit in Übereinstimmung gebracht. Diese Art der Wärmequellenkalibrierung wird als iterative Kalibrierung bezeichnet (Schober 2014). Eingangs wird die Simulation mit geschätzten Startparametern (in Anlehnung an die Schmelzbadgeometrie) für die Wärmequellengeometrie durchgeführt. Solange das berechnete Temperaturfeld keine ausreichende Übereinstimmung mit den experimentellen Daten aufweist, erfolgt eine Anpassung der Wärmequellenparameter und eine Neuberechnung des Temperaturfeldes. Dabei werden alle anderen variablen Größen des Simulationsmodells als zutreffend angenommen und konstant gehalten. Das Vorgehen wird wiederholt, bis eine ausreichende Übereinstimmung zwischen Simulation und Experiment vorliegt. In diesem Projekt erfolgte ein Abgleich der simulierten Temperaturverteilung mit dem

Schliffbild einer experimentell ausgeführten Schweißung bei einem Überdruck von 0 bar (simulierte Wassertiefe von 0,5 m). Als Kontrollgrößen dienen sowohl Form als auch Lage von Linien konstanter Temperatur (Solidus,  $A_{c3}$  und  $A_{c1}$  siehe Abbildung 37). Die simulierte Schmelzbadabmessung sowie die Isothermen  $A_{c1}$  und  $A_{c3}$  können über den sogenannten Schweißmonitor in *Simufact Welding* als Ergebnisgröße angezeigt werden. Für den Vergleich wurde stets die Ausbildung in der Mitte der Schweißlinie herangezogen, da in dieser Ebene die Makroschliffe angefertigt worden sind. Das Vorgehen ist in Abbildung 47 dargestellt. Die rote Linie im geometrischen Modell (links) kennzeichnet die ausgewertete Ebene. Im Querschnitt (rechts) sind die relevanten Temperaturbereiche  $\{1\} T > T_S$  (rot),  $\{2\} A_{c3} < T < T_S$  (orange) und  $\{3\} A_{c1} < T < A_{c3}$  (grün) klar voneinander abgegrenzt. Die Schmelzbadisotherme ist in Gelb dargestellt.

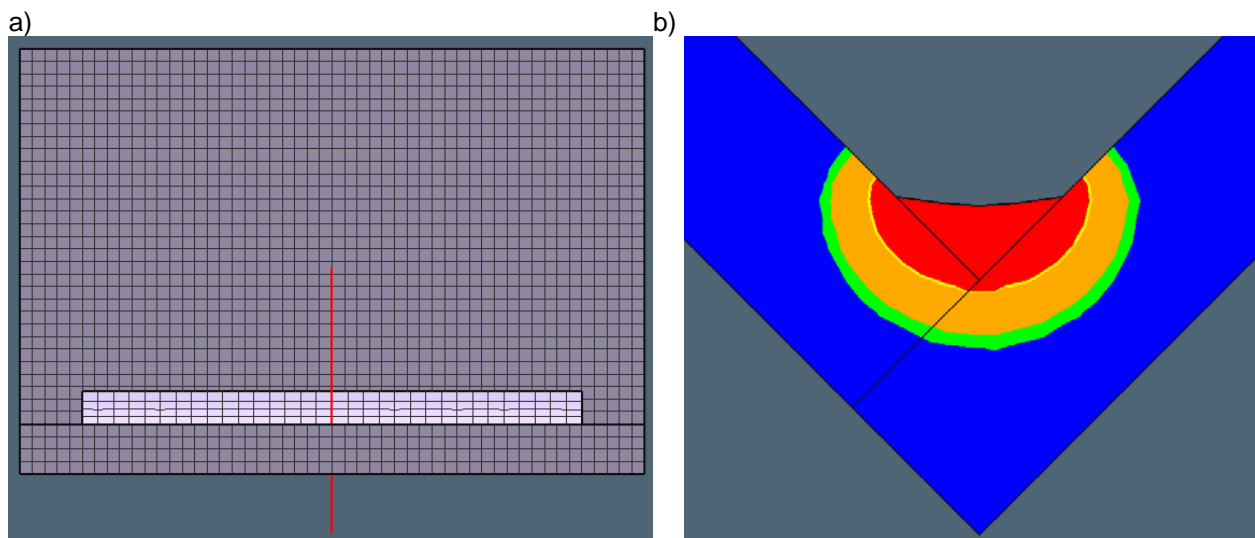


Abbildung 47: Vorgehensweise bei der Auswertung der Schmelzbadgeometrie.

- Kennzeichnung der für die Auswertung herangezogenen Ebene in der Mitte des Schweißpfades bzw. der Trajektorie
- Visualisierung der Ausbildung von Schmelzzone und WEZ in dieser Ebene im Schweißmonitor von *Simufact Welding*

### 2.4.6 Wärmeübergang

Die durch den Schweißprozess eingebrachte Wärme wird einerseits durch Wärmeleitung in kalte Bauteilbereiche transportiert und andererseits über die Oberflächen der geschweißten Bleche an die Umgebung abgegeben. Die thermischen Randbedingungen wirken daher an den Blechoberflächen. Der Wärmeübergang von der heißen Bauteiloberfläche zum Wasser ist für die Berechnung des Temperaturfeldes und aller daran geknüpften Größen von enormer Bedeutung. Der Wärmeübergang muss daher als thermische Randbedingung beschrieben werden. Der an die Umgebung abgegebene Wärmestrom  $q$  (vgl. Gleichung 3) lässt sich durch folgende Gleichung beschreiben:

$$q = \alpha(T) \cdot (T_0 - T_\infty) \quad (\text{Gleichung 10}),$$

$\alpha(T)$  - Wärmeübergangskoeffizient

$T_0$  - Oberflächentemperatur

$T_\infty$  - Umgebungstemperatur bzw. Wassertemperatur.

Die Wassertemperatur wurde bei der Durchführung experimenteller Schweißungen mit aufgezeichnet und betrug stets etwa 20 °C. Sowohl die Umgebungstemperatur als auch die



Anfangstemperatur der Fügepartner wurde daher auch in der Simulation mit 20 °C definiert. Der temperaturabhängige Wärmeübergangskoeffizient beim Abkühlen heißer Oberflächen in Wasser sollte durch die experimentellen Arbeiten in AP 2 charakterisiert werden. Wie in Kapitel 2.2 beschrieben, ist eine quantitative Beschreibung von  $\alpha(T)$  nicht gelungen. Es konnte jedoch gezeigt werden, dass die Beschreibung des Wärmeübergangs durch einen konstanten WÜK nicht zutreffend ist. Oberhalb der Siedetemperatur von Wasser findet ein deutlich intensiverer Wärmeübergang statt als darunter (siehe z. B. Abbildung 28). (Hildebrand 2009) *Simufact Welding* bietet die Möglichkeit, den Wärmeübergangskoeffizienten tabellarisch als Funktion der Temperatur zu definieren. Hierdurch ist es möglich, nicht nur reine Konvektion sondern auch unterschiedliche Phasen des Wärmeübergangs (z. B. Blasensieden, Filmsieden) zu berücksichtigen.

Die erwärmten Bauteile geben auch durch Wärmestrahlung Energie an die Umgebung ab, was in den Randbedingungen berücksichtigt werden muss. Die Strahlungsverluste  $q_S$  lassen sich unter Anwendung eines material- und oberflächenabhängigen Emissionskoeffizienten  $\varepsilon$  beschreiben:

$$q_S = \varepsilon \cdot \sigma \cdot (T_0^4 - T_\infty^4) \quad (\text{Gleichung 11}),$$

$\varepsilon$  - Emissionskoeffizient ( $0 < \varepsilon < 1$ )

$\sigma$  - Stefan-Boltzmann-Konstante ( $\sigma = 5,67 \cdot 10^{-8} \text{ W}/(\text{m}^2\text{K}^4)$ )

$T_0$  - Oberflächentemperatur

$T_\infty$  - Umgebungstemperatur bzw. Wassertemperatur.

Nach (Baehr und Stephan 2004) wurde für die Simulation unter Berücksichtigung einer angerosteten Oberfläche der Stahlbleche (vgl. Abbildung 33) ein Emissionskoeffizient von  $\varepsilon = 0,6$  gewählt.

#### 2.4.7 Kalibrierung von Wärmequelle und Wärmeübergang

Aus den vorherigen Betrachtungen wird deutlich, dass im vorliegenden Fall für die Simulation des Temperaturfeldes beim Unterwasserschweißen zwei Größen iterativ an die experimentellen Ergebnisse angepasst werden müssen: einerseits die Wärmequelle und andererseits der Wärmeübergang. Diese beiden Iterationen sind nicht unabhängig voneinander. So könnte für ein ähnliches Temperaturfeld eine stärkere Wärmequelle beim Schweißen durch einen höheren Wärmeübergang zum Wasser ausgeglichen werden. Aufgrund der zahlreichen zur Kalibrierung vorliegenden experimentellen Ergebnisse (Geometrie des Schweißguts und der WEZ, Temperaturverläufe an verschiedenen Positionen) erscheint die iterative Bestimmung von Wärmequelle und Wärmeübergang dennoch möglich. Dazu wird wie in Abbildung 48 dargestellt vorgegangen.

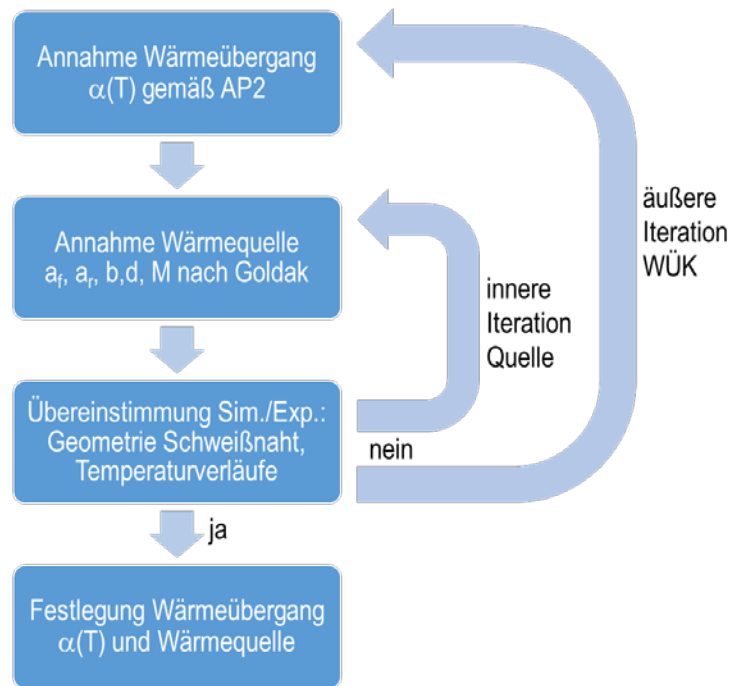


Abbildung 48: Vorgehensweise bei der Iteration von Wärmeübergang und Wärmequelle

Die mit Thermoelementen bestimmten Temperaturzyklen beschreiben die Temperaturentwicklung an definierten Punkten in der Nähe der Schweißnaht. Die gemessenen Temperaturen lassen sich dadurch mit den berechneten Temperaturen an entsprechenden Knoten des FE-Netzes vergleichen. Nach Vermessung verschiedener Makroschliffe wurde deutlich, dass die Thermoelementbohrungen in den meisten Fällen nicht auf exakt 6 mm Tiefe gefertigt werden konnten (siehe z. B. Abbildung 39 a). Die tatsächliche Bohrtiefe betrug in vielen Fällen etwa 5,5 mm. Auch die geringen Spitzentemperaturen in den  $T/t$ -Verläufen (z. B. Abbildung 34) deuten darauf hin, dass die Temperaturerfassung nicht in 6 mm Tiefe, d.h. dicht an der Schmelzlinie erfolgte. Die tatsächliche Messposition muss demnach in einer geringeren Tiefe und somit weiter entfernt vom Schmelzbad liegen. Für den Vergleich der  $T/t$ -Verläufe zwischen Experiment und Simulation wurden deshalb FE-Knoten in 5,5 mm Tiefe betrachtet. Entsprechend der experimentellen Schweißungen wurden Knoten in der Mitte der Schweißlinie (Trajektorie), d. h. in der in Abbildung 47 gekennzeichneten Ebene, ausgewertet.

Für die iterative Bestimmung der genannten Größen ist es ausreichend, eine reine thermische Simulation mit Berücksichtigung der Phasentransformationen durchzuführen. Die transiente Berechnung wird dabei in eine Vielzahl einzelner Zeitschritte unterteilt. Die Zeitschrittsteuerung wurde dabei automatisch durch den Solver festgelegt. Hierbei wurden für die Schweißung feste Zeitschritte eingehalten, die durch das Programm für die Schweißnaht optimiert festgesetzt werden. Unter Berücksichtigung der Schweißgeschwindigkeit und der geometrischen Wärmequellengröße wird ein vollständiger Wärmeeintrag in Schweißlängsrichtung sichergestellt. Die Zeitschrittsteuerung beim anschließenden Abkühlen erfolgte adaptiv. Dabei wird die Größe der Zeitschritte in bestimmten Grenzen so eingestellt, dass möglichst schnell Konvergenz erreicht wird.

#### ➤ Erster angenommener Wärmeübergang

Ausgangspunkt für den Wärmeübergang waren Literaturangaben (Steuer 2015; Hamann 1996), die den WÜK in Abhängigkeit der Temperatur für Abkühlungsvorgänge heißer Bauteile in Wasser

angeben. In beiden Fällen liegt  $\alpha$  in der Konvektionsphase im Bereich  $\alpha \approx 1000 \text{ W}/(\text{m}^2\text{K})$ . Oberhalb der Siedetemperatur von Wasser ( $100 \text{ }^\circ\text{C}$ ) steigt  $\alpha$  durch intensives Blasensieden stark an. Maximalwerte von  $\alpha \approx 30.000 \text{ W}/(\text{m}^2\text{K})$  werden erreicht. Beide Autoren berichten jedoch von anschließendem Übergangssieden und Filmsieden bei hohen Temperaturen ( $T > 500 - 600 \text{ }^\circ\text{C}$ ). Der Wärmeübergangskoeffizient nimmt hierbei vergleichsweise geringe Werte  $\alpha < 1000 \text{ W}/(\text{m}^2\text{K})$  an. Eine Filmsiedephase konnte bei eigenen experimentellen Untersuchungen bis zu einer Temperatur von etwa  $1000 \text{ }^\circ\text{C}$  nicht festgestellt werden, wie in Kapitel 2.2 gezeigt wurde. Als Ausgangspunkt für den WÜK wurde daher der in Abbildung 49 b dargestellte Verlauf ohne Filmsiedephase angenommen. Die Wärmequellengeometrie wurde in mehreren Iterationsschritten in weiten Grenzen variiert. Dabei wurde deutlich, dass die effektiv eingebrachte Leistung  $q_0$ , welche durch das Schweißverfahren vorgegeben ist, nicht ausreicht, um ein hinreichend großes Schmelzbad zu berechnen. Die Wärmeabfuhr bei hohen Temperaturen ist unter Annahme des Verlaufes von  $\alpha(T)$  deutlich zu groß. Ein Beispiel für die Schmelzbadausbildung ist in Abbildung 49 a dargestellt. Abgebildet ist eine Überlagerung des Makroschliffes sowie der Simulationsergebnisse. Das Schmelzbad weist eine Breite von weniger als  $2 \text{ mm}$  auf. Im Bereich des Schmelzbades des metallografischen Makroschliffes liegen bei der Simulation überwiegend Temperaturen unterhalb der Schmelztemperatur vor (oranger Bereich). Dass die Wärmezufuhr bei Annahme dieses hohen Wärmeübergangs nicht ausreicht, wird auch anhand eines Vergleiches der  $T/t$ -Verläufe von Experiment und Simulation deutlich (Abbildung 49 c). Die Maximaltemperaturen an den Messpositionen 1 und 3 weisen deutliche Abweichungen auf. Die simulierten Temperaturen sind aufgrund des hohen Wärmeübergangs viel zu gering.

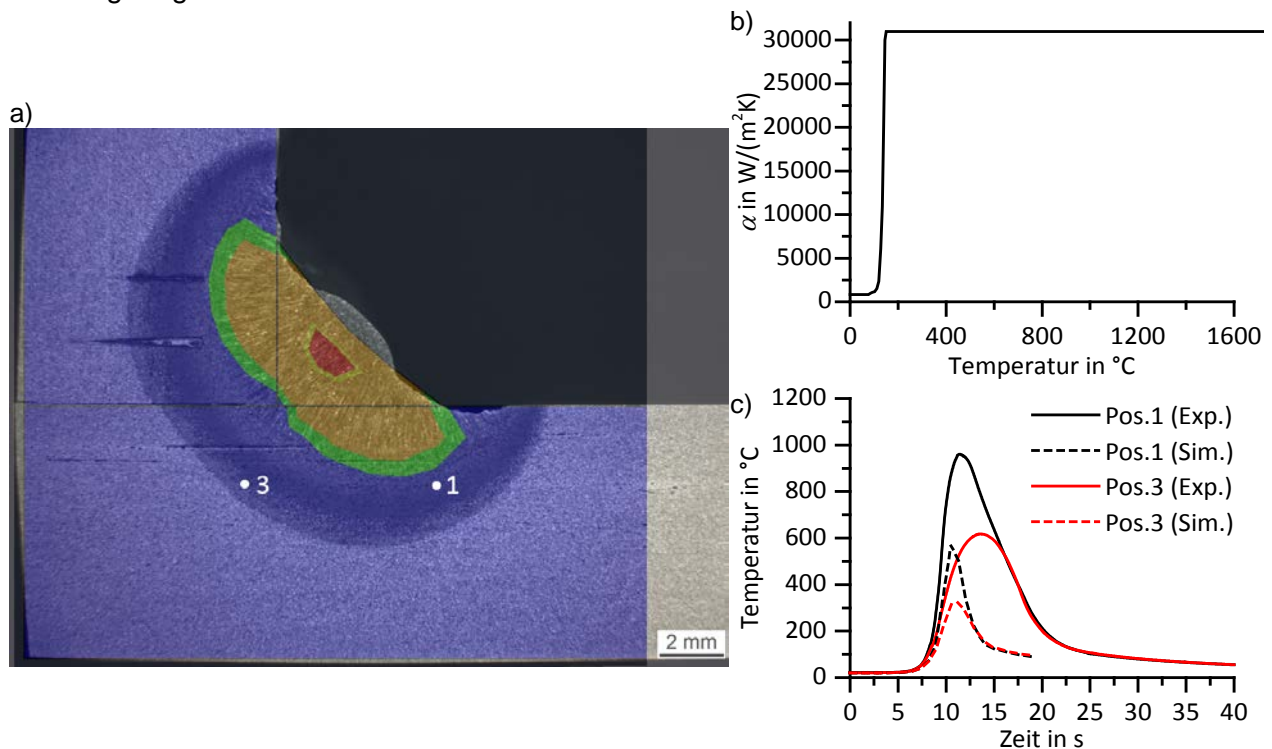


Abbildung 49: Ergebnisse der iterativen Kalibrierung von Wärmequelle und Wärmeübergang.

- Vergleich der Ausbildung von Schmelzzone und WEZ im Experiment (Makroschliff) und Simulation (Schweißmonitor)
- Angenommener Verlauf für den Wärmeübergangskoeffizienten  $\alpha(T)$
- Vergleich der experimentell bestimmten und in der Simulation berechneten  $T/t$ -Verläufe an den Messpositionen 1 und 3

### ➤ Zweiter angenommener Wärmeübergang

In nachfolgenden Simulationen zur Kalibrierung der Wärmequelle wurde der WÜK zunächst über den gesamten Temperaturbereich konstant gehalten. Ein bei freier Konvektion im Wasser üblicher Wert von  $\alpha = 1000 \text{ W}/(\text{m}^2\text{K})$  wurde gewählt (siehe Abbildung 50 b). Durch geeignete Anpassung der Wärmequellenparameter ( $a_f$ ,  $a_r$ ,  $b$ ,  $d$ ) in mehreren Iterationsschritten ist es bei diesem Wärmeübergang möglich, dass Schmelzbad sehr gut an die experimentell bestimmten Gegebenheiten anzugleichen, wie aus Abbildung 50 a hervorgeht. Es wird jedoch ebenso deutlich, dass eine viel zu große Ausbreitung der WEZ berechnet wird. Der simulierte Temperaturbereich  $A_{c3} < T < T_S$  (orange) ragt bis in den Grundwerkstoff hinein. Die Zone teilweiser Umwandlung (grün) mit  $A_{c1} < T < A_{c3}$  liegt sogar vollständig im Bereich des unbeeinflussten Grundwerkstoffes, die aus der experimentellen Schweißung bestimmt werden kann. Diese Feststellungen deuten auf einen zu geringen Wärmeübergang hin, wodurch sich im Allgemeinen zu hohe Temperaturen in den Fügepartnern ausbilden. Der deutlich unterschätzte Wärmeübergang geht auch aus dem Vergleich der  $T/t$ -Verläufe in Abbildung 50 c hervor. Es werden zu hohe Maximaltemperaturen an den Messpositionen berechnet. Der Abkühlverläufe entsprechen zudem in keiner Weise den experimentell bestimmten Verläufen. Die simulierte Abkühlgeschwindigkeit liegt im gesamten Bereich deutlich zu tief. Es wird darüber hinaus deutlich, dass der scharfe Übergang der Temperaturverläufe von großen Abkühlraten bei hohen Temperaturen zu geringen Abkühlraten bei tiefen Temperaturen durch einen konstanten WÜK nicht abgebildet werden kann.

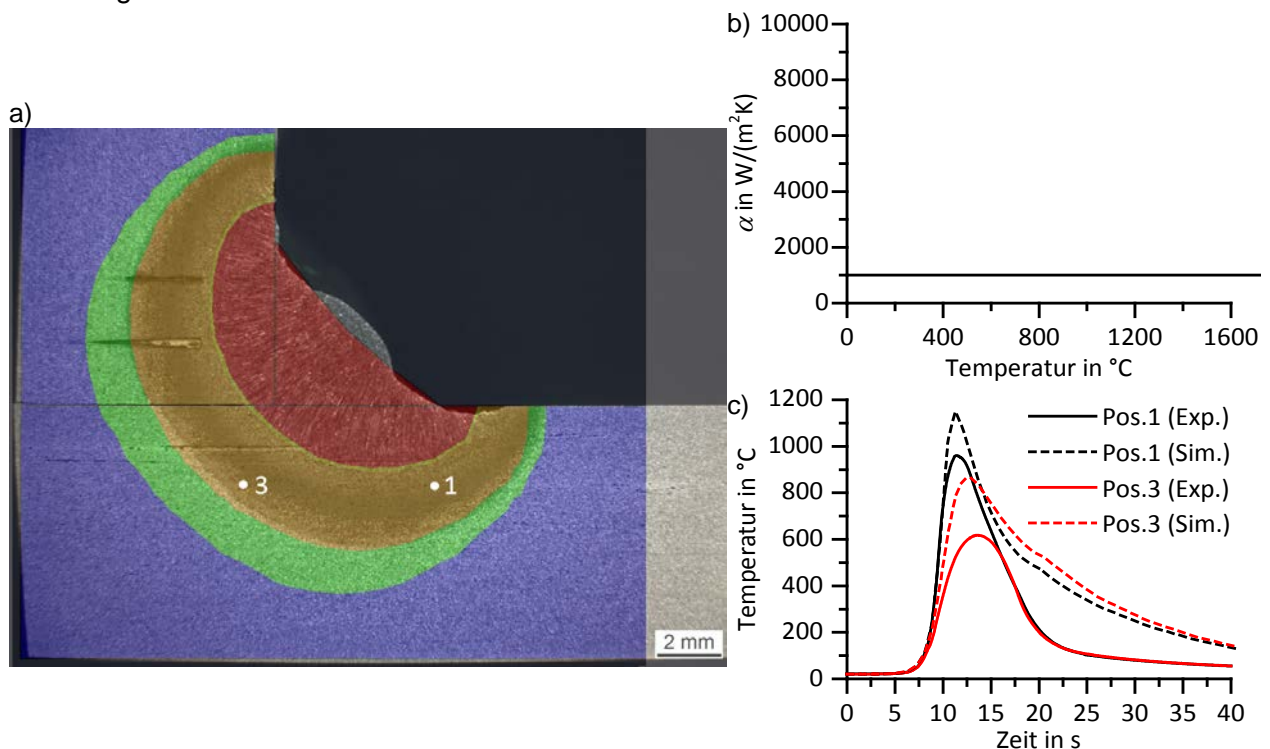


Abbildung 50: Ergebnisse der iterativen Kalibrierung von Wärmequelle und Wärmeübergang.

- Vergleich der Ausbildung von Schmelzzone und WEZ im Experiment (Makroschliff) und Simulation (Schweißmonitor)
- Angenommener Verlauf für den Wärmeübergangskoeffizienten  $\alpha(T)$
- Vergleich der experimentell bestimmten und in der Simulation berechneten  $T/t$ -Verläufe an den Messpositionen 1 und 3

### ➤ Dritter angenommener Wärmeübergang

Aus den experimentellen Versuchen zur Beschreibung des Wärmeübergangs kann abgeleitet werden, dass der Wärmeübergang bei erhöhter Temperatur größer sein muss als bei Temperaturen unterhalb der Siedetemperatur von Wasser. In einem weiteren Simulationsversuch wurde  $\alpha$  daher ab einer Temperatur von 100 °C (Schweißung in simulierter Wassertiefe von 0,5 m) angehoben. Da auch in diesem Temperaturbereich ein durchgängig äußerst hoher Wärmeübergang, wie in Abbildung 49 angenommen, nicht vorliegen kann, wurde der Maximalwert von  $\alpha$  auf einen geringeren Wert von 3000 W/(m<sup>2</sup>K) begrenzt. Den genauen Verlauf von  $\alpha(T)$  zeigt Abbildung 51 b. Aus dem Vergleich der Isothermen des Schmelzbades sowie von  $A_{c3}$  und  $A_{c1}$  mit dem Makroschliff der Schweißung wird deutlich, dass für den angenommenen Wärmeübergang eine sehr gute Übereinstimmung der Ausbildung von Schmelzzone und WEZ gelingen kann. Wie Abbildung 51 c zeigt, stimmen für den betrachteten Fall auch die berechneten  $T/t$ -Verläufe deutlich besser mit den Experimenten überein. Bei genauerer Betrachtung des Abkühlvorganges wird jedoch auch ersichtlich, dass weiteres Optimierungspotential gegeben ist. So fällt auf, dass die Kühlrate bei hohen Temperaturen zu groß ausfällt, während bei kleinen Temperaturen unterhalb 400 °C eine zu geringe Abkühlwirkung vorherrscht.

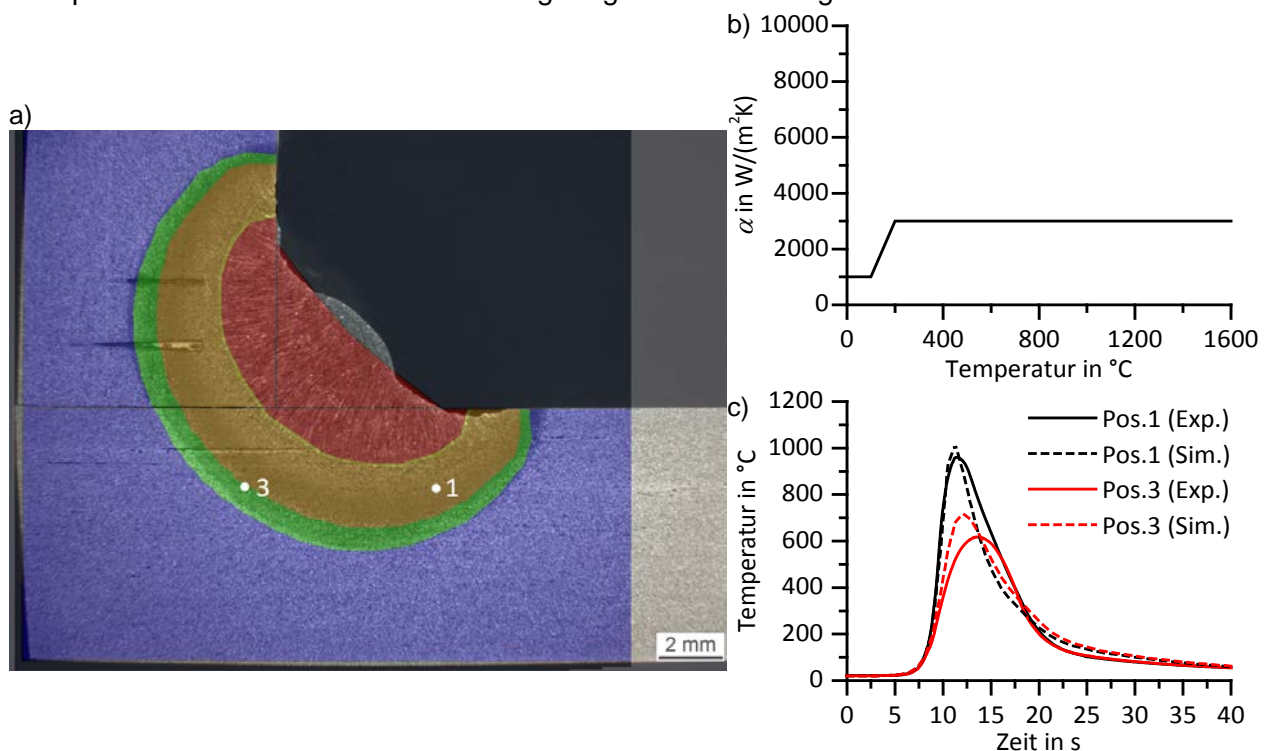


Abbildung 51: Ergebnisse der iterativen Kalibrierung von Wärmequelle und Wärmeübergang.

- Vergleich der Ausbildung von Schmelzzone und WEZ im Experiment (Makroschliff) und Simulation (Schweißmonitor)
- Angenommener Verlauf für den Wärmeübergangskoeffizienten  $\alpha(T)$
- Vergleich der experimentell bestimmten und in der Simulation berechneten  $T/t$ -Verläufe an den Messpositionen 1 und 3

### ➤ Vierter angenommener Wärmeübergang

Dieser Ungenauigkeit wurde begegnet, indem der Wert des WÜK bei hohen Temperaturen herabgesetzt worden ist. Wenngleich keine ausgeprägte Filmsiedephase experimentell beobachtet werden konnte, entspricht diese Annahme den gängigen Literaturangaben. Hierdurch sollte eine verringerte Kühlwirkung bei hohen Temperaturen erzielt werden. Um gleichzeitig eine raschere Abkühlung im Temperaturbereich unterhalb von 400 °C, wurde  $\alpha$  in diesem

Temperaturbereich in mehreren Iterationsschritten deutlich heraufgesetzt. Der Verlauf von  $\alpha(T)$ , mit dem die besten Übereinstimmungen bezüglich der Ausbildung von Schmelzbad und WEZ als auch bezüglich der Temperaturverläufe erzielt werden konnten, ist in Abbildung 52 b dargestellt. Aus den  $T/t$ -Verläufen in Abbildung 52 c geht die verbesserte Temperaturberechnung hervor. Die Abkühlraten an den Messpositionen werden deutlich besser abgebildet. Insbesondere der Übergang hoher Kühlraten zu geringen Kühlraten bei etwa 100 °C wird sehr gut beschrieben. In diesem Zusammenhang sei auch darauf hingewiesen, dass bei den Versuchsschweißungen mit einem Überdruck von 2 bar zwar sehr ähnliche Schmelzbadgeometrien festgestellt worden sind (vgl. Abbildung 35), die auftretenden Maximaltemperaturen jedoch stets etwas höher ausfallen. Zieht man diese  $T/t$ -Verläufe für einen Vergleich mit der Simulation heran, ergeben sich äußerst gute Übereinstimmungen. Die nach Abbildung 52 durchgeführte Modellierung wird daher von allen vorgestellten Varianten als diejenige angesehen, welche die besten Ergebnisse liefert und somit die größte Realitätsnähe aufweist.

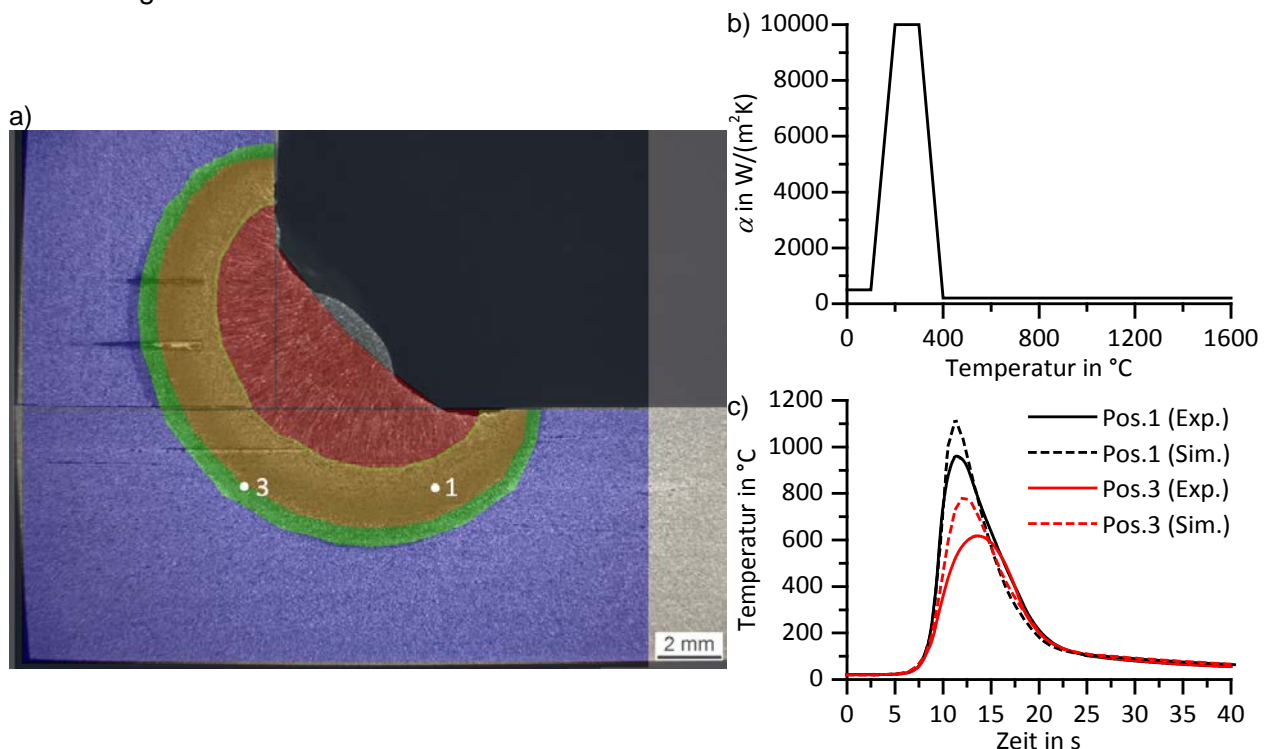


Abbildung 52: Ergebnisse der iterativen Kalibrierung von Wärmequelle und Wärmeübergang.

- Vergleich der Ausbildung von Schmelzzone und WEZ im Experiment (Makroschliff) und Simulation (Schweißmonitor)
- Angenommener Verlauf für den Wärmeübergangskoeffizienten  $\alpha(T)$
- Vergleich der experimentell bestimmten und in der Simulation berechneten  $T/t$ -Verläufe an den Messpositionen 1 und 3

Die zu den Wärmeübergangskoeffizienten gemäß Abbildung 52 gehörenden Parameter der Goldak-Wärmequelle nach Abbildung 45 wurden auf Basis der iterativen Kalibrierung wie folgt gewählt:

$$\begin{aligned}
 a_f &= 3,5 \text{ mm} \\
 a_r &= 9,8 \text{ mm} \\
 b &= 7,0 \text{ mm} \\
 d &= 6,0 \text{ mm} \\
 M &= 3
 \end{aligned}$$

Die sehr gute Übereinstimmung der Simulation mit dem Makroschliff der experimentellen Schweißnaht geht aus Abbildung 53 hervor. Eingetragen sind dort die einzelnen Zonen der Schweißnaht sowie die Isothermen, die für die Auswertung herangezogen worden sind. Die größten Abweichungen ergeben sich an den Rändern der Schmelzzone. Ansonsten ist eine sehr gute Übereinstimmung zwischen Experiment und Simulation erkennbar.

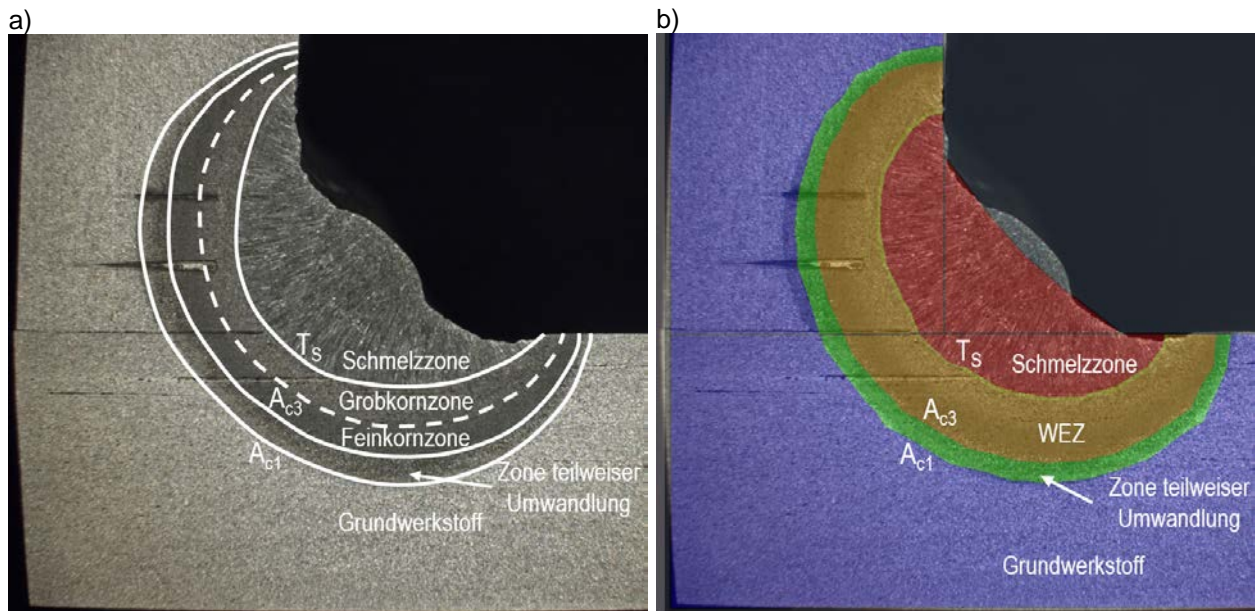


Abbildung 53: Vergleich der Ausbildung von Schmelzzone und WEZ im Experiment (Makroschliff (a)) und in der Simulation (Schweißmonitor (b)) sowie Kennzeichnung der verschiedenen Zonen der Schweißnaht.

Abbildung 54 a-d geben die simulierten Volumenanteile der verschiedenen  $\alpha$ -Phasen nach vollständiger Abkühlung der Schweißnaht grafisch an. Herangezogen werden abermals die Ergebnisgrößen in der Mittelebene des Schweißpfades (vgl. Abbildung 47). Bei Betrachtung der Diagramme wird zunächst deutlich, dass im unbeeinflussten Grundwerkstoff noch immer das vorgegebene ferritisch-perlitische Ausgangsgefüge vorliegt. Unter Berücksichtigung des C-Gehaltes und der Schliffbilder im Ausgangszustand (Abbildung 5) wurde angenommen, dass etwa 80 % Ferrit und 20 % Perlit vorliegt. Nach Durchführung der Schweißung liegen im Bereich der Schmelz- und Wärmeeinflusszone aufgrund der erfolgten Austenitisierung und anschließenden Gefügeumwandlung deutlich andere Gefügestände vor. Es wird deutlich, dass bedingt durch die hohen Abkühlraten vermehrt Martensit und Bainit gebildet werden. In der realen Schweißnaht liegt insbesondere in der Schmelzzone durch Mischung von Grund- und Zusatzwerkstoff ein geringerer Martensitgehalt vor (vgl. Abbildung 36 a und Abbildung 38 b) als in der Simulation. Dieser Umstand lässt sich zukünftig durch Zuweisung der Materialeigenschaften des Schweißzusatzwerkstoffes mit entsprechendem Umwandlungsverhalten korrigieren.

Die Gegebenheiten in der WEZ werden schon jetzt vergleichsweise realistisch abgebildet. Ausgehend von der Grobkornzone nimmt der Martensitgehalt beispielsweise kontinuierlich ab. Gleichzeitig erhöhen sich sowohl der Bainit- als auch der Ferritgehalt. Der Perlitgehalt ist vernachlässigbar gering, was mit dem experimentell bestimmten S-ZTU-Diagramm von S355GP korreliert (Abbildung 10). Während der Ferritgehalt mit zunehmendem Abstand zur Schmelzlinie

bis zum Erreichen des unbeeinflussten Grundwerkstoffes weiter zunimmt (siehe auch Abbildung 36), fällt der Bainitanteil nach Erreichen eines Maximums im Bereich der Feinkornzone wieder auf einen Volumengehalt von 0 % ab.

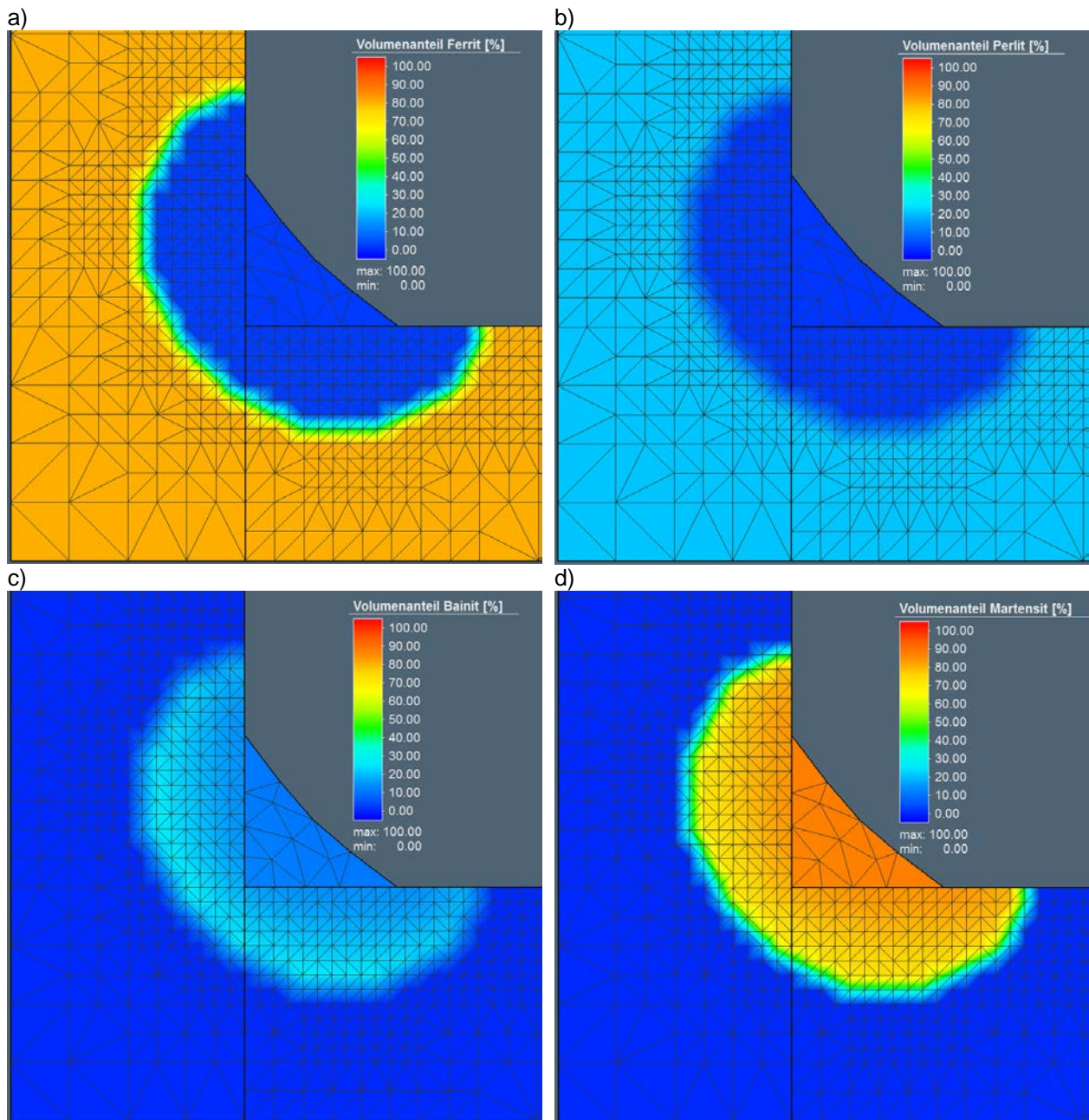


Abbildung 54: Berechnete Volumenanteile einzelner Phasen im Bereich der Schweißnaht in der Mittelebene des Schweißpfades bzw. der Trajektorie.

- a) Ferrit
- b) Perlit
- c) Bainit
- d) Martensit

Es sei nochmals angemerkt, dass die Wärmequelle und der Wärmeübergang durch das iterative Vorgehen abgeschätzt worden sind. Zwar lassen sich hierdurch gute Ergebnisse erzielen, der simulative Aufwand erhöht sich jedoch enorm. Es wurde aufgezeigt, dass die Kenntnis des



temperatur- und ggf. ortsabhängigen Wärmeübergangs von entscheidender Bedeutung für die Berechnung des transienten Temperaturfeldes ist. Es sollte daher das Bestreben zukünftiger Forschungsarbeiten sein, den Wärmeübergang durch Experimente möglichst korrekt beschreiben zu können.

## 2.5. Simulation von aktuellen Schweißaufgaben aus der Praxis (Arbeitspaket 5)

Bei Spundwänden als Sicherung einer Geländegrenze können in Einzelfällen schon beim Einbringen Schadensfälle in Verbindung mit dem Schlossverbund, sogenannte Schlosssprengungen, auftreten. (Osthoff und Grabe 2016) Eine Maßnahme zur Behebung des Schaden ist das Anbringen einer Vorbeplattung, bei der die Öffnung mittels Stahlplatten mit ca. 1000 mm x 500 mm x 12 mm über die gesamte Höhe durch Schweißverbindungen verschlossen wird. Hierzu werden die Schweißnähte mehrlagig mit etwa fünf Schweißraupen ausgeführt. Auch beim Einbringen einer Tragbohle für eine Spundwand ist es in der Vergangenheit zu Rissen im Querschnitt gekommen. Da der Träger nicht ersetzt werden kann, muss der beschädigte Querschnitt durch Blechlammeln verstärkt werden. Bei typischen Trägerabmaßen von etwa 550 mm x 400 mm werden Platten mit 800 mm x 200 mm x 15 mm verwendet. Die Blechdicke erfordert auch hier ein mehrlagiges Schweißen mit bis zu 10 Schweißraupen. Abbildung 55 zeigt ein erstelltes FE-Modell dieses Anwendungsfalls in der anfänglich gewählten Diskretisierungsauflösung.

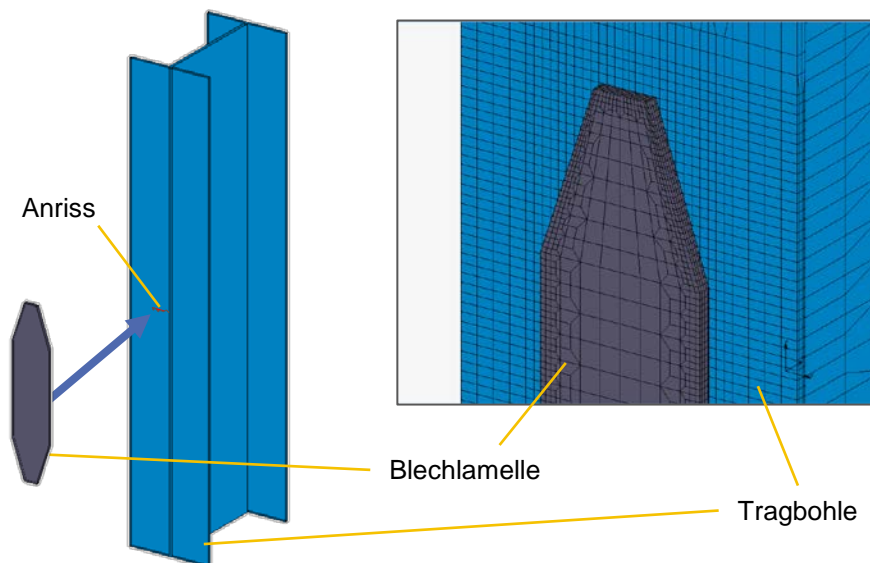
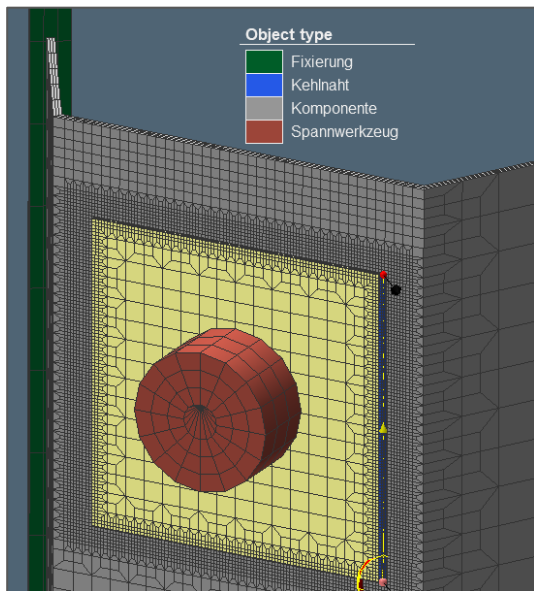


Abbildung 55: Reparatur der beschädigten Tragbohle, schematische Darstellung und FE-Modell.

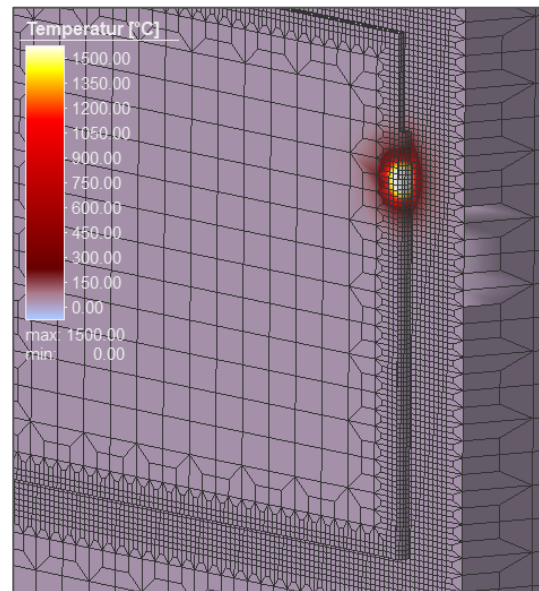
Die Arbeiten in diesem Projekt ermöglichen eine Vorhersage von Gefüge- und Eigenspannungsverteilung sowie Verzug in diesem Beispiel durch eine FE-Rechnung. In Variationsmodellen kann zudem beispielsweise der Einfluss der Schweißreihenfolge oder der Wassertemperatur auf die Ergebnisgrößen bestimmt werden. Eine Simulation des vollständigen Schweißvorgangs für das Anbringen einer Blechlammelle führt jedoch zu einem erheblichen Zeitaufwand, insbesondere durch die komplizierten Kontaktbedingungen infolge der Abbildung einer Mehrlagenschweißung. In ersten Tests konnten die notwendigen Rechenzeiten auf einem leistungsfähigen PC, Intel-Prozessor i7-4790 (3.6 GHz, 4 Kerne) und 32 GB Arbeitsspeicher,

abgeschätzt werden. Für eine Berechnung der Temperatur- und Gefügeverteilung werden für ca. 17 cm Schweißnahtlänge eine Stunde benötigt. Wird diese Simulation mit der strukturmechanischen Berechnung gekoppelt, um zusätzlich noch Eigenspannungen und Verzug zu bestimmen, sinkt dieser Wert auf etwa 6 cm Schweißnahtlänge pro Stunde. Für die Simulation der Schweißaufgabe werden demnach 47 bzw. 135 Tage benötigt. Daraus lässt sich schlussfolgern, dass die Leistungsfähigkeit aktueller PC's nicht ausreicht, um solche Simulationen in den Unternehmen in einem vertretbaren Zeitaufwand durchzuführen. Es sei ausdrücklich darauf hingewiesen, dass das hier entwickelte überwiegend physikalisch begründete Modell nach Einschätzung der Autoren nicht signifikant vereinfacht werden kann, ohne deutlich an Aussagekraft zu verlieren. Umso wichtiger erscheint in Zukunft, dass die Unternehmen, insbesondere auch KMU über leistungsfähige Internetverbindungen an Rechenzentren angeschlossen werden.

Im Rahmen der in diesem Arbeitspaket zur Verfügung stehenden Zeit wurde deshalb ein weniger zeitaufwändiges Modell (relativ kurze Schweißnahtlänge) für den Fall der Anbringung einer einlagigen Vorbeplattung erstellt. Sowohl für die Spundwand als auch die Reparaturplatte wurde der Stahl S355GP angenommen. Der Wärmeübergang und die Verteilung der Ersatzwärmequelle wurden entsprechend den Vorarbeiten in diesem Projekt nach Abbildung 52 definiert. Das FE-Modell für die Spundwand und die Vorbeplattung zeigt Abbildung 56 a). Für einen statisch bestimmten Anfangszustand ist ein Spannwerkzeug notwendig, das die Platte durch Reibung an der Spundwand fixiert. Die Knotenverschiebungen der horizontalen Ränder der Spundwand sind verhindert, was einer Einspannung dieser Ränder entspricht. Das FE-Modell besteht ca. aus 41.000 Knoten und 28.000 Elementen. Die Dauer einer Berechnung auf dem o.g. PC beträgt etwa 36 Stunden.



a) FE-Modell aus Spundwand und Platte und Hilfskörpern zur Lagerung des Modells



b) Temperaturverteilung während des Schweißvorgangs

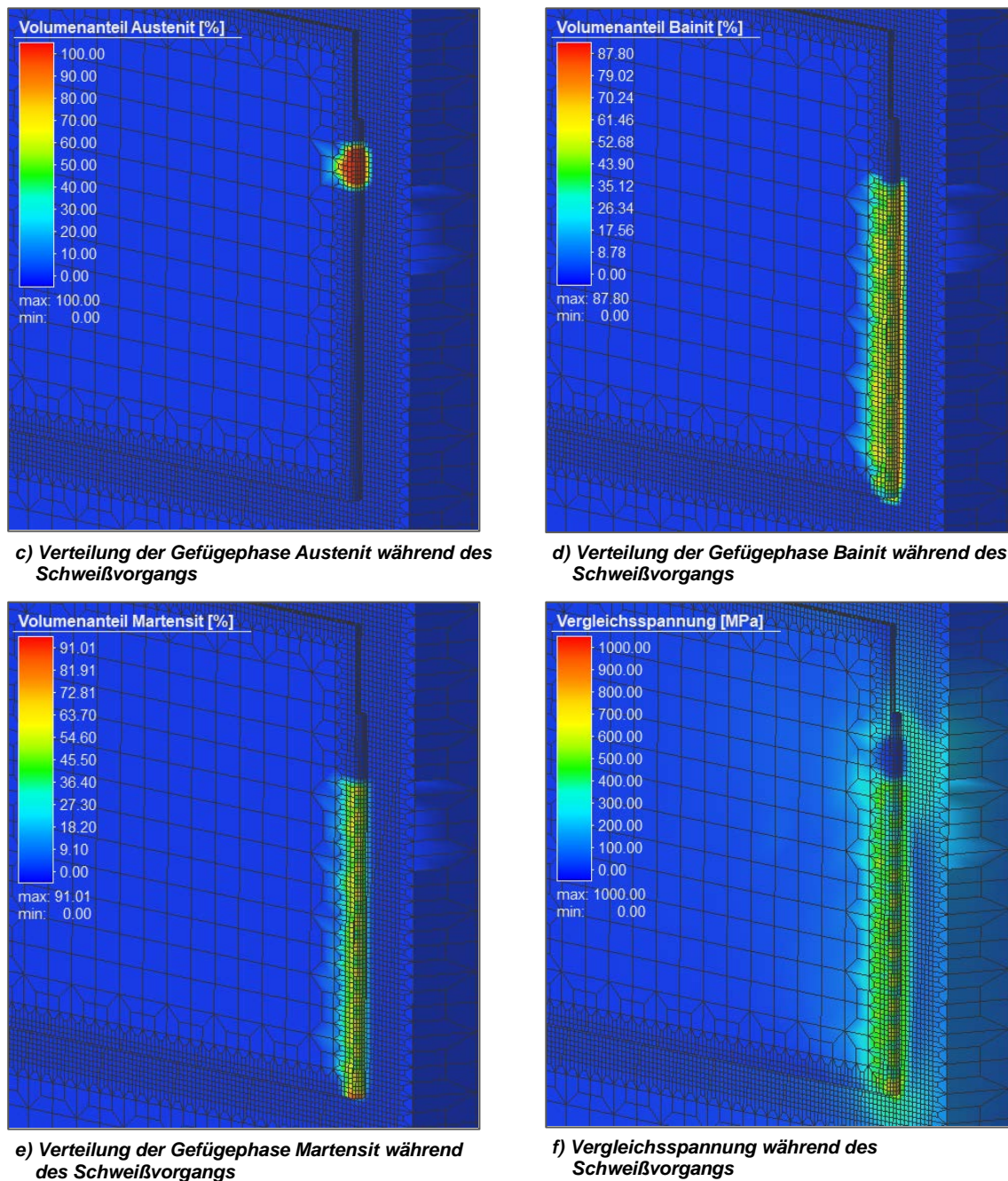


Abbildung 56: Vereinfachte Simulation des nassen Schweißens zur Anbringung einer Vorbeplattung.

Die thermo-mechanisch gekoppelte Simulation berechnet die instationäre Temperaturverteilung, (Abbildung 56 b), die orts- und zeitabhängigen Gefügeanteile (Abbildung 56 c-e) sowie beispielsweise die Vergleichsspannung (Abbildung 56 f) für diesen Anwendungsfall. Die Ergebnisgrößen der FE-Simulation stehen wie oben dargestellt sowohl während des modellierten Schweißens und als Endzustand nach vollständiger Abkühlung zur Verfügung. In diesem Fall kommt es im Schweißgut und in der Wärmeeinflusszone zu einer ausgeprägten Bainit- und Martensitbildung.

Das Simulationsmodell ermöglicht ein Studium über den grundsätzlichen Einfluss des Anfangszustandes oder der Prozessgrößen auf die Ergebnisgrößen. So lässt sich beispielsweise eine Anfangstemperatur für die Bauteile erhöhen um eine mögliche induktive Vorwärmung zu

berücksichtigen, siehe IGF-Vorhaben 18.158N: Mechanisch technologische Eigenschaften unterwassergeschweißter hoch- und höherfester Stähle. Wird so z.B. eine Anfangstemperatur der Stahlstrukturen von 80°C angenommen reduziert sich der maximale Anteil von Martensit in der Wärmeeinflusszone von 91 auf 64%.

Für eine vollständige Simulation typischer Anwendungsfälle des nassen Unterwasserschweißens sind weitere Überlegungen notwendig, um die Rechenzeiten deutlich zu reduzieren. Ansätze, wie sie für die Berechnung aufwendiger Mehrlagenschweißungen in trockener Umgebung entwickelt wurden, sind hinsichtlich ihrer Eignung zu überprüfen und für die Besonderheiten beim nassen Schweißen zu ertüchtigen. Hierzu zählen die Zusammenfassung mehrere Lagen mit Skalierung der Ersatzwärmequelle oder die Übertragung von Ergebnisgrößen auf unsimulierte Bereiche (Klassen et al. 2014).

Wesentlich hängt darüber hinaus die Rechenzeit von einer effektiven Nutzung der zur Verfügung stehenden Hardwareressourcen ab. Hier ist zu prüfen inwieweit die Anwendung spezieller Gleichungssystemlöser oder Methoden zur Parallelisierung zu einer deutlichen Reduzierung der Rechenzeiten führt.

### 3. Nutzen und wirtschaftliche Bedeutung des Forschungsvorhabens für KMU

Die wirtschaftliche Bedeutung der Ergebnisse ist zunächst durch die umfangreiche geschaffene Datenbasis zur Beschreibung der während des Unterwasserschweißens im Werkstoff ablaufenden Prozesse und die daraus resultierenden Eigenschaften gekennzeichnet.

Die Beschreibung des Umwandlungsverhaltens der untersuchten höherfesten Spundwandstähle und des weit verbreiteten Schweißzusatzwerkstoffes in Form von S-ZTU-Schaubildern stellt ein effektives Hilfsmittel für die Auslegung von Schweißverbindungen dar. Die experimentellen Daten können daher für die Konstruktion und Fertigung von Wasserbauwerken sowohl im Binnen- als auch im Offshorebereich genutzt werden. Da das Umwandlungsverhalten auch für sehr langsame Abkühlraten bestimmt worden ist, eignen sich die Ergebnisse für die Grundwerkstoffe S355GP und S430GP ebenfalls für Schweißausführungen an Luftatmosphäre, z. B. bei der Sicherung von Baugruben. Die Diagramme ermöglichen Aussagen über die Gefügeveränderungen in der Wärmeeinflusszone infolge des typischen  $T/t$ -Verlaufes während des Schweißvorgangs. Die charakteristischen Austenitisierbedingungen wurden bei der Aufnahme der S-ZTU-Diagramme berücksichtigt, um den Anforderungen der der schweißtechnischen Praxis gerecht zu werden. Die Angabe von Härtewerten in Abhängigkeit der  $t_{8/5}$ -Zeit erlaubt eine Abschätzung der mechanischen Eigenschaften.

Durch die experimentellen Ergebnisse der thermomechanischen Analysen konnte gezeigt werden, dass bei der Anwendung von Materialdaten in Simulationsprogrammen besondere Vorsicht geboten ist. Die standardmäßig hinterlegten mechanischen Materialdaten in Simulationsprogrammen (dies betrifft sowohl die Schweiß- als auch die Wärmebehandlungssimulation) beruhen häufig auf fehlerhaften Annahmen und berücksichtigen die tatsächlichen Gegebenheiten beim Schweißen, insbesondere die im Gefüge vorliegenden Phasen, nur unzureichend. Durch die Beschreibung möglicher Fehlerquellen profitieren Firmen, die Materialmodelle für Simulationsprogramme zur Verfügung stellen einerseits und die Anbieter von Simulationssoftware andererseits. KMU profitieren von diesen Verbesserungen indirekt, da sie die entsprechende Simulationssoftware einsetzen.

Die Erkenntnisse aus den UW-Schweißversuchen in der Überdruckkammer führen zu einer besseren Übersicht über die zu erwartenden Abkühlzeiten im UW-Schweißprozess. Die entwickelten Versuchsaufbauten (Thermoelemente in der Kammer, Induktorhalter etc.) können weiter verwendet werden.

Ein weiterer wesentlicher Nutzen für KMU ist durch den zukünftigen Einsatz des erarbeiteten Simulationsmodells und der erhaltenen Berechnungsergebnisse gekennzeichnet. Schweißsimulationen für das nasse Unterwasserschweißen stellen ein geeignetes Hilfsmittel für die Betrachtung der prinzipiellen Schweißeignung eines Werkstoffes dar. Die Betrachtung thermischer Randbedingungen und des Werkstoffverhaltens lassen eine Vorhersage der Schweißnahtqualität bereits in der Planungsphase zu. Die Erkenntnisse des Forschungsvorhabens tragen daher dazu bei, die FE-Methode für die Auslegung von Schweißverbindungen und Optimierung der Schweißausführung weiter zu etablieren. Von besonderem Interesse für KMU ist die Tatsache, dass die Simulationsrechnungen auf handelsüblicher Computer-Hardware erfolgen können.

#### 4. Verwendung der Zuwendung

In nachfolgender Tabelle ist eine detaillierte Aufschlüsselung der Verwendung der Zuwendung nach Forschungseinrichtung und Haushaltjahr aufgeführt.

Tabelle 2: Verwendung der Zuwendung nach Forschungseinrichtung und Haushaltsjahr (HHJ).

	HHJ 2016	HHJ 2017	HHJ 2018
<b>Forschungseinrichtung 1 von 2: Universität Rostock (LWT)</b>			
Wissenschaftlich-technisches Personal (Einzelansatz A.1 des Finanzierungsplans)	9 MM HPA A	10 MM HPA A	5 MM HPS A
Fachpersonal (Einzelansatz A.2 des Finanzierungsplans)	-	-	-
Hilfskräfte (Einzelansatz A.3 des Finanzierungsplans)	108 h HPA F	315 h HPA F	105 h HPA F
Geräte (Einzelansatz B des Finanzierungsplans)	-	-	-
Leistungen Dritter (Einzelansatz C des Finanzierungsplans)	-	-	-
<b>Forschungseinrichtung 2 von 2: Leibniz Universität Hannover (IW)</b>			
Wissenschaftlich-technisches Personal (Einzelansatz A.1 des Finanzierungsplans)	11 MM HPA A	1 MM HPA A	-
Fachpersonal (Einzelansatz A.2 des Finanzierungsplans)	-	12 MM HPA	-
Hilfskräfte (Einzelansatz A.3 des Finanzierungsplans)	-	-	-
Geräte (Einzelansatz B des Finanzierungsplans)	-	-	-
Leistungen Dritter (Einzelansatz C des Finanzierungsplans)	-	-	-

#### 5. Notwendigkeit und Angemessenheit der geleisteten Arbeit

Hiermit bestätigen die beteiligten Forschungseinrichtungen, dass alle im Forschungsprojekt durchgeführten Arbeiten notwendig und angemessen waren und dem begutachteten und bewilligten Antrag entsprechen.

#### 6. Gegenüberstellung der erzielten Ergebnisse mit den vorgegebenen Zielen

##### **AP1 Werkstoffcharakterisierung**

Die Ziele des AP1 wurden erreicht. Im Rahmen des Projektes wurden umfangreiche Untersuchungen zur Bestimmung von für die Schweißstruktursimulation erforderlichen Materialeigenschaften durchgeführt. Ziel dabei war die Verbesserung der in der Praxis gebräuchlichen Werkstoffmodellierung, die mit vielen (zum Teil falschen) Annahmen verbunden ist. Im Sinne

einer realitätsnahen FE-Simulation standen insbesondere das Phasenumwandlungsverhalten und das Festigkeits- und Fließverhalten im Fokus. Das Phasenumwandlungsverhalten der Grundwerkstoffe sowie des gängigen Schweißzusatzwerkstoffes (Schweißgutes) während des Schweißwärmezyklus wurden experimentell bestimmt und in Form von Schweiß-Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Diagrammen zusammenfassend dargestellt. Dabei wurden die speziellen Austenitisierbedingungen beim Schweißen ebenso berücksichtigt wie verschiedene Abkühlverläufe, insbesondere hin zu sehr raschen Kühlraten, wie sie beim nassen Unterwasserschweißen auftreten.

In weiteren Untersuchungen wurden prozessnahe mechanische Eigenschaften der Werkstoffe in Abhängigkeit von Temperatur und Gefügestand ermittelt. Durch thermomechanische Analysen wurde das Fließverhalten ausgewählter Werkstoffzustände somit temperaturabhängig geprüft. Es wurde aufgezeigt, dass die Werkstoffmodelle gängiger FE-Programme keine annehmbare Beschreibung des mechanischen Verhaltens der untersuchten Werkstoffe ermöglichen. Für die Werkstoffmodellierung wurde daher ein *JMatPro*-Datensatz für den Grundwerkstoff S355GP erzeugt und für die Simulationsrechnungen genutzt. Durch die mechanischen Werkstoffprüfungen konnte gezeigt werden, dass die im Materialmodell hinterlegten Fließkurven ausreichende Genauigkeit aufweisen, um das mechanische Verhalten temperatur- und phasenabhängig zu beschreiben.

#### AP2 Charakterisierung des Wärmeübergangs

Die Ziele des AP2 wurden teilweise erreicht. Die Charakterisierung des Wärmeübergangs vom Bauteil zum Wasser sollte durch experimentelle Untersuchungen quantifiziert werden. Wie im Projektantrag dargelegten Arbeitsplan vorgesehen, wurden hierzu Temperatur/Zeit-Verläufe an Proben aufgezeichnet, die unter Wasser erwärmt und im direkten Anschluss abgekühlt worden sind. Mehrere verschiedene Versuchseinrichtungen für die induktive Erwärmung von Platten und zylindrischen Proben wurden angefertigt. Trotz des großen experimentellen Aufwands und der zusätzlichen Maßnahmen ist eine Quantifizierung des Wärmeübergangs nur bedingt gelungen. Aufgrund der sich ausbildenden inhomogenen Temperaturverteilungen in den Proben konnten die gemessenen Temperatur/Zeit-Verläufe nicht herangezogen werden, um den temperaturabhängigen Wärmeübergangskoeffizienten durch Lösung des inversen physikalischen Problems zu bestimmen. Durch die Versuche wurde jedoch festgestellt, dass bei hohen Temperaturen oberhalb der Siedetemperatur des Wassers ein deutlich größerer Wärmeübergang als bei tiefen Temperaturen vorliegen muss, wo der Wärmeübergang durch freie Konvektion erfolgt. Mit zunehmendem Druck erhöht sich die Siedetemperatur des Wassers, sodass der Übergang vom Blasensieden zur Konvektion bei unterschiedlichen Wasserdrücken verschieden ausfällt. Ausgeprägtes Filmsieden wurde nicht beobachtet.

#### AP3 Experimentelles Unterwasserschweißen

Die Ziele des AP3 wurden erreicht. Hierfür wurden nasse Unterwasserschweißungen bei unterschiedlichen Drücken in einer Innenüberdruckkammer ausgeführt. Kehlnähte wurden dabei in unterschiedlichen simulierten Wassertiefen (0,5 m und 20 m) erstellt. Eine Variation der Schweißposition konnte hingegen nicht erfolgen. Die Durchführung von Kehlnahtschweißungen in Fallposition (PG) durch die vollmechanisierte Schweißanlage wurde in mehreren Versuchsreihen getestet, jedoch konnten keine Nähte erzeugt werden, die sich für weiterführende Untersuchungen eignen. Während der Schweißungen in Wannenposition (PA) wurden Temperatur/Zeit-Verläufe an mehreren Positionen der WEZ in-situ mittels Thermoelementen aufgezeichnet. Die Charakterisierung der Schweißnähte erfolgte mittels Metallografie. Die

experimentellen Daten wurden in geeigneter Form aufbereitet, um einen direkten Vergleich mit erzielten Simulationsergebnissen zu gewährleisten.

#### AP4 Entwicklung und Validierung des numerischen Modells

Die Ziele des AP4 wurden erreicht. Ein geeignetes Schweißsimulationsmodell für die Berechnung von transientem Temperaturfeld, auftretenden Phasenumwandlungen und resultierenden Spannungen und Dehnungen wurde entwickelt. Die Modellentwicklung erfolgte unter Anwendung der Software *Simufact Welding*. Die Vorgabe geometrischer Randbedingungen konnte hierbei unkompliziert umgesetzt werden. Als Materialmodell wurde der generierte *JMatPro*-Datensatz eingesetzt, welcher gute Übereinstimmung hinsichtlich Umwandlungsverhalten und mechanischen Eigenschaften zu eigenen Experimenten aufwies. Die im Antrag formulierte Zielstellung, das durch die S-ZTU-Schaubilder vorgegebene Phasenumwandlungsverhalten in die FE-Software zu implementieren, konnte nicht erreicht werden. Grund hierfür ist die fehlende Schnittstelle in Form semi-empirischer Modellbeschreibungen in *Simufact Welding*. Die S-ZTU-Diagramme können jedoch verwendet werden, um geeignete Parameter für Umwandlungsmodelle (z. B. Leblond-Modell, Koistinen-Marburger-Modell) für andere Software-programme abzuleiten. Zukünftig soll diese Möglichkeit auch in *Simufact Welding* gegeben sein. Komplexer als ursprünglich angedacht gestaltete sich die Vereinbarung der thermischen Randbedingungen, die für die Berechnung des transienten Temperaturfeldes von wesentlicher Bedeutung sind. Aufgrund der unerwartet aufgetretenen Schwierigkeiten bei der Beschreibung des Wärmeübergangs (AP 2) musste die Kalibrierung des Simulationsmodells durch Lösung eines in zweierlei Hinsicht inversen Problems erfolgen. Durch Anpassung der Wärmequellengeometrie als auch des temperaturabhängigen Wärmeübergangskoeffizienten ist es gelungen, das transiente Temperaturfeld in annehmbarer Qualität abzubilden. Sowohl die Schmelzbadgeometrie als auch die Ausbildung der Wärmeeinflusszone wurde durch die Simulation sehr genau abgebildet. Zusätzlich wurden experimentell gemessene  $T/t$ -Verläufe als Validierungsgröße herangezogen, um insbesondere das Abkühlverhalten der Schweißnaht realitätsnah zu beschreiben.

#### AP 5: Simulation von aktuellen Schweißaufgaben aus der Praxis

Der projektbegleitende Ausschuss hat den Forschungsstellen Anwendungsfälle vorgelegt, bei denen eine Schweißsimulation wünschenswert ist. Hieraus wurde die Reparatur einer Tragbohle als FE-Simulation erstellt. Die Schweißsimulation der mehrlagigen Vorbeplattung führt auf herkömmlichen PC zu Rechenzeiten von einigen 10 bis 100 Tagen. Deshalb ist der Anwendungsfall der Anbringung einer einlagigen Vorbeplattung als FE-Modell erstellt worden. Als Simulationsergebnisse liegen die Ergebnisse der drei Simulationsbereiche, Temperatur- und Gefügeverteilung sowie Strukturmechanik vor. Das Modell ermöglicht ein Studium zum Einfluss der Eingangs- und Prozessparameter auf die Ergebnisgrößen. Für eine Reduzierung der Rechenzeiten für eine umfassende Simulation mehrlagiger Schweißaufgaben müssen über die Projektziele hinausgehende Arbeiten folgen.



## 7. Transfer der Forschungsergebnisse

### 7.1. Plan zum Ergebnistransfer in die Wirtschaft

Die bereits vorgenommenen und darüber hinaus geplanten Maßnahmen für den Ergebnistransfer in die Wirtschaft sind in den nachfolgenden Tabellen zusammenfassend dargestellt.

Tabelle 3: Durchgeführte Maßnahmen für den Ergebnistransfer in die Wirtschaft

Maßnahme	Ziel / Bemerkung	Rahmen	Zeitraum
Öffentlichkeitsarbeit	Informationsbereitstellung über die laufenden Forschungsarbeiten	Veröffentlichung des Projektrahmens und Zielstellung auf der Homepage der Institute	seit 04/2016
Forschungsvereinigungen / Arbeitskreise	Berichterstattung über Projektfortschritt und Zwischenergebnisse / Planung weiterer Maßnahmen	Projektbegleitender Ausschuss	26.09.2016 28.03.2017 09.10.2017 09.04.2018
	Berichterstattung über Projektfortschritt und Zwischenergebnisse	Sitzungen des Fachausschuss V4 „Unterwassertechnik“ des DVS	27.09.2016 29.03.2017 10.10.2017 10.04.2018 30.10.2018
Berichte	Schriftliche Darstellung der Ergebnisse und der weiteren Vorgehensweise	<u>Erstellte Berichte</u> AiF Zwischenbericht AiF Zwischenbericht AiF Schlussbericht	HHJ 2016 HHJ 2017 2018
Ergebnistransfer in die Wirtschaft / Publikationen	Transfer der Ergebnisse an persönliche und industrielle Mitglieder des DVS sowie an interessierte Unternehmen	<u>Fachtagungen</u> 18. Simufact RoundTable DVS CONGRESS 2017 19. Simufact RoundTable	05/2017 09/2017 05/2018
	Kurzdarstellung der Ergebnisse	<u>Poster-/Flyerpräsentationen</u>  Simulationsforum Schweißen und Wärmebehandlung 6. Tagung Unterwassertechnik  <u><a href="#">Newsportal der phi Produktionsforschung aus Hannover</a></u>	11/2016  11/2017  05/2018
Akademische Lehre	Einbindung der Ergebnisse in die universitäre Lehre in Hannover und Rostock	<u>Lehrveranstaltungen</u>  Vorlesung „Simulation in der Werkstofftechnik“	2018

Tabelle 4: Geplante Maßnahmen für den Ergebnistransfer in die Wirtschaft

Maßnahme	Ziel / Bemerkung	Rahmen	Zeitraum
Ergebnistransfer in die Wirtschaft / Publikationen	Darstellung und Verbreitung der Ergebnisse im Rahmen von nationalen und internationalen Veröffentlichungen	Fachzeitschriften (Bsp. Schweißen und Schneiden)	2019
		Vortrag auf dem Fachseminar Spundwand 2019 der FH Oldenburg	03/2019
Berichterstattung im DVS / Erstellung von Regelwerken	Transfer der Ergebnisse und Integration in bestehendes Regelwerk, sowie Erstellung neuer Merkblätter	DVS-Jahresbericht DVS Merkblätter	2019

## 7.2. Einschätzung der Realisierbarkeit des vorgeschlagenen und aktualisierten Transferkonzepts

Das im Projektantrag vorgezeichnete Transferkonzept konnte weitgehend umgesetzt werden. Ein Ergebnistransfer in die Wirtschaft wurde bereits während der Projektlaufzeit vorgenommen. Die Mitglieder des projektbegleitenden Ausschusses wurden in vier Sitzungen über den aktuellen Status des Vorhabens informiert. Der Projektstatus wurde regelmäßig in insgesamt fünf Sitzungen des Fachausschusses V4 „Unterwassertechnik“ des DVS vorgestellt. Darüber hinaus wurde ein detaillierter Zwischenstand über den Projektfortschritt im Rahmen der AiF-Zwischenberichte für die Haushaltsjahre 2016 und 2017 dargelegt. Die Teilnahme an Konferenzen und Fachtagungen sowie die Publikation von Ergebnissen in Tagungsbänden stellen weitere bereits realisierte Transfermaßnahmen dar. Durch diese Veröffentlichungen wurden die Projekterkenntnisse branchenübergreifend zur Verfügung gestellt. Das interdisziplinäre Zusammentreffen von Wissenschaftlern, Programmentwicklern aus Forschungseinrichtungen und Anwendern aus Unternehmen auf Foren und Tagungen wurde auch genutzt, um die Projektideen und Forschungsergebnisse in Form von Postern, Flyern und Handouts einer Vielzahl an Interessenten vorzustellen und zugänglich zu machen. Ausgewählte Ergebnisse des Projektes werden als neue Inhalte in die Vorlesungen und Übungen der beteiligten Forschungseinrichtungen einfließen.

Als weitere Maßnahmen sind Publikationen in Fachzeitschriften und ein DVS Merkblatt geplant. Eine Antragstellung und Durchführung von Folgeprojekten wird in Erwägung gezogen.

## 7.3. Erstellte Berichte

AiF Zwischenbericht (HHJ 2016)

AiF Zwischenbericht (HHJ 2017)

AiF Schlussbericht

## 7.4. Berichterstattung bei der Forschungsvereinigung im Rahmen der Fachausschusssitzungen

Fachausschusssitzung FA V4 am 27.09.2016

Fachausschusssitzung FA V4 am 29.03.2017

Fachausschusssitzung FA V4 am 10.10.2017

Fachausschusssitzung FA V4 am 10.04.2018

Fachausschusssitzung FA V4 am 30.10.2018

## 7.5. Veröffentlichungen

P. Schumacher, M. Reich, O. Kessler, J. Klett, T. Hassel: Beitrag zur Finite-Elemente-Modellierung des nassen Unterwasserschweißens, in: Tagungsband 18. RoundTable ‚Simulating Manufacturing‘, 30.05.2017-01.06.2017, Marburg, Germany (2017) S. 225-239  
ISBN: 978-3-9813814-6-7

P. Schumacher, J. Klett, M. Reich, T. Hassel, O. Kessler: Herausforderungen bei der numerischen Simulation des nassen Unterwasserschweißens, in: DVS Berichte, Band 337: DVS Congress 2017, DVS Media GmbH, Düsseldorf, 2017, S. 47-53  
ISBN: 978-3-96144-008-5

M. Reich, P. Schumacher, J. Klett, Hassel, P. Khazan, T. Hassel und O. Keßler: Entwicklung eines numerischen Simulationsmodells für das nasse Unterwasserschweißen von höherfesten Spundwandstählen, in: Tagungsband 19. RoundTable ‚Simulating Manufacturing‘, 16.05.2018-17.05.2018, Marburg, Germany (2017) S. 121-132  
ISBN: 978-3-9813814-7-4

## 8. Forschungseinrichtungen

Forschungseinrichtung 1	Forschungseinrichtung 2
<p><b>Universität Rostock</b> Lehrstuhl für Werkstofftechnik Albert-Einstein-Straße 2, 18059 Rostock</p> <p><b>Leiter der Forschungseinrichtung</b> Prof. Dr.-Ing. habil. Olaf Keßler Albert-Einstein-Straße 2, 18059 Rostock Tel.: +49 (0) 381 498 9471 Fax: +49 (0) 381 498 9472 E-Mail: olaf.kessler@uni-rostock.de</p> <p><b>Projektleiter</b> Dr.-Ing. Michael Reich Albert-Einstein-Straße 2, 18059 Rostock Tel.: +49 (0) 381 498 9490 Fax: +49 (0) 381 498 9472 E-Mail: michael.reich@uni-rostock.de</p>	<p><b>Leibniz Universität Hannover</b> Institut für Werkstoffkunde An der Universität 2, 30823 Garbsen</p> <p><b>Leiter der Forschungseinrichtung</b> Prof. Dr.-Ing. Hans Jürgen Maier An der Universität 2, 30823 Garbsen Tel.: +49 (0) 511 762 4311 und 4312 Fax: +49 (0) 511 762 5245 E-Mail: maier@iw.uni-hannover.de</p> <p><b>Projektleiter</b> Dr.-Ing. Thomas Hassel Unterwassertechnikum Hannover Lise-Meitner-Str. 1, 30823 Garbsen Tel.: +49 (0) 511 762 9813 Fax: +49 (0) 511 762 9899 E-Mail: hassel@iw.uni-hannover.de</p>

## 9. Literaturverzeichnis

- STAHL-EISEN-Prüfblatt (SEP) 1680, 1990-12: Aufstellung von Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubildern für Eisenlegierungen.
- Avrami, M. (1939): Kinetics of phase change. I General theory. In: *J Chem Phys* 7 (12), S. 1103–1112.
- Avrami, M. (1940): Kinetics of phase change. II Transformation-time relations for random distribution of nuclei. In: *J Chem Phys* 8 (2), S. 212–224.
- Avrami, M. (1941): Granulation, phase change, and microstructure kinetics of phase change. III. In: *J Chem Phys* 9 (2), S. 177–184.
- Baehr, Hans Dieter; Stephan, Karl (2004): *Wärme- und Stoffübertragung*. 4. Aufl. Berlin: Springer.
- Bartzsch, Jörg (2002): *Untersuchungen zu metallurgischen und physikalischen Vorgängen beim Schweißen unter extremen Bedingungen*. 1. Aufl. Clausthal-Zellerfeld: Papierflieger.
- ESI Group (2013): *How to Get Material Properties for a Welding and Heat Treatment Simulation with SYSWELD*. Hg. v. ESI Group.
- Fahrenwaldt, Hans J.; Schuler, Volkmar; Twrdek, Jürgen (2014): *Praxiswissen Schweißtechnik. Werkstoffe, Prozesse, Fertigung*. 5. Aufl. Wiesbaden: Springer Fachmedien.
- Merkblatt DVS 1814, Dezember 1993: Gefahren durch elektrischen Strom beim nassen Unterwasserlichtbogenschweißen und notwendige Schutzmaßnahmen.
- Giese, P. (1993): *Numerische Simulation von Schweißprozessen für Stahl- und Gußeisenverbindungen*. Dissertation. Technische Universität Clausthal, Clausthal.
- Goldak, John; Chakravarti, A.; Bibby, M. (1984): A new finite element model for welding heat sources. In: *MTB* 15 (2), S. 299–305. DOI: 10.1007/BF02667333.
- Gross, Alexander (2005): *Experimentelle und theoretische Untersuchungen des Unterwasserschweißens unter Berücksichtigung von Gefügeumwandlungen*. Düsseldorf: VDI-Verlag (Fortschritt-Berichte / VDI Fertigungstechnik, Nr. 654).
- Gür, C. H.; Pan, J. (2008): *Handbook of Thermal Process Modeling of Steels*. 1. Aufl. New York: CRC Press.
- Haman, R.; Mahrenholtz, O. (1994a): On the influence of the surface heat transfer coefficient on wet underwater welds. In: Jin S. Chung, Birger J. Natvig und Braja M. Das (Hg.): *The proceedings of the Fourth (1994) International Offshore and Polar Engineering Conference*. Golden, Colorado: International Society of Offshore and Polar Engineers (ISOPE), S. 112–119.
- Haman, R.; Mahrenholtz, O. (1994b): On the influence of the surface heat transfer coefficient on wet underwater welds. In: *Proceedings of the International Offshore and Polar Engineering Conference*, Bd. 4, S. 112–119.

- Hamann, R. (1996): Numerische Berechnung des instationären Temperaturfeldes im Schweißkörper für den nassen Plasma-MIG-Unterwasserschweißvorgang. Düsseldorf (Fortschritt-Berichte VDI. Reihe 2, Fertigungstechnik, 378).
- Hassel, T.; Hecht-Linowitzki, V.; Kussike, S. M.; Rehfeldt, D.; Bach, F.-W. (2014): Systematische Untersuchung zum nassen Lichtbogenschweißen unter Wasser mit umhüllten Stabelektroden. In: *Schweissen und Schneiden* 66 (5), S. 250–256.
- Hassel, Thomas; Hecht-Linowitzki, Vitali (2013): Herausforderung beim Reparaturschweißen an Spundwandbauwerken im nassen und halbnassen Bereich. In: Wirtschaftsvereinigung Stahl (Hg.): Fachseminar „Stahlspundwände – Neues für Planung und Anwendung“. Hannover, S. 1–10.
- Hildebrand, Jörg (2009): Numerische Schweißsimulation. Bestimmung von Temperatur, Gefüge und Eigenspannung an Schweißverbindungen aus Stahl- und Glaswerkstoffen. Weimar: Bauhaus-Universität (Schriftenreihe des Institutes für Konstruktiven Ingenieurbau, 18).
- Johnson, W. A.; Mehl, R. F. (1939): Reaction kinetics in processes of nucleation and growth. In: *Transactions of the American Institute of Mining, Metallurgical and Petroleum Engineers* 135, S. 416–442.
- Klassen, Jakob; Nitschke-Pagel, Thomas; Dilger, Klaus (2014): Residual Stresses in Large Scale Structures Welded at Low Ambient Temperatures. In: *Adv Mater Res* 996, S. 814–819. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.996.814.
- Koistinen, D. P.; Marburger, R. E. (1959): A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels. In: *Acta Metall* 7 (1), S. 59–60. DOI: 10.1016/0001-6160(59)90170-1.
- Kolmogorov, A. N. (1937): On the statistical theory of the crystallization of metals. In: *Izvestia Akademia Nauk SSSR Ser. Mathematica (Izv Akad Nauk SSSR Ser Mat)* (3), S. 355–359.
- Kozlov, Nikolay; Kessler, Olaf (2016): Influencing on liquid quenching by surface structuring. In: *Int J Therm Sci* 101, S. 133–142. DOI: 10.1016/j.ijthermalsci.2015.10.025.
- Kuchling, Horst (2007): Taschenbuch der Physik. 19. Aufl. München: Fachbuchverlag Leipzig im Carl-Hanser-Verlag.
- Leblond, Jean-Baptiste; Mottet, G.; Devaux, J. C. (1986): A theoretical and numerical approach to the plastic behavior of steels during phase transformations. II Study of classical plasticity for ideal-plastic phases. In: *J Mech Phys Solids* 34 (4), S. 411–432. DOI: 10.1016/0022-5096(86)90010-4.
- LePera, Frank S. (1980): Improved etching technique to emphasize martensite and bainite in high-strength dual-phase steel. In: *JOM* 32 (3), S. 38–39. DOI: 10.1007/BF03354553.
- Lindhorst, L. (1999): Numerische Simulation des Plasma-MIG-Unterwasserschweißens. Eigenspannungen, Gefüge und Bruchmechanik: VDI-Verlag (Fortschritt-Berichte VDI. Reihe 2, Fertigungstechnik, 499). Online verfügbar unter <https://books.google.de/books?id=tqfwAAAACAAJ>.
- Lindhorst, L.; Mahrenholtz, O.; Bartzsch, J. (1996): The Influence of the Water Contact On the Welding Residual Stresses of Wet Underwater Welds. In: International Society of Offshore and Polar Engineers (ISOPE) (Hg.): Proceedings of the 1996 6th International Offshore and Polar Engineering Conference. Part 2. Los Angeles, S. 147–153.

- Liščić, B.; Tensi, H. M.; Canale, L. C. F.; Totten, G. E. (2010): Quenching theory and technology. 2. Aufl. Boca Raton: CRC Press; International Federation for Heat Treatment and Surface Engineering.
- Loose, Tobias (2007): Einfluß des transienten Schweißvorganges auf Verzug, Eigenspannungen und Stabilitätsverhalten axial gedrückter Kreiszyinderschalen aus Stahl. Dissertation. Karlsruher Institut für Technologie, Karlsruhe. Versuchsanstalt für Stahl, Holz und Steine (VAKA).
- Mehmert, Patrick (2003): Numerische Simulation des Metallschutzgasschweißens von Grobblechen aus un- und niedriglegiertem Feinkornbaustahl. Dissertation. Technische Universität Clausthal, Clausthal.
- DIN EN ISO 6507-1, 2006-03: Metallische Werkstoffe - Härteprüfung nach Vickers - Teil 1: Prüfverfahren (ISO 6507-1:2005); Deutsche Fassung EN ISO 6507-1:2005.
- DIN EN ISO 6892-1, 2014: Metallische Werkstoffe – Zugversuch – Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur (ISO/DIS 6892-1:2014); Deutsche Fassung prEN ISO 6892-1:2014, Beuth, Berlin.
- Osthoff, David; Grabe, Jürgen (2016): Untersuchung von Schlosssprengungen an ausgeführten Uferumfassungen mit kombinierten Spundwänden. In: *Bautechnik* 93 (12), S. 912–924. DOI: 10.1002/bate.201600061.
- Peil, Udo; Wichers, Michael (2004): Schweißen unter Betriebsbeanspruchung - Werkstoffkennwerte für einen S 355 J2G3 unter Temperaturen bis 1200°C. In: *Stahlbau* 73 (6), S. 400–415. DOI: 10.1002/stab.200490111.
- Peil, Udo; Wichers, Michael (2005): Schweißen unter Betriebsbeanspruchung - Numerische und experimentelle Bestimmung des Temperaturfeldes beim Schweißen. In: *Stahlbau* 74 (11), S. 843–851. DOI: 10.1002/stab.200590199.
- Radaj, Dieter (2002): Eigenspannungen und Verzug beim Schweißen. Rechen- und Messverfahren. Düsseldorf: Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren DVS-Verlag (Fachbuchreihe Schweißtechnik, 143).
- Redmann, R.; Kessler, O. (2012): Ultrasonic assisted water quenching of aluminium and steel cylinders. In: *International Heat Treatment and Surface Engineering* 6 (3), S. 115–121. DOI: 10.1179/1749514812Z.00000000021.
- Redmann, R.; Kessler, Olaf (2011): Cooling power characterisation of ultrasonic assisted water quenching of aluminium cylinders. In: *HTM J Heat Treatm Mat* 66 (5), S. 281–289. DOI: 10.3139/105.110114.
- Richter, Friedhelm (1973): Die wichtigsten physikalischen Eigenschaften von 52 Eisenwerkstoffen. Düsseldorf: Verlag Stahleisen.
- Richter, Friedhelm (1983): Physikalische Eigenschaften von Stählen und ihre Temperaturabhängigkeit. Düsseldorf: Verlag Stahleisen.
- STAHL-EISEN-Prüfblatt (SEP) 1681, 1998-06: Richtlinien für Vorbereitung, Durchführung und Auswertung dilatometrischer Umwandlungsuntersuchungen an Eisenlegierungen.

- Ronda, J.; Mahrenholtz, O.; Hamann, R. (1992): Thermomechanical simulation of underwater welding processes. In: *Archive of Applied Mechanics* 62 (1), S. 15–27. DOI: 10.1007/BF00786678.
- Ruge, Jürgen (1991): Handbuch der Schweißtechnik. Band I: Werkstoffe. 3. Aufl. Berlin: Springer.
- Schober, Alexander (2014): Eine Methode zur Wärmequellenkalibrierung in der Schweißstruktursimulation. München: Herbert Utz Verlag (Forschungsberichte IWB, 291).
- Schulze, G. (2010): Die Metallurgie des Schweißens. Eisenwerkstoffe - Nichteisenmetallische Werkstoffe. 4., neu bearbeitete Aufl., korrigierter Nachdruck. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag Berlin Heidelberg (VDI-Buch). Online verfügbar unter <http://site.ebrary.com/lib/alltitles/docDetail.action?docID=10351663>.
- DIN EN 1011-2, 2001-05: Schweißen - Empfehlungen zum Schweißen metallischer Werkstoffe - Teil 2: Lichtbogenschweißen von ferritischen Stählen; Deutsche Fassung EN 1011-2:2001.
- Merkblatt 381, 2017: Schweißen unlegierter und niedriglegierter Baustähle.
- Schweißtechnische Software - Stand und Entwicklung (1999). Düsseldorf: Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren, DVS-Verlag (DVS-Berichte, 198).
- DIN EN ISO 15792-1, 2012-01: Schweißzusätze - Prüfverfahren - Teil 1: Prüfverfahren für Prüfstücke zur Entnahme von Schweißgutproben an Stahl, Nickel und Nickellegierungen (ISO 15792-1:2000 + Amd 1:2011); Deutsche Fassung EN ISO 15792-1:2008 + A1:2011.
- DIN 2302, 2018-03: Schweißzusätze - Umhüllte Stabelektroden zum Lichtbogenhandschweißen von unlegierten Stählen und Feinkornstählen in nasser Überdruckumgebung - Einteilung.
- Seyffarth, P.; Meyer, B.; Scharff, A. (1992): Großer Atlas Schweiß-ZTU-Schaubilder. Düsseldorf: Deutscher Verlag für Schweißtechnik (Fachbuchreihe Schweißtechnik, 110).
- Steuer, Rabea (2015): Ultraschallunterstütztes Flüssigkeitsabschrecken bei der Wärmebehandlung metallischer Werkstoffe. Herzogenrath: Shaker (Forschungsberichte des Lehrstuhls für Werkstofftechnik der Universität Rostock, 4).
- Merkblatt DVS 1813, Juni 1995: Unterwasser-Lichtbogenhandschweißen mit umhüllten Stabelektroden.
- Uwer, D.; Degenkolbe, J. (1972): Temperaturzyklen beim Lichtbogenschweißen - Berechnung der Abkühlzeiten. In: *Schweissen und Schneiden* 24 (12), S. 485–489.
- Uwer, D.; Höhne, H. (1991): Charakterisierung des Kaltrißverhaltens von Stählen beim Schweißen. In: *Schweissen und Schneiden* 43 (4), S. 195–199.
- DIN EN 10248-1, 2006-05 - Entwurf: Warmgewalzte Spundbohlen aus unlegierten Stählen – Teil 1: Technische Lieferbedingungen; Deutsche Fassung prEN 10248-1:2006.