

Simulationsforum 2013

Tagungsband
15. - 17. Oktober 2013

Schweißen und Wärme- behandlung



Dorint -
Am Goethepark
Weimar

 **FWS**
Förderverein der numerischen Analyse der
Wärmebehandlungs- und Schweißprozesse

J. Hildebrand, T. Loose, J. Sakkietitbutra, M. Brand (Hrsg.)

Simulationsforum 2013
Schweißen und Wärmebehandlung

Weimar, 15. - 17. Oktober 2013

Die Herausgeber übernehmen keine Verantwortung für Fehler oder Auslassungen, die in den Beiträgen in diesem Band gedruckt auftreten können. Die Autoren, die bei den Beiträgen genannt werden, übernehmen die alleinige Verantwortung für die Beiträge bzw. deren Inhalte.

Simulationsforum 2013
Schweißen und Wärmebehandlung

J. Hildebrand, T. Loose, J. Sakkiettibutra, M. Brand (Hrsg.)

ISBN: 978-3-00-045902-3

Alle Rechte, insbesondere die der Übersetzung in andere Sprachen, vorbehalten. Kein Teil dieses Buches darf ohne schriftliche Genehmigung des Verlages in irgendeiner Form - durch Fotokopie, Mikrofilm oder irgendein anderes Verfahren - reproduziert oder in eine von Maschinen, insbesondere von Datenverarbeitungsmaschinen, verwendbare Sprache übertragen oder übersetzt werden.

All rights reserved (including those of translation into other languages). No part of this book may be reproduced in any form – by photoprinting, microfilm, or any other means - nor transmitted or translated into a machine language without written permission from the publisher.

Die Wiedergabe von Warenbezeichnungen, Handelsnamen oder sonstigen Kennzeichen in diesem Buch berechtigt nicht zu der Annahme, dass diese von jedermann frei benutzt werden dürfen. Vielmehr kann es sich auch dann um eingetragene Warenzeichen oder sonstige gesetzlich geschützte Kennzeichen handeln, wenn sie als solche nicht eigens markiert sind.

Druck: docupoint GmbH, Barleben
Printed in the Federal Republic of Germany.

Vorwort

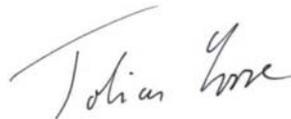
Die numerische Simulation im Bereich der Wärmebehandlung und des Schweißens hat sich mittlerweile zur industriellen Anwendungsreife entwickelt und bietet weiterhin ein zukunftsweisendes und innovatives Arbeitsfeld für Ingenieure in Forschung und Praxis. In den genannten Bereichen wird seit einigen Jahren intensiv geforscht, um das Verhalten der Werkstoffe und Bauelemente während der Ver- und Bearbeitung numerisch abzubilden.

Das zunehmende Interesse an der numerischen Simulation weist einen wesentlichen wirtschaftlichen Aspekt auf. Für eine schnelle Umsetzung effizienter Fertigungstechnologien in der Praxis ist heute ein tieferes Verständnis beim Umgang mit neuen Werkstoffen und neuartigen Verarbeitungsprozessen notwendig. Dazu werden Forschungsergebnisse aus den Bereichen Wärmebehandlung und Schweißen vorgestellt sowie über Erfahrungen bei der numerischen Simulation von Wärmebehandlungs- und Schweißprozessen unter Einsatz von Simulationssoftware berichtet.

Das Simulationsforum Schweißen und Wärmebehandlung ermöglicht der interessierten Fachöffentlichkeit aus Industrie und Forschung den Erfahrungsaustausch, sich mit dem in Forschung und Praxis erreichten Entwicklungsstand vertraut zu machen und die Themengebiete Wärmebehandlung und Schweißen vorzustellen, zu diskutieren und Anwendungsgebiete aufzuzeigen.



Prof. Dr.-Ing. Jörg Hildebrand IWE
Vorsitzender



Dr.-Ing. Tobias Loose IWE
Erster stellvertretender Vorsitzender



Dr.-Ing. Jens Sakkiittibutra
Schatzmeister



Dr.-Ing. Marcus Brand
Schriftführer

Vorstand des Vereins zur Förderung der numerischen Analyse der
Wärmebehandlungs- und Schweißprozesse e.V.
Marienstraße 7A, 99423 Weimar

Inhaltsverzeichnis

Seite

Von Massalski nach MICRESS® - Gefügesimulationen in technischen Werkstoffen	1
G. J. Schmitz	
Modellierung von Multiphasenumwandlungen in Warmarbeitsstählen während des Härteprozesses	11
M. Schemmel, M. Wießner, R. Schöngrundner, W. Ecker, T. Antretter	
Möglichkeiten der FE-basierten Simulation des Aufkohlens von Stahlbauteilen und der zweckmäßigen Definition des ZTU-Verhaltens aufgekohlter Werkstoffzustände	21
A. Diemar, U. Gerth, J. Hildebrand	
Numerische Untersuchungen der Temperatur- und Phasenentwicklung an (Umform-) Dilatometerproben	35
S. Lutz, J. Weninger, B. Helldörfer, M. Merklein	
Simulation of Hardening and Tempering of Tool Steels	43
A. Eser, A. Bezold, C. Simsir, Chr. Broeckmann	
Aufbereitung und Kalibrierung von Werkstoffdaten für die Schweißstruktursimulation von Stählen	51
J. Sakkiettibutra, J. Rohbrecht	
Thermomechanisches Multilayer-Modell zur Simulation von Eigenspannungen in SLM-Proben	59
M. Cloots, A. Spierings, K. Wegener	
Studie des transienten Verfestigungsverhaltens für ein- und mehrlagige Verbindungen	70
M. Stoschka, M. J. Ottersböck, M. Leitner	
Zusatzwerkstoff-Elemente in der Schweißstruktursimulation	80
J. Rohbrecht, J. Sakkiettibutra	
Einfluss negativer Umgebungstemperaturen auf die resultierenden Schweißspannungen großmaßstäblicher Schweißstrukturen	91
J. Klassen, Th. Nitschke-Pagel, K. Dilger	
Prozessbegleitende dynamische Kompensation des Winkelverzuges und Reduktion der Eigenspannungen beim Laserstrahlschweißen	101
C. Marder, M. Langhorst, O. Dreibati, S. Sommer, M. F. Zäh	
3D Simulation of Resistance Welding Processes and Weld Strength Testing ...	111
C. V. Nielsen, W. Zhang	

Inhaltsverzeichnis

Seite

Schweiß Eigenspannungen dickwandiger Bauteile mit Berücksichtigung des Einspanngrades	121
D. D. Tchuindjang, W. Fricke	
Anwendung kommerzieller Schweißsimulationssoftware für das Rotationsreibschweißen	131
A. Petropoulos, M. Müller	
Potenziale der Prozesssimulation beim Rotationsreibschweißen	149
D. Schmicker, K. Naumenko, J. Strackeljan	
Pressstumpfschweißsimulation mit realen Schweißparametern und experimentellen Vergleich	159
M. Kičin, J. Wagner, R. Rauch, St. Spachinger, N. Enzinger	
Unterschiedliche Strategien zur Strömungssimulation des Laserstrahl-tief-schweißens	169
M. Gatzen, J. Volpp	
Konsistente Modellierung einer Ersatzwärmequelle im Laserstrahlpulverbeschichtungsprozess	179
P. Khazan, H. Köhler, F. Vollertsen	
Optimization strategies for welding high-alloy steel sheets	189
F. B. Simon, F. Nagel, J. Hildebrand, J. P. Bergmann	
Simulationsgestützte Prozessoptimierung eines laserbasierten Mikroschweißverfahrens	201
A. Patschger, T. Loose, J. Bliedtner	
Numerische und experimentelle Ermittlung von Eigenspannungen als Einflussfaktor für die Lage des Abknickpunktes der Wöhlerlinie	214
J. Hensel, Th. Nitschke-Pagel, K. Dilger	
Bewertung der Betriebsfestigkeit von Schweißnähten basierend auf einer Schweißstruktursimulation	222
M. J. Ottersböck, B. Maier, M. Stoschka	

Von Massalski nach MICRESS® - Gefügesimulationen in technischen Werkstoffen

Georg J. Schmitz¹

¹ ACCESS e.V., Intzestr.5, D-52072 Aachen, Deutschland
E-Mail: G.J.Schmitz@micress.de

ZUSAMMENFASSUNG

Nach einem kurzen Überblick über Entwicklungen im Bereich computergestützter Thermodynamik gibt dieser Artikel eine phänomenologische Einführung in die Phasenfeldmethodik zur Beschreibung der Gefügeentwicklung. In einer Übersicht werden anschließend Referenzen zur Anwendung dieser Methodik auf verschiedene technische Werkstoffe wie Stähle, Grauguss, Superlegierungen, Al- und Mg-Legierungen, Lote und andere Werkstoffe zusammengefasst dargestellt. Ein Ausblick auf aktuelle Entwicklungen im Bereich des Integrated Computational Materials Engineering „ICME“ skizziert weiteres Entwicklungspotential der Methodik.

1 Einleitung

Jede Produktion basiert auf Werkstoffen als Grundlage für die Komponenten eines Endprodukts. Werkstoffeigenschaften sind daher von großer Bedeutung für die Produktivität und Zuverlässigkeit während der Produktion sowie für die Zuverlässigkeit der Produktkomponenten in der Anwendung. Eine solide Vorhersage von Materialeigenschaften ist daher sehr wichtig. Die Materialeigenschaften sind stark vom Gefüge der Werkstoffe abhängig und die Gefügeentwicklung, innerhalb einer Komponente erfolgt hierbei entlang ihrer gesamten Lebensdauer. Sie beginnt mit der Erstarrung aus der homogenen, isotropen und spannungsfreien Schmelze und endet schließlich mit Versagen unter operativer Belastung.

Der vorliegende Artikel fasst den aktuellen Stand der Technik im Bereich der Phasenfeld-Simulation der Gefügeentwicklung in technischen Werkstoffen zusammen. Ausgehend von einem kurzen Überblick über computergestützte Thermodynamik/Kinetik und entsprechende Datenbanken für technische Legierungen, wird ein Engineering-Ansatz für Phasen-Feld-Modelle und Mehrphasen-Feld-Modelle dargestellt. Ziel ist es mit einer vereinfachenden, phänomenologischen Beschreibung, die - in der Regel von Physikern und Mathematikern entwickelte - Phasenfeldmethodik für Materialwissenschaftler und Metallurgen zugänglich zu machen.

Binäre und ternäre Phasendiagramme haben in gedruckter Form [z.B. Massalski 1990] für lange Zeit die Grundlage für die Entwicklung von Werkstoffen zur bereitgestellt. Die zunehmende Verfügbarkeit von Computern und ständig steigende Rechenleistung haben in den letzten Jahrzehnten eine kontinuierliche Entwicklung der computergestützten Thermodynamik ermöglicht. Heutzutage sind entsprechende Softwaretools und Datenbanken für komplexe Legierungssysteme mit einer Vielzahl von Legierungselementen erhältlich [z. B. Thermo-Calc, Pandat, FactSage, JMatPro]. Diese Datenbanken werden unter Verwendung eines wohldefinierten Bewertungsschemas im Rahmen der Calphad Methodik [CALPHAD 2013] ständig weiterentwickelt und ergänzt. Sie ermöglichen die Bestimmung von Phasendiagrammen, die Berechnung der Abfolge/Temperatur von Phasenübergängen, von Phasenanteilen unter vorgegebenen Bedingungen, sowie von thermodynamischen Eigenschaften wie Dichte, thermischen Ausdehnungskoeffizienten, Umwandlungsenthalpien u.v.a.m. Im Hinblick auf die Beschreibung der Entwick-

lung einer Gefügestruktur ist es wichtig, dass solche Modelle auch die Berechnung der treibenden Kräfte für Phasenumwandlungen erlauben.

Aufbauend auf dieser Gleichgewichtsthermodynamik - die keinerlei Informationen darüber bereitstellt, wie schnell dieses Gleichgewicht erreicht ist - ermöglichen weitere Simulationswerkzeuge z.B. eine erste Beschreibung der Kinetik diffusionskontrollierter Phasenübergänge. Ein Beispiel für die Beschreibung von Phasenübergängen in Systemen mit Mehrkomponenten-Diffusion ist [DICTRA 2013]. Das diesem Programm zugrunde liegende Konzept ist jedoch auf eindimensionale Systeme wie z. B. Diffusionspaare, konzentrische Zylinder oder konzentrische Kugeln beschränkt. Für Metallurgen und Werkstoffingenieure sind jedoch die zwei- und dreidimensionale Gefügestruktur und - noch weitergehend - die Werkstoffeigenschaften eines Materials auf der Grundlage dieser Gefügestruktur die entscheidenden Kenngrößen.

Die Simulation von Gefügestrukturen in technischen Legierungssystemen hat ihren Ursprung vermutlich in den ersten Dendriten, die mit der Phasen-Feld-Methode simuliert wurden [Kobayashi 1993]. Die anschließende Erweiterung der Phasen-Feld-Methode zum Multi-Phasen-Feld Modell [Steinbach 1996] ermöglichte bereits früh Simulationen der Erstarrung eutektischer und peritektischer Systeme. Dieses Multi-Phasen-Feld Modell wurde in der weiteren Entwicklung an thermodynamische Datenbanken und Mobilitätsdatenbanken gekoppelt und bildet somit die Basis für Simulationen der Gefügeentwicklung in technischen Legierungen, die in diesem Artikel zusammenfassend dargestellt werden. Ein Überblick über die Entwicklung der Phasenfeldmethodik findet sich z.B. in [Steinbach 2009] sowie [Provatas 2010]

2 Grundkonzept der Phasenfeldmethodik

Die Phasen-Feld Methode kann rigoros aus fundamentalen thermodynamischen Prinzipien sowie aus Theorien von Phasenübergängen abgeleitet werden. Einschlägige Literatur zu diesen grundlegenden und mathematischen-theoretischen Aspekten steht zur Verfügung (siehe z.B. [Emmerich 2008]). Im Folgenden wird ein eher phänomenologischer Ansatz für eine intuitive Interpretation der Phasen-Feld Konzepte und der ihnen zu Grunde liegenden Gleichungen dargestellt.

Der erste Schritt zur Simulation der Dynamik der Entwicklung einer Gefügestruktur ist die grundlegende Beschreibung eines statischen Gefüges, Abb. 1. Ein einfacher Ansatz besteht in der Verwendung eines so genannten Ordnungsparameters ϕ zur Simulation der Entwicklung des Gefüges in einem einfachen fest-/flüssig-System. ϕ selbst ist eine Funktion des Ortes x und der Zeit t und kann Werte zwischen 0 und 1 annehmen. Werkstoffwissenschaftler interpretieren ϕ am besten als „Phasenanteil“, d.h. den Bruchteil einer bestimmten Phase (z.B. entspricht ϕ in Abb. 1 dem Festanteil), der an einem bestimmten Punkt des Raumes x und zu einem bestimmten Zeitpunkt t vorliegt:

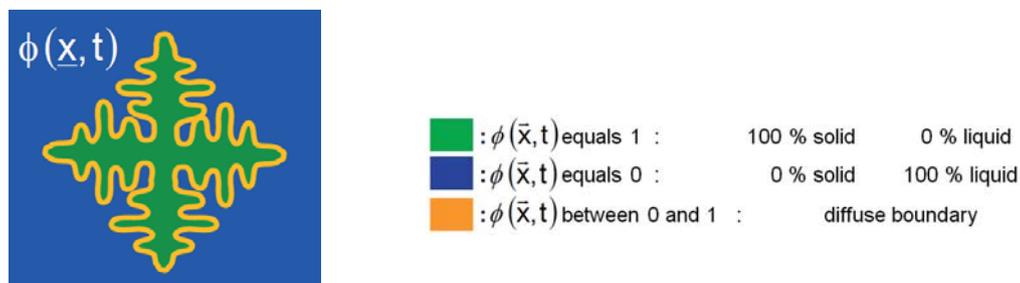


Abbildung 1: Beschreibung eines statischen Gefüges am Beispiel einer Erstarrungssimulation

Zur Beschreibung verschiedener Körner und mehrerer Phasen in technischen Legierungssystemen ermöglicht das Multi-Phasen-Feld Modell die Spezifikation von mehreren, unterschiedlichen Phasenfeldern für die einzelnen Phasen und auch für alle Körner. Kurz gesagt kann jedem beliebigen Objekt, das in der Mikrostruktur identifiziert werden kann, eine eigene Phasenfeldvariable in zugeordnet werden. Zur Diskussion des Multi-Phasen-Feld Modells scheint zunächst eine phänomenologische Beschreibung einer einfachen Erstarrungssituation sinnvoll, Abb. 2. Eine Beschreibung der Gefügeentwicklung erfordert es, die zeitliche Ableitung des $\phi(\vec{x}, t)$ zu identifizieren:

$$\dot{\phi}(\vec{x}, t) = \mu \left[\sigma \left(\nabla^2 \phi - \frac{(1-\phi)(1-2\phi)\phi}{\eta^2} \right) + \frac{1}{\eta} \Delta G \phi (1-\phi) \right]$$

Abbildung 2: Phänomenologie der Phasenfeldgleichung
(mit freundlicher Genehmigung von N. Warnken, Birmingham)

Ein erster Schritt einer phänomenologischen Beschreibung dieser Zeitableitung geht von einer Diffusionsgleichung (Abb. 2, blau, links) aus. Ein solcher reiner Diffusionsansatz würde jedoch zu einem Verschmieren einer anfänglich scharfen Grenzfläche und schließlich zu einer horizontalen Gerade führen. Um eine stabile, stationäre Grenzfläche zu beschreiben wird daher ein zusätzlicher Beitrag zur Gleichung benötigt (Abb. 2, grün, Mitte). Dieser Beitrag ist negativ für $0 < \phi < 0,5$ und positiv ist für $0,5 < \phi < 1$. Er gleicht so die Wirkung des Diffusionsbeitrags (blau, links) aus, und ermöglicht auf diese Weise ein stationäres, stabilisiertes Grenzflächenprofil. Schließlich führt jede Abweichung vom Gleichgewicht ($\Delta G \neq 0$, Abb. 2., rechts, rot) zu einer Bewegung des stationären Grenzflächenprofils, welche je nach Vorzeichen von ΔG einem Wachstum oder Auflösen der jeweiligen Phase entspricht. Weitere Variablen in der Gleichung bezeichnen die Grenzflächenenergie (σ), die Grenzflächen-Dicke (η) und die Grenzflächen-Mobilität (μ), welche zur Beschreibung anisotroper Werkstoffe/Phasen auch anisotrop gewählt werden können. In 3D-Konfigurationen ist ein möglicher Ansatz hierfür die Verwendung von Linearkombinationen von Kugelflächenfunktionen [Eiken 2010].

Die treibende Kraft ΔG ist abhängig von den lokalen Werten äußerer Felder wie z.B. Temperatur T oder Konzentration c_i der i verschiedenen Legierungselemente (aber auch: Spannungen / Dehnungen, elektrische / magnetische Felder, ...):

$$\Delta G = \Delta G(T, c_i, \dots).$$

Ein von Null verschiedener Wert von ΔG führt zu einer endlichen Änderung des Phasenanteils. Diese Änderung des Phasenanteils wirkt z.B. durch Freisetzung latenter Wärme oder durch Seigerung der Legierungselemente wieder auf die äußeren Felder zurück, Abb. 3. Somit besteht ein Bedarf zur Lösung eines gekoppelten Systems partieller Differentialgleichungen für

das Phasen-Feld (in Mehrphasen-Feld Modellen: für *alle* Phasen-Felder) und für alle externen Felder (T, c, \dots) die den Phasenübergang beeinflussen:

$$\begin{array}{l} \dot{\phi}(\bar{x}, t) \sim dG(T, c) \\ \dot{T}(\bar{x}, t) \sim \dot{\phi}(\bar{x}, t) \\ \dot{c}(\bar{x}, t) \sim \dot{\phi}(\bar{x}, t) \end{array}$$

Abbildung 3: Prinzipdarstellung eines Systems gekoppelter Differentialgleichungen zur Beschreibung der Gefügeentwicklung

Technische Legierungen umfassen mehrere Körner, mehrere Phasen und mehrere Komponenten. Ihre Beschreibung in numerischen Modellen erfordert daher mindestens die Einführung mehrerer Phasenfelder, die Beschreibung von Mehrkomponenten-Diffusion und die Kopplung an vorhandene thermodynamische und kinetische Daten. Die Grundideen des Multi-Phasen-Feld Ansatzes [Steinbach 1996] sind:

- Definition je eines Phasenfelds für jede Phase und/oder für jedes Korn jeder Phase
- paarweise Wechselwirkung für jedes Paar von Phasen/Körnern
- Möglichkeit der Wahl spezifischer Phasengrenzflächen/Korngrenz- Eigenschaften

Weitere konzeptionelle Aspekte beinhalten u.a. die Kopplung an Konzentrationsfelder [Tiaden 1998], die Verwendung thermodynamischer Datenbanken bzw. Mobilitätsdatenbanken, mehrphasigen Wechselwirkungen und die Physik von Tripelpunkten.

3 Anwendungen des Multi-Phase-Field Konzeptes auf technische Legierungssysteme

Im Folgenden werden beispielhaft Simulationen zur Entwicklung der Gefügestruktur in technischen Legierungen übersichtsartig zusammengefasst, die mit der MICRESS® Software [MICRESS 2013]. durchgeführt wurden. Diese Beispiele befassen sich mit Stählen, Gusseisen, Superlegierungen, Al- und Mg-Legierungen, Loten, intermetallischen Verbindungen und andere Legierungen. Einhergehend mit der Weiterentwicklung der zu Grunde liegenden Modellbasis konnten für jeden dieser Werkstoffe immer komplexere Phänomene mit einem steigenden Detaillierungsgrad und verbesserter Vorhersagekraft behandelt werden.

3.1 Stähle

Im Bereich der *Erstarrung von Stählen* kann - ausgehend von der Modellierung der peritektischen Erstarrung in einem einfachen binären Fe-C-System [Tiaden 1999] – inzwischen auch die Erstarrung technischer Stahlsorten simuliert werden [Böttger 2008], [Fukumoto 2009].

Neuere Arbeiten tragen zur Klärung der Heißrissproblematik in Stranggießprozessen bei [Böttger 2013] und befassen sich auch mit Aspekten wie Warmverformbarkeit während der Erstarrung [Böttger 2010]. Eine zusammenfassende Darstellung bisheriger MICRESS® Simulationen zur Erstarrung von Stählen findet sich in [Böttger 2012].

Nächster Schritt der Gefügeentwicklung in technischen Stahlsorten sind *Festkörperumwandlungen* und hier insbesondere der γ - α Übergang. Dieses Phänomen wurde zuerst in 2D im Jahr 2001 modelliert [2006 Pariser] und im Folgenden erweitert und experimentell verifiziert [Mecozzi 2005] sowie auf das Modellieren der Wärmeinflusszone beim Schweißen von kohlenstoffarmen Stahl angewandt [Thiessen 2006]. Neuere Simulationen des γ - α Übergangs in 3D zeigen die Bedeutung verschiedener Keimbildungsstellen wie z.B. Quadrupelpunkten oder Tripel-Linien für die Umwandlungskinetik, welche in 2D Simulationen nicht auftreten [Militzer 2006]. Weitere Arbeiten die Entstehung innerer Spannungen aufgrund des Phasenübergangs [Apel 2009a].

Erste Ergebnisse zur eutektoiden Perlitbildung [Nakajima 2006] sagen im Vergleich klassischen theoretischen Modellen bereits eine größere Wachstumsrate voraus, die die Diskrepanzen zu experimentellen Beobachtungen jedoch noch nicht schließen konnte. Ein neuartiges Wachstumsmodell für Perlit unter Einbeziehung von Spannungen auf den Diffusionsvorgang löst diese Diskrepanzen auf [Steinbach 2007].

Die Beschreibung von *Reifung und Kornwachstum* ist den Phasenfeldgleichungen inhärent. Nach ersten Modellen für ideales Kornwachstum [Schaffnit 2007] wurden später Effekte des Partikel-Pinning auf die Mobilität der Korngrenzen in die Modelle aufgenommen [Apel 2009b]. Diese erlauben nunmehr die Beschreibung abnormalen Kornwachstum [Rudnizki 2010a], z.B. während des Einsatzhärtens [Rudnizki 2010b] oder die Beschreibung von Kornwachstum in mikrolegierten Linepipe-Stählen z.B. [Schaffnit 2010] bis hin zur Bestimmung viskoplastischer Eigenschaften dieser Werkstoffe [Laschet 2013].

3.2 Gusseisen

Für Gusseisen sind bisher nur wenige Multi-Phasen-Feld Simulationen bekannt. In einer Studie [Sommerfeld 2008] konnte die Keimbildung von Graphit auf MnS Partikeln, die sich während der Erstarrung bilden, als ein mögliches Szenario für die Bildung von Lamellengraphit im Grauguss identifiziert werden. In diesem Szenario spielt vor allem Titan eine entscheidende Rolle: Zu hohe Titangehalte führen zur Unterdrückung der Keimbildung und so zu einer schlechten Entwicklung der Graphitlamellen.

3.3 Superlegierungen

Multi-Phasen-Feld Modelle können - gekoppelt thermodynamischen Datenbanken - die gesamte kompositorische Komplexität technisch relevanter Superlegierungen in Gefügesimulationen behandeln. Mikroseigerungen, die Phasenanteile in gegossenen und gerichtet erstarrten Gefügen [Grafe 2000], [Böttger 2000], die Bildung eutektischer Inseln [Warnken 2005], die von der Erstarrungsrate abhängige Ausdehnung der Mushy-Zone und die Abfolge der Phasenbildung kann korrekt beschrieben werden. Auswirkungen der Rückdiffusion von Legierungselementen während der Erstarrung wurden für die Phasenumwandlungen als wichtig erkannt und können ebenfalls vorhergesagt werden. Die Homogenisierung der aus der Erstarrung resultierenden Seigerung wurde erfolgreich simuliert [Warnken 2008] [Warnken 2009]. Neuere Studien haben das Langzeitverhalten (>100.000 h) von Ausscheidungen in technischen Superlegierungen betrachtet [Böttger 2010, unveröffentlicht].

3.4 Al-Legierungen

Das Multi-Phasen-Feld Modell [Eiken 2006] mit direkter Kopplung an thermodynamische Datenbanken wurde im Bereich der Aluminiumlegierungen bisher für die Berechnung der Mikroseigerung und Phasenbildung in der untereutektischen Legierung AA6061, der weit verbreiteten A356 Guss-Legierung, und schließlich in der leicht übereutektischen Kolbenlegierung KS1295

mit bis zu 14 thermodynamischen Phasen verwendet [Böttger 2009]. Weitere Arbeiten im Bereich der Al-Legierungen zielen auf Effekte der Strömung auf das dendritische Wachstum [Zimmermann 2009], auf Simulationen zur Kornfeinung [Nomoto 2009], den Rheoguss von Al-Legierungen [Bünck 2010] und die Entstehung von Porosität bei der Erstarrung von A356 [Carré 2010].

3.5 Mg-Legierungen

Simulationen zur äquiaxialen Erstarrung der Magnesiumlegierung AZ31 erfolgten zunächst Verwendung einer zweidimensionalen, hexagonalen Anisotropie und eines speziellen Keimbildungsmodells zur Beschreibung der Keimbildung der Dendriten [Böttger 2006]. Mit diesen Modellen konnte der Einfluss von Legierungszusammensetzung und Prozessparametern auf die Korngröße untersucht werden [Eiken 2010]. Zur Simulation der Erstarrung von Mg-Legierungen in drei Dimensionen wurden spezielle Anisotropiemodelle entwickelt und angewendet, um den Einfluss der Mg-spezifischen, sechseckigen Dendritenmorphologie bei der Keimselektion während der gerichteten Erstarrung zu untersuchen [Eiken 2009]. Weitere Arbeiten befassen sich u.a. mit der Vergießbarkeit technischer Mg-Legierungen.

3.6 Lote

Die Gefüge von Lötstellen sind äußerst bedeutsam für die Zuverlässigkeit elektronischer Komponenten sowie für die Produktivität bei ihrer Herstellung. Die Simulation der Mikrostruktur in solchen Lötstellen [z.B. Schmitz 2013] kann als Grundlage für eine zukünftige Lebensdauer vorhersage dienen. Zukünftige Entwicklungen zielen auf Modellierung elektrischer Ströme im Gefüge und deren Einfluss auf die inhomogene Erwärmung während des Betriebs sowie auf die Elektromigration von Legierungselementen und dadurch beeinflusste Gefügeveränderungen.

3.7 Intermetallische Verbindungen und weitere Legierungssysteme

Neben der Anwendung von Multi-Phasen-Feld Modellen auf obige Strukturwerkstoffe sind auch Simulationen für intermetallische Verbindungen und Funktionswerkstoffe verfügbar wie z.B. für Titanaluminide, Supraleiter, Solarsilizium, Beschichtungen, Al-Zn-Si, rasch erstarrtes Ni-Zr-Al, Cu-Al-Legierungen und Nb-Si-Legierungen. Literaturhinweise hierzu finden sich in [Schmitz 2010]

4 Aktuelle Trends und zukünftige Entwicklungen

Jede Gefügesimulation benötigt geeignete Anfangs- und Randbedingungen. Ergebnisse aus den makroskopischen Prozess-Simulationen können in diesem Zusammenhang z.B. als Randbedingungen verwendet werden. Eine der wichtigsten Voraussetzungen hierfür ist die Definition eines gemeinsamen und offenen Standards für den Informationsaustausch zwischen den einzelnen Simulationstools. Dieser ermöglicht dann die Verkettung einer Reihe verschiedener Simulationswerkzeuge entlang der Produktionskette und auch die Kopplung über die verschiedenen Längenskalen vom Bauteil über das Gefüge bis hinunter zur atomaren Längenskala [Schmitz/Prahl 2012]. Die hohe Bedeutung eines solchen "Integrative Computational Materials Engineering" – Ansatzes (ICME) für die zukünftige wirtschaftliche Entwicklung und Wettbewerbsfähigkeit in einer amerikanischen Studie stark hervorgehoben [NRC2008]. Die für jeden Schritt aus solchen gekoppelten Simulationen erhältlichen Gefügestrukturen bilden die Grundlage für die Ermittlung der effektiven, anisotropen Werkstoffeigenschaften. Diese können entweder verwendet werden, um Legierungskonzepte optimieren oder können als lokale Werte in die Prozesssimulationen zurück gekoppelt werden, um die Genauigkeit und Vorhersagekraft bei der Simulation der Eigenschaften des fertigen Bauteils zu verbessern.

Gefügesimulationen beruhen andererseits auch auf der Verfügbarkeit von Daten, deren Bereitstellung ebenfalls im Rahmen des ICME Konzeptes erfolgt bzw. vermehrt erfolgen wird. Neben den bereits im vorliegenden Artikel dargestellten thermodynamischen Daten ist eine Vielzahl weiterer Werte erforderlich, die derzeit meist noch experimentell ermittelt werden. Dies sind z.B. die temperaturabhängigen Eigenschaften der einzelnen thermodynamischen Phasen wie Wärmeleitfähigkeit, Elastizitätsmodul, Dichte etc., aber auch die Gibbs Energien für Phasen, für die diese Größe experimentell nur schwer bestimmt werden kann. In Zukunft können solche Daten voraussichtlich aus ab-initio-Berechnungen und Molekulardynamik-Simulationen auch für komplexe Legierungssysteme gewonnen werden. Sehr interessant werden entsprechende Berechnungen der Grenzflächeneigenschaften wie Grenzflächenenergie und Grenzflächenmobilität und hieraus letztlich die Vorhersage von Keimbildungsbedingungen für Phasenumwandlungen in komplexen Werkstoffen.

5 Zusammenfassung und Ausblick

Zusammenfassend haben sich Phasen-Feld und Multi-Phasen-Feld Methoden während des letzten Jahrzehnts zu leistungsfähigen Werkzeugen für die Werkstofftechnik und Werkstoffentwicklung entwickelt. Die gegenwärtige Situation kann mit der Geschichte von FEM Methoden verglichen werden, die vor etwa dreißig Jahren den Maschinenbau revolutioniert haben. Aktuell entwickeln sich Multi-Phasen-Feld Methoden zu einer Art "FEM für Metallurgen und Materialwissenschaftler". Ihre Einbindung in noch umfassendere Ansätze wie ICME wird zukünftig z.B. Lebensdauervorhersagen für einzelne Bauteile oder ganze Systeme ermöglichen.

Danksagung

Der vorliegende Artikel entstand im Rahmen des von der DFG geförderten Exzellenzclusters „Integrative Produktionstechnologien für Hochlohnländer“ and der RTWH Aachen.

6 Literatur

Apel, M., Benke S. and Steinbach, I. (2009a): "Virtual Dilatometer Curves and effective Young's modulus of a 3D multiphase structure calculated by the phase-field method", *Computational Materials Science* 45 (2009) 589.

Apel, M., Böttger B., Rudnizki, J., Schaffnit, P. Steinbach, I. (2009b): "Grain Growth Simulations including particle pinning using the Multi-Phasefield Concept", *ISIJ International* 49 7 (2009) 1024.

Böttger B., Grafe U., Ma D., Fries S. G. (2000): "Simulation of Microsegregation and Microstructural Evolution in Directionally Solidified Superalloys", *Mater. Sci. Technol* 16 (2000) 1425.

Böttger, B., Apel, M., Eiken, J., Schaffnit, P., Steinbach, I. (2008b): "Phase-field simulation of solidification and solid-state transformations in multicomponent steels", *Steel Res. Intern.* 79 8 (2008) 608.

Böttger, B., Stratemeier, S., Subasic. E., Göhler, K., Steinbach, I., Senk, D. (2010): "Modeling of Hot Ductility During Solidification of Steel Grades in Continuous Casting – Part II", *Advanced Engineering Materials* 12 4(2010) 101.

Böttger, B., Eiken, J., Ohno, M., Klaus, G., Fehlbier, M., Schmid-Fetzer, R., Steinbach, I. Bührig-Polaczek, A. (2006): "Controlling Microstructure in Magnesium alloys: A combined thermodynamic, experimental and simulation approach", *Advanced Engineering Materials* 8 4 (2006)241.

Böttger B., Schmitz, G.J., Santillana B. (2012): "Multi-Phase-field modeling of solidification in technical steel grades", *Trans Indian Inst Met* 65 (6) (2012) 613–615 DOI: 10.1007/s12666-012-0169-y

Böttger B., Carré A., Schmitz G.J., Eiken J., Apel M. (2009) : "Simulation of the Microstructure Formation in Technical Aluminum Alloys using the Multi-Phase-Field Method", *Transactions of the Indian Institute of Metals* 62 4-5 (2009) 299-304.

Böttger B., Apel M., Santillana B., Eskin D.G. (2013): Relationship Between Solidification Microstructure and Hot Cracking Susceptibility for Continuous Casting of Low-Carbon and High-Strength Low-Alloyed Steels: A Phase-Field Study, *Metallurgical and Materials Transactions A* (published on-line 12.4.2013).

Bünck, M., Warnken, N., Bührig-Polaczek A. (2010): "Microstructure evolution of rheo-cast A356 aluminium alloy in consideration of different cooling conditions by means of the cooling channel process", *Journal of Materials Processing Technology* 210 4 (2010)624.

CALPHAD (2013): *CAL*culat*ion of PH*ase *D*iagrams see www.calphad.org

Carré A., Böttger B., Apel M. (2010): "Phase-field modelling of gas porosity formation during the solidification of aluminium", *International Journal of Materials Research* 2010/04, Page 510-514.

DICTRA (2013): Diffusion Controlled TRAnsfOrmations: software provided by Thermo-Calc Software AB, www.thermocalc.se

Eiken J., Böttger B., Steinbach I. (2006): "Multiphase-Field approach for multicomponent alloys with extrapolation scheme for numerical application", *Phys. Rev. E* 73 066122 (2006).

Eiken J. (2009): "Dendritic growth texture evolution in Mg-based alloys investigated by phase-field simulation", *International Journal of Cast Metals Research* 22, 1-4 (2009) 86-89.

Eiken J. (2010): "Phase-field simulation of microstructure formation in technical magnesium alloys", *International Journal of Materials Research* 2010/04, Page 503-509.

Emmerich, H (2008): "Advances of and by phase-field modelling in condensed-matter physics", *Advances in Physics* 57(2008)1.

FactSage (2013): FactSage software provided by www.gtt-technologies.de

Fukumoto, S., Nomoto, S. (2009): "Microstructure Simulation for Solidification of Stainless Steel by Multi-Phase-Field Model", *J. Japan Inst. Metals*, Vol. 73, No. 7 (2009), pp. 502-508.

Grafe U., Böttger B., Tiaden J., Fries S. G. (2000): "Coupling of Multicomponent Thermodynamic Databases to a Phase Field Model: Application to Solidification and Solid State Transformations of Superalloys", *Scripta Materialia* 42 12 (2000)1179-1186.

JMatPro (2013): JMatPro Software provided by ThermoTech: <http://www.sentessoftware.co.uk>

Kobayashi R. (1993): "Modeling and numerical simulations of dendritic crystal growth", *Physica D* 63 (1993) 410-423.

Laschet, G., Fayek, P., Henke, T., Quade, H., PrahI, U. (2013): "Derivation of anisotropic flow curves of ferrite-pearlite pipeline steel via a two-level homogenisation scheme", *Mater. Sci. Eng. A* 566 (2013) 143-156.

Massalski, T. B., Okamoto H. (eds) (1990): "Binary Alloy Phase Diagrams" (2nd edition 1990), Materials Park Ohio, ASM International 1990.

Mecozzi M.G., Sietsma J., van der Zwaag S., Apel M., Schaffnit P., Steinbach I. (2005): "Analysis of the gamma-alpha Transformation in C-Mn steel by phase-field modelling". *Metallurgical and Materials Transactions A* 36A 9 (2005) 2327.

MICRESS (2013) - the MICROstructure Evolution Simulation Software: www.micress.de

Militzer M., Mecozzi M.G., Sietsma J., van der Zwaag S. (2006): "Three-dimensional phase field modelling of the austenite-to-ferrite transformation" *Acta Materialia* 54 (15) (2006) 3961-3972.

Nakajima K., Apel M., Steinbach I. (2006): "The role of carbon diffusion in ferrite on the kinetics of cooperative growth of pearlite: A Multi-Phase-Field study". *Acta Materialia* 54 (2006) 3665.

Nomoto, S., Minamoto, S., Nakajima, K. (2009): "Numerical Simulation for Grain Refinement of Aluminum Alloy by Multi-phase-field Model Coupled with CALPHAD", *ISIJ International* 49 7 (2009) 1019.

NRC (2008): "Integrated Computational Materials Engineering – a transformational discipline", The National Academic Press, Washington D.C. (2008) ISBN:978-0-309-11999-3.

PanDat(2013): PanDat Software www.computherm.com

Pariser G.C. (2006): "Modeling the Austenite to Ferrite Phase Transformation for Steel Development" Ph.D. Thesis , RWTH Aachen (2006) , Shaker, Aachen ISBN 3-8322-5014-X

Provatas N., Elder K. (2010): "Phase-Field Methods in Materials Science and Engineering", Wiley VCH Weinheim 2010 ISBN 978-3-527-40747-7.

Rudnizki J., Zeislmair, B., PrahI U., Bleck W. (2010a): "Prediction of abnormal grain growth during high temperature treatment". *Comp. Mater. Sci.* 49 2(2010)209.

Rudnizki J., Zeislmair, B., PrahI U., Bleck W. (2010b): "Thermodynamical simulation of carbon profiles and precipitation evolution during high temperature case hardening". *Steel Res. Int.* 81 6 (2010) 472.

Schaffnit P., Apel M., Steinbach I. (2007): "Simulation of ideal grain growth using the multi-phase-field model". *Materials Science Forum* 558-559 (2007)1177.

Schaffnit P., Stallybrass C., Konrad J., Kulgemeyer A., Meuser H. (2010): "Dual-scale phase-field simulation of grain growth upon reheating of a microalloyed line pipe steel", *International Journal of Materials Research* 2010/04, Page 549-554.

Schmitz, G.J., Zhou, B., Böttger, B., Villain, J., Klima, S. (2013): "Phase-field modeling and experimental observations of microstructures in solidifying Sn-Ag-Cu solders" *Journal of Electronic Materials* 48 2 (2013)2658.

Schmitz G.J. and Prahl U.(eds) (2012): "Integrative Computational Materials Engineering- Concepts and applications of a modular simulation platform" Wiley VCH Weinheim, ISBN 978-3-527-33081-2 (2012).

Schmitz G. J., Böttger B., Eiken J., Apel M., Viardin A., Carré A., Laschet G.(2010): Phase-field based simulation of microstructure evolution in technical alloy grades, *Int J Adv Eng Sci Appl Math* 2 4 (2010) 126 DOI 10.1007/s12572-011-0026-y (Springer 2010).

Sommerfeld A., Böttger B., Tonn B. (2008):"Graphite nucleation in cast iron melts based on solidification experiments and microstructure simulation" *Journal of Materials Science and Technology* 24 3 (2008) 321-324.

Steinbach I., Pezzolla F., Nestler B., Seeßelberg M., Prieler R., Schmitz G. J., Rezende J. L. L. (1996): "A phase field concept for multiphase systems" *Physica D* 94(1996), p.135-147.

Steinbach I.(2009): "Phase-field models in Materials Science –Topical Review" *Modelling Simul. Mater. Sci. Eng.* 17 (2009)073001.

Steinbach I., Apel M.(2007): "The influence of lattice strain on pearlite formation in Fe–C", *Acta Materialia* 55 (2007) 4817.

ThermoCalc (2013): Thermo-Calc Software: www.thermocalc.se

Thiessen R.G., Richardson I.M.(2006): "A Physically Based Model for Microstructure Development in a Macroscopic Heat-Affected Zone: Grain Growth and Recrystallization" *Metallurgical and Materials Transactions B* 37B (2006)655.

Tiaden J. (1999): "Phase field simulations of the peritectic solidification of Fe–C" *Journal of Crystal Growth* 198/199 (1999), pp 1275-1280.

Tiaden J., Nestler B., Diepers H.-J., Steinbach I. (1998): "The Multiphase-Field Model with an Integrated Concept for Modelling Solute Diffusion" *Physica D* (1998)115, p.73-86.

Warnken N., Drevermann A., Ma D., Fries S.G., Steinbach I. (2008): „Development of a simulation approach to microstructure evolution during solidification and homogenization using the phase-field method" *Superalloys 2008*, Eds: R.C.Reed et al. TMS 2008

Warnken N., Ma D., Drevermann A., Reed R.C., Fries S.G. and Steinbach I.(2009): "Phase-field modelling of as-cast microstructure evolution in nickel-based superalloys", *Acta Materialia* (2009) 5862.

Warnken, N., Ma, D., Mathes, M., Steinbach, I. (2005): "Investigation of eutectic island formation in SX superalloys" *Mater. Sci. and Eng. A* 413 12(2005)267-271.

Zimmermann, G., Sturz, L., Walterfang, M., Dagner, J.(2009): „Effect of melt flow on dendritic growth in AlSi7-based alloys during directional solidification", *Intern. Journ. of Cast Metals Res.* 22, 1-4(2009) 335.

Modellierung von Multiphasenumwandlungen in Warmarbeitsstählen während des Härteprozesses

**Manuel Schemmel¹, Manfred Wießner¹, Ronald Schöngrundner¹,
Werner Ecker¹, Thomas Antretter²**

¹Materials Center Leoben Forschung GmbH, A-8700 Leoben, Österreich
²Institute of Mechanics, Montanuniversität Leoben, A-8700 Leoben, Österreich
E-Mail: manuel.schemmel@mcl.at

ZUSAMMENFASSUNG

Druckgussformen müssen im Einsatz unter hohen Temperaturen und hohen mechanischen Spannungen bestehen. Der Schlüssel zur Erzielung der benötigten Warmfestigkeit, Härte und Zähigkeit - um die Ausbildung von Warmrissen zu verzögern - ist der Wärmebehandlungsprozess. Diese Arbeit untersucht die Entwicklung mehrerer Phasenanteile in einem Warmarbeitsstahl während des Härteprozesses. Dabei treten zwei Phasenumwandlungen ausgehend vom austenitischen Zustand auf. Die bainitische Phasenumwandlung wird mit einem Modell, das die Inkubation aufgrund der Keimbildung berücksichtigt, beschrieben. Dabei wird zwischen der Bildung von oberem und unterem Bainit unterschieden, da diese unterschiedlichen mechanischen Eigenschaften aufweisen. Zusätzlich wird die durch einen Umklappprozess charakterisierte martensitische Phasenumwandlung mit einem Ansatz nach Wildau-Hougardy modelliert. Das gesamte Kinetikmodell wird mit experimentellen Dilatometerkurven und unter Zuhilfenahme eines mehrstufigen Optimierungsprozesses, bestehend aus einem evolutionären und einem Simplex-Algorithmus, angepasst.

1 Einleitung

Um die optimalen Eigenschaften des Werkstoffes einzustellen, sind Kenntnisse über die Entwicklung der Mikrostruktur während des Wärmebehandlungsprozesses notwendig. Die übliche Wärmebehandlungssequenz eines Warmarbeitsstahls setzt sich aus dem Austenitisierungsprozess, dem Härteprozess und einem mehrstufigen Anlassprozess zusammen. In dieser Arbeit wird die Umwandlungskinetik während des Härtens untersucht, wobei ein chromlegierter Warmarbeitsstahl X36CrMoV5-1 mit 0.35% C, 5% Cr, 1.3% Mo und 0.4%V als Bezugswerkstoff dient.

Anhand vorliegender experimenteller Dilatometerkurven und thermophysikalischer Materialeigenschaften des genannten Stahls wird ein Multiphasenkinetikmodell erstellt, um den Härteprozess und die damit einhergehenden Phasenumwandlungen Austenit-Bainit und Austenit-Martensit zu simulieren. Warmarbeitsstähle zeichnen sich aufgrund ihres Legierungsgehaltes durch hohe Durchhärbarkeit aus. Die Bereiche, in denen die Phasenumwandlungen stattfinden, sind in den kontinuierlichen und isothermen Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubildern (ZTU) zu längeren Zeiten verschoben als beispielsweise in niedriglegierten Stählen. Somit ist es nicht notwendig, die perlitische Phasenumwandlung während des Härtens zu berücksichtigen, da diese in den bei Druckgussformen typischen Vakuumwärmebehandlungen nicht durchlaufen wird.

Zukünftig soll mit diesem Werkzeug die Gefahr von Härterissen verringert und die Ansprungshärte nach dem Abschrecken vorhergesagt werden.

2 Kinetikmodelle der Phasenumwandlungen

Für die bainitische Phasenumwandlung wird ein Kinetikmodell von [Garrett, 2004] verwendet, dass von Mahnken für die Beschreibung von Umformprozessen bei Dualphasenstählen angewandt wurde

[Mahnken, 2011], [Mahnken and Wolff, 2012]. Das Modell beruht auf den physikalischen Mechanismen der Keimbildung und des Keimwachstums, wobei beim Keimwachstum zwischen oberem und unterem Bainit unterschieden wird. θ^* beschreibt die Temperatur mit der kürzesten Umwandlungszeit im isothermen ZTU und grenzt somit unteren und oberen Bainit voneinander ab. Die Wachstumsrate \dot{r} der Keimradien kann wie folgt beschrieben werden:

$$\dot{r} = \alpha_2 \exp\left(\frac{-(\theta - \theta^*)}{B_u}\right) + \alpha_2 \exp\left(\frac{-(\theta^* - \theta)}{B_l}\right) H[B_s - \theta] H[\theta - B_f]. \quad (1)$$

Die absolute Temperatur θ und die zu bestimmenden Parameter α_2 , B_u , B_l sowie die Bainitstarttemperatur B_s und die Bainitendtemperatur B_f aus dem isothermen ZTU bestimmen somit die Wachstumskinetik der Keime. Ab einem kritischen Keimradius r^* ist das Ende der Inkubationszeit erreicht und der bainitische Phasenanteil z_b nimmt, ausgehend von der Anfangskonzentration null, beschrieben durch

$$\dot{z}_b = A_5 \exp\left(\frac{\theta^* - \theta}{B_l}\right) \exp\left(\frac{-G^*}{R\theta}\right) \left\langle \frac{r - r^*}{r} \right\rangle^n z_a^\gamma H[B_s - \theta] H[\theta - B_f], \quad \langle x \rangle = \begin{cases} x & \text{für } x > 0 \\ 0 & \text{für } x \leq 0 \end{cases} \quad (2)$$

zu. Die Heaviside-Funktionen in den Gleichungen (1) und (2) stellen sicher, dass die bainitische Phasenumwandlung nur im gewünschten Temperaturbereich zwischen Bainitstarttemperatur B_s und Bainitendtemperatur B_f stattfindet. Endet die bainitische Phasenumwandlung aufgrund der einsetzenden martensitischen Phasenumwandlung, so wird angenommen, dass B_f der Martensitstarttemperatur M_s entspricht. Folgende Parameter sind in (2) zu bestimmen: A_5 , B_l , n , γ , wobei die Konstante R die allgemeine Gaskonstante bezeichnet. Eine mögliche Spannungsabhängigkeit der bainitischen Phasenumwandlung wird über die freie Enthalpie beim kritischen Keimradius G^* mit dem Zusammenhang,

$$G^* = \frac{A_3 \theta_0^2 (\theta_0 - \theta)^{1.5}}{((\theta_0 - \theta) Q^*)^2}, \quad (3)$$

aktuell noch nicht berücksichtigt. Q^* entspricht der korrespondierenden Aktivierungsenergie beim kritischen Keimradius r^* . Die Gleichgewichtstemperatur θ_0 , bei der Austenit und Bainit dieselbe freie Enthalpie besitzen, liegt aufgrund des metastabilen Charakters der bainitischen Phasenumwandlung bei etwas höheren Temperaturen als B_s . Des Weiteren wird r^* mit,

$$r^* = \frac{A_1 \theta_0 (\theta_0 - \theta)^{0.5}}{(\theta_0 - \theta) Q^*}, \quad (4)$$

beschrieben und wird wie G^* aktuell als nicht spannungsabhängig betrachtet. Die Parameter A_3 und A_1 werden für die spannungsabhängige Beschreibung benötigt und deshalb nur als Verhältnis $A_3/(Q^*)^2$ und A_1/Q^* berücksichtigt.

Da das Kinetikmodell an experimentelle Dilatometerversuche ohne Last angepasst wird, kann der Einfluss der Umwandlungsplastizität in dieser Anwendung vernachlässigt werden.

Die martensitische Umwandlung wird mit dem Modell von Wildau und Hougardy [Hildebrand, 2006] mittels,

$$z_m = 1 - \exp(b(M_s - \theta)^m), \quad (5)$$

beschrieben, wobei M_s ohne vorangehende bainitische Umwandlung bei kontinuierlicher Abkühlung als konstant angenommen wird (Abb.1). Gleichung (5) entspricht der klassischen Koistinen-

Marburger-Relation mit dem Parameter b und einer Erweiterung durch den Exponenten m über dem Temperaturterm. Folgt die martensitische Phasenumwandlung einer bereits vorher stattfindenden bainitischen Phasenumwandlung, dann sinkt M_s durch Kohlenstoffanreicherung im Austenit ab. Dies wird wie in [Jung, 2012] über den C-Gehalt in der Austenitmatrix, oder gleichbedeutend über die bereits gebildete Bainitphasenfraktion durch,

$$M_s = \frac{k_1}{1 + \exp(-k_2(z_b - k_3))}, \quad (6)$$

gesteuert. Die Parameter k_1 , k_2 und k_3 stellen keine Fitparameter im eigentlichen Sinn dar, da sie direkt an die experimentellen Daten angepasst werden und im weiteren Verlauf der Optimierung (siehe Kap. 4) konstant bleiben.

Da bei langsamen Kühlraten das Martensit- und das Bainitphasengebiet voneinander durch einen umwandlungsfreien Bereich abgetrennt sind, wird ein linearer Ansatz in der Form,

$$B_f = x_1 + x_2 \cdot z_b, \quad (7)$$

zur Beschreibung der B_f -Temperatur mit den Parametern x_1 und x_2 gewählt, wobei die Steigung x_2 positiv ist.

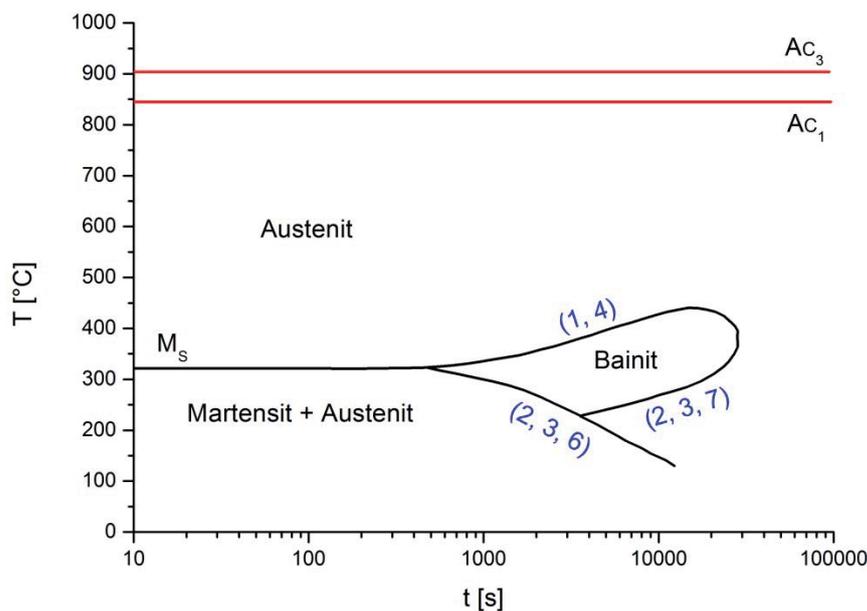


Abbildung 1: Kontinuierliches ZTU des Warmarbeitsstahls X36CrMoV5-1. Die Ziffern auf den Linien beziehen sich auf die sie beschreibenden Gleichungen.

Die Längenänderung der Dilatometerprobe während des Abkühlens hat grundsätzlich zwei Ursachen. Erstens, die Kontraktion aufgrund der thermischen Dehnung und zweitens den Volumssprung der aufgrund der Phasenumwandlung auftritt, die metallurgische Dehnung δ . Beide Anteile werden gemeinsam zu einer resultierenden thermometallurgischen Dehnrates $\dot{\epsilon}^{tm}$ zusammengefasst:

$$d\epsilon^{tm} = \sum_{i=0}^2 (dz_i \int_{\theta_{ref}}^{\theta} \alpha_i(\bar{\theta}) d\bar{\theta} + z_i \alpha_i d\theta + \frac{1}{3} (\delta_i dz_i + \frac{d\delta_i}{d\theta} z_i d\theta)). \quad (8)$$

Der Index i beschreibt die drei beteiligten Phasen, wobei $i=0$ für Austenit, $i=1$ für Bainit und $i=2$ für Martensit steht. Bei δ entspricht der Index $i=1$ der Umwandlung von Austenit nach Bainit und der Index $i=2$ der Umwandlung von Austenit nach Martensit. δ_0 ist somit sinngemäß gleich null, da hier keine Phasenumwandlung auftritt. Die thermischen Ausdehnungskoeffizienten werden experimentell bestimmt und die metallurgischen Dehnungen mit einer linearen Temperaturabhängigkeit,

$$\delta_i = w_{1i} + w_{2i}(\theta - \theta_{ref}), \quad (9)$$

invers über eine Optimierung in Kap. 4 angepasst, wobei die Referenztemperatur $\theta_{ref}=20^\circ\text{C}$ ist.

In Abb. 1 ist das zu beschreibende Umwandlungsverhalten in Form eines kontinuierlichen ZTU abgebildet, die Gleichungen, die die jeweiligen Kurven beschreiben sind ebenfalls dargestellt. Die perlitische Umwandlung wird wegen des zu langen Haltezeiten verschobenen Umwandlungsbeginns nicht berücksichtigt.

3. Experimentelle Bestimmung der Materialkennwerte

3.1 Dilatometrische Daten

Die Dilatometerkurven des vorliegenden Warmarbeitsstahls X36CrMoV5-1 werden mit einem Dilatometer DIL 805D der Fa. Baehr aufgenommen. Die Proben werden auf die Austenitisierungstemperatur von 990°C mit $3\text{C}^\circ/\text{s}$ aufgeheizt und für 30 min auf dieser Temperatur gehalten. Anschließend folgt ein Abschrecken unter Stickstoff mit Kühlraten zwischen $\lambda 1$ und $\lambda 36$, wie in Abb. 2 dargestellt. Die Zahl hinter λ entspricht der Zeit in Sekunden für eine kontinuierliche Abkühlung von 800°C auf 500°C dividiert durch 100 [Mayer, 2010]. Die Phasenanteile des Restaustenits werden röntgenographisch mittels Röntgendiffraktion (XRD) bestimmt und die Phasenanteile des Bainits und des Martensits mithilfe des Hebelgesetzes [Dutta, 2013] aus den Dilatometerkurven ermittelt. Eine Unterscheidung von Martensit und Bainit mit XRD ist aufgrund der ähnlichen Kristallstrukturen und Gitterparameter nicht möglich.

Die Restaustenitgehalte bei langsamen Abkühlraten im Bereich $\lambda 12$ bis $\lambda 36$ liegen zwischen 10% und 21.5%, einem für Warmarbeitsstähle typischen Wert. Dieser Restaustenitgehalt führt aufgrund des größeren thermischen Ausdehnungskoeffizienten im Vergleich zu Bainit bzw. Martensit zu einer kleineren gemessenen Längenänderung am Ende des Versuches bei Raumtemperatur.

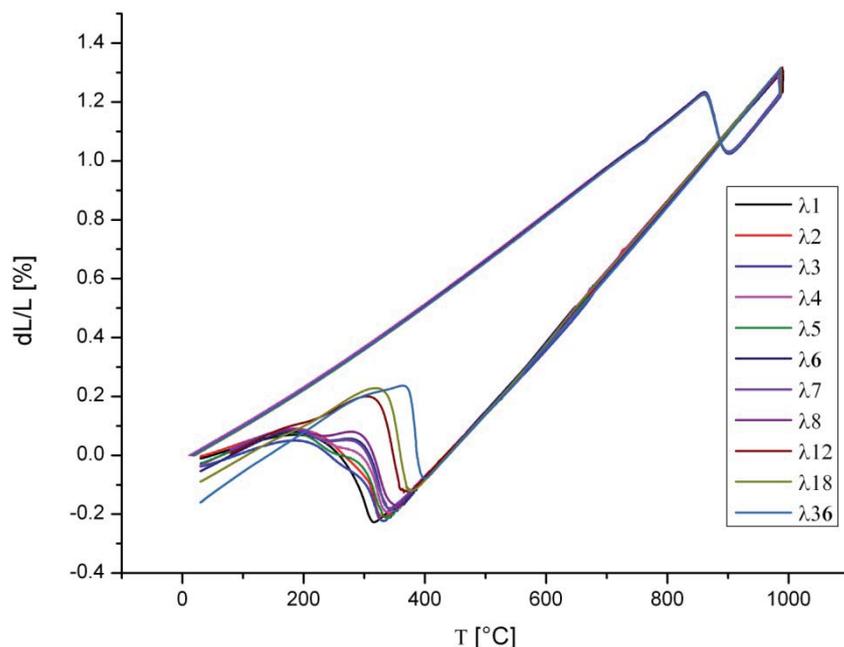


Abbildung 2: Dilatometerkurven des Warmarbeitsstahls X36CrMoV5-1 mit Abkühlraten zwischen λ_1 und λ_{36}

Bei der schnellsten Abkühlgeschwindigkeit λ_1 wird ein Restaustenitgehalt von ca. 5% gemessen. Bei λ_{36} wird kein Martensit mehr gebildet und der maximal erzielbare Bainitgehalt wird mit 80% bei λ_{18} erreicht. Alle diese Phasenfraktionen sind für die unterschiedlichen Abkühlraten inklusive der Umwandlungstemperaturen in Tab. 1 zusammengefasst.

Tabelle 1: Umwandlungsdaten des Warmarbeitsstahls X36CrMoV5-1

λ	Austenitphasen -anteil [%]	Bainitphasen -anteil [%]	Martensitphasen -anteil [%]	B_s [°C]	B_f [°C]	M_s [°C]
1	5	0	95	-	-	325
2	5	25	70	337	310	310
3	5	31	64	337	305	305
4	7	48	45	350	292	292
5	7	50	43	345	280	280
6	7	63	30	359	272	272
7	7	60	33	348	267	267
8	7	65	28	351	260	260
12	10	75	15	380	240	240
18	13.5	80	6.5	395	225	225
36	21.5	78.5	0	407	277	-

3.2 Isotherme Umwandlungsversuche

Das Phasenkinetikmodell wird an die kontinuierlichen Dilatometerkurven angepasst. Um die Gültigkeit des Modells der Bainitbildung auch für isotherme Haltestufen zu zeigen, werden zwei isotherme Umwandlungsversuche bei zwei unterschiedlichen Temperaturen durchgeführt. Nach einer Haltephase auf Austenitisierungstemperatur, analog zu den kontinuierlichen Versuchen, wird darauf schnellstmöglich ($\lambda_{0.036}$) abgeschreckt. Nach Erreichen der Zieltemperatur (420°C, 330°C) wird diese Temperatur für 24h gehalten. Danach wird wiederum schnellstmöglich auf Raumtemperatur abgekühlt,



Abbildung 3a: Martensitisch-bainitisches Mischgefüge bei isothermer Haltetemperatur $T_{\text{iso}}= 330^{\circ}\text{C}$ (Ätzung nach Wallner II)



Abbildung 3b: Martensitisches Gefüge bei isothermer Haltetemperatur $T_{\text{iso}}= 420^{\circ}\text{C}$ (Ätzung nach Wallner II)

um etwaige Selbstanlasseffekte während der Martensitbildung auszuschließen. Bei 420°C ist man im umwandlungsfreien Raum, es wird kein Bainit gebildet. Bei 330°C , knapp oberhalb der M_s -Temperatur, durchläuft man das Gebiet der Bainitbildung im isothermen ZTU. Aufgrund der Haltetemperatur von 330°C und der im Vergleich zu 420°C höheren Triebkraft für die Phasenumwandlung bilden sich in Abb. 3a sehr feine Bainitlamellen, die im Lichtmikroskop nur schwer von den martensitischen Gefügeanteilen zu unterscheiden sind. In Abb. 3b liegt ein nahezu martensitisches Gefüge mit geringen Mengen an Restaustenit vor.

3.3 Thermophysikalische Daten

Die notwendigen Materialkenngrößen Temperaturleitfähigkeit α , spezifische Wärmekapazität c_p und thermischer Ausdehnungskoeffizient α werden temperaturabhängig für die Reinphasen Bainit, Martensit respektive Austenit am Österreichischen Gießerei Institut in Leoben ermittelt. Die experimentellen Methoden zur Bestimmung dieser Materialkenngrößen sind: Laserflash-Methode für α , Differenzkalorimetrie (DSC) für c_p und dilatometrische Untersuchungen für α . Die Dichte ρ wird mit [SEW, 1992] abgeschätzt. Die Wärmeleitfähigkeit λ^{th} wird mit folgender Beziehung berechnet:

$$\lambda^{\text{th}}(T) = a(T)c_p(T)\rho(T). \quad (10)$$

Die resultierenden Materialkennwerte für ein Phasengemisch werden über eine lineare Mischungsregel bestimmt. Somit kann die Wärmeleitungsgleichung in Verbindung mit der Phasenkinetik berechnet werden.

4 Anpassung des Materialmodells an die Dilatometerkurven

Für die Bestimmung der Materialparameter wird das gesamte Differentialgleichungssystem - Gleichung (1-9) - der Phasenumwandlungen und Längenänderungen (siehe Kap. 2) in Abb. 4 in fünf Einzelprobleme unterteilt.

Diese Unterteilung ist notwendig, da die Verringerung der Parameteranzahl in einem Optimierungsschritt die Effektivität der Rechnung deutlich erhöht. Die Anpassung der Keimbildung im ersten Durchlauf erfolgt unter Einsatz eines globalen evolutionären Algorithmus [Brunetti, 2000].

Aufgrund der großen Anzahl an Parametern bietet diese Klasse von Optimierungsalgorithmen den Vorteil, gegenüber konventionellen Algorithmen, aus einem im Parameterraum gefundenen lokalen Minimum wieder zu entkommen. Die Keimbildung ist abgeschlossen, wenn $r > r^*$. Mithilfe dieses Kriteriums werden die ersten 6 Parameter bestimmt. Die Beinitstarttemperatur kann unter Berücksichtigung der isothermen Experimente auf einen Wert kleiner als 420°C eingeschränkt werden.

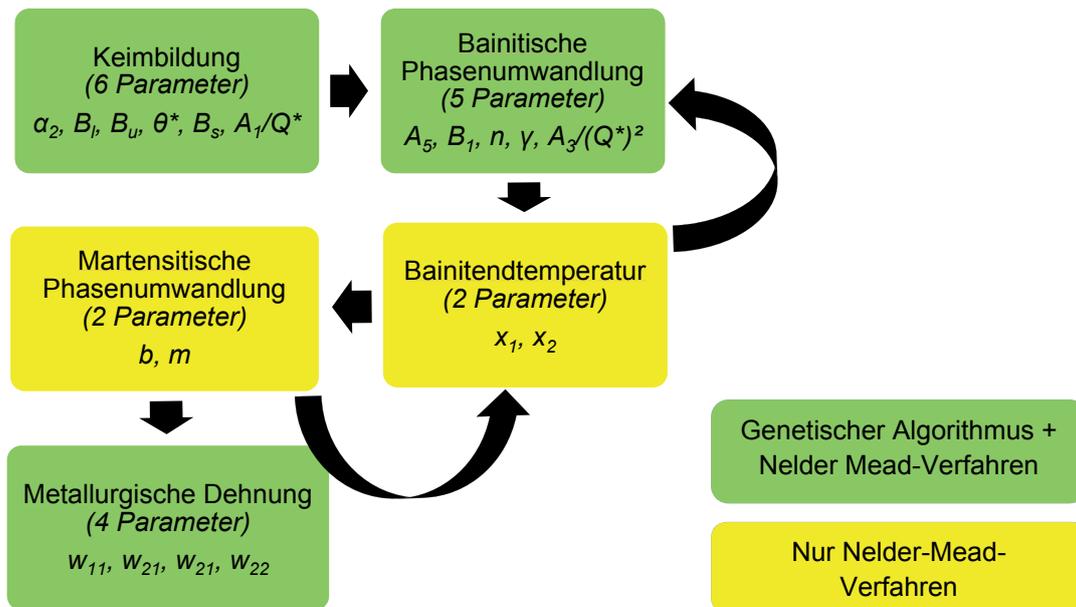


Abbildung 4: Schema der Anpassung an die Phasenkinetik und metallurgische Dehnung

Anschließend wird die Parametersuche mit einem Nelder-Mead-Verfahren [Wang, 2011] wiederholt. Die bainitische Phasenfraktion wird an den Verlauf der experimentell bestimmten Bainitfraktion angepasst, wobei der Bainitendgehalt stärker gewichtet wird. Als Martensitstarttemperatur M_s werden die experimentell ermittelten Werte verwendet.

Da zwischen dem Bainit- und dem Martensitphasengebiet ein umwandlungsfreier Raum vorliegt, wird B_f separat angepasst. B_f steigt mit sinkender Abkühlgeschwindigkeit zu höheren Temperaturen, wobei B_f bei den schnellen Kühlraten zwischen λ_1 und λ_{12} unterhalb von M_s liegt und hierbei nicht berücksichtigt wird.

Nach erfolgter Anpassung der Parameter für B_s wird mit den neuen Parametern die Bainitkinetik erneut angepasst. Diese Schleife wird so oft wiederholt, bis die Änderung des Fehlerwertes unter einer vorgeschriebenen Toleranz liegt.

Der nächste Schritt stellt die Anpassung der Martensitkinetik dar. Die Martensitstarttemperatur wird an die experimentellen M_s -Daten in Abhängigkeit des bereits gebildeten Bainitphasengehaltes gefittet. Durch die leicht abgeänderten Bedingungen der M_s ist es notwendig, die Bainitkinetik erneut anzupassen. Dieser gesamte Prozess wird wiederum in einer Schleife wiederholt. Sind alle Parameter der Umwandlungskinetik optimiert, wird die metallurgische Dehnung, entkoppelt an die Dilatometerkurven, angefitet.

5 Ergebnisse

5.1 Kontinuierliche Versuche

Im Fall der bainitischen Phasenumwandlung ergibt sich in Abb. 5, dass die Phasenfraktionen am Ende der Umwandlung realistisch wiedergegeben werden. Allerdings liegt der durchschnittliche Fehler bei der Auswertung der Phasenanteile mit dem Hebelgesetz im Bereich von ca. 5%. Erwähnenswert ist, dass bei λ_1 kein Bainit gebildet wird, die Abkühlkurve schneidet das Bainitgebiet somit nicht.

Größere Abweichungen gibt es im Kurvenverlauf bei der langsamsten Abkühlrate λ_{36} . Bei dieser langsamen Kühlrate wird der Restaustenit stabilisiert und die Umwandlungsrate nimmt bei 370°C deutlich ab. Das Ende der Phasenumwandlung bei dieser Abkühlrate wird durch die angepasste B_f -Temperatur allerdings realistisch wiedergegeben.

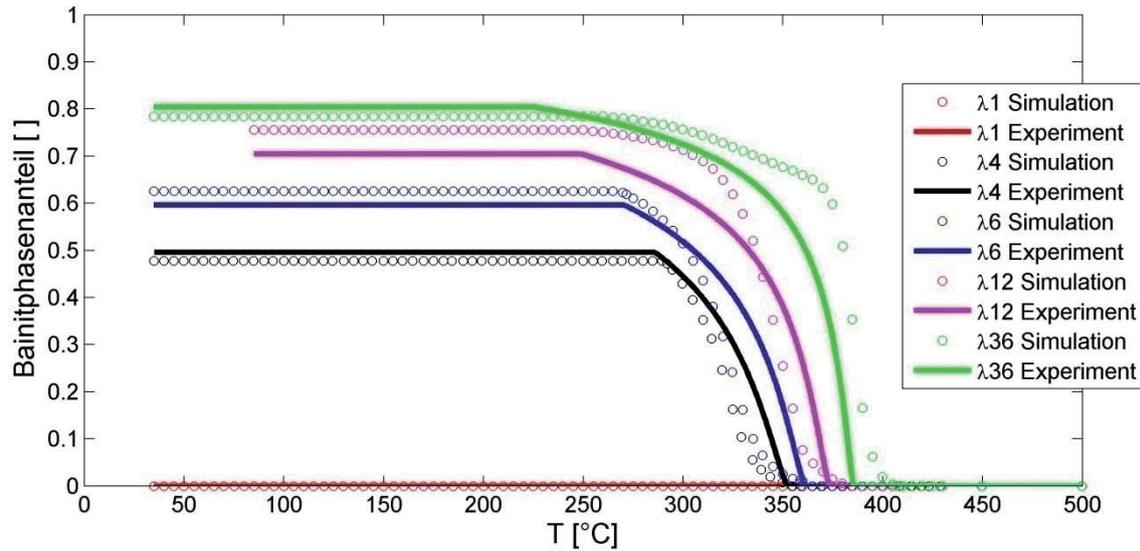


Abbildung 5: Vergleich Bainitevolution während kontinuierlicher Abkühlung, Experiment und Simulation

Die in der Simulation errechnete B_s -Temperatur liegt tiefer als die korrespondierende Temperatur aus den experimentellen Daten. Die Ursache ist ein zu höheren Temperaturen gekrümmter Verlauf der B_s -Temperatur im kontinuierlichen ZTU. Dieses Verhalten kann mit der aktuellen Kinetik nicht ausreichend wiedergegeben werden, da mit den vorhandenen Gleichungen ein klassischer C-Kurvenverlauf sowohl im isothermen als auch im kontinuierlichen ZTU beschrieben wird.

Die Menge an Phasenanteilen, die metallurgischen Dehnungen und die thermischen Ausdehnungskoeffizienten der Phasen ergeben in Summe die Dilatometerkurven in Abb. 6. Die bleibende Längenänderung am Ende des Abkühlprozesses ist proportional zum Restaustenitgehalt des Gefüges und ist bei λ_{36} am größten. Die Abweichungen von Simulation zu Experiment am Beginn der Bainitumwandlung spiegeln sich auch in den Dilatometerkurven wider, wobei die Abweichungen am Ende des Abschreckprozesses aufgrund der realistischen Modellierung der Phasenendgehalte gering sind.

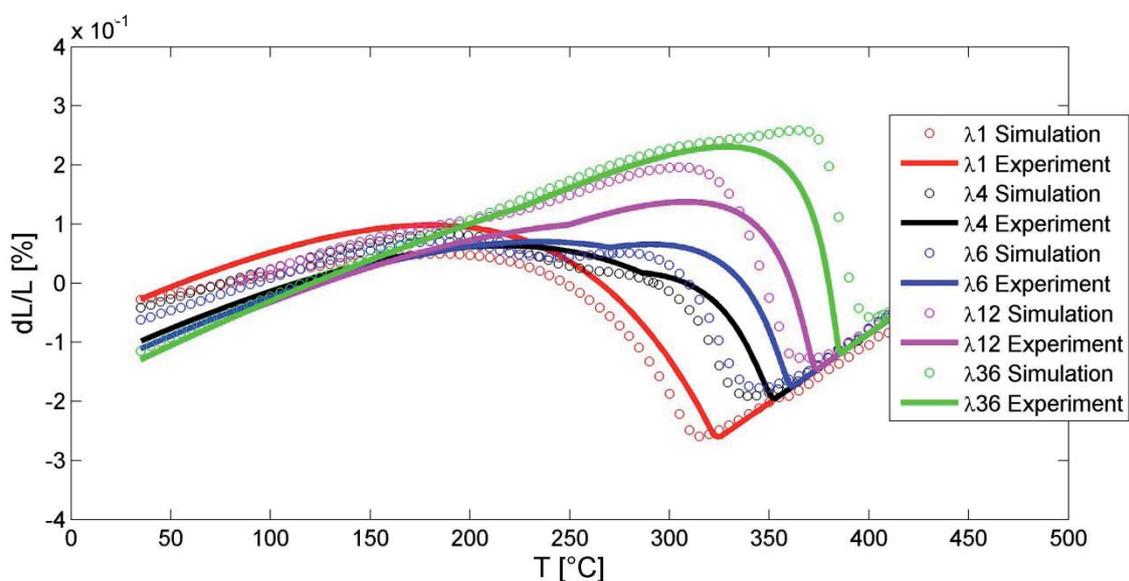


Abbildung 6: Vergleich der Dilatometerkurven, Experiment und Simulation

5.2 Isotherme Versuche

Der Vergleich der experimentellen isothermen Versuche mit den simulierten Kurven für die Haltetemperaturen von 420°C und 330°C sind in Tab. 2 dargestellt.

Tabelle 2: Phasenanteile bei experimentellen und simulierten isothermen Versuchen

	T _{iso} = 330°C			T _{iso} = 420°C		
	Austenit- phasenanteil [%]	Martenit- phasenanteil [%]	Bainit- phasenanteil [%]	Austenit- phasenanteil [%]	Martenit- phasenanteil [%]	Bainit- phasenanteil [%]
Experiment	21	4	75	2	98	0
Simulation	2	10	88	3	97	0

Die bainitische Phasenfraktion wird bei der Haltetemperatur von 330°C mit 88% im Vergleich zu den 75% aus den Experimenten überschätzt, stellt aber unter Berücksichtigung, dass das Materialmodell anhand kontinuierlicher Versuche angepasst wurde, einen guten Näherungswert dar. Der Martensitgehalt wird deutlich überschätzt. Der geringe Martensitanteil im Experiment kann allerdings durch den hohen Kohlenstoffanteil in der Austenitmatrix nach langen Verweildauern bei erhöhten Temperaturen im isothermen, als auch im kontinuierlichen Fall erklärt werden. Da in diesem Temperaturbereich Diffusionsvorgänge des Kohlenstoffs schneller ablaufen, kann sich mehr Kohlenstoff im Restaustenit anreichern, was wiederum zu einem Absinken der M_s-Temperatur führt. Im zweiten Fall bei einer Haltetemperatur von 420°C wird sowohl im Experiment als auch in der Simulation kein Bainit gebildet, und auch der gebildete Martensitanteil stimmt überein.

Die Gefügebilder aus Kap. 3 dienen nur zur Untermauerung der Gefügemengenbestimmung aus XRD und Dilatometrie. Für sich alleine stellen sie kein geeignetes Mittel dar, um Martensit bzw. Bainit in Warmarbeitsstählen seriös zu unterscheiden.

6 Zusammenfassung und Ausblick

Die durchgeführten Untersuchungen können wie folgt zusammengefasst werden:

- Die Anpassung des Phasenkinetikmodells erfolgt an experimentell bestimmten Dilatometerkurven mit unterschiedlichen Optimierungsalgorithmen.
- Das Phasenkinetikmodell eignet sich prinzipiell, um sowohl isotherme als auch kontinuierliche Abkühlprozesse zu beschreiben.
- Die Phasenendgehalte bei kontinuierlicher Abkühlung werden in guter Näherung über eine große Bandbreite an Abkühlgeschwindigkeiten beschrieben.
- Zusätzliche Effekte wie die Stabilisierung des Restaustenits bzw. Seigerungen werden im Modell aktuell noch nicht berücksichtigt.

In weiterer Folge soll das Materialmodell durch Bausteine wie die Umwandlungsplastizität und ein generelles Plastizitätsmodell erweitert werden, um eine realistische Vorhersage über die auftretenden Eigenspannungen im Bauteil nach dem Härteprozess treffen zu können.

7 Danksagungen

Der österreichischen Bundesregierung (insbesondere dem Bundesministerium für Verkehr, Innovation und Technologie und dem Bundesministerium für Wirtschaft, Familie und Jugend) vertreten durch die Österreichische Forschungsförderungsgesellschaft mbH (FFG), und den Ländern Steiermark und Tirol, vertreten durch die Steirische Wirtschaftsförderungsgesellschaft mbH (SFG) sowie die

Standortagentur Tirol wird für die Förderung im Rahmen des COMET Förderprogramms herzlich gedankt.

8 Literatur

Brunetti A. (2000): "A fast and precise genetic algorithm for a non-linear fitting problem," *Computer Physics Communications*, Vol. 124, No. 2-3, pp. 204-211.

Dutta R.K. (2013): "Kinetics of bainitic transformation and transformation plasticity in a high strength quenched and tempered structural steel," *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 559, pp. 86 – 95.

Garrett R.P. (2004): "A model for predicting austenite to bainite phase transformation in producing dual phase steels," *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, Vol. 44, No. 7-8, pp. 831-837.

Hildebrand J. (2006): "Möglichkeiten der mathematischen Beschreibung von Phasenumwandlungen im Stahl bei Schweiß- und WIG-Nachbehandlungsprozessen," *International Conference on the Applications of Computer Science and Mathematics in Architecture and Civil Engineering*, Vol. 17.

Jung M. (2012): "Finite-element simulation of quenching incorporating improved transformation kinetics in a plain medium-carbon steel," *Acta Materialia*, Vol. 60, No. 2, pp. 525-536.

Mahnken R. (2011): "On the simulation of austenite to bainite phase transformation," *Computational Materials Science*, Vol. 50, No. 6, pp. 1823-1829.

Mahnken R. and Wolff M. (2012): "Multi-phase transformations at large strains - Thermodynamic framework and simulation," *International Journal of Plasticity*, Vol. 39, pp. 1-26.

Mayer S. (2010): "Einfluss der bainitischen Umwandlung auf die mechanischen Eigenschaften von Warmarbeitsstählen," *BHM Berg- und Hüttenmännische Monatshefte*, Vol. 155, pp. 388-393.

SEW 310 (1992): "Physikalische Eigenschaften von Stählen," *Stahl-Eisen-Werkstoffblätter des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute*, Verlag Stahleisen, Düsseldorf.

Wang P.C. (2011): "Parameter sensitivity study of the Nelder-Mead Simplex Method," *Advances in Engineering Software*, Vol. 42, No. 7, pp. 529-533.

Möglichkeiten der FE-basierten Simulation des Aufkohlens von Stahlbauteilen und der zweckmäßigen Definition des ZTU-Verhaltens aufgekohlter Werkstoffzustände

Andreas Diemar¹, Uwe Gerth², Jörg Hildebrand¹

¹ *Bauhaus-Universität Weimar, Juniorprofessur Simulation und Experiment, Marienstraße 7A, D-99423 Weimar, Deutschland*

E-Mail: andreas.diemar@uni-weimar.de, E-Mail: joerg.hildebrand@uni-weimar.de

² *Materialforschungs- und -prüfanstalt an der Bauhaus-Universität Weimar, Abteilung Werkstoffe und Bauteile, Coudraystraße 9, D-99423 Weimar, Deutschland*

E-Mail: uwe.gerth@mfpa.de

ZUSAMMENFASSUNG

Aus Gründen der optimalen Auslegung von Wärmebehandlungsprozessen sowie Optimierung der Bauteileigenschaften gewinnt die Wärmebehandlungssimulation an zunehmender Bedeutung. Im Fall des Einsatzhärtens ist dabei zunächst eine Analyse des Aufkohlungsvorganges durchzuführen. Zur Analyse des Abschreckens des Bauteils ist darüber hinaus das ZTU-Verhalten anhand der jeweiligen Kohlenstoffkonzentration zu definieren.

Ausgehend von theoretischen Betrachtungen der Diffusion von Kohlenstoff in Stahlwerkstoffen wurden im Beitrag unterschiedliche Möglichkeiten der FE-basierten Simulation des Aufkohlens von Stahlbauteilen abgeleitet und gegenübergestellt. Anhand der hierbei zu definierenden Randbedingungen ist es möglich, industrielle Aufkohlungsverfahren, wie das Gasaufkohlen oder das Niederdruckaufkohlen, hinreichend abzubilden.

Darüber hinaus wird im Beitrag ein analytisches Modell zur Beschreibung des isothermen ZTU-Verhaltens niedrig legierter Stähle vorgestellt. Mit diesen kann sowohl der Einfluss der chemischen Zusammensetzung und damit auch der Einfluss der Kohlenstoffkonzentration des Stahles als auch die Korngröße des austenitischen Ausgangsgefüges auf das Phasentransformationsverhalten innerhalb von Abkühlprozessen beachtet werden.

1 Einführung

Das Aufkohlen als Teilprozess des Einsatzhärtens von Stahlbauteilen erlaubt die gezielte Änderung der chemischen Zusammensetzung des Werkstoffes im randnahen Bauteilbereich. Dabei wird das Bauteil zunächst auf hohe Temperaturen bis in den Austenitbereich des Stahlwerkstoffes erhitzt und Kohlenstoff abgebenden Medien (meist Gase) ausgesetzt. Wird anschließend das Bauteil gehärtet, werden höherfeste Gefügebestandteile und Druckeigenstressungen im Randbereich des Bauteils induziert. Somit können dessen Verschleiß- und Schwingfestigkeitseigenschaften entscheidend verbessert werden [Grosch et al., 1994, Liedtke, 1995].

Um Wärmebehandlungsprozesse wie das Einsatzhärtens simulieren zu können, müssen prinzipiell unterschiedliche sequentiell gekoppelte, Teilanalysen durchgeführt werden [Diemar, 2007, Diemar et al., 2010]. Den Schwerpunkt dieses Beitrages bildet die Kohlenstoff-Diffusionsanalyse. Anhand dieser Analyse wird die aus dem Aufkohlen des Bauteils resultierende Kohlenstoffkonzentrationsverteilung unter Berücksichtigung der Legierungszusammensetzung des Stahles sowie der Spezifika des jeweiligen Aufkohlungsverfahrens bestimmt.

Zur Analyse der Kohlenstoffdiffusion in Bauteilen mit komplexer Geometrie wird dabei meist die Finite Elemente Methode (FEM) [Zienkiewicz et al., 2000] verwendet.

In Abhängigkeit der Kohlenstoffkonzentrationsverteilung sind für eine sequentiell gekoppelte Analyse des Härtens des Bauteils relevante Materialkennwerte, wie das ZTU-Verhalten des Stahlwerkstoffes, zu definieren. Besondere Schwierigkeiten bestehen dabei bei der Beschreibung des Umwandlungsverhaltens von Werkstoffzuständen aufgekohlter Bauteile. Hier führt der aus dem Aufkohlungsvorgang des Bauteils resultierende Kohlenstoffgradient zu einem entsprechenden Phasenumwandlungsgradienten.

2 Simulation des Aufkohlens von Stahlbauteilen

2.1 Konstitutive Gleichungen

Die mathematische Beschreibung des Aufkohlens von Stahlbauteilen kann auf der Basis der Fick'schen Gesetze erfolgen [Liedtke, 1995, Baehr et al., 2004, Gegner, 2006]. An der Oberfläche des Bauteils finden je nach Aufkohlungsverfahren unterschiedliche Phasengrenzflächenreaktionen statt, welche in ihrer Summe Kohlenstoff freisetzen, vgl. [Eckstein, 1987, Gräfen, 2002]. Dabei kann zunächst vereinfachend davon ausgegangen werden, dass die je Zeiteinheit t freigesetzte Menge an Kohlenstoff m gleich jener Menge an Kohlenstoff ist, die durch Diffusion in das Bauteil übertragen wird. Dieser stationäre Zustand kann durch das 1. Fick'sche Gesetz beschrieben werden. Für die Kohlenstoffmassenstromdichte j_c^A an der Bauteiloberfläche gilt

$$j_c^A = \frac{\partial m}{A \partial t} = -D_c \frac{\partial c_c}{\partial n} \quad (1)$$

In dieser Gleichung ist D_c der Kohlenstoffdiffusionskoeffizient, c_c die Kohlenstoffkonzentration und n der Normalenvektor der Bauteiloberfläche.

Im Gegensatz zur Bauteiloberfläche ist die Diffusion des Kohlenstoffs im Bauteil instationär. Für das zeitlich veränderliche Kohlenstoffkonzentrationsfeld gilt das 2. Fick'sche Gesetz:

$$\frac{\partial c_c}{\partial t} = \nabla \cdot (D_c \nabla c_c(\mathbf{r}, t)) \quad (2)$$

Für den Nabla-Operator ∇ gilt im Kartesischen Koordinatensystem, $\mathbf{r} = (x \ y \ z)$

$$\nabla = \left(\frac{\partial}{\partial x} \ \frac{\partial}{\partial y} \ \frac{\partial}{\partial z} \right) \quad (3)$$

und damit die folgende partielle Differentialgleichung des Kohlenstoffkonzentrationsfeldes

$$\frac{\partial c_c(\mathbf{r}, t)}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(D_c \frac{\partial c_c}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(D_c \frac{\partial c_c}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(D_c \frac{\partial c_c}{\partial z} \right) \quad (4)$$

Dabei wird vorausgesetzt, dass der Diffusionskoeffizient D_c des Kohlenstoffs im Stahl neben der Temperatur auch von der Kohlenstoffkonzentration abhängig ist, d.h. $D_c = f(T, c)$ [Goldstein et al., 1978, Tibbets, 1980].

Zur Bestimmung des Kohlenstoffkonzentrationsfeldes im Bauteil müssen mehrere Grenzbedingungen an die Lösung der partiellen Differentialgleichung gestellt werden. Diese beinhalten eine

Anfangsbedingung sowie auf der Oberfläche des Bauteils vorgeschriebene örtliche Randbedingungen [Baehr et al., 2004].

Durch die Anfangsbedingung kann der Einfluss des Kohlenstoffgrundgehaltes $c_{c,0}$ des Einsatzstahles als Anfangskonzentrationsverteilung

$$c_c(\mathbf{r}, t)|_{t=0} = c_{c,0}(\mathbf{r}) = \text{const.} \quad (5)$$

definiert werden. Die möglichen Randbedingungen stellen sich wie folgt dar:

- Randbedingung 1. Art, Definition einer Kohlenstoffrandkonzentration

$$c_c(\mathbf{r}, t)|_{r^{(A)}} = c_c^{(A)}(t) \quad (6)$$

- Randbedingung 2. Art, Definition einer Kohlenstoffmassenstromdichte

$$j_c^{(A)}(\mathbf{r}^{(A)}, t) = -D_c \frac{\partial c_c(\mathbf{r}, t)}{\partial n} \Big|_{r^{(A)}} \quad (7)$$

- Randbedingung 3. Art, Berührung mit einem Medium, Ausbildung einer Diffusionsgrenzschicht

$$\begin{aligned} j_c^{(A)} &= -D_c \frac{\partial c_c(\mathbf{r}, t)}{\partial n} \Big|_{r^{(A)}} \\ j_c &= \beta [c_c^{(G)} - c_c(\mathbf{r}^{(A)}, t)] \\ j_c &= j_c^{(A)} \\ \beta [c_c^{(G)} - c_c(\mathbf{r}^{(A)}, t)] &= -D_c \frac{\partial c_c(\mathbf{r}, t)}{\partial n} \Big|_{r^{(A)}} \end{aligned} \quad (8)$$

In dieser Gleichung sind $c_c^{(G)}$ und $c_c(\mathbf{r}^{(A)}, t)$ die Kohlenstoffkonzentrationen im Aufkohlungsgas und an der Oberfläche des Bauteils und β der sogenannte Stoffübergangskoeffizient.

2.2 Einfluss von Legierungselementen

Beim Aufkohlen legierter Stähle führen Legierungselemente zu einer Erniedrigung (Mo; Cr; Mn) oder zu einer Erhöhung (Ni; Si) der Kohlenstoffaktivität, vgl. [Neumann et al., 1968, Eckstein, 1987]. Im Fall des binären Systems Fe-C gilt zunächst für die Kohlenstoffaktivität [Gunnarson, 1967]

$$a_c^C = f_c^C c_c^C. \quad (9)$$

Darin ist f_c^C der temperatur- und konzentrationsabhängige Aktivitätskoeffizient. Zur Erfassung des Einflusses der Legierungselemente auf die Kohlenstoffaktivität wird ein legierungsabhängiger Aktivitätskoeffizient f_c wie folgt definiert [Gunnarson, 1967]

$$\lg \left[\frac{f_c}{f_c^C} \right]_{a_c = \text{const.}} = \sum c_x o_c^x. \quad (10)$$

Darin ist σ_C^X der Wirkparameter und c_X die Konzentration des Legierungselementes X. Die Tabelle 1 enthält eine Zusammenstellung verschiedener Wirkparameter aus der Literatur.

Unter der Voraussetzung gleicher Kohlenstoffaktivitäten im binären System Fe - C und im Vielstoffsystem folgt [Gunnarson, 1967]

$$\lg \left[\frac{c_C}{c_C^0} \right]_{a_C = \text{const.}} = \sum c_X \sigma_C^X . \quad (11)$$

Auf der Grundlage der chemischen Zusammensetzung des Stahles ist es somit möglich, das Verhältnis zwischen der Kohlenstoffkonzentration im binären System Fe - C und der im legierten Stahl zu berechnen.

Darüber hinaus kann aus der Gleichung (10) der sogenannte Legierungsfaktor wie folgt abgeleitet werden

$$\lg k_L = -\sum c_X \sigma_C^X . \quad (12)$$

Tabelle 1: Zusammenstellung von Wirkparametern wesentlicher Legierungselemente aus der Literatur

Legierungselement	σ_C^X [Gunnarson, 1967]	σ_C^X [Hirschheimer, 1995]
Si	0,055	0,052
Mn	-0,013	-0,013
Cr	-0,040	-0,039
Ni	0,014	0,013
Mo	-0,013	-0,013
Al	-	-0,013
V	-	-0,013
N	-	-0,208

2.3 Abbildung industrieller Aufkohlungsverfahren

Unter Beachtung der unterschiedlichen Randbedingungen sowie der dargestellten Zusammenhänge hinsichtlich der Wirkung von Legierungselementen des Stahlwerkstoffes ist es möglich, praxisrelevante Aufkohlungsverfahren mit gasförmigen Medien, wie das Gasaufkohlen oder das Niederdruckaufkohlen, innerhalb der Simulation abzubilden [Diemar, 2007].

Das Gasaufkohlen wird derzeit meist als zweistufiges Sättigungs-Ausgleichs-Verfahren mit veränderlichem Kohlenstoffpegel C_P durchgeführt [Wünning et al., 1976]. Eine Möglichkeit der Abbildung dieses Verfahrens besteht in der Definition einer Randbedingung 1. Art wie folgt

$$c_C(\mathbf{r}, t)|_{r(A)} = C_P(t) \cdot k_L . \quad (13)$$

Alternativ kann eine Randbedingung 3. Art unter Berücksichtigung von

$$c_C^{(G)} = C_P(t) \cdot k_L \quad (14)$$

definiert werden [Gegner, 2006]. Der Stoffübergangskoeffizient β ist abhängig von der Zusammensetzung des Aufkohlungsgases [Grosch et al., 1994, Hirschheimer, 1995].

Im Fall des Niederdruckaufkohlens werden schon nach wenigen Minuten Kohlenstoffrandgehalte in Höhe der Sättigungskonzentration des Kohlenstoffs erreicht, vgl. [Gräfen, 2002, Schmitt, 2002]. Aus diesem Grund schließt sich dem Aufkohlungszyklus ein Diffusionszyklus an, in dem der hohe Kohlenstoffrandgehalt wieder abgebaut wird. Je nach Aufkohlungstiefe werden diese Aufkohlungs- und Diffusionszyklen mehrfach wiederholt. Die Aufkohlungszyklen können wie im Fall des Gasaufkohlens als Randbedingung 1. Art definiert werden [Diemar, 2007]:

$$\begin{aligned} c_C(\mathbf{r}, t)|_{r^{(A)}} &= c_{C, \text{Sätt.}} \\ c_{C, \text{Sätt.}} &= \frac{a_C}{f_C} = 1 \end{aligned} \quad (15)$$

Für die Diffusionszyklen gilt die Randbedingung 2. Art

$$j_C^{(A)}(\mathbf{r}^{(A)}, t) = 0. \quad (16)$$

2.4 Numerische Lösung der konstitutiven Gleichungen

Für die vorgestellten konstitutiven Gleichungen des Kohlenstoffkonzentrationsfeldes existieren nur für einfache Bauteilgeometrien und Randbedingungen analytische Lösungen [Baehr et al., 2004]. Die Analyse komplexer Bauteilgeometrien erfolgt daher im Allgemeinen durch eine Diskretisierung der jeweiligen partiellen Differentialgleichung auf der Basis numerischer Methoden wie der Finite Elemente Methode [Zienkiewicz et al., 2000].

Derzeit sind nicht in allen kommerziell verfügbaren FE-Programmen entsprechende Prozeduren zur Analyse von Diffusionsprozessen implementiert. Besteht jedoch Möglichkeit der Durchführung einer thermisch transienten Analyse, kann die partielle Differentialgleichung des Konzentrationsfeldes in die des Temperaturfeldes überführt und somit eine Diffusionsanalyse durchgeführt werden. Dabei sind die nachfolgenden Entsprechungen zu beachten [Baehr et al., 2004]

$$c_C \triangleq T, \quad D_C \triangleq \alpha. \quad (17)$$

Für die Temperaturleitfähigkeit α gilt

$$\alpha = \frac{\lambda}{\rho \cdot c_p}. \quad (18)$$

Darin ist λ die Wärmeleitfähigkeit, ρ die Dichte und c_p die spezifische Wärmekapazität.

Für die Vernetzung eines Bauteils zur Diffusionsanalyse gelten prinzipiell dieselben Anforderungen, die auch an die Vernetzung zur elastizitätstheoretischen Analyse des Bauteils gestellt werden, vgl. [Diemar, 2007]. In Abhängigkeit vom verwendeten Elementtyp sind somit Kerbbereiche von Bauteilen ausreichend fein zu vernetzen. Zur korrekten Abbildung des Konzentrationsgradienten sind darüber hinaus ausreichend Elemente über die Aufkohlungstiefe zu verteilen.

Innerhalb der FE-Analyse kann der Berechnungsaufwand zum Teil erheblich minimiert werden, wenn Symmetrien des Bauteils genutzt werden. An den jeweiligen Symmetrieebenen sind dazu Randbedingungen 1. Art oder 2. Art zu definieren, vgl. Abschnitt 4.

Werden innerhalb der FE-Analyse von Diffusionsprozessen quadratische Elemente verwendet, sind je nach angewendeten Verfahren zur Zeitintegration minimale Zeitschritte einzuhalten, um Oszillationen und Ergebnisse außerhalb des physikalisch Möglichen, wie negative Konzentrationen, zu vermeiden. Beispielsweise sind für das von dem FE-Programm ABAQUS angewendeten Rückwärts-Euler-Verfahren nachfolgende minimale Zeitschritte Δt in Abhängigkeit von der Elementlänge Δl angegeben [ABAQUS, 2012]:

- Diffusionsanalyse:

$$\Delta t > \frac{1}{6D_C} \Delta l^2 \quad (19)$$

- Thermische Analyse zur Lösung eines Diffusionsproblems:

$$\Delta t > \frac{\rho \cdot c_p}{6\lambda} \Delta l^2 \quad (20)$$

3 Definition des Phasentransformationsverhaltens aufgekohlter Werkstoffzustände

Das Phasentransformationsverhalten aufgekohlter Werkstoffzustände wird signifikant durch den Kohlenstoffgehalt beeinflusst. Auf einen gedachten Pfad, beginnend von der Bauteiloberfläche hin zum Kern des Bauteils, besitzt folglich jeder Punkt ein unterschiedliches Phasentransformationsverhalten.

Auf der Grundlage experimenteller ZTU-Daten erfolgt derzeit meist die Beschreibung der möglichen Phasenumwandlungen von Abkühlprozessen, wie dem Härten. Experimentell ermittelte ZTU-Daten von Einsatzstählen liegen jedoch nur in einigen Fällen für mehr als zwei Kohlenstoffkonzentrationen vor [Rose et al., 1972, Hildenwall, 1979, Sjöström, 1982, Lütjens et al., 2005]. Es ist somit nicht möglich, das Phasentransformationsverhalten entsprechend der Konzentrationsverteilung des Kohlenstoffs in der Randschicht des Bauteils zu definieren. Darüber hinaus bestehen bei dieser Verfahrensweise Unsicherheiten bei abweichender chemischer Zusammensetzung des untersuchten Einsatzstahles.

Isotherme ZTU-Daten der diffusionsgesteuerten Umwandlungen des Austenits in Ferrit, Perlit oder Bainit können für niedrig legierte Stähle mit dem reaktionskinetischen Modell von Li [Li et al., 1998] ermittelt werden. Dieses Modell beruht im Wesentlichen auf den Pionierarbeiten von Kirkaldy [Kirkaldy et al., 1984]. Für die Zeit, die notwendig ist, um die Volumenfraktion V isotherm bei der Temperatur T umzuwandeln gilt [Li et al., 1998]

$$\tau^{(k)}(V^{(k)}, T) = \frac{f(C, LE, G)}{\Delta T^n \cdot \exp(-Q/R \cdot T)} \cdot S(V^{(k)}) \quad (21)$$

Darin ist f eine Funktion des Kohlenstoffgehaltes, der sonstigen Legierungszusammensetzung LE des Stahles sowie der ASTM-Korngröße des Austenits G , Q die Aktivierungsenergie der Umwandlung, ΔT die Unterkühlung von der Umwandlungsstarttemperatur der betrachteten Phase, n ein Umwandlungsexponent und R die ideale Gaskonstante (1,986 cal/K/mol). Der Term $S(V^{(k)})$ charakterisiert die Reaktionsrate. Für ihn gilt [Li et al., 1998]

$$S(V^{(k)}) = \int_0^{V^{(k)}} \frac{dV}{V^{0,4(1-V)} \cdot (1-V)^{0,4 \cdot V}} \quad (22)$$

Nachfolgend wird eine Auflistung der ZTU-Kurven möglicher Umwandlungen des Austenits nach diesem Modell gegeben, wobei die Legierungselemente in [Masse-%] und die Temperaturen in [K] einzusetzen sind [Li et al., 1998].

- Ferrit, $k=2$

$$\tau^{(k)} = \frac{\exp(1,00 + 6,31C + 1,78Mn + 0,31Si + 1,12Ni + 2,70Cr + 4,06Mo)}{2^{0,41G} (A_{e3} - T)^3 \exp(-27.500/(RT))} S(V^{(k)}) \quad (23)$$

- Perlit, k=3

$$\tau^{(k)} = \frac{\exp(-4,25 + 4,12C + 4,36Mn + 0,44Si + 1,71Ni + 3,33Cr + 5,19\sqrt{Mo})}{2^{0,32G}(A_{e1}-T)^3 \exp(-27.500/(RT))} S(V^{(k)}) \quad (24)$$

- Bainit, k=3

$$\tau^{(k)} = \frac{\exp(-10,23 + 10,18C + 0,85Mn + 0,55Si + 0,90Cr + 0,36Mo)}{2^{0,29G}(B_s-T)^3 \exp(-27.500/(RT))} S(V^{(k)}) \quad (25)$$

$$B_s = 637 - 58C - 35Mn - 15Ni - 34Cr - 41Mo \quad [^\circ\text{C}]$$

- Martensit, k=5

$$M_s = 539 - 423C - 30,4Mn - 17,7Ni - 12,1Cr - 7,5Mo + 10Co - 7,5Si \quad [^\circ\text{C}] \quad (26)$$

Zur Definition der Umwandlungstemperaturen wird in diesem Modell das jeweilige Multi-Komponenten Zustandsdiagramm zugrunde gelegt. Hiervon abweichend können diese wie folgt bestimmt werden [Andrews, 1965], wobei die Legierungselemente in [Masse-%] einzusetzen sind, vgl. [Diemar, 2007].

$$A_{e3} = 910 - 203\sqrt{C} - 15,2Ni + 44,7Si + 104V + 31,5Mo + 13,1W - (30Mn + 11Cr + 20Cu - 700P - 400Al - 120As - 400Ti) \quad [^\circ\text{C}] \quad (27)$$

$$A_{e1} = 723 - 10,7Mn - 16,9Ni + 29,1Si + 16,9Cr + 290As + 6,38W \quad [^\circ\text{C}]$$

Wird in der Gleichung (22) $V=0,01$ bzw. $V=0,99$ gesetzt, erhält man in Verbindung mit den Gleichungen (23) bis (25) die entsprechenden ZTU-Kurven für den Beginn und das Ende der jeweiligen Umwandlung. In Bezug auf die Simulation des Abkühlvorganges mit stattfindenden Gefügeumwandlungen von Bauteilen aus niedrig legierten Stählen können somit je nach verwendeten Umwandlungsmodell die entsprechenden Parameter bestimmt werden, vgl. [Diemar, 2007].

4 Beispiele

Nachfolgend werden unterschiedliche Beispiele der FE-basierten Simulation des Aufkohlens von Stahlbauteilen sowie der Simulation von ZTU-Daten aufgekohlter Werkstoffzustände gegeben. Alle FE-Simulationen wurden dabei mit dem FE-Programm ABAQUS [ABAQUS, 2012] unter Verwendung des implementierten Diffusionsanalysemodells durchgeführt.

4.1 Gasaufkohlung einer Biegeprobe mit Querbohrung

Als erstes Beispiel soll die Simulation des Aufkohlens der von Bruder [Bruder, 1999] experimentell untersuchten Biegeprobe mit Querbohrung vorgestellt werden [Diemar, 2007]. Die Biegeprobe, Abbildung 1, wurde aus dem Einsatzstahl 20MnCr5 gefertigt. Dessen chemische Zusammensetzung kann der Tabelle 2 entnommen werden.

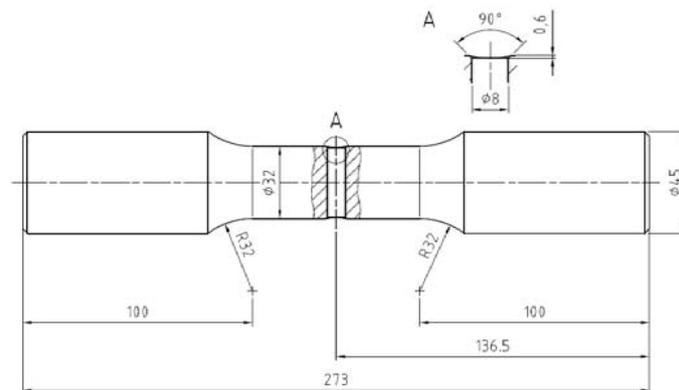


Abbildung 1: Geometrie der Biegeprobe mit Querbohrung [Bruder, 1999], Maße in [mm]

Tabelle 2: Gasaufkohlung einer Biegeprobe mit Querbohrung, Chemische Zusammensetzung des Einsatzstahles 20MnCr5 (Masse-%) [Bruder, 1999]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Al	Cu	P
0,175	0,175	1,221	1,236	0,102	0,039	0,043	0,208	0,026

Als Aufkohlungsverfahren wurde das zweistufige Gasaufkohlen angewendet. Die Abbildung 2 zeigt die zeitlichen Verläufe der Temperatur sowie des Kohlenstoffpegels während des Aufkohlungsvorganges.

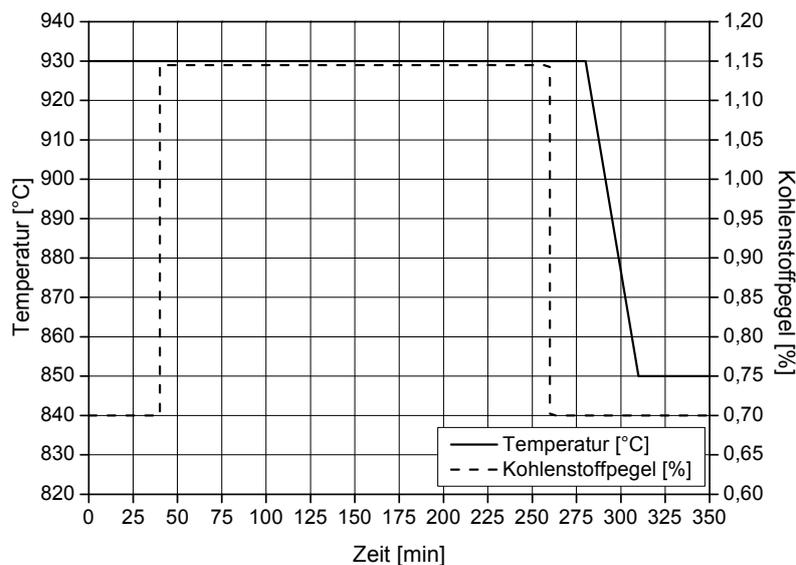


Abbildung 2: Gasaufkohlung einer Biegeprobe mit Querbohrung, zeitliche Verläufe von Temperatur und Kohlenstoffpegel [Bruder, 1999, Diemar, 2007]

Unter Ausnutzung vorhandener Symmetrien war die Modellierung eines Achtels der Biegeprobe innerhalb der Aufkohlungssimulation ausreichend. In der Abbildung 3 ist das der Simulation zugrunde gelegte FE-Modell dargestellt, einen Ausschnitt des FE-Netzes im Kerbbereich zeigt die Abbildung 4. Entlang der Mantelfläche $d = 32$ mm sowie an der Oberfläche der Querbohrung wurde eine Randbedingung 3. Art unter Berücksichtigung eines Stoffübergangskoeffizienten der Aufkohlungsatmosphäre von $\beta = 1; 25 \times 10^{-4}$ mm/s [Grosch et al., 1994, Hirschheimer, 1995] definiert. Die Massenstromdichte senkrecht zu den beiden Symmetrieebenen ($x_1 - x_2$ und $x_1 - x_3$) des FE-Modells sowie der Ebene parallel zur $x_1 - x_2$ -Symmetrieebene ist gleich null. Somit wur-

de an diesen eine Randbedingung 2. Art mit einer Massenstromdichte $j_C^{(A)} = 1 \cdot 10^{-15}$ definiert. Der Diffusionskoeffizient wurde entsprechend dem Ansatz von Goldstein [Goldstein et al., 1978] festgelegt.

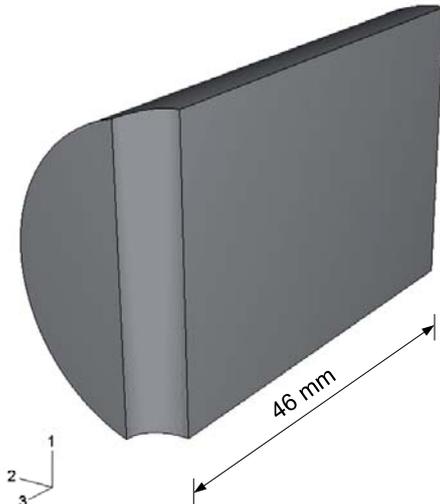


Abbildung 3: FE-Modell der Querbohrungsprobe [Diemar, 2007]

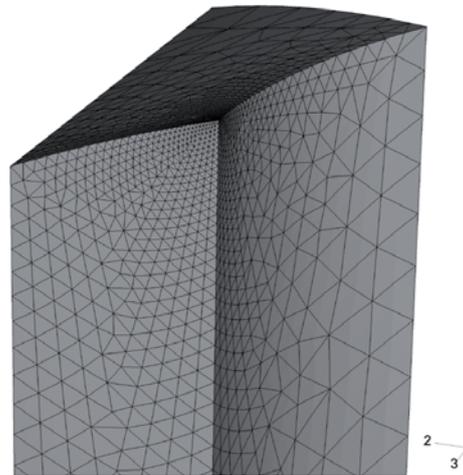


Abbildung 4: Ausschnitt des FE-Netzes der Biegeprobe [Diemar, 2007]

Für den in der Abbildung 4 dargestellten Ausschnitt des FE-Netzes zeigt die Abbildung 5 einen Flächenplot der simulierten Kohlenstoffverteilung. Während für den Mantel sowie die Oberfläche der Querbohrung die Kohlenstoffgehalte in dem üblichen Randkohlenstoffbereich in Höhe von 0,7 Masse-% C liegen, kann eine geometriebedingte Überkohlung im Verschneidungsbereich der Querbohrung festgestellt werden. Eine Gegenüberstellung eines simulierten mit einem nasschemisch bestimmten Kohlenstofftiefenprofil des Schaftes von Biegeproben mit gleichem Prozessverlauf [Bruder, 1999] zeigt die Abbildung 6. Insgesamt betrachtet stimmen beide Ergebnisse sehr gut überein.

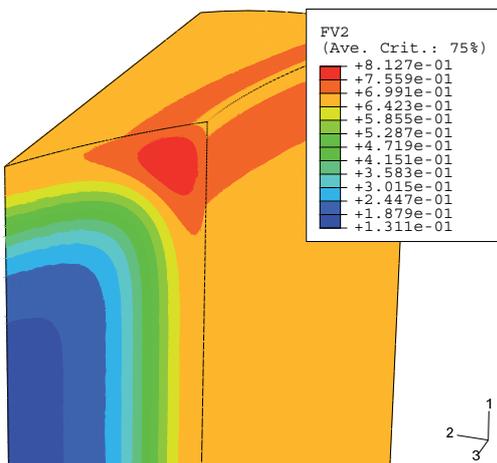


Abbildung 5: Flächenplot der simulierten Kohlenstoffverteilung der Biegeprobe am Ende des Aufkohlens [Masse-%] [Diemar, 2007]

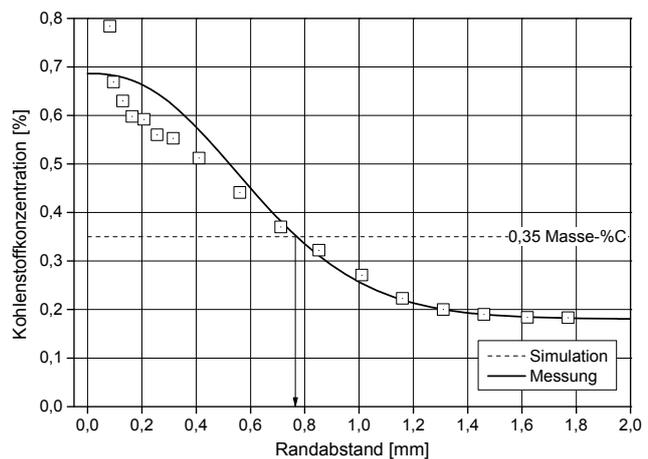


Abbildung 6: Gegenüberstellung von simulierten und gemessenen Kohlenstofftiefenprofil, Beginn Schaftoberfläche in radialer Richtung [Diemar, 2007]

4.2 Niederdruckaufkohlung einer 90 ° Bohrungsverschneidung

Die Abbildung 7 zeigt die Geometrie einer 90°-Bohrungsverschneidung [Diemar et al., 2004].

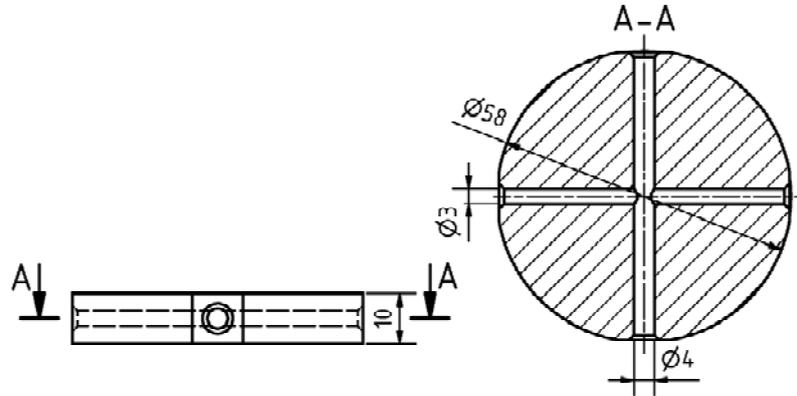


Abbildung 7: Geometrie der 90°-Bohrungsverschneidung [Diemar et al., 2004], Maße in [mm]

Die 90°-Bohrungsverschneidung wurde aus dem Einsatzstahl 18CrNiMo7-6 gefertigt. In der Tabelle 2 ist die chemische Zusammensetzung dieses Einsatzstahles zusammengestellt.

Tabelle 3: Chemische Zusammensetzung des Einsatzstahles 18CrNiMo7-6 (Ma.-%) [Diemar et al., 2004],

C	Mn	Cr	Ni	Mo	Si	S	P
0,175	0,670	1,700	1,530	0,200	n. e.	n. e.	n. e.

Als Aufkohlungsverfahren wurde das Niederdruckaufkohlen mit Äthin angewendet. Die technischen Daten des Aufkohlungsprozesses können der Tabelle 4 entnommen werden.

Tabelle 4: Prozessparameter des Niederdruckaufkohlens der 90°-Bohrungsverschneidung [Diemar et al., 2004]

Prozessparameter	Gesamtdauer [min]
Aufkohlen, T=930 °C	12
Diffusion, T=930 °C	70

Wie im Fall des Beispiels der Biegeprobe konnten auch im Fall der Bohrungsverschneidung vorhandene Symmetrien innerhalb der FE-Simulation des Aufkohlens genutzt werden [Diemar et al., 2010]. Die Abbildung 8 zeigt das FE-Modell der Simulation und die Abbildung 9 einen Ausschnitt des FE-Netzes im unmittelbaren Bereich der Bohrungsverschneidung. Entlang der Oberfläche der Durchgangsbohrungen ist innerhalb der Aufkohlungszyklen eine Randbedingung 1. Art entsprechend der Gleichung (15) und für die sich anschließenden Diffusionszyklen eine Randbedingung 2. Art entsprechend der Gleichung (16) mit einer Massenstromdichte $j_C^{(A)} = 1 \cdot 10^{-15}$ definiert worden. Senkrecht zu allen Symmetrieebenen des FE-Modells ist die Massenstromdichte gleich null. Somit ist an diesen eine Randbedingung 2. Art mit einer Massenstromdichte $j_C^{(A)} = 1 \cdot 10^{-15}$ definiert worden. Für den Diffusionskoeffizienten wurde der Ansatz nach Tibbets [Tibbets, 1980] verwendet.

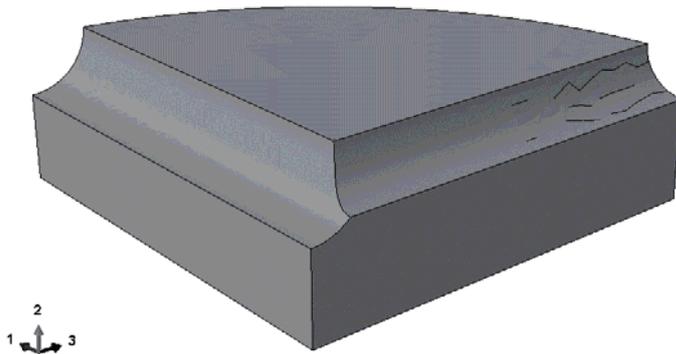


Abbildung 8: FE-Modell der Bohrungsverschneidung

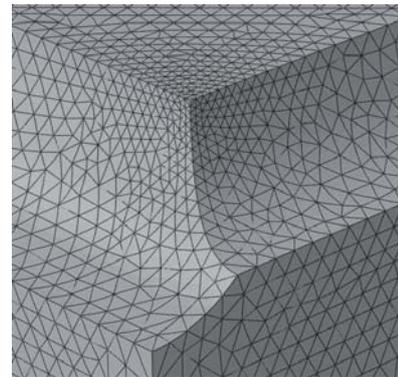


Abbildung 9: Ausschnitt des FE-Netzes im Bereich der Bohrungsverschneidung

Anhand des Ausschnittes des FE-Netzes, Abbildung 9, zeigt die Abbildung 10 eine Flächenplott der Kohlenstoffverteilung. Während an der Oberfläche der Bohrungen der Kohlenstoffgehalt etwa 0,70 Masse-%C entspricht, wird der Bereich der Verschneidungskante geometriebedingt mit 0,85 Masse-% C überkohlt. Eine Gegenüberstellung von simulierten Kohlenstoffkonzentrationen mit Messergebnissen erfolgt auf der Basis von Flachproben, die gemeinsam mit den Bohrungsverschneidungen einsatzgehärtet wurden [Diemar et al., 2004], siehe Abbildung 11. Insgesamt ergibt sich eine gute Übereinstimmung beider Ergebnisse.

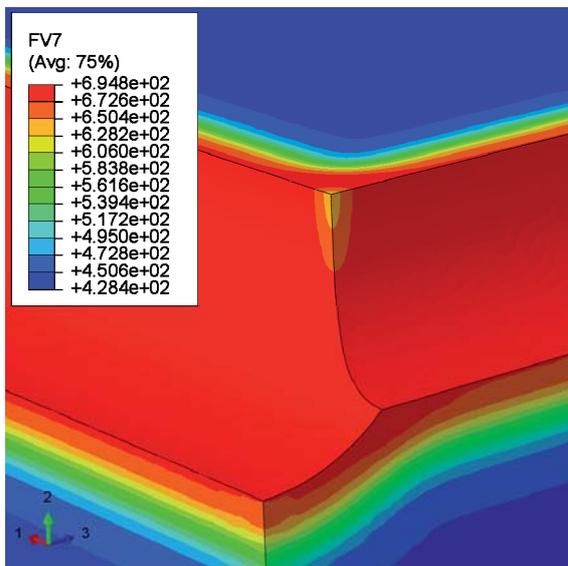


Abbildung 10: Flächenplott der simulierten Kohlenstoffverteilung der Bohrungsverschneidung am Ende des Aufkohlens [Masse-%]

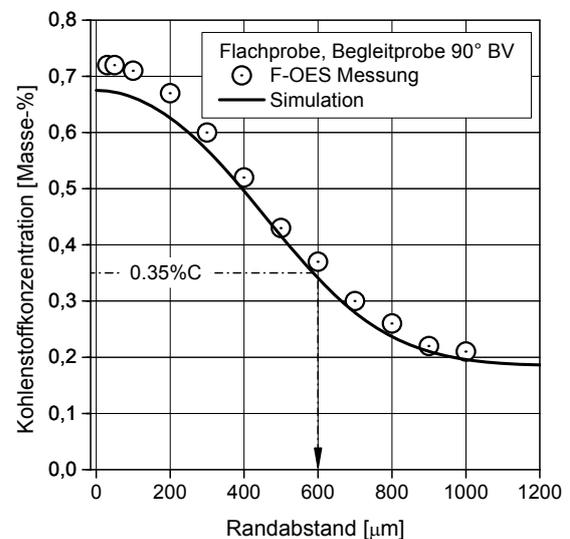


Abbildung 11: Gegenüberstellung von simulierten und gemessenen Kohlenstofftiefenprofil, Beginn Oberfläche in Dickenrichtung [Diemar et al., 2004]

4.3 Phasentransformationsverhalten des Einsatzstahles 20MnCr5

Anhand des Einsatzstahles 20MnCr5 sollen nachfolgend Beispiele simulierter ZTU-Daten gegeben werden, wobei jeweils eine Austenitkorngröße von 25 µm berücksichtigt wurde [Diemar, 2007]. Die den Simulationen zu Grunde gelegte chemische Zusammensetzung ist in der Tabelle 5 gegeben.

Tabelle 5: Beispiel Simulation von ZTU-Daten, chemische Zusammensetzung des Einsatzstahles 20MnCr5 [Masse-%]

C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Cu	P	Al
0,20 / 0,60	1,250	0,160	0,100	1,350	0,039	0,220	0,026	0,043

Die Abbildung 12 zeigt zunächst eine Gegenüberstellung isothermer ZTU-Daten für den Kohlenstoffgrundgehalt von 0,20 Masse-% C sowie einen für die aufgekohlte Randzone des Bauteils repräsentativen Kohlenstoffgehalt von 0,60 Masse-% C. Dargestellt sind jeweils die Kurven für den Beginn und das Ende der Umwandlung, basierend auf einer Volumenfraktion von $V_B=0,01$ bzw. $V_E=0,99$. Erwartungsgemäß wird durch den erhöhten Kohlenstoffgehalt von 0,60 % C bei sonst gleicher Legierungszusammensetzung die Umwandlungen zu längeren Zeiten und tieferen Temperaturen verschoben.

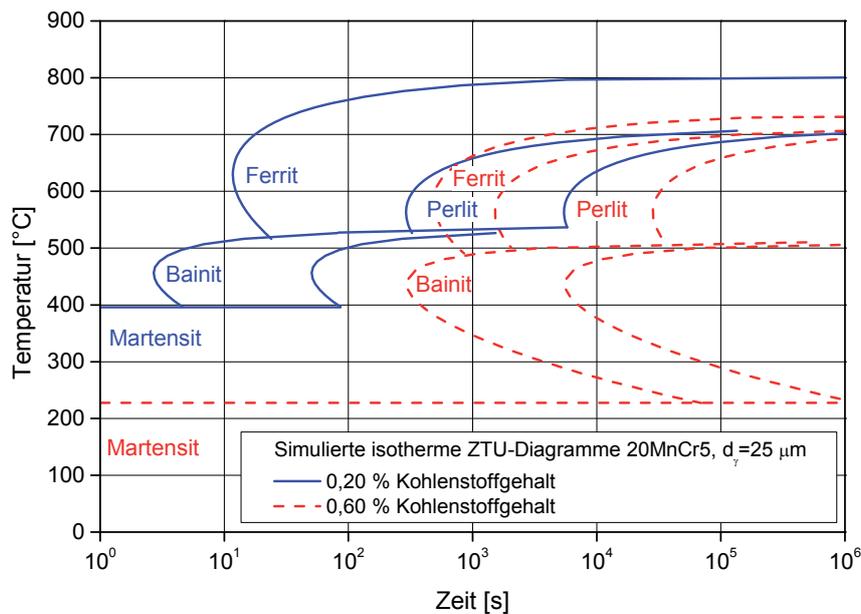


Abbildung 12: Simulierte isotherme ZTU-Diagramme des Einsatzstahles 20MnCr5, Gegenüberstellung unterschiedlicher Kohlenstoffgehalte [Diemar, 2007]

Im Fall des im Abschnitt 2.3 besprochenen Verfahrens des Gasaufkohlens kommt es zum unerwünschten Nebeneffekt der Randoxidation. Dabei werden von Legierungselementen mit einer großen Affinität zum Sauerstoff, wie Al; Si; Mn; Cr; Ni, Oxide gebildet und sind entsprechend gebunden. Die Abbildung 13 zeigt anhand des Kohlenstoffgehaltes von 0,60 Masse-% C die Auswirkungen einer Randoxidation auf das Umwandlungsverhalten des Einsatzstahles 20MnCr5. Durch die angenommene Verarmung der Legierungselemente Al, Si; Mn; Cr (auf 20% der ursprünglichen Konzentration) werden die Umwandlungen zu kürzeren Zeiten und höheren Temperaturen verschoben, mit der Folge einer Umwandlung bereits in der Perlit- bzw. Zwischenstufe.

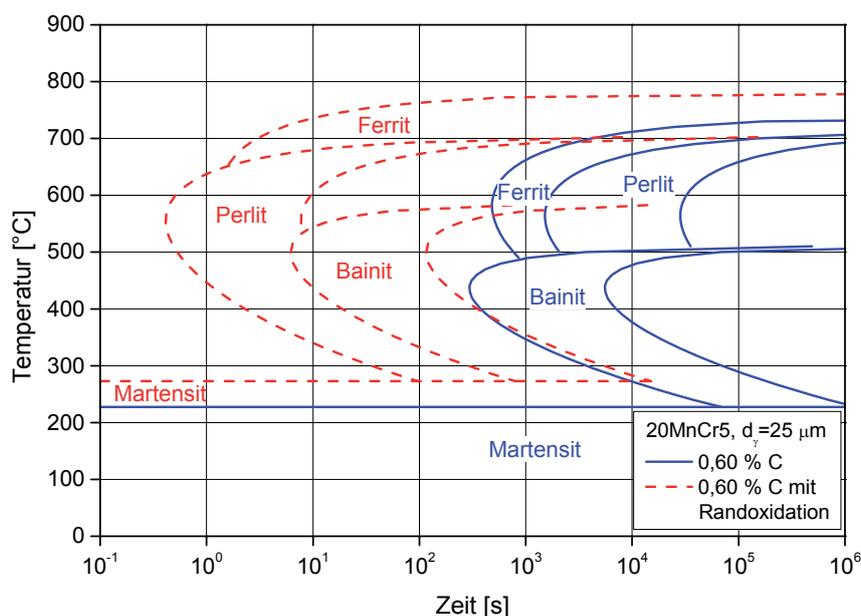


Abbildung 13: Simulierte isotherme ZTU-Diagramme des Einsatzstahles 20MnCr5, Auswirkungen einer Randoxidation [Diemar, 2007]

5 Literatur

ABAQUS (2012): ABAQUS Analysis User's Manual. Version 6.12. Providence, RI, USA, Dassault Systèmes.

Andrews, K. W. (1965): "Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures." *Journal of the Iron and Steel Institute*: 721-727.

Baehr, H. D., Stephan, K. (2004): Wärme- und Stoffübertragung. Berlin, Heidelberg, Springer-Verlag.

Bruder, T. (1999): Beitrag zur Beurteilung der Ermüdungsfestigkeit einsatzgehärteter Bauteile. Dissertation. Technische Universität Darmstadt.

Diemar, A. (2007): Simulation des Einsatzhärtens und Abschätzung der Dauerfestigkeit einsatzgehärteter Bauteile Dissertation. Bauhaus-Universität Weimar.

Diemar, A., Gerth, U., Thumser, R., Kleemann, S., Bergmann, J. W. (2010): Festigkeitsoptimierte einsatzgehärtete Bauteile durch rechnerische Simulation des Einsatzhärteprozesses. DVM-Tagung: Neue Entwicklungen für die Bauteilfestigkeitsnachweise, Darmstadt, 16-17 Juni 2010, Berlin, Deutscher Verband für Materialforschung und -prüfung e.V.

Diemar, A., Linne, K., Bergmann, J. W., Vormwald, M. (2004): Einsatzhärten und Autofrettage; Vorhaben Nr. 784; Dauerfestigkeitssteigerung einsatzgehärteter Hochdruckbauteile durch Autofrettage; Abschlußbericht; Heft 783. Frankfurt, Forschungsvereinigung Verbrennungskraftmaschinen e. V.

Eckstein, H. J. (1987): Technologie der Wärmebehandlung von Stahl. Leipzig, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie.

Gegner, J. (2006): Komplexe Diffusionsprozesse in Metallen. Renningen, Expert Verlag.

Goldstein, J. I., Moren, A. E. (1978): "Diffusion Modeling of the Carburization Process." *Metallurgical Transactions* 9A: 1515-1525.

Gräfen, W. (2002): Untersuchungen zur Stoffübertragung bei der Niederdruckaufkohlung. Dissertation. Universität Bremen.

Grosch, J., Bomas, H., Liedtke, D., Streng, H. (1994): Einsatzhärten. Grundlagen - Verfahren - Anwendungen - Eigenschaften einsatzgehärteter Gefüge und Bauteile. Renningen-Malmsheim, Expert Verlag.

Gunnarson, S. (1967): "Einfluß von Legierungsstoffen auf den Kohlenstoffgehalt von aufgekohlten Einsatzstählen." *HTM* 22: 293-295.

Hildenwall, B. (1979): Prediction of the residual stresses created during quenching. Especially the quench response in carburized steel. Dissertation. Linköping University.

Hirschheimer, L. R. (1995): The Mathematical Basis for Carburizing Processes. Carburizing and nitriding with atmospheres: Proceedings of the Second International Conference on Carburizing and Nitriding with Atmospheres, 6-8 December 1995, Cleveland, Ohio Ohio, ASM International.

Kirkaldy, J. S., Venugopalan, D. (1984): Prediction of microstructure and hardenability in low alloy steels. Proceedings of an international conference on phase transformations in ferrous alloys held in Philadelphia, USA, October 4-6 1983, Warrendale, The Metallurgical Society of AIME.

Li, M. V., Niebuhr, D. V., Meekisho, L. L., Atteridge, D. G. (1998): "A Computational Model for the Prediction of Steel Hardenability." *Metallurgical and Materials Transactions* 29B: 661-671.

Liedtke, D. (1995): Merkblatt 452 Einsatzhärten. Düsseldorf, Stahl-Informations-Zentrum.

Lütjens, J., Heuer, V., König, F., Lübber, T., Schulze, V., Trapp, N. (2005): Determination of input data for the simulation of case hardening. 1st International Conference on Distortion Engineering, held from 14 - 16 September 2005 in Bremen, Germany, Bremen, Institut für Werkstofftechnik, Sonderforschungsbereich Distortion Engineering.

Neumann, F., Person, B. (1968): "Beitrag zur Metallurgie der Gasaufkohlung. Zusammenhang zwischen dem C-Potential der Gasphase und des Werkstückes unter Berücksichtigung der Legierungselemente." *HTM* 23(4): 296-308.

Rose, A., Hougardy H. (1972): Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle. Band 2, Verlag Stahleisen M. B. H., Düsseldorf.

Schmitt, G. (2002): Produktionssteigerung durch Hochtemperaturaufkohlen im Vakuum. Internationales Getriebestahlsymposium, 23 -24 Mai 2002, Wetzlar.

Sjöström, S. (1982): The Calculation of Quench Stresses in Steel. Dissertation. Linköping University.

Tibbets, G. G. (1980): "Diffusivity of carbon in iron and steels at high temperatures." *J. Appl. Phys.* 51: 4813-4816.

Wünning, J., Leyens, G., Woelk G. (1976): "Gesteuerte Aufkohlung in CO-freien Atmosphären." *HTM* 31: 132-135.

Zienkiewicz, O. C., Taylor, R. L. (2000): The Finite Element Method. Volume 1: The Basis. Oxford, Butterworth Heinemann.

Numerische Untersuchungen der Temperatur- und Phasenentwicklung an (Umform-) Dilatometerproben

Stefan Lutz¹, Johannes Weninger², Bastian Helldörfer², Marion Merklein¹

¹ *Lehrstuhl für Fertigungstechnologie, Egerlandstraße 13, Friedrich-Alexander Universität Erlangen-Nürnberg, D-91058 Erlangen, Deutschland*

E-Mail: stefan.lutz@fau.de

² *Schaeffler Technologies AG & Co.KG, Industriestraße 1-3, D-91074 Herzogenaurach, Deutschland*

ZUSAMMENFASSUNG

Die thermomechanische Prüfmaschine Gleeble 3500 ermöglicht es, mit einem einfachen Versuchsaufbau Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubilder bei hohen Abkühlraten, nach Umformung sowie bei konstanten Druck- und Zugbelastungen zu erstellen. In der Probe entsteht hierbei eine isotherme Auswerteebene mit Temperaturgradienten senkrecht zu dieser Ebene. Die Homogenität und Größe des isothermen Bereichs hat einen entscheidenden Einfluss auf die Messergebnisse, kann jedoch nur unzureichend genau gemessen werden. Um ein genaues Verständnis der Vorgänge in der Probe zu gewinnen, wird ein gekoppeltes thermoelektrisch-thermometallurgisch-thermomechanisches FE-Modell des Versuches aufgebaut. Um den Temperaturregelkreis der Maschine abzubilden, wird eine PID-Regelung implementiert, welche die Spannung der konduktiven Probenerwärmung zwischen den einzelnen Simulationsschritten definiert einstellt. Durch einen Abgleich mit der Temperatur- und Härteverteilung im Realprozess wird gezeigt, dass hierdurch die Temperaturverteilung und Gefügeumwandlung abgebildet werden kann. Durch die gewonnenen Erkenntnisse wurde der Versuchsaufbau angepasst und somit die Messergebnisse verbessert.

1 Einleitung

Die numerische Simulation von Wärmebehandlungsprozessen gewinnt bei der Auslegung großer und komplexer Bauteile zunehmend an Bedeutung, da hierdurch ein genaueres Prozessverständnis generiert wird, und eine Abschätzung der resultierenden Bauteileigenschaften vorgenommen werden kann. Die erreichbare Genauigkeit der Simulationen hängt entscheidend von den verwendeten Werkstoffkennwerten ab. Für die Beschreibung des Werkstoffverhaltens sind sowohl elektrische, thermophysikalische und thermomechanische Kennwerte, als auch Parameter zur Beschreibung des Umwandlungsverhaltens notwendig. Die Kennwerte werden meist der Literatur entnommen und durch Regressionskurven abgeschätzt, da eine vollständige Analyse aller relevanten Kennwerte einen erheblichen Versuchsaufwand erfordert [Acht et al, 2008]. Um diesen möglichst gering zu halten, sollte sich der experimentelle Versuchsplan zunächst auf die Kennwerte mit dem größten erwarteten Einfluss auf das Ergebnis beschränken. Als Eingangsgrößen in die Simulation werden die thermophysikalischen und thermomechanischen Eigenschaften der einzelnen Gefügebestandteile benötigt. Die Eigenschaften des homogenisierten Gesamtwerkstoffes hängen von der Gefügezusammensetzung ab. Damit diese richtig abgebildet werden, ist eine genaue experimentelle Beschreibung der Gefügeumwandlungen durch Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubilder (ZTU-Schaubilder) essentiell für eine Wärmebehandlungssimulation. Eine Möglichkeit zur Ermittlung des Umwandlungsverhaltens bietet der ISOQ-Dilatometeraufbau der thermomechanischen Prüfanlage Gleeble 3500 der Firma Dynamic Systems Inc. [N. N., 2001]. Der Aufbau erlaubt die Ermittlung von ZTU-Diagrammen

bei hohen Abkühlraten, bei unterschiedlichen Austenitisierungsbedingungen, nach Umformung sowie bei konstanten Druck- und Zugbelastungen. Durch den einheitlichen Versuchsaufbau und die einheitliche Probengeometrie lassen sich die Ergebnisse gut miteinander vergleichen und die Einflussgrößen quantifizieren. In der durch Wechselstrom konduktiv erwärmten Probe bildet sich während des Versuchs eine quasi-isotherme Auswerteebene, deren Größe und Homogenität entscheidend für die Güte der Ergebnisse ist. Aufgrund der geringen Größe dieses Auswertebereiches ist eine genaue Messung des Temperaturprofils während der Versuchsdurchführung jedoch nur schwer möglich. Es konnte bereits gezeigt werden, dass das Temperaturprofil in Gleeble-Proben bei konduktiver Erwärmung durch eine elektro-thermische Simulation abgebildet werden kann [Brown et al, 1997]. Die Geometrie einer Versuchsprobe konnte durch die Simulation ihrer Temperaturverteilung optimiert werden [Norris and Wilson, 1998]. Ein um eine mechanische Berechnung erweitertes Modell, das einen komplexeren PID-Regelalgorithmus für die Bestimmung der Heizspannung enthält, zeigte ebenfalls gute Übereinstimmungen mit den Realversuchen [Zhang et. al, 2010].

Ziel dieser Veröffentlichung ist es, nicht nur das Temperaturprofil und die mechanischen Belastungen in der Probe durch die Einspannung abzubilden, sondern auch die Umwandlungsvorgänge durch eine gekoppelte elektrokinetisch-thermometallurgisch-mechanische FE-Simulation abzubilden. Die konduktive Probenerwärmung wird hierbei ebenfalls durch einen PID-Regler implementiert, welcher die Heizspannung zwischen den einzelnen Berechnungsschritten anpasst. Durch einen Abgleich der in Realversuchen und Simulation ermittelten Temperaturen, sowie der Härte und Gefügeverteilung wird gezeigt, dass auch die Gefügeverteilung in der Probe durch eine Simulation abgebildet werden kann. Mit den Erkenntnissen aus dem Simulationsmodell werden Optimierungsvorschläge für den Versuchsaufbau abgeleitet.

2 Versuchsaufbau und Ergebnisse

Zunächst werden Referenzversuche an der thermomechanischen Prüfanlage Gleeble 3500 durchgeführt, an denen die FE-Simulation validiert werden soll. Der Versuchsaufbau entspricht weitestgehend dem ISOQ-Dilatometeraufbau von DSI (siehe Abbildung 1). Lediglich die Kontaktflächen der Kupferspannbacken mit der Probe wurde gegenüber dem von DSI vorgeschlagenen Aufbau reduziert, um eine stärkere Probenausdehnung zu ermöglichen und die hieraus resultierenden Eigenspannungen in der Probe zu reduzieren.

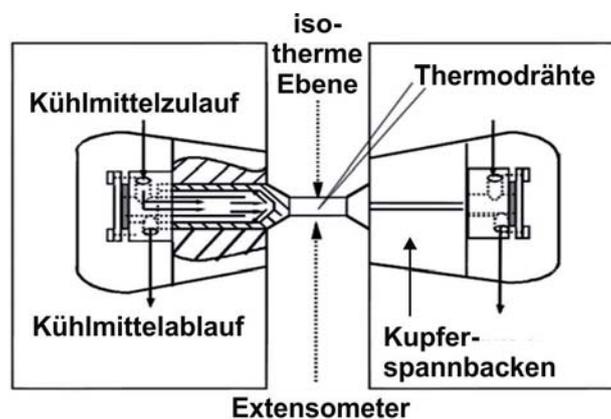


Abbildung 1: Schematischer Dilatometeraufbau nach [N. N., 2001]

Eine Rundprobe mit einem mittig auf 6 mm reduzierten Querschnitt wird mit Kupferkeilspannbacken beidseitig in wassergekühlte Halterungen eingespannt. Die Halterungen sind gleitend

gelagert und erlauben eine freie Ausdehnung der Probe in axialer Richtung. Für Umform-ZTU-Schaubilder können die Halterungen an eine Kraftmessdose und einen Hydraulikzylinder zur Kraftmessung und -einleitung gekoppelt werden. Die Probe ist zur Kühlung beidseitig hohlgebohrt. In diese Bohrungen kann sowohl Luft als auch Wasser zur Abschreckung der Probe mit variablem Druck eingebracht werden. Der Kühlmittelzulauf und Ablauf ist vollständig von der Umgebungsatmosphäre abgekapselt. Um eine Oxidation der Probenoberfläche zu verhindern, wird in der Probenkammer ein Unterdruck mit einem Restdruck von unter 1 Pa erzeugt. Zur Erwärmung der Probe wird ein 50 Hz Wechselstrom durch die Kupferspannbacken in die Probe eingeleitet. Die Regelung des Heizstromes erfolgt über den Phasenwinkel, ab welchem der Stromfluss jeweils unterbrochen wird. In der folgenden spannungsfreien Zeit bis zum erneuten Stromfluss in der nächsten Sinusschwingung wird die Temperatur der Probe durch mittig an die Probenoberfläche angeschweißte Thermoelemente vom Typ K gemessen. Eine PID-Regelung vergleicht die gemessene Temperatur mit der Solltemperatur und passt den Phasenwinkel entsprechend an. Da die Kupferspannbacken gegenüber der Stahlprobe eine bedeutend höhere elektrische Leitfähigkeit besitzen, erwärmt der Stromfluss hauptsächlich den Bereich des reduzierten Querschnitts der Probenmitte. Durch die kontinuierliche Wasserkühlung der Spannbacken und den hieraus resultierenden Wärmefluss von der Probenmitte in die Spannbacken bildet sich in der Probe ein glockenförmiges Temperaturprofil mit dem Temperaturmaximum in der Probenmitte aus. Die Dickenänderung des Werkstoffes erreicht in der isothermen Ebene der Probenmitte bei der Erwärmung ein Maximum. Hier setzen die Quarzstäbe eines Extensometers an, und messen die Durchmesser- bzw. Volumenänderung bedingt durch die thermische Dehnung und Phasenumwandlungen des Werkstoffes.

Als Versuchswerkstoff wurde der Wälzlagerstahl 100Cr6 gewählt. Für diesen Werkstoff existiert ein Datensatz für das Simulationsprogramm Sysweld der Firma ESI GmbH. Die Proben werden mit einer Geschwindigkeit von 5 °C/s auf 860 °C erwärmt, 15 min. auf der Austenitisierungstemperatur gehalten, und anschließend mit einer variablen Geschwindigkeit abgeschreckt. Die Temperatur wird an zwei Messpunkten an der Probenoberfläche gemessen (siehe Abbildung 2). Eine Messung der Temperatur im Inneren der Probe ist nicht möglich, da auch die kleinsten zur Verfügung stehenden Mantelthermoelemente mit einem Durchmesser von 0,5 mm zu träge auf die Temperaturveränderung reagieren. Um dennoch Rückschlüsse auf die Temperaturverteilung in der Probe ziehen zu können, werden Härte und Gefügezusammensetzung der Probe untersucht. Die Proben werden kalt in Epoxitharz eingebettet und bis auf die halbe Dicke abgeschliffen. In axialer und tangentialer Richtung werden im Abstand von je 0,3 mm Härtemessungen nach Vickers HV1 durchgeführt. Da die resultierende Härte des Werkstoffes entscheidend von den Austenitisierungsbedingungen abhängt, kann somit ein Rückschluss auf die Temperaturverteilung in der Probe während der Austenitisierung gezogen werden.

3 Simulation

Im Folgenden wird das Modell für eine FE-Simulation aufgebaut, mit deren Hilfe das Temperaturprofil im Inneren der Probe ermittelt werden kann. Hierdurch kann ein genaueres Verständnis der Umwandlungsvorgänge erreicht werden und es können Schlussfolgerungen für die Optimierung des Versuchsaufbaus getroffen werden.

3.1 Aufbau des Simulationsmodells

Für die Simulation der Temperaturverteilung in der Probe wird die kommerzielle Schweiß- und Wärmebehandlungssimulationsumgebung Sysweld der ESI GmbH gewählt. Den Kern des Programms bildet eine gekoppelte thermometallurgische Berechnung, die somit die Wechselwirkungen zwischen Temperatur und metallurgischen Phasen, als auch die Umwandlungswärme berücksichtigt. Neben einer mechanischen Berechnung, die Temperatur und Gefügezusam-

menetzung berücksichtigt, wird auch eine thermoelektrische Berechnung zur Bestimmung der konduktiv erzeugten Wärmemenge in Abhängigkeit der jeweiligen Temperatur unterstützt. Um den Rechenaufwand zu minimieren, den Realprozess jedoch hinreichend genau abzubilden, wird ein rotationssymmetrisches Modell gewählt. Eine weitere Spiegelsymmetrie wird in die isotherme Ebene der Probe gelegt. Die Kupferspannbacken wurden nur zum Teil abgebildet, da davon ausgegangen wird, dass sie aufgrund ihrer im Vergleich zur Probe wesentlich höheren elektrischen und thermischen Leitfähigkeit keinen entscheidenden Einfluss auf die Temperaturverteilung haben.

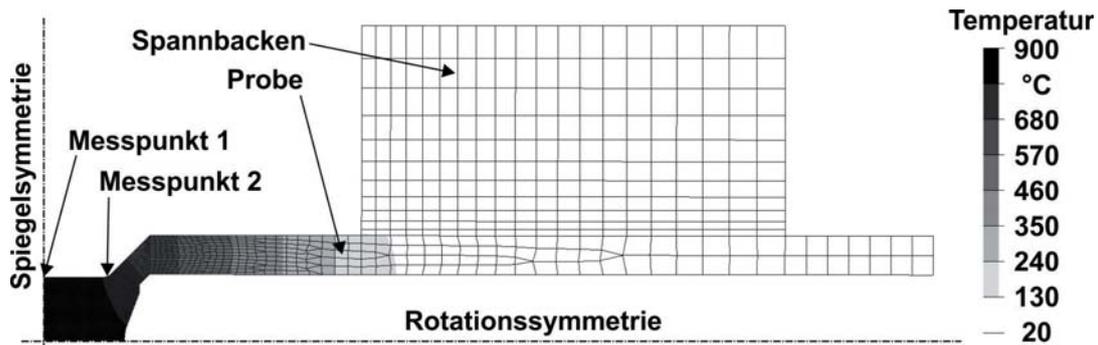


Abbildung 2: Temperaturverteilung im Simulationsmodell während der Austenitisierung

Magnetisches Feld, Wirbelströme und Stromverdrängung werden in dem Modell nicht abgebildet, was aufgrund der niedrigen Frequenz des Wechselstroms von 50Hz eine tolerierbare Vereinfachung darstellt. Da die Abbildung der sinusförmigen Spannung mehr als 200 Berechnungsschritte pro Sekunde erfordert, ohne einen Mehrwert für die Simulation zu bieten, wird mit einer kontinuierlichen Heizspannung gerechnet. Aufgrund der starken Temperaturabhängigkeit der thermophysikalischen und elektrischen Werkstoffkennwerte ist eine Temperatursteuerung über eine bereits vor Simulationsbeginn definierte Spannungskurve vor allem bei schnellen Temperaturänderungen während der Abschreckung nicht möglich. Hierfür wird ein PID-Regelkreis in einer Subroutine implementiert, der die Heizspannung zwischen den einzelnen Berechnungsschritten anpasst. Der schematische Ablauf der Simulation wird in Abbildung 3 gezeigt.

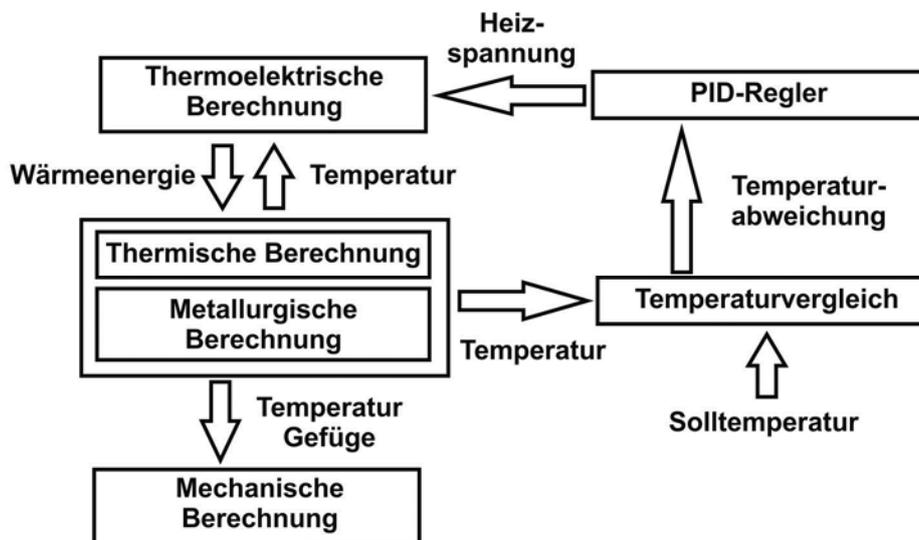


Abbildung 3: PID-Regelkreis

Zunächst wird mit der elektrodynamischen Berechnung eines Teilschrittes begonnen und die frei werdende Wärmeenergie wird an den thermometallurgischen Berechnungsschritt übergeben. Nach der thermometallurgischen Berechnung liest eine Subroutine die berechnete Temperatur am der Position der Thermodrähte entsprechenden Knoten aus und vergleicht die Temperatur mit der vorgegebenen Solltemperatur. Die Temperaturabweichung der beiden letzten Berechnungsschritte wird an den PID-Regler übergeben. Die Heizspannung für die nächste Berechnungsschleife wird nun abhängig von der gegenwärtigen Temperaturabweichung, dem Integral der vorherigen Temperaturabweichungen sowie der Abweichung der Temperaturänderungen angepasst. Der Proportionalanteil der Regelung hat den größten Einfluss auf die Regelung und passt die Heizspannung proportional zur gegenwärtigen Temperaturabweichung an. Der integrale Anteil summiert die Temperaturabweichungen der letzten beiden Simulationsschritte auf und verhindert somit eine bleibende Regelabweichung bei kontinuierlich steigenden oder fallenden Temperaturvorgaben, die der Proportionalanteil nicht vollständig herausregeln kann. Der differenzierende Anteil der Regelung vergleicht die Temperaturänderungen zwischen den letzten beiden Simulationsschritten. Er beschleunigt die Temperaturanpassung bei abrupten Änderungen der Solltemperatur und wirkt einem Überschwingen der Temperatur entgegen. Mit der angepassten Heizspannung und der aus dem letzten thermometallurgischen Berechnungsschritt erhaltenen Temperaturen wird die elektrodynamische Berechnung des nächsten Zeitschrittes durchgeführt. Diese Rekursionsschleife wird bis zum Erreichen der eingestellten Zielzeit durchlaufen. Die berechneten Temperaturen, sowie Gefügezusammensetzungen dienen als Eingangsdaten für eine anschließende mechanische Berechnung.

3.2 Abgleich mit den Realversuchen

Zunächst wird die Temperatur an den Messstellen 1 und 2, sowie an den Kupferspannbacken der Referenzversuche (siehe Abbildung 2) mit den Temperaturen der Simulation verglichen. Die nicht direkt messbaren Wärmeübergangskoeffizienten zwischen Probe und Spannbacken, sowie zwischen Probe und Abschreckmedium werden anhand dieser Werte invers bestimmt. Abbildung 4 zeigt die beispielhafte Gegenüberstellung der gemessenen und simulierten Temperatur-Zeitverläufe eines Versuches mit einer Abkühlgeschwindigkeit von $31,5 \text{ °C/s}$ durch Abschreckung mit Druckluft.

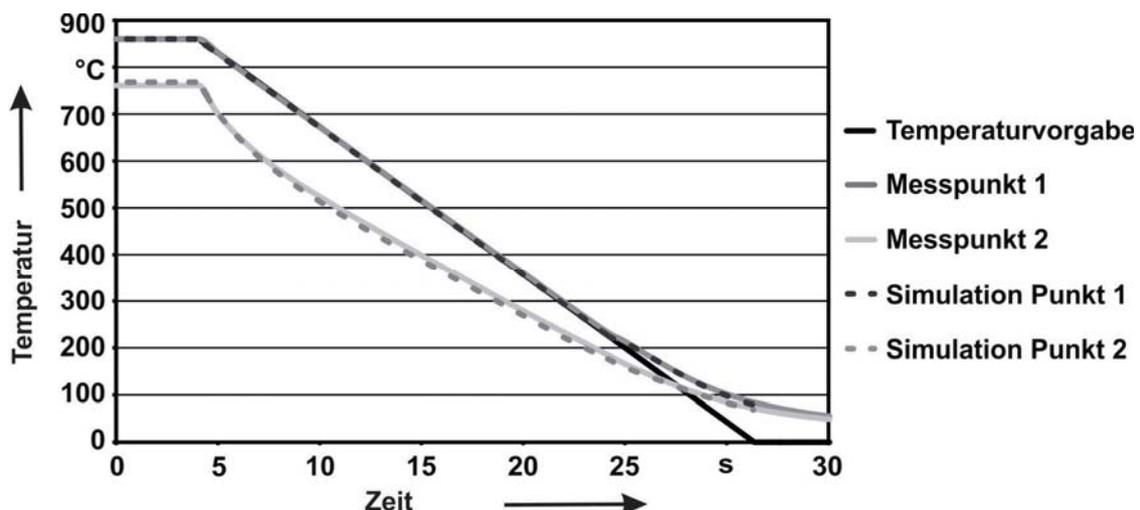


Abbildung 4: Temperaturvergleich zwischen Simulation und Realversuch

Die implementierte Temperaturregelung begrenzt die Temperaturabweichung am Messpunkt 1 auf unter 2 °C. Der Messpunkt 2 am Rand der für die Versuchsauswertung relevanten Zone zeigt eine maximale Temperaturabweichung von unter 15 °C. Mit Unterschreiten der Martensitstarttemperatur beginnen sowohl die Temperaturen des Realversuches als auch der Simulation durch die bei der Martensitbildung freiwerdende Energie im gleichen Maß von der vorgegebenen Abkühlkurve abzuweichen und die Heizspannung sinkt auf 0 Volt.

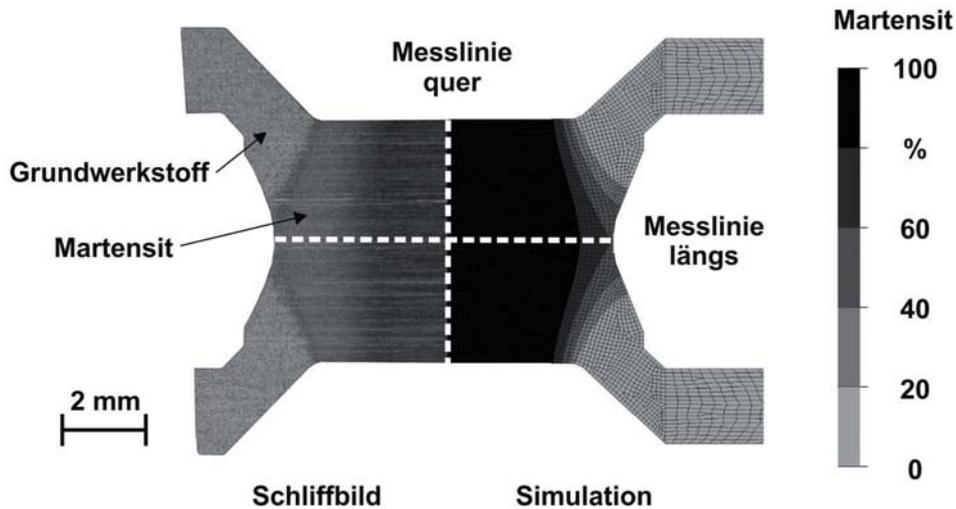


Abbildung 5: Martensitbildung nach schneller Abschreckung

Um eine Aussage über die Temperaturverteilung im Inneren der Probe zu treffen, bietet sich ein Vergleich der austenitisierten Zone im Probeninneren mit der Simulation an. Hierfür wird die Probe nach der Austenitisierung schnell mit Wasser abgeschreckt. In den zuvor austenitisierten Bereichen bildet sich hierdurch ein homogenes martensitisches Gefüge, das durch ein Schlibbild leicht zu identifizieren ist. In Abbildung 5 sind die Ergebnisse der Simulation einem Schlibbild nach Abschreckung mit 50 °C/s gegenübergestellt. Der dunkle Bereich im Schlibbild entspricht hier dem martensitischen Gefüge.

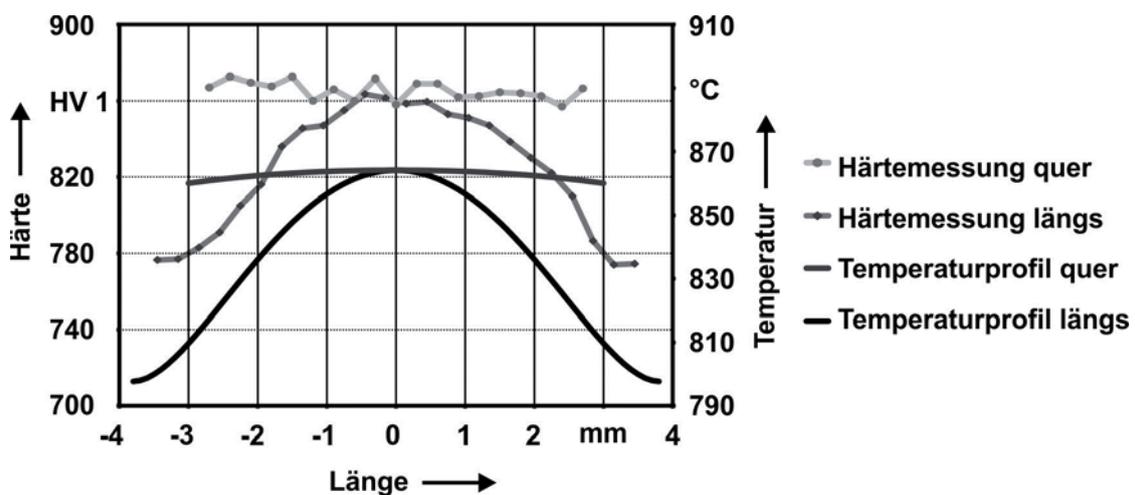


Abbildung 6: Härte- und Temperaturverlauf in der Dilatometerprobe

Der Verlauf der Temperaturverteilung in der isothermen Ebene lässt sich aus den Realversuchen indirekt über die Härte der martensitischen Zone abschätzen. Hierfür wird davon ausgegangen, dass die Härte des martensitischen Gefüges von der Austenitisierungstemperatur abhängt [Wever, F. und Rose, A., 1961]. An der martensitischen Probe wurden entlang der in Abbildung 5 gezeigten Messlinien im Abstand von 0,3 mm Härteprüfungen HV1 durchgeführt. Entsprechend der oben genannten Annahmen bilden sich ein glockenförmiger Härteverlauf über die Messlinie längs und ein näherungsweise konstanter Härteverlauf über die Messlinie quer aus (siehe Abbildung 6).

4 Diskussion

Die thermomechanische Prüfanlage Gleeble 3500 ermöglicht durch den ISOQ-Versuchsaufbau die Erstellung von ZTU-Schaubildern. Aufgrund der im Vergleich zu konventionellen Dilatometern starken Temperaturgradienten in der Probe kann eine Beeinflussung der Messergebnisse durch den Versuchsaufbau jedoch nicht ausgeschlossen werden. Durch die in dieser Veröffentlichung vorgestellte numerische Simulation werden die thermoelektrischen, thermometallurgischen und thermomechanischen Vorgänge in der Probe abgebildet, und eventuelle Einflussfaktoren auf die Extensometermessungen werden identifiziert.

Vergleicht man zunächst die Temperaturverläufe an den Messspunkten mit den durch die Simulation ermittelten Temperaturen, so zeigt sich eine gute Übereinstimmung. Der in der Simulation eingesetzte, selbst implementierte PID-Regelkreis der Heizspannung bildet die Realversuche hinreichend genau ab. Die Wärmeübergangsrandbedingungen zwischen Probe und Spannbacken sowie zwischen den Spannbacken und der Umgebung konnten durch gezielte Variation invers bestimmt werden und zeigen für verschiedene Temperaturzyklen vergleichbar gute Übereinstimmungen mit den Realversuchen. Der austenitisierte Bereich konnte in den Versuchen durch ein Schliffbild der abgeschreckten Probe bestimmt und mit der Simulation verglichen werden. Da sich das resultierende martensitische Gefüge deutlich vom perlitischen Ausgangsgefüge abhebt, kann die Simulation hierdurch gut validiert werden. Ohne genauer auf das Austenitisierungsverhalten der Werkstoffcharge einzugehen, zeigt sich bereits mit den in Sysweld hinterlegten Umwandlungsparametern eine gute Übereinstimmung. Die Temperaturverteilung in der Probe ist nicht direkt messbar. Es wurde der Ansatz gewählt, aus den Härtewerten des martensitischen Gefüges auf die Temperaturverteilung zu schließen. Unter Berücksichtigung der Messunsicherheit der Härtemessungen kann festgestellt werden, dass über die Probenbreite kein ausgeprägter Temperaturgradient entsteht und sich über die Probenlänge eine glockenförmige Temperaturkurve mit einem Plateau im Bereich der quasi-isothermen Ebene einstellt. Dies wird durch die Simulation bestätigt. Durch die Untersuchungen konnte die Ausdehnung der isothermen Auswerteebene somit quantifiziert werden. Da die Simulation während des Abschreckens einen hohen Temperaturgradienten über die Probenlänge, sowie eine geringe Breite der isothermen Ebene zeigt, ist bei der Extensometermessung der thermischen Dehnung und der umwandlungsbedingten Volumenänderung auf eine möglichst dünne Spitze der antastenden Messaufnehmer zu achten. Bei hohen Abschreckgeschwindigkeiten kommt es ausgehend von den Kühlbohrungen zu einer raschen martensitischen Gefügeumwandlung und hieraus resultierenden Volumenzunahme. Hierdurch kann die Probendehnung am Rand des Auswertebereichs die Probendehnung in der quasi-isothermen Ebene übersteigen. Bei Verwendung von Quarzstäben mit einer zylindrischen Spitze wird somit bereits vor Erreichen der Martensitstarttemperatur in der Probenmitte eine Probendehnung gemessen und die Martensitstarttemperatur wird folglich zu hoch angenommen. Ausgehend von dieser Erkenntnis kann die Genauigkeit der Extensometermessung zur Bestimmung der Umwandlungsstart- und endpunkte durch eine Modifikation der Spitzen der Quarzstäbe des Extensometers verbessert werden.

5 Zusammenfassung

Ziel dieser Arbeit war es, die Temperaturverteilung im Inneren einer ISOQ-Dilatometerprobe zu bestimmen, die in Experimenten nur unzureichend gemessen werden kann. Aufbauend auf der Temperaturverteilung sollten die Umwandlungsvorgänge in der Probe untersucht und deren Einfluss auf die Genauigkeit der Extensometermessungen abgeschätzt werden. Hierfür wurde ein gekoppeltes thermoelektrisch-thermometallurgisch-mechanisches Simulationsmodell aufgebaut. Die Temperaturregelung der Gleeble 3500 konnte in der Simulation durch einen PID-Regelkreis abgebildet werden. Die Simulation wurde hierfür in einzelne Teilsimulationen aufgeteilt, zwischen denen die Heizspannung jeweils abhängig von den vorherigen Temperaturabweichungen angepasst wurde. Im Bereich der quasi-isothermen Ebene konnte hierdurch eine hervorragende Übereinstimmung mit den Messungen erzielt werden. Durch das inverse Anpassen der Wärmeübergänge an den Spannbacken konnte der Temperaturverlauf im gesamten für den Prozess relevanten Probenbereich hinreichend genau abgebildet werden. Größe und Form der austenitisierten Zone konnten durch eine einfache Probenpräparation bestimmt werden und zeigen ebenfalls gute Übereinstimmungen mit der Simulation. Um die in der Simulation berechnete Temperaturverteilung im Probeninneren zu überprüfen, wurden Härtemessungen an einer martensitischen Probe durchgeführt. Im Rahmen der Messgenauigkeit der Härtewerte und der Annahme der Korrelation zwischen Austenitisierungstemperatur und resultierender Martensithärte konnten die Temperaturverläufe bestätigt werden. Zusammenfassend ist festzustellen, dass das Simulationsmodell den Prozess gut abbildet. Aus den durch die Simulation gewonnenen Erkenntnissen konnte ein Vorschlag zur Verbesserung der Messung der Phasenumwandlung abgeleitet werden.

6 Literatur

Acht, C. et al(2008): "Ermittlung der Materialdaten zur Simulation des Durchhärtens von Komponenten aus 100Cr6", *HTM J. Heat Treatm. Mat.*, Vol. 63, Nr. 5, pp. 234-244.

Brown, S. G. R. et al(1997): "A 3D numerical model of the temperature-time characteristics of specimens tested on a Gleeble thermomechanical simulator", *Modelling Simul. Mater. Sci. Eng.*, Vol. 5, pp. 539-548.

N. N.(2001): Applications of ISO-Q Quenching and Deformation Dilatometer, Dynamic Systems Inc., Poestenkill.

Norris, S. D., Wilson, I.(1999): "Application of 3D numerical modeling for thermal profile optimization on the Gleeble thermomechanical simulator", *Modelling Simul. Mater. Sci. Eng.*, Vol. 7, pp. 297-309.

Wever, F., Rose, A.(1961):Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle, Verlag Stahleisen M. B. H., Düsseldorf.

Zhang, C. et al(2010): „A Coupled Electrical-Thermal-Mechanical Modeling of Gleeble Tensile Tests for Ultra-High-Strength Steel at a High Temperature“, *Metall. Mater. Trans.*, Vol. 41, pp. 2304-2317.

Simulation of Hardening and Tempering of Tool Steels

Atilim Eser¹, Alexander Bezold¹, Caner Simsir², Christoph Broeckmann¹

¹ *Institut für Werkstoffanwendungen im Maschinenbau (IWM), RWTH Aachen University, Nizzaallee 32, D-52072 Aachen, Germany*

E-Mail: a.eser@iwm.rwth-aachen.de

² *Department of Manufacturing Engineering, Atilim University, Kizilcasar Mahallesi Incek Gölbaşı, TR-06836 Ankara, Turkey*

E-Mail: csimsir@atilim.edu.tr

ABSTRACT

Heat treatment processes, including the hardening and tempering of tool steels to achieve the desired microstructure with improved mechanical properties is one of the last production steps which determines the final bulk residual stresses and the dimensions of the workpiece. Modeling and simulation of thermo-mechanical-metallurgical interactions during the heat treatment is the key to predict the evolution of internal stresses and distortions during the heat treatment. The aim of this work is to develop a computational tool using commercial FEA software Abaqus® and user defined subroutines in order to simulate the phase transformations, volume changes due to phase transformations, phase dependent material properties, transformation induced plasticity and the heat generation due to phase transformations. There are several implementations of the thermo-mechanical-metallurgical models in Abaqus in the literature [Diemar, 2007; Simsir and Hunkel, 2012]. The existing models are generally based on the user defined material Subroutine "UMAT" which needs the implementation of the whole mechanical and thermal constitutive equations. This type of implementation is sophisticated and the computational efficiency is usually lower with respect to optimized built-in models in Abaqus. Not only the computation time is higher but also the existing material models in Abaqus are no more accessible. For the further development of the model the constitutive equation should be modified each time. In this work considering the drawbacks of utilization of "UMAT" subroutine, several other subroutines are combined in order to model the necessary thermo-mechanical-metallurgical interactions during the heat treatment of steel. Finally hardening and tempering of a simple cylindrical workpiece are simulated with the new computational tool.

1 Introduction

Numerical simulation of the heat treatment of steels nowadays becomes an important tool for a better estimation of the microstructure, hardness, strength, residual stress and deformation of the workpiece. Nowadays there are several commercial software packages which are able to simulate the heat treatment of steels considering the thermo-mechanical-metallurgical interactions [Sysweld, 1994; Deform, 2003]. On the other side there are very powerful general purpose finite-element solvers [Abaqus, 2011, Ansys, 2013, MSC. Marc, 2008 etc...] which do not provide the simulation of phase transformations and related physical interactions. Although these well-known programs do not have the necessary tools for the simulation of phase transformations, they offer very complicated material models, reliable contact solvers and better pre- and post-processors. Considering the advantages of these powerful finite element solvers, there have been several attempts in the literature to implement the phase transformations and thermo-mechanical-metallurgical interactions in those products [Diemar, 2007; Simsir and Gur, 2008, Simsir and Hunkel, 2012]. The most important drawback of those implementations is the usage of "UMAT" subroutine which requires from the users to define the whole constitutive equation. Implementation of user defined constitutive equation results in low computational efficiency and limitation on the usage of already defined material models in Abaqus.

First of all, time-stepping and non-linear solvers of Abaqus are not optimized for thermal-mechanical-metallurgical calculations performed in UMAT. The user has very limited access those procedures via subroutines. Secondly, the development and implementation of thermo-mechanical-metallurgical

models in general purpose FEA software is a sophisticated and time consuming process, those subroutines are rarely optimized in terms of performance. Finally, robust implementations in “implicit” FEA software require derivation of an exact “consistent tangent modulus” based on constitutive equation, which is a challenging task. Even minor modifications in constitutive equations may require derivation of the tangent once more. Thus, most of the times, “approximate” or “numerical” tangent moduli techniques are used to overcome this problem. But those are computationally less effective and stable.

In this study, several available user defined subroutines which enables the implementation of thermo-mechanical-metallurgical interactions during heat treatments are developed which prevents the usage of “UMAT”. The new developed computation tool is implemented for the heat treatment simulation of cylindrical workpiece of tool steel 1.2714 DIN 56NiCrMoV7. The chemical composition of the steel in interest is represented in Table 1.

Table 1: Chemical Composition of Steel 1.2714 DIN 56NiCrMoV7 (wt%)

C	Cr	Ni	Mo	V	Mn	Si
0,54	1,15	1,62	0,5	0,09	0,85	0,28

2 Numerical Implementation in Abaqus

Abaqus offers several user defined subroutines for special purposes which can be coupled with each other [Abaqus, 2011]. The general methodology of the implementation of thermo-mechanical-metallurgical interactions during the heat treatment of steels is represented in Figure 1.

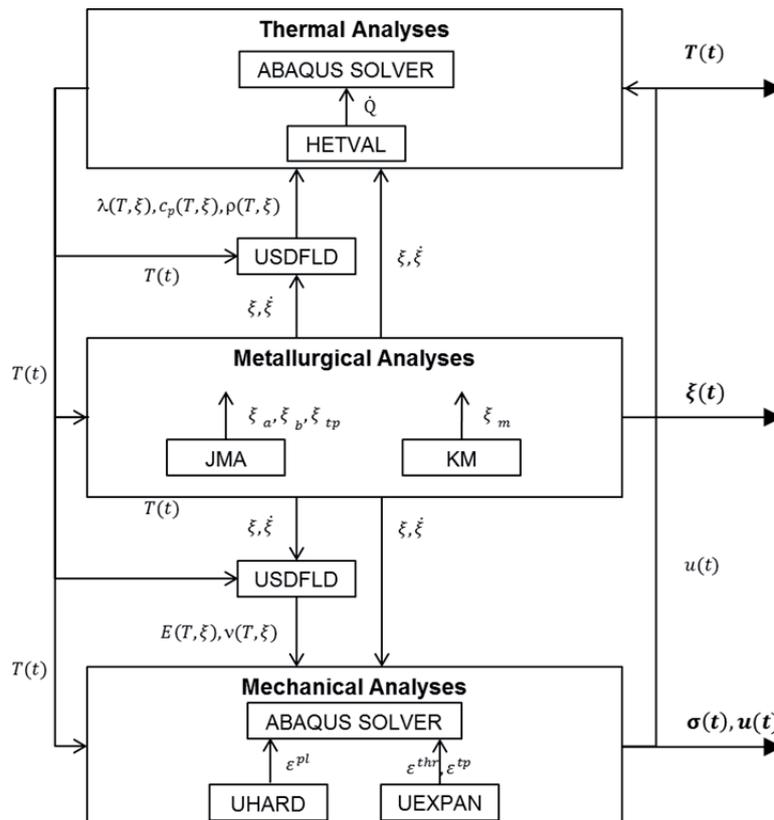


Figure 1: General scheme to model the heat treatment simulation of steels in Abaqus

The general Fourier thermal equation to solve the thermal analysis is described in the following form:

$$\rho c \dot{T} = \nabla \cdot (\nabla(\lambda T)) + \dot{Q} \quad (1)$$

Considering the heat treatment simulation of steel, the necessary modifications in this equation are the description of the phase dependent material properties (ρ : density of the phase mixture, c specific heat of the phase mixture, λ thermal conductivity) and the heat generation due to phase transformations (\dot{Q}).

On the other side, the total strain (ε^t) during the heat treatment can be described as the summation of the each strain components.

$$\varepsilon^t = \varepsilon^{el} + \varepsilon^{pl} + \varepsilon^{thr} + \varepsilon^{tp} + \varepsilon^{cr} \quad (2)$$

ε^{el} is the elastic strain, ε^{pl} is the plastic strain, ε^{thr} is the sum of thermal strains and the transformation strain due to volume differences of existing phases, ε^{tp} is the transformation induced plasticity strain and finally ε^{cr} is strain component due to creep. The necessary strain components which should be defined in Abaqus to consider the phase transformation are the ε^{thr} , ε^{tp} . Although the ε^{pl} plastic strain which can be calculated with the Abaqus standard solver, need to be modified due to the complicated plastic material behavior of the phase mixture. The elastic (ε^{el}) and the creep strain (ε^{cr}) components can be calculated directly from the Abaqus solver as long as the phase dependent material parameters are implemented in Abaqus.

2.1 Kinetics of Phase Transformations

Two new subroutines (KM, JMA) are implemented in Abaqus to model the phase transformations (Figure 1). The diffusive phase transformations including the transformation of ferrite/pearlite in to Austenite, Austenite to Bainite and the formation of tempered phases are conducted by the introduction of a modified Johnson-Mehl-Avrami equation in rate form [Sysweld, 1994] :

$$\dot{\xi}_k = n(T) \left(\frac{K_{ij}\xi_i - \dot{K}_{ij}\xi_k}{TR} \right) \left(\ln \left(\frac{K_{ij}(\xi_i + \xi_k)}{K_{ij}\xi_i - \dot{K}_{ij}\xi_k} \right) \right)^{\frac{n(T)-1}{n(T)}} \quad (3)$$

Where

$$K_{ij} = \frac{\bar{\xi}_k(T)}{\tau(T)} \cdot f(\dot{T}) \quad (4)$$

$$\dot{K}_{ij} = \frac{1 - \bar{\xi}_k(T)}{\tau(T)} \cdot \dot{f}(\dot{T}) \quad (5)$$

$$TR = \frac{\tau(T)}{\bar{\xi}_k(T)f(T) + (1 - \bar{\xi}_k(T))\dot{f}(T)} \quad (6)$$

Equation (3) is used to describe the transformation of phase k from phase i . $\dot{\xi}_k$ is the rate of the formation of the transformed phase k , $\bar{\xi}_k(T)$ is the maximum phase fraction of the phase k at Temperature T , $\tau(T)$ is defining the time delay in a transformation reaction, $n(T)$ is an exponent defining the transformation rate and $f(\dot{T})$, $\dot{f}(\dot{T})$ are temperature rate dependent functions which can be extracted from the CCT Diagrams. The equation (3) should be integrated in order to calculate the phase fraction ξ_k . The integration of this equation are implemented by using an implicit integration scheme in the Subroutine "JMA".

The martensitic transformation is described in Subroutine "KM" by using a modified Koistinen-Marburger Equation [Höfner, 2005]:

$$\xi_m = \bar{\xi}_m \left[1 - \exp \left\{ - \left(\frac{M_s - T}{b} \right)^n \right\} \right] \quad (7)$$

where $n = A_0 + A_1 T + A_2 T^2$

The input for the Subroutines "JMA" and "KM" is the temperature ($T(t)$) calculated by Abaqus Solver and the output are the phase fractions (ξ) and phase transformation rates ($\dot{\xi}$).

2.2 Phase dependent Material Properties

USDFLD (user defined field) Subroutine prescribed by Abaqus can be used to define the material properties as a function of "field variables". "Field variables" can be defined in the subroutine USDFLD as a solution dependent parameter and can be accessed in the input file of Abaqus. As long as the homogenised material property of the phase mixture is defined by a linear mixture rule of the existing phases, the calculated phase fractions from the subroutines "JMA" and "KM" can be defined as "field variables" in Subroutine "USDFLD" and the calculated field variables (phase fractions in this case) can be used to interpolate between the material properties of each phase resulting in a linear mixture rule. In this work the thermo-physical material properties thermal conductivity (λ), specific heat (c_p), density (ρ) and the elasticity parameters Young Modulus (E) and Poisson's ratio (ν) are defined by the linear mixture rule using the subroutine USDFLD.

2.3 Heat Generation due to Phase Transformations

One of the important aspects considering the thermal analyses during the heat treatment of steels is the heat generation due to phase transformations. Especially the heat generation due to the phase transformations during quenching have a significant effect on the temperature history of the quenched workpiece. "HETVAL" the prescribed subroutine by Abaqus can be used to define this effect which can define the term \dot{Q} from equation (1) and consider the calculated value in the thermal constitutive equation (1).

Using the incremental notation the term \dot{Q} can be defined as follows:

$$\Delta Q_{t+\Delta t} = \frac{\Delta H_{i \rightarrow k} \Delta \xi_k \rho_k}{\Delta t} \quad (8)$$

where $\Delta Q_{t+\Delta t}$ is the incremental heat generation due to phase transformation of $i \rightarrow k$. $\Delta H_{i \rightarrow k}$ is the enthalpy difference between phase i and k , $\Delta \xi_k$ is the incremental change of the phase k . ρ_k is the density of phase k and Δt is the time increment.

2.4 Volume Changes due to Phase Transformations

Volume changes due to phase transformations are one of the decisive parameters defining the distortions and stress evolution during the heat treatment. Volume changes during the phase transformations and the phase dependent thermal expansions are implemented using the user defined subroutine "UEXPAN" in Abaqus. Equation (9) is used to define the incremental sum ($\Delta \varepsilon_{t+\Delta t}^{thr}$) of the thermal ($\Delta \varepsilon_{t+\Delta t}^{th}$) and transformation induced volume changes ($\Delta \varepsilon_{t+\Delta t}^{tr}$).

$$\Delta \varepsilon_{t+\Delta t}^{thr} = \Delta T \sum_{k=1}^N m^T \alpha_k [T(t)] \xi_k(t + \Delta t) + m^T \sum_{k=1}^N \varepsilon_k^{th} [T(t)] \Delta \xi_k(t + \Delta t) \quad (9)$$

$$m = [1 \ 1 \ 1 \ 0 \ 0 \ 0]^T \quad (10)$$

Where the α_k is the thermal expansion, ε_k^{th} is the thermal strain, and ξ_k the phase fraction of phase k and n is the number of existing phases in the phase mixture.

2.5 Transformation Induced Plasticity

The transformation induced plasticity which has a major impact on the distortions and the residual stresses after the quenching is implemented by using the subroutine "UEXPAN" and defining the expansion as anisotropic in Abaqus input file. Transformation induced plasticity is defined by the equation (11) as follows [Fischer, 1996; Mitter, 1987]:

$$\Delta \varepsilon_{ij}^{tp} = \frac{3}{2} K \cdot S_{ij} \cdot (2 \cdot (1 - \xi_k)) \cdot \Delta \xi_k \quad (11)$$

where S_{ij} is the deviatoric stress tensor and K is the transformation plasticity parameter.

2.6 Plasticity

One of the most important physical aspects that take place during the heat treatment of steels is the plastic deformations. Plastic deformations are the main reason for the distortions and residual stresses

after the heat treatment. Considering the phase mixture of the microstructure during the heat treatment, a homogenized plastic material behavior should be taken in to account. The major difficulty on the homogenization of the phase mixture concerning the heat treatment of steels is the existence of the soft austenitic phase and the harder ferritic phases. In the work of (Leblond, 1989) a simplified homogenization scheme was suggested:

$$\sigma_Y(T, \xi_k) = [1 - f(\lambda)]\sigma_Y^{\gamma}[T] + f(\lambda)\sigma_Y^{\alpha}[T] \quad (12)$$

where $\sigma_Y(T, \xi_k)$ is the homogenized yield stress of the phase mixture, λ is the sum of the phase fraction of the ferritic phases, $f(\lambda)$ is the weighting factor, σ_Y^{γ} is the yield stress of the austenite and σ_Y^{α} is the yield stress of ferritic phases which is described as:

$$\sigma_Y^{\alpha}(T, \xi_k) = \sum_{\alpha=1}^M \sigma_Y^{\alpha}[T, \varepsilon_{eq}^{pl}] \xi_{\alpha}(t) \quad (13)$$

Here is $\xi_{\alpha}(t)$ the phase fraction of ferritic phases (Martensite, Bainite, tempered Martensite and tempered Bainite). The weighting factor is described in the following table:

Table 2: Weighting factors for the yield stress

λ	0%	12.5%	25%	50%	75%	100%
$f(\lambda)$	0	0.044	0.124	0.391	0.668	1

Yield stress of each phase is defined with the Ludwik equation (Ludwik 1909):

$$\sigma_Y^{(k)}(T, \varepsilon_{eq}^{pl}) = \sigma_0^{(k)}(T) + LK \varepsilon_{eq}^{pl LN} \quad (14)$$

Using the above equations homogenized yield stress is implemented in the user subroutine "UHARD". Furthermore the definition of the slope of the flow curve is necessary to calculate the plastic strains. The slope of the flow curve is implemented by following equation in the Subroutine "UHARD".

$$SLOPE = \sum_{k=1}^N \xi_k \ln_k LK_k \varepsilon_{eq}^{pl LN_k - 1} \quad (15)$$

3 Simulation of Sample Cylindrical Workpiece

Using the above described computation tool, the heat treatment process of a cylindrical workpiece ($\varnothing=250\text{mm}$, $h = 250\text{mm}$) including austenitization, quenching and tempering is simulated. An axis-symmetrical model with 872 quadratic full integration second order elements is used. The contact condition between the plate under the cylinder during the heat treatment is also considered in this work. The necessary material parameters for the thermo-metallurgical-mechanical simulation of the 56NiCrMoV7 are experimentally determined in the previous work of the authors [Eser, 2011]. The missing parameters which are the thermal expansion coefficient of the ferrite/pearlite phase, transformation kinetics of austenitization and the creep parameters during tempering is experimentally achieved. The creep behavior during tempering is implemented with a classical power law which is already defined in Abaqus. Finally the transformation plasticity parameter for the Steel 56NiCrMoV7 is taken from the Literature [Höfter, 2005].

The austenitization process is conducted at 1050°C. The quenching media is assumed to be high pressure gas on the upper and lower surface with a heat transfer coefficient of $5 \cdot 10^{-4} \text{ W/mm}^2\text{K}$ and as moving air stream on the cylindrical outer surface with a heat transfer coefficient of $1 \cdot 10^{-4} \text{ W/mm}^2\text{K}$ [Höfter, 2005]. This type of cooling process represents somehow the cooling in a vacuum furnace with the cooling on the bottom and on the top. Following the quenching process, the cylinder is tempered twice at a temperature of 600°C for two hours.

First of all the evolution of the phase transformations during the heat treatment cycle will be discussed. In Figure 2 is the evolution of the phases during the austenitization and quenching can be seen. The transformation of ferrite/pearlite (initial microstructure) in Austenite occurs between 750 and 800°C. Due to the higher cooling rates almost no Bainite (max. 0.04% in Cylinder) after the quenching forms in the cylinder. The martensitic transformation starts below the M_s -Temperatur of 230°C which is

coupled with a heat generation and decreases the cooling rates (Figure 2). Phase fraction of martensite in the core after the quenching is about 84% and almost 16% Austenite remains as retained austenite.

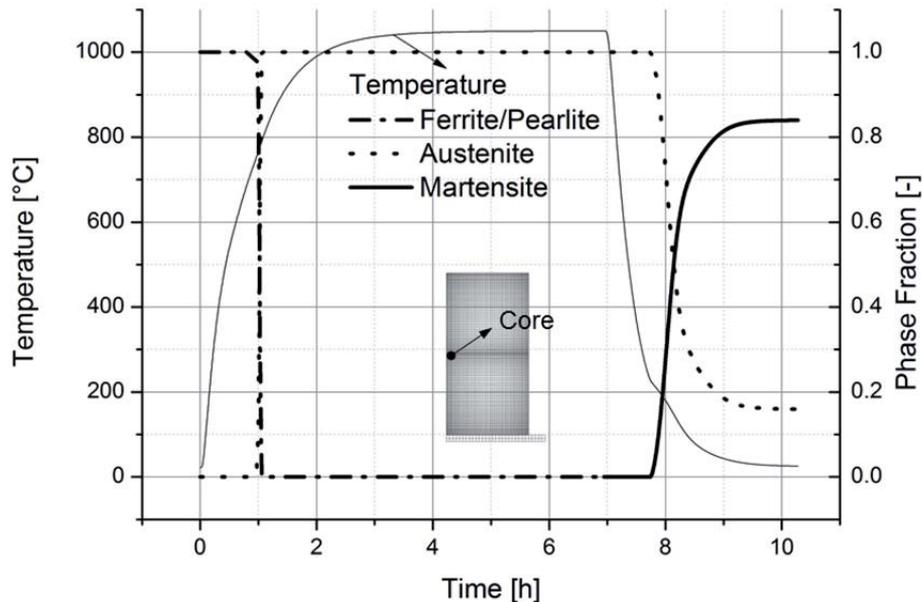


Figure 2: Evolution of the phases in core during the Austenitization and Quenching of the Cylinder

In the following tempering step (1. Tempering), there are several transformation which are defined in (Eser, 2011) can be seen in the Figure 3. During the heating to the tempering temperature first of all martensite transforms in to the transition phase which involves a martensitic matrix and transition carbides between about 100 and 200°C. The second transformation is the resolution of the retained austenite. This transformation takes place between 250 and 400°C and bainite forms. The transition phase transforms in to the tempered martensite which is composed of cementite and low carbon martensite between 300°C till to the temperature of 520°C. During the cooling down to the room temperature no additional phase transformations occurs in Steel 56NiCrMoV7. In the second tempering cycle, the tempered martensite phase transforms in to twice tempered martensite change, which involves no volume change but the flow stress will be lowered due to this transformation. Also bainite transforms in to twice tempered bainite, which as well not coupled with a volume change.

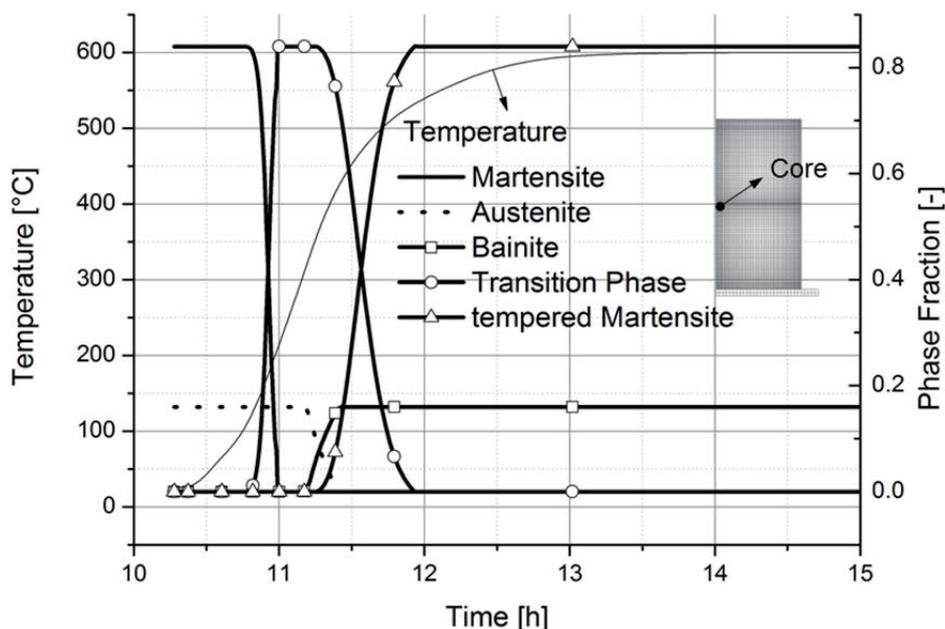


Figure 3: Evolution of the phases in core during heating to the tempering temperature in the first tempering step

The simulated distortions after quenching, and tempering steps are represented in Figure 4. Due to the higher cooling rates on the upper and lower surface, the cylinder is compressed from each direction leading a high tensile stresses on the middle of the cylindrical surface and corresponding higher plastic strains especially in axial direction. This higher axial plastic strains on the middle of the cylinder are the decisive factor determining the distortions after the hardening. After the 1. Tempering step all the dimensions decreases almost with the same factor. The contraction of the workpiece after the 1. Tempering step is due to mostly the decreasing volume during the martensite → tempered martensite transformation (Eser, 2011). In the 2. Tempering steps there is almost no volumetric change observed from the dilatometer measurements (Eser, 2011). The small increase of the dimensions is originated from the relaxation of some of the existing residual stresses.

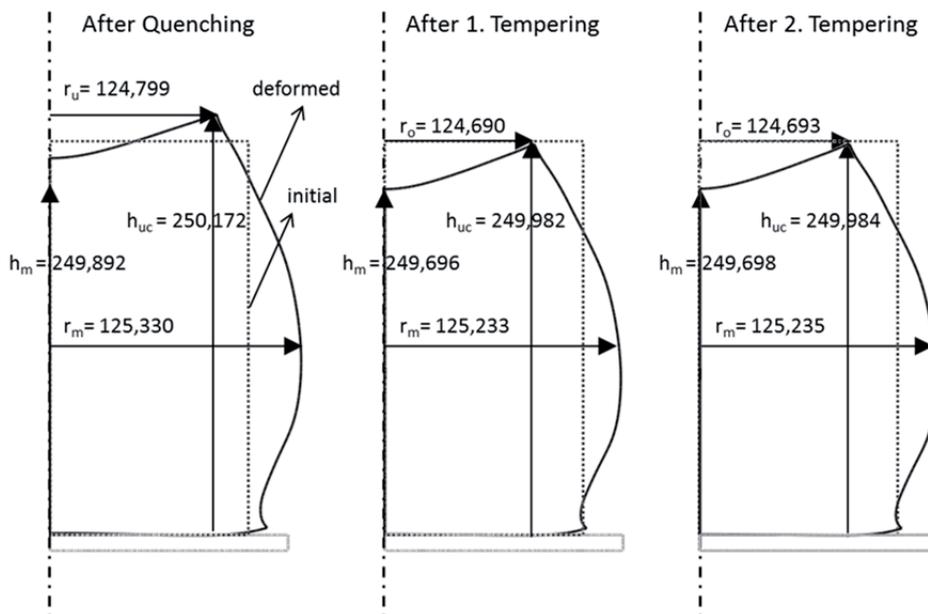


Figure 4: Deformed workpiece (scaled 100 times) after heat treatment steps (all dimensions in mm)

Considering the residual stresses, the maximum tensile stresses appear on the middle of the cylindrical outer surface after the quenching (Figure 5.) The magnitude of the residual stresses is quite low comparing with the flow stresses of the tempered martensite (Eser, 2011). Therefore the relaxation of the residual stresses due to the decrease of the flow stress is not observed. The relaxation of the residual stresses is mostly originated from the creep effects at the tempering temperature of 600°C. In the second tempering step there is almost no stress relaxation occurs due to the lower stress level after the first tempering step.

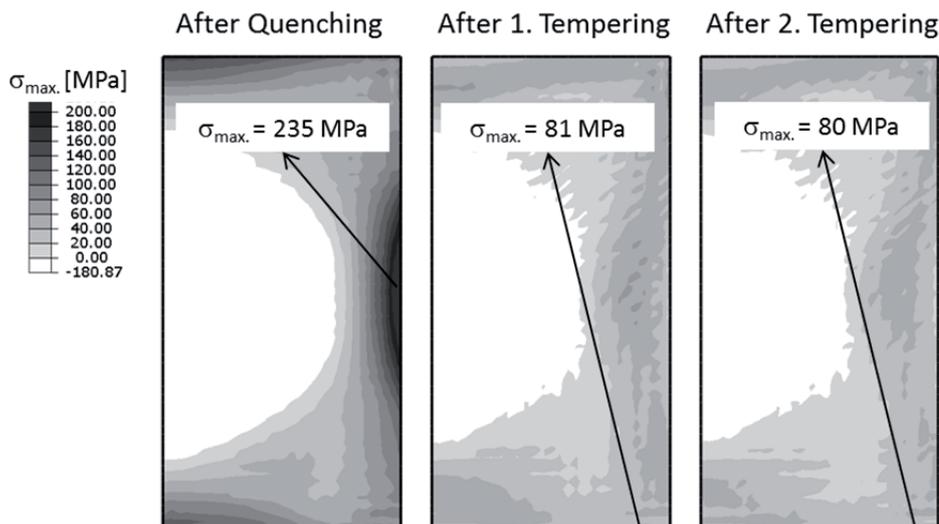


Figure 5: Maximum principal stresses after heat treatment steps

4 Discussion and Conclusion

The present work gives an overview of implementation of heat treatment simulation and corresponding thermo-mechanical-metallurgical interactions. Simulations performed in this study show the capability of the new computation tool to simulate the phase transformation during hardening and tempering, effect of heat generation during the phase transformation on the temperature development and the prediction of distortions and residual stresses considering the phase dependent material data after the heat treatment steps. The verification of the simulated temperatures, distortions and residual stresses is planned in the following studies.

5 Literature

Abaqus (2011): "ABAQUS Analysis User's Manual. Version 6.11.1." ABAQUS, Dassault Systèmes.

Ansys (2013): "ANSYS® Academic Research, Release 14.0, Help System, Coupled Field Analysis Guide" ANSYS, Inc.

Deform (2003): "Deform 3D User's Manual, Version 4.0.3. 6.0." 2545 Farmers Drive, Columbus, Ohio 43235: Scientific Forming Technologies Corporation.

Diemar, A. (2007): "Simulation des Einsatzhärtens und Abschätzung der Dauerfestigkeit einsatzgehärteter Bauteile". Dissertation, Bauhaus-Universität Weimar.

Eser, A.; Bezold A.; Broeckmann C.; Bambauer K.; Theisen W.; Simsir C. (2011): "Simulation of the Deformation and Residual Stress Evaluation during Tempering of a Hot Work Tool Steel" Proc. of the 3th International Conference on Heat Treatment and Surface Engineering of Tools and Dies, Wels, pp. 33-42.

Fischer, F.D.; Sun, Q.P., Tanaka, K. (1996): "Transformation-Induced Plasticity" Appl.Mech. Rev. Vol. 49, No. 6, pp. 317 – 264.

Höfter, A. (2006): "Numerische Simulation des Härtens von Stahlbauteilen mit verschleißbeständigen Schichten", Diss., Bochum, Ruhr Universität., Lehrstuhl Werkstofftechnik.

Leblond, J.B. (1989): "Mathematical Modelling Of Transformation Plasticity In Steels I: Case Of Ideal-Plastic Phases", Int. J. of Plast., Vol 5, No. 6, pp. 551-572.

Mitter, W., (1987) "Umwandlungsplastizität und ihre Berücksichtigung bei der Berechnung von Eigenspannungen", Materialkundlich-Technische Reihe 7, Gebr. Borntraeger, Berlin, Stuttgart.

Marc 2008 r1 (2008): "Vol. A, Theory and User Information, Vol. B, Element Library", MSC.Software Co., Santa Ana, CA, USA, 2008.

Simsir, C.; Gür, H.(2008): "3D FEM simulation of steel quenching and investigation of the effect of asymmetric geometry on residual stress distribution", J. of Mat. Proc. Tech., Vol. 207, No 1-3, pp. 211-221.

Simsir, C.; Hunkel, M.; Lütjens, J., Rentsch, R. (2012): "Process-chain Simulation for Prediction of the Distortion of Case-Hardened Gear Blanks," Mat.-wiss. u. Werkstofftech, Vol. 43, No. 1-2, pp. 163-170.

Sysweld (1994): "Sysweld Reference Manual". Framasoft + CSI Paris, Lyon, Tokyo.

Aufbereitung und Kalibrierung von Werkstoffdaten für die Schweißstruktursimulation von Stählen

Jens Sakkiettibutra¹, Jens Rohbrecht¹

¹ *simufact engineering gmbh, Tempowerkring 3, D-21079 Hamburg, Deutschland
E-Mail: jens.sakkiettibutra@simufact.de*

ZUSAMMENFASSUNG

Der effiziente Einsatz der Schweißstruktursimulation setzt einen modularen Aufbau der Berechnung mit vordefinierten Modellen und Default-Werten voraus. So kann mittlerweile auf eine Vielzahl von Werkstoffdatensätzen für die gebräuchlichsten Stahlgüten zurückgegriffen werden. Diese Datensätze berücksichtigen die Abhängigkeit der Spannungs-Dehnungsbeziehungen des Werkstoffs von der Temperatur, der Dehnrates und der Gefügezusammensetzung. Im Modell schwer erfassbare Einflüsse, beispielsweise Abweichungen der chemischen Zusammensetzung des vorliegenden Werkstoffs von der Soll-Zusammensetzung oder Korngrößeneinflüsse sind durch Anpassung einer ähnlichen Stahlgüte an ein vorliegendes Werkstoffzeugnis oder stichprobenartigen Messwerten beschreibbar. Des Weiteren muss neben der Definition der Werkstoffeigenschaften in der Regel auch eine Vordefinition bzw. Kalibrierung der Ausgangsbedingungen des Werkstoffs (mechanische Vorverfestigung und Gefügezusammensetzung) durchgeführt werden. Der nachfolgende Beitrag zeigt beispielhaft für verschiedene Stahlsorten, wie vorhandene Fließkurven aufbereitet und Ausgangszustände kalibriert werden können, um einen schnellen und dennoch genauen Einsatz der Schweißstruktursimulation zu gewährleisten.

1 Einführung

Der schnelle und effiziente Einsatz der Schweißstruktursimulation setzt einen modularen Aufbau der Berechnung mit vordefinierten Modellen und Default-Werten voraus. So können Variantenrechnungen und Parameterstudien in annehmbarer Zeit durchgeführt werden. Schlüsselgröße zur Berechnung von Verzügen, Eigenspannungen und Festigkeitsbewertungen ist neben der zuverlässigen Modellierung der Wärmeverteilung im Werkstück [Ray57] und der realitätsnahen Modellierung der Spannkraft und Steifigkeiten der Spannsysteme (siehe [Sch11]) die Modellierung der Werkstoffkennwerte insbesondere die Spannungs-Dehnungsbeziehungen. Berechnungsprogramme für die Schweißstruktursimulation wie beispielsweise SYSWELD oder simufact.welding bieten dem Anwender Werkstoffdatenbanken für die gebräuchlichsten Werkstoffe und damit bereits eine gute Ausgangsbasis. Die Streubänder der Werkstoffeigenschaften sind bekannt, beispielsweise für Stähle in [Ric73] und [Ric83] veröffentlicht. Des Weiteren bieten Werkstoffsimulationen wie JMATPRO oder WeldWare die für die Schweißstruktursimulation benötigten Werkstoffeigenschaften exportfähig an. Dabei können wesentliche Einflussgrößen auf die Spannungs-Dehnungsbeziehungen wie die Temperatur, die Dehnrates oder die Gefügezusammensetzung explizit berücksichtigt werden. Insbesondere die Korngröße beeinflusst die Spannungs-Dehnungsbeziehungen und ein mögliches Umwandlungsverhalten, welches die Gefügezusammensetzung und damit wiederum die Spannungs-Dehnungsbeziehung beeinflusst. Nachfolgend stellen die Autoren die üblichsten von Ihnen verwendeten Methoden und zu berücksichtigenden Effekte und deren Auswirkungen anhand von Beispielen vor. Dabei stellt sich folgendes Problem:

Ausgangssituation: In der Regel liegen a) das Werkstoffzeugnis des verwendeten Stahls und b) temperaturabhängige Fließkurven für einen ähnlichen Stahl und Annahme eines homogenen Werkstoffs vor.

Problem: Abweichung von $R_{p0,2}$ und R_m aus dem Werkstoffzeugnis von den Werten aus der Fließkurve des vorhandenen Datensatzes.

2 Austenitische Stähle

Prinzipiell muss beachtet werden, dass numerisch die Definition der Fließkurve auch schon vor dem Bereich erfolgen kann, in dem der Werkstoff plastisch fließt. Entspricht die Steigung der dem E-Modul des elastischen Bereichs korrelierenden Steigung, dann wird hier auch kein Fließen stattfinden. In der hinterlegten Kurve sollte daher ggfs. die Fließspannung erneut bestimmt werden. (Anmerkung: SYSWELD trennt die Fließspannungen und die Verfestigungskurven, während für Simufact.welding die temperaturabhängigen Fließkurven verwendet werden.)

Ein handelsüblicher unverfestigter austenitischer Stahl hat bei Raumtemperatur eine Fließspannung von ungefähr 270 MPa (siehe z.B. [Vos01] oder [Jan01]). Bei deutlich höheren Fließspannungen ist daher zu unterscheiden, ob die Verfestigung durch a) nicht im Werkstoffmodell erfasste Einflüsse, z.B. Legierungseinflüsse oder b) die im Modell erfassbare mechanische Vorverfestigung entstanden ist.

Erste Gruppe von Einflüssen wird üblicherweise durch Skalieren der vorhandenen Fließkurvenwerte erfasst:

$$k_{f,Modell}(T) = k_{f,Datenbank}(T) \frac{k_{f,Werkstoffzeugnis}(T = 20^{\circ}C)}{k_{f,Datenbank}(T = 20^{\circ}C)} \quad (1).$$

Abbildung 1 zeigt beispielhaft die Skalierung der temperaturabhängigen Fließspannungen nach dieser Methode:

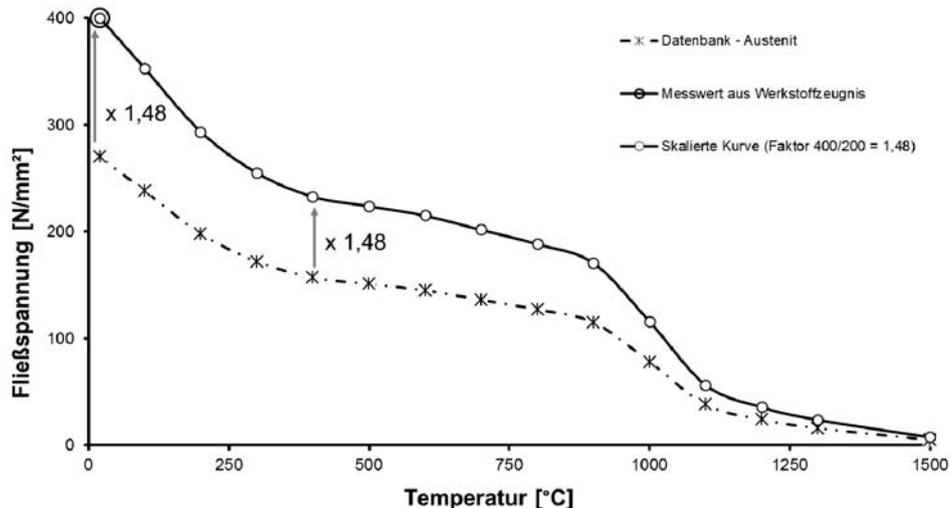


Abbildung 1: Skalierung der Fließspannungen in Abhängigkeit von der Temperatur (Originalkurve aus [Jan01])

Die Autoren unterscheiden hier zusätzlich zwischen der Fließspannung und dem Verfestigungsverhalten, das separat skalierbar ist.

Insbesondere bei kaltgewalzten Blechen kann eine plastische Vorverfestigung stattgefunden haben, die im Modell berücksichtigt werden kann. Da beim Aufschmelzen des Werkstoffs die versetzungsbedingte Verfestigung nicht im Atomgitter aufrechterhalten wird, kann hier eine lokale Entfestigung beim Schweißen stattfinden. Wird die Verfestigung durch Vorgabe des zugehörigen Umformgrades (alternativ in diesem Zusammenhang für „Umformgrad“ verwendete Begriffe: effektive plastische Dehnungen, akkumulierte plastische Dehnungen) den Werkstücken bereits zugeordnet, so können lokale Entfestigungen durch Zurücksetzen des Umformgrades abgebildet werden. Die Ermittlung des Skalierungsfaktors der Spannungs-Dehnungskurven und die Kalibrierung des Vorverfestigungszustandes erfolgt unter Berücksichtigung ähnlicher Dehnraten.

Die Auswirkungen der unterschiedlichen Methoden der Werkstoffaufbereitung sollen anhand einer Blindnaht auf einem 110 mm langen, 90 mm breiten und 9,2 mm dicken austenitischen Blech gezeigt werden. Abbildung 2 zeigt das geometrische Modell.

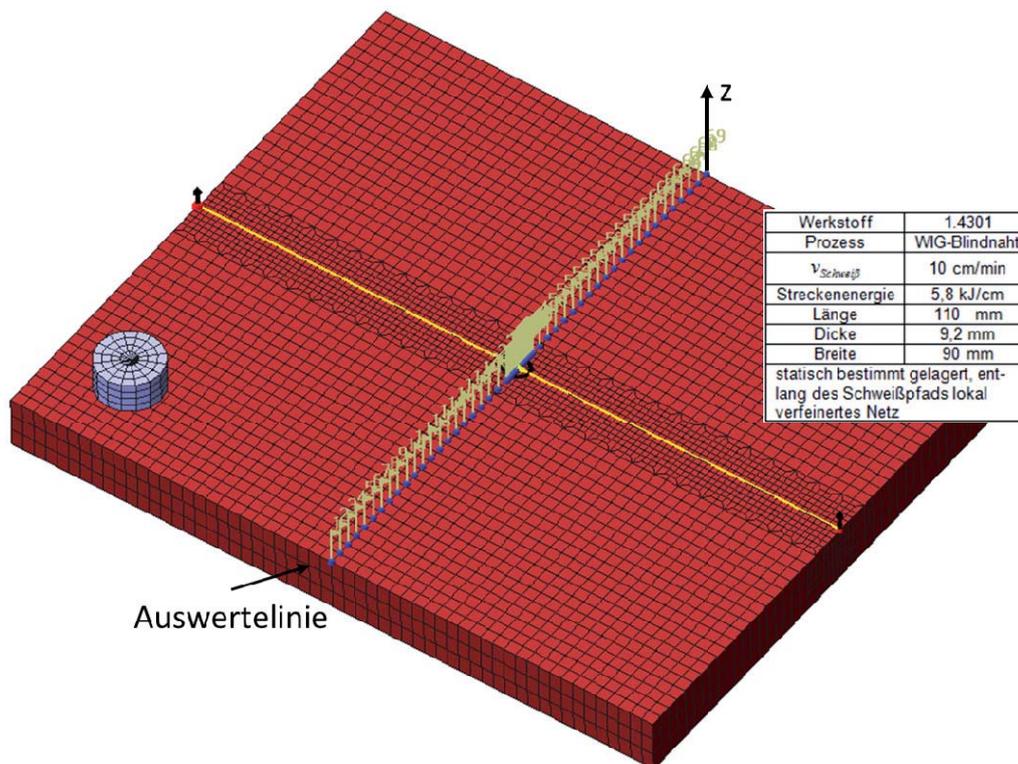


Abbildung 2: Geometrisches Modell

Es werden die Eigenspannungen entlang des rechtwinklig zur Schweißnaht verlaufenden mittigen Auswertepfads an der Blechoberseite und die absoluten Verzüge des Endes des Auswertepfads aus der Ebene heraus (z-Richtung) für drei Werkstoffdefinitionen untersucht. Der Datensatz mit einer Fließspannung von 275 MPa aus [Vos01] wird a) unverändert verwendet, b) mit auf 400 MPa hochskalierten Fließkurven verwendet und c) mit einer plastischen Vorverfestigung von 0,02, welche ebenfalls zu einer Fließspannung bei Raumtemperatur von 400 MPa führt. Letztere wird jedoch während des Aufschmelzens gelöscht.

Abbildung 3 zeigt die Vergleichseigenstressungen (von-Mises) und Verzüge für die drei untersuchten Fälle.

Ohne Berücksichtigung der Erhöhung der Fließkurven werden in dem untersuchten Fall sowohl die Verzüge als auch die Eigenstressungen unterschätzt. In vorliegendem Fall scheint der um die Schweißnaht liegende Werkstoff höhere Spannungen aufgenommen zu haben, so dass in und um der Schweißnaht herum größere plastische Formänderungen und damit größere Verzüge entstanden sind. Die im Modell verbleibenden Vergleichsspannungsmaxima scheinen im skalierten Fall analog zum Skalierungsfaktor zu skalieren. Die Berechnung unter Berücksichtigung der plastischen Verfestigungshistorie zeigt Spannungs- und Verzugswerte zwischen den Werten der Modelle mit den unverfestigten und den skalierten Fließkurven.

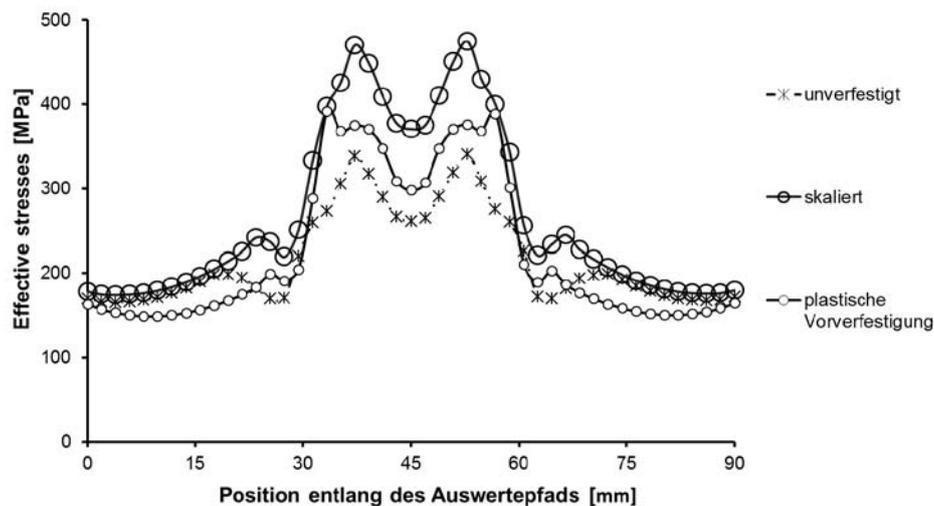


Abbildung 3: Vergleichsspannungen entlang der Auswertelinie und Verschiebungen des Referenzpunkts

3 Konstruktionsstähle bis S460

Neben dem messaufwendigen STAAZ-Modell [Oss08], bei dem die Einflüsse der Gefügeveränderungen auf die Fließkurven in direkter Abhängigkeit der (Spitzen-)Temperatur und Abkühlraten modelliert werden, finden insbesondere Mehrphasenmodelle bei der strukturmechanischen Beschreibung von umwandelnden Stählen Anwendung. Beim STAAZ-Modell kann eine Aufbereitung der Werkstoffdaten analog zu der für austenitische Stähle vorgestellten Skalierung unter Berücksichtigung der verschiedenen Temperaturhistorien erfolgen.

Bei Mehrphasenmodellen werden Gefügeanteile auf Basis von Umwandlungsdiagrammen berechnet (z.B. [Leb84]) und mithilfe von meist linearen Mischungsregeln werden die Werkstoffeigenschaften des Mischgefüges berechnet [Leb89]. Damit ist die zutreffende Beschreibung des Werkstoffverhaltens abhängig von einer genauen Berechnung der Gefügeanteile. Eine absolut genaue Beschreibung der Gefügeanteile ist zudem immer auch mit einer genauen Beschreibung der zugehörigen Fließspannungen der Reingefüge verknüpft. Ein zu hoch berechneter Martensitanteil zusammen mit einer „weicheren“ Fließkurve des Martensit führt möglicherweise nach dem Schweißen zu der „richtigen“ Fließspannung, aber die mit der Martensitbildung verbundenen Umwandlungsdehnungen bei geringeren Temperaturen werden dabei möglicherweise überschätzt.

Für die Verzugsberechnung werden die Fließkurven der warmgewalzten Stähle derzeit in der Regel nicht separat aufbereitet, sondern nur die Ausgangszustände kalibriert. Einzig die Umwandlungsdiagramme werden entsprechend des hinterlegten Modells numerisch aufbereitet. Bei warmgewalzten Konstruktionsstählen ist davon auszugehen, dass keine plastische Vorverfestigung berücksichtigt werden muss. Daher ist noch die Ausgangsgefügeverteilung zu bestimmen. In der Regel kann bei Konstruktionsstählen bis S460 von einem ferritisch-perlitischen Grundgefüge ausgegangen werden. Ob zwischen Ferrit und Perlit unterschieden wird, hängt von den vorhandenen Daten ab. Die sehr verbreiteten Fließkurven für den S355 aus [Pei04] wurden über isotherme Zugversuche des Grundwerkstoffs beim Erwärmen ermittelt. Damit konnte nicht zwischen Perlit und Ferrit unterschieden werden. Üblicherweise wird dieser Datensatz des ferritisch-perlitischen Mischgefüges unter dem Namen „Ferrit“ in Simulationen gespeichert. Abweichungen bis ungefähr 100 MPa können durch skalieren der Fließkurven für den „Ferrit“ nach Gleichung (1) erfolgen. Sind explizit Fließkurven für den reinen Ferrit und Perlit vorhanden, so können die Gefügeanteile P_{Ferrit} und P_{Perlit} (1.) über das Hebelgesetz (siehe [Bar05 Seiten 40, 41]) oder 2.) über die Fließspannungen aus dem Werkstoffzeugnis kalibriert werden:

$$P_{Ferrit} \cdot k_{f,Ferrit}(T = 20^{\circ}C) + (1 - P_{Ferrit})k_{f,Perlit}(T = 20^{\circ}C) = k_{f,Werkstoffzeugnis}(T = 20^{\circ}C) \quad (2)$$

$$P_{Perlit} = 1 - P_{Ferrit} \quad (3).$$

Letztere Methode hat sich bewährt, da hier die Fließspannungen des Grundgefüges zuverlässig nachgebildet werden.

4 Einsatzstähle

Einsatzstähle wie der 20MnCr5 können nicht nur als ferritisch-perlitisches sondern nach einer Wärmebehandlung auch als bainitisches Grundgefüge vorliegen. Eine Bestimmung des Ausgangsgefüges sollte daher durch ein metallgraphisches Labor erfolgen. Ist dies wirtschaftlich nicht möglich, kann eine Abschätzung über das Werkstoffzeugnis insbesondere über $R_{p0,2}$ und R_m erfolgen. Bei Fließspannungen von über 600 MPa kann der Grundwerkstoff analog zu [And93] (siehe Abbildung 4) als rein bainitisch angesehen werden.

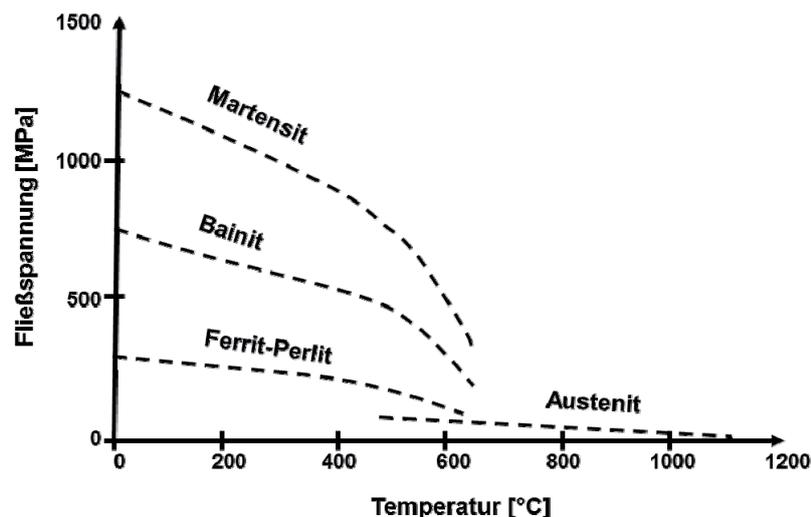


Abbildung 4: Fließspannungen in Abhängigkeit der Gefüge und Temperatur für den CMn Stahl A508 C13 nach [And93]

Die Auswirkungen der Werkstoffanpassung bzw. Kalibrierung sollen erneut an dem in Abbildung 2 dargestellten geometrischen Modell erfolgen. Dazu werden die Werkstoffeigenschaften für den 20MnCr5 aus [Irr09] verwendet. Es werden drei Fälle unterschieden: a) die Werkstoffanpassung wird vernachlässigt und ein unverfestigtes ferritisch-perlitisches Gefüge mit einer Fließspannung von 362 MPa werden angenommen. b) Die höhere Fließspannung von 609 MPa wird durch Skalieren der ferritisch-perlitischen Fließkurven analog zu Gleichung (1) berücksichtigt. c) Es wird ein 100%iges bainitisches Ausgangsgefüge mit einer Fließspannung von 609 MPa angenommen.

Variante a) führt dabei zu einem Verzug des Endpunktes der Auswertelinie in Z-Richtung von 0,5364 mm, Variante b) zu einem Verzug von 0,5877 mm und Variante c) zu einem Verzug von 0,4579 mm. Variante b) führt damit im untersuchten Fall zu 28% größeren Verzügen als Variante c). Bei üblichen Einsatzgebieten des 20MnCr5, z.B. laserstrahlgeschweißte Welle-Nabe Verbindungen, kann ein Unterschied des berechneten Verzuges von 130 μm in einer relevanten Größenordnung liegen.

5 Höher- und höchstfeste Stähle

Durch thermo-mechanische Behandlung können speziell legierte Stahlgüten in Gefügezusammensetzungen gebracht werden, die sich bei Raumtemperatur besonders günstig auf die Werkstückeigenschaften auswirken (Dualphasen-, Komplexphasen und TRIP-Stähle). Die Bestimmung des Ausgangszustands des Werkstoffs ist wirtschaftlich nicht realisierbar, wobei ebenfalls zu klären bleibt, ob im gesamten relevanten Temperaturbereich die Annahme einer linearen Mischungsregel gerechtfertigt bleibt. Zudem beinhalten die gebräuchlichen Werkstoffmodelle weder das anisotrope Werkstoffverhalten noch eine durch große plastische Verformungen induzierte Martensitbildung. Daher werden diese Stähle derzeit vereinfacht als homogener umwandelnder Werkstoff mithilfe von Mehrphasendefinitionen modelliert. Zur Berechnung von Verzügen ist diese Annahme in vielen Fällen ausreichend, bei der Bewertung von lokalen Werkstoffeigenschaften bzw. Zuständen oder Festigkeiten muss diese Vereinfachung aber zwingend bei der Bewertung und Deutung der Berechnungsergebnisse berücksichtigt werden. Den Autoren ist bislang kein übereinstimmender Vergleich von berechneten und gemessenen Schweißspannungen für die in Abschnitt 5 beschriebenen Stahlgüten bekannt.

Des Weiteren werden die Fließspannungen höher- und höchstfester Stähle durch Einstellen kleiner Korngrößen ebenfalls optimiert. Daher kann auch das Kornwachstum einen Einfluss auf die Fließspannungen in einer lokal wärmebeeinflussten Zone und in der Schweißnaht haben. So ist beispielsweise die WEZ neben einer Schweißnaht durch eine Grobkornzone (siehe Abbildung 5) gekennzeichnet.

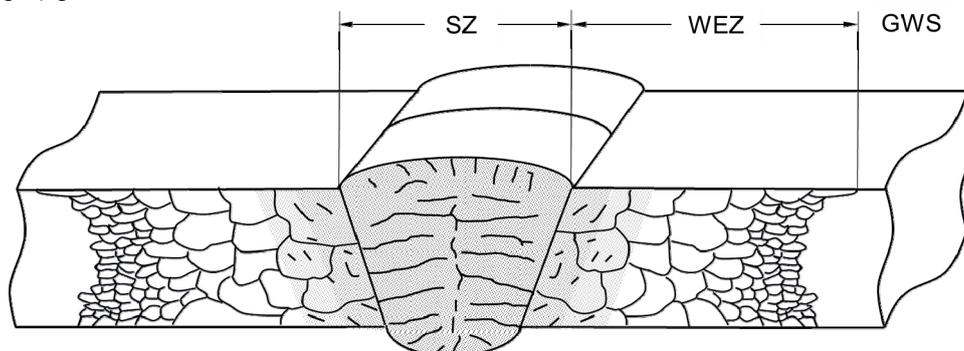


Abbildung 5: Grobkornzone infolge der Wärmewirkung beim Schweißen bei austenitischen Stählen

Der Zusammenhang zwischen Fließspannung und Korngröße wird durch die Hall-Petch Beziehung beschrieben:

$$k_f = \sigma_0 + \frac{K}{\sqrt{d_K}} \quad (4)$$

mit σ_0 der Startspannung für Versetzungsbewegungen, K dem Korngrenzwiderstand und d_K dem mittleren Korndurchmesser. σ_0 und K sind werkstoffzustandsabhängige Konstanten [Hal51]. Für eine wärmebeeinflusste Zone bedeutet dieser Zusammenhang, dass mit wachsender Korngröße die lokale Fließspannung abnimmt. Zusätzlich hat die Korngröße umwandelnder Stähle einen Einfluss auf das Umwandlungsverhalten beim Abkühlen und damit auf die Fließspannungen des Mischgefüges.

Beide Einflüsse werden indirekt modelliert, indem die Messverfahren (Gleeble- und Dilatometer-Versuche) der Werkstoffkennwerte und die Bestimmung der Umwandlungsdiagramme unter prozessähnlichen Bedingungen durchgeführt werden. Eine direkte Abhängigkeit des Einflusses der Korngröße auf die Fließspannungen wird derzeit bei der Berechnung von Schweißseignissen und Verzügen in der Regel vernachlässigt.

Die lokale Entfestigung durch weichere Phasen und Kornvergrößerung kann mithilfe von Probeschweißungen und Mikrozugversuchen abgebildet werden. Dafür werden Mikrozugproben aus der Schweißnaht und der Wärmeeinflusszone mithilfe des Drahterodierens herausgetrennt und gezogen. Abbildung 6 zeigt gebräuchliche Dimensionen der herausgetrennten Mikrozugproben.

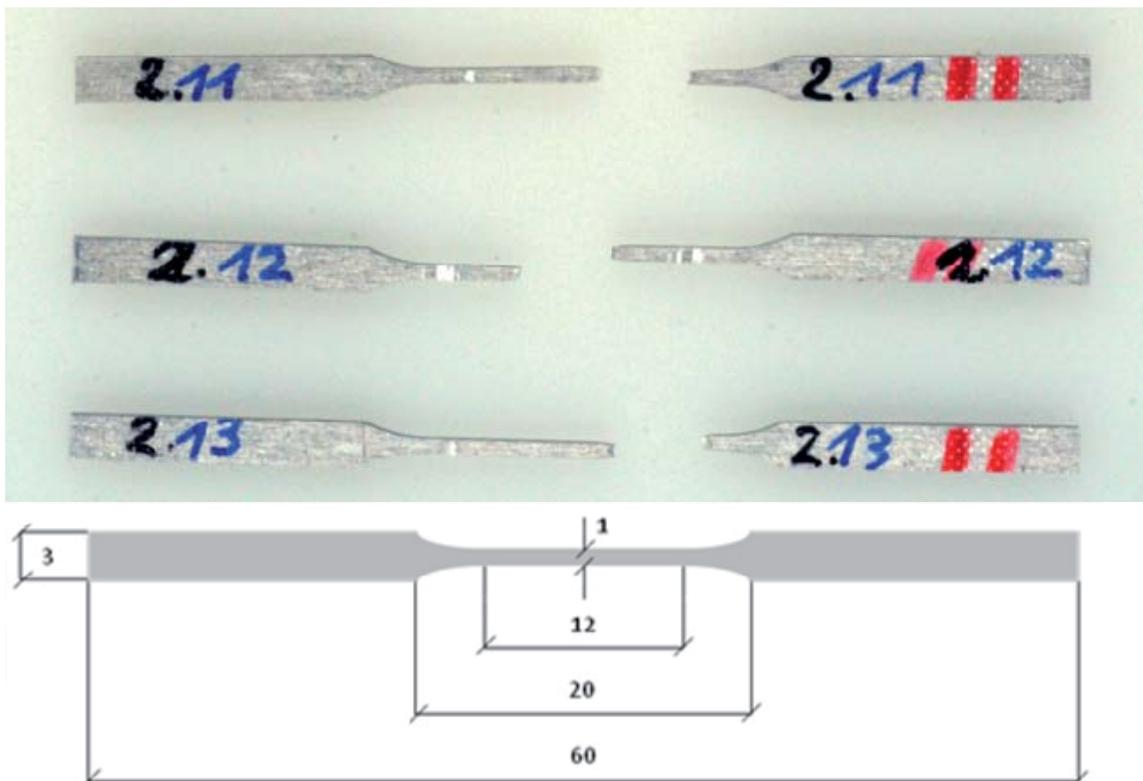


Abbildung 6: Beispiel-Mikrozugprobe mit typischen Dimensionen (Quelle IWT Bremen)

Mithilfe der bei Raumtemperatur bestimmten Fließkurven und Gleichung (1) werden neue „Gefüge“ analog zu [Loo08, Seite 81] definiert. Das heißt beispielsweise, dass ein martensitisches Grundgefüge wieder in ein Martensit mit modifizierten Werkstoffeigenschaften umwandeln kann.

Die vorgestellten Methoden werden in der Praxis ebenfalls kombiniert angewandt.

6 Fazit

Eine einfache schnelle Anpassung bzw. ein Kalibrieren der Werkstoffeigenschaften ist möglich und trägt wesentlich zur Verbesserung der Berechnung der Eigenspannungen und Verzüge bei. Es wurde gezeigt, wie Legierungsabweichungen, eine plastische Vorverfestigung und Wärmebehandlungszustände berücksichtigt werden konnten. Weiterer Forschungsbedarf besteht jedoch insbesondere in der expliziten Berücksichtigung der Korngrößeneinflüsse insbesondere für höherfeste Stähle.

7 Literatur

Raykalin, N.N. (1957): Berechnung der Wärmevorgänge beim Schweißen. VEB Verlag Technik, Berlin 1957.

Schenk, T. (2011): Modelling Welding Distortion – Influence of Clamping and Sequencing. Phd thesis, TU Delft 2011.

Richter, F. (1973): Die wichtigsten physikalischen Eigenschaften von 52 Eisenwerkstoffen. Verlag Stahleisen, Düsseldorf 1973.

Richter, F. (1983): Physikalische Eigenschaften von Stählen und ihre Temperaturabhängigkeit, Polynome und graphische Darstellungen. Verlag Stahleisen, Düsseldorf 1983.

Voß, O. (2001): Untersuchung relevanter Einflußgrößen auf die numerische Schweißsimulation. Dissertation, Technische Universität Braunschweig, 2001.

Janosch, J. (2001): IIW Round Robin Protocol for Residual Stress and Distortion Prediction, Phase II (Proposal Rev. 1). IIW-Document IIW-X/XV-RSDP-59-01.

Ossenbrink R. (2008): Thermomechanische Schweißsimulation unter Berücksichtigung von Gefügeumwandlungen, Dissertation BTU Cottbus, Shaker Verlag, 2008.

Leblond, J.; Devaux, J. (1984): A new kinetic model for anisothermal metallurgical transformations in steel including effect of austenite grain size. Acta Metallurgica 32 1 (1984), 137-146.

Leblond, J.; Devaux, J.; Devaux, J. (1989): Mathematical Modelling of transformation plasticity in steels, 1: case of ideal-plastic phases, 2: coupling with strain hardening phenomena. Int. Jour. Of Plasticity 5 (1989), 551-591.

Peil, U.; Wichers, M. (2004): Schweißen unter Betriebsbeanspruchung – Werkstoffkennwerte für einen S 355 J2G3 unter Temperaturen bis 1200 °C. Stahlbau 73 Heft 6 (2004), 400-416.

Irretier, A. (2010): SFB570 „Distortion Engineering“, Projekt C1 – Stoffwertbestimmung, Abschlussbericht 2009, http://www.sfb570.uni-bremen.de/files/TP_C1_09.pdf vom 04.10.2010.

Bargel, H.J.; Schulze, G. (2005): Werkstoffkunde. Springer Verlag, Berlin Heidelberg, 2005.

Andrieux, S.; Donore, A.M.; Waeckel, F. (1993): A new thermo-metallurgical model for welding and quenching residual stress computations. Structural Mechanics in Reactor Technology, SMiRT-12, Bd.B., S.213-224. Elsevier Science Publ., London, 1993.

Hall, E.O. (1951): The Deformation and Ageing of Mild Steel: III Discussion of Results. Proc. Phys. Soc. B64 (1951) 747-753.

Loose, T. (2008): Einfluß des transienten Schweißvorganges auf Verzug, Eigenspannungen und Stabilitätsverhalten axial gedrückter Kreiszyinderschalen aus Stahl. Dissertation, Universität Fridericiana zu Karlsruhe (TH), 2008.

Thermomechanisches Multilayer-Modell zur Simulation von Eigenspannungen in SLM-Proben

Michael Cloots¹, Adriaan Spierings¹, Konrad Wegener²

¹ Inspire AG, irpd –institute for rapid product development,
Lerchenfeldstrasse 5,
CH-9014 St.Gallen, Schweiz
E-Mail: cloots@inspire.ethz.ch

² IWF – Institut für Fertigungstechnik und Werkzeugmaschinen der ETH Zürich,
Tannenstrasse 3,
CH-8092 Zürich, Schweiz
E-Mail: wegener@iwf.mavt.ethz.ch

ZUSAMMENFASSUNG

Das Selective Laser Melting (SLM) gehört zur Gruppe der additiven Fertigungsverfahren. Bei diesem Verfahren werden die Bauteile bei der Vorbereitung datenelektronisch in einzelne Schichten zerlegt, welche anschliessend von der Produktionsmaschine mittels eines Lasers in einem Pulverbett abgescannt werden. Dieser Prozess erfolgt iterativ und ist mit dem Belichten der letzten Bauteilschicht abgeschlossen. Durch die prozessbedingt hohen Temperaturgradienten treten während des Bauprozesses hohe Eigenspannungen auf, welche zu Bauteilverzug oder gar Bauteilversagen führen. Solchen Effekten wird durch die Entwicklung angepasster Prozessparameter und Scanstrategien entgegengewirkt. Dies erfolgt jedoch in der Regel empirisch über geeignete Versuchsreihen, womit der Versuchsraum auf die vorhandenen und einstellbaren Parameter beschränkt bleibt.

Im Rahmen dieser Arbeit wurde erstmalig der mögliche Einfluss des Laserstrahlprofils auf die Eigenspannungsentwicklung simulativ betrachtet. Hierzu wurden die resultierenden Eigenspannungen in Bauteilebene bei Verwendung zweier unterschiedlicher Strahlprofile (Gauss-Profil sowie Doughnut-Profil) berechnet.

Die simulative Umsetzung erfolgte an einem Multilayer-Modell, welches weitgehend mit der Thermal-Cycle-Methode umgesetzt wurde. Die aus dem Multilayer-Modell abgeleiteten Erkenntnisse bei der Eigenspannungsentwicklung unterstreichen die Notwendigkeit, auch die Lasercharakteristik bei der Ermittlung optimaler Prozessparameter für den SLM-Prozess zu berücksichtigen.

1 Einleitung

Das Selective Laser Melting (SLM) gehört zur Gruppe der additiven Fertigungsverfahren. Gemeinsam ist allen additiven Verfahren der schichtweise Aufbau des Bauteils. Die schichtweise Herstellung folgt gemäss [1] im Allgemeinen einer Prozesskette, deren Grundlage ein in Schichten zerlegtes Volumenmodell (3D-CAD-Modell) des zu fertigenden Bauteils ist. Die Verwendung des Ausgangsmaterials sowie das Erzeugungsprinzip der einzelnen Schichten sind die wesentlichen Unterscheidungsmerkmale des jeweiligen additiven Verfahrens innerhalb dieser Gruppe.

Beim Selective Laser Melting (SLM) wird unter Verwendung eines energiereichen fokussierten Laserstrahls die Querschnittsform eines Volumens einer zuvor aufgetragenen Pulverschicht abgescannt. Dabei wird das Pulver aufgeschmolzen, welches sich bei seiner Abkühlung mit der Umgebung konsolidiert und somit eine feste Struktur entstehen lässt. Nach Beendigung dieses

Belichtungsprozesses wird die Bauplattform um eine definierte Höhe abgesenkt und eine weitere Pulverschicht aufgetragen, welche wiederum mit dem fokussierten Strahl belichtet wird. Dieser Prozess wiederholt sich bis zur Fertigstellung des Bauteils. Der Schichtaufbau erfolgt auf einer metallischen Grundplatte, welche innerhalb des SLM-Prozesses als Wärmesenke fungiert. Durch die stetige Weiterentwicklung dieses Verfahrens lassen sich heute bei zahlreichen metallischen Werkstoffen (NiTi-Legierungen [2], Nickelbasislegierungen [3]; Aluminiumlegierungen [4, 5], Edelstähle [6, 7] und Werkzeugstähle [8, 9]) Bauteildichten von nahezu 100% mit guten mechanischen Eigenschaften erzeugen.

Der für die SLM-Technologie verfahrenstypische lokal konzentrierte Energieeintrag resultiert in hohen Eigenspannungen, welche zu Massabweichungen am Bauteil führen können [10, 11]. Der Grad der Massabweichung kann so gross sein, dass es zu Ablösungen von der Grundplatte oder zu Spannungsrissen im Bauteil kommt. Weiterhin werden die mechanischen Eigenschaften der SLM-Bauteile durch die im Bauteil enthaltenen Eigenspannungen negativ beeinflusst.

Aus der bisherigen Forschung ist hinsichtlich der Eigenspannungsentwicklung bekannt, dass diese im Sinne der geforderten Bauteilqualität positiv durch die Wahl geeigneter Belichtungsstrategien beeinflusst werden kann [12]. Vollständig vermeiden lassen sich die Eigenspannungen mit einer passenden Belichtungsstrategie dennoch nicht. Eine weitere Möglichkeit zur Reduktion der Eigenspannungen ist die Verwendung einer beheizten Grundplatte. Durch die Aufheizung der Grundplatte wird die Dehngrenze des bereits aufgebauten Materials nach unten verschoben. Dadurch bleiben die plastischen Fließvorgänge beim Abkühlprozess der SLM-Spur länger erhalten. Im Vergleich zu einer nicht beheizten Grundplatte entstehen hierbei signifikant weniger Zugeigenspannungen. [13, 14]. Die Erkenntnisse über den Einfluss der zuvor aufgeführten Lösungsansätze werden dabei oft an empirischen Versuchsreihen auf der Makroebene abgeleitet.

Häufig erfolgen Untersuchungen auch mit der Unterstützung von FE Simulationen. Hier lassen sich auf der Mikroebene Erkenntnisse für den SLM-Prozess generieren, die mangels analytischen Equipments und aufgrund unzureichender Zugänglichkeit nicht ableitbar wären. Niebling [15] leitet aus einem Modell einer SLM-Einzelspur allgemeine Erkenntnisse über die Temperatur- und Spannungsentwicklung ab. Zaeh [16] analysiert die Eigenspannungsentwicklung innerhalb einer einzelnen SLM-Spur und superponiert dieses Verhalten auf eine Scanfläche, um damit die Eigenspannungsentwicklung auf Bauteilebene zu prognostizieren.

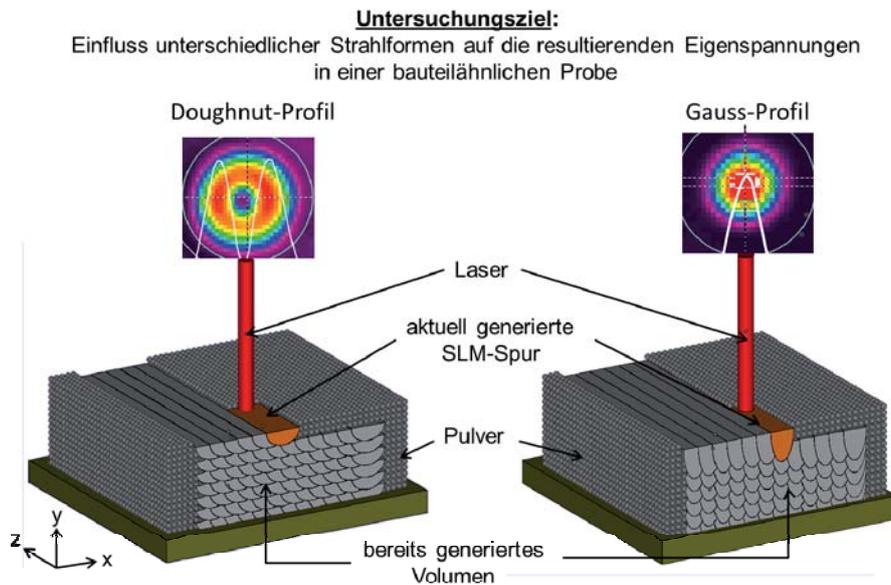


Abbildung 1: schematische Darstellung von Strahlprofil und resultierendem Schmelzbad

Allen simulationsbasierten Untersuchungen im Bereich SLM ist gemein, dass sie mit unspezifischen Volumenwärmequellen oder gar Flächenwärmequellen arbeiten und somit eine mögliche Beeinflussung der Strahlintensitätsverteilung auf die Eigenspannungsentwicklung unberücksichtigt lassen.

Dieser Forschungslücke möchte sich die vorliegende Studie annehmen, indem sie mit Hilfe einer FE-Simulation untersucht, wie sich die Intensitätsverteilung des Lasers auf die Eigenspannungsentwicklung im Bauteil auswirkt. Um den Einfluss der Strahlcharakteristik auf das Eigenspannungsergebnis auf Bauteilebene darzulegen, werden zwei unterschiedliche Strahlprofile, ein Doughnut-Profil sowie ein Gauss-Profil, für die simulative Untersuchung verwendet (Abb. 1). Um eine mögliche Signifikanz beim Einfluss der Strahlcharakteristik auf die Eigenspannungsentwicklung darzulegen, wird bei den simulierten Proben davon ausgegangen, dass die SLM-Spuren innerhalb der gefertigten Schichten in der x-y-Ebene stets parallel verlaufen und dass mit jeder neu hinzugefügten Schicht kein Wechsel der Belichtungsrichtung erfolgt. Aus Voruntersuchungen ist bekannt, dass gerade diese Art der Belichtung tendenziell zu höheren Eigenspannungen führt. Da aber gerade deren Verlauf untersucht werden soll, wird mit der geschilderten Belichtungsstrategie gearbeitet. Zudem lässt sich auch nur diese Art des Schichtaufbaus zweidimensional berechnen. Die FE-Simulation ermöglicht damit ein tieferes Verständnis über die Zusammenhänge und Einflüsse der Strahlcharakteristik innerhalb des SLM-Prozesses.

2 Ursachen der Eigenspannungsentwicklung beim SLM Prozess

Mercelis [17] beschreibt zwei Mechanismen für die thermisch induzierten Eigenspannungen. Der Temperaturgradientmechanismus (TGM) sowie die verhinderte Schrumpfung bei der zuletzt aufgetragenen SLM-Spur während des Erstarrungsvorgangs.

Beim TGM wird der zuoberst befindliche Materialbereich betrachtet, welcher eine Überfahrt des Lasers erfährt. Die beim Aufheizvorgang entstehende Materialdehnung (ϵ_{th}) wird ab einem bestimmten Dehnungsgrad von dem umgebenden kühleren Material behindert, so dass ein Be-

reich mit tangentialen Druckspannungen entsteht. Überschreiten diese Druckspannungen die Fließgrenze des Materials, tritt plastisches Fließen auf.

Nach der Aufheizphase erfolgt unmittelbar die Abkühlphase. Eine vollständige Relaxation wird jedoch aufgrund der partiellen plastischen Verformung behindert. Dabei bleibt ein Zugeigenstressfeld zurück (σ_{res}). Aufgrund des universell gültigen Kräftegleichgewichts wird diese mit Zugspannungen belegte Zone von einem Druckspannungsbereich umgeben.

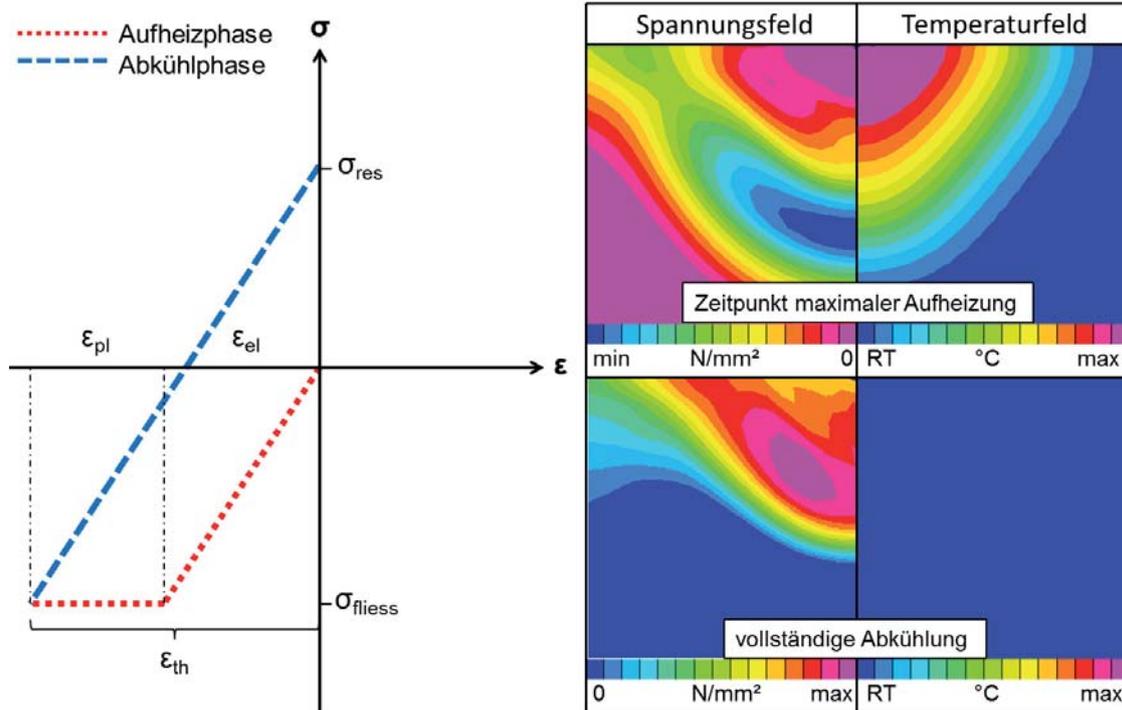


Abbildung 2: rechts: Spannungs-/Temperaturverlauf während der Laserüberfahrt links: vereinfachte Darstellung des Spannungs-/Dehnungsverlaufs der Zone, welche eine Aufheizung durch den Laser erfährt

3 Simulationsmodell

Die simulativen Untersuchungen über den Einfluss der Strahlform auf die Eigenspannungsentwicklung auf Bauteilebene erfolgen mit der Simulationssoftware VisualWeld von ESI. Über eine transiente Berechnung lässt sich der Einfluss der Strahlform auf Bauteilebene (gleichbedeutend mit einer hohen Zahl von SLM-Spuren) aufgrund der heutigen Rechnerkapazitäten und Hardwarearchitektur nicht realisieren. Seit der Version 8.0 von VisualWeld bietet ESI derzeit als einziger Hersteller die Möglichkeit, über den sogenannten Thermal-Cycle-Ansatz eine vereinfachende Beschreibung des Wärmeeintrags in das Material zu realisieren, um anschliessend die daraus resultierenden Eigenspannungen zu berechnen. Diese Vereinfachung geht mit einer signifikant kürzeren Berechnungsdauer einher [18] und ermöglicht somit das Untersuchungs-vorhaben innerhalb dieser Studie.

Die Schweiss- oder auch SLM-Spur, welche sich bisher durch den transienten Wärmeeintrag ausgebildet hat und deren Form und Dimension – nach erfolgter Abkühlung - durch die Soliduslinie beschrieben wird, wird beim Thermal-Cycle-Ansatz als ein sich aufheizendes und abkühlendes Element betrachtet. Das Aufheiz- und Abkühlverhalten leitet sich aus dem thermischen

Zyklus ab, welcher ein Punkt auf der Soliduslinie bei einer transienten Berechnung erfährt. Demnach liegt die maximal auftretende Temperatur beim Thermal-Cycle-Ansatz im Schmelztemperaturbereich des jeweils betrachteten Materials.

Mit dieser Berechnungsmethode lässt sich der Einfluss der Strahlcharakteristik sowie der Prozessparameter auf das Eigenspannungsverhalten auf Bauteilebene herleiten. Da sich die Schmelzbadausprägung sowie der thermische Zyklus ausgehend von einer einzelnen Spur auf eine Multilayer-Ebene superponieren lassen, kann im Anschluss an den Wärmeeintrag die gekoppelte mechanische Berechnung des Modells erfolgen.

Multilayer-Modell

Mit Hilfe einer eigens entwickelten Routine lässt sich der zu untersuchende SLM-Spurquerschnitt erzeugen und beliebig häufig in horizontaler und vertikaler Richtung vervielfachen. Dadurch entsteht im Zweidimensionalen der rechteckige Querschnitt einer Probe, welche aufgrund ihrer Dimension einen bauteilähnlichen Charakter aufweist. Durch den Abstand der Spurquerschnitte in horizontaler Richtung wie auch vertikaler Richtung lassen sich die Prozessgrößen Spurabstand und Schichtdicke des realen SLM-Prozesses innerhalb des Multilayer-Modells abbilden.

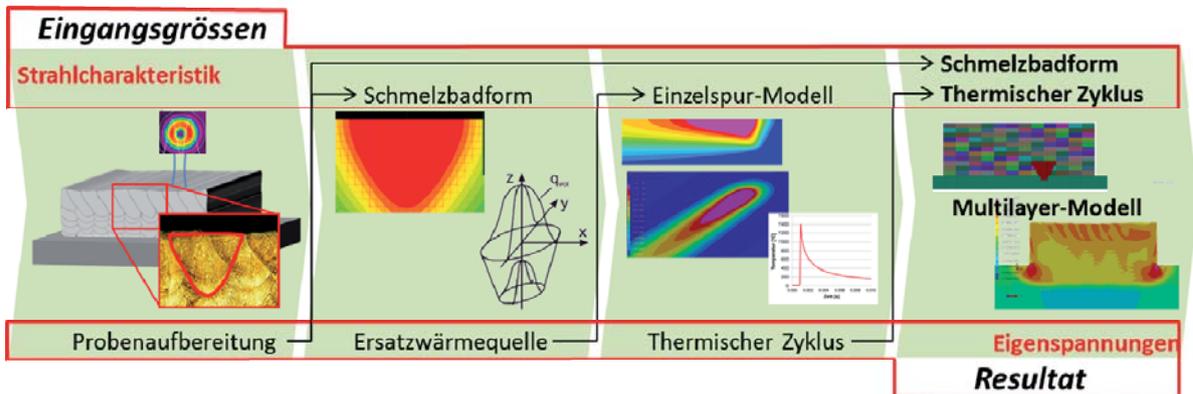


Abbildung 3: Prozesskette zur Herleitung aller notwendigen Eingangsgrößen für die Berechnung der resultierenden Eigenspannungen in Abhängigkeit des gewählten Strahlprofils auf Bauteilebene

Für die Berechnung der Eigenspannungen innerhalb des Multilayer-Modells sind zwei Eingangsgrößen erforderlich. Zum einen wird der SLM-Spurquerschnitt benötigt, welcher sich bei der Wahl eines bestimmten Strahlprofils und den dazugehörigen Prozessparametern einstellen würde. Zum anderen wird der thermische Zyklus benötigt, der das Aufheiz- und Abkühlverhalten dieser SLM-Spur beschreibt.

SLM-Spurquerschnitt:

Für die Bestimmung des SLM-Spurquerschnitts ist der Bau realer Proben bei Verwendung eines Lasers mit Gauss-Profil und Doughnut-Profil im Vorfeld der simulativen Untersuchungen erforderlich. Die Proben werden metallurgisch aufbereitet und der SLM-Spurquerschnitt anhand polierter und geätzter Probenschnitte zugänglich gemacht.

Thermischer Zyklus:

Die Herleitung des thermischen Zyklus erfolgt an einem dreidimensionalen Einzelspurmodell. Dabei wird mit einer Volumenwärmequelle gearbeitet, deren Volumen durch einen in seiner Dimension und Neigung justierbaren Konus beschrieben wird, welcher wiederum mit einer regelbaren Leistung beaufschlagt wird [19, 20]. Eine in [21] entwickelte Routine dient dazu, die

Volumenwärmequelle unter Berücksichtigung der Materialdaten von SS316L und der für die Probenerstellung verwendeten Scangeschwindigkeit so zu justieren, dass die Isotherme der Schmelztemperatur der Soliduslinie im aufbereiteten Schliff entspricht. Die so ermittelte Volumenwärmequelle wird in dem angesprochenen SLM-Einzelspurmodell zur Ermittlung des thermischen Zyklus verwendet. Dieser wird am unteren Rand des simulativ ermittelten Schmelzbades gemessen (Abb. 5). Die im thermischen Zyklus enthaltene Aufheiz- und Abkühlphase gilt als Vorlage für alle SLM-Spurquerschnitt im Multilayer-Modell.

Über ein Eingabefile wird festgelegt, in welcher Reihenfolge und in welchem zeitlichen Abstand die SLM-Spuren ausgehend von der Grundplatte mit dem spezifischen thermischen Zyklus beaufschlagt werden.

4 Rahmenbedingungen

4.1 Mechanische Kennwerte

Die Untersuchung der Strahlcharakteristik erfolgt am austenitischen Stahl SS316L. Für eine thermomechanische Analyse sind die temperaturabhängigen mechanischen und materialspezifischen Kennwerte erforderlich. Dabei wird auf die von ESI zur Verfügung gestellte Materialdatenbank zurückgegriffen.

Tabelle 1: Materalkennwerte zu 316L

Temperatur	[°C]	20	100	300	500	700	900	1'100	1'255	1'400
E-Modul	[kN/mm ²]	204	199	189	178	167	136	40	5.50	0.05
Ausdehnungskoeffizient	[1/K x 10E-06]	0.00	12.30	15.73	17.06	17.86	18.56	19.18	19.60	19.93
Dehngrenze	[N/mm ²]	850	840	810	790	760	600	200	31	20
Poissonzahl	[-]	0.3	0.3	0.3	0.3	0.3	0.3	0.3	0.3	0.3
Thermische Leitfähigkeit	[W/(mmK)]	0.013	0.015	0.018	0.021	0.024	0.027	0.030	0.032	0.034
Spezifische Wärme	[J/(kg*K)]	450	490	545	566	600	629	657	679	700
Materialdichte	[g/cm ³]	8	8	8	8	8	8	8	8	8

4.2 Materialmodell

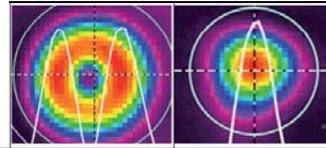
Die Begründung zur Wahl des Materialmodells leitet sich aus den Ergebnissen eines Ringversuchs [22] ab, wonach mit dem isotropen Verfestigungsmodell die grösste Übereinstimmung zwischen dem Berechnungsergebnis und den gemessenen Eigenspannungen am austenitischen Stahl SS316L erzielt wurde.

Weiterhin wird die Wahl des verwendeten Verfestigungsmodells damit begründet, dass die auftretenden Wechsellasten und der daraus resultierende Bauschinger Effekt nicht durch ein kinematisches Verfestigungsmodell berücksichtigt werden muss, da die auftretenden Wechsellasten bei hohen Temperaturen im Bereich der Wärmeinflusszone liegen.

4.3 Laser- und Prozessdaten

Die Proben, an denen die notwendigen Eingangsgrößen SLM-Spurquerschnitt sowie thermischer Zyklus abgeleitet werden, werden mit den in Tabelle 2 aufgeführten Prozessdaten gefertigt. Die dabei verwendeten Laser weisen die in der Tabelle aufgeführten Charakteristiken auf.

**Tabelle 2: oben: Strahlprofil des Doughnut- und Gauss-Profiles
unten: Prozessparameter**



Strahlprofil			
Strahlprofil	[-]	Doughnut	Gauss
Laserleistung	[W]	188	188
Strahldurchmesser	[μm]	130	85
Wellenlänge	[nm]	1'070	1'070
Prozessparameter			
Scangeschwindigkeit	[mm/s]	1'000	1'000
Spurabstand	[mm]	0.091	0.056
Schichtdicke	[mm]	0.03	0.03

5 Ergebnisse

SLM-Spurdimension

Für die simulative Untersuchung über den Einfluss der Strahlcharakteristik auf das Eigenspannungsverhalten wurde an zwei SLM-Proben das resultierende Schmelzbad vermessen (Abb. 4). Dabei wurden 10 SLM-Spuren in der zuletzt erstellten Schicht einer SLM-Probe vermessen und die Ergebnisse der Spurdimension für das Simulationsmodell gemittelt.

Beide Proben wurden mit einer unidirektionalen Scanstrategie bei einer Scangeschwindigkeit von 1'000 mm/s erstellt. Die Probe, welche bei Anwendung des Doughnut-Profiles erstellt wurde, weist vergleichsweise flache SLM-Spuren auf. Die durchschnittliche SLM-Spurbhöhe liegt bei 50 μm . Die durchschnittliche maximale Spurbreite bei etwa 110 μm .

Bei der Probe, welche unter Verwendung eines Gauss-Strahls hergestellt wurde, liegt die durchschnittliche SLM-Spurbhöhe bei 88 μm und die Spurbreite bei 100 μm . Mit Ausnahme des Strahlprofils und des Spurabstands wurden beide Proben unter ansonsten gleichen Bedingungen erstellt.

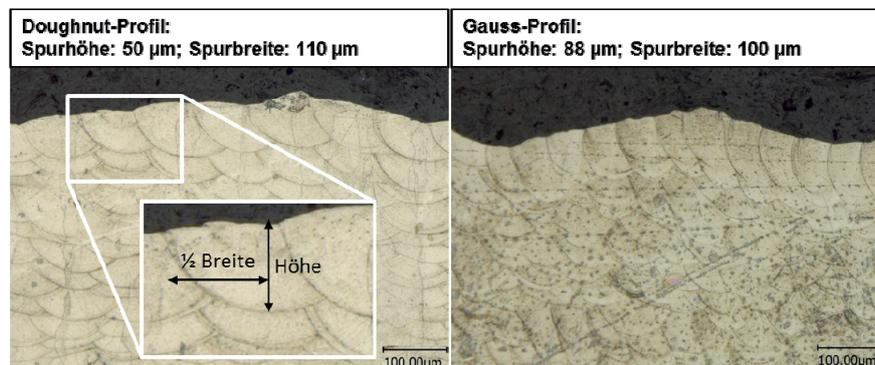


Abbildung 4: resultierende Schmelzbadformen

Bei der Herstellung der Proben galt die Bedingung, dass weitgehend porenfreie und somit dichte Proben unter den wirtschaftlichsten Umständen produziert werden. Die in Tabelle 2 genannten Spurabstände entsprechen diesen Kriterien.

Hier macht sich bereits der Unterschied der verwendeten Strahlprofile bemerkbar. Das Doughnut-Profil mit seinem grossen Strahldurchmesser und seinem Intensitätsmaximum am Rande des Strahls erzeugt flache Schmelzbäder. Das Gauss-Profil mit seinem Intensitätsmaximum im Zentrum des Strahls und seinem kleineren Strahldurchmesser erzeugt eher tiefere aber dafür etwas schmalere Schmelzbäder, wodurch für den Bau dichter Proben kleinere Spurabstände notwendig sind.

Thermischer Zyklus

In Abb. 4 werden die thermischen Zyklen angezeigt, welche auf jeden einzelnen SLM-Spurquerschnitt der Modelle in Abb. 6 aufgesetzt werden.

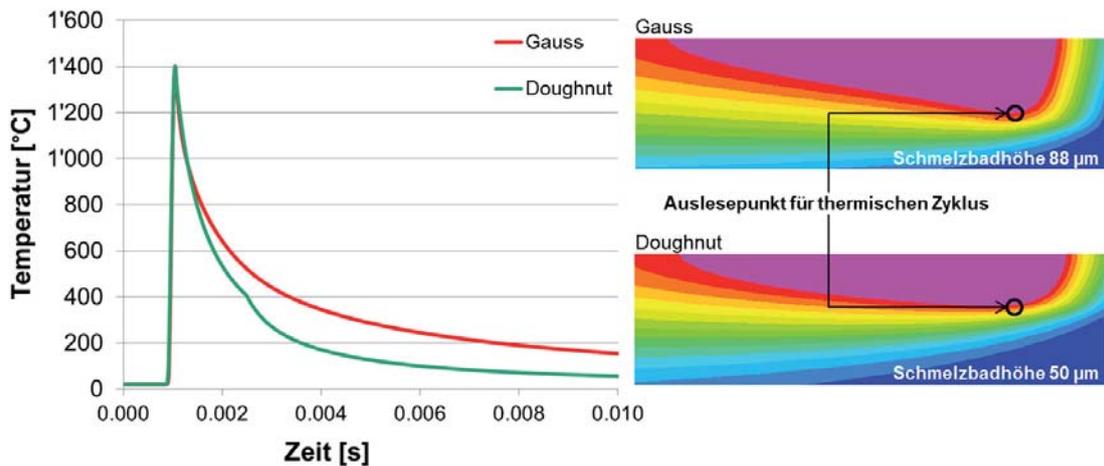


Abbildung 5: Thermische Zyklen simuliert im Einzelspurmodell

Die Temperaturgradienten in [K/s] beim Abkühlzyklus der SLM-Spur gerechnet mit einem Doughnut-Strahlprofil sind tendenziell höher als jene beim Abkühlzyklus der SLM-Spur mit einem Gauss-Strahlprofil. Da die Wärme innerhalb einer Schmelzspur beim SLM-Prozess fast ausschliesslich ins Probeninnere Richtung Grundplatte abgeleitet wird, liegt bei einem flacheren Schmelzbad ein schnelleres Abkühlverhalten am unteren Scheitelpunkt des Schmelzbades vor wie bei einem tieferen Schmelzbad. Vergleicht man die Temperaturverläufe unterhalb des Messpunkts für den thermischen Zyklus miteinander (Abb. 5), so sieht man gut, dass der Temperaturgradient in [K/mm] unterhalb des Messpunkts beim Doughnut-Profil ins Materialinnere grösser ausfällt.

Multilayer-Modelle

Da nun die beiden Eingangsgrössen Spurquerschnitt und thermischer Zyklus für die Multilayer-Modelle vorliegen, lassen sich diese erstellen und der Einfluss des Strahlprofils auf die resultierenden Eigenspannungen berechnen.

Die hier untersuchten Multilayer-Modelle haben eine Breite von 1 mm sowie eine Höhe von 0.36 mm. Im Falle des Modells mit Doughnut-Strahlprofil verteilen sich auf dieser Querschnittsfläche 132 Einzelspuren. Beim Modell mit Gauss-Strahlprofil sind es 192 Spuren. Der Unterschied in der Anzahl der Spuren liegt beim kleiner gewählten Spurabstand innerhalb des Modells mit dem Gauss-Strahl.

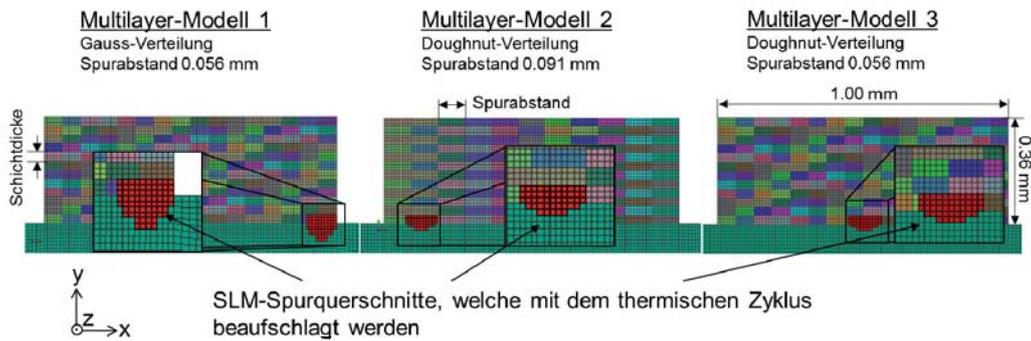


Abbildung 6: 2D-Multilayer-Modelle mit vergrößert dargestelltem SLM-Spurquerschnitt

Die Modelle werden in Anlehnung an reale SLM-Proben erstellt, so dass auch der bei ihrer Herstellung gewählte Spurabstand berücksichtigt wird. Da die Spurabstände aber einen wesentlichen Einfluss auf die eingetragene Energie ins Material nehmen, wird der Einfluss des Spurabstands in einem weiteren Modell betrachtet. Dazu wird ein weiteres Multilayer-Modell (Abb. 6, Modell 3) berechnet, welches die Verwendung des Doughnut-Profiles bei der Wahl des für das Gauss-Profil notwendigen Spurabstands vom 56µm berücksichtigt. Diese Berechnung dient zur Absicherung darüber, ob nun die Differenz beim Spurabstand oder die unterschiedlichen Strahlprofile einen möglichen Unterschied bei der Eigenspannungsentwicklung ausmachen.

Resultate Eigenspannungen

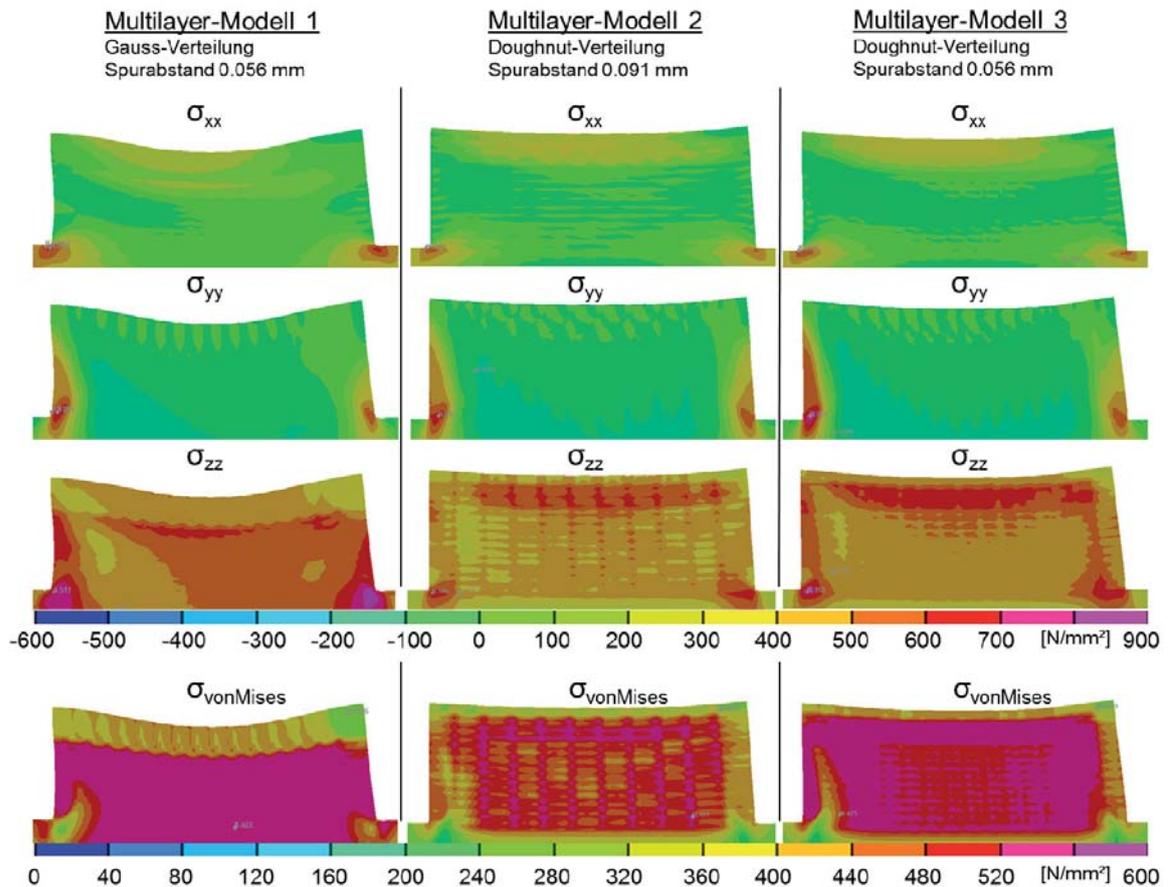


Abbildung 7: Eigenspannungsergebnisse

6 Bewertung und weiteres Vorgehen

In der vorliegenden Studie war eine Grundvoraussetzung für alle Proben eine nahezu dichte Materialstruktur. Diese lässt sich bei Verwendung eines Gauss-Strahls (Abb.7, Modell 1) bei einem Spurbabstand von 56µm und bei einem Doughnut-Profil mit einem Spurbabstand von 91µm (Abb. 7, Modell 2) realisieren. Beim Vergleich der resultierenden Längseigenstressungen σ_{zz} und von Mises-Spannungen dieser beiden Modelle fällt auf, dass die Eigenstressungssituation des Modells 2 weniger kritisch ist. Da in den beiden Modellen die unterschiedliche Eigenstressungsentwicklung weder direkt auf den Spurbabstand noch auf das Strahlprofil zurückgeführt werden konnten, wurden in einem weiteren Modell die resultierenden Eigenstressungen unter Annahme eines Doughnut-Profiles und einem Spurbabstand von 56µm berechnet (Abb. 7, Modell 3). Damit unterscheidet sich Modell 3 zu Modell 1 nur bei der Wahl des Strahlprofils.

Die Ergebnisse zeigen, dass sich die einstellenden Längseigenstressungen σ_{zz} , Quereigenstressungen σ_{xx} sowie von Mises-Spannungen in den Modellen 1 und 3 in einem vergleichbaren Rahmen bewegen. Die Eigenstressungssituation an diesen Modellen ist im direkten Vergleich zu Modell 2 wesentlich kritischer. Daraus lässt sich schliessen, dass die Strahlform keinen direkten Einfluss auf die Eigenstressungsentwicklung nimmt.

Vielmehr lassen sich die unterschiedlichen Eigenstressungsergebnisse bei den Modellen 1 und 2 auf die Unterschiede beim Spurbabstand und somit auf die ins Material eingetragene Volumenenergie zurückführen. Da aber erst die Wahl des Doughnut-Profiles einen grösseren Spurbabstand ermöglicht, sind die unterschiedlichen Eigenstressungsentwicklungen der Modelle 1 und 2 auch indirekt auf die Wahl des Strahlprofils zurückzuführen.

Zusammenfassend sprechen demnach zwei wesentliche Gründe für die Wahl eines Lasers mit Doughnut-Profil beim SLM-Prozess.

1. Durch den direkten Zusammenhang zwischen dem Spurbabstand und der Belichtungsdauer gestaltet sich der SLM-Prozess wegen der Realisierbarkeit eines vergrösserten Spurbabstands beim Doughnut-Profil (Modell 2) wesentlich wirtschaftlicher.
2. Da ein grösserer Spurbabstand zugleich auch zu einem verminderten Energieeintrag ins Bauteil führt, resultieren daraus – wie in Modell 2 dargelegt - weniger Eigenstressungen. Hierdurch erfährt der SLM-Prozess eine Produktivitätssteigerung mit der Annahme, dass gleichzeitig mit weniger Verzug oder Spannungsrissen an den SLM-Bauteilen zu rechnen ist.

Die zukünftige Forschung könnte sich auf die Entwicklung eines 3D-Modells konzentrieren, um damit die Abbildungsgenauigkeit des Prozesses noch weiter zu verbessern und um die Auswirkung unterschiedlicher Belichtungsstrategien, welche nur am dreidimensionalen Modell abbildbar sind, auf die Eigenstressungsentwicklung zu untersuchen.

Weiterhin sollten die hier erzielten Resultate anhand von Eigenstressungsmessungen an SLM-Proben validiert werden.

7 Literatur

1. Kruth, J.P., et al., *Lasers and Materials in Selective Laser Sintering*. Assembly Automation, 2003. 23(4): p. 357-371.
2. Bormann, T., et al., *Tailoring Selective Laser Melting Process Parameters for NiTi Implants*. Journal of Materials Engineering and Performance, 2012. 21(12): p. 2519-2524.
3. Lukas Rickenbacher, T.E., Simone Hövel, Konrad Wegener, *High temperature material properties of IN738LC processed by Selective Laser Melting (SLM) technology*. 2012.

4. Brandl, E., et al., *Additive manufactured AlSi10Mg samples using Selective Laser Melting (SLM): Microstructure, high cycle fatigue, and fracture behavior*. Materials & Design, 2012. 34(0): p. 159-169.
5. Buchbinder, D., et al., *High Power Selective Laser Melting (HP SLM) of Aluminum Parts*. Physics Procedia, 2011. 12, Part A(0): p. 271-278.
6. Spierings, A.B., G. Levy, *Comparison of density of stainless steel 316L parts produced with selective laser melting using different powder grades*. Proceedings of the Annual International Solid Freeform Fabrication Symposium, 2009: p. 342-353.
7. Gu, D. and Y. Shen, *Processing conditions and microstructural features of porous 316L stainless steel components by DMLS*. Applied Surface Science, 2008. 255(5, Part 1): p. 1880-1887.
8. Badrossamay, M. and T.H.C. Childs, *Further studies in selective laser melting of stainless and tool steel powders*. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2007. 47(5): p. 779-784.
9. Feuerhahn, F., et al., *Microstructure and Properties of Selective Laser Melted High Hardness Tool Steel*. Physics Procedia, 2013. 41(0): p. 836-841.
10. Shi, Y., et al., *Temperature gradient mechanism in laser forming of thin plates*. Optics & Laser Technology, 2007. 39(4): p. 858-863.
11. Kruth, J.-P., et al., *Assessing and comparing influencing factors of residual stresses in selective laser melting using a novel analysis method*. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture, 2012.
12. Kruth, J.P., et al., *Selective laser melting of iron-based powder*. Journal of Materials Processing Technology, 2004. 149(1-3): p. 616-622.
13. Buchbinder, D., et al., *Untersuchung zur Reduzierung des Verzugs durch Vorwärmung bei der Herstellung von Aluminiumbauteilen mittels SLM*. RTejournal - Forum für Rapid Technologie, 2011. 8(1).
14. Zaeh, M.F. and M. Ott, *Investigations on heat regulation of additive manufacturing processes for metal structures*. CIRP Annals - Manufacturing Technology, 2011. In Press, Corrected Proof.
15. Niebling, F., A. Otto, and M. Geiger, *Analyzing The DMLS-Process By A Macroscopic FE-Model*. 2002: p. 384-391.
16. Zaeh, M. and G. Branner, *Investigations on residual stresses and deformations in selective laser melting*. Production Engineering, 2010. 4(1): p. 35-45.
17. Mercelis, P. and J.P. Kruth, *Residual stresses in selective laser sintering and selective laser melting*. Rapid Prototyping Journal, 2006. 12(5): p. 254-265.
18. PRIMOŽ MRVAR, J.M., SEBASTJAN KASTELIC, *Welding Sequence Definition Using Numerical Calculation*. 2011. 90(August): p. 148-151.
19. Zaeh M, S.G., Branner G, Lutzmann S, *Untersuchung und Simulation der Energieeinkopplung bei Metall verarbeitenden generativen Verfahren*. RTejournal - Forum für Rapid Technologie, 2007. 4.
20. Ahmed, E.A.A., *Laser Welding of Advanced High Strength Steels*. Shaker Verlag, 2011. Band 2/2011.
21. Brand M., S.F., Luke M., *Effiziente numerische Schweißsimulation großer Strukturen*. Schlussbericht der Forschungsstelle Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik IWM, 2010.
22. Sakkietbutra, J., et al. *Zur Wahl des Verfestigungsmodells bei der Berechnung von Schweißspannungen*. in *Proceedings of SYSWELD Forum*. 2009.

Studie des transienten Verfestigungsverhaltens für ein- und mehrlagige Verbindungen

Michael Stoschka¹, Markus Johannes Ottersböck², Martin Leitner³

¹⁻³ Montanuniversität Leoben, Lehrstuhl für Allgemeinen Maschinenbau,
Franz-Josef-Straße 18, A-8700 Leoben, Österreich

¹E-Mail: michael.stoschka@unileoben.ac.at

²E-Mail: ottersboeck@stud.unileoben.ac.at

³E-Mail: martin.leitner@unileoben.ac.at

ZUSAMMENFASSUNG

Der Beitrag stellt eine Methode zur Berücksichtigung des transienten Verfestigungsverhaltens in Sysweld® dar und zeigt numerische Unterschiede in der prozessbedingten Eigen- bzw. Mittelspannung für hochfeste Schweißverbindungen anhand zwei- und dreidimensionaler Modelle.

In einer benutzerdefinierten SIL-Routine wird in jedem transienten Berechnungsschritt eine elementweise Aktualisierung des anzuwendenden Verfestigungsmodells in Abhängigkeit der Elementtemperatur und der Phasenzusammensetzung durchgeführt. Durch diese Vorgehensweise kann eine Änderung des Verfestigungsansatzes während der transienten Schweißsimulation berücksichtigt werden. Die Ausbildung der lokalen Phasenzusammensetzung wird dadurch nicht verändert, jedoch wirkt sich die Adaption des Verfestigungsmodells auf die Ausbildung der Eigenspannungen aus. Weiter können mechanische Berechnungsschritte mit dem durch den Schweißherstellprozess definierten, örtlich unterschiedlichen, nichtlinearen Verfestigungsmodell durchgeführt werden.

Ergebnisse an einer mehrlagigen, zweidimensionalen Stumpfnahat zeigen dass zwar die betragsmäßigen Spannungsergebnisse durchaus vergleichbar sind, aber die lokale Ausprägung des Eigenspannungsverlaufs wesentlich durch das transiente Verfestigungsmodell beeinflusst wird.

Die Änderung des Verfestigungsmodells wirkt sich besonders im Bereich der Wärmeeinflusszone von mehrlagigen Nähten aus, aber auch bei der betrachteten dreidimensionalen Doppelkehlnahat ist ein örtlicher Unterschied ersichtlich.

1 Einleitung

Für die Berechnung der lokalen Betriebsfestigkeit ist neben der Ausbildung einer geometrischen Kerbe und der damit verbundenen Stützwirkung auch der Einfluss herstellungsprozessbedingter Eigenspannungen wesentlich. Dieser Mittelspannungseinfluss wird bei Schweißverbindungen im Allgemeinen global durch die Schrumpfung als triaxiale Zugspannung betrachtet, wobei durch die örtliche, transiente Wärmebehandlung teilweise erhebliche Unterschiede in den einzelnen Bereichen der Wärmeeinflusszone festzustellen sind. Die thermo-mechanisch gekoppelte, phasenabhängige Schweißsimulation ermöglicht die numerische Bestimmung der lokalen Eigenschaften geschweißter Verbindungen [Heinze et al. (2011), Manurung et al. (2013), Loose et al. (2010)].

Bei Einsatz hochfester Stähle zeigt sich anhand zyklischer Hochtemperaturversuche, dass ein bainitisch-martensitisches Gefüge zunehmend kinematisch verfestigt, während ein ferritisch-perlitisches Gefüge ein annähernd isotropes Verhalten aufweist [Sakkietitbutra et al. (2009), Ottersböck et al. (2013)]. Die martensitische Phasenumwandlung im festen Zustand ist

besonders für das Verfestigungsverhalten hoch- und höchstfester Stähle von Bedeutung [Deng (2009), Yunsok and Rajesh (2010)]. Zusätzlich stellt die phasenabhängige Umwandlungsplastizität eine zu betrachtende Größe dar [Muransky et al. (2012), Deng and Murakawa (2013)]. Um diese Effekte numerisch zu untersuchen, wurde die thermo-mechanisch gekoppelte Schweißstruktursimulationssoftware *Sysweld*® um eine benutzerdefinierte SIL-Routine zur Berücksichtigung des phasen- und temperaturabhängigen Verfestigungsverhaltens erweitert. Als Werkstoff wurde ein hochfester Stahl mit einer Streckgrenze von 700 N/mm^2 gewählt, wobei die phasenabhängigen Eigenschaften in [Krysl et al. (2013)] diskutiert werden. Abbildung 1 zeigt das Schweiß-Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild sowie die statischen Kennwerte der modellierten *S700MC*-Werkstoffphasen. Das hochfeste *S700MC*-Grundmaterial wird in Phase #5 abgebildet. Die ferritischen Phasen sind von Phase #1 bis #3 in steigender Festigkeit geordnet, Austenit ist Phase #6 zugeordnet.

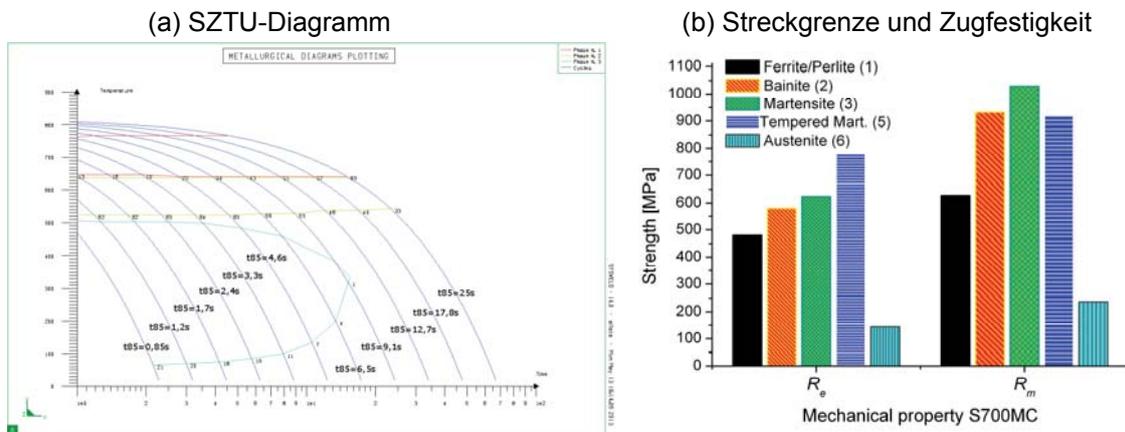


Abbildung 1: Umwandlungsverhalten und statische Kennwerte *S700MC*

Aus den durchgeführten Untersuchungen in [Ottersböck et al. (2013)] wurde eine tendenzielle Phasen- und Temperaturabhängigkeit des Verfestigungsmodells für den hochfesten Werkstoff ermittelt. *Sysweld*® ermöglicht die Anwendung verschiedener Verfestigungsmodelle, wobei zwischen isotroper bzw. kinematischer Verfestigung und gemischten Modellen zu unterscheiden ist [ESI (2012a)]. Die isotrope Verfestigung, bezeichnet als *MODEL 2* in *Sysweld*®, folgt dem monoton steigenden Verlauf der plastischen Spannungs-Dehnungskurve. Die kinematische Verfestigung, respektive *MODEL 3*, basiert auf dem Verfestigungsansatz nach [Prager (1949)].

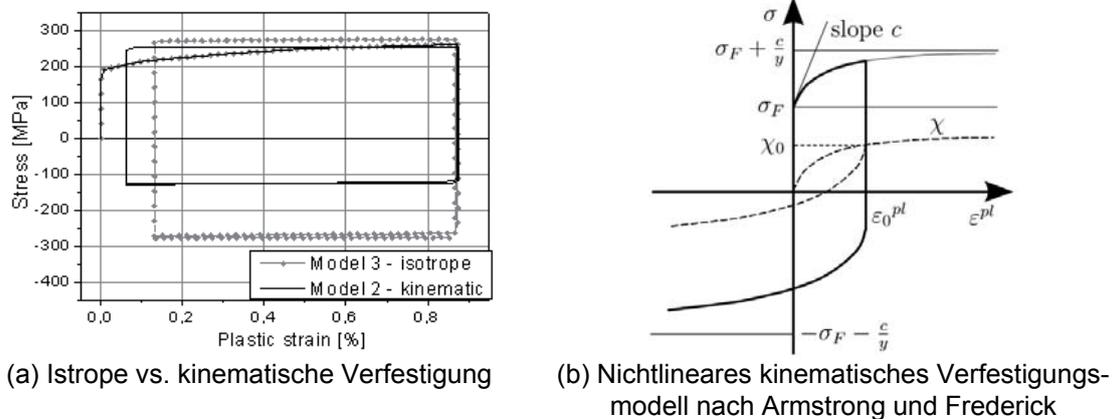


Abbildung 2: Verfestigungsmodelle [Ottersböck et al. (2013)]

Beide Modelle beschreiben das elasto-plastische Verhalten für einen Halbzyklus korrekt, jedoch treten hinsichtlich mehrerer Lastschwingspiele erhebliche Unterschiede auf. Bei geschweißten Strukturen tritt durch die lokale thermo-mechanische Behandlung nur ein prozessabhängiger Lastzyklus auf [Radaj (2002)]. Das Verfestigungsverhalten durch überlagerte zyklische Beanspruchung kann aber durch diese einfachen Modelle nicht ausreichend beschrieben werden, da sich durch die monoton ansteigende Verfestigung ein rechteckiges elasto-plastisches Verfestigungsverhalten, vgl. Abbildung 2a, ausbildet.

In *Sysweld*® steht für die Beschreibung des nichtlinearen, kombinierten elasto-plastischen Verfestigungsverhalten nach [Chaboche and Lemaitre (2000)] ein spezieller Ansatz als *MODEL 8* zur Verfügung. Der kinematische Anteil ist ähnlich zu [Armstrong and Frederick (1966)], und umfasst neben dem Backstress auch einen Anteil für die dynamische Erholung zur Beschreibung des Bauschinger-Effekts bei zyklischer Beanspruchung. Die Backstress-Rate ist in Gleichung (1) angegeben.

$$\dot{\chi}_{ij} = \frac{2}{3} c \dot{\varepsilon}_{ij}^p - \gamma \dot{\varepsilon}_{eq}^p \chi_{ij} \quad (1)$$

$\dot{\chi}_{ij}$... Backstress rate

ε_{ij}^p ... Plastic strain

ε_{eq}^p ... Equivalent plastic strain

χ_{ij} ... Backstress

c, γ ... Kinematic strain-hardening variables

$\dot{\varepsilon}_{ij}^p$... Plastic strain rate

$\dot{\varepsilon}_{eq}^p$... Equivalent plastic strain rate

Eine monoton ansteigende uniaxiale Belastung führt zu einem Backstress χ von c/γ , vgl. Abbildung 2b. Durch Integration erhält man Gleichung (2) für den Backstress bei monoton ansteigender Belastung [Chaboche (2008)].

$$\chi = \nu \frac{c}{\gamma} + \left(\chi_0 - \nu \frac{c}{\gamma} \right) \exp \left[-\nu \gamma (\varepsilon^p - \varepsilon_0^p) \right] \quad (2)$$

χ_0 ... Backstress at begin of monotonic load segment

ε_0^p ... Plastic strain at begin of monotonic load segment

ν ... Flow direction (± 1)

Um die Phasenabhängigkeit der thermomechanischen Schweißsimulation zu berücksichtigen, steht in *Sysweld*® ein weiterer kombinierter Verfestigungsansatz zur Verfügung.

Dieser als *MODELL 11* bezeichnete Ansatz ermöglicht die Definition eines nichtlinearen, kinematischen Verfestigungsverhaltens nach [Armstrong and Frederick (1966)] unter Berücksichtigung eines isotropen Anteils [ESI (2012b)]. Der isotrope Anteil wird dabei über den Parameter *PISOTROPE* definiert, d.h. *PISOTROPE* = 0 für rein kinematisches und *PISOTROPE* = 1 für rein isotropes Verfestigungsverhalten. Werte zwischen Null und Eins stellen ein entsprechend kombiniertes, elasto-plastisches Verfestigungsverhalten bei zyklischer Beanspruchung dar.

2 Methode zur transienten Adaption des phasenabhängigen Verfestigungsverhaltens

Die Änderung des Verfestigungsmodells erfolgt je Element in jedem Berechnungsschritt, wobei die transient auftretende Phasenmischung und Temperatur berücksichtigt wird. In Anlehnung an die experimentellen Versuchsdaten [Ottersböck et al. (2013)] werden temperaturabhängige Verfestigungskurven für hochfestes, d.h. vorwiegend bainitisch-martensitisches Gefüge, bzw. die ferritisch-perlitische Grundstruktur, sowie eine Mischstruktur zur Interpolation definiert. Abbildung 3a zeigt die Temperatur- und Phasenabhängigkeit des kombinierten Verfestigungsmodells, charakterisiert durch den Parameter *PISOTROPE*. Die Verfestigung bei Raumtemperatur je Phase ist in Abbildung 3b dargestellt. Die ferritischen Phasen sind zueinander ähnlich, die austenitische Phase zeigt einen modifizierten Verlauf auf.

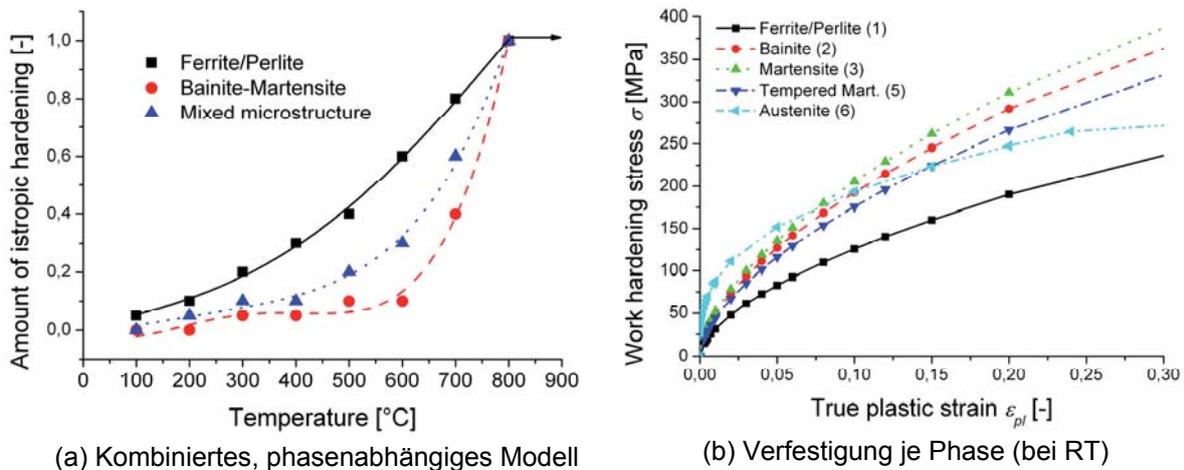


Abbildung 3: Implementiertes Verfestigungsmodell

Das temperatur- und phasenabhängige Verfestigungsverhalten wird durch Definition von neun Materialkarten mit spezifischem Verfestigungsverhalten berücksichtigt. Dies führt zu einer notwendigen Stufung des gemeinsamen Isotropenfaktors in Abbildung 3a für die drei phasenabhängigen Materialgruppen, nämlich überwiegend ferritisch-perlitisch, bainitisch-martensitisch bzw. gemischtes Gefüge.

Paragraph 1: Auszug aus ‚_MECH.DAT‘

```
MATERIAL PROPERTIES
ELEMENTS GROUPS $COMPONENT_01$ / E -10000 NU -10001 LX -10002 LY -10002 --
LZ -10002 YIELD -10003 SLOPE -10004 PHAS 6 TF 1300 AUST 6 KY 0 MODEL 2 MATE 1
ELEMENTS GROUPS $COMP_02$ / E -10000 NU -10001 LX -10002 LY -10002 LZ -10002 --
YIELD -10003 SLOPE -10004 PHAS 6 TF 1300 AUST 6 KY 0 MODEL 11 PISO 0.05 MATE 2
ELEMENTS GROUPS $COMP_03$ / E -10000 NU -10001 LX -10002 LY -10002 LZ -10002 --
YIELD -10003 SLOPE -10004 PHAS 6 TF 1300 AUST 6 KY 0 MODEL 11 PISO 0.1 MATE 3
ELEMENTS GROUPS $COMP_04$ / E -10000 NU -10001 LX -10002 LY -10002 LZ -10002 --
YIELD -10003 SLOPE -10004 PHAS 6 TF 1300 AUST 6 KY 0 MODEL 11 PISO 0.2 MATE 4
ELEMENTS GROUPS $COMP_05$ / E -10000 NU -10001 LX -10002 LY -10002 LZ -10002 --
YIELD -10003 SLOPE -10004 PHAS 6 TF 1300 AUST 6 KY 0 MODEL 11 PISO 0.3 MATE 5
ELEMENTS GROUPS $COMP_06$ / E -10000 NU -10001 LX -10002 LY -10002 LZ -10002 --
YIELD -10003 SLOPE -10004 PHAS 6 TF 1300 AUST 6 KY 0 MODEL 11 PISO 0.4 MATE 6
ELEMENTS GROUPS $COMP_07$ / E -10000 NU -10001 LX -10002 LY -10002 LZ -10002 --
```

```

YIELD -10003 SLOPE -10004 PHAS 6 TF 1300 AUST 6 KY 0 MODEL 11 PISO 0.6 MATE 6
ELEMENTS GROUPS $COMP_08$ / E -10000 NU -10001 LX -10002 LY -10002 LZ -10002 --
YIELD -10003 SLOPE -10004 PHAS 6 TF 1300 AUST 6 KY 0 MODEL 11 PISO 0.8 MATE 8
ELEMENTS GROUPS $COMP_09$ $J01_WIRE$ / E -10000 NU -10001 LX -10002 LY -10002 LZ -10002 --
YIELD -10003 SLOPE -10004 PHAS 6 TF 1300 AUST 6 KY 0 MODEL 3 MATE 9
ELEMENTS GROUPS $J02_WIRE$ $J03_WIRE$ $J04_WIRE$ $J05_WIRE$ $J06_WIRE$ / --
E 10005 NU 0 MATE 10
    
```

Das Inputfile umfasst somit zehn Materialkarten, darin sind neun für das transiente Verfestigungsmodell und eine Karte für das noch nicht aufgeschmolzene Zusatzmaterial enthalten. Die Zuweisung der Materialkarte je Element erfolgt am Ende jeder Berechnungskarte durch den Aufruf einer benutzerdefinierte SIL-Routine *modify_ele_mat_update* innerhalb des transienten Berechnungsablaufs. Die aufgerufene Routine führt die Berechnung des transienten, phasenabhängigen Verfestigungsverhaltens gemäß Abbildung 4 durch.

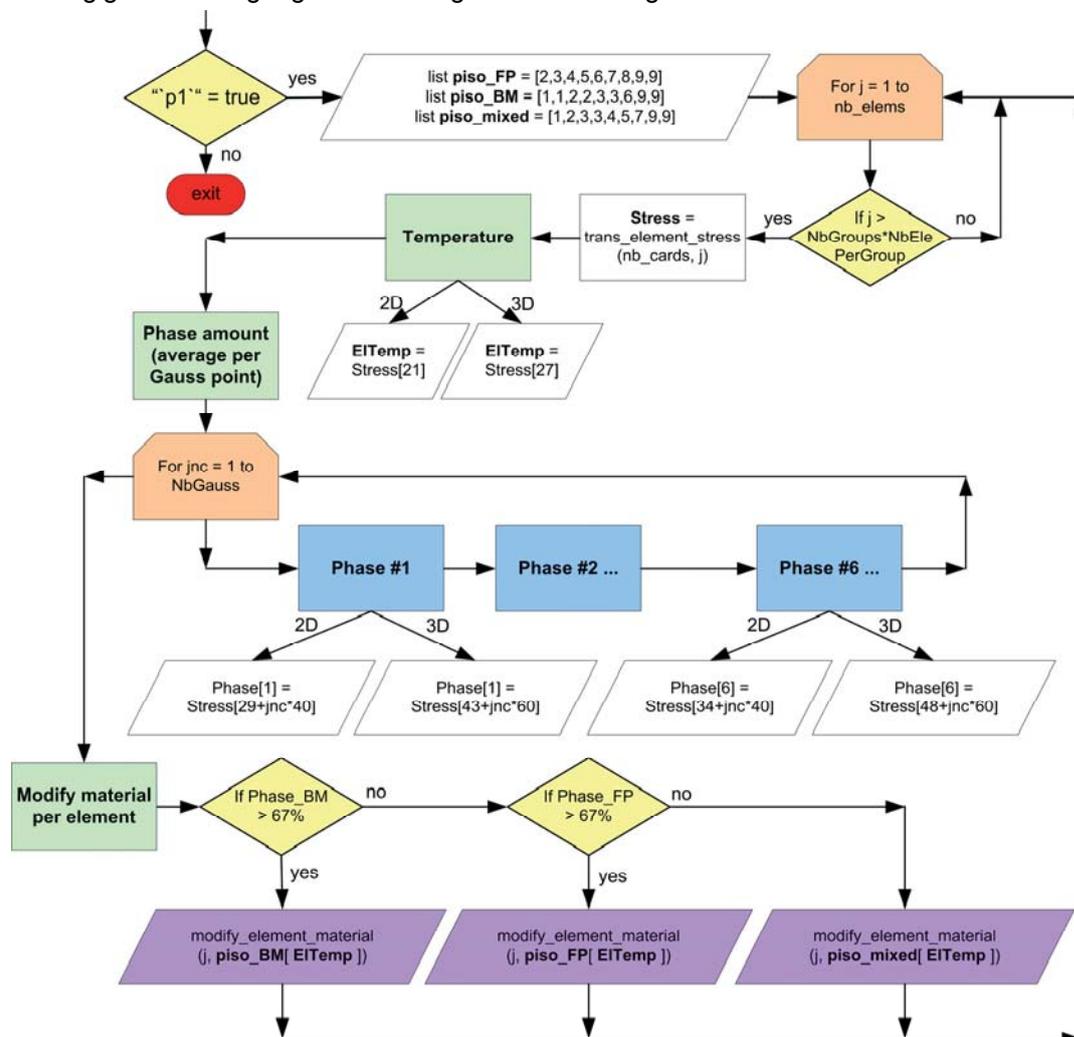


Abbildung 4: Flussdiagramm der implementierten SIL-Routine *modify_ele_mat_update*

Die Abfrage des Arguments *p1* ist notwendig damit die transiente Aktualisierung der elementbezogenen Materialkarten nur nach jeder beendeter Karte – und nicht nach jeder Iteration – erfolgt. Die drei Listen *piso_FB*, *piso_BM* und *piso_mixed* charakterisieren die transient anzuwendende Materialkarte pro Element gemäß der Vorgabe in Abbildung 3a. Für jedes Element

wird der transiente Datenblock der aktuellen Karte ausgelesen. Dieser Datenblock umfasst nicht nur die mechanischen Kenndaten, sondern auch die Elementtemperatur sowie die Phaseninformationen je Integrationspunkt.

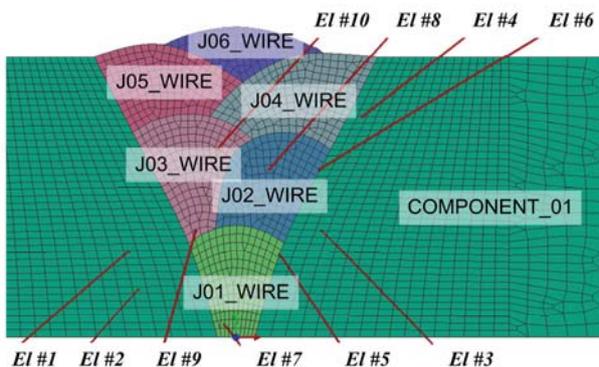
Der Phasenanteil wird iterativ über alle Integrationspunkte pro Element gemittelt. Je nach zwei- oder dreidimensionalem Element werden unterschiedliche Parameterbereiche angesprochen. Die transiente Modifikation des Verfestigungsverhaltens erfolgt durch den SIL-Befehl *modify_element_material*, wobei das betrachtete Element entsprechend dem dominanten Gefügebestandteil (überwiegend bainitsch-martensitisch; ferritisch-perlitisch oder gemischt) und der Elementtemperatur zugeordnet wird. Damit die Materialkarten über die Berechnung in jedem Schritt verfügbar bleiben, ist es notwendig im Bereich außerhalb der Wärmeinflusszone Elemente mit Verweis auf die neun charakteristischen Materialkarten in einer eigenen Gruppe zu definieren. Es ist hervorzuheben, dass die Phasenzusammensetzung durch diese Routine nicht geändert wird. Es wird nur der Isotropenfaktor *PISOTROPE* des kombinierten Verfestigungsmodells nach *MODEL 11*, bzw. ergänzend *MODEL 2* oder *MODEL 3* als Grenzfall eines rein kinematischen oder isotropen Verfestigungsmodells, während der Schweißstruktursimulation in Abhängigkeit der transienten Phasenzusammensetzung und der Temperatur je Element modifiziert bzw. zugewiesen.

3 Studie des Verfestigungsverhaltens

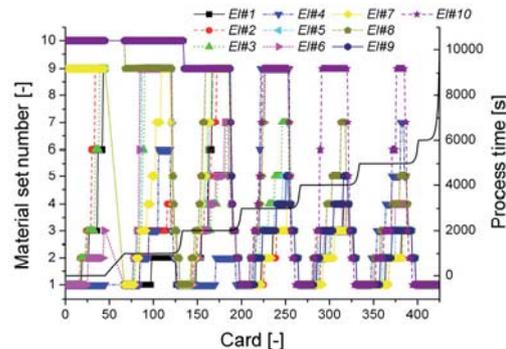
Im Folgenden werden Unterschiede in den lokalen Spannungen bei Einsatz verschiedener Verfestigungsmodelle an zwei- und dreidimensionalen Schweißnahtsimulationen in *Sysweld®* untersucht. Ein mehrlagiger Stumpfstoß wird als zweidimensionale Studie charakterisiert, während der dreidimensionale Fall an einer Doppelkehlnaht demonstriert wird. Die entwickelte SIL-Routine *modify_ele_mat_update* wird für beide Modelle ohne spezifische Adaptionen in der transienten Berechnung über die *MECH_C*-Datei aufgerufen. Nach der finalen Abkühlung erfolgt eine schwelende Beanspruchung der simulierten Schweißverbindung über zehn Lastzyklen, wobei eine Oberspannung von 700 N/mm^2 im Nennquerschnitt aufgebracht wird. Diese Spannung entspricht den Streckgrenzen der hochfesten Materialphasen in Abbildung 1b.

3.1 Mehrlagennaht als 2D-Modell

Das ebene Modell wurde als Stumpfnah mit sechs Lagen aufgebaut. Die Blechdicke beträgt $s = 15 \text{ mm}$, die Streckenenergie variiert je Lage von $E = 9 \text{ kJ/cm}$ bis zu 11 kJ/cm . Zwischen den einzelnen Lagenschweißungen wird eine Wartezeit eingehalten um eine Abkühlung bis Raumtemperatur zu ermöglichen.



(a) Modell inklusive Auswertepunkte



(b) Transiente Materialkartenänderung

Abbildung 5: Modellaufbau und prozessabhängige Materialzuordnung

Der Schweißprozess der sechs Lagen startet jeweils in einem Abstand von 1.000 s. Abschließend erfolgt nach dem Umspannen in der Zeitspanne von 10.000 s bis 12.000 s die schwel- lende Krafeinleitung der zehn Lastzyklen zur Charakterisierung lastbedingter Eigenspannungsän- derungen. Der Modellaufbau ist in Abbildung 5a ersichtlich. An zehn Elementen, gekennzeich- net als *E1#1* bis *E1#10*, wurde der zeitliche Verlauf der elementbezogenen Materialkartenän- derung aufgenommen. Die Änderung der aktivierten Materialkartensets an diesen ausgewählten Elementpositionen ist in Abbildung 5b dargestellt. Es zeigt sich, dass über der gesamten Pro- zesszeit eine mehrmalige Änderung der aktiven Materialkarten je Element erfolgen kann, dies gilt besonders für die mehrfach überschweißten Bereiche der Naht. Zum Zeitpunkt des Um- spannens, d.h. vor dem Start der dynamischen Krafeinleitung bei $t = 10.000$ s, weisen alle Elemente die erste Materialkarte als aktiv aus. Dies ist durch die temperaturabhängige Definiti- on der Listen *piso_BM*, *piso_FP* und *piso_mixed* nach Abbildung 4 begründet, wonach für vor- wiegend bainitisch-martensitische Mikrostruktur bzw. gemischtes Gefüge jeweils das Material- kartenset #1 angewendet wird. Nur für überwiegend ferritisch-perlitsiche Bereiche wäre das Materialkartenset #2 bei Raumtemperatur zutreffend.

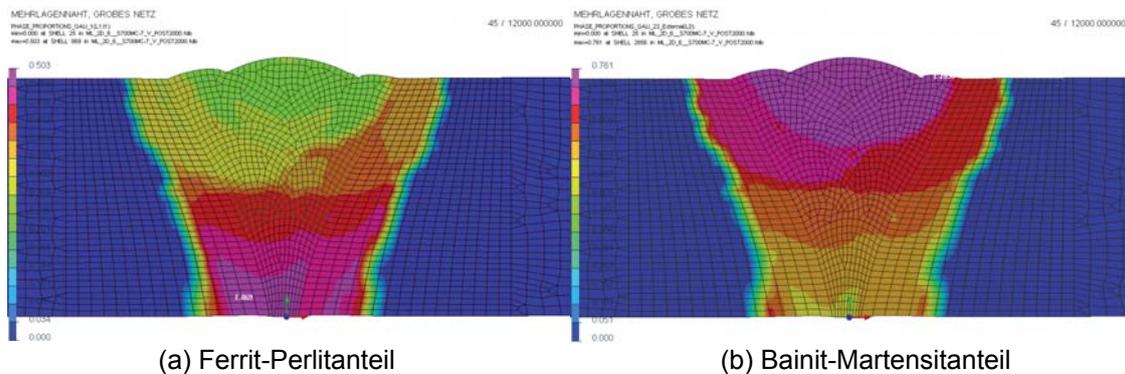


Abbildung 6: Simulierte Phasenzuordnung nach dem Schweißprozess ($t = 12.000$ s)

Der Schwellwert für die Trennung in ‚weiche‘ und ‚harte‘ Bereiche liegt bei einem Wert von über zwei Drittel, d.h. für die simulierte Verbindung ist nur das vorwiegend kinematische Verfestigungsmodell mit der Parameterliste *piso_BM* für den Bereich mit bainitisch-martensitischen Phasenanteil größer als 67 % zutreffend, vgl. Abbildung 6. Der restliche Bereich folgt dem Verfestigungsverhalten definiert in der Liste *piso_mixed*.

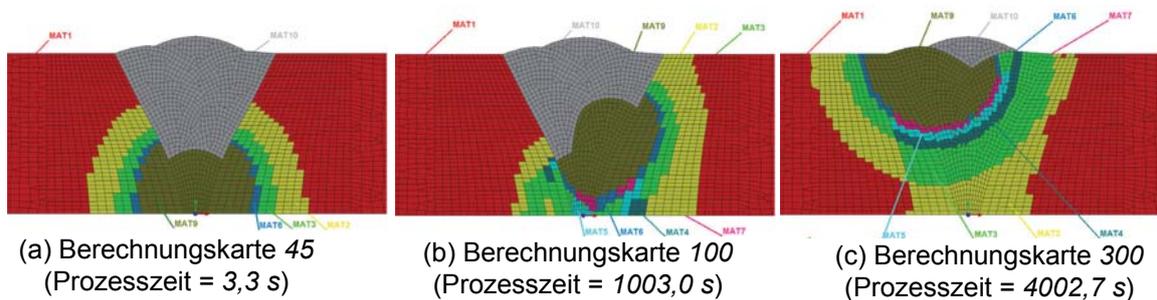


Abbildung 7: Transiente Materialkartenzuordnung

Das transiente Verfestigungsverhalten ist für drei Zeitschritte in Abbildung 7 durch die ele- mentweise Änderung des Materialsets dargestellt. Je nach lokaler Temperatur und Phasenzu- sammensetzung wird die entsprechende Materialkarte aktiviert. Bedingt durch den phasenbe-

zogenen Unterschied zwischen Grundmaterial und geschmolzenem Zusatzwerkstoff bildet sich auch zwischen diesen Bereichen ein lokaler Unterschied aus.

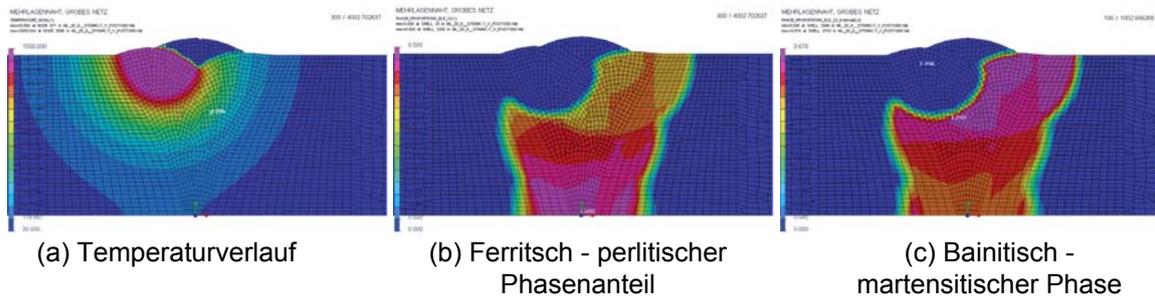


Abbildung 8: Temperatur und Phasenzusammensetzung bei $t = 400,7 \text{ s}$

Die örtliche Änderung der Temperatur und Phasenzusammensetzung ist in Abbildung 8a ersichtlich. Der Temperaturverlauf ist auf eine Maximaltemperatur von $1500 \text{ }^\circ\text{C}$ begrenzt und charakterisiert den aufgeschmolzenen Bereich der fünften Lage. Durch die mehrfache Schweißung bildet sich im Wurzelbereich von Abbildung 8b das angelassene Gefüge vorwiegend als ‚weiche‘ Zone ferritisch-perlitisch aus. Die ‚harte‘ Zone mit überwiegendem Bainit- bzw. Martensitanteil entsteht in der Wärmeeinflusszone bei der jeweils letzten geschweißten Lage, siehe Abbildung 8c. Eine Auswertung der lokalen Schweißspannungen im Bereich der Schweißverbindung ist in Tabelle 1 angegeben. Es sind sowohl der Zustand durch äußere Belastung, als auch der Eigenspannungsverlauf nach zehn Zyklen ohne Last ausgewertet.

Tabelle 1: Vergleich der maximalen Axial- und Vergleichsspannung

Verfestigungsmodell	Axialspannung σ_{xx} [N/mm ²]		Von-Mises Vergleichsspg. σ_v [N/mm ²]	
	$\sigma_{Last} = 700 \text{ MPa}$	$\sigma_{Last} = 0 \text{ MPa}$	$\sigma_{Last} = 700 \text{ MPa}$	$\sigma_{Last} = 0 \text{ MPa}$
Isotrop	910	248	827	824
Kinematisch	871	208	779	766
Gemischt	915	256	827	760

Obwohl die betragsmäßigen Unterschiede zwischen rein isotroper bzw. kinematischer Verfestigung und gemischtem Ansatz technisch nicht höchst relevant sind, so zeigt das transiente, gemischte Verfestigungsmodell lokale Unterschiede in der Ausprägung der Spannungen auf.

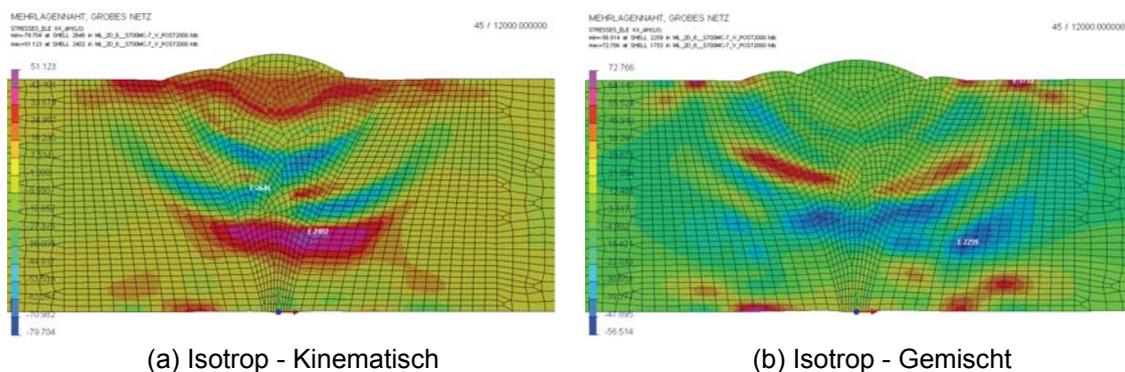


Abbildung 9: Differenz der Axialspannung zwischen Modellen

Einen Vergleich der Axialspannungen quer zur Naht im unbelasteten Endzustand, dies entspricht einer simulierten Prozesszeit von $t = 12.000 \text{ s}$, zeigt Abbildung 9. In Abbildung 9a ist die Differenz der Axialspannung zwischen isotropem und kinematischem Modell dargestellt, während Abbildung 9b den Unterschied zwischen isotropem und gemischtem Verfestigungsansatz zeigt. Die Spannungsdifferenz unterscheidet sich sowohl im Betrag, vor allem aber in der örtlichen Ausbildung beim Einsatz des transienten Verfestigungsansatzes.

3.2 Doppelkehlnaht als 3D-Modell

Weiterführend wurde eine Doppelkehlnaht mit einer Nahtstärke von $a = 4 \text{ mm}$, einer Grundblechdicke von $s_g = 12 \text{ mm}$ und einer Stegblechdicke von $s_s = 8 \text{ mm}$ modelliert. Die Streckenergie je Naht beträgt $E = 9 \text{ kJ/cm}$, wobei die gleiche hochfeste Materialdatenbasis wie für die Mehrlagennaht verwendet wurde. Durch Einsatz der transienten Verfestigungsroutine treten auch beim dreidimensionalen Modell Unterschiede im lokalen Eigenspannungsverlauf auf.

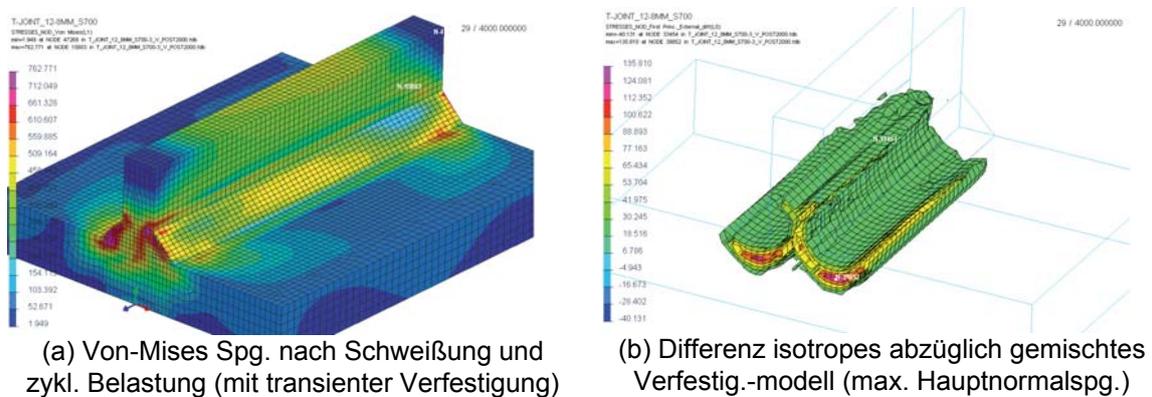


Abbildung 10: Ergebnis des dreidimensionalen Modells

Die Vergleichsspannung nach dem von-Mises Kriterium ist an einem Modellausschnitt in Abbildung 10a dargestellt, wobei die simulierte Prozesskette die Schweißung der Lagen, Abkühlung, Umspannung und schwellende Belastung mit zehn Zyklen umfasst. Die Differenz zwischen isotropem und transient veränderlichem Verfestigungsmodell ist in Abbildung 10b als Iso-Plot am halbsymmetrischen Modell dargestellt. Die größten Unterschiede treten im Bereich hoher Abkühlraten auf, d.h. im dickwandigeren Bereich der Wärmeeinflusszone des Grundblechs unterhalb Schweißnaht.

Die Anwendbarkeit des entwickelten transienten, temperatur- und phasenabhängigen Verfestigungsmodells wurde somit für zwei- und dreidimensionaler Modelle demonstriert. Fokus weiterer Arbeit liegt auf der materialprüftechnischen Charakterisierung der einzelnen Werkstoffphasen mittels zyklischer Kurzzeitfestigkeitsversuche bei Raum- und Hochtemperatur um die eingesetzte hochfeste Materialdatenbasis zu verbessern.

4 Danksagung

Der österreichischen Bundesregierung (insbesondere dem Bundesministerium für Verkehr, Innovation und Technologie und dem Bundesministerium für Wirtschaft, Familie und Jugend) vertreten durch die Österreichische Forschungsförderungsgesellschaft mbH (FFG), und den Ländern Steiermark und Tirol, vertreten durch die Steirische Wirtschaftsförderungsgesellschaft mbH (SFG) sowie die Standortagentur Tirol wird für die Förderung im Rahmen des COMET Förderprogramms herzlich gedankt.

5 Literatur

[Armstrong and Frederick (1966)] Armstrong, P., Frederick, C.: A mathematical representation of the multiaxial bauschinger effect. Technical report, CEGB Report RD/B/N731, 1966.

[Chaboche (2008)] Chaboche, J.-L.: A review of some plasticity and viscoplasticity constitutive theories. *International Journal of Plasticity*, 24: 1642–1693, 2008.

[Chaboche and Lemaitre (2000)] Chaboche, J.-L., Lemaitre, J.: *Mechanics of solid materials*. Cambridge University Press, 2000.

[Deng (2009)] Deng, D.: FEM prediction of welding residual stress and distortion in carbon steel considering phase transformation effects. *Materials & Design*, 30 (2): 359 – 366, 2009. ISSN 0261-3069. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2008.04.052>.

[Deng and Murakawa (2013)] Deng, D., Murakawa, H.: Influence of transformation induced plasticity on simulated results of welding residual stress in low temperature transformation steel. *Computational Materials Science*, 78: 55 – 62, 2013. ISSN 0927-0256. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.commatsci.2013.05.023>.

[ESI (2012a)] *SYSTUS Analysis Reference Manual*. ESI Group, 2012.

[ESI (2012b)] *SYSWELD Reference Manual*. ESI Group, 2012.

[Heinze et al. (2011)] Heinze, C., Schwenk, C., Rethmeier, M.: Influences of mesh density and transformation behaviour on the result quality of numerical calculation of welding induced distortion. *Simulation Modelling Practice and Theory*, 19 (9): 1847 – 1859, 2011. ISSN 1569-190X. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.simpat.2011.05.001>.

[Krysl et al. (2013)] M. Krysl, M. Rahman, and R. Vallant. Untersuchung des umwandlungsverhaltens in der wärmeeinflusszone eines thermomechanisch gewalzten stahls s700mc. *Schweiß- und Prüftechnik*, pages 5–9, 2013.

[Loose et al. (2010)] Loose, T., Sakkietitbutra, J., Wohlfahrt, H.: New 3d-calculations of residual ststress consistent with measured results of the iiw round robin programme. *Mathematical Modelling of Weld Phenomena*, 9: 369–390, 2010. IIW Kenneth Easterling Best Paper Award.

[Manurung et al. (2013)] Manurung, Y. H., Lidam, R. N., Rahim, M. R., Zakaria, M. Y., Redza, M. R., Sulaiman, M. S., Tham, G., Abas, S. K.: Welding distortion analysis of multipass joint combination with different sequences using 3D FEM and experiment. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 2013. ISSN 0308-0161. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijpvp.2013.05.002>.

[Muransky et al. (2012)] Muransky, O., Hamelin, C., Smith, M., Bendeich, P., Edwards, L.: The effect of plasticity theory on predicted residual stress fields in numerical weld analyses. *Computational Materials Science*, 54: 125 – 134, 2012. ISSN 0927-0256. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.commatsci.2011.10.026>.

[Ottersböck et al. (2013)] Ottersböck, M., Stoschka, M., Thaler, M.: Study of kinematic strain hardening law in transient welding simulation. *Mathematical Modelling of Weld Phenomena*, 10, 2013.

[Prager (1949)] W. Prager. Recent development in the mathematical theory of plasticity. *Journal of Applied Physics*, 235: 7, 1949. doi: <http://dx.doi.org/10.1063/1.1698348>.

[Radaj (2002)] Radaj, D.: *Eigenspannungen und Verzug beim Schweißen*. DVS-Verlag, 2002.

[Sakkietitbutra et al. (2009)] Sakkietitbutra, J., Loose, T., Vollertsen, F., Wohlfahrt, H.: Zur wahl des verfestigungsmodells bei der berechnung von schweißeigenspannungen. In *Tagungsband Sysweld Forum*, pages 21–33, 2009.

[Yunsok and Rajesh (2010)] Yunsok, H., Rajesh, S. R.: Thermal distortion analysis method for TMCP steel structures using shell element. In M. Kocak, editor, *Proceedings of the International Conference on Advances in Welding Science & Technology for Construction, Energy & Transportation*, pages 409–414, 2010.

Zusatzwerkstoff-Elemente in der Schweißstruktursimulation

Jens Rohbrecht¹, Jens Sakkiettibutra¹

¹ *simufact engineering gmbh, Tempowerkring 3, D-21079 Hamburg, Deutschland*
E-Mail: jens.rohbrecht@simufact.de

ZUSAMMENFASSUNG

Die Verwendung von Schweißzusatzwerkstoffen stellt besondere Anforderungen an die Modellierung in der Schweißstruktursimulation. Die Berechnung mithilfe von Finiten Elementen setzt eine Elementdefinition des Zusatzwerkstoffes voraus, obwohl dieser erst während des Schweißprozesses fortlaufend aufgebracht wird. Komplexe Werkstücke und Werkstoffe unterschiedlicher thermischer Ausdehnung können dabei zu großen Relativverzügen und damit zu großen Verzerrungen der Elemente des Zusatzwerkstoffes führen. Dies kann zur Folge haben, dass die Reststeifigkeiten noch nicht aktivierter Elemente einen real nicht vorhandenen, aber deutlichen Einfluss auf das Verzugverhalten haben. Schlimmstenfalls konvergiert die Berechnung aufgrund der großen Elementverzerrungen nicht. In diesem Artikel werden die gebräuchlichsten Methoden der Modellierung von Zusatzwerkstoffen während der thermischen und mechanischen Berechnung unter Verwendung von Zusatzwerkstoffen oder unter Verwendung von künstlichen Werkstoffzuständen aufgeführt und daraus eine Methode abgeleitet, die die vorher genannten Einschränkungen signifikant reduzieren kann.

1 Einleitung

Zur Vorhersage des globalen Werkstückverhaltens beim und nach dem Schweißen hat sich die transiente dreidimensionale Schweißstruktursimulation mithilfe Finiter Elemente etabliert, bei der aufgrund der hohen Komplexität und des daraus resultierenden hohen Berechnungsaufwandes Vereinfachungen bezüglich der Ausbildung des Schmelzbades und des Wärmeeintrags getroffen werden müssen [Radaj, 2002, S. 4, 5]. Zur Abbildung des Energieeintrags auf eine Oberfläche oder in ein Volumen hat sich die Verwendung verschiedener mathematischer Energiequellverteilungen (Hilfswärmequellen) durchgesetzt (siehe [Goldak, 2005]). Zur Vorhersage globaler Temperaturfelder, Verzügen und Eigenspannungen ist diese Methodik in der Regel ausreichend und kann daher im Gegensatz zur Prozesssimulation für die Beurteilung des globalen Strukturverhaltens während des Schweißens verwendet werden.

Werden beim Schweißen prozessbedingt Zusatzwerkstoffe verwendet, so müssen diese in der Regel mit abgebildet werden. Nur so können insbesondere Querverzüge zutreffend vorhergesagt werden. Die Möglichkeit, die Interaktion von Quer- und Längsschrumpfung zu berücksichtigen, grenzt die dreidimensionale Schweißstruktursimulation von den meisten Ersatzmethoden ab.

Da methodisch die sich ausbildende Nahtendform jedoch nicht mittels der Schweißstruktursimulation selbst vorhergesagt werden kann, gibt man die Endgeometrie der abgekühlten Naht als Eingangsparameter der Schweißstruktursimulation vor. Die Nahtendform kann dann z.B. Schliffbildern oder einer detaillierten Prozesssimulation entnommen werden (siehe Abbildung 1). Dabei wird die durch den Zusatzwerkstoff aufgefüllte Geometrie für

gewöhnlich durch zusätzliche zu aktivierende Elemente dargestellt. Einbrandkerben und die Durchmischung der Werkstoffe werden meistens vernachlässigt. Dieses Vorgehen stellt zudem eine Vereinfachung dar, weil sich das Finite Element Netz aus der gemessenen Endgeometrie während der Berechnung noch zusätzlich plastisch verformt. Dennoch ist die Vorgehensweise in der Regel ausreichend genau.

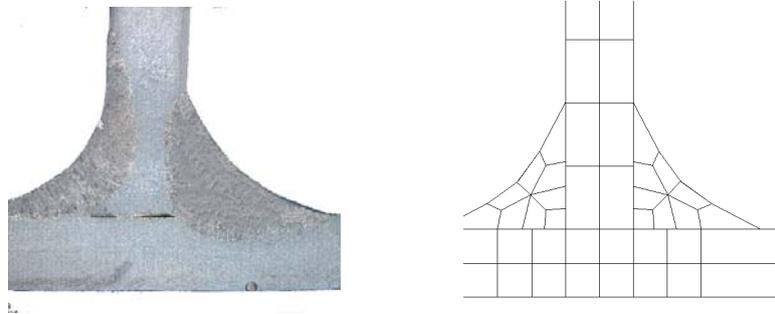


Abbildung 1: Nahtendform aus Schliffbild übertragen auf das Eingangsnetz in der Schweißstruktursimulation

2 Stand der Technik

Die Schweißstruktursimulation berechnet die Folgen der Wärmewirkung des Schweißprozesses auf eine Gesamtstruktur basierend auf Finiten Elementen. Die Struktur kann im einfachen Fall z.B. aus einer Platte und einer Auftragsschweißnaht bestehen, oder aber komplexe Bauteilgruppen umfassen. Wesentliches Ziel der Schweißstruktursimulation ist die Vorhersage der aus dem Schweißprozess entstehenden Verzüge. Darüber hinaus können Aussagen zu Eigenspannungen und Werkstoffzuständen (Zugfestigkeiten, Gefüge) getroffen werden. Die Optimierung von Spannkonzepenten, Schweißrichtungen und -folgen sind typische Aufgaben der Schweißstruktursimulation.

Entscheidend ist dabei nicht die exakte Abbildung Realprozess-spezifischer Details, sondern die korrekte Erfassung der Wärmewirkung auf die Struktur durch z.B. die Abbildung der fortschreitenden Schmelzbad-Isofläche oder der Temperaturzyklen der Nähte und ihrer Nahbereiche oder durch Übertragung bleibender Dehnungen einzelner Nähte auf die Gesamtstruktur. Daher kann eine methodische Unterscheidung in unterschiedlich fein aufgelöster zeitlicher Hinsicht erfolgen:

- Volltransient: die zeitliche Diskretisierung ist klein genug, um das voranschreitende Schmelzbad kontinuierlich zu erfassen.
- Meta-transient: die zeitliche Diskretisierung ist bezogen auf die Temperaturzyklen einzelner gesamter Nähte (siehe [Mrvar, 2011]).
- Entkoppelt: Es wird keine zeitliche Diskretisierung verwandt, sondern es erfolgt eine Übertragung bleibender Dehnungen einzelner Nähte ("single step" z.B. im Weldplanner implementiert).

Die Autoren gehen im Folgenden ausschließlich auf die Anforderungen der Modellierung von Zusatzwerkstoff-Elementen für die volltransiente Methodik ein.

2.1 Volltransiente Methodik

Zur Modellierung des Wärmeeintrags bedient man sich mathematisch verschieden komplexer Hilfsquellen („Ersatzwärmequellen“), die eine dem Schweißpfad folgende Wärmestromdichte

beschreiben. Das mit dem Schweißfortschritt bewegte lokale Koordinatensystem des Wärmequellmodells kann gleichzeitig als Kriterium für die Zustandsänderung von Zusatzwerkstoff-Elementen verwendet werden. Die am Markt verfügbaren Schweißstruktursimulationsprodukte verfolgen dabei unterschiedliche Vorgehensweisen:

Der Wärmeeintrag selbst kann eine lokale Werkstoff-Zustandsänderung aus einem quasi deaktivierten Status zum realen Werkstoff-Zustand bewirken. Beispielsweise verwendet SYSWELD ein Umwandlungsmodell und eine künstliche Phase mit reduziertem E-Modul, die bei Erreichen in den realen Werkstoff wechselt. Oder man bedient sich zusätzlich eines geometrischen Kriteriums relativ zur Wärmequellposition, um die Elemente des Schweißzusatzwerkstoffs fortschreitend zu aktivieren (z.B. simufact.welding, siehe Abbildung 2).

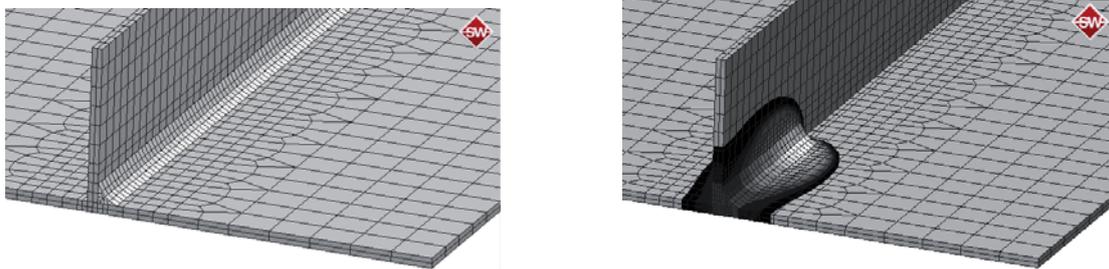


Abbildung 2: Ausgangssituation: Gesamte Nahtlänge im FEM Modell (linkes Bild); Situation während der Berechnung: Sukzessive Aktivierung der Zusatzwerkstoff-Elemente (rechtes Bild)

Für alle Methoden gilt, dass Zusatzwerkstoff-Elemente modelliert werden und von Beginn der Analyse im Berechnungsmodell vorhanden sind.

2.2 Besondere Anforderungen an die Modellierung von Zusatzwerkstoff-Elementen

Die besonderen Anforderungen an die Modellierung von Zusatzwerkstoff-Elementen bestehen in folgendem:

- Der Einfluss der zusätzlich aufgebracht Massen muss in der Energiebilanz berücksichtigt sein.
- Vor dem Auftrag auf die Struktur sind Zusatzwerkstoffe realprozesstechnisch nicht vorhanden und sollten entsprechend bis zur Aktivierung keinen Einfluss auf die Berechnungsergebnisse ausüben.
- Mit dem Auftrag und der fortschreitenden Erstarrung des Zusatzwerkstoffes aus der Schmelze heraus ist dieser für die Ausbildung von Verzügen und Spannungen in der Gesamtstruktur von erheblicher Bedeutung. Ab hier müssen Zusatzwerkstoff-Elemente aktiviert werden.
- Zwar dürfen diese Elemente im nicht aktivierten Zustand keinen Einfluss auf sich ausbildende Verzüge ausüben, aber sie müssen den sich kontinuierlich ändernden Formänderungen der Gesamtstruktur bereits folgen können.

Die Herausforderung hierbei ist das Zusammenspiel der Zustandsänderungen von thermischer und mechanischer Inaktivität und ihrem Übergang in die Aktivität. Letztere kann thermisch und mechanisch gekoppelt oder sequentiell erfolgen, unter Vernachlässigung oder mit Berücksichtigung von Kontakten und mit komplexen Werkstoffmodellen beispielsweise einer Mehrphasenmodellierung.

Die meisten Methoden und deren Kombinationen führen für einfache Geometrien und gerade Schweißbahnen ohne größere Verzüge zu verwendbaren Ergebnissen.

Komplexere Geometrien mit größeren Gesamtabmessungen und damit quantitativ größeren Relativverschiebungen der Komponenten zueinander stellen hingegen besondere Anforderungen dar. Ähnliche Anforderungen gelten für Schweiß- und Lötverbindungen, bei denen sich die Fügepartner oder der Zusatz- oder Lötwerkstoff unterschiedlich stark ausdehnen, oder wenn die Ausbildung von Spalten Teil der Berechnungsaufgabe ist.

Die im Nahbereich der Schweißbahn benötigte feine Vernetzung und die entstehenden großen Relativverzüge können zu starken Verzerrungen der Elemente des Zusatzwerkstoffes - egal ob aktiviert oder nicht – führen. Gerade nicht-aktivierte Zusatzwerkstoff-Elemente können unrealistisch hohe Dehnungen erhalten, die bei ihrer Aktivierung zu Konvergenzproblemen in der Berechnung führen.

Nachfolgend sollen daher die Stärken und Grenzen der in der Praxis üblichen Methoden dargestellt werden und daraus eine Methode entwickelt werden, mithilfe derer der Einfluss von Reststeifigkeiten der noch nicht aktivierten Elemente sowie zu große Verzerrungen der Zusatzwerkstoff-Elemente vermieden werden können.

2.3 Stärken und Grenzen gängiger bestehender Methoden

Methodisch wird nach heutigem Stand der Technik in der voll-transienten Schweißstruktursimulation zumeist wie folgt vorgegangen:

Zusatzwerkstoff-Elemente werden beim Aufbau des Berechnungsmodells geometrisch erzeugt und vernetzt und sind auf voller Schweißnahtlänge vorhanden. Mit dem Start der Analyse wird das Berechnungsmodell mit seiner gesamten Geometrie, also auch den Zusatzwerkstoff-Elementen, dem Solver übergeben. Je nach den Möglichkeiten des Solvers können die Zusatzwerkstoff-Elemente dabei unterschiedlich behandelt werden:

1. Zusatzwerkstoff-Elemente werden analog zu den Grundwerkstoffelementen modelliert.
2. Zusatzwerkstoff-Elemente sind zunächst nicht vorhanden, sondern es wird stattdessen mithilfe von Algorithmen, die sich ausbildende Nahtform ermittelt. Diese Algorithmen berechnen eine stark überhöhte Dehnung und Massenzunahme der lokalen Grundwerkstoffelemente bei Wärmeaufbringung und berechnen unter Verwendung der Oberflächenspannungen für konventionelle Schweißprozesse die Nahtform.
3. direkte geometrische, thermische und mechanische Aktivität auf voller Länge mit bis zum Erwärmen durch die Schweißquelle reduzierten mechanischen Werkstoffparametern durch Definition einer künstlichen Werkstoffphase ("chewing-gum-" Methode)
4. verzögerte geometrische, thermische und mechanische Aktivität, sukzessive Aktivierung durch die fortschreitende Schweißquelle während der Analyse

Die **Methode 1** hat den gravierenden Nachteil, dass die in der Realität erst sukzessive während des Schweißens aufgebrachten Zusatzwerkstoffe hier vom Analyseanfang an vorhanden sind und damit thermisch wie auch mechanisch einen je nach Berechnungsaufgabe signifikanten Fehler einbringen.

Methode 2 gilt nach [Bellet, 2009] nur für konventionelle Schweißverfahren und kann ferner den Kontakt zwischen Bauteilen, somit deren Verbindung durch das Verschweißen oder aber Spalt-bedingte Trennung, nicht berücksichtigen.

Bei **Methode 3** haben die Zusatzwerkstoff-Elemente bereits vom Analysestart an einen thermischen und mechanischen Resteinfluss, der jedoch deutlich unterhalb des Niveaus von Methode 1 liegt. Bevor diese Elemente von der Wärmequelle erreicht worden sind, simuliert man Werkstoffseitig durch eine künstliche Phase stark reduzierte thermische und mechanische Einflüsse. Prinzipiell lassen sich durch Kontakt-ähnliche Vorgänge Phänomene wie Reibung und geringere Relativverschiebung, nicht aber Spalt-Bildung abbilden. Nach dem Erwärmen durch die Wärmequelle gehen die Zusatzwerkstoff-Elemente in die gewünschten Werkstoffzustände gemäß Werkstoffmodell über.

Während bei Methode 3 die Zusatzwerkstoff-Elemente vom Analysestart an einen thermischen und mechanischen Resteinfluss haben, bleiben sie bei **Methode 4** bis zu ihrer Aktivierung thermisch vollständig inaktiv. Anders verhält es sich hier mit dem mechanischen Zustand, denn mechanische Inaktivität lässt sich bedingt durch die Finite-Elemente-Methode nur zum Teil herstellen. Bei **Methode 4** können bis zu drei verschiedene Zustände von Schweißzusatzelementen unterschieden werden (siehe Tabelle 1):

Tabelle 1: Zustände von Zusatzwerkstoff-Elementen

Zustand →	1	2	3
Auslösendes Kriterium	Solver: startet Berechnung und schreibt 0-tes bzw. erstes Ergebnisinkrement in die Ergebnisdatei	Wärmequelle: berührt erstmalig Zusatzwerkstoff-Elemente	Zeit- oder Temperaturkriterium, oder automatisch im nachfolgenden Berechnungsschritt
Geometrie	geometrisch inaktiv (unsichtbar) oder geometrisch aktiv (sichtbar)	geometrische Aktivierung in der Ergebnisdatei (sichtbar)	
Thermische Berechnung	thermisch inaktiv	thermische Aktivierung	
Lokale Elementverfeinerung	Keine Verfeinerung	lokale Verfeinerung	
Mechanische Berechnung	mechanisch inaktiv		mechanische Aktivierung

Hinsichtlich der mechanischen Inaktivierung gibt es unterhalb vorhandener Software-Produkte durchaus Unterschiede. Nach heutigem Stand der Technik können zumeist nur verschiedene Vor- und Nachteile kombiniert werden:

Einige Solver können noch nicht aktivierte Zusatzwerkstoff-Elemente ohne jegliche Steifigkeitsbeitrag belassen ("deactivated element method"). Der Nachteil dieser Vorgehensweise ist, dass die innenliegenden Knoten bis zur Aktivierung ortsfest bleiben. Die Methodik ist damit für Verzugberechnungen nur bedingt geeignet.

Solver mit erweiterten Kontaktmodellen können zusätzlich die Oberflächenknoten nicht aktivierter Zusatzwerkstoff-Elemente mittels Kontaktbedingungen den angrenzenden Bauteildeformation folgen lassen. Innenliegende Knoten bleiben aber auch hier ortsfest. Null-Steifigkeitsbeitrag und bedingte Verschieblichkeit lassen sich so gut kombinieren. Die Grenze dieser Methodik besteht aber darin, dass größere Bauteilverzüge zu erheblichen Verzerrungen innerhalb der nicht aktiven Zusatzwerkstoff-Elemente führen, die ihrerseits zum

Berechnungsabbruch führen können. Damit ist diese Methodik für große Verzüge bzw. große Strukturen ungeeignet.

Die derzeit vorteilhafteste Methode ist, den E-Modul von Zusatzwerkstoff-Elementen mit einem Reduktionsfaktor deutlich herabzusetzen ("quiet element method"). Dieser bewegt sich zumeist im Bereich von $1e-3$ bis $1e-5$. Die Reststeifigkeit sorgt dafür, dass innenliegende Knoten der Bewegung der Oberflächenknoten aus Kontaktbedingungen an die Gesamtstrukturdeformation folgen können. Je niedriger der Reduktionsfaktor gewählt wird, desto niedriger ist der fehlerhafte Steifigkeitseinfluss nicht aktiver Elemente. Die numerische Instabilität nimmt hingegen zeitgleich zu. Da sämtliche bislang zur Verfügung stehenden Methoden an zumindest einer Stelle nachteilig sind, soll hier eine erweiterte Methodik vorgestellt werden, die sowohl den Einfluss nicht aktiver Zusatzwerkstoff-Elemente minimiert, als auch hohe Deformationen zulässt und dabei numerisch stabil bleibt.

3 Die erweiterte Quiet-Element Methode der gleitenden Elemente

3.1 Grundlagen

Kern der hier vorgestellten Methodik ist, nicht aktive Zusatzwerkstoff-Elemente auf den Oberflächen der sich sukzessive verformenden Bauteilgeometrien reibfrei gleiten und sie dabei translatorisch als Starrkörper bewegen zu lassen. Durch die reduzierten Rest-Steifigkeiten nicht aktivierter Zusatzwerkstoff-Elemente können die Knoten dieser Elemente bereits vor ihrer Aktivierung Freiheitsgrade haben. Während die sich mit anderen Bauteilen in Kontakt befindliche Oberflächen-Knoten aus Kontaktbedingungen deren Deformationen folgen, werden die innenliegenden Knoten sowie die freien Aussenknoten durch die verbleibenden Reststeifigkeiten mit bewegt (Abbildung 3):

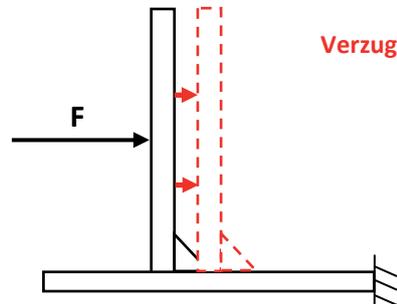


Abbildung 3: translatorischer Relativ-Verzug

Winkeltreu bleibende Relativ-Verzüge zwischen zwei zu verschweißenden Bauteilen können auf diesem Weg problemlos sehr groß werden, ohne durch die Reststeifigkeiten noch nicht aktivierter Zusatzwerkstoff-Elemente behindert zu werden. Es entstehen keine zusätzlichen Spannungen. Zudem erlaubt die reibfreie Starrkörperbewegung eine deutliche Reduktion der Reststeifigkeiten nicht aktivierter Elemente, ohne dass dadurch numerische Instabilitäten auftreten.

Abbildung 4 zeigt sowohl translatorische als auch verzerrende Deformationen. Lediglich die Verzerrungen führen zu Spannungen innerhalb der Zusatzwerkstoff-Elemente, wodurch die Reststeifigkeiten der nicht aktivierten Elemente einen geringfügigen falschen Einfluss behalten, der jedoch gegenüber anderen Methoden um den translatorischen meist dominierenden Anteil geringer ausfällt.

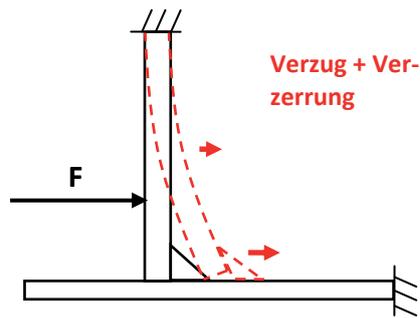


Abbildung 4: translatorische sowie verzerrende Deformationen

3.2 Detaillierte Methodenbeschreibung

Die vorgestellte Methodik setzt einen Solver mit erweiterten Kontaktmodellen voraus. Diese können die lokalen Randbedingungen des Kontakts adaptiv ermitteln und verändern. Kontaktkörper können initial im Kontakt sein, sich während der Analyse bereichsweise oder gesamt voneinander trennen und wieder in Kontakt miteinander treten. Die Bedingungen, unter denen dieses geschieht, können für jede Kontaktkörper-Paarung individuell bestimmt werden.

Die hier vorgestellte Methode benötigt das möglichst widerstandsfreie Gleiten von Zusatzwerkstoffen, jedoch keinesfalls deren Ablösung (Separation) vom Grundwerkstoff (siehe Abbildung 5). Das Gleiten wird über die Reibung modelliert, z.B. Coulomb'sche Reibung, bilinear, mit einem Reibbeiwert von 0. Die Separation wird durch Vorgabe einer nominell sehr hohen Separationsspannung (z.B. $1e30$ Pa), die in der Simulation nicht erreicht wird, unterdrückt.

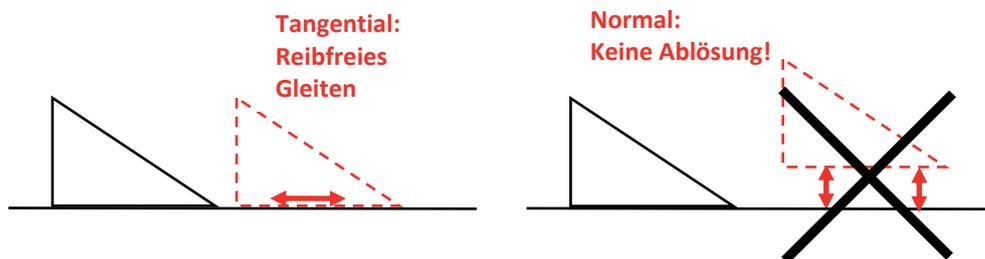


Abbildung 5: Freiheitsgrade der Kontaktbedingungen

Erweiterte Kontaktbedingungen sind für die praktische Einsetzbarkeit von Schweißstruktursimulation ohnehin von erheblicher Bedeutung, da nur erweiterte Kontaktmodelle die Verwendung nicht kompatibler Vernetzungen angrenzender Bauteile ermöglichen (siehe Abbildung 6).

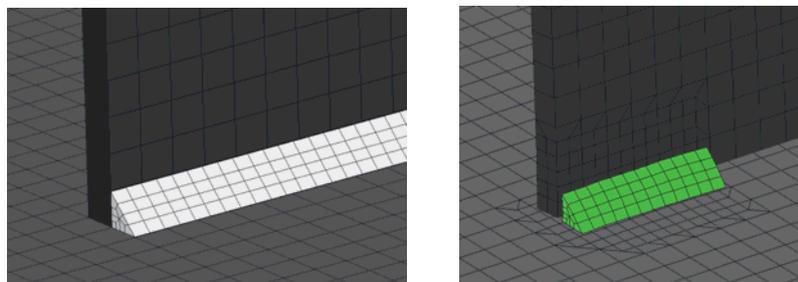


Abbildung 6: Nicht kompatible Vernetzung und lokale Netzverfeinerung

Die Autoren wollen mit der vorgestellten Methode neben der deutlich verbesserten Berechenbarkeit von Verzügen und Eigenspannungen auch prozessbedingte Spaltbildungen realitätsnah simulieren, ohne dass dadurch Stabilität und Rechenzeiten negativ beeinflusst werden. Sich öffnende oder schließende Spalte sind erheblich von den angesetzten Kontaktbedingungen abhängig und würden durch statisch dauerhaft verbindende Kontakte (Anhaften) an Zusatzwerkstoff-Elementen behindert werden. Daher soll hier ein Kontakt vorgestellt werden, der tangentiale Relativverzüge mit nahezu keiner Steifigkeit zulässt und zugleich in normaler Richtung sehr steif (nicht ablösend) wirkt.

Die Spaltbildung kann in der Simulation durch ein Ablösen eines Bauteilknotens von der zugehörigen Flächen eines anderen Körpers abgebildet werden. Dazu muss solerverseitig eine Mindestknotenkraft oder Mindestspannung überwunden werden. Die Nutzung der Spannung als Separationskriterium empfiehlt sich, da man damit im Gegensatz zu den Knotenkräften von den absoluten Dimensionen der Elemente unabhängig ist. Das Ablösekriterium muss sensitiv genug gewählt sein, um eine reale Spaltausbildung nicht zu behindern. Es sollte aber gleichzeitig allzu häufige Wechsel lokaler Kontaktzustände einzelner Knoten behindern, da sich sonst die Rechenzeiten gegenüber dem Ergebnismehrwert ungünstig entwickeln.

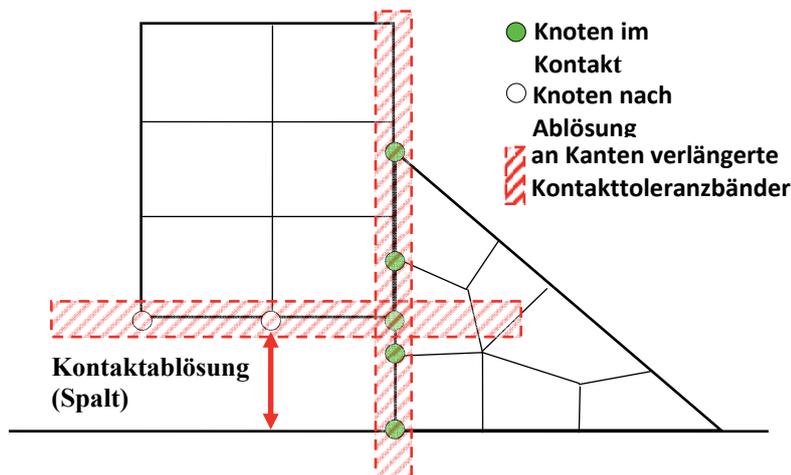


Abbildung 7: Spaltbildung erleichtert durch verlängerte Kontaktbänder

Mit der Erstarrung der Zusatzwerkstoffe und umliegenden Schmelzzone treten zunehmend Zugspannungen längs und quer zur Naht auf. Eine realitätsnahe Kontaktmodellierung muss den Übertrag der Spannungen in die Gesamtstruktur über entsprechende Kontaktbedingungen berücksichtigen.

Daher muss eine adaptive Änderung der Kontaktbedingungen definiert werden, die einem Auslösekriterium folgend lokale Zustandswechsel zulässt. Als Auslösekriterium bietet sich die Temperatur an, die im Modell z.B. mit negativem Gradienten den Schmelzpunkt durchschreitet. Einzelne Kontaktknoten, die dieses Temperaturkriterium erfüllen, werden in einen haftenden Zustand überführt. Abbildung 8 zeigt am Beispiel einer unzureichenden Eindringtiefe, wie mit dieser Methode nicht nur eine spannungsübertragende Verbindung an den ehemals gleitenden Zusatzwerkstoff-Elementen erreicht wird, sondern gleichzeitig vorhandene Schweißdefekte rechnerisch berücksichtigt werden.

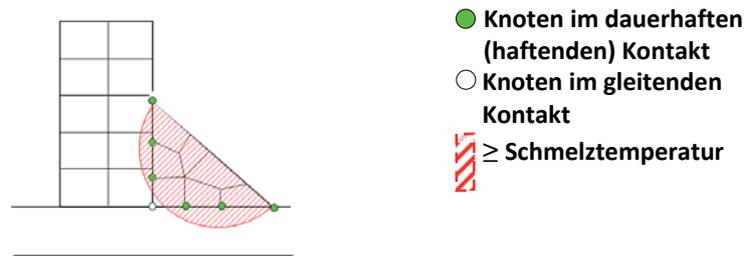


Abbildung 8: Adaptiver Wechsel lokaler Kontaktbedingungen

Der Wechsel lokaler Kontaktbedingungen ist Voraussetzung für die korrekte Abbildung von Längs- und Querspannungen. Er bietet ferner eine interessante Ausgangslage für anschließende Belastungsanalysen. Darüber hinaus kann mit demselben Kriterium der Wärmeübergang von einem zum anderen Bauteil so verändert werden, dass er widerstandslos und der jeweiligen Wärmeleitfähigkeit der Werkstoffe entsprechend erfolgt.

Die Anforderungen an die erweiterten Kontaktbedingungen für Zusatzwerkstoff-Elemente können wie folgt zusammengefasst werden:

- tangential gleitend
- normal haftend
- verlängerte Toleranzbänder über Körperkanten hinaus
- adaptiv lokale Wechsel der Kontaktbedingungen während des Erstarrens

4 Methodenverifizierung in der Praxis

Zur Verifizierung wird als einfaches Testmodell eine 1-Lagen-Verbindung zweier dünner Bleche vorgestellt (Abbildung 9). Die Schweißnaht ist initial mit Zusatzwerkstoff-Elementen nicht kompatibel vernetzt. Die grobe Anfangsvernetzung der beiden Platten wird während der Berechnung adaptiv lokal verfeinert.



Abbildung 9: Testmodell: Einfache Verbindung zweier Bleche

Nach Analysestart aber vor Beginn des Schweißens wird der untere Bereich der senkrecht stehenden Platte ca. 8 – 9 mm horizontal (nach rechts, siehe Abbildung 10) verschoben und damit eine Biegung aufgebracht. Eine solche Situation kann beispielsweise beim Einspannen von umgeformten Karosseriebauteilen in eine Spannvorrichtung auftreten oder Folge von Verzügen aus vorausgehenden Schweißungen sein. Die initial in Ausgangsposition modellierten

Zusatzwerkstoff-Elemente müssen diesem deutlich über die Plattendicke hinaus gehenden Verzug im nicht-aktiven Zustand folgen.

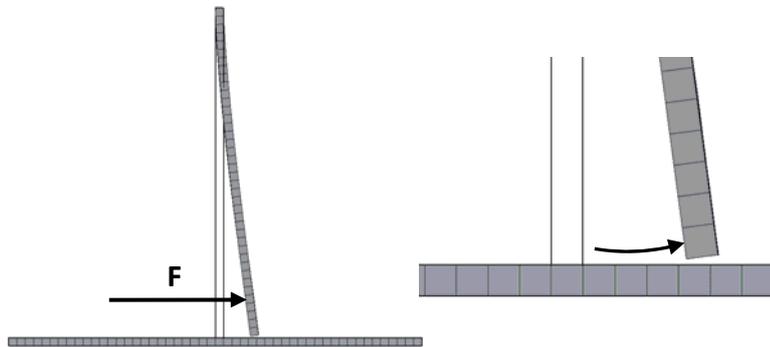


Abbildung 10: Anfangsverschiebung bei noch intakten Zusatzwerkstoff-Elementen

Abbildung 11 zeigt die Situation kurz nach dem Beginn des Schweißens. Erste Zusatzwerkstoff-Elemente sind bereits erwärmt und gehen in den haftenden Kontakt über.



Abbildung 11: Während des Schweißens, aktive Zusatzwerkstoff-Elemente

Die Wirkung zeigt sich im Detail (Abbildung 11, rechts). Die Kontaktknoten der Zusatzwerkstoff-Elemente passen sich trotz der signifikanten Gesamtverschiebung an die sich durch den Wärmeeintrag wölbenden Oberflächen der Plattengeometrien an.

Abbildung 12 zeigt die den Wärmeeintrag am Nahtende und die adaptiv mit der Wärmequelle mitlaufende Netzverfeinerung. Die Temperaturen haben den Schmelzpunkt überstiegen und sinken sukzessive unterhalb der Erstarrungstemperatur. Das Kriterium für den Wechsel der Kontaktbedingungen hin zu dauerhaft haftend stellt sich entsprechend der Abkühlung in Nahtlängsrichtung zeitversetzt ein.

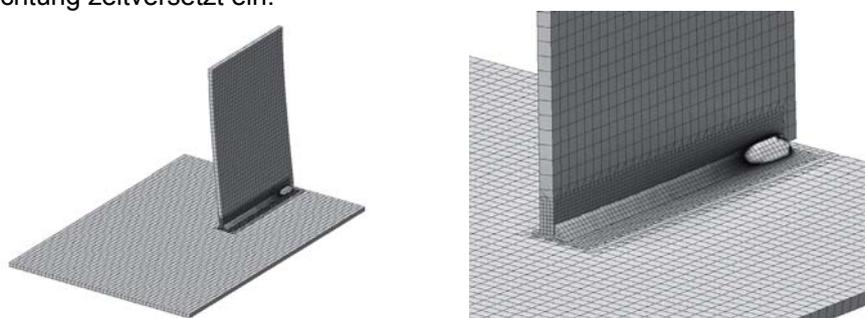


Abbildung 12: Wärmeeintrag am Ende der Naht

Eine nach dem vollständigen Abkühlen durchgeführte Belastungsanalyse mittels ansteigend aufgebrachter Horizontalkraft zeigt die Auswirkungen des auf voller Nahtlänge vorhandenen Haftkontakts nach dem Schweißen auf die Gesamtstruktur. Der initiale gleitende Kontaktstatus während und nach dem Schweißen hätte an dieser Stelle zu einem Auseinandergleiten der Bleche geführt (siehe Abbildung 13).

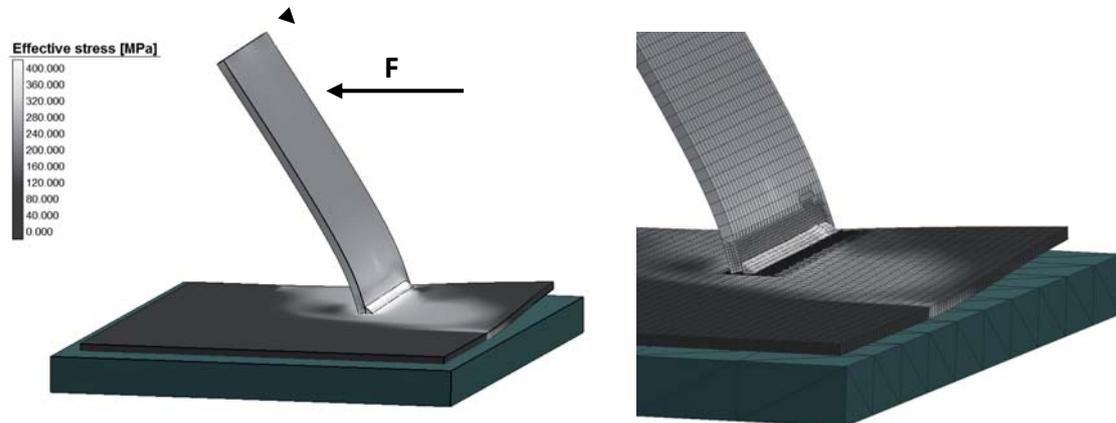


Abbildung 13: Anschließende Biegebelastung der Naht

5 Fazit

Es wurde demonstriert, dass die Methode der gleitenden Zusatzwerkstoff-Elemente die Anforderungen an die Modellierung von Zusatzwerkstoffen für komplexe Bauteile erfüllt und damit als wegweisende Weiterentwicklung aller Verfahren, die auf initial vernetzten Zusatzwerkstoffen mit sukzessiver Elementaktivierung basieren, dienen kann.

Sie überwindet die Einschränkung, dass hohe Tangentialverzüge an Schweißnähten zu nicht realen zusätzlichen Spannungen führen und verhindert große Elementverformungen, die zu numerischen Instabilitäten führen. Längs- und Querdehnungen am Nahtnahbereich werden, der realen Physik des Werkstoffstarrens folgend, durch den lokalen Wechsel von Kontaktbedingungen realgetreu abgebildet. Bei nachfolgenden Belastungsanalysen zeigt sich eine weitere Stärke der Methodik, da die realen Werkstoffverbindungen nachgebildet werden können. Eine Anbindung der Zusatzwerkstoff-Elemente findet nur dann statt, wenn sie auch vollständig aufgeschmolzen wurden. Vorstellbare Weiterentwicklung wäre z.B. ein Versagenskriterium für die Kontaktablösung über die lokalen Werkstoffzustände wie die Zugfestigkeit.

6 Literatur

Goldak, J.; Akhlagi, M. (2005): Computational Welding Mechanics. Springer.

Radaj, D. (2002): Eigenspannungen und Verzug beim Schweißen – Rechen- und Meßverfahren.

Mrvar, P.; Medved, J.; Kastelic, S. (2011): Welding Sequence Definition Using Numerical Calculation. *Welding Journal*, Vol. 90 (2011), 148-151.

Bellet, M.; Hamide, M.; Pequet, Ch.; Lasne, P. (2009): New Numerical Technologies For The Simulation Of Arc Welding Processes. In Proc. 12th Int. Conf. on Modeling of casting, Welding and Advanced Solidification Processes, Eds.: S. Cockcroft, D. Maijer. USA (2009), 563-570.

Einfluss negativer Umgebungstemperaturen auf die resultierenden Schweißeigenspannungen großmaßstäblicher Schweißstrukturen

Jakob Klassen¹, Thomas Nitschke-Pagel¹, Klaus Dilger¹

¹ *TU Braunschweig, Institut für Füge- und Schweißtechnik, Langer Kamp 8,
D-38106 Braunschweig, Deutschland
E-Mail: j.klassen@tu-braunschweig.de*

ZUSAMMENFASSUNG

Komponenten großer Stahlbaustrukturen werden unter Werkstattbedingungen vorgefertigt und auf der Baustelle montiert. Die Abmessungen der vorgefertigten Komponenten sind aus Gründen der Transportmöglichkeiten beschränkt. Die Montage vor Ort auf der Baustelle unterscheidet sich von den optimalen Bedingungen einer Werkstattfertigung. Zum einen können nur bedingt Schweißroboter oder -traktoren eingesetzt werden und die Schweißungen müssen von Hand ausgeführt werden. Zum anderen sind die Umgebungsbedingungen selten konstant und Schweißarbeiten können auch bei negativen Umgebungstemperaturen ausgeführt werden müssen. Negative Umgebungstemperaturen bis unter den Gefrierpunkt können zu ungünstigen Abkühlbedingungen führen und somit lokale Aufhärtungen und Eigenspannungszustände hervorrufen, die sich wiederum negativ auf die Schwingfestigkeit geschweißter Verbindungen auswirken können. In der vorliegenden Arbeit werden Montagedetails eines Brückenlängsträgers aus zwei für diese Anwendung typischen Baustählen untersucht. Die großmaßstäblichen Versuchskörper aus geschweißten Doppel-T Profilen wurden bei Raumtemperatur sowie in einer Klimakammer bei simulierten negativen Umgebungstemperaturen verschweißt. Anschließend wurden metallographische Untersuchungen und Eigenspannungsmessungen durchgeführt. Die so ermittelten Kenngrößen wurden mit thermomechanisch gekoppelten numerischen Berechnungen verglichen.

1 Einleitung

Große Stahlbaustrukturen können nur bedingt in einer Werkhalle bei konstanten Umgebungsbedingungen vorgefertigt werden. Die Transportmöglichkeiten begrenzen die Abmessungen der einzelnen Komponenten. Anschließend müssen die vorgefertigten Bauteile auf der Baustelle montiert werden. Die Montage vor Ort auf der Baustelle unterscheidet sich von den optimalen Bedingungen einer Werkstattfertigung. Zum einen können nur bedingt Schweißroboter oder -traktoren eingesetzt und die Schweißungen müssen somit von Hand ausgeführt werden. Zum anderen sind die Umgebungsbedingungen selten konstant. Witterungseinflüsse, wie Niederschläge und Wind können unter Verwendung von Einhausungen des Montageortes weitestgehend kompensiert werden. Die Umgebungstemperaturen jedoch können oft nicht wirtschaftlich auf das Niveau angehoben werden, das bei der Werkstattfertigung zugrunde liegt. Das terminliche Verlagern von Schweißarbeiten steht wiederum oft im Widerspruch zu den einzuhaltenden Terminvorgaben der Bauherren. Die aus Terminverzügen möglicherweise resultierenden Vertragsstrafen können für kleine Unternehmer unter Umständen existenzbedrohlich werden. Es liegt also auf der Hand, dass negative Umgebungstemperaturen bis unter den Gefrierpunkt einerseits in Kauf genommen werden müssen. Andererseits sind die ausführenden Unternehmer aus der Zwangslage heraus gewillt Schweißarbeiten bei tiefen Temperaturen auszuführen, können es aber häufig nicht, weil Bauherren eine Mindestumgebungstemperatur vorgeben,

ohne dass es hierfür aus technologischer oder werkstoffkundlicher Sicht eine Begründung gäbe. Jene Vorgaben sind nicht konsistent, weshalb auch der Wunsch klein- und mittelständischer Unternehmen aufkam, den Einfluss tiefer Temperaturen auf die Schweißkonstruktion bei normgerechter Schweißung systematisch zu untersuchen.

Mit abnehmenden Umgebungstemperaturen und den daraus theoretisch resultierenden verkürzten Abkühlzeiten steigt bei dickwandigen, umwandelnden Baustählen die Gefahr lokaler Aufhärtung verbunden mit den Auswirkungen der Phasenumwandlung bei niedrigen Temperaturen, wie sie in [Nitschke-Pagel 2006] anschaulich beschrieben sind. Weiterhin ist der genaue Einspanngrad bei der Montage von z.B. Brückenträgern mit zahlreichen Versteifungen nicht trivial und hat ebenfalls einen signifikanten Einfluss auf die resultierenden Schweißeigenspannungen [Dilger 2010, Kannengießer 2000, Nitschke-Pagel 2006, Nitschke-Pagel 2007]. Die resultierenden Einflüsse auf das spätere Eigenspannungsfeld können unmöglich vorhergesagt oder bei der Auslegung von geschweißten Konstruktionen berücksichtigt werden, wenngleich die Eigenspannungen einen nachweislich signifikanten Einfluss auf die Schwingfestigkeit haben können [Radaaj 2007, Nitschke-Pagel 1994, Macherauch 1985]. Hier kann die numerische Schweißsimulation unterstützend zu Hilfe gezogen werden. Der Einsatz der numerischen Schweißsimulation ist in den vergangenen Jahren stetig gestiegen. Den ehemals komplexen und deshalb dem akademischen Bereich vorbehaltenen Programmen folgten kommerzialisierte Programmpakete, die aufgrund ihrer benutzerfreundlichen Bedienoberflächen auch Eingang in die Industrie gefunden haben. Allein im deutschsprachigen Raum führte dies zu diversen Fachtagungen und Foren für den Wissensaustausch von Anwendern und Entwicklern dieser Programme. Eins der o.g. Programme, dessen Verwendung in der Vergangenheit bereits gute Ergebnisse bei der Berechnung von Schweißeigenspannungen und Verzügen geschweißter Konstruktionen lieferte, wurde auch bei den hier zugrunde liegenden Untersuchungen verwendet.

Im Rahmen dieser Arbeit lag der Fokus der Untersuchungen auf dem Montagestoß von Demonstratoren, die einem Brückenträger nachempfunden sind. Die experimentellen Untersuchungen wurden in einem Großklimaraum durchgeführt. Die Verwendung großmaßstäblicher Proben sollte mögliche Maßstabeffekte auf ein Minimum reduzieren. Die Klimakammer erlaubt theoretisch eine stufenlose Temperatureinstellung bis zu -60°C . Temperaturen unter -10°C gelten aus arbeitssicherheitstechnischen Gründen für einen Schweißer als nicht zumutbar und wurden folglich nicht untersucht. Sämtliche Schweißarbeiten wurden realitätsnah manuell durchgeführt. Im Anschluss an die experimentellen Untersuchungen wurden numerische Berechnungen durchgeführt. Die numerischen Modelle wurden mit den im Versuch ermittelten Temperaturfeldern validiert und die Rechenergebnisse abschließend mit röntgenografisch bestimmten Eigenspannungen verglichen.

2 Experimentelle Untersuchungen

Sämtliche Schweißarbeiten wurden von zugelassenen Montageschweißern von Hand durchgeführt. Die Herstellung der (Teil-)Demonstratoren (TD) erfolgte unter Werkstattbedingungen. Hierbei wurden die geschweißten Doppel-T-Profile aus 15mm dicken Stegblechen (t_w) sowie 30mm dicken Gurtblechen (t_f) hergestellt. Der Schwerpunkt der Untersuchungen lag auf dem Montagestoß zweier TD. Ziel der Untersuchung war es möglichst großmaßstäbliche Bauteile zu verwenden und somit mögliche Maßstabeffekte zu reduzieren. Die Abmessungen der gewählten Demonstratoren wurden lediglich durch die Klimakammerabmessungen begrenzt und sind in Abbildung 1 dargestellt.

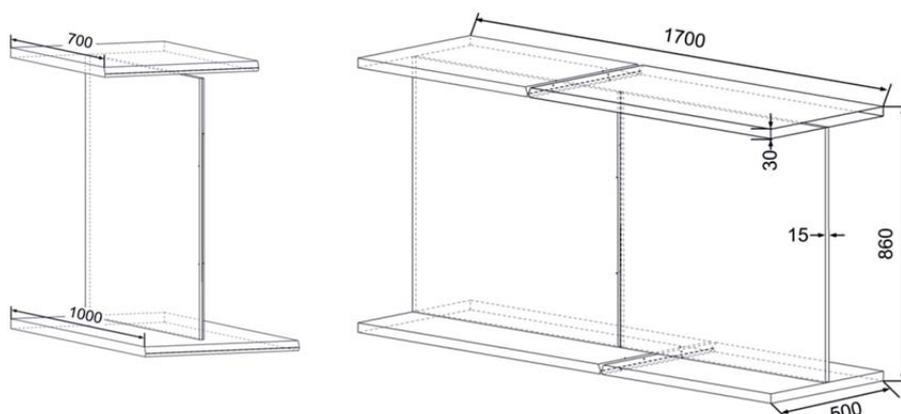


Abbildung 1: Abmessungen der Demonstratoren in mm; TD (li.), D (re.)

Die Schweißarbeiten wurden von Temperatur- und Verformungsmessungen begleitet. Die Messungen dienten bei der Herstellung der TD und beim Montagestoß der Einhaltung der geforderten Vorwärm- und Zwischenlagentemperaturen sowie später der Validierung der numerischen Modelle. Es wurden für das Schweißen typische Thermoelemente des Typs K verwendet. Die Verformungen wurden mittels induktiver Wegaufnehmer gemessen.

Untersucht wurden die zwei Werkstoffe, P355NL2 und S460NL. Die Ergebnisse der chemischen Spektralanalyse sind in Tabelle 1 dargestellt. Bei beiden Stählen handelt es sich um gewalzte unlegierte Feinkornbaustähle.

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung der verwendeten Bleche aus P355NL2 und S460NL [Gew.-%]

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu
P355NL2	0,179	0,362	1,403	0,012	0,002	0,019	0,012	0,001	0,020
S460NL	0,213	0,349	1,642	0,014	0,001	0,03	0,218	0,004	0,021

Nach Abschluss der Schweißversuche wurden die oberflächennahen Eigenspannungen röntgenografisch bestimmt, Abbildung 2. Die Eigenspannungsmessungen wurden mit einem Ω Diffraktometer durchgeführt. Nachfolgend wurden die Eigenspannungen mittels $\sin^2\psi$ -Verfahren nach [Macherauch 1968] berechnet.

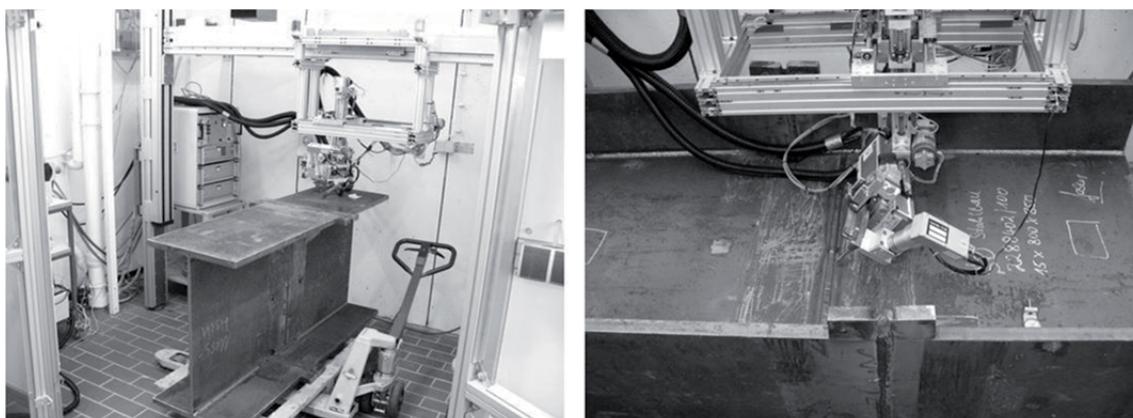


Abbildung 2: Blick in die Eigenspannungsmesskabine (li.) und auf das Diffraktometer mit der Ausrichtung des Kollimators auf die Stegnaht (re.)

3 Numerische Schweißsimulation

Die Berechnungen wurden mit der Software SYSWELD (Version 2012) durchgeführt. Zum Modellaufbau wurde VisualEnvironment 8.5 verwendet. Es kamen überwiegend quadratische Elemente mit linearer Ansatzfunktion zum Einsatz. Die Berechnungen wurden in zwei Schritten durchgeführt. Zunächst wurde eine Wärmeleitungsrechnung durchgeführt. Die errechneten Temperaturfelder wurden mit den im Experiment aufgezeichneten Temperaturen verglichen. Weiterhin wurden die den Makroschliffen entnommenen Schmelzbadgeometrien mit berechneten Schmelzisothermen verglichen. Nach erfolgter Kalibrierung wurden die Temperaturfelder in die nachfolgende mechanische Berechnung als Eingangsgrößen bzw. Randbedingungen übergeben und damit die strukturelle Berechnung durchgeführt. Der verwendete SYSWELD Solver unterstützt die Effekte der Phasenumwandlung basierend auf dem Koistinen-Marburger-Modell für martensitische Umwandlung genauso wie die erweiterten Ansätze Leblonds für das diffusionsgesteuerte Umwandlungsverhalten von Stählen [vgl. SYSTUS 2012, Reference analysis manual]. Weiterhin verfügt die Software über eine umfangreiche Materialdatenbank, die auch die Werkstoffkennwerte für einen S355, einen Stahl vergleichbarer Güte zu dem verwendeten Werkstoff, enthält. Das verwendete Werkstoffmodell, S355_Tempering, wurde unverändert der Sysweld-Materialdatenbank entnommen. Die abweichende chemische Zusammensetzung ist in Tabelle 2 dargestellt. Im Fokus der Untersuchungen standen Mehrlagenschweißungen. Hierbei werden die zuvor geschweißten Lagen wieder aufgeschmolzen und die WEZ angelassen. Diese Effekte werden vom Solver und den gewählten Materialdaten ebenfalls berücksichtigt.

Tabelle 2: Chemische Zusammensetzung des für die Berechnungen verwendeten S355 aus der Materialdatenbank von Sysweld [Gew.-%]

	C	Si	Mn	P	S
S355_Temper.	0,20	0,55	1,60	0,035	0,035

Die Berechnungen der Versuchskörper der Güte S460 sind noch nicht durchgeführt worden. Die für die Simulation notwendigen Werkstoffkennwerte wurden aus der Versuchscharge bereits bestimmt. Die Implementierung der Kennwerte in das numerische Werkstoffmodell und die numerische Schweißsimulation sollen demnächst erfolgen.

3.1 Numerische Modelle

Nachdem erste Berechnungsversuche eines vom restlichen Montagestoß entkoppelten Gurtstoßes zu Rechenzeiten im Bereich mehrerer Monate führten, wurden Vereinfachungen getroffen, um den Modellieraufwand sowie die Rechenzeiten bei hinreichender Ergebnisgenauigkeit zu reduzieren.

Der Montagestoß wurde im numerischen Modell symmetrisch angenommen. Die Auswirkungen der Stegnähte auf die Ausdehnungsbehinderung und somit auf das Eigenspannungsfeld sind im Bereich der Stegverbindungen nicht trivial. Der Fokus lag jedoch auf den Schweißspannungen in den Gurten, weshalb diese Vereinfachung gerechtfertigt war. Abbildung 3 zeigt das numerische Modell des Demonstrators. Die dunklen Bereiche verdeutlichen die Netzfeinheit in den nahtnahen Bereichen. Abbildung 4 zeigt einen Vergrößerten Ausschnitt im Bereich des Gurtstoßes. Zu erkennen ist, dass die oberflächennahen Elemente eine geringe Dicke (0,25mm) aufweisen. Da die röntgenografische Bestimmung der Eigenspannungen nur oberflächennah möglich ist, ist eine feine Diskretisierung in diesen Bereichen notwendig, um den integralen Spannungswert korrekt abzubilden.

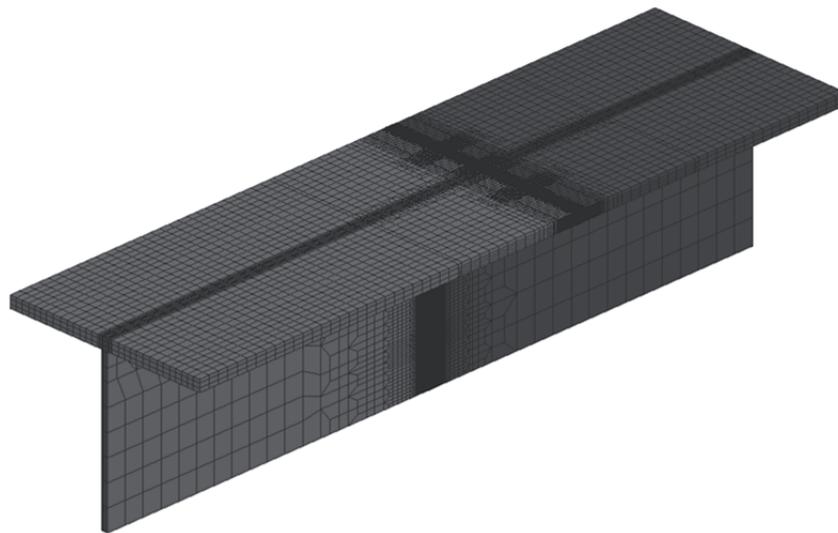


Abbildung 3: Isometrische Darstellung des D-Modells

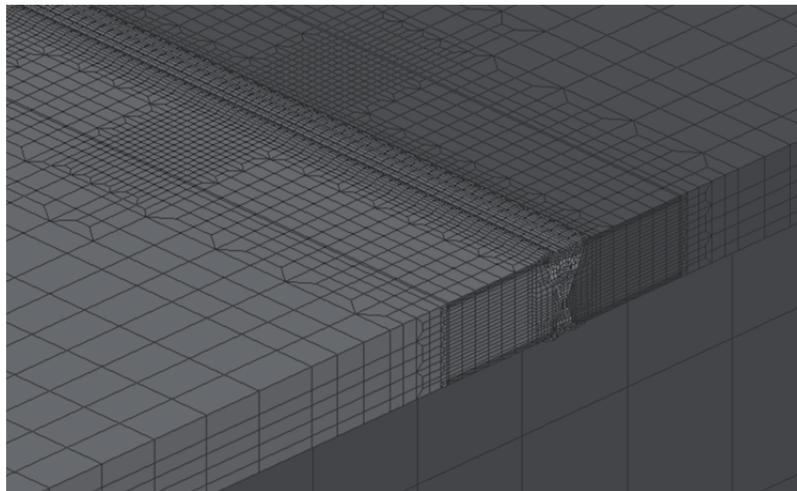


Abbildung 4: Vergrößerte Darstellung des nahtnahen Bereichs am Obergurt

Die hier untersuchten Montagestöße und die sich aus den Blechdicken ergebenden Mehrlagenschweißungen stellen eine Herausforderung für das jeweilige numerische Modell dar, was an dieser Stelle exemplarisch für einen Montagestoß dargestellt werden soll. Im linken Teil der Abbildung 5 (Gurtstoß) ist der metallographische Makroschliff dargestellt.



Abbildung 5: Gurtstoß; Makroschliff (li.), abgeleiteter Nahtaufbau (mi.), vereinfachtes Modell für die Berechnung (re.)

Der Lagenaufbau der einzelnen Stöße ist gut erkennbar. Im mittleren Bereich der o.g. Abbildung ist der für das numerische Modell abgeleiteten Nahtaufbau dargestellt. Bei den oben bereits

erwähnten Rechenansätzen, für einen vom restlichen Modell entkoppelten Gurtstoß, wurden sämtliche 23 Einzelraupen modelliert. Die damit verbundenen Rechenzeiten waren nicht zielführend, weshalb auch hinsichtlich des Lagenaufbaus Vereinfachungen getroffen wurden. Der vereinfachte Nahtaufbau ist im rechten Teil der o.g. Abbildung dargestellt. Einzelne Raupen wurden zu größeren Lagen summiert. Die Summe der eingebrachten Energie ist jeweils unverändert. Die Schweißgeschwindigkeiten wurden anteilig summiert, um den Fehler bei den eingebrachten Streckenenergien möglichst gering zu halten. Die Abweichungen zum Realmodell hinsichtlich Schweißrichtungswechsel konnten nicht berücksichtigt werden. Die Anzahl der Schweißraupen wurde von insgesamt 23 auf sechs Einzelraupen reduziert.

Bei einem symmetrischen Modell des Montagestoßes konnten die Unterschiede in den Nahtaufbauten zwischen Ober- und Untergurt nicht berücksichtigt werden. Die aus den Makroschliffen ersichtlichen Abweichungen der Nahtaufbauten sind in Abbildung 6 dargestellt. Folgende Überlegung rechtfertigt jedoch diesen Ansatz. Zum einen handelt es sich bei Makroschliffen stets um eine Momentaufnahme an einer Stelle der Schweißnaht. Bereits einige Millimeter in Schweißnahtlängsrichtung versetzte Makroschliffe derselben Naht zeigen teilweise signifikante Unterschiede in den Einbrandverhältnissen. Zum anderen würden auch für den gegenüberliegenden Gurtstoß Einzelraupen zu größeren Schweißlagen summiert. Der sich hieraus ergebende Fehler ist vergleichbar mit einer Vernachlässigung der in den Makroschliffen erkennbaren Abweichungen.

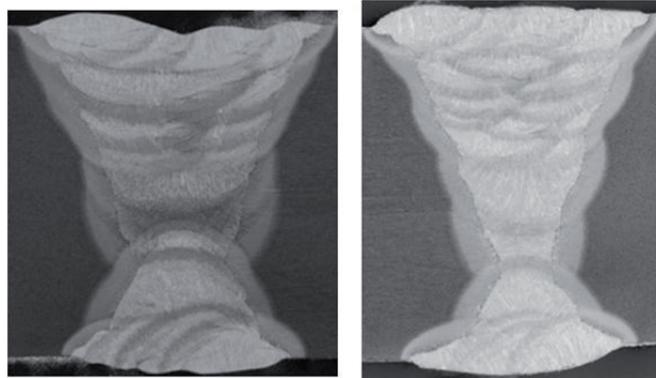


Abbildung 6: Makroschliffe der Gurtstöße eines Montagestoßes; Untergurt (li.), Obergurt (re.)

4 Ergebnisse

Die im Folgenden dargestellten Ergebnisse begrenzen sich auf die Montagestöße und zeigen lediglich einen Auszug der vorliegenden Ergebnisbasis. Es wird exemplarisch an einem Beispiel der Vergleich zwischen den experimentell ermittelten Daten und den daraus abgeleiteten Berechnungen dargestellt.

Die Validierung der Modelle, wie sie üblicherweise für Schweißsimulationen erfolgt, war für die Berechnung der Montagestöße nicht möglich. Das Summieren mehrerer Einzelraupen zu einzelnen Schweißlagen ermöglicht keinen sinnvollen Vergleich der gemessenen und berechneten Temperaturfelder. Weiterhin sind die Einbrandverhältnisse nur bedingt vergleichbar. Trotz dieser widrigen Randbedingungen konnten relativ gut mit dem Experiment übereinstimmende Eigenspannungszustände berechnet werden.

In den folgenden Abbildungen sind die berechneten und messtechnisch bestimmten Eigenspannungsverläufe exemplarisch an einem Montagestoß dargestellt. Hierbei handelt es sich um ein Bauteil der oben beschriebenen Stahlgüte S355, das bei Raumtemperatur verschweißt wurde. In Abbildung 7 ist der Vergleich zwischen den gemessenen und berechneten Längseigenspannungen dargestellt. Die Auswertungen erfolgten jeweils 140mm vom Trägerrand entfernt (vgl. Darstellung im jeweils unteren rechten Bildbereich). Die berechneten Verläufe der Längs-

eigenspannungen (Abbildung 7) sind qualitativ wie quantitativ in relativ guter Übereinstimmung. Sowohl die Nahtübergänge als auch der abfallende Verlauf bis in den vom Schweißen unbeeinflussten Grundwerkstoff konnten gut abgebildet werden.

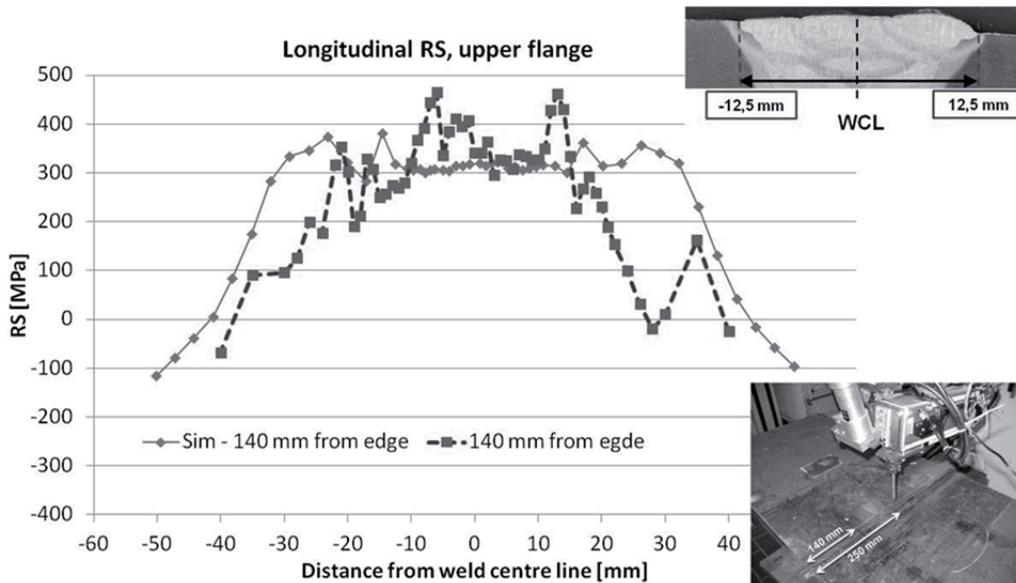


Abbildung 7: Vergleich der gemessenen und berechneten Längseigenstressen (Obergurt, 140mm vom Rand)

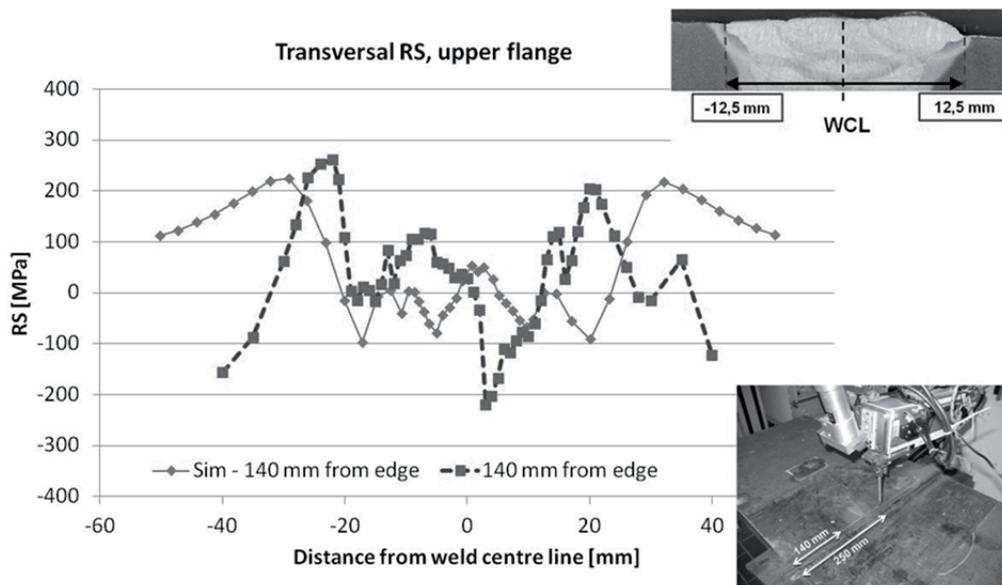


Abbildung 8: Vergleich der gemessenen und berechneten Quereigenstressen (Obergurt, 140mm vom Rand)

Die in Abbildung 8 dargestellten Quereigenstressverläufe sind ebenfalls tendenziell vergleichbar, wenngleich die Abweichungen zwischen Messwerten und der Simulation teilweise hoch erscheinen. Der Luftspalt des Gurtstoßes war im numerischen Modell kleiner eingestellt, als später aus dem Makroschliff entnommen wurde. Streckt man die gestrichelte Kurve gedanklich entlang der Abszisse, kann auch hier von einer weitestgehend guten Übereinstimmung gesprochen werden. Insgesamt sind die größeren Abweichungen im Bereich der Quereigen-

spannungen im Vergleich zu den Längseigenstressen plausibel. Das Zusammenfassen einzelner Schweißraupen im numerischen Modell beeinflusst die Ausdehnungsbehinderung quer zur Naht mehr als es in Nahtlängsrichtung der Fall ist.

4.1 Einfluss der Umgebungstemperatur

Sämtliche Schweißungen wurden normgerecht nach einer Schweißanweisung durchgeführt. Dies bedeutete auch, dass die Bauteile aufgrund der Blechdicken und untersuchten Materialgüten normgerecht vorgewärmt sowie die vorgegebenen Zwischenlagentemperaturen eingehalten werden mussten. Das Vorwärmen wurde praxisnah mit Heizmatten realisiert. Hierzu standen Anlagen zur Verfügung, wie sie auch auf Baustellen zum Einsatz kommen.

Nach Abschluss des Versuchsprogramms wurden die erfassten Messdaten ausgewertet. Die Vergleiche der Temperaturprofile an vergleichbaren Messstellen sind in den folgenden Abbildungen exemplarisch dargestellt. Abbildung 9 zeigt den Vergleich zwischen MS V (geschweißt bei RT) und MS VI (geschweißt bei -10°C). Die gegenübergestellten Temperaturprofile wurden jeweils am Obergurt aufgezeichnet. Es ist zu erkennen, dass das Abkühlverhalten weitestgehend unabhängig von der Umgebungstemperatur ist. Sowohl die Spitzentemperaturen als auch die Abkühlkurven sind nahezu deckungsgleich. Diese Ergebnisse gelten für beide untersuchten Stahlgüten. Neben den Temperaturverläufen sind hier auch die $t_{8/5}$ -Zeiten bestimmt worden. Bei einem messtechnisch ermittelten Unterschied in Höhe von einer halben Sekunde, kann auch hier von Deckungsgleichheit gesprochen werden.

Die Eigenspannungsmessungen dauern noch an. Erste vergleichbare Ergebnisse zwischen einem geschweißten Montagestoß bei Raumtemperatur und bei -10°C sind in Abbildung 10 dargestellt. Zu sehen ist exemplarisch der Vergleich der Längseigenstressen, jeweils in Obergurtmitte bestimmt. Die festgestellten Unterschiede sind in Art und Höhe der bestimmten Längseigenstressen, aufgrund der festgestellten ähnlichen Temperaturverläufe, erwartungsgemäß gering.

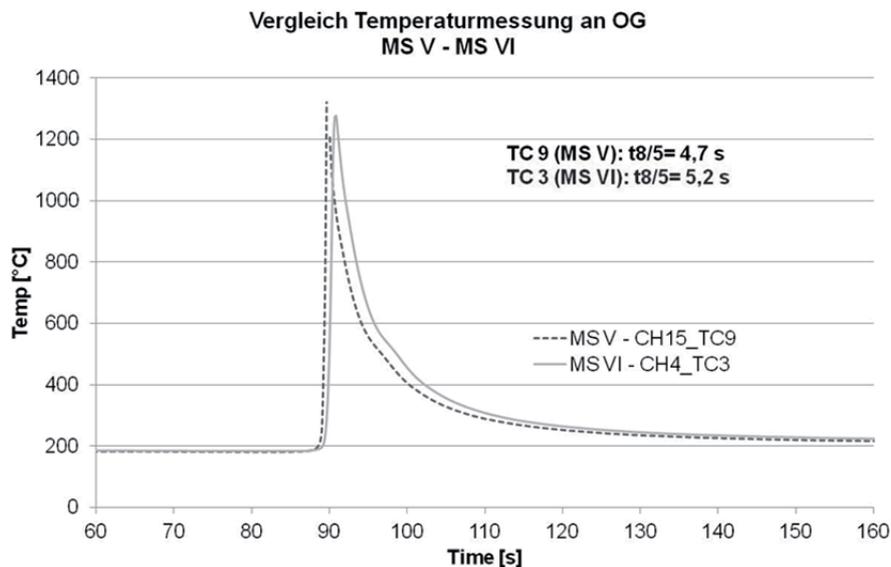


Abbildung 9: Vergleich der Temperaturprofile an vergleichbaren Messstellen zwischen MS V und MS VI

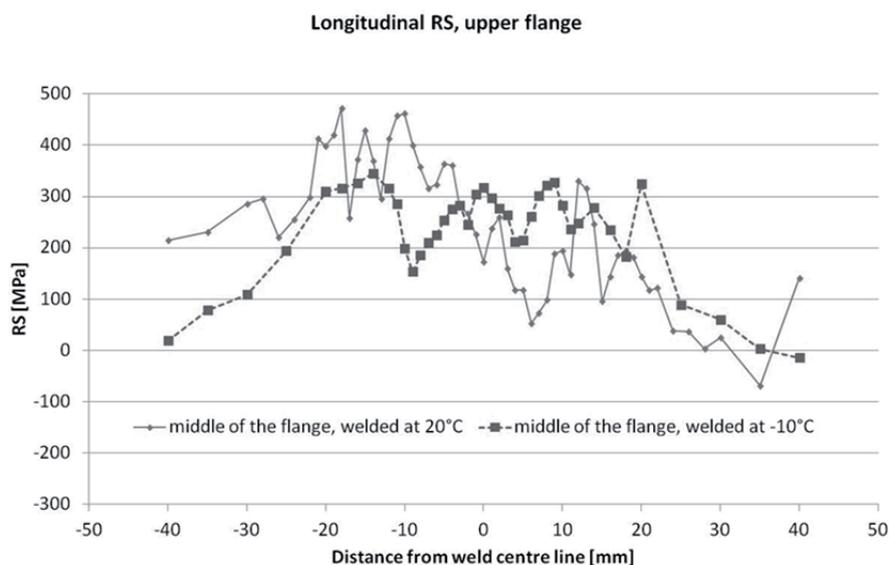


Abbildung 10: Vergleich der Längs-Eigenstressverläufe gemessen an Obergurtnitte zwischen MS II und MS IV

5 Zusammenfassung

Es wurde der Montagestoß zweier Doppel-T-Profile in einer Klimakammer untersucht. Innerhalb der Kammer wurden Umgebungstemperaturen simuliert, wie sie auf der Baustelle vorgetroffen werden können. Eine Umgebungstemperatur unter -10°C wurde nicht untersucht, da Arbeitsschutzgesetze das Schweißen unterhalb dieser Temperaturen untersagen. Neben den Umgebungstemperaturen wurde auch die Materialgüte variiert. Die gewählten Werkstoffe der Güte S355 und S460 stellen die am weitesten verbreiteten Baustähle für die Verwendung im Brücken- und allgemeinem Stahlhochbau dar. Die Schweißversuche wurden messtechnisch begleitet. Aus den Experimenten gewonnene Messdaten dienen der Validierung der numerischen Modelle für die Schweißsimulation.

Die Schweißsimulation wurde mit dem Softwarepaket SYSWELD durchgeführt und die berechneten Eigenstressungen mit den röntgenografisch bestimmten Messwerten verglichen. Obwohl bei der numerischen Untersuchung vereinfachte Modelle zum Einsatz kamen, konnten gute Ergebnisse erzielt werden. Die Übereinstimmung der berechneten und gemessenen Eigenstressungen wurde exemplarisch an ausgewählten Vergleichen gezeigt.

Die Berechnungen beschränken sich zurzeit noch auf den Montagestoß bei Raumtemperatur. Der Einfluss der variierenden Umgebungstemperaturen ist numerisch noch nicht untersucht. Vergleiche der Messwerte zwischen den Montagestößen, die bei Raumtemperatur und bei -10°C geschweißt worden sind, zeigen jedoch keinen signifikanten Einfluss der Ausgangstemperatur auf das sich einstellende Schweißstressfeld. Die erfassten Abweichungen im Eigenstressverlauf sind nicht größer, als die Ungenauigkeit beim Messen mit der Röntgendiffraktometrie.

Ein Temperaturunterschied von 30°C bei der Ausgangstemperatur zeigt keinen Einfluss auf das Abkühlverhalten der untersuchten dickwandigen Bauteile. Zum einen, weil auf jeweils vergleichbare Vorwärmtemperaturen geachtet wurde und zum anderen, weil die Wärmeleitung innerhalb der Bauteile einen größeren Effekt auf das Abkühlverhalten hat, als die Wärmeverluste infolge Konvektion. Obgleich diese Erkenntnis nicht überraschend ist, wurden diese Annahmen erstmals experimentell bestätigt und haben insbesondere für klein- und mittelständische Unternehmen, die Schweißarbeiten unter niedrigen oder sogar negativen Temperaturen durchführen wollen, um potenzielle Vertragsstrafen zu umgehen, einen entscheidenden praktischen Nutzen.

6 Danksagung

Teile dieser Arbeit stammen aus dem Forschungsvorhaben IGF 16937N. Das IGF-Vorhaben IGF16937N der Forschungsvereinigung Stahlanwendungen wurde über die AiF im Rahmen des Programms zur Förderung der Industriellen Gemeinschaftsforschung (IGF) vom Bundesministerium für Wirtschaft und Technologie aufgrund eines Beschlusses des Deutschen Bundestages gefördert. Die Untersuchungen werden durch den DVS Fachausschuss FAI2 „Anwendungsnahe Schweißsimulation“ fachlich betreut, dafür wird an dieser Stelle herzlich gedankt. Besonderer Dank gilt der IMO Leipzig GmbH sowie der Stahlbau Dessau GmbH & Co. KG für die Durchführung der Schweißarbeiten sowie die Erstellung der Schweißanweisungen.

7 Literatur

Dilger, K. et al (2010); DVS-Berichte Band 282, Anwendungsnahe Schweißsimulation komplexer Strukturen, DVS-Media GmbH, Stuttgart, 2010.

Kannengießler, Th. (2000): Untersuchungen zur Entstehung schweißbedingter Spannungen und Verformungen bei variablen Einspannbedingungen im Bauteilschweißversuch, Dissertation Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, 2000.

Macherauch E., Müller, P. (1961): Das $\sin^2\psi$ -Verfahren der röntgenografischen Spannungsmessung. Z. angew. Physik 13 (1961), pp. 305-312.

Macherauch E. (1968): $\sin^2\psi$ Method, General Survey on X-ray stress analysis, Methods for experimental stress analysis, Torino, 1968.

Macherauch E., Wohlfahrt, H. (1985): Eigenspannungen und Ermüdung. In: Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe, Deutsche Gesellschaft für Metallkunde e.V., Oberursel, 1985, S. 237/83.

N.N. (2012), ESI Group, SYSTUS 2012, Reference analysis manual, 2012.

Nitschke-Pagel, Th. (1994): Eigenspannungen und Schwingfestigkeit geschweißter Feinkornbaustähle. Dissertation TU Braunschweig, 1994.

Nitschke-Pagel, Th., Dilger, K. (2006): "Eigenspannungen in Schweißverbindungen – Teil 1: Ursachen der Eigenspannungsentstehung beim Schweißen", Schweißen und Schneiden 58 (2006) vol. 9, pp. 466-479.

Nitschke-Pagel, Th., Dilger, K. (2007): "Eigenspannungen in Schweißverbindungen – Teil 2: Bewertung von Eigenspannungen", Schweißen und Schneiden 59 (2007) vol. 1, pp. 23-32.

Radaj, D., Vormwald, M. (2007): Ermüdungsfestigkeit – Grundlagen für Ingenieure, 3. Auflage. Springer Verlag, 2007.

Prozessbegleitende dynamische Kompensation des Winkelverzuges und Reduktion der Eigenspannungen beim Laserstrahlschweißen

Clemens Marder^{*1}, Mirko Langhorst^{*2}, Ossama Dreibati^{**3}, Silke Sommer^{**4},
Michael F. Zäh^{*5}

^{*} *Institut für Werkzeugmaschinen und Betriebswissenschaften, Boltzmannstr. 15, D-85748 Garching, Deutschland*

¹ *E-Mail: Clemens.Marder@jwb.tum.de*, ² *E-Mail: Mirko.Langhorst@jwb.tum.de*,

⁵ *E-Mail: sekretariat-zaeh@jwb.tum.de*

^{**} *Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik IWM, Wöhlerstraße 11, D-79108 Freiburg, Deutschland*

³ *E-Mail: ossama.dreibati@iwf.fraunhofer.de*, ⁴ *E-Mail: silke.sommer@iwf.fraunhofer.de*

ZUSAMMENFASSUNG

Aufgrund der inhomogenen Erwärmung beim Schweißen entstehen Eigenspannungen und Bauteilverzug. Diese beeinträchtigen die Qualität und Funktionalität des Bauteiles und können darüber hinaus Schädigungen wie Risse hervorrufen. Die Eigenspannungen und der Verzug bedingen sich generell gegenseitig, wobei ihre Entstehung von vielen Faktoren abhängt. Neben den Schweißverfahren und -parametern spielen die Werkstoffeigenschaften und Einspannbedingungen eine große Rolle. Die Einspannbedingungen beeinflussen die plastischen Dehnungen und die Eigenspannungen wesentlich. Eine starre Einspannung vermindert die Entstehung von Verformungen, verbunden mit hohen Eigenspannungen. Ein niedriger Einspanngrad begünstigt die Verzugsentstehung und reduziert die Eigenspannungen. Eine Minimierung bzw. Beseitigung des Verzugs und der Eigenspannungen kann begleitend zum Schweißprozess oder nachlaufend stattfinden, allerdings sind dazu vor- oder nachgelagerte Prozesse wie thermisches Richten oder Wärmebehandlungen notwendig.

In dieser Studie wurde eine Vorgehensweise zur kombinierten Verzugs- und Eigenspannungsreduktion beim Laserstrahlschweißen von Bauteilen entwickelt. Mittels einer FE-Simulation wurde der Einfluss eines prozessbegleitenden dynamischen Kompensationseingriffs auf die resultierenden Verzüge und Eigenspannungen untersucht. Dabei wurde die Zielstellung verfolgt, Einspannbedingungen zu identifizieren, die zur Verzugs- und Eigenspannungsreduktion beim Schweißen führen. Dafür wird mittels eines kraftgeregelten Andrücksystems gezielt eine kompensierende Belastung in festgelegtem Abstand, dem Nachlauf, zur Schweißung aufgebracht. Zur gleichzeitigen Reduktion des Verzugs und der Eigenspannungen wurden sowohl eine Variation des Betrages der Andrückkraft als auch des Nachlaufs untersucht.

Die Validierung der Methodik erfolgte anhand der Umsetzung des kraftgeregelten Andrücksystems im Versuch. Der Verzug und die Eigenspannungen der untersuchten statischen und dynamischen Einspannsituationen sind in Abhängigkeit des Nachlaufs und der Anpresskraft dargestellt, woraus eine verzugs- und eigenspannungsreduzierte Einspannsituation abgeleitet wurde.

1 Einleitung und Motivation

Mit dem Aufkommen der laserstrahlbasierten Schweißverfahren stand eine revolutionär neue Verbindungstechnik zur Verfügung. Insbesondere die sich immer stärker ausprägenden Leichtbaubestrebungen haben von dieser Fügetechnik enorm profitiert [Schenk 2011]. Allerdings

wurden die Anwender dieser Verfahren mit einem Strukturphänomen konfrontiert, welches sich als schwerwiegendes Problem erwies. Dabei ist das sichtbare Problem – der Schweißverzug – nicht die größte Herausforderung. Die wärmebedingten Eigenspannungen nahe der Naht stellen sowohl ein technisches als u. U. auch menschengefährdendes Risiko dar. Sie können die Zerstörung von (z. B. verkehrstechnischen) Strukturen bewirken und damit Unfälle auslösen [McClung 2007]. Um dennoch die großen Vorteile dieser Füge-technologie – gegenüber bspw. dem Nieten – nutzen zu können, wird nach Methoden geforscht, mittels derer sich diese problematischen Strukturphänomene beherrschen lassen. Die Schwierigkeit liegt dabei in der Bindung der Phänomene aneinander, denn Verzug und Eigenspannungen treten immer zusammen auf und dies in gegenläufiger Weise [Dilthey, 1995], wie nachfolgend erklärt.

Die durch das Schweißverfahren ausgelösten Wärmedehnungen sind ein unvermeidbarer Verformungsprozess der (Kristall-)Struktur. Wird dieser Prozess – obgleich durch das Werkstück selbst oder von außen durch bspw. eine Einspannung – behindert, entstehen Spannungen [Radaj, 1992]. Existiert keine äußere mechanische oder thermische Zwängung (mehr), werden die vorliegenden Spannungen als Eigenspannungen bezeichnet. Sie entwickeln sich naturgemäß zu höheren Werten, je stärker versucht wird, die thermisch bedingten Verformungen zu unterdrücken. Aus fertigungstechnischer Perspektive besteht ein anforderungsbezogener Konflikt. Trotz des unauflösbaren Zusammenhanges zwischen Verzug und Eigenspannungen gelang es einige wenige Methoden zu entwickeln, mittels derer sich beides reduzieren lässt. In den wissenschaftlichen Fokus werden hierbei häufig die sog. LSND- bzw. DC-LSND- (*Dynamically Controlled Low Stress No Distortion*)-Verfahren gerückt [Guan et al., 1987]. Allerdings haben diese thermischen Verfahren einen gravierenden Nachteil. Neben der Tatsache, dass in manchen Fällen ein positiver Effekt auf den Eigenspannungszustand nicht bestätigt werden konnte, ist ihre Applikation enorm energieaufwendig und die Bestimmung der richtigen Parameter äußerst schwierig [Michaleris et al., 1999]. Darüber hinaus treten unerwünschte Begleiteffekte auf, wie z. B. eine (zusätzliche) Aufhärtung des Bauteilwerkstoffes [Schenk, 2011], was dem eigentlichen Zweck der Eigenspannungsreduktion entgegensteht. Das Ziel einer Lebensdauererhöhung wird grob verfehlt, da sich die ertragbare (Last-)Schwingspielzahl deutlich verringert. Dies ist auch ein Problem der mechanischen Reduktionsverfahren, die durch das Aufprägen von großen Druckbeanspruchungen den Eigenspannungsabbau erreichen. Bei diesen Verfahren werden Walzen auf oder neben die Naht gepresst, was eine (unerwünschte) Abnahme der Querschnittsdicke verursacht. Dadurch wird nicht nur die statische Steifigkeit des Bauteiles herabgesetzt. Die sehr tiefen Abdrücke der Walzen wirken an der Bauteiloberfläche auch als Kerbstellen. Es entstehen dort Spannungskonzentrationen, welche die Entwicklung von Rissen forcieren [Coules, 2012]. Daneben gibt es noch die mechanischen Methoden, die dem Bauteil eine globale Zugbeanspruchung überlagern, um so die Eigenspannungsreduktion zu erreichen. Ihr Nachteil liegt in der schwierigen technischen Realisierbarkeit des Verfahrens. Schon bei relativ kleinen Querschnittsflächen werden derart hohe Kräfte erforderlich, dass sie nicht ohne Weiteres in das Bauteil eingeleitet werden können [Pilipenko, 2002]. Aufgrund der Natur der Reibkraft, die in der Regel kleiner ist, als die sie erzeugende Kraft (da $\mu < 1$), müssen entsprechende formschlüssige Anbindungsmöglichkeiten zur Kräfteinleitung am Bauteil vorhanden sein oder (extra) geschaffen werden. Da Letzteres Veränderungen am Produkt erfordert, ist das Spektrum an Einsatzszenarien für diese Verfahren stark eingeschränkt. Neben der Einleitung einer solch hohen Kraft ist auch ihre Erzeugung ein Problem. Der anlagentechnische Aufwand dafür ist mitunter enorm und in vielen Anwendungsfällen vor dem zu erwartenden Erfolg wirtschaftlich nicht zu rechtfertigen. Bis heute gibt es keine industriell etablierte Lösung für das gekoppelte Verzugs- und Eigenspannungsproblem beim Schweißen.

2 Ziel

In dem Forschungsvorhaben „Prozessbegleitendes dynamisches Spannen zur Reduktion von Verzug und Eigenspannungen“ wurde eine Methodik entwickelt, mittels derer sich diese

schweißbedingten Strukturphänomene prozesssicher, effektiv und erstmals völlig automatisiert beherrschen lassen. Im Nachfolgenden wird dieses neue Reduktionsverfahren vorgestellt. Das Potenzial dieses Verfahrens wird anhand eines Beispiels aufgezeigt.

3 Methodik

Um das beschriebene Ziel zu erreichen, wird über eine Andrückrolle, die der Schweißprozesszone in einem definierten Abstand nachläuft, eine Kraft stets dort in das Bauteil eingeleitet, wo der thermomechanische Zustand gerade die optimalen Voraussetzungen für eine Verzugskompensation bietet. Hierbei werden die Ausgleichsdehnungen maximal strukturverträglich eingebracht, sodass sich der Eigenspannungszustand bei der Kompensation nicht erhöht (gegenüber dem ausschließlich geschweißten Zustand). – Im Gegenteil: Zu einem bestimmten Zeitpunkt und dann auch nur für eine kurze Dauer sind die Wärmedehnungen so günstig verteilt und die lokale Fließgrenzsituation so eingestellt, dass es durch den Kompensationsvorgang zu einem signifikanten Eigenspannungsabbau kommt. Diesen Zeitpunkt zu identifizieren, ist eine Aufgabe, die mittels der Simulation gelöst wird. Sie wird darüber hinaus genutzt, um das exakte Kraftmaß zur vollständigen Beseitigung des Verzuges zu bestimmen. Dies ist eine anspruchsvolle Aufgabe, da die erforderliche Kraft über dem Kompensationspfad stark variiert. Dafür ursächlich ist die Bauteilsteifigkeit, die zum einen an den Rändern des Werkstückes wesentlich geringer ist als in dessen Mitte und zum anderen dem Wärmehaushalt unterliegt, der mit Beginn der Schweißung kontinuierlich anwächst und so zu einer erhöhten Nachgiebigkeit der Struktur gegen Prozessende führt. Um diese Schwankungen berücksichtigen zu können, wurde eine Vorgehensweise entwickelt, die ohne aufwändige iterative Optimierungsschleifen die Parameter „Kompensationszeitpunkt“ und „Kompensationskraft“ automatisiert berechnet. Hierfür wurden analytische Modelle entwickelt, die einen Zusammenhang zwischen der thermomechanischen Verzerrungssituation im Bauteil und dem aktuellen sowie finalen Winkelverzug bilden. Diese Modelle sind die Grundlage für einen Algorithmus, der in die Finiten-Elemente-(FE)-Simulation eingekoppelt wird und darin gezielt jene Randbedingungen verändert, die den Kompensationsvorgang abbilden. Auf diese Weise wird der virtuelle Kompensationsprozess optimal ausgelegt und kann abschließend auf das reale System übertragen werden.

Ein fundamentaler Bestandteil der Methode ist es, das Bauteil gedanklich als eine Aneinanderreihung von Querschnitten aufzufassen, auf denen der Richtungsvektor der Relativbewegung zwischen Wärmequelle und Werkstück senkrecht steht. Hierbei verhält sich das Bauteil zunächst weiterhin als Kontinuum. Die Simulation ermöglicht es aber auch, Informationen über den losgelösten, isolierten Zustand eines jeden Querschnittes zu erhalten. Dafür werden temporär all jene Bauteilbereiche strukturmechanisch vernachlässigt, die jenseits des aktuell betrachteten Querschnittes liegen. In der Simulation geschieht dies über das Deaktivieren von Elementen. Der freigestellte Querschnitt nimmt sodann eine neue Gleichgewichtslage ein, bei der sich sein elastisches Potenzial auf ein Minimum reduziert. Das Potenzialminimum und die neue Position werden registriert und anschließend wird der ursprüngliche Zustand, d. h. vor der Freistellung des Querschnittes, wieder hergestellt. Der Algorithmus nutzt beide Informationen, um die erforderliche Kompensationslast bestimmen zu können. Dies steht vor dem Hintergrund, dass während der Kompensationsphase nicht erkennbar ist, welchen Zustand das Bauteil nach Entlastung einnehmen wird. Der finale Bauteilzustand müsste antizipiert werden. Für diesen ursächlich ist die Rückfederung bzw. die elastische Potenzialerhöhung, die sich erst bei Wegnahme der Kompensationslast maßlich auswirkt. An dieser Stelle wird der Nutzen der Querschnittsfreistellung klar. Mit der Information über das elastische Potenzialminimum lässt sich nun auch auf die (querschnittsbezogene) Rückfederung schließen. Hierfür braucht lediglich das während der Kompensation vorliegende elastische Potenzial dem ermittelten Minimum gegenübergestellt zu werden. Aus der Differenz ergibt sich das Rückfederungspotenzial, welches der Algorithmus zur Berechnung der exakten Last berücksichtigt – an jeder Stelle entlang des Kompensationspfades bzw. für jeden Querschnitt.

Noch unklar ist, wie sich überhaupt ein elastisches Verzugspotenzial bestimmen lässt. Hierfür dienen die angesprochenen analytischen Modelle. Sie fassen die elastischen Verzerrungsanteile in einem Querschnitt auf eine Art und Weise zusammen, die es erlaubt, genaue Aussagen über den elastisch bedingten Verformungszustand eines Bauteilquerschnittes zu treffen. D. h., dass die Rückfederung – maßlich – prognostiziert werden kann. Wird diese Berechnungsvorschrift auch auf die thermischen Verzerrungsanteile angewendet, lässt sich ein für die Kompensation sehr wichtiger Gleichgewichtszustand identifizieren: der optimale Kompensationszeitpunkt. Im Folgenden wird diese Berechnungsvorschrift näher erläutert. Für sie werden die Begriffe *elastisches* und *thermisches Verzerrungsgleichgewicht* eingeführt.

3.1 Das elastische und das thermische Verzerrungsgleichgewicht

Das elastische Verzerrungsgleichgewicht soll anhand eines zweidimensionalen Biegebalkens (entspricht Querschnitt) erläutert werden, an dem an beiden Enden gegengesetzte Momente gleichen Betrages wirken. Hierbei sei als Folge die Balkenmitte nach oben gekrümmt und die beiden Enden entsprechend nach unten. Die auftretenden Spannungen liegen unterhalb der Fließgrenze des Werkstoffes, so dass keine plastischen Verformungen auftreten. An der Oberseite des Biegebalkens ergeben sich die höchsten Zugspannungen, die linear in Druckspannungen übergehen, deren betragliches Maximum auf der Unterseite des Biegebalkens liegt. Dazwischen liegt in der Balkenmitte die sog. neutrale Faser, die keiner Dehnung ausgesetzt ist (Normalspannungsfreier Bereich). Die Spannungen sind nach dem Hookschen Gesetz den elastischen Dehnungen proportional. Das elastische Verzerrungsgleichgewicht G_{el} besagt nun, dass der Balken dann (Winkel-)verzugsfrei ist ($\alpha_{B,el} = 0$), wenn die elastischen Dehnungen $\varepsilon_{el,i}$, multipliziert mit ihrem Abstand zur neutralen Faser $z_{NF,i}$, ausgewertet an allen (n) Punkten i des Balkenquerschnittes Null sind:

$$G_{el} = \sum_{i=1}^n \varepsilon_{el,i} \cdot z_{NF,i} \cdot \Delta c_i = 0 \Rightarrow \alpha_{B,el} = 0 \quad (1)$$

Der Faktor Δc_i berücksichtigt einen kontinuumsmechanischen Effekt, der sich steifigkeitsmindernd auf den parallel zur neutralen Faser gelegenen Bauteilrand auswirkt. Dieser ist jedoch nur für die unmittelbar am Rand liegenden (Dehnungs-)Orte von Bedeutung. Für den gesamten restlichen Querschnitt ist $\Delta c_i = 1$, weshalb dieser Faktor auch vernachlässigt werden kann. Die Richtigkeit der Gleichung (2) wurde mittels FE-Simulationen verifiziert. Darüber hinaus wurde gezeigt, dass das Verzerrungsgleichgewicht dem elastischen Anteil des sich ausbildenden Verzugswinkels proportional ist:

$$G_{el} \sim \alpha_{B,el} \Rightarrow G_{el} = m \cdot \alpha_{B,el} \quad (2)$$

Der Proportionalitätsfaktor m wird vom Kompensationsalgorithmus automatisch am freigestellten Querschnitt ermittelt. Hierzu wird letzterer durch eine infinitesimal kleine Kraft ausgelenkt, sodass keine (zusätzlichen) plastischen Verformungen auftreten. Ist m bekannt, lässt sich der elastische Anteil einer jeden Querschnittsauslenkung maßlich bestimmen. D. h., die Rückfederung kann antizipiert werden. Da die hintergründigen Zusammenhänge, die zu dem elastischen Verzerrungsgleichgewicht geführt haben, relativ komplex sind und ihre Erläuterung den Rahmen dieses Beitrages übersteigen würde, wird hier nicht weiter darauf eingegangen.

Analog zum elastischen Verzerrungsgleichgewicht lassen sich auch die thermischen Dehnungen auswerten. Damit ist es möglich, den (transienten) Einfluss der Wärmedehnungen auf den Verzugswinkel zu quantifizieren:

$$G_{th} = \sum_{i=1}^n \varepsilon_{th,i} \cdot z_{NF,i} \cdot \Delta c_i \sim \alpha_{B,th} \quad (3)$$

Hat sich das thermische Verzerrungsgleichgewicht eingestellt, d. h. $G_{th} = 0$, bedeutet dies, dass sich die thermischen Dehnungen über die Bauteilhöhe ausgeglichen haben und somit keinen Winkelverzug mehr hervorrufen. Dies kennzeichnet zugleich den optimalen Zeitpunkt für die Durchführung der Kompensation. Bei $G_{th} = 0$ ist der Querschnitt über die Höhe gleichmäßig durch die Wärmedehnungen beansprucht. Hingegen herrschen bei $G_{th} \neq 0$ auf der zur Wärmequelle zugewandten Bauteilseite verstärkt thermisch bedingte Stauchungen vor. Da die Ausgleichsbewegung entgegen dem finalen Winkelverzug ausgeführt werden muss, also in Richtung der noch thermisch bedingten Auslenkung, müssten diese Stauchungsanteile während der Kompensation zusätzlich überwunden bzw. „entzerrt“ werden, um den winkelverzugsfreien Endzustand zu erreichen. Dies würde eine erhöhte Kompensationsauslenkung erfordern, was (lokal) erhöhte Dehnungen bedeutet. Da diese Dehnungen plastischer Natur sein müssen, um ein bleibendes Ergebnis zu erhalten, resultiert daraus ein erhöhter Eigenspannungszustand, denn bis zum Erreichen der Festigkeitsgrenze gehen anwachsende Dehnungen auch mit steigenden Spannungswerten einher.

Ein Körper, der seinen thermisch ausgeglichenen Zustand erreicht hat, wird diesen beibehalten, sofern auf ihn keine äußeren Einflüsse wirken. Dies ist thermodynamisch bedingt und bedeutet für das thermische Verzerrungsgleichgewicht, dass es sich beim Abkühlen betraglich kontinuierlich reduziert ($G_{th} \rightarrow 0$), bis es die Gleichgewichtssituation erreicht hat. Das bedeutet aber auch für alle nachfolgenden Zeitpunkte, dass weiterhin $G_{th} = 0$ ist. Demnach wären auch alle späteren Zeitpunkte prädestiniert für eine Kompensation. Allerdings dominiert hinsichtlich des Eigenspannungszustandes nun ein gegenläufiger Effekt, denn mit voranschreitender Abkühlung erhöht sich die Fließgrenze ($\sigma_{Fließ}$) des Werkstoffes wieder. Folglich werden zum Einbringen der bleibenden Ausgleichsverformungen auch immer höhere Dehnungen erforderlich, die wiederum in erhöhten Eigenspannungen resultieren. Für den Beanspruchungszustand ergibt sich aufgrund des gegenläufigen Einflusses von G_{th} und $\sigma_{Fließ}$ ein Minimum. Dieses wird vom Kompensationsalgorithmus automatisch ermittelt. Dafür braucht lediglich das thermische Verzerrungsgleichgewicht ausgewertet zu werden. Unterschreitet es in einem bestimmten Querschnitt einen Schwellwert, der nahe der Gleichgewichtssituation liegt ($G_{th} \approx 0$), wird die Kompensation initiiert. Die Definition eines Schwellwertes ist erforderlich, weil G_{th} sich asymptotisch der Gleichgewichtslage nähert, welche mathematisch gesehen zeitlich im Unendlichen liegt. Numerisch wurde gezeigt, dass sich das Eigenspannungsminimum bei 1 % vom Maximalwert des thermischen Verzerrungsgleichgewichtes finden lässt, d. h. $G_{th,Komp} = 1 \% \cdot G_{th,max}$.

Mit den aus der losgelösten Querschnittsbetrachtung erlangten Erkenntnissen ist die Grundlage geschaffen, die Kompensation durchzuführen. Deren Ablauf wird im nachfolgenden Abschnitt beschrieben.

3.2 Ablaufschema des automatischen Kompensationsalgorithmus

Der automatisierte Kompensationsalgorithmus betrachtet zu jedem Zeitschritt das Bauteil in definierten Querschnitten und identifiziert anhand des thermischen Verzerrungsgleichgewichtes den optimalen Kompensationszeitpunkt.

Durch die losgelöste Betrachtung wird der zu kompensierende Querschnitt aus dem Bauteilverbund freigeschnitten und ist somit von den Schubspannungen des davor- und dahinter liegenden Bauteilvolumens sowie von der Steifigkeit der Einspannung befreit. Anschließend wird der isolierte Querschnitt durch eine Kraft ausgelenkt, bis dieser alleinstehend betrachtet einen winkelverzugsfreien Zustand nach der Kompensation und dem Ausspannen einnimmt. Mit Hilfe des elastischen Verzerrungsgleichgewichts kann über die Proportionalitätskonstante m die Kraft bestimmt werden, die aufgebracht werden muss, um die elastische Rückfederung zu antizipieren. Des Weiteren ist für diesen Querschnitt die plastische und somit bleibende Formänderung durch die Kompensation berechenbar. In der elastoplastischen Auslenkung des Quer-

schnitts durch die Krafterbringung ist der plastische Anteil die Auslenkung, die von der rein elastischen Betrachtungsweise des elastischen Verzerrungsgleichgewichtes abweicht. Die so bestimmte Kompensationskraft für den freigestellten Querschnitt ist allerdings nicht direkt auf das Kontinuum übertragbar, da das ganzheitliche Bauteilverhalten nicht abgebildet wird. Entscheidend ist, dass der den Winkelverzugsausgleich hervorruftende Kompensationswinkel α_B nun bekannt ist. Das Auslenkungsmaß wird der dreidimensionalen thermomechanischen Struktursimulation übergeben. In dieser wird die Kraft ermittelt, die benötigt wird, das Bauteil am Kompensationsort gleichermaßen auszulenken.

Abbildung 1 fasst die Vorgehensweise zusammen.

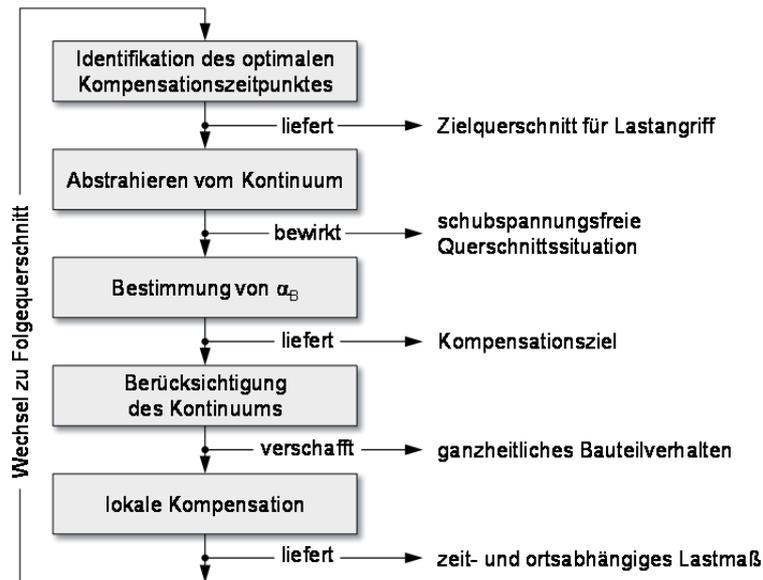


Abbildung 1: Der automatische Kompensationsalgorithmus

4 Versuchsaufbau zum Demonstrationsbeispiel

Es wurden Blindnahtschweißungen in Stahlblechen des Werkstoffes 1.4541 der Dicke 3 mm durchgeführt. Die Wahl eines austenitischen Stahls befreit von der Notwendigkeit der Modellierung von Phasenumwandlungen. Der Zuschnitt der Bleche erfolgte durch Wasserstrahlschneiden, wodurch eine Beeinflussung durch mechanische Trennverfahren vermieden wurde. Zur Strahlerzeugung diente ein 3-kW-Nd:YAG-Faserlaser. Die Vorschubgeschwindigkeit des Lasers wurde variiert, bis sich der für diese Blechdicke maximale Verzugswinkel eingestellt hat. Dieser Ansatz verfolgt den Gedanken des Worst-Case-Szenarios und minimiert darüber hinaus den Messfehler. Anhand von angefertigten Querschliffen der Schweißnaht ist ersichtlich, dass sich der maximale Verzugswinkel der geschweißten Blindnaht bei einer Einschweißung der Tiefe 1,8 mm einstellt. Das Temperaturfeld der Simulation wurde ebenso anhand der Schlibfbilder kalibriert. Die Vorschubgeschwindigkeit des Lasers betrug 4,24 m/min. In Abbildung 2 sind die Kompensationseinheit und die Spannvorrichtung dargestellt.

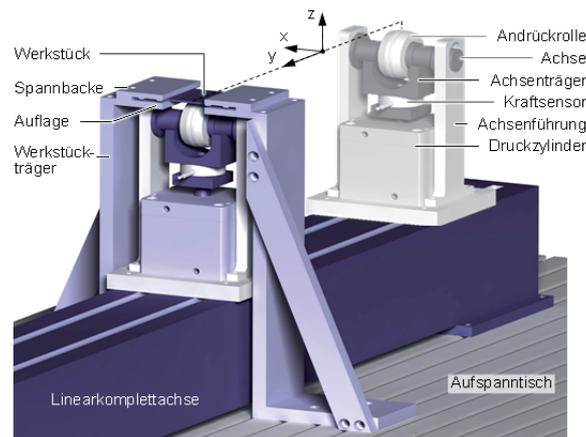
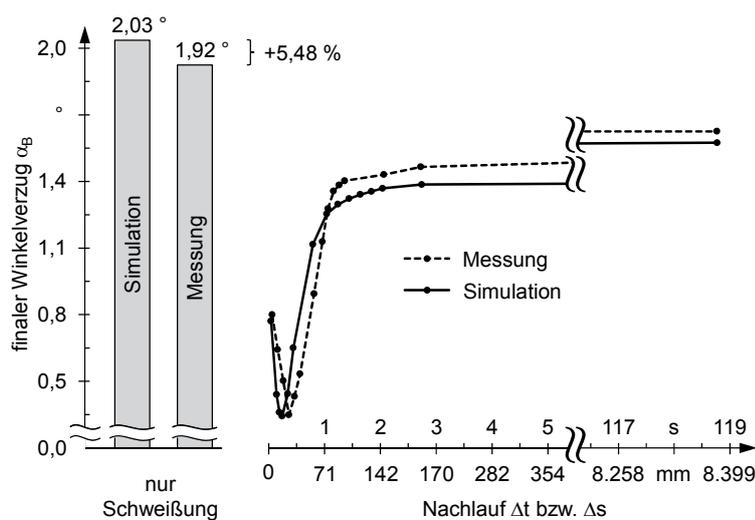


Abbildung 2: Aufbau des Versuchsstands

Die Aufgabe der Kompensationseinheit ist die Einleitung der Kompensationskraft auf der Unterseite der Schweißnaht. Die Krafteinleitung der Andrückrolle wird von einem pneumatischen Zylinder erzeugt. Eine im Kraftfluss liegende Kraftmessdose dient der Regelung des Pneumatikdruckes. Die Andrückrolle rollt unter der Schweißnaht in einem in der Simulation bestimmten Abstand zur aktuellen Schweißposition (Nachlauflänge) in Schweißrichtung ab. Sie wird von einer Linearachse mit der Vorschubgeschwindigkeit des Lasers verfahren.

5 Validierung des Simulationsmodells

Die Validierung der thermomechanischen Schweißsimulation erfolgt vorweg ohne Kompensationseingriff. Abbildung 3a zeigt, dass der nach dem Abkühl- und Ausspannvorgang verbleibende Verzugswinkel α_B von der Simulation sehr gut wiedergegeben werden kann. Die Abweichung des simulativ bestimmten vom gemessenen Winkelverzug beträgt 5,5 %. Anschließend wurde der Nachlauf des Kompensationseingriffs bei konstanter Kompensationskraft variiert, siehe Abbildung 3b. Bei der vorliegenden Schweiß- und Kompensationsgeschwindigkeit von 4,24 m/min entspricht der Nachlauf von 1 s somit einem Abstand von ca. 71 mm zwischen der aktuellen Schweißposition und dem Lasteingriff durch die Andrückrolle.



(a) ohne Kompensation (b) Kompensationsvorgang mit konstanter Kraft

Abbildung 3: Validierung der Schweißstruktursimulation

Die Simulationsergebnisse stimmen auch bei der Vorgabe einer konstanten Kompensationskraft sowohl qualitativ wie auch quantitativ hervorragend überein. Da noch keine automatische Verzugskompensation durchgeführt wurde, verblieb ein deutlicher Verzugswinkel. Es zeigt sich sowohl in der Simulation wie auch im realen Versuch ein ausgeprägtes Minimum des Verzugswinkels für eine Nachlauflänge von ca. 30 mm. Der vorherrschende Effekt ist hierbei die Abnahme der temperaturabhängigen Fließgrenze des Werkstoffes, die eine plastische Deformation und somit den Winkelverzugsausgleich begünstigt. Bei einer Kompensationseinleitung direkt unter der Schweißnaht ist der verbleibende Verzugswinkel doppelt so groß wie für diese Kompensationskraft geringstmöglich. Dies ist darin begründet, dass die Bereiche unterhalb der Schweißnaht noch keine Erwärmung erfahren haben und somit hohe Fließgrenzen aufweisen. Im Bereich des ausgeprägten Miniums bei einer Nachlauflänge von 30 mm ist ein Optimum aus Wärmeverteilung über den Querschnitt und beginnender Abkühlung erreicht. Ab einer Nachlauflänge von 150 mm verändert sich der Verzugswinkel nur noch gering. Die Abkühlung ist soweit fortgeschritten, dass die Fließgrenze nur noch geringfügig erniedrigt ist.

Somit konnte gezeigt werden, dass die Simulation sowohl die strukturmechanischen Auswirkungen der Schweißung als auch des Kompensationseingriffs in guter Genauigkeit abzubilden vermag.

6 Bestimmung des optimalen Kompensationszeitpunktes

Der Leitgedanke der hier vorgestellten Kompensationsmethodik geht über die reine Verzugskompensation hinaus. Es ist zu jedem Zeitpunkt mit einer ausreichend großen Kompensationskraft eine Winkelverzugsbeseitigung möglich. Allerdings ist der Einfluss des Kompensationseingriffs auf die Eigenspannungsverteilung im Bauteil ebenso in Betracht zu ziehen. In Kapitel 3 wurde eine automatische Kompensationsmethodik vorgestellt. Anhand der strukturmechanischen Auswirkung der Kompensation auf das Bauteil wird ein Kriterium identifiziert, den optimalen Kompensationsausgleich zu bestimmen. In Abbildung 4 sind die maximalen simulierten Quereigenspannungsbeträge bei einer Variation der Nachlauflänge oder entsprechend der Nachlaufzeit bei gleichzeitig vollständigem Verzugsausgleich dargestellt. Entsprechend erfordert jede Nachlauflänge eine unterschiedliche Kompensationslast.

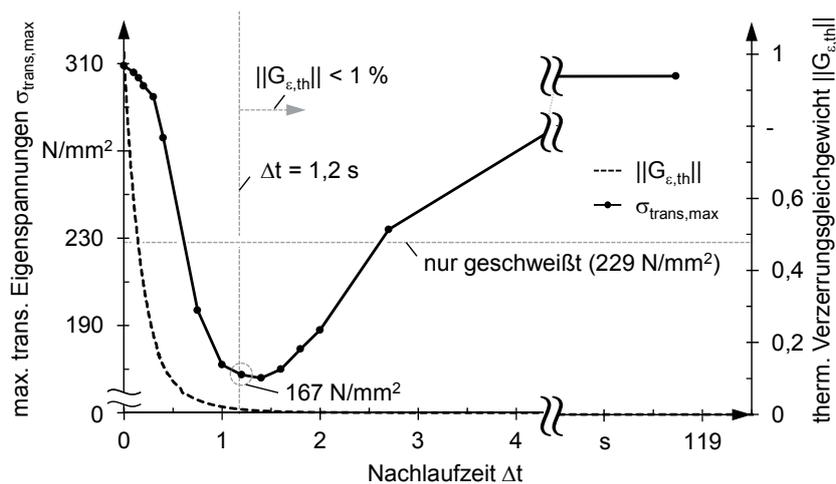


Abbildung 4: Variation der Nachlauflänge bei vollständiger Verzugskompensation

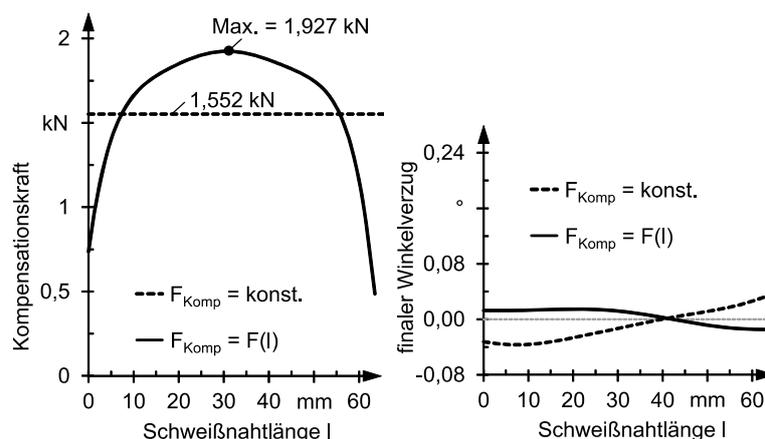
Es wird ersichtlich, dass die Wahl des Kompensationszeitpunktes große Bedeutung für die Strukturverträglichkeit des Kompensationseingriffs hat. Die maximalen Quereigenspannungswerte einer Schweißung ohne Kompensation betragen 229 N/mm^2 . Die Eigenspannungswerte

werden in der Simulation circa um den Faktor 2 zu hoch berechnet. Dies ist mitunter auf eine unpassende Dehnungsrate der Werkstoffkennwerte zurückzuführen, wodurch aber die qualitative Aussagekraft der Ergebnisse nicht eingeschränkt ist. Für Nachlaufzeiten unter 0,6 s und über 2,5 s werden die maximalen Zugspannungswerte im Bauteil durch den Kompensationsvorgang sogar erhöht. Durch die inhomogene Temperaturverteilung im Querschnitt bei Nachlaufzeiten unter 0,5 s werden durch die temperaturabhängige Fließgrenze die plastischen Formänderungen ungleichmäßig eingebracht und führt zu lokal höheren Eigenspannungswerten. Für das ausgeprägte Minimum im Bereich von 1 - 1,75 s Nachlaufzeit ist das thermische Verzerrungsgleichgewicht bereits auf ein sehr niedriges Niveau abgefallen. Dies ist gleichbedeutend mit einer Gleichverteilung der thermischen Dehnungen und somit einem homogenen Temperaturfeld über die Bauteilhöhe. Es herrschen hohe Temperaturen vor, die mit hohen thermischen Dehnungen einhergehen. Ebenso ist die Fließgrenze stark erniedrigt. Es wird folglich eine nur geringe Kompensationskraft benötigt, um ein plastisches Fließen einzuleiten. Dadurch werden die plastischen Stauchungen direkt angrenzend an die Schweißnaht teilweise entzerrt. Eine Nachlauflänge über 2,5 s wiederum kann aufgrund der fortschreitenden Abkühlung den Effekt der verringerten Fließgrenze nicht mehr ausnutzen. Die durch den Kompensationseingriff zusätzlich eingebrachten plastischen Verformungen führen lokal zu höheren Eigenspannungswerten, als sie bei einer Schweißung ohne Kompensation vorliegen.

Damit ist das thermische Verzerrungsgleichgewicht als Kriterium zur Identifizierung des optimalen Kompensationszeitpunktes bestimmt. Die Kompensation kann eingeleitet werden, wenn der Wert des thermischen Verzerrungsgleichgewichts einen Schwellwert ($G_{th,Komp} = 1\% \cdot G_{th,max}$) unterschreitet. Abschließend werden die optimale Krafttrajektorie und die einzustellende Nachlauflänge ausgegeben, um die Kraftaufbringung durch die Systemtechnik regeln zu können.

7 Die optimale Krafttrajektorie zur beanspruchungsgerechten Verzugkompensation

An den Blechrändern ist durch das endliche Kontinuum die Bauteilsteifigkeit vermindert. Ebenso wird die Steifigkeit im Verlaufe der Schweißung durch den Wärmestau im Bauteil verringert. Infolgedessen ist die erforderliche Kompensationslast über die Schweißnahtlänge nicht konstant. In Abbildung 5a wird die in der Simulation bestimmte Kompensationskraft einer Kompensation mit konstanter Kraft gegenübergestellt, die ebenso zu einer akzeptablen Verzugkompensation führt. Dies ermöglicht den Einsatz einer nicht oder nicht umfassend dynamisch regelbaren Systemtechnik. Abbildung 5b gibt die resultierenden Winkelverzüge wieder.



(a) Verlauf der Kompensationskraft (b) finaler Verzugswinkel

Abbildung 5: Vergleich des Winkelverzuges eines optimalen Kraftverlaufes mit dem Verlauf einer konstanten Kraftaufbringung

An den Blechrändern wird der Einfluss der abnehmenden Bauteilsteifigkeit durch das endliche Kontinuum deutlich. Der Betrag der erforderlichen Kompensationskraft ist circa um den Faktor 2,5 im Vergleich zur Blechmitte erniedrigt. Ebenso ist der Wärmestau gegen Ende der Schweißnaht erkennbar. Die dort aufzubringende Kraft ist nochmals um ein Drittel geringer als zu Beginn der Schweißnaht. Durch die Vorgabe des optimalen Kraftverlaufes ist über die Schweißnahtlänge eine gleichmäßige sehr gute Kompensation der Verzüge möglich. Die verbleibenden Verzüge der Kompensation mit konstanter Kraft sind im Maximalbetrag um den Faktor 4 größer im Vergleich zum optimalen Verlauf. Sie sind aber absolut gesehen auf einem sehr niedrigen Niveau mit maximal $0,06^\circ$ im Vergleich zu $1,92^\circ$ Verzugswinkel ohne Kompensation.

Danksagung

Das IGF-Vorhaben (16857 N) 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 Technologie aufgrund eines Beschlusses des Deutschen Bundestages gefördert.

8 Literatur

Coules, H. E. (2012): "Characterising the effects of high-pressure rolling on residual stress in structural steel welds", Dissertation, Cranfield University, Cranfield.

Dilthey, U. (1995): Schweißtechnische Fertigungsverfahren 2: Verhalten der Werkstoffe beim Schweißen, VDI-Verlag, Düsseldorf.

Guan, Q.; Brown, K. W.; Guo, D.; Cao, J.; Li, C.; Shao, Y.; Liu, J. (1987): "Method and Apparatus for Low Stress No-Distortion welding of thin-walled structural elements", Patentschrift, Anmeldenummer: CN1987100959 19870228.

McClung, R. C. (2007): "A literature survey on the stability and significance of residual stresses during fatigue", *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, Vol. 30, Issue 3, S. 173–205.

Michaleris, P.; Dantzig, J.; Tortelli, D. (1999): "Minimization of Welding Residual Stress and Distortion in Large Structures", *Welding Journal*, Vol. 78, No. 11, S. 361–366.

Pilipenko, A. (2002): "Computer simulation of residual stress and distortion of thick plates in multi-electrode submerged arc welding", Dissertation, Norwegian University of Science and Technology, Trondheim.

Radaj, D. (1992): Heat Effects of Welding: Temperature Field, Residual Stress, Distortion, Springer-Verlag, Berlin.

Schenk, T. (2011): "Modelling of Welding Distortion: The Influence of Clamping and Sequencing", Dissertation, Technische Universität Delft, Delft.

3D Simulation of Resistance Welding Processes and Weld Strength Testing

Chris V. Nielsen¹, Wenqi Zhang²

SWANTEC Software and Engineering ApS, Diplomvej 373, DK-2800 Kongens Lyngby, Denmark

¹Email: cvn@swantec.com, ²Email: wz@swantec.com

ABSTRACT

This paper summarizes the new developments in 3D simulation of resistance welding processes and the subsequent weld strength testing based on the predicted weld results and material properties after welding. Resistance welding simulations have been developed and applied for prediction of weld nugget formation in spot welding as well as projection welding with various material combinations. Microstructure and hardness distributions are also modeled for predicting the material properties in and around the weld zone after welding. Some examples are presented for industrial applications of 3D resistance welding simulations.

1 Introduction

Resistance welding is widely applied in a number of industries for effective and productive joining of metal components. Spot welding and a number of different types of projection welding are used in the assembly of automobiles. The process is also widely applied in a number of other industries e.g. including electronic components.

The welding engineers in the different industries meet challenges related to new materials, changing geometries as well as demanding quality, cost and robustness. This requires large amounts of testing and validation of new weld schedules and eventual geometrical changes when it comes to projection welding. Numerical simulation is a tool that helps the engineers to understand complicated processes by visualization, and it is a tool for setting up and testing new designs and welding parameters. As an outcome, the amount of testing is reduced significantly and the time to market can be reduced.

Since the first version of SORPAS[®] commercialized in 1999, computer simulations have helped welding engineers setting up weldability lobes, selecting welding parameters and suggesting alternative current and force profiles for welding specific material combinations including new materials such as advanced high strength steels (AHSS), ultra high strength steels (UHSS) and aluminium alloys [Zhang et al, 1997, 1999, 2003, Pedersen et al, 2008, Becirovic, 2010, Nielsen et al, 2011b, 2013 and Zhang et al, 2013]. Later developments of SORPAS[®] include a fully automated function for suggesting welding parameters as a starting point for the welding engineers, while also estimating the window of acceptable weld currents as a measure of robustness [Zhang, 2006, 2010]. Simulation of adhesives and non-conducting layers are examples of other new developments to support the innovations in industry [Zhang et al, 2012, 2013].

Spot welding and ring projections have for many years been analyzed and optimized using SORPAS[®] 2D, which is supplying axisymmetric simulations (or eventual block model

simulations). New developments in the software and appearance of faster computers allow simulation of more complex geometries with the newly launched SORPAS® 3D [Nielsen et al, 2012, 2013]. In relation to spot welding, three dimensional analyses are relevant in the modeling of e.g. electrode misalignment, welding near previous spots and welding near edges. It is also possible to simulate weld strength testing in terms of the standard tensile-shear, cross-tension and peel testing, and it is possible to simulate the deformation behaviour and strength of multiple spots under certain loadings. Furthermore, SORPAS® 3D opens a new field of projection welding simulations that in many cases involve geometries with complexity in 3D.

The remaining paper presents briefly the governing equations of the basic models followed by numerous examples of 3D simulations of resistance welding including weld strength testing.

2 Coupled electro-thermo-mechanical finite element formulation

The core of the finite element program is a coupled electro-thermo-mechanical formulation [Nielsen et al, 2013]. The mechanical model is responsible for deformation and stress distribution, while the electrical model is responsible for the distribution of the current density giving rise to heat generation by Joule heating. The temperature distribution and changes in material properties due to temperature are solved in the thermal model.

The mechanical model is based on the irreducible flow formulation [Alves et al, 2003], which in weak form suited for finite element implementation can be stated as,

$$\delta\Pi = \int_V \bar{\sigma} \delta \dot{\varepsilon} dV + K \int_V \dot{\varepsilon}_v \delta \dot{\varepsilon}_v dV - \int_S t_i \delta u_i dS + \sum_{c=1}^{N_c} P g_c \delta g_c \quad (1)$$

where δ indicates an arbitrary admissible variation in the velocity field, Π is the energy rate of the system, V is the domain volume with surface S , $\bar{\sigma}$ is the effective stress and $\dot{\varepsilon}$ is the equivalent strain rate. The second term is to obey volume constancy in the plastic formulation by penalizing the volumetric strain rate $\dot{\varepsilon}_v$ by a large positive constant K . The third term is eventual surface tractions t_i on surface with velocity u_i . Finally, the fourth term is to obey mechanical contact between objects (workpieces, electrodes etc.) by penalizing normal velocity difference g_c in contact pair c (if otherwise resulting in penetration) by a large positive constant P . A contact pair consists of a node from one side of the contact and an element face of the other side (see details of the contact implementation elsewhere [Nielsen et al, 2011a, 2013]).

The thermal model responsible for the temperature field T is governed by

$$k T_{,ii} + \dot{q} = \rho c \dot{T} \quad (2)$$

with thermal conductivity k , mass density ρ and heat capacity c . The heat generation is included by \dot{q} , which is the link to the electrical model generating heat according to Joule heating based on the electrical resistance and the current density (squared). The current density field is available from the gradient of the potential Φ solved in the electrical model by

$$\Phi_{,ii} = 0 \quad (3)$$

which in its form is identical to the stationary part of (2) because the transient part of the electrical field can be ignored compared to the transient response of the temperature field.

Contact resistance, being critical for the modeling of resistance welding, is evaluated based on the strength of the materials at the given temperature, the contact pressure and the electrical

properties including restriction of the current and surface contamination in form of oxides, oils, films etc. [Zhang, 1999, 2003].

3 Weld properties and weld strength testing

While completing the welding simulation including cooling, the history of temperature at all nodal points are obtained and the cooling rates can be calculated. According to the continuous cooling transformation (CCT) diagrams, the microstructures can be modelled to obtain the distributions of martensite, bainite, pearlite and ferrite.

The phases present in the weld nugget are based on the new alloy formed by mixing of the materials melted in the nugget, assuming full mixing inside the nugget. The hardness distribution is obtained by the contributions of the predicted phases by applying the model by Blondeau et al. [Blondeau et al, 1973], knowing the actual cooling rates and the carbon equivalent. Further details on microstructure and hardness evaluation including comparison with experiments can be found in reference [Pedersen et al, 2008].

Figure 1 shows an example of the simulation of microstructures and hardness distribution in spot welding of DC06 to DP600. Figure 1a shows the temperature history in two selected nodes. Cooling rates at any time and temperature are available for each node. Figure 1b shows the simulated hardness distribution. The simulation of hardness distribution is able to capture both hardening and softening in the heat affected zone.

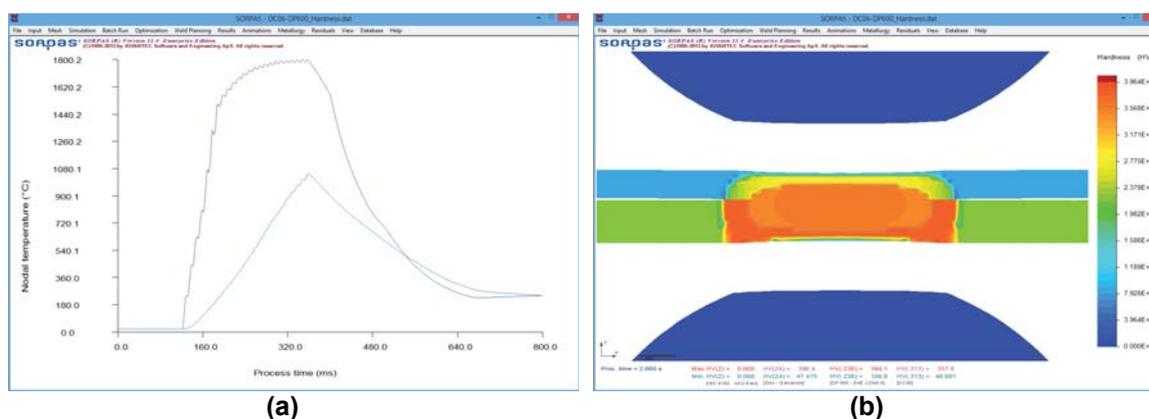


Figure 1: Simulation of microstructures and hardness distribution in spot welding of DC06 to DP600. (a) Temperature history at two nodal points, by which the cooling rates can be obtained. (b) Simulated hardness distribution.

With the recent developments in 3D simulation of resistance welding, it is now possible to expand the numerical analysis of spot welding to include subsequent mechanical testing. The mechanical testing includes the standard mechanical tests: tensile-shear, cross-tension and peel testing (see Figures 2a, 2b and 2c, respectively), but can also be used to analyze any other complicated loading situation or the strength of a combination of multiple spots.

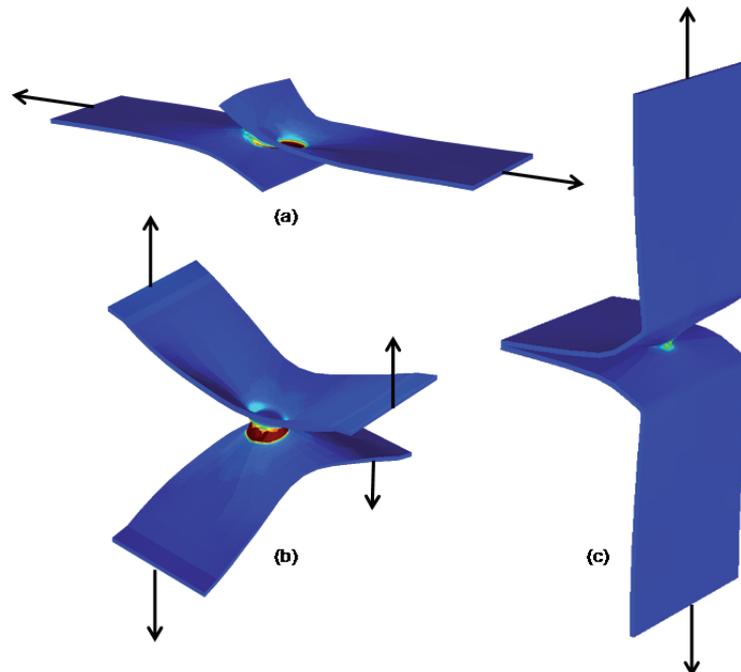


Figure 2: Examples of simulated tensile testing by (a) tensile-shear test, (b) cross-tension test and (c) peel test.

Combining the simulation of welding and testing makes it possible to simulate the testing based on the predicted nugget size and shape, the predicted microstructure and hardness distribution. In SORPAS[®] 3D the combined simulation is prepared through an integrated wizard and the simulation is carried out without intermediate stop as the electrodes are automatically removed and the tool connections are changed from the welding machine to the testing machine according to the selection before the simulation is started. This is a new strategy introduced in SORPAS[®] 3D as opposed to other simulations of weld strength, where either a rigid weld nugget is assumed or an assumed stress field is imposed.

Figures 3 and 4 include examples of simulated welds followed by tensile-shear testing. Two DC06 sheets of 0.8mm (Figure 3) and two DC06 sheets of 3.0mm (Figure 4) are analyzed. The simulated weld nuggets are shown in the upper part of the figures followed by the load-elongation curves including the evolution of deformation and damage at selected points on the curve. Finally the lower parts of the figures show the final deformation of ended testing including the distribution of damage.

Such simulations allow prediction of failure mode and strength. The thin sheets has a resulting plug failure, where the damage, thinning of the sheet and finally fracture (dark red area) take place outside the nugget leaving an undamaged button shaped piece of sheet on one side. On the other hand, the resulting failure mode between the thick sheets is an interface failure, where the sheets bend, but with minimal damage, while damage develops in the nugget between the sheets, and finally the joint breaks at the interface.

The maximum load and corresponding elongation are available from the curves as well (notice the different scales on the two curves when comparing Figures 3 and 4).

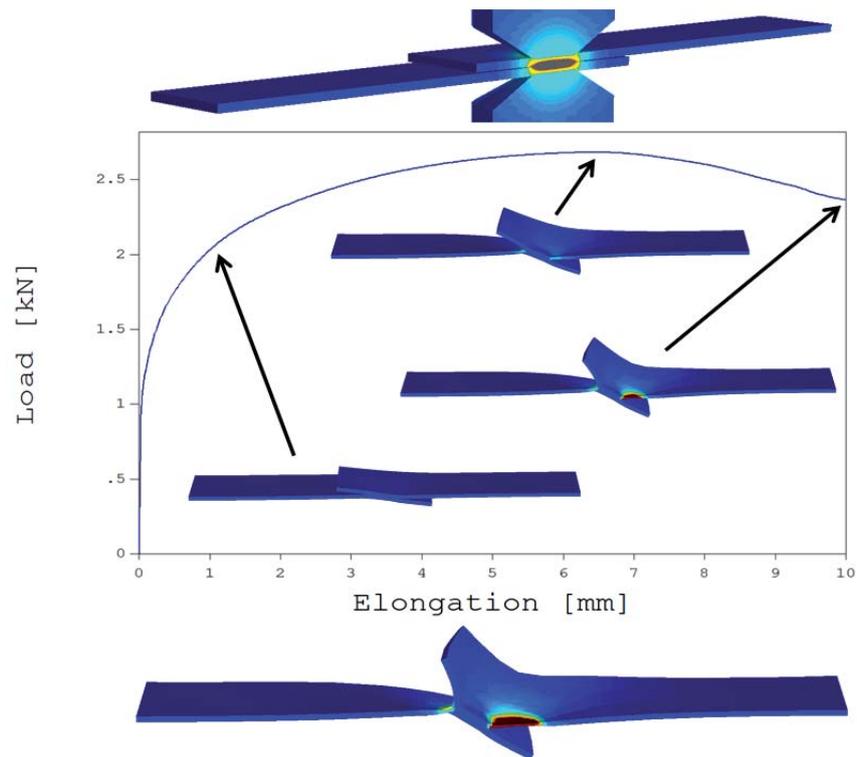


Figure 3: Spot welding of 0.8mm DC06-DC06 followed by tensile shear testing.

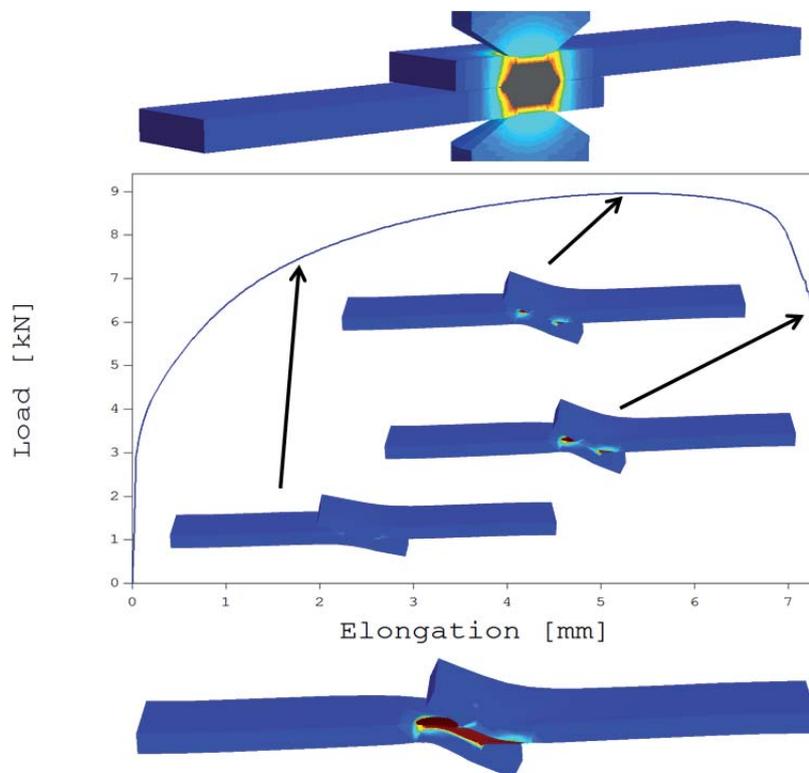


Figure 4: Spot welding of 3.0mm DC06-DC06 followed by tensile shear testing.

4 Evaluation of shunt effects

Besides the above weld strength testing, 3D simulation also expands the possibilities of analysis of the welding process itself. In terms of spot welding, effects such as electrode misalignment, shunt effects and single sided spot welding of sheets to tubular structures require 3D analysis for complete modeling [Nielsen et al, 2012, 2013]. Among these, shunt effects between three spots are shown as an example in the following.

Figure 5 shows the temperature fields after the end of the weld time at three different locations with a distance of 15mm in between the welds. Identical current, force and time are used for all three welds. The first weld has the full current passing through the weld spot forming a nugget with diameter 5.75mm. When welding the second spot, part of the current will pass through the first spot due to the formed connection. As a result of this shunt effect, the effective welding current is lowered and the second nugget diameter is reduced to 5.31mm. The third nugget diameter reaches only 5.04mm due to shunting through both of the previously welded spots. The differences in nugget sizes are visible in the lower part of Figure 5, where the overall process peak temperature is shown together with the final weld nuggets.

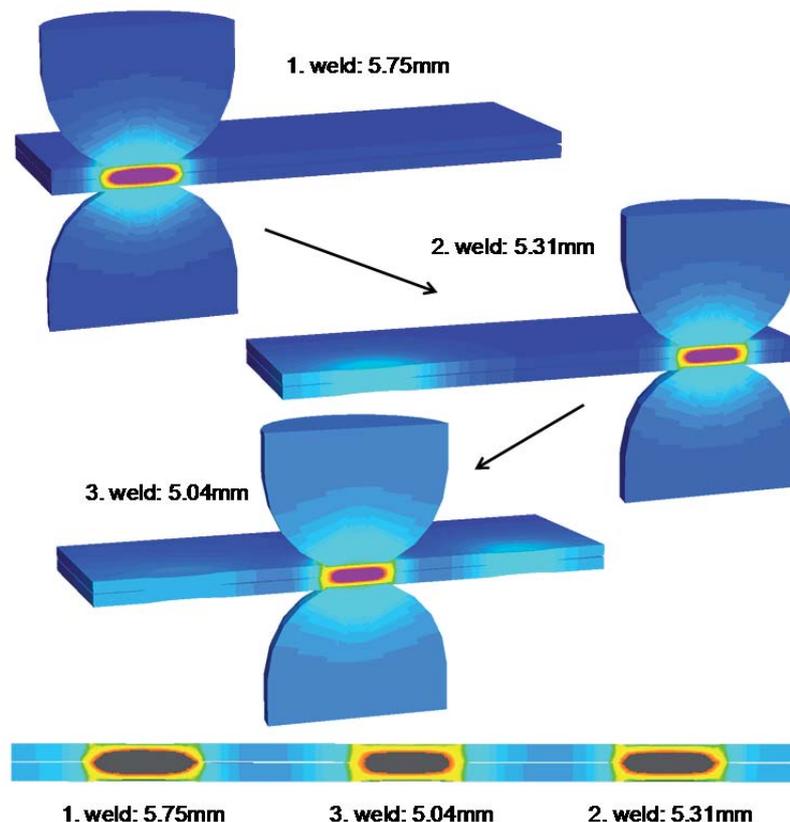


Figure 5: Temperature fields at the end of the weld time for three spot welds with a distance of 15mm between each other. Identical current, force and time are used for all three welds. The first weld reaches 5.75mm nugget diameter, while the second and third only reaches 5.31mm and 5.04mm due to shunt effects. The lower figure shows the overall process peak temperature and the resulting weld nuggets.

The amount of current passing through previous spots and the effective current passing through the spot being welded are presented in Figure 6, where also the current density at an instant of

time during the third weld is shown. The current distribution shows how current passes through the sheets to go through previous spots and forming high current density along the ring of the edge of the spots.

From the curves in Figure 6 it can be stated how much of the total current that passes through each individual weld point. During the time of the first weld, it is confirmed that 100% of the current passes through the first point while no current passes through the other weld locations as the sheets are still separated at this time. Then, in rough numbers, 90% of the weld current passes through the second spot during the time of the second weld, while the remaining 10% goes through the first spot, which is now acting as a connection point. Finally during the third weld, and still in rough numbers, only 80% of the total current flows through the third point, while the remaining current is distributed over the previous two spots.

The simulation also allows the selection of individual weld programs for each weld. In this case, proper selection (increase) of the weld current can result in identical weld nugget sizes.

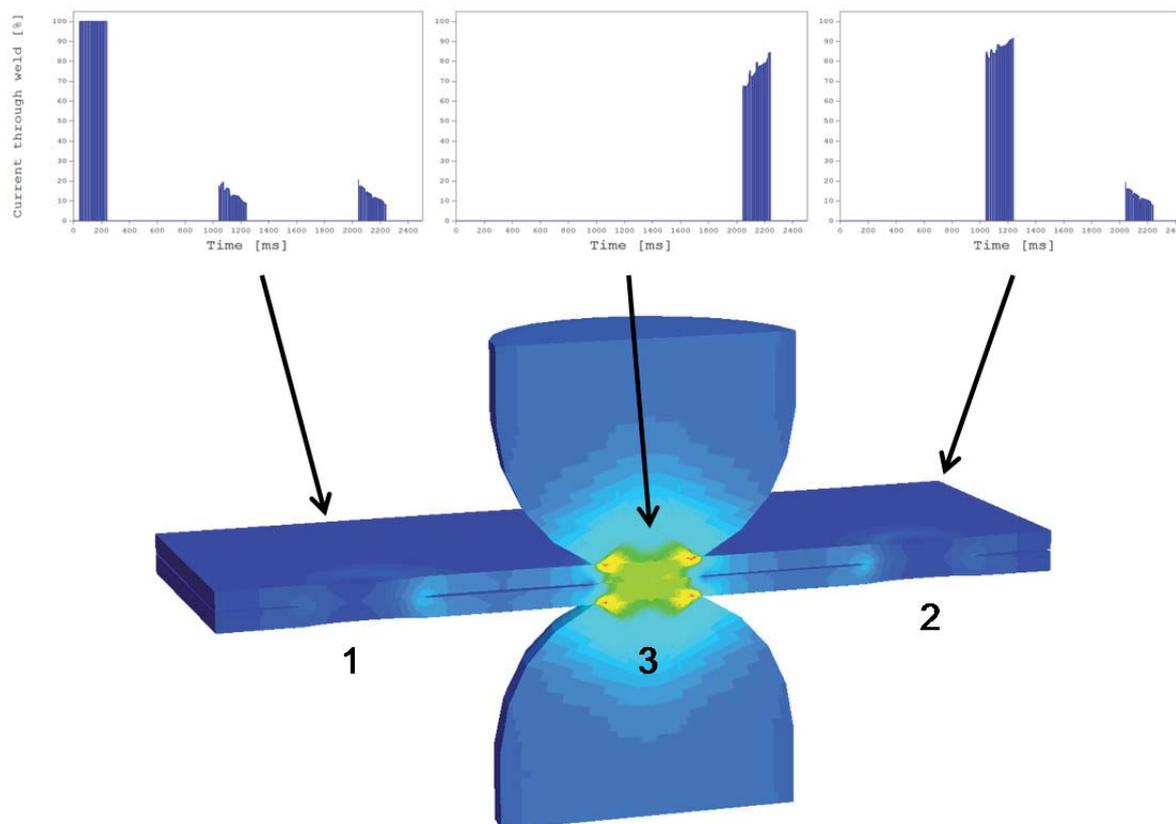


Figure 6: Curves of percentage of total current passing through the interface at each of the three weld locations. The lower figure shows the current distribution at an instant of time during the third spot weld. The shunt effect is visualized by the current passing through the two previously welded spots.

The shunt current passing through previous spots also has a heating effect. Figure 7 shows this by a nodal temperature curve showing the temperature as function of time for a selected location at the edge of the first spot. During the time of the first weld, the temperature is of course increasing, reaching a maximum before it starts cooling. Then, during the second and third welds, current passes through the point due to shunting and the temperature is shortly raised again.

It can be of interest to know the level of the temperature reached in previous spots. Depending on the time and distance between spots, the temperature may affect the formation of the microstructure and final hardness of the welds and heat affected zones.

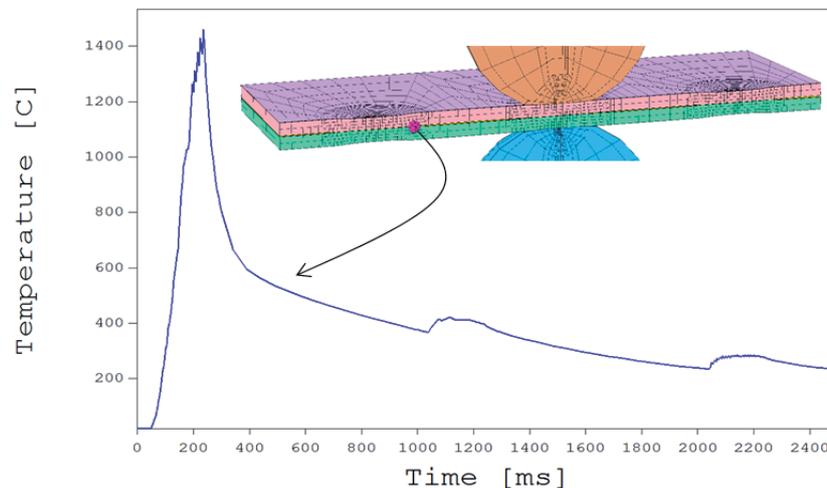
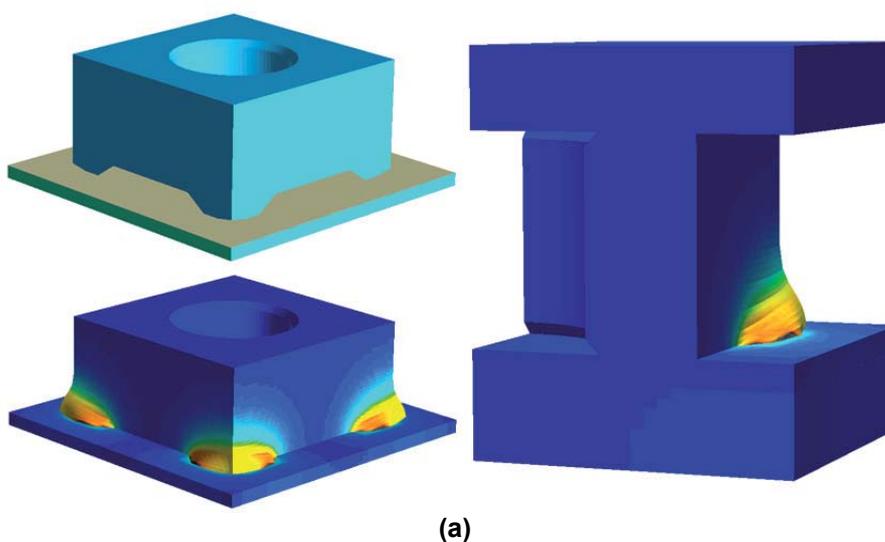


Figure 7: Nodal temperature of selected point at the edge of the first weld.

5 Projection Welding

A large part of projection welding cases is naturally simulated in 3D because of the geometrical complexity. Two examples are provided in Figure 8 for illustration by the initial geometry and the final deformation and peak temperature field. Figure 8a includes a square nut welded to a sheet, and Figure 8b is an example of two sheets welded perpendicular to each other by means of a longitudinal embossment pressed in one of the sheets. Such simulations are typically more demanding in terms of mechanical modeling due to the large deformations involved compared to spot welding.



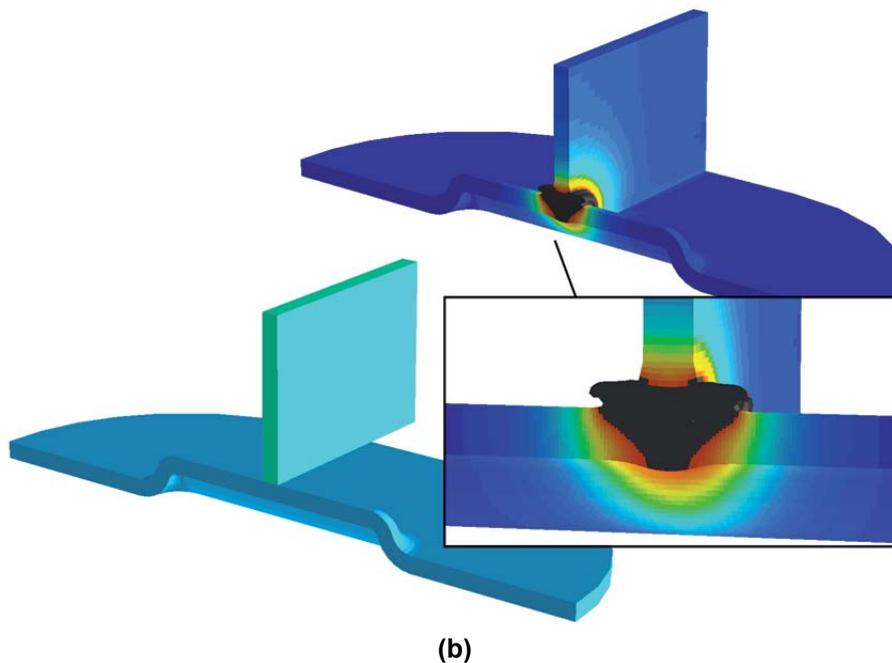


Figure 8: Examples of simulated projection welds by (a) square nut welded to sheet and (b) sheet welded perpendicular to a sheet with a longitudinal embossment.

6 Conclusions

An overview of typical cases analyzed by 3D finite element simulations is provided in the paper including applications from spot welding and weld strength testing to projection welding. The cases were presented to illustrate some of the potential analyses that can be conducted by simulation in 3D. Adding the third dimension, compared to more classical 2D simulations, extends the possibilities in terms of cases that can be simulated, details that can be examined, and also continuation by weld strength testing. It is, however, important to keep in mind when 3D simulations should be utilized and when 2D simulations are more attractive due to computation speed and easy setup of geometries. Although, parallel computing with multiple processors has been implemented for 3D simulation to speed up the calculations, the computation time is still much longer than that of 2D. Therefore, the 3D simulations are useful mainly for complex welding cases, while the 2D simulations are more suitable for optimizations of spot welding and simple projection welding applications.

7 References

Blondeau, R., Maynier, P., Dollet, J. (1973): "Prediction of the hardness and strength of plain and low-alloy steels from their structure and composition". *Memoires Scientifiques de la Revue de Metallurgie*, Vol. 70, No. 12, 1973, pp.883-892.

Zhang, W., Hallberg, H., Bay, N. (1997): "Finite Element Modeling of Spot Welding Similar and Dissimilar Metals". *7th Int. Conf. on Computer Technology in Welding*, San Francisco, USA, 1997, pp.364-373.

Zhang, W., Kristensen, L. (1999): "Finite Element Modeling of Resistance Spot and Projection Welding Processes". *The 9th Int. Conf. on Computer Technology in Welding*, Detroit, Michigan, 1999, pp.15-23.

Alves, M.L., Rodrigues, J.M.C., Martins, P.A.F. (2003): "Simulation of three-dimensional bulk forming processes by finite element flow formulation". *Modelling and Simulation in Materials and Engineering* – Institute of Physics 11, 2003, pp.803-821.

Zhang, W. (2003): "Design and Implementation of Software for Resistance Welding Process Simulations". *SAE 2003 Transactions: Journal of Materials and Manufacturing*, Vol.112, No.5, 2003, pp.556-564.

Zhang, W. (2006): "New Developments and Challenges in Simulation and Optimization of Resistance Welding". *Proceedings of the 4th International Seminar on Advances in Resistance Welding*. Wels, Austria, 2006, pp.101-114.

Pedersen, K.R., Harthoej, A., Friis, K.L., Bay, N., Somers, M.A.J., Zhang, W. (2008): "Microstructure and hardness distribution of resistance welded advanced high strength steels". *Proceedings of the 5th International Seminar on Advances in Resistance Welding*. Toronto, Canada, 2008, pp.134-146.

Becirovic, A. (2010): "Advantages of DeltaSpot when Welding Aluminium Alloys and the Experiences with SORPAS Simulation". *Proceedings of the 6th International Seminar on Advances in Resistance Welding*. Hamburg, Germany, 2010, pp.71-78.

Zhang, W. (2010): "Weld Planning with Optimal Welding Parameters by Computer Simulations and Optimizations". *Proceedings of the 6th International Seminar on Advances in Resistance Welding*. Hamburg, Germany, 2010, pp.119-127.

Nielsen, C.V., Martins, P.A.F., Zhang, W., Bay, N. (2011a): "Mechanical contact experiments and simulations", *Steel Research International* 82, 2011, pp.645-650.

Nielsen, C.V., Friis, K.S., Zhang, W., Bay, N. (2011b): "Three-Sheet Spot Welding of Advanced High-Strength Steels". *Welding Journal Research Supplement*, Vol. 90, No. 2, 2011, pp.32s-40s.

Nielsen, C.V., Chergui, A., Zhang, W. (2012): "Single-sided sheet-to-tube spot welding investigated by 3D numerical simulations". *Proceedings of the 7th International Seminar on Advances in Resistance Welding*. Busan, Korea, 2012, pp.147-158.

Zhang, W., Chergui, A., Nielsen, C.V. (2012): "Process Simulation of Resistance Weld Bonding and Automotive Light-weight Materials". *Proceedings of the 7th International Seminar on Advances in Resistance Welding*. Busan, Korea, 2012, pp.67-75.

Nielsen, C.V., Zhang, W., Alves, L.M., Bay, N., Martins, P.A.F. (2013): *Modeling of Thermo-Electro-Mechanical Manufacturing Processes with Applications in Metal Forming and Resistance Welding*. Book published by Springer, 2013. ISBN: 978-1-4471-4642-1.

Zhang, W., Nielsen, C.V. (2013): "Latest Developments of Resistance Welding Simulation and Applications for Aluminium with Adhesives". 22. *DVS-Sondertagung WIDERSTANDS-SCHWEISSEN 2013*, Duisburg, Germany, 2013, pp61-68.

Information on <http://www.swantec.com>.

Schweiß Eigenspannungen dickwandiger Bauteile mit Berücksichtigung des Einspanngrades

Didi D. Tchuindjang¹, Wolfgang Fricke¹

¹ Technische Universität Hamburg-Harburg, Institut für Konstruktion und Festigkeit von Schiffen,
Schwarzenbergstrasse 95 c, D-21073 Hamburg, Deutschland

E-Mail: didi.tchuindjang@tuhh.de

E-Mail: w.fricke@tuhh.de

ZUSAMMENFASSUNG

Die Simulation schweißbedingter Eigenspannungen an dickwandigen Bauteilen aus höherfestem Stahl (S460) wurde durchgeführt. Die numerische Schweißsimulation erfolgte mit Hilfe des Finite-Element-Programms ANSYS. Zwei Plattensysteme mit unterschiedlichen Einspannbedingungen wurden betrachtet, um den Effekt des Einspanngrades durch die umliegende Struktur auf die Eigenspannungen zu ermitteln. Neben der Bestimmung der Eigenspannungsverteilung nach dem Schweißvorgang wurde auch deren Verteilung unter zyklischer Belastung untersucht. Die Berechnungen zeigen im Bereich der Wärmeeinflusszone lokale Quereigenspannungen bis zur Streckgrenze des Grundmaterials. Die Quereigenspannung in Schweißrichtung ist fast konstant. Die Eigenspannungen lassen sich nach einer zyklischen Zugbelastung quer zur Schweißrichtung deutlich abbauen.

1 Einleitung

Die Containerschiffe wurden in den letzten Jahren immer größer. Das führte zum vermehrten Einsatz dickwandiger Bauteile aus höherfestem Stahl im Bereich der oberen Gurtung, um trotz Vorhandensein großer Decköffnungen (Luken) genügend Schiffsfestigkeit zu gewährleisten. Durch den Einsatz von dicken Platten bis zu mehr als 80 mm wurde das Interesse in der Schiffbauindustrie im Hinblick auf das Sprödbruchverhalten von Schweißverbindungen größer. Um die Sicherheit von Schweißverbindungen an den Blockstößen im Bereich des Lukensüls zu gewährleisten, wurden Untersuchungen bezogen auf das Sprödbruchverhalten von Schweißverbindungen mit dicken Platten in der Vergangenheit durchgeführt. In einer dieser Studien wurde der Effekt von Schweißparametern auf die Risszähigkeit und das Risswachstum geschweißter Dickbleche untersucht, wobei der Einfluss schweißbedingter Eigenspannungen abgeschätzt wurde [Gyu Baek An et al., 2012].

Wohl wissend, dass die schweißbedingten Eigenspannungen einen Einfluss auf das Sprödbruchverhalten und Risswachstum an Schweißverbindungen dicker Bleche haben [Hill and Pantonin, 1998], sind Kenntnisse nicht nur über den Betrag, sondern auch über deren Verteilung in den Platten nach dem Schweißen und unter Betriebsbelastung erforderlich. Dieser Beitrag beschäftigt sich mit der numerischen Simulation schweißbedingter Eigenspannungen dicker Platten unter Berücksichtigung des Einspanngrades, wie er in der realen Schiffstruktur im Bereich des Lukensüls vorkommt. Hierfür wurde ein 13.000 TEU Containerschiff als Zielschiff gewählt, womit Steifigkeitsfaktoren mit Hilfe der Finite-Elemente-Methode zur Beschreibung des Einspanngrades der angrenzenden Schiffstruktur bestimmt wurden. Darauf folgte der Entwurf von Probenkörpern, die an den Schweißverbindungen ähnliche Einspannverhältnisse wie in der Schiffstruktur wiedergeben. Zwei Plattensysteme mit unterschiedlichen Einspannverhältnissen

wurden in dieser Arbeit zur Bestimmung des Einflusses des Einspanngrades auf die Eigenspannungen betrachtet.

Da experimentelle Messdaten nicht vorhanden sind, beschränken sich die folgenden Abschnitte nur auf die numerische Untersuchung.

Das Projekt wurde von Partnern aus der Industrie initiiert: Germanischer Lloyd (GL), Pohang Iron and Steel Company (POSCO) und Hyundai Heavy Industries (HHI).

2 Probenkörper

2.1 Herstellung der Probenkörper

Zwei zu untersuchende Platten mit unterschiedlicher und definierter Steifigkeit $K_S = 100 \text{ MPa/mm}$ und 200 MPa/mm wurden entworfen, Abbildung 1 und 2. Nach der V-Schweißnahtvorbereitung erfolgte die Herstellung der Schweißverbindung mit 71 Schweißlägen mit Hilfe des Fülldrahtschweißens (FCAW) bei HHI.

Entsprechend der Skizze im Abbildung 1 enthält Tabelle 1 die Abmessungen der geschweißten Platten. Die Platten unterscheiden sich durch die Gesamtlänge L und die Länge RL des eingespannten Bereichs.

Tabelle 1: Abmessungen der geschweißten Platten entsprechend Abbildung 1

Platte	L [mm]	W [mm]	RL [mm]	A [mm]	B [mm]	C [mm]	G [mm]	t [mm]
KS100	1500	800	1100	195	390	200	6	80
KS200	800	800	360	195	390	220	6	80

Beide Platten waren aus höherfestem Stahl mit einer Streckgrenze von 460 MPa hergestellt. Beim Schweißen wurden ähnliche Schweißbedingungen angesetzt, um den Einfluss durch das Einspannen auf die Eigenspannungen zu ermitteln.

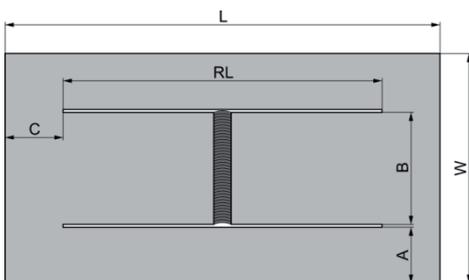


Abbildung 1: Geometriebeschreibung der geschweißten Platten

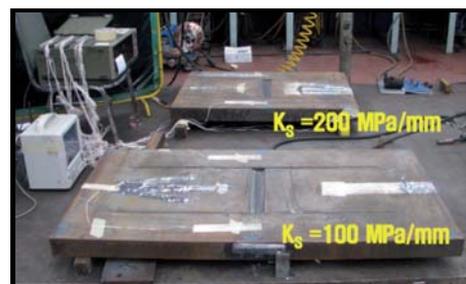


Abbildung 2: Geschweißte Platten

Durch die Gestaltung der Platten entsprechend ihrer Steifigkeiten wurde das Einspannen der Schweißverbindung durch die anliegende Schiffsstruktur nachgebildet. Mit Hilfe der Finite-Elemente-Methode (FEM) – Abbildung 3 – und analytisch mit einem Ersatzsystem aus Federn – Abbildung 4 – wurden die Steifigkeitsfaktoren beider Platten ermittelt.

Basierend auf Abbildung 3 und 4 lassen sich sowohl numerisch als auch analytisch die axialen Steifigkeitsfaktoren K_S mit der Formel (1) bestimmen.

$$K_S = \frac{\sigma}{\Delta u} = \frac{F/A}{\Delta u} \quad (1)$$

Wobei σ die Spannung im eingespannten Bereich der Platte mit der Länge RL, Δu die Auslenkung, F die äquivalente Gesamtkraft und A die Querschnittsfläche der Platte im geschweißten bzw. eingespannten Plattenbereich sind.

Tabelle 2 zeigt die mit FEM und mit dem Ersatzsystem aus Federn (ES) ermittelten Steifigkeitsfaktoren K_S . Die Übereinstimmung ist gut.

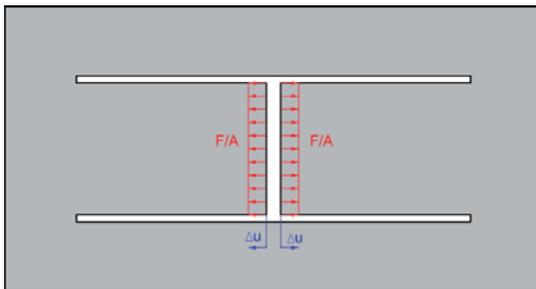


Abbildung 3: Lastannahmen zur Bestimmung von K_S im FE-Model (FEM)

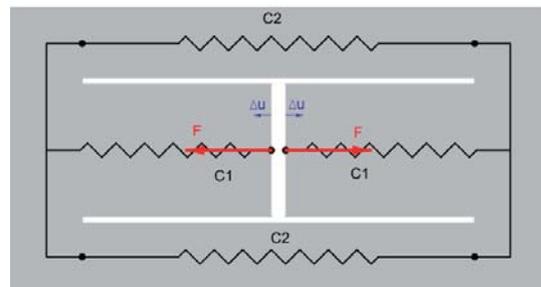


Abbildung 4: Ersatzsystem mit Feder zur analytischen Bestimmung von K_S (ES)

Die obige Ausführung über die Ermittlung der Steifigkeitsfaktoren beruht auf die Annahme einer reinen Zugbelastung. An dieser Stelle ist auch auf die unterschiedlichen Biegesteifigkeiten, die aufgrund des Unterschieds zwischen den Längen RL (siehe Tabelle 1 und Abbildung 1) der Platten resultieren, hinzuweisen. D.h. bei exzentrischen Zugbelastungen, die zu Zusatzbiegungen führen, würde die längere Platte KS100 deutlich mehr Durchbiegung aufweisen als KS200.

Die Stumpfstoßverbindung der Platten wurde in der Wannenposition geschweißt. Die V-Nahtvorbereitung der Platten erfolgte mit einem Öffnungswinkel von 35° und einem Wurzelspalt von 6 mm, Abbildung 5.

Tabelle 2: Ermittelten Steifigkeitsfaktoren der betrachteten Platten

Platte	K_S [MPa/mm]	
	FEM	ES
KS100	112	124
KS200	201	218

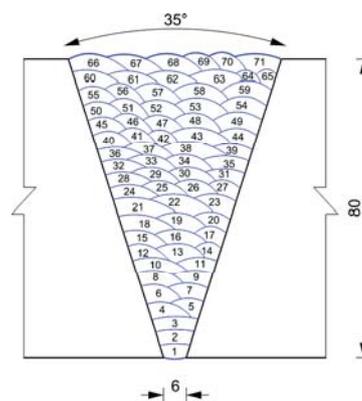


Abbildung 5: Verbindungsdetails und Naht-aufbau mit den Schweißlagen 1 – 71

Vor Beginn des Schweißvorgangs wurde die Platte zur Vermeidung von Kaltrissen auf 65°C vorgewärmt. Die maximale Zwischentemperatur zwischen dem Schweißen der Lagen betrug 193°C.

2.2 Temperaturabhängige Materialeigenschaften der geschweißten Platten

In der numerischen Schweißsimulation wurde das Füllmaterial gleich dem Material der Platten aus höherfestem Stahl S460 gesetzt. Die Materialdaten wurden temperaturabhängig angenommen und [Wichers, 2006] und [Peil und Wichers, 2004] entnommen. In [Wichers, 2006] wurden die Materialeigenschaften von S355J2G3 (S355) für Temperaturen bis zu 1200°C dargestellt. Alle notwendigen Materialdaten von S460 für die *thermische* Analyse des Schweißvorgangs wurden aus Mangel weiterer Informationen derjenigen von S355 gleichgesetzt.

Bis auf die Spannungs-Dehnungs-Diagramme wurden auch alle notwendigen Materialdaten für die *mechanische* Simulation derjenigen von S355 gleichgesetzt. Die verwendeten Spannungs-Dehnungs-Diagramme des S460 wurden durch Skalieren mit dem Faktor 1,3 erhalten. Der Faktor 1,3 ist das Verhältnis zwischen den Streckgrenzen von S460 und S355. Ein elastisch-plastisches Materialmodell mit kinematischer Verfestigung wurde angenommen.

3 Durchführung der thermisch-mechanischen Simulation

Die 3D-numerische Simulation schweißbedingter Eigenspannungen erfolgte mit der Hilfe des Finite-Elemente-Programms ANSYS und bestand aus einer transienten thermischen und einer mechanischen Analyse. Die thermische und die mechanische Analyse waren nicht gekoppelt.

3.1 Simulation des Temperaturfeldes

Finite-Elemente-Modelle bestehend aus den Grundplatten und den Schweißnähten wurden für die Simulation hergestellt. Abbildung 6 zeigt beispielweise das FE-Modell für die kürzere Platte KS200. Um die Rechenzeiten klein zu halten, wurde im Bereich der Schweißnaht und der Wärmeeinflusszone eine Elementkantenlänge von weniger als 4 mm gewählt. Für beide Platten wurden der gleiche Nahtaufbau und die gleiche Elementierung in der Schweißnaht und in der Wärmeeinflusszone verwendet.

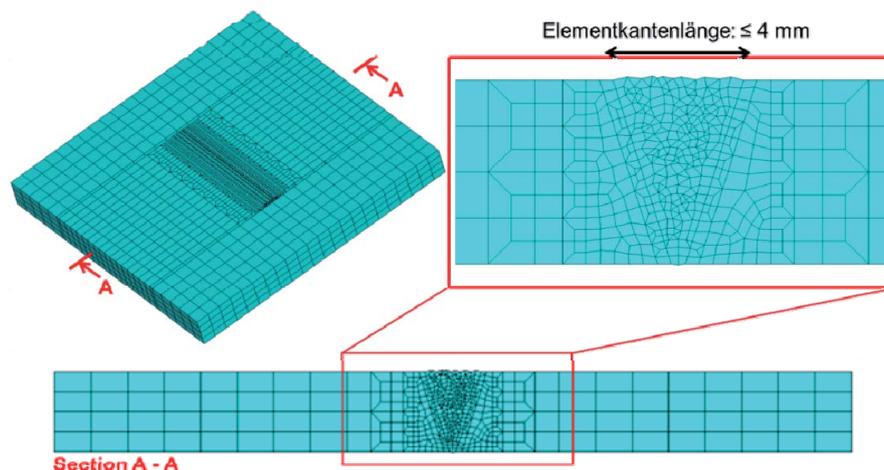


Abbildung 6: FE-Modell für die numerische Schweißsimulation (KS200)

Das Hinzufügen der Schweißenergie in das Modell an der Schweißstelle erfolgte mit Hilfe der in Schweißrichtung bewegten Ersatzwärmequelle von Goldak [Goldak et al., 1984], wobei ein Wirkungsgrad von $\eta = 0,7$ für das gewählte Fülldrahtschweißverfahren gewählt wurde.

Die Wärmeabgabe an die Umgebung erfolgte zum einen durch natürliche Konvektion und zum anderen durch Strahlung, wobei beide Effekte basierend auf dem VDI-Wärmeatlas [Gnielinski et al., 2006] in der thermischen Analyse betrachtet wurden.

3.2 Simulation der Eigenspannungen

Die Temperaturfelder aus den Temperaturfeldsimulationen wurden als thermische Lasten nacheinander auf die FE-Modelle aufgebracht. Zur Verhinderung von Starrkörperbewegungen wurden jeweils 6 Freiheitsgrade unterdrückt.

Aufgrund von Konvergenzproblemen durch zu stark verzerrte Elemente war die mechanische Analyse für die längere Platte KS100 zum Zeitpunkt dieser Arbeit noch nicht vollständig beendet. Aus diesem Grund wird in den folgenden Abschnitten bei der Bewertung der Berechnungsergebnisse hauptsächlich auf die der Platte KS200 eingegangen und nur Teilergebnisse bis Lage 52 für KS100 präsentiert.

3.3 Verformungen und Eigenspannungen nach dem Schweißvorgang

Abbildung 7 stellt das Verformungsbild der Platte KS200 am Ende der Schweißsimulation dar. Dabei sind die Schweißnahtelemente aufgrund ihrer starken Verzerrungen ausgeblendet. Zu erkennen ist, dass die Seitenbereiche, die zum Einspannen der mittleren geschweißten Plattenbereiche dienen, mit zusätzlicher Biegung unter Druck stehen, wogegen die mittleren Plattenbereiche unter Zug sind. Die Platte biegt sich im mittleren geschweißten Bereich am Ende der Simulation und nach Abkühlung in die negative z-Richtung durch.

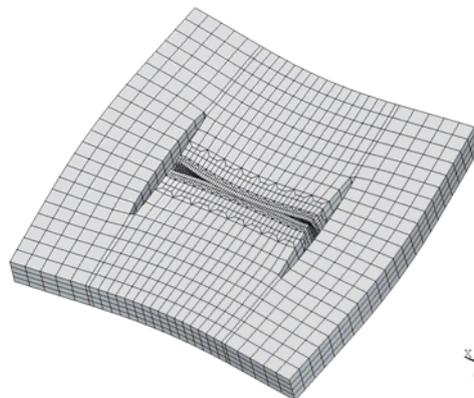


Abbildung 7: Skaliertes Verformungsbild (x100) der Platte KS200 am Ende der Schweißsimulation (die Schweißnähte sind ausgeblendet)

Abbildung 8 zeigt die Verformungsbilder der beiden Platten jeweils nach Einfügen und Abkühlen auf die gewünschte Zwischentemperatur der Lage 52. Ein Vergleich der Verformungsbilder zeigt, dass sich die Platten in entgegengesetzte Richtung durchbiegen und dass die Platte KS100 – wie erwartet – eine höhere Durchbiegung als KS200 aufweist. Dieser Sachverhalt wird in Abbildung 9 durch den zeitlichen Verlauf der z-Verschiebung für einen Knotenpunkt auf der Plattenoberseite nahe der Schweißnaht gegeben und deutet – was den Verzug angeht – auf einen deutlichen Einfluss des Einspanngrades hin. Die starke Abweichung der Durchbiegung ist auf die unterschiedlichen Biegesteifigkeiten zurück zu führen.

Der exzentrische Nahtaufbau ruft zusätzliche Biegemomente hervor, die bezogen auf die Länge RL des eingespannten Plattenbereichs zu höhere Durchbiegungen bei KS100 führen.

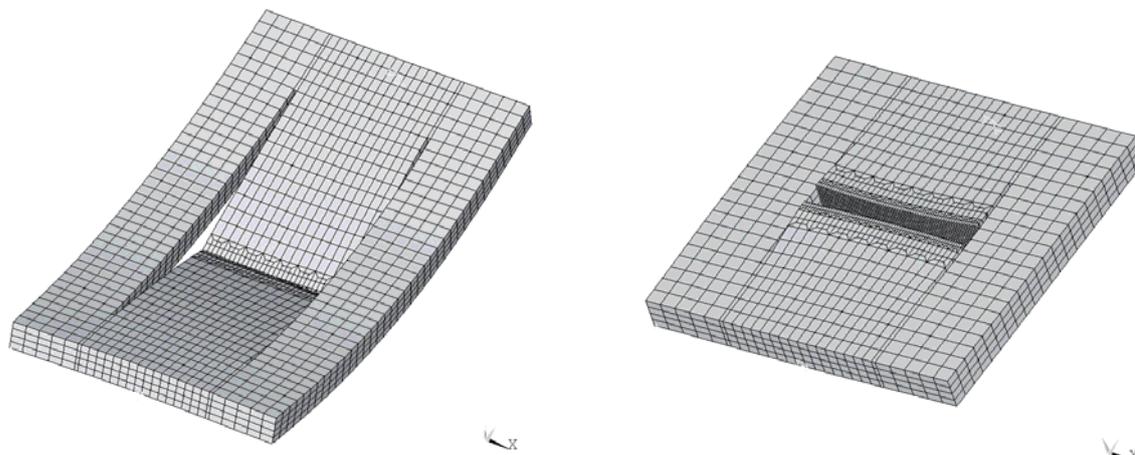


Abbildung 8: Skaliertes Verformungsbilder von der Platte KS100 (links, x60) und KS200 (rechts, x100) nach Einfügen der Schweißlage 52 (Schweißnaht ausgeblendet)

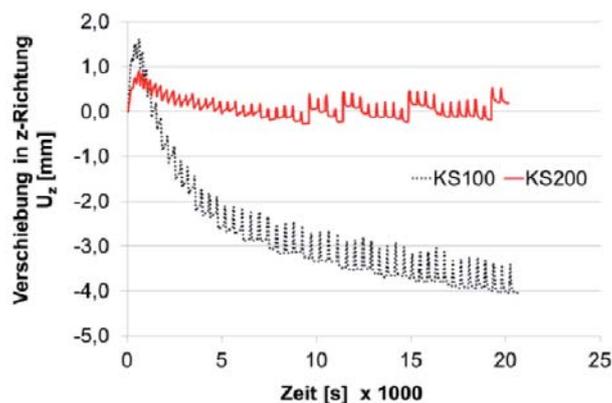


Abbildung 9: Vergleich des zeitlichen Verlaufs der z-Verschiebung an einem Knotenpunkt

Die Verteilung der Eigenspannung nach dem Schweißvorgang wurde für Platte KS200 ausgewertet. Abbildung 10 stellt die Verteilung der Quereigenspannung für Schnitte senkrecht zur Schweißrichtung (x-Achse) dar und deutet darauf hin, dass die Verteilung der Quereigenspannung im mittleren Plattenbereich sich nur gering in Schweißrichtung verändert. Quereigenspannungen bis zur Streckgrenze (460 MPa) des Grundmaterials wurden ermittelt.

Abbildung 11 zeigt die Verteilung der Quereigenspannung entlang definierter Pfade an den Nahtübergängen nach Abkühlung auf die Raumtemperatur. Die Nahtübergänge an der Plattenunterseite zeigen die höheren Quereigenspannungen, wobei ein Abfall zu den Schweißnahtenden zu erkennen ist. Druckeigenspannungen bis zu etwa 460 MPa waren an den Nahtenden der letzten geschweißten Lage 71 zu beobachten.

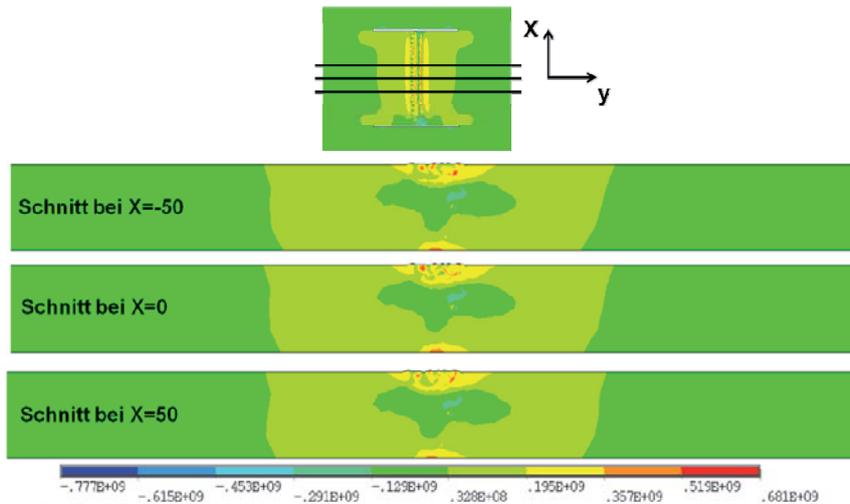


Abbildung 10: Quereigenstressverteilung σ_y [N/m²] in Schnitten senkrecht zur Schweißrichtung für die Platte KS200 nach Abkühlung

Mittig bei $x = 0$ wurden Verläufe der Quereigenstressverteilung in Plattendickenrichtung für verschiedene Pfade ausgewertet und in Abbildung 11 dargestellt. Die Pfade P4 und P5 zeigen im Bereich der Plattenmitte Druckeigenstressungen. Die Pfade P50 zeigen, wie erwartet, Zugeigenstressungen im mittleren Plattenbereich.

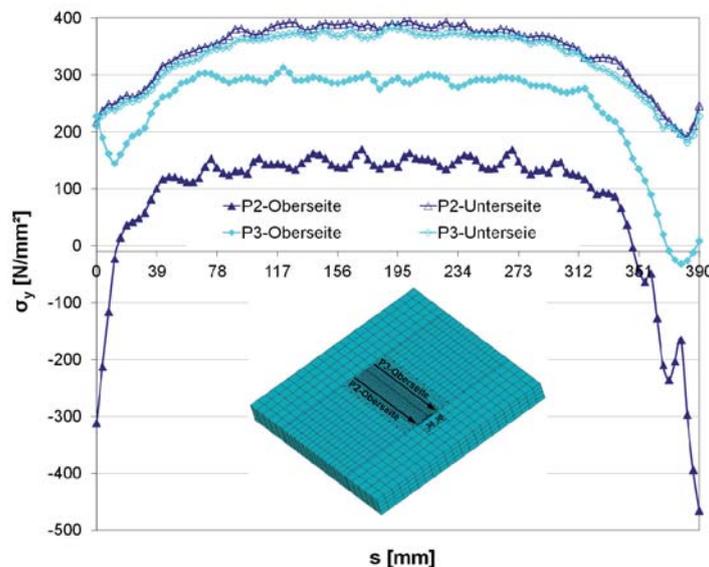


Abbildung 11: Quereigenstressverteilung entlang von Pfaden in Schweißrichtung an Nahtübergängen auf der Ober- und Unterseite von KS200

3.4 Veränderung der Quereigenstressverteilung unter zyklischen Lasten

Ein weiterer Aspekt, der hier untersucht wurde, war die Veränderung der Eigenstressungen unter zyklischen Lasten. Das wurde untersucht indem die Platte nach Abkühlung auf Raumtemperatur bis zu einer zulässigen Spannung belastet wurde, die von der Klassifikationsgesellschaft [GL, 2010] vorgegeben ist. Nach [GL, 2010] lässt sich die zulässige Spannung für primäre tragende Komponenten der Schiffsstruktur in Abhängigkeit von dem Werkstofffaktor k mit der Formel (2) bestimmen.

$$\sigma_{zul} = \frac{175}{k} \tag{2}$$

Mit dem Werkstofffaktor $k=0,62$ für den untersuchten höherfesten Stahl S460 ist die zulässige Spannung $\sigma_{zul} = 282 \text{ MPa}$. Die Unterspannung wurde, wie für Containerschiffe üblich, zu Null angenommen.

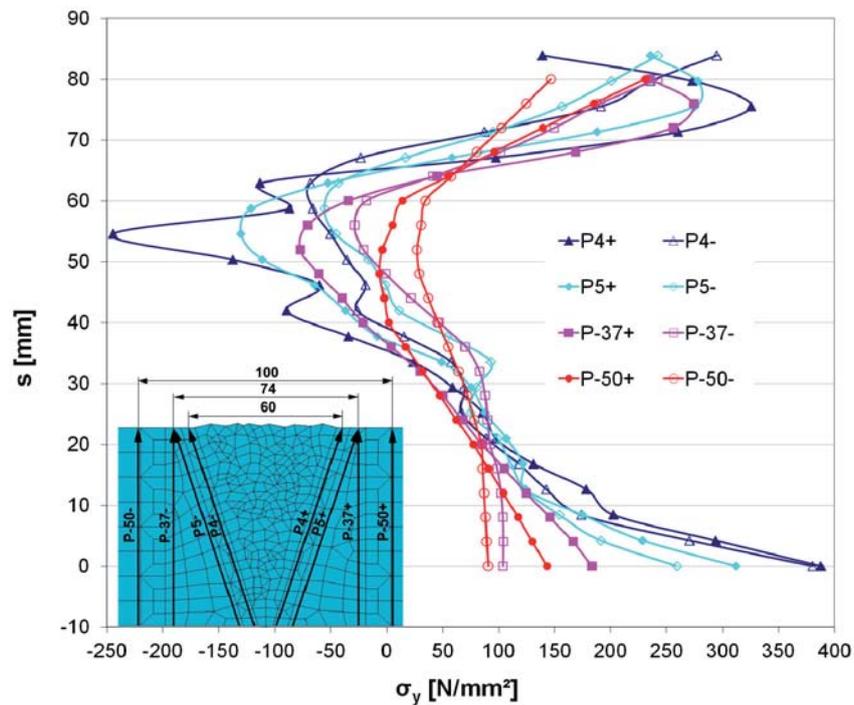


Abbildung 12: Quereigenspannungsverläufe in Dickenrichtung für Platte bei $x = 0$

Das Aufbringen einer zyklischen Zugbelastung auf die Platte nach Abbildung 13 führt zu einem starken Abbau der Eigenspannungen, siehe Abbildung 14 im Vergleich zu 12.

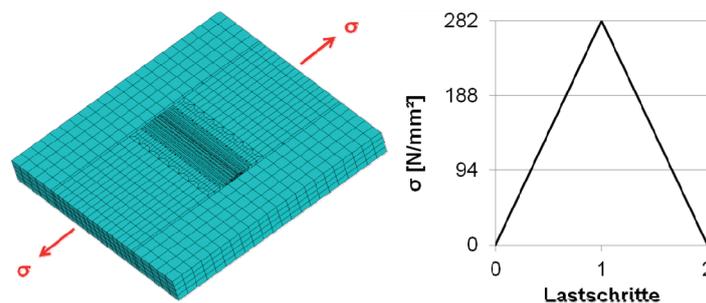


Abbildung 13: Lastannahme für die zyklische Belastung der Platte KS200 nach Abkühlen auf Raumtemperatur

Abbildung 14 weist für den Pfad P4+ auf einer Höhe von etwa 60 mm nach zyklischer Belastung eine lokale hohe Quereigenspannung von etwa 200 MPa auf, die auf einer lokale starke Verzerrung zurückzuführen ist.

Zur Quantifizierung des gesamten Quereigenspannungszustands bzw. der Reaktionskraft in der Platte nach dem Schweißen wurden äquivalente mittlere Spannungen in den Seitenbereichen und im mittleren Plattenbereich durch Integration der Spannung über die entsprechenden Querschnitte gebildet, Abbildung 15.

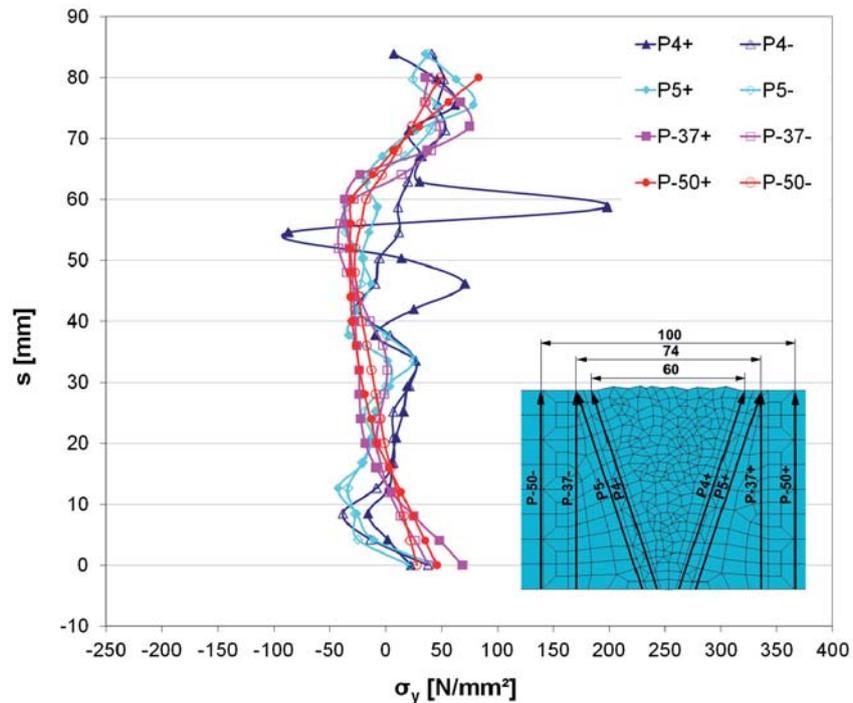


Abbildung 14: Quereigenspannungsverläufe in Dickenrichtung für die Platte KS200 nach zyklischer Belastung bei $x = 0$

In den Seitenbereichen (grau) kommen Druckeigenspannungen und in dem mittleren geschweißten Plattenbereich Zugeigenspannungen vor. Beträgsmäßig gleichen sich die mittleren Spannungen wegen der Flächengleichheit aus und betragen $\sigma_y = 50,1$ MPa nach dem Schweißvorgang und $\sigma_y = 1,2$ MPa nach zyklischer Belastung der Platte. Dieser Sachverhalt weist auf eine starke Relaxation der Eigenspannungen durch Betriebsbelastung im Bereich der oberen Gurtung von Containerschiffen hin.

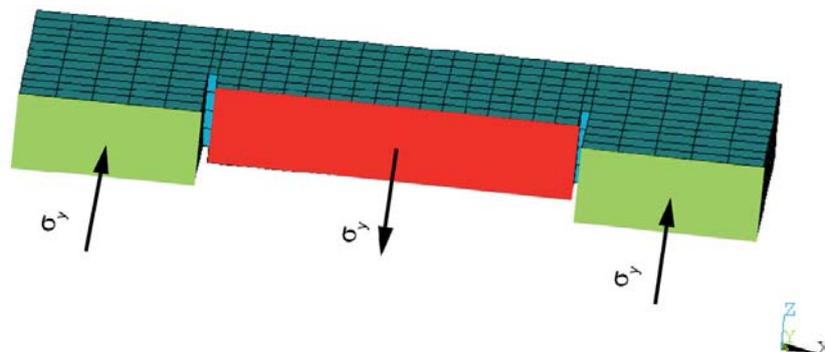


Abbildung 15: Spannungsmittelung über die markierten Querschnitte

4 Zusammenfassung und Ausblick

Es wurde eine Schweißsimulation zur Abschätzung von Eigenspannungen und Verzügen für 80 mm dicke Platten mit Berücksichtigung von Einspannbedingungen durch umliegende Strukturen, wie sie in der Realität vorkommen, durchgeführt.

Zwei Plattensysteme mit unterschiedlichen Längen und Einspannbedingungen wurden betrachtet. Aufgrund von numerischen Schwierigkeiten – verbunden mit Konvergenzproblemen und starker Verzerrung – konnte bis jetzt nur die Simulation für eine Platte zu Ende geführt werden.

Die Simulation zeigte im Bereich der Wärmeeinflusszone Quereigenspannungen bis zur Streckgrenze des Grundmaterials S460. Zudem veränderte sich die Quereigenspannungsverteilung im Bereich der mittleren Platte nur gering. Eine zusätzliche zyklische Zugbelastung der Platte führte zu einer starken Relaxation der Eigenspannungen.

Obwohl die Simulation der längeren Platte noch nicht beendet war, zeigte ein Vergleich der Zwischenergebnisse einen Einfluss des Einspanngrades. Höhere Verzüge wurden bei der längeren Platte registriert, was auch auf die unterschiedlichen Biegesteifigkeiten zurückzuführen ist. Bei diesem Vergleich sollte aber beachtet werden, dass die Platten noch Temperaturen bis zu 190°C aufwiesen.

Im weiteren Verlauf der Untersuchung soll die Simulation der längeren Platte mit der niedrigeren Steifigkeit zu Ende geführt werden. Zudem sollen Simulationen unter Berücksichtigung von Phasenumwandlungen erfolgen. Zuletzt sollen zum Vergleich 2D-Simulationen und Simulation mit zusammengefassten Schweißlagen durchgeführt werden.

5 Literatur

GL (2010): „Klassifikations- und Bauvorschriften – I – Schiffstechnik, Teil 1: Seeschiffe, Kapitel 1: Schiffskörper“, Germanischer Lloyd, Hamburg.

Gnielinski, V., Kabelac, S., Kind, M., Martin, H., Mewes, D., Schaber, K., Stefan, P. (2006): „VDI-Wärmeatlas“, Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, New York.

Goldak, J, Chakravarti, A., Bibby, M. (1984): „A New Finite Element Model for Welding Heat Sources“, Metallurgical Transaction B, Volume 15B:299-305.

Gyu Baek An, Kang Mook Ryu, Joon Sik Park, Wan Chuck Woo, Jeong Ung Park, Jong Sub Lee (2012): „Effect of Welding Residual Stress in Brittle Crack Propagation Path of Welded Joint with Thick Steel Plate“, International Society of Offshore and Polar Engineers (ISOPE).

Hill, M. R., Panontin, T. L. (1998): „How residual stresses affect prediction of brittle fracture“, ASME-PUBLICATIONS-PVP, Vol 373. pp 157-162.

Peil, U., Wichers, M. (2004): „Schweißen unter Betriebsbeanspruchung – Werkstoffkennwerte für eine S 355 J2G3 unter Temperaturen bis 1200 °C“, Stahlbau 73, Heft 6, S 400-416.

Wichers, M. (2006): „Schweißen unter einachsiger, zyklischer Beanspruchung - Experimentelle und numerische Untersuchungen“ Dissertation, Fakultät Architektur, Bauingenieurwesen und Umweltwissenschaften, Technische Universität Carolo Wilhelmina zu Braunschweig.

Anwendung kommerzieller Schweißsimulationssoftware für das Rotationsreibschweißen

Antonios Petropoulos¹, Marc Müller¹

¹GSI - Gesellschaft für Schweißtechnik International mbH,
Niederlassung SLV München,
Schachenmeierstr. 37
D-80636 München, Deutschland
E-Mail: petropoulos@slv-muenchen.de
E-Mail: mmueller@slv-muenchen.de

ZUSAMMENFASSUNG

Kommerzielle Schweißsimulationssoftware ist vornehmlich auf konventionelle Schmelzschweißverfahren wie Metallschutzgasschweißen (MAG-, WIG- usw.) als auch auf Laser- und Elektronenstrahlschweißen ausgelegt. Das Reibschweißen (Friction Welding, FW) stellt an die Schweißstruktursimulation besondere Anforderungen. Bei der Thematik wird herausgearbeitet, welche Möglichkeiten es für das Rotationsreibschweißen mit industrieorientierten Programmen der Schweißsimulation wie SYSWELD bzw. Visual Weld gibt und wo derzeit Anwendungsgrenzen bestehen.

Die Simulation des Rotationsreibschweißens bietet eine Möglichkeit, Einblick in die thermometallurgischen und mechanischen Vorgänge während des Fügeprozesses zu erhalten. Dabei werden die verschiedenen Elemente, die zur Durchführung einer Schweißstruktursimulation notwendig sind, sowie Methoden zur Ermittlung der notwendigen Kenngrößen näher betrachtet. Diese Simulationsdurchführungen werden mittels der Finite-Elemente Methode beschrieben. In der vorliegenden Arbeit wird die Simulation des Rotationsreibschweißprozesses von unlegiertem Baustahl mit dem Softwarepaket SYSWELD vorgestellt.

1 Einführung

In vielen Bereichen des Maschinen-, Anlagen- und Fahrzeugbaus stellt das Reibschweißen das dominierende Fügeverfahren dar, weil dabei verschiedenste Werkstoffe und Werkstoffkombinationen auf eine sehr wirtschaftliche Art und Weise verbunden werden können. Aufgrund der niedrigen Wärmeeinbringung ist es ein verzugsarmes Verfahren, das Gefügeumwandlungen des Grundwerkstoffes nahezu vermeiden lässt. Aufgrund der beachtlichen Entwicklung der Analysewerkzeuge auf der einen Seite und den steigenden Anforderungen der Industrie an Zuverlässigkeit, Sicherheit und Wirtschaftlichkeit der Verarbeitung der eingesetzten Werkstoffe auf der anderen Seite werden neue Berechnungs- und Bewertungstechniken gefordert, die die Weiterentwicklung des Schweißprozesses und der eingesetzten Materialien unterstützen [1], [2].

Die numerische Schweißsimulation hält zunehmend Einzug in viele ingenieurwissenschaftliche Tätigkeitsfelder mit dem Ziel, den experimentellen Versuchsaufwand und damit verbundene Kosten zu senken. Außerdem sollen grundlegende Gesetzmäßigkeiten erkannt werden, um schon gewisse Voraussagen vor dem eigentlichen praktischen Experiment treffen zu können. [3], [4], [5]. Die numerische Schweißsimulation stellt ein in der Forschung und Entwicklung häufig eingesetztes leistungsstarkes Hilfsmittel zur rechnerischen Bestimmung von Temperaturfeld, Verzug (Verformung) und Eigenspannungen dar. Mit stetig zunehmend wirkender Rolle auch in

Fertigung und Produktion verfolgt sie vor allem das Ziel, schon Ergebnisprognosen zu liefern, bevor die eigentlichen Schweißversuche durchgeführt werden. Für die Parameterfindung bzw. –optimierung beim Reibschweißen sind oft viele Versuchsschweißungen notwendig, so dass für den Einsatz der Simulationstechnik ein großes Anwenderinteresse besteht. Infolgedessen sind auch die bestehenden FE- Reibschweißmodelle meist nur bei Einhaltung bestimmter Randbedingungen brauchbar und müssen vor Ihrer Anwendung kritisch betrachtet werden. Einen umfangreichen und chronologisch dargestellten Überblick zu aufgestellten Reibungstheorien und Prozessmodellen gibt Maalekian [6] in seiner kritischen Analyse zur Reibschweißliteratur.

2 Zielsetzung

Ziel dieser Arbeit ist die Weiterentwicklung und Festlegung einer universellen und robusten numerischen Simulationsmethode des Reibschweißens mit der basierend auf den realen Prozessparametern die Verbindungseigenschaften berechnet werden können.

Der Schwerpunkt der Betrachtungen liegt bei der Ermittlung des örtlich und zeitlich diskretisierten Wärmeeintrags, der durch eine inverse Vorgehensweise über gemessene Temperaturverläufe im Inneren und auf der Mantelfläche der Reibproben mit verschiedenen Verfahren bestimmt wird. Die weg- und kraftgesteuerten Simulationsansätze mit und ohne Wegvorgabe sind wesentlicher Untersuchungsbestandteil dieser Arbeit. Die simulierten Berechnungsergebnisse werden anschließend den experimentellen Versuchsergebnissen gegenübergestellt. Ein Vergleich der mittels Thermoelemente im Inneren und mittels Thermografiekamera auf dem Äußeren der Reibproben aufgenommenen Temperaturverläufe mit den Temperaturkurven aus der Simulation soll eine gute Übereinstimmung aufweisen. Die plastischen Verformungen, die Wulstausbildung und die dadurch ergebenden Eigenspannungen sollen dieses Validierungskonzept aufrunden. Das Ziel der vorgestellten Untersuchungen war die Beantwortung der zentralen Frage, inwieweit die Validierung der mittels Thermografie und Thermoelemente aufgenommenen Temperaturverläufe und die Wulstausbildung mittels 3D-Vermessung übereinstimmenden Ergebnisse zwischen Simulation und Versuch erbracht hat.

3 Stand der Technik

3.1 Rotationsreibschweißen

Das Reibschweißen gehört zur Gruppe der Pressschweißverfahren. Die Reibschweißprozesse werden in DIN EN ISO 15620 [7] nach Art der Relativbewegung in vier verschiedene Gruppen eingeteilt: Rotation, Translation, Winkelschwingung und Orbital.

Das Rotationsreibschweißen (RRS) ist die am häufigsten angewandte Verfahrensvariante für Stumpfverbindungen metallischer Werkstoffe und wird überwiegend bei rotationssymmetrischen Teilen eingesetzt. Durch eine Relativbewegung wird die für die Schweißverbindung erforderliche Energie in Form von Wärme erzeugt [8]. Ein Füge teil wird mit Hilfe einer Spindel zum Rotieren gebracht, während das Gegenstück fest im Maschinenschlitten eingespannt ist. Unter Einwirkung einer Axialkraft werden beide Füge teile gegeneinandergedrückt, was zu mechanischer Reibung an der Füge fläche führt. Dabei entstehen sog. Fressstellen durch Bildung und Zerstörung lokaler Schweißstellen, was später zur Wärmetorsion des plastifizierten Verbindungsbereichs führt. An manchen Punkten kann es zum Aufschmelzen kommen, was jedoch nicht erforderlich für eine optimale Schweißverbindung ist. Nach ausreichender Erwärmung wird das rotierende Teil zum Stillstand gebracht und die Axialkraft auf den Wert der Stauchkraft erhöht. Durch die Verdrängung des plastifizierten Werkstoffes entsteht ein gleichmäßiger, lippenförmiger Wulst. Die Ausbildung dieses Wulstes wird oftmals auch als erstes Kriterium zu Beurteilung der Schweißnahtqualität herangezogen. Die RRS-Verbindung zeichnet sich durch einen relativ geringen Energieaufwand und eine hohe Festigkeit aus [9], [10].

3.2 Numerische Schweißsimulation

Die Schweißsimulation wird in drei Teilsimulationsbereiche unterteilt, die miteinander durch Koppelparameter verbunden sind. Diese ermöglichen mit zunächst entkoppelten Modellen die Berechnung verschiedener Aspekte des Schweißvorgangs unter Berücksichtigung der dabei wichtigsten physikalischen Effekte. Jedem Teilbereich (Prozesssimulation, Struktursimulation und Werkstoffsimulation) sind eigenständige Zielgrößen zuzuordnen (Abbildung 1, links) [11], [12]. In Abbildung 1 (rechts) ist der vereinfachte Berechnungsablauf mit vorhandenen Kopplungen, auf dem die Schweißsimulation basiert, dargestellt.

In der Industrie ist kurz- und mittelfristig vorwiegend die Struktursimulation zur Vorhersage von schweißbedingten Bauteilverzügen und Schweißeigenstressungen von Interesse. Dabei ist die Nutzung dieser Simulationsart unter anderem mit großem Aufwand für die Kalibrierung der Wärmequelle verbunden. Darüber hinaus ist mittel- und langfristig vor allem die Prozesssimulation im Hinblick auf vereinfachte und schnelle Schmelzbad- und Temperaturfelderstellung, sowie die Werkstoffsimulation zur Gefüge- und Härteberechnung gefragt [13].

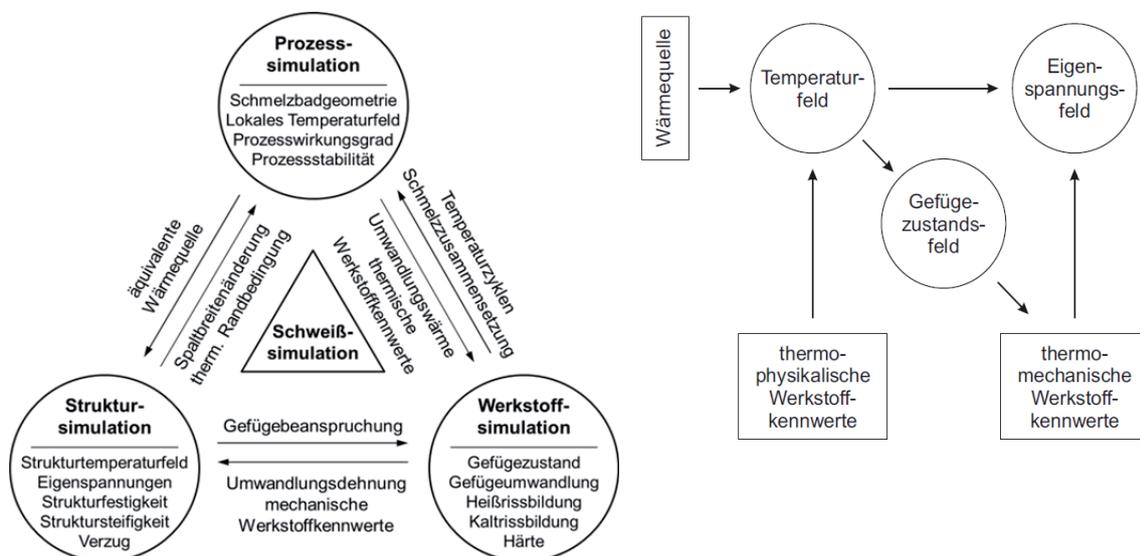


Abbildung 1: Teilbereiche der Schweißsimulation (links) und vereinfachter Berechnungsablauf mit schwacher Kopplung der Teilmodelle (rechts)

3.2.1 FE- Struktursimulation mit SYSWELD

Ein vergleichsweise weit verbreitetes und leistungsstarkes Softwarepaket zur numerischen Schweißstruktursimulation stellt SYSWELD dar. Die Struktursimulation zur Vorhersage von Schweißverzug (beim Reibschweißen: Wulstausbildung) und -eigenstressung läuft in der Regel auf der Basis von Wärmeleitungsmodellen ab. Dabei können durch den Einsatz von modifizierten Ersatzwärmequellen komplexe Vorgänge um den Schweißwulst im Modell unberücksichtigt bleiben, wenn diese Ersatzwärmequellen die Energie auf die gleiche Art und Weise ins Bauteil bringen und die Entstehung von Materialverformungen und Eigenstressungen damit gleichermaßen bedingen, wie der reale Prozess [14]. SYSWELD basiert auf nichtlinearen Werkstoffmodellen mit nichtlinearem Plastifizierungsverhalten [13].

Die für die Struktursimulation notwendigen Eingabeparameter können meistens aus dem realen Schweißprozess nicht vollständig ermittelt werden. Das dadurch erhaltene FE-Modell ist kein vollkommenes Abbild der Realität. Außerdem ist die Rechenleistung begrenzt durch die

Anwendung der vorhandenen Hard- und Software. Deswegen müssen weitere Vereinfachungen und Annahmen getroffen werden, um den Aufwand im Rahmen des zu erzielenden Ergebnisses gering zu halten. Die wichtigsten Punkte über die getroffenen Annahmen sind folgende:

- Für die hier aufgeführten Vernetzungsvarianten wurde ein 2D-Geometriemodell mit einem ebenen Dehnungszustand und jeweils 4-Knoten-Schalenelementen diskretisiert und in der SYSWELD-Software auf der zwei-dimensionalen Berechnungsbasis von „2D-rotational“ simuliert [15]. Eine 3D-Modellierung ist aufgrund der rotationssymmetrischen Geometrie der Bauteile vorerst nicht notwendig.
- Temperatur- und phasenabhängige, homogene und isotrope Werkstoffkennwerte. Bei steigender Belastung über die Fließspannung hinaus sind aufgrund des kristallinen Aufbaus von Stahl Verfestigungseffekte im Kornbereich zu beobachten. Daher sind das isotrope und das kinematische Modell für Stahl zur mathematischen Beschreibung des Verfestigungsverhaltens geeignet [5].
- Phänomenologischer Temperaturabgleich mit Ersatzwärmequelle konstanter Wärmestromdichte.
- Wärmeübergang Strahlung /Konvektion auf allen Bauteilaußenflächen gleich.
- Vernachlässigung von Schmelzbadströmungen.
- Idealierte mechanische Lagerung der Schweißproben. Die Einspanntechnik wird über unverschiebliche Knoten bzw. Federsteifigkeiten realisiert.
- Schwache bzw. starke Kopplung zwischen thermo-metallurgischen und mechanischen Vorgängen.

4 Versuchsdurchführung

4.1 Experimentelle Erfassung

Bei den hier dargestellten Versuchen handelt es sich um Grundsatzuntersuchungen. Die Probengeometrien sind einfach gehalten, um mit möglichst geringem technischen Aufwand einen großen Erkenntniswert zu erzielen. Ergänzend hat sich eine sehr hohe Reproduzierbarkeit der Reibschweißparameter bewährt.

4.1.1 Werkstoffprüfung

Für die RRS-Versuche wurden artgleich Rundstahl/Rundstahl-Verbindungen aus dem unlegierten Baustahl (S355J2C +C) mit identischen Probeteilen ausgeführt. Zu einer optimalen metallurgischen FE-Modellierung bzw. Bestimmung der Gefügeumwandlung in der Schweißsimulation gehört die Kenntnis der entsprechenden Kenndaten der chemischen Zusammensetzung über den verwendeten Werkstoff. Außerdem müssen die Festigkeitskennwerte für die mechanische Modellierung bekannt sein. Aus diesen beiden Gründen wurden drei Stichproben vom verwendeten Baustahl S355J2C (1.0579) entnommen und für eine Spektralanalyse – verglichen zu den Grenzwerten nach der DIN EN 10277-2 – und Zugversuche eingesetzt. Die daraus resultierenden Ergebnisse weisen auf zulässige Werkstoffanteile und eine gute Schweißnahtqualität der Proben hin.

Zusätzlich wurden Schliiffuntersuchungen von zwei reibgeschweißten Proben in der jeweiligen Stahlcharge durchgeführt. Die Proben wurden axial in der Mitte halbiert, so dass die Schliiffebene den gesamten Querschnitt erfasst. Es wurden jeweils ein Makro- und ein Mikroschliiff angefertigt. Die Makroschliiffe zeigten im Grundwerkstoff einen Phasenverlauf parallel zur Bauteilachse. Dieser wurde dann in der Wärmeeinflusszone und Fügeebene in Richtung des Wulstes umgelenkt. Die Phasenumlenkung war am Bauteilrand stärker ausgeprägt und nimmt zur Achse hin ab. Die mikroskopische Untersuchung zeigte ein feinkörniges, zeilenförmiges Gefüge aus Ferrit und Perlit im Grundwerkstoff.

4.1.2 Schweißversuche

Die RRS-Versuche wurden gemäß Arbeitsplan in zwei Zeitphasen unterteilt. Bei dem ersten Teil wurden die Rundproben mit dem Durchmesser von $d=30\text{ mm}$ unter Aufweisung eines Fügequerschnitts von $A=707\text{ mm}^2$ durch den Einsatz der Prozessparametervariation und die Einhaltung der Bauteilrandbedingungen (Wulstform, Verbindungsgüte) an der RRS-Maschine mit kontinuierlichem Antrieb (Typ KUKA RS15) in der GSI SLV München gefügt. Diese Reibschweißmaschine verfügt über einen hydraulischen zeit- oder weggesteuerten Vorschub mit einer Kurzzeit-Prozesssteuerung [16].

Die Einspannung der bolzenförmigen Stahl-Proben erfolgte spindelseitig über ein Dreibackenfutter und schlittenseitig über zwei Spannbacken. Die Probenlänge betrug spindelseitig 100 mm und schlittenseitig 60 mm, ausgestattet mit einem Distanzstück von 40 mm Länge. Die Schweißproben wurden an der Fugefläche plangedreht und mit Ethanol entfettet, so dass eine Rauhtiefe unterhalb $5\text{ }\mu\text{m}$ gewährleistet ist. Die Ausspannlänge auf beiden Seiten ergab 30 mm [17]. Als wesentliche Einflüsse auf die Verbindungsbildung zeigen sich der Oberflächenzustand (z.B. Oxide) und die Verformungsfähigkeit des Werkstoffes - abhängig von der Legierung und ihrem Wärmebehandlungszustand, aber auch von den Rundprobenabmessungen. Die Reibschweißparameter wurden maschinell nach Standardverfahren ermittelt und sind gemäß dem zeitlichen Prozessablauf in Abbildung 2 grafisch dargestellt. Die Anreibzeit beträgt 1 s und ist im Diagramm auch durch den nachfolgenden Anstieg der Kraft auf ca. 55 kN zu erkennen. Die Reibphase wird weggesteuert geregelt, d.h. bei Erreichen einer Verkürzung von 4 mm pro Reibprobe ist die entsprechende Reibphase beendet. An diesem Punkt greift die Bremse ein, was an der Drehzahlminimierung von 1.200 1/min auf null deutlich wird. Danach folgt die zeitgesteuerte Stauchphase mit erhöhter Kraftaufbringung und dem daraus folgenden Stauchweg bis ca. 9 mm. Nach einer Versuchszeit von ca. 15,5 s wird kurz eine Haltekraft aufgebracht und bei 17 s wird das Bauteil von den Spannelementen freigegeben.

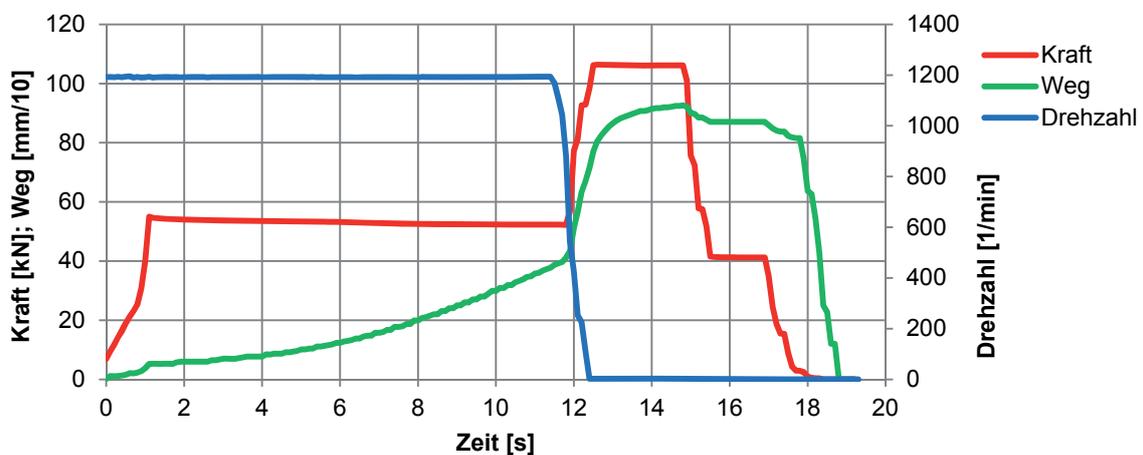


Abbildung 2: Prozessablauf und -parameter – RRS einer Stahlrundprobe

4.1.3 Temperaturmessung

Mit der Thermografiekamera „head 680 S (Infra Tec)“ wurden die Oberflächentemperaturen um die Wulstausbildung während und nach dem Rotationreibschweißprozess mit dem Einsatz eines Umlenkspiegels und eines schwarzen Tuches zum Verhindern der Störreflexionen erfasst. Als erstes wurde der Emissionsgrad experimentell örtlich und zeitlich variiert und mit $\epsilon=0,93$ ermittelt, um das korrekte Wärmeabstrahlverhalten des Probekörpers durch Kalibrierung der

Thermokamera auf eine geschwärzte Probenoberfläche darzustellen. Dadurch wurde sichergestellt, dass es sich bei den ermittelten Temperaturen um Maximalwerte handelt. Ein nicht definierbarer Emissionsgrad im Bereich der Wulstbildung kann zu Diskrepanzen der Temperaturverläufe auf der Seite der nicht geschwärzten Reibschweißung führen. Bei den Aufzeichnungen mit der Software „IRBIS3 Plus“ wurde an der Thermografiekamera (Motoreinstellung) zwischen zwei wesentlichen Kalibrierungsbereichen unterschieden. Der Bereich von 400–1500 °C gibt die Temperaturbedingungen am Fügeprozess (Reib- und Stauchphase) unmittelbar vor der Stauchphase an und der Bereich von 100–600 °C speziell das Abkühlverhalten wieder.

Durch den Einsatz von Thermoelementen vom Typ K (Kurzzeichen nach IEC584-1: NiCr-Ni) werden die Temperaturen im Inneren der Proben 2-dimensional in radialer (Probenachsenabstand 0 mm, 7 mm, 9 mm und 11 mm) und axialer (Fügeflächenabstand 6 mm, 4 mm, 3 mm, 2 mm und 1 mm) Anordnung in 5 Untersuchungsmöglichkeiten mit jeweils gleichbleibender Bohrtiefe pro Probe messtechnisch erfasst (Abbildung 3). Die Thermoelemente können nur schliittenseitig eingesetzt werden (keine Rotation möglich).

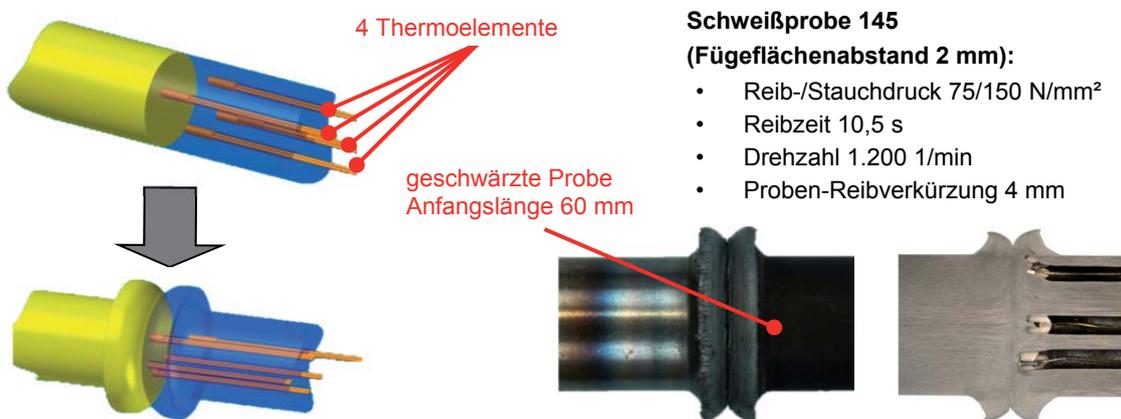


Abbildung 3: Messanordnung (links), axiale (Fügeflächenabstand 6 mm) und radiale Positionierung der Thermoelemente, Längsschliffbild am Beispiel der Schweißprobe 145 (unten rechts)

4.2 Numerische Erfassung

Ein gekoppeltes thermo-mechanisches FE-Modell wurde zur Bestimmung des Temperaturfeldes, der Wulstausbildung und der Schweißverkürzung genutzt. In diesem FE-Modell wurden die Umwandlungen der Gefügephasen während des RRS-Prozesses berechnet, sowie die endgültigen Strukturanteile und die Größe der Wärmeeinflusszone angegeben. Im Rahmen der Untersuchungen zur Anwendung des kommerziellen Schweißsimulationssoftwarepaketes für das Rotationsreibschweißen wurden Varianten zur Vernetzung, zur Geometrie des Schweißnetzes (vereinfachte Geometrie), zu Werkstoffmodellen und zu numerischen Parametern betrachtet. Bezüglich des Vergleichs verschiedener Vorgehensweisen wurden Schweißsimulationen mit starker und schwacher Kopplung der thermo-mechanischen FE-Modellierung gegenübergestellt.

4.2.1 Vernetzungsstrategie und Randbedingungen

Die Vernetzung der Bauteile wurde mit dem Softwaretool Visual-Mesh verwirklicht. Zur Optimierung der Berechnungsmethode und -zeit wurde eine möglichst einheitliche und

übersichtliche Netzstruktur ausgewählt, die sich unter den vorgenommenen verschiedenartigen Modifikationen am FE-Netz als die idealste erwiesen hat. Im Bereich der starken Verkürzung und Verformung wurde mit quadratischen Elementen möglichst fein vernetzt. Diese Elemente mit einer Kantenlänge von 0,25 mm reichten bis zu einer Entfernung von 14,5 mm (4 mm Verkürzung + 7 mm Wulstbereich + 3,5 mm Pufferabstand) in axialer Richtung von der Reibfläche (Abbildung 4, links). Danach folgte eine lineare 6-fache Netzaufweitung bis zu einer maximalen Kantenlänge von 1,5 mm. Die Elementanzahl von nur ca. 4.300 bei dieser Struktursimulation eines Reibprobeteils weist auf die deutliche Einsparung des Rechenaufwandes bei gleichbleibender Ergebnisqualität auf.

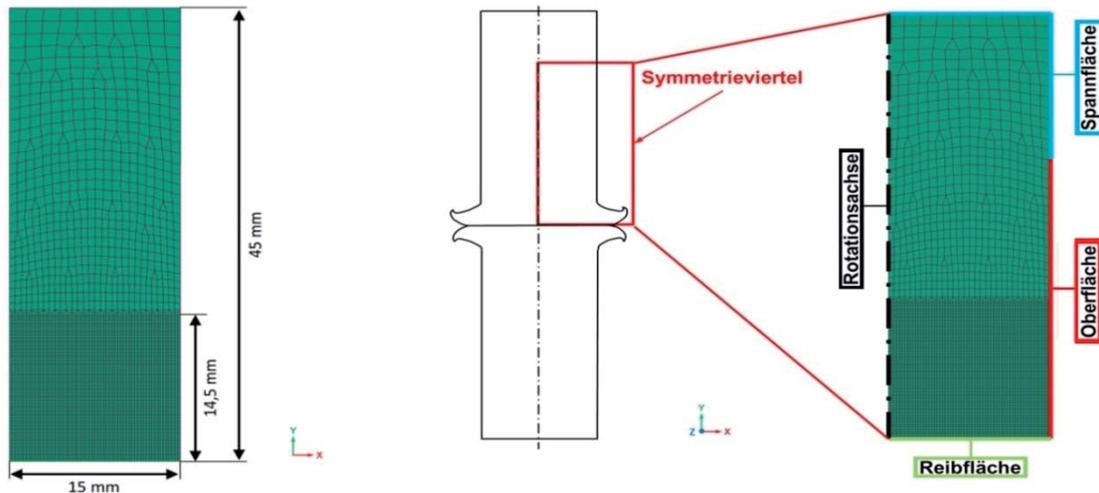


Abbildung 4: 2D-Geometrieangaben und axiale Netzvergrößerung mit 6-facher Netzaufweitung (links) und Schematische Darstellung des Schweißnetzes mit den Symmetrie- und Randelementen (rechts), Netzvariante 16

Da beim artgleichen RRS die Wulstausbildung nahezu symmetrisch vorkommt, wird nur ein Fügepartner für die Simulation herangezogen. Aufgrund der Rotationssymmetrie (bzw. Achsensymmetrie) der Probe wird folgend ein 2D-Modell der Schnitthälfte betrachtet (Abbildung 4, rechts). Die modellierte Reibfläche entspricht demzufolge dem Radius der Probe mit 15 mm. Die „Oberfläche“ (rot markierter Bereich) entspricht der Ausspannlänge und dementsprechend den Wärmeaustausch mit der Umgebungsluft. Oberhalb der „Oberfläche“ in y-Richtung wird das Werkstück eingespannt („Spannfläche“, blau markierter Bereich). Für diese verschiedenen Funktionsflächen wurden geeignete Wärmeübergangskoeffizienten ermittelt und in SYSWELD eingesetzt. An der Reibfläche (hellgrün markierter Bereich) wird eine starre Kontaktebene (x-z-Ebene) erzeugt, gegen die das Bauteil gedrückt wird. Die Beziehung zwischen Kontaktebene und Reibfläche wird als Gleitkontakt ohne Reibung definiert, d.h. die Knoten können sich frei in x-Richtung bewegen; sie werden aber in negativer y-Richtung aufgehalten. Nach dem Abfall des Stauchdrucks hebt das Modell ab, so dass die Endverkürzung nicht mit der maximalen Verkürzung übereinstimmt. Um dies zu vermeiden, werden Sticking-Elemente an der Reibfläche eingeführt. Diesen Elementen wird eine zeitlich veränderliche Fließspannung zugewiesen, um das Abheben in y-Richtung nach der Stauchphase zu verhindern.

4.2.2 Temperaturfeldsimulation und inverse Wärmeeintragsbestimmung

Die im Reibschweißprozess durch Reibung erzeugte Wärmeenergie wird mit einem inversen Ansatz bestimmt. Diese Vorgehensweise baut ausschließlich auf vorhandene Messdaten aus

dem realen Reibschweißprozess auf, so dass die exakte Kenntnis über die komplexen physikalischen und mechanischen Vorgänge während des Prozesses nicht nötig erscheint. Die werkstoffspezifischen Kennwerte wie Dichte, Wärmeleitfähigkeit und spezifische Wärmekapazität sind temperatur- und phasenabhängig. Sie werden für die Phasen Ferrit, Bainit, Martensit mit kubisch- bzw. tetragonal-raumzentriertem und für die γ -Phase Austenit mit kubisch-flächenzentriertem Kristallgitter separat definiert. Diese Werte sind in der Materialdatenbank von SYSWELD hinterlegt und können dementsprechend für die Simulation verwendet werden. Die für den Schweißprozess notwendige Reibwärme $q(t)$ wird in der Fügeebene erzeugt und stellt somit die Hauptgrenzbedingung für die nach [14] und [18] allgemeine Temperaturfeldgleichung dar.

Die große Herausforderung liegt aber gerade in der Bestimmung von $q(t)$. In mehreren früheren Modellansätzen zum Reibschweißen wurde versucht, die Reibungswärme mit Hilfe des Reibungskoeffizienten μ_{Reib} auf analytischem Weg zu bestimmen. Da der Reibungskoeffizient von einer Vielzahl von Faktoren wie z.B. Temperatur, Werkstoff, Gleitgeschwindigkeit, Oberfläche, usw. abhängt und weder über die Zeit noch über den Querschnitt konstant ist, gestaltet sich eine genaue Bestimmung als sehr aufwendig und nicht zielführend. Dieser direkte Modellansatz kann mit Hilfe des angesprochenen inversen Ansatzes umgangen werden. Dabei wird zwischen zeit- und ortsabhängigem Wärmeeintrag unterschieden [19].

Mittels Thermoelementen und Thermografie wurden experimentell die Temperaturen im Probeninneren und an der -oberfläche gemessen. Anschließend wurden von festgelegten Punkten die Temperatur-Zeit-Kurven ermittelt, die für den Vergleich mit den berechneten Werten herangezogen wurden. Die Bestimmung des Wärmeeintrages $q(t)$ erfolgte anschließend iterativ durch den Vergleich von gemessenen mit berechneten Temperaturprofilen, wobei die Vorgabe war, die Differenz beider Temperaturen so klein wie möglich zu halten.

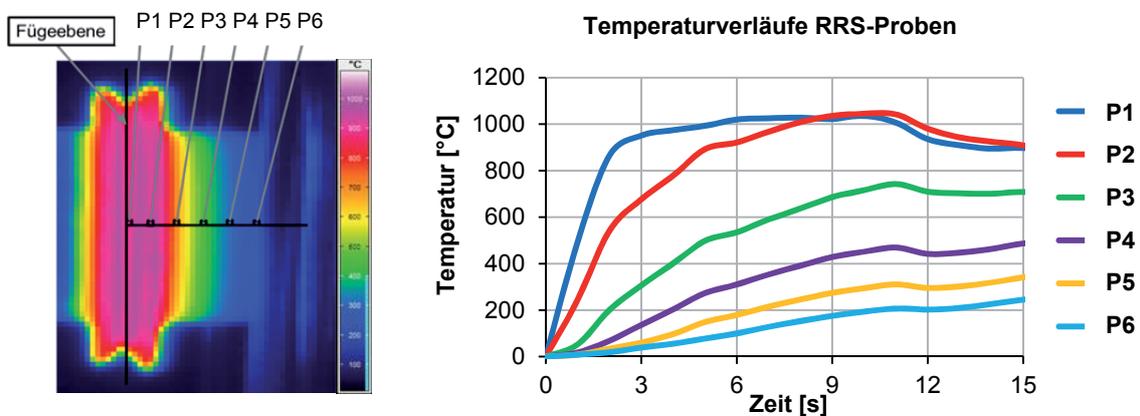


Abbildung 5: Messpunkte (links) und gemittelte Thermografieaufnahmen (rechts) beim Fügen

Die Thermografiekamera erfasste die Oberflächentemperaturen während des RRS-Prozesses und der darauf folgenden Abkühlphase. Die Thermografiebilder wurden anhand des durch die Pixel entstehenden Gitters, angepasst an das optimale Netz gemäß Abbildung 4 ausgewertet. Die Größe eines Pixels wurde zu 0,71 mm x 0,71 mm ermittelt. Zur besseren Übersicht werden in Abbildung 5 die Messpunkte der RRS-Proben beim Fügen von den Positionen 1 bis 6 durchnummeriert und die Temperaturkurven der dazugehörigen Thermografieaufnahmen über alle Versuche gemittelt, um die Validierung mit den Simulationswerten zu ermöglichen.

Die mit den Thermoelementen gemessenen Temperaturverläufe weisen eine hohe Reproduzierbarkeit auf. Bei einem axialen Abstand von 6 mm von der Fügeebene waren kaum noch Abweichungen zwischen den Temperaturkurven der vier Thermoelemente zu vermerken.

Der Temperaturanstieg im Probeninneren ($r = 0$ mm) war leicht verzögert im Vergleich zu den anderen radial positionierten Thermoelementen. Abbildung 6 zeigt die gemittelten Temperaturkurven der Thermoelemente bei 4 mm Abstand von der Fügeebene auf. Ab ca. 11,5 s waren die Thermoelemente ausgefallen, da sie durch die großen Verformungen in der Fügeebene zerstört wurden. Die Temperatur stieg zu Prozessbeginn am schnellsten bei $r = 11$ mm an. Die maximale Temperatur wurde jedoch im Probenkern ($r = 0$ mm) erreicht. Beim Abkühlen fiel die Temperatur im Probenkern am rapidesten und sie nahm mit zunehmendem Radius erkennbar langsamer ab.

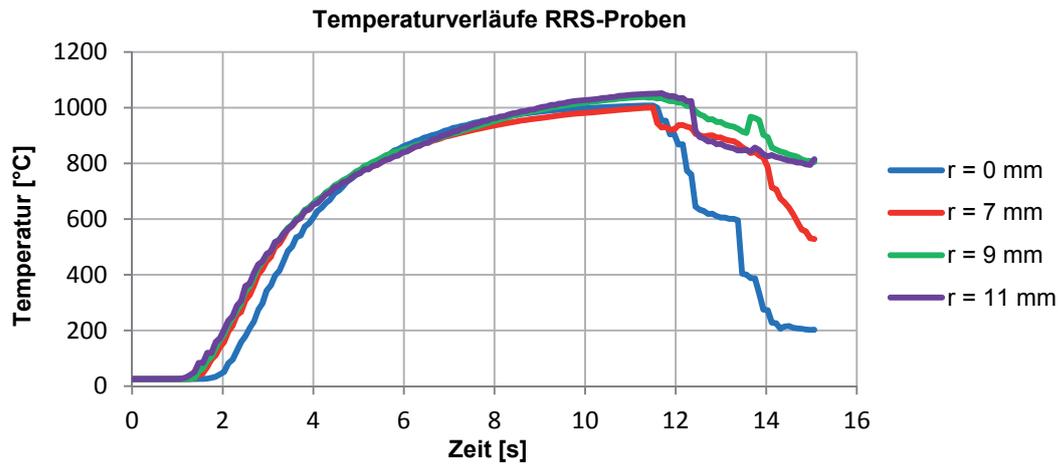


Abbildung 6: Messkurven der Thermoelemente bei 4 mm Abstand von der Fügeebene

Beim RRS nimmt die Relativgeschwindigkeit von einem Maximalwert an Umfang zum Zentrum hin ab. Denselben Verlauf stellt man bei der Wärmeentstehung fest. Die größte Wärmeentwicklung (100%) liegt am Probenrand und nimmt zur Mitte hin stetig ab (Abbildung 7). Leitungsvorgänge im Bauteil transportieren jedoch auch Wärme in die zentralen Bereiche [20], [21]. Bei der Untersuchung des örtlichen Wärmeeintrags wurden die Quote der Simulationen ohne Berechnungsabbruch und das erzielte Temperaturfeld als Maß für die Eignung der Varianten genommen. Dabei wurde ausgehend von der theoretischen Betrachtung aus [20] die Funktion des örtlichen Wärmeeintrags untersucht.

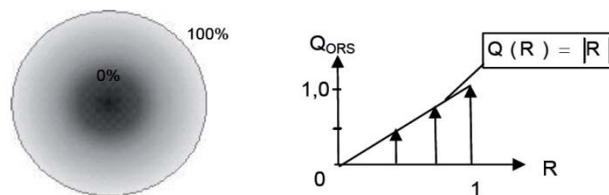


Abbildung 7: Theoretischer ortsabhängiger Wärmeeintrag beim RRS

In Abbildung 8 sind die wichtigsten untersuchten Simulationsvariantenvergleiche basierend auf Änderung der örtlich diskretisierten Wärmeeinträge zu entnehmen. Die ausgewählte lineare Funktion (Variante 8, hell grün) lieferte mit einem Anfangswärmeeintrag von 50 % nahezu keine Berechnungsabbrüche, die auf die Temperaturverteilung zurückzuführen sind. Der gelieferte Temperaturverlauf zeigte auch gute Übereinstimmung im Vergleich zu den Temperaturmessungen mittels Thermoelementen im Inneren der Proben.

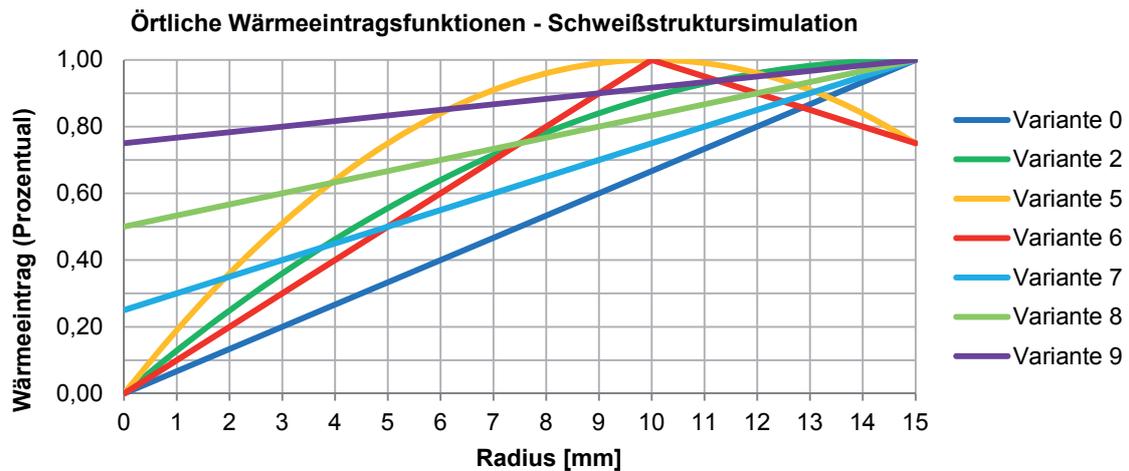


Abbildung 8: Repräsentativste örtliche Wärmeeintragsfunktionen für die Simulation

4.2.3 Schweißstruktursimulation mit SYSWELD

Die durchgeführten Struktursimulationsuntersuchungen wurden nach ihrem Bestreben in drei verschiedene Kategorien unterteilt: kraftgesteuerter, weggesteuerter und rein thermischgesteuerter Simulationsansatz. Der letztere Lösungsvorschlag stellt eine Vereinfachung der weggesteuerten Simulationsmethode dar. Die Vereinfachung liegt darin, die Wegfunktion als Eingangsgröße zu entfernen und daher ohne Wulstbildung und nur mit der Wärmeeinbringung zu simulieren. In allen drei Kategorien wurden die Geometrie und Elementanzahl des Netzes, sowie die Funktion des Wärmeeintrags über den Ort unverändert eingesetzt. Diese Größen wurden im Rahmen der Voruntersuchungen optimiert. Jede Untersuchung der Schweißsimulationen teilte sich in Schweißphase und Abkühlphase. Die Schweißphase beinhaltete anfangs 3 Sekunden Pause und anschließend den kompletten Fügeprozess (Anreiben, Reiben und Stauchen). Diese 3 Sekunden zu Beginn der Simulation dienten der Nachbildung des Anfahrens des Maschinenschlittens. Die Abkühlphase begann ab 20 s und endete nach 5000 s, das heißt sie wies insgesamt eine Dauer von 83 min auf. In dieser Zeit kühlte das Bauteil wieder ab und die Eigenspannungen wurden berechnet.

Für die RRS-Simulation mit dem Softwarepaket SYSWELD erfolgte die Eingabe der notwendigen Parameter über ein komplexes Dateisystem, das mit einem manuellen Programmieraufwand sowie wesentliche Vereinfachungen verbunden ist. Eine in SIL programmierte Routine ermöglicht die Verwendung der starken Kopplung zwischen thermisch-metallurgischer und mechanischer Berechnung (Abbildung 9). Auf diese Weise kann der Einfluss der Bauteilverkürzung und der Wulstformentstehung auf das Temperaturfeld mitberücksichtigt werden.

Kraftgesteuerte Schweißstruktursimulation:

Hauptmerkmal der kraftgesteuerten Simulation ist das Aufbringen einer Kraftfunktion an der von der Fügeebene abgewandten Seite, um die Bauteilverkürzung zu bewirken. Mit dieser Methode können ähnlich wie an der Reibschweißmaschine die Kräfte und die Dauer der Krafteinwirkung eingegeben werden. Als Ergebnis ist der verfahrenre Weg zu erwarten. Für die Simulationsversuche wurde der gemessene Kraftverlauf der experimentellen Versuche nachgebildet. Die Konvergenz dieser Methode ist ausgeschlossen, wenn die Fließgrenze den Stauchdruck unterschreitet.

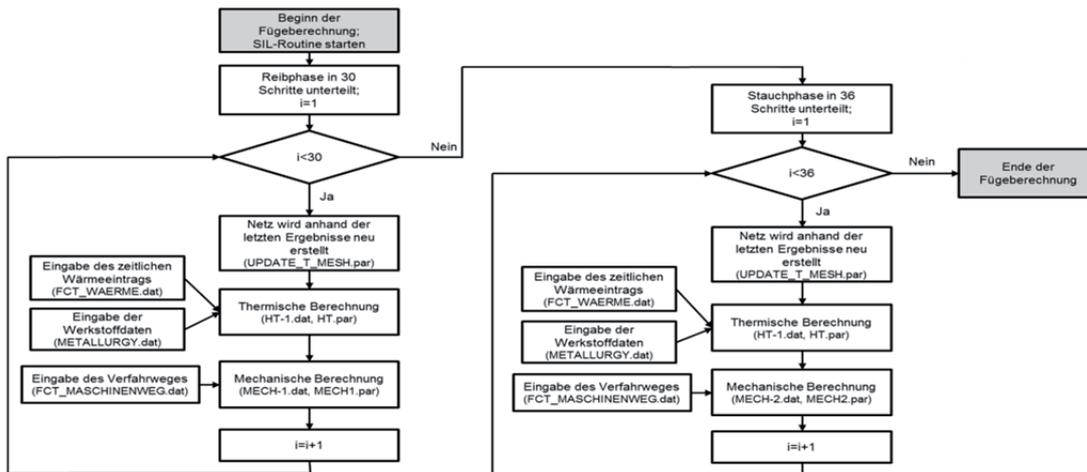


Abbildung 9: Ablauf der Berechnung mit starker Kopplung am Beispiel der weggesteuerten Simulation

Wenn das Fließen der Elemente erreicht wird, kann mit der statischen Methode der FEM kein Gleichgewichtszustand berechnet werden. Aufgrund der Bedeutsamkeit dieser prozessnahen Modellierung wird mit dieser Versuchsreihe ein möglicher Ansatz zur Konvergenz dieser Methode untersucht. Eine numerische Hilfsmodellierung bietet die Verfestigung. Durch das Verfestigen der Elemente kann ein Widerstand aufgebracht werden, der zu einer rechnerischen Lösung führen kann. Um dieses Verhalten zu erreichen, müssen die realen Verfestigungsdaten des Werkstoffs durch eine überproportionale Verfestigung ersetzt werden (Abbildung 10).

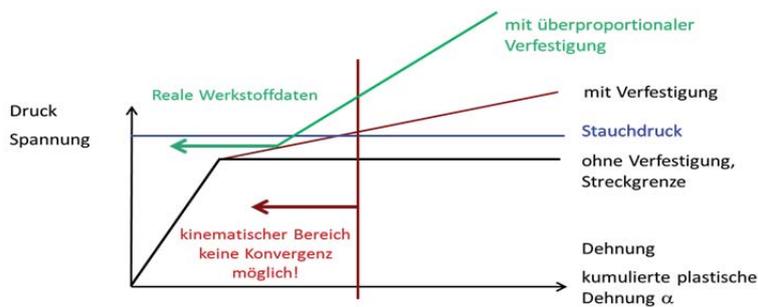


Abbildung 10: Ansatz der überproportionalen Verfestigung

Weggesteuerte Schweißstruktursimulation:

Mit dieser Methode wird das Erzeugen der Bauteilverkürzung anhand einer Wegfunktion auf die von der Fügeebene abgewandten Knoten realisiert. Das Umsetzen einer sogenannten „Verschiebung“ ist in diesem Fall der FEM Struktursimulation weniger problematisch, als in der zuvor beschriebenen kraftgesteuerten Simulation. Bei der experimentellen Versuchsreihe wurde bei jeder Schweißung der verfahrenere Weg von der Messtechnik aufgezeichnet. Durch die hohe Reproduzierbarkeit dieses Weges an der Maschine war es naheliegend, diese Funktion als festen Parameter in der Simulation zu übernehmen.

Die repräsentativsten zeitabhängigen Wärmeintragsfunktionen sind in Abbildung 11 zu entnehmen. Die Funktionen wurden iterativ anhand der Ergebnisse der vorhergehenden Versuche erstellt. Die große Steigung am Anfang entspricht dem gemessenen schnellen Temperaturanstieg. Der restliche Verlauf hängt davon ab, dass auf der einen Seite eine

möglichst große Übereinstimmung (Experiment und Simulation) im Temperaturfeld und andererseits eine realitätsnahe Wulstform angestrebt wurden. Für die Wulstform ist in der Simulation die Stauchphase von großer Bedeutung, weswegen in diesem Bereich auch mit erhöhtem Wärmeeintrag simuliert wurde. Es wurden insgesamt 18 verschiedene zeitliche Wärmeeintragsfunktionen erarbeitet. Davon sind vier Vorversuche, sechs Simulationsabbrüche und acht erfolgreich berechneten Simulationen mit auswertbaren Ergebnissen.

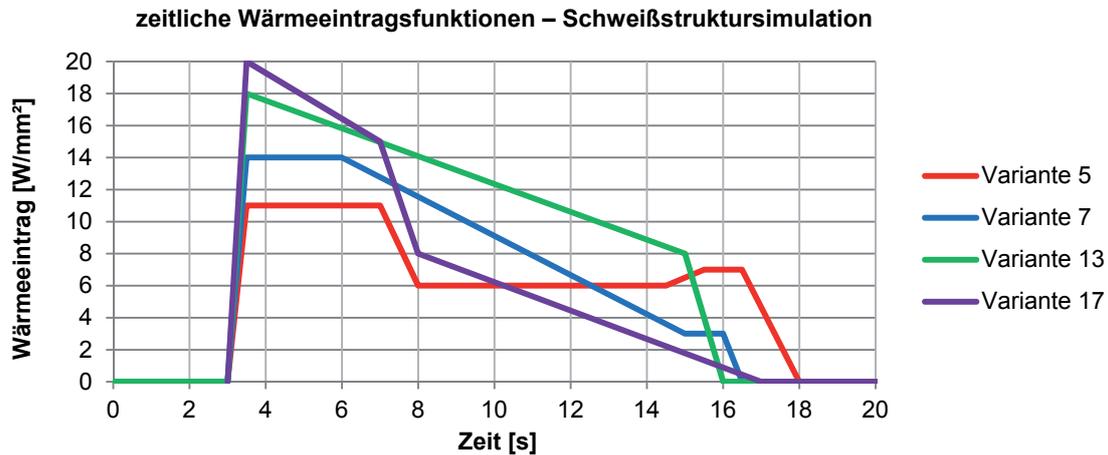


Abbildung 11: Repräsentativste zeitliche Wärmeeintragsfunktionen für die Simulation

Rein thermischgesteuerte Schweißstruktursimulation:

Die Nachbildung des möglichst typischen Schweißwulstes stellte sich in der Simulation als eine große Hürde heraus, da der Zusammenhang zwischen den Einstellparametern und der daraus resultierenden geometrischen Form des Wulstes nicht nachvollziehbar war. Die Ergebnisse sollten mit denen der weggesteuerten Simulation verglichen werden, um das Ausmaß der Abweichungen und deren Relevanz festzustellen. Alle Eingabeparameter bis auf die Wegfunktion wurden von der weggesteuerten Simulation übernommen. Die Versuche mit gleichbleibender zeitabhängiger Wärmeeintragsfunktion hatten jedoch leichte Diskrepanzen an den Temperaturfeldern nachzuweisen, da letztendlich das simulierte Temperaturfeld auch von der Bauteilverkürzung abhängig ist.

4.3 Auswertung und Validierung der „erfolgreichsten“ weggesteuerten Simulationen

Die Versuchsreihe der weggesteuerten Simulationen erwies sich als vorwiegend robust und lieferte Ergebnisse über die komplette Dauer des RRS und der nachkommenden Abkühlphase. Die Rechenzeit der kompletten Simulationsdurchführungen (thermisch und mechanisch) beträgt an einem Hochleistungsrechner 6 Stunden für den Schweißprozess und 20 Minuten für die Abkühlphase. Zur abschließenden Bewertung der Simulationsergebnisse erfolgten Messungen. Aufgrund sehr guter Erfahrungen aus [22] wurde die Röntgendiffraktometrie zur Bestimmung der Eigenspannungen herangezogen. Die Basis für Verformungsmessungen und folglich der Materialausbildungen bildete ein taktiles 3D-Vermessungssystem.

4.3.1 Geometrie der Schweißwulstausbildung

Die von der weggesteuerten Simulation gelieferten Wulstformen nach vollständiger Stauchung weichen insgesamt stark von der idealen Wulstform ab. Im Gegensatz zur kraftgesteuerten Simulation bildete sich hier relativ schnell eine deutlich flachere Spitze. Bis zum Ende der Reibphase (Simulationszeit: 15 s) hatte sich je nach entstandenem Temperaturfeld ein kleiner

Wulst (ca. 2 cm x 1 cm) gebildet. Bis zu diesem Zeitpunkt verlief die Wulstbildung ohne auffallende Deformierungen (Abbildung 12, links).

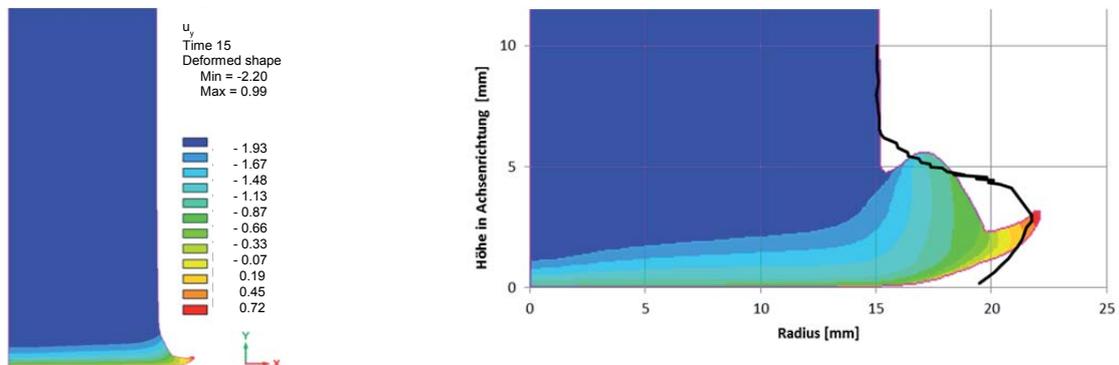


Abbildung 12: Verformung in y-Richtung von Simulationsvariante 13 (links) vor Stauchung, Validierung der Wulstausbildung von Variante 17 (rechts) nach dem Reibprozess mit der Durchschnittskontur der 3D-Vermessung

Die Stauchphase hatte den größten Einfluss auf die Wulstform, weil innerhalb von wenigen Sekunden eine große Verformung im Bauteil hervorgerufen wurde. Zu diesem Zeitpunkt sind die Temperatur in den wulstbildenden Elementen, sowie die eingebrachte Wegfunktion von großer Bedeutung für das gewünschte Verhalten des Materials. Der Schwerpunkt dieser Versuchsreihe lag in der realitätsnahen Optimierung des Wärmeeintrags, was aber nicht zu einer optimalen Wulstform bzw. -ausbildung führte. Obwohl in der Simulationsvariante 17 ein realitätsnahes Temperaturfeld erzeugt wurde, weicht die Wulstform sehr von der ermittelten Durchschnittskontur ab (Abbildung 12, rechts). Für die möglichst genaue Nachbildung der in der Praxis erzeugten Wulstform, bedarf es weiterer Untersuchungen der Einflussparameter in der Struktursimulation.

4.3.2 Temperaturfeld

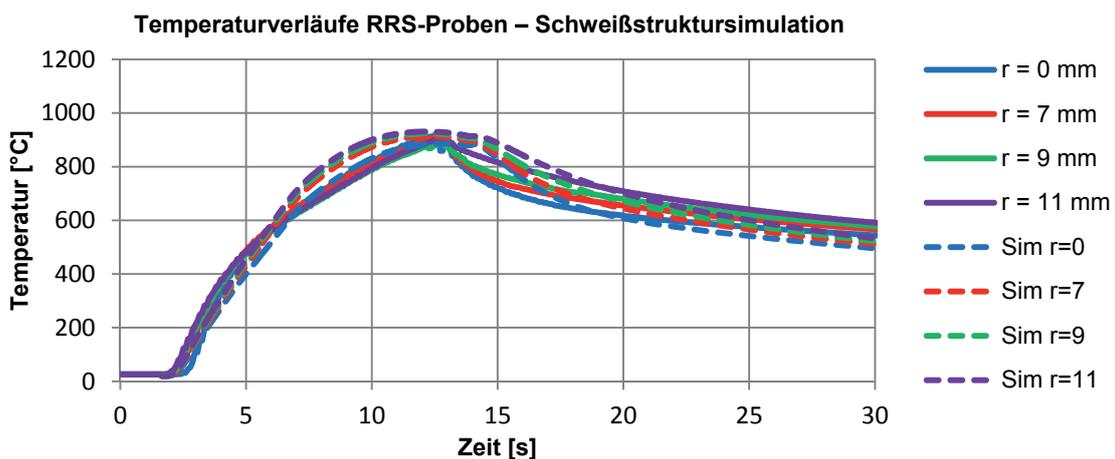


Abbildung 13: Temperaturkurven (Thermoelemente – Simulationsvariante 17) bei 6 mm Abstand von der Fügeebene

Für den Vergleich des simulierten Temperaturfeldes mit den Messwerten der Thermoelemente wurden die Knoten ausgewertet, die den theoretischen Positionen der Thermoelemente entsprechen. Die Auswertung erfolgte an den 6 mm von der Fügeebene entfernten Punkten,

denn nur diese lieferten den gesamten Temperaturverlauf inklusive Abkühlphase. Alle anderen Thermoelemente waren nach wenigen Sekunden aufgrund der Verkürzung des Bauteils ausgefallen und lieferten generell keine verwertbaren Ergebnisse mehr. Die beste Übereinstimmung lieferte die Simulationsvariante 17 (Abbildung 13). Der rasche Temperaturanstieg zu Beginn (3 s – 6 s), wie auch das erreichte Temperaturmaximum von 930 °C sind nahezu optimal. Im Bereich vor und nach dem gemessenen Temperaturmaximum (Sekunde 12) weist die simulierte Temperatur von ca. 50 – 100 °C höhere Werte als diejenigen an den Thermoelementen auf.

Die Auswertung der Simulationsdaten für den Vergleich mit den Thermografiemessungen fällt wesentlich komplizierter und demzufolge sehr umfangreich auf. Der wesentliche Grund dafür liegt an der Verformung des Netzes während der Simulation des RRS-Fügeprozesses. Dagegen ist das Pixelraster der Thermografiekamera als statisch angegeben und bewegt sich mit dem Bauteil nicht mit. Für jeden Zeitpunkt (hier jede Sekunde) müssen deswegen bei der Simulation neue Knoten mit dem richtigen Abstand von der Fügeebene ausgewählt werden. Die Lage dieser Knoten ist abhängig von der Verformung; daher für jeden Versuch anders. Dies ist jedoch nur in der Schweißphase (0 s – 20 s) nötig, denn beim Abkühlen (ab 20 s) werden die Abstände von der Fügeebene abgewandten Seite aus gemessen und große Verformungen finden nicht mehr statt. Die Simulationsvariante 17 lieferte auch hier eines der bewährtesten Ergebnisse (Abbildung 14). Der erste mit der Kamera gemessene („Exp 1“) und simulierte („Sim 1“) Punkt, der direkt in der Fügeebene liegt, war derjenige mit der größten Abweichung. Jedoch stellte sich die Messungenauigkeit der Thermografiekamera an diesem Punkt 1 auch am größten aufgrund des abweichenden Emissionsgrades an dieser Stelle. Alle Temperaturkurven, sowohl die der Thermografie wie auch der Simulation zeigten einen auffälligen „sanften“ Knick-Verlauf zu Beginn der Stauchphase bei ca. 12 Sekunden auf. Es war deutlich zu erkennen, dass an dieser Stelle die Temperatur für ca. 1 s plötzlich sank und danach wieder einen stetig linearen ansteigenden Verlauf aufwies.

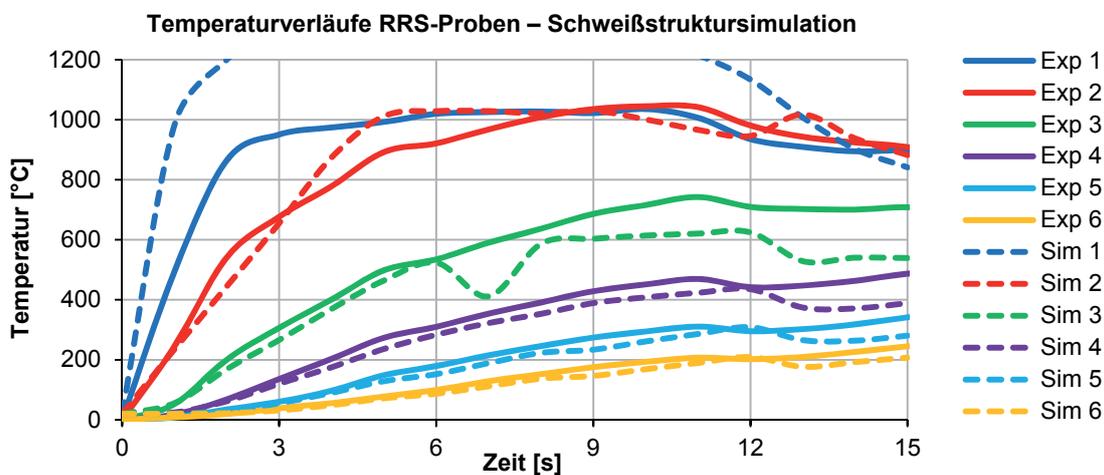


Abbildung 14: Temperaturkurven (Thermografie – Simulationsvariante 17) beim Fügen

Die Temperaturverläufe an der Bauteiloberfläche beim Abkühlen haben bei allen aufgeführten Validierungen wenig Diskrepanz in Erscheinung gebracht. Die gängigen Abweichungen bei der Großzahl der experimentellen und simulativen Versuche betragen höchstens ca. 100 °C. Abgesehen von den verschiedenen Methoden der Temperaturmessung und deren Messungenauigkeiten wurde hier deutlich, dass der Temperaturverlauf im Inneren des Bauteils die größte Aussagekraft besitzt.

4.3.3 Eigenspannungen

Die Eigenspannungen lassen sich als Wechselwirkung zwischen mechanischen, thermischen und metallurgischen Prozessen deuten. Vorzeichen, Betrag und Verteilung der Schweißerspannungen hängen davon ab, in welcher Weise die verschiedenen aus Schrumpf- und Umwandlungsvorgängen resultierenden eigenspannungserzeugenden Prozesse ablaufen und zusammenwirken [23]. Bei dem röntgenographischen Messverfahren werden Eigenspannungen mit Hilfe von hochenergetischer Strahlung empirisch in Qualität und Quantität nachgewiesen. In Werkstoffen mit Kristallgitter (darunter auch S355J2C) sind Eigenspannungen der makroskopische Effekt von mikroskopischen Veränderungen im Gitter.

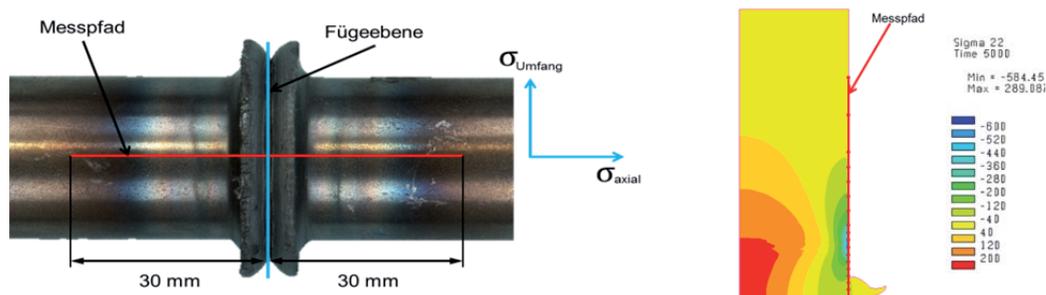


Abbildung 15: Messpfad der Eigenspannungsmessung (links) und Messpunkte auf der fiktiven Oberflächenlinie (rechts)

Für die Messungen an den Reibschweißproben wurde der Schweißwulst mechanisch abgetragen und die Oberfläche elektrolytisch behandelt, um die daraus entstandenen Bearbeitungsspannungen möglichst auf null zu reduzieren. Der Messpfad verläuft in Achsenrichtung auf der Oberfläche der Probe in einem Bereich von 30 mm jenseits der Fügeebene (Abbildung 15, links). Anfangs wurden typischerweise zwei Stahlproben zur röntgenografischen Eigenspannungsbestimmung eingesetzt. Die Wulstabtragung für die Eigenspannungsmessungen wurde in der Simulation bei der Wahl der auszuwertenden Knoten berücksichtigt. Die Knoten wurden auf einer fiktiven Oberflächenlinie ausgewählt (Abbildung 15, rechts). Bei diesen Simulationsuntersuchungen wurde von einem Eigenspannungszustand des Grundwerkstoffs vor der Schweißung von 0 N/mm² ausgegangen.

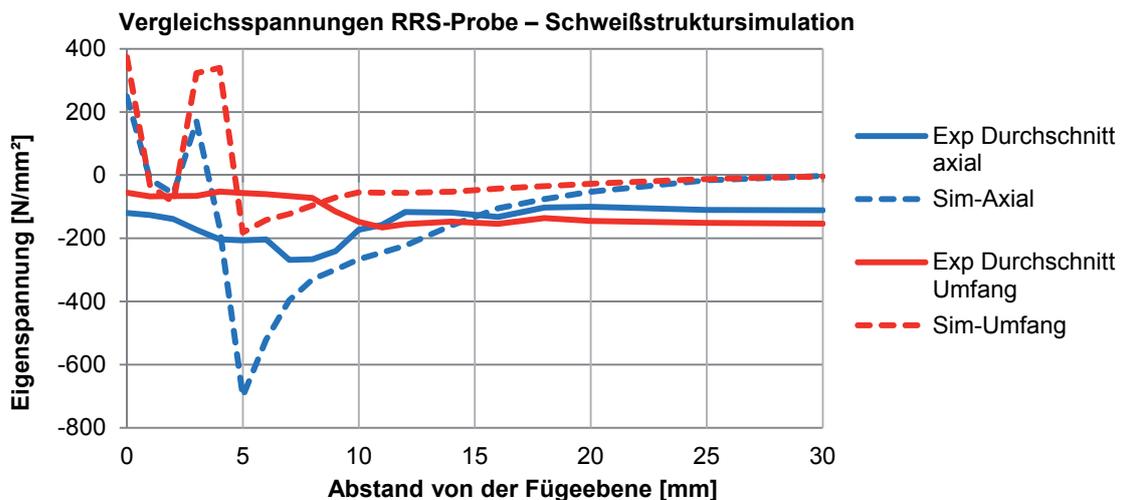


Abbildung 16: Eigenspannungsverlauf an der RRS-Probe (S355J2C +C) – Variante 17

Die Eigenspannungsberechnungen der Variante 17 offenbarten einen von den Messungen abweichenden quantitativen Verlauf. Rund um die Fügeebene traten Zugeigenspannungen auf, die in Längsrichtung ab einem Abstand von ca. 5 mm in Druckeigenspannungen übergingen. Bei 30 mm Entfernung von der Fügeebene waren die Spannungswerte gegen 0 N/mm² (Grundeigenspannungszustand) aufgezeichnet (Abbildung 16).

Die Simulationsvariante 13 mit der gleichnamigen Wärmeeintragsfunktion (13 in Abbildung 11) zeigte eine deutlich qualitativ bessere Übereinstimmung mit den Eigenspannungsmessungen (Abbildung 17) auf. Wie bei Versuch 17 erreichten die Eigenspannungen in einem Abstand von 30 mm von der Fügeebene den Wert des Grundzustandes (0 N/mm² in der Simulation). Aufgrund auch dieser Beobachtung bekräftigte sich die Annahme, dass der Grundeigenspannungszustand der Probe axial bei 110 N/mm² und in Umfangsrichtung bei 150 N/mm² ist. Dieser Bereich erfährt nur eine Erwärmung von maximal 300 °C. Zur Bestätigung sollte eine Eigenspannungsmessung am Grundwerkstoff durchgeführt werden.

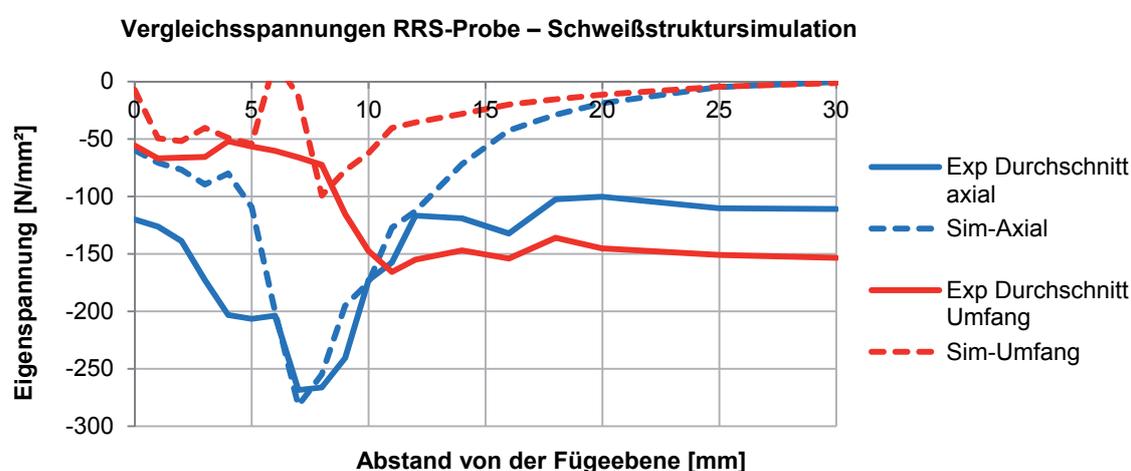


Abbildung 17: Eigenspannungsverlauf an der RRS-Probe (S355J2C +C) – Variante 13

5. Zusammenfassung und Ausblick

Die der vorliegenden Arbeit durchgeführten Simulationsvarianten des RRS-Prozesses geben einen Einblick in die Komplexität der Schweißstruktursimulation. Anhand der drei vorgestellten Methoden werden die Vorzüge und Grenzen dieser deutlich gemacht. Die Implementierung eines Modells, das den Prozess des Rotationsreibschweißens und dessen Ergebnisse simuliert, würde zur Senkung der Versuchszeit und –kosten beitragen. Die Nachbildung dieses Vorganges stellt den besonderen Anspruch an die Schweißsimulation dar. Es wird zwischen zwei Untersuchungsschwerpunkten unterschieden:

- Das Gefüge verändert sich durch das Erwärmen und Abkühlen bei gleichzeitiger mechanischer Belastung. Daraus leitet sich das thermomechanische Problem ab. Ein Lösungsansatz hierfür bietet die FEM.
- Durch den Materialtransport ergibt sich eine fluiddynamische Thematik. Die CFD könnte für dieses Problem einen möglichen Lösungsansatz darstellen.

Die kommerzielle Schweißsimulationssoftware SYSWELD bietet mögliche strukturbedingte FEM-Ansätze, Verfahren wie das Reibschweißen und darunter noch numerisch vereinfacht das RRS auf dem Gebiet der Prozessdigitalisierung zu fördern. Dabei wird das RRS von unlegierten Stählen und speziell vom Baustahl S355J2C +C (kaltverformt) ausführlich experimentell und

simulativ auf die SYSWELD-Anwendungsgrenzen angepasst. Die Hauptbasis dafür stellt die inverse Simulationsmethodik her, da eine Kenntnis über die sehr komplexen Reibungsereignisse nicht notwendig ist. Auf der einen Seite werden mit Hilfe der Thermolemente die Temperaturverläufe im Bauteilinneren analysiert, um den Energieeintrag während dem Gesamtschweißprozess (Fügen und Abkühlen) zu bestimmen. Auf der anderen Seite werden durch den Einsatz einer Thermografiekamera und deren Aufnahmen die Temperaturabläufe auf der Bauteiloberfläche um den Wulstbereich näher betrachtet. Die durchgeführten Messungen wurden auf ihre Relevanz geprüft und für die Verwendung in der Simulation ausgewertet. Mittels SYSWELD werden stark gekoppelte thermo-mechanische FE-Modelle aufgestellt und anschließend werden die Simulation- mit den experimentellen Versuchsergebnissen gegenübergestellt.

Die erreichte Übereinstimmung zwischen Eigenspannungsmessung und -berechnung genügt den Anforderungen an die Simulationsergebnisse einer weggesteuerten Simulationsmethode, die im Rahmen der Mitberücksichtigung des Grundeigenspannungszustands der untersuchten Reibproben mit +/-10% Spannungsniveaudifferenz darlegt. Für das verbreitete untersuchte Material und die verwendeten relativ typischen rotationssymmetrischen Versuchsgeometrien konnten im Rahmen der Anwendungsgrenzen des kommerziellen Softwaretools SYSWELD vergleichsweise gute Simulationsergebnisse erzielt werden. Die Ermittlung eines realitätsnahen Temperaturfeldes stellt sich als ein langwieriger Prozess heraus. Darüber hinaus stellt dieses angenäherte Temperaturfeld nicht immer eine realitätsnahe Wulstform sicher.

Die reibschweißbedingten hohen Elementverformungen in der Fügezone sind teilweise Ursache von Konvergenzproblemen in der Simulation. SYSWELD ist in der Lage mit stark deformierten Elementen mit sehr hohem Seitenverhältnis zu rechnen, jedoch wird bei der Reibschweißsimulation in manchen Fällen die Grenze erreicht. Die Möglichkeit der Neuvernetzung („Remeshing“) von deformierten Elementen kann dieses Problem beheben. Nach jedem Iterationsschritt würde dementsprechend eine neue Vernetzung stattfinden, welche die stark verzerrten Elemente durch der Software SYSWELD angeeigneten Elemente ersetzt.

In einem bei der der GSI Gesellschaft für Schweißtechnik mbH, Niederlassung SLV München laufenden Forschungsprojekt zum Thema „Simulationsentwicklung Rotationsreibschweißen“ werden weitere Werkstoffe, Fügegeometrien und Prozessparameter untersucht, damit das vorgestellte Simulationsmodell auf eine breitere Basis gestellt werden kann.

7 Literatur

- [1] Neumann, A., Schober, D.(1991): Reibschweißen von Metallen. Konstruktion, Technologie, Qualitätssicherung, 1. Auflage, Verlag Technik, Berlin.
- [2] Chalmers, R.(2001): “The friction welding advantage”, *Manufacturing Engineering*, (2001) 5, S. 64-66, 68, 70.
- [3] Boitout, F. and Bergheau, J.-M.(2003): The Numerical Simulation of Welding in Europe: Present Capabilities and Future Trends, 32 (2003) 1.
- [4] Roeren, S.(2007): Komplexitätsvariable Einflussgrößen für die bauteilbezogene Struktursimulation thermischer Fertigungsprozesse, Herbert Utz Verlag, München.
- [5] Buchmayr, B.(1991): Computer in der Werkstoff- und Schweißtechnik. Anwendung von mathematischen Modellen, DVS-Verlag, Düsseldorf.
- [6] Maalekian, M.(2007): Friction welding of high carbon steel in large cross-section, PhD thesis, Graz University of Technology, Austria.

- [7] DIN EN ISO 15620(2000): „Reibschweißen von metallischen Werkstoffen“, ICS 25.160.00.
- [8] DVS-Verlag (2009): „Reibschweißen von metallischen Werkstoffen, Verfahren, Begriffe, Werkstoffe“, DVS-Merkblatt 2909, Teil 1.
- [9] Dilthey, U.(2006): Schweißtechnische Fertigungsverfahren, Schweiß- und Schneidtechnologien, Springer-Verlag, Berlin.
- [10] Matthes, K.-J.(2012): Schweißtechnik. Schweißen von metallischen Konstruktionswerkstoffen, Carl-Hanser-Verlag, Leipzig.
- [11] Radaj, D.(1988): Wärmewirkungen des Schweißens. Temperaturfeld Eigenspannungen Verzug, Springer Verlag, Berlin.
- [12] Radaj, D.(2002): Eigenspannungen und Verzug beim Schweißen. Rechen- und Meßverfahren, DVS-Verlag, Düsseldorf.
- [13] Schwenk, C.(2007): FE- Simulation des Schweißverzugs laserstrahlgeschweißter dünner Bleche, Sensitivitätsanalyse durch Variation der Werkstoffkennwerte, Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM), Berlin.
- [14] Loose, T.(2008): Einfluss des transienten Schweißvorganges auf Verzug, Eigenspannungen und Stabilitätsverhalten axial gedrückter Kreiszyinderschalen aus Stahl, Universität Karlsruhe.
- [15] N.N.(2012): SYSWELD Reference Manual, Firmenschrift ESI Group, Paris.
- [16] Lehrgang/Praktikum RS-|| Reibschweißen Einrichter, GSI SLV München, L. Appel & M. Serve, April 2013.
- [17] DVS-Verlag(2011): „Reibschweißen von metallischen Werkstoffen, Merkmale und Herstellung der Verbindung und Überwachung des Schweißvorganges“, DVS-Merkblatt 2909, Teil 2.
- [18] Hildebrand, J.(2008): Numerische Schweißsimulation, Bestimmung von Temperatur, Gefüge und Eigenspannung an Schweißverbindungen aus Stahl- und Glaswerkstoffen, Verlag der Bauhaus-Universität, Weimar.
- [19] Trommer, F.(2011): Untersuchungen zum Orbitalreibschweißen für ausgewählte Metallwerkstoffe, Shaker Verlag, Aachen.
- [20] Mitelea, I., Radu, B.(1998): Mathematical modeling of weld phenomena 4, London.
- [21] Nentwig, A. W. E.(1986): Reibschweißen von Wolfram, DVS-Verlag, Düsseldorf.
- [22] Lechner, A., Cramer, H.(2006): Experimentelle und theoretische Ermittlung der Eigenspannungen an ausgewählten Aluminiumschweißverbindungen, GSI mbH NL SLV München.
- [23] Heeschen, J.(1986): Untersuchungen zum Dauerschwingverhalten von Schweißverbindungen aus hochfesten Baustählen unter besonderer Berücksichtigung des Eigenspannungszustandes und der Nahtgeometrie, Universität- Gesamthochschule Kassel, Dissertation.

Potenziale der Prozesssimulation beim Rotationsreibschweißen

David Schmicker¹, Konstantin Naumenko², Jens Strackeljan³

¹ *Otto-von-Guericke Universität Magdeburg, Institut für Mechanik,
Universitätsplatz 2, D-39106 Magdeburg, Deutschland
Email: david.schmicker@ovgu.de*

² *Otto-von-Guericke Universität Magdeburg, Institut für Mechanik,
Universitätsplatz 2, D-39106 Magdeburg, Deutschland
Email: konstantin.naumenko@ovgu.de*

³ *Otto-von-Guericke Universität Magdeburg, Institut für Mechanik,
Universitätsplatz 2, D-39106 Magdeburg, Deutschland
Email: jens.strackeljan@ovgu.de*

ZUSAMMENFASSUNG

Die Reibschweißsimulation ist nicht zuletzt wegen der Kopplung von Vorgängen des Heißumformens, der Wärmeleitung, der Reibung, der Gefügeumwandlung und der Materialdiffusion bis heute eine schwierige Herausforderung an die Simulationsgemeinde, dessen Potenzial in der industriellen Anwendung aufgrund von hohen Rechenzeiten und mangelnder Abbildungsqualität bei weitem noch nicht ausgeschöpft ist. Im vorliegenden Beitrag wird in diesem Kontext ein neuartiger Modellansatz vorgestellt, welcher aufgrund der ganzheitlichen Herangehensweise eine neue Qualität der Prozesssimulation des Rotationsreibschweißens erreicht. Ein modifiziertes Carreau-Fluid Gesetz, welches das Materialverhalten beim Übergang von fester zu flüssiger Phase stetig abbildet, steigert sowohl die Robustheit als auch die Effizienz der Modellbildung. Durch die Verknüpfung der Temperaturabhängigkeiten dieses Gesetzes mit einem Johnson-Cook Potenzansatz genügen schon fundamentale Materialkennwerte, wie die Fließgrenze, die Raumtemperatur und die Schmelztemperatur, um qualitative Simulationen durchzuführen und somit tiefere Einblicke in das Temperaturprofil und den Materialfluss während des Prozesses zu erhalten. Eine vollständig regularisierte Implementierung des Reibgesetzes berücksichtigt den stetigen Übergang von trockener Coulomb- zur Grenzschicht-Fluidreibung, welcher maßgeblich von der Materialfestigkeit bestimmt wird. Die numerische Umsetzung dieser Ansätze in Zusammenhang mit der Ausstattung von speziell für die Reibschweißsimulation geeigneten Methoden der Netzgenerierung, Neuvernetzung, Kontaktkräfteberechnung und Zeitintegration innerhalb eines eigenständig entwickelten Finite-Elemente Codes, eröffnet schließlich neue Horizonte in der industriellen Anwendung dieser Simulationstechnik.

Demonstriert wird dieses Potenzial anhand eines konkreten Beispiels der Geometrieoptimierung von einer mit einer Wulstasche ausgestatteten Rohrreibschweißung. Über Parameterstudien wird der Einfluss von Geometrieänderungen studiert und entsprechend des Zielkriteriums, welches hier ein angestrebtes Wulstflussverhalten darstellt, optimiert. Eine qualitative Validierung dieser Simulationsergebnisse anhand von Schlibbildern entsprechend real-reibgeschweißter Proben dient der Bewertung der Abbildungsqualität und gibt einen Ausblick auf zukünftige Anwendungen der Reibschweißsimulation.

1 Einführung

Der Rotationsreibschweißprozess ist ein Pressverbindungs-Schweißverfahren, welches in der Automobilbranche, der Schienenfahrzeugindustrie und der Luft- und Raumfahrttechnik weitläufig verbreitet ist [6], [7]. Die Hauptvorteile des Verfahrens sind die hohe Prozessstabilität, die hohe Verbindungsqualität und das sehr gute Potenzial der Prozessautomatisierung. Darüber hinaus ist der Raum an möglichen Werkstoffkombinationen weitaus größer, während weder Additive noch Füllmaterialien zum Schweißen benötigt werden.

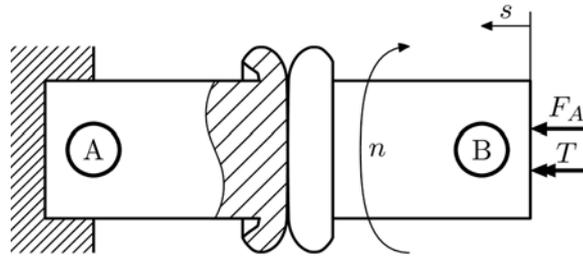


Abbildung 1: Die Haupt-Prozessparameter des Rotationsreibschweißprozesses

Wohingegen bei herkömmlichen Schweißverfahren die flüssige Phase der beteiligten Werkstoffe für gewöhnlich erreicht wird, ist es beim Reibschweißen nicht möglich das Material über die Schmelztemperatur hinaus zu erhitzen, was sich in kleineren Wärmeeinflusszonen widerspiegelt [22]. Neben dem Rotationsreibschweißen existieren noch weitere verwandte Verfahren wie das Linearreibschweißen, das Rührreibschweißen und das Orbital-Reibschweißen, welche sich hauptsächlich in der gegenseitigen Relativkinematik der beiden Werkstücke unterscheiden. Für die stoffschlüssige Verbindung sind bei all diesen Prozessen Diffusionsvorgänge und die Ausbildung intermetallischer Phasen unter hohem Druck und erhöhter Temperatur verantwortlich. Schon in den 70er Jahren haben sich Forschungsgruppen mit den beim Reibschweißen ablaufenden physikalischen Vorgängen beschäftigt, wie zum Beispiel der Reibwärmeezeugung, der Wärmeleitung, den plastischen Deformation, dem Abrieb der Reibflächen und der Materialdiffusion [8], [22]. Seit jeher ist eine der wesentlichen Ambitionen darin eine stabile, möglichst Taktzeit-minimierende Identifikation von Prozessparametern. In Abbildung 1 ist eine schematische Skizze des Rotationsreibschweißprozesses gegeben, welche die Hauptprozessparameter wie den axialen Vorschub $s(t)$, die Axialkraft $F_A(t)$, das Reibmoment $T(t)$ und die Drehzahl $n(t)$ darstellt.

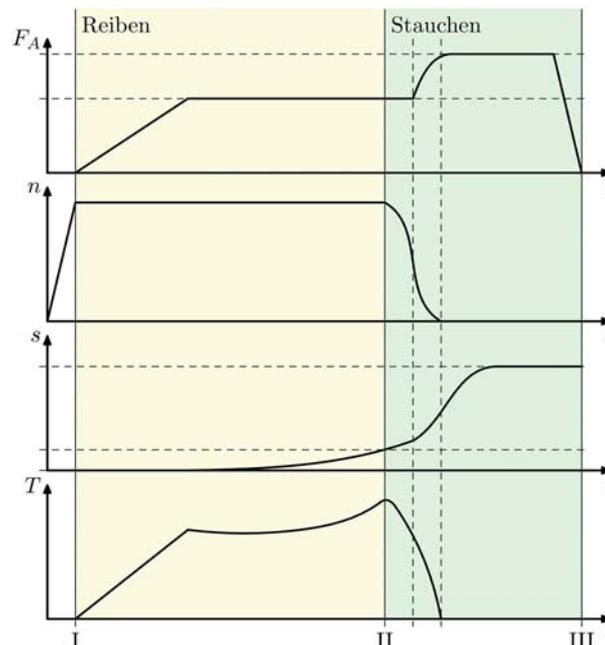


Abbildung 2: Typische Prozessparameterverläufe beim Rotationsreibschweißen

In Abhängigkeit der Art des Antriebs wird zwischen dem kontinuierlich angetriebenen und dem Schwungradreibschweißprozess unterschieden. Letzterer verwendet die in einem Schwungrad gespeicherte kinetische Energie zur Reibwärmeezeugung, während der kontinuierlich angetriebene Prozess seine Energie aus einem E-Motor bezieht. Bezüglich des kontinuierlich angetriebenen Prozesses ist eine Implementierung einer Axialkraftregelung üblich, was bedeutet, dass der Drehzahl- und Kraftverlauf nach den Phasen des Prozesses zeitlich vorgegeben wird und sich aus der Geometrie und dem Material der Werkstücke der Reibmomentenverlauf und der Endvorschub ergeben. Dabei wird zwischen der Reibphase (I-II) und der Stauchphase (II-III), wie in Abbildung 2 dargestellt, unterschieden. Typische Einstellparameter sind das Reib- und Stauchkraftniveau, die Reibzeit, die Drehzahl und der Zeitpunkt des Abbremsens der Spindel. Für die Optimierung der

Prozessparameter und -regelung ist es unerlässlich die physikalischen Vorgänge während des Reibschweißens zu ergründen. Grundsätzlich können die in der Literatur verfügbaren Modellierungsansätze dazu in rein thermisch und in thermodynamisch-mechanisch gekoppelte Modelle unterteilt werden. Vertreter der ersten Gruppe beschränken sich auf die Abbildung der Wärmeleitungsvorgänge innerhalb der Werkstücke [3], [5], [17]. Um darüber hinaus die plastischen Verformungen präädiktieren zu können werden auf Seite der thermodynamisch-mechanisch gekoppelten Modelle Festkörper- (engl. *Computational Solid Mechanics – CSM*) und Fluidansätze der Strömungsmechanik (engl. *Computational Fluid Dynamics – CFD*) vorgeschlagen. Ansätze das Materialverhalten über Festkörpergesetze zu beschreiben sind zum Beispiel von Fraser [9], Hamilton [13] und Schmidt [25] veröffentlicht wurden. Wesentliches Merkmal dieser Methoden ist es, dass elastische Verformungen berücksichtigt werden und daher Effekte wie Eigenspannungsbildung und Wärmeausdehnung nativ mit abgebildet werden können. Zumeist wird in diesen Modellen ein Johnson-Cook Materialgesetz verwendet um die Abhängigkeit der Fließkurve von plastischen Dehnungen, der plastischen Dehnrates und der Temperatur zu beschreiben [15]. Ein gewisser Nachteil der CSM-Methoden ist der höhere Rechenaufwand gegenüber den CFD Ansätzen. Bei diesen wiederum wird das teigige Materialverhalten bei der Wulstformung über ein Fluid mit nicht Newton'scher Viskosität beschrieben, was eine etablierte Vorgehensweise in den Berechnungsmethoden der Plastizität ist [11]. Das Warmumformverhalten des Werkstoffes wird dabei maßgeblich über die Funktion der dynamischen Viskosität in Abhängigkeit der Dehnrates und der Temperatur beschrieben. Analytische Ansätze für diese Abhängigkeit sind in der Literatur vielfach zu finden, wie zum Beispiel das Norton Gesetz [4], [19], [24], [23], das Garofalo-Kriech Gesetz [10], welches auch häufig als Sheppard-Wright Viskosität bezeichnet wird [1], [14], [21], [28] oder das Carreau Fluid Gesetz [23], [24]. Neben reinen CSM- und CFD-Modellen sind in der Literatur auch Vorschläge zu kombinierten, bzw. gestaffelten Methoden zu finden [12], [26].

Im vorliegenden Beitrag wird ein vollständig thermodynamisch-mechanisch gekoppelter Modellierungsansatz des Rotationsreibschweißprozesses mit kontinuierlichem Antrieb beschrieben. Das strömungsmechanische Materialgesetz basiert auf einem Norton-Potenzansatz, in welchem die Temperaturabhängigkeiten mit dem Johnson-Cook Gesetz verknüpft werden. Für den Zweck des stetigen Übergangs von fester zu flüssiger Phase und um numerische Schwierigkeiten bei geringen Belastungen zu vermeiden wird der Ansatz dabei über eine Carreau-Fluid Formulierung ausgedrückt [2]. Hauptvorteil dieses Materialgesetzes ist neben seiner numerisch guten Handhabbarkeit, die physikalische Greifbarkeit der verwendeten Materialparameter. So kann auch mit keiner oder sehr geringer Kenntnis über die Werkstoffdaten das Materialverhalten über die Streckgrenze bei Raumtemperatur und die Schmelztemperatur grob angesetzt werden. Das vorliegende Modell wurde innerhalb des hauseigenen Finite-Elemente Codes *virtua RFW* umgesetzt. Es beinhaltet unter anderem automatische Vernetzungs- und Neuvernetzungsstrategien der Lagrange ausgedrückten finiten Elemente, einen Penalty Kontakt Algorithmus, eine Augmented-Lagrange Methodik für die Darstellung der volumenerhaltenden plastischen Deformationen, einen hybriden schrittweitengesteuerten Solver und eine für die Belange der Reibschweißsimulation entwickelte Pre- und Postprozessoreinheit.

Die Veröffentlichung ist wie folgt gegliedert: Zu Beginn werden das verwendete Materialgesetz und die wichtigsten zu lösenden Gleichungen kurz skizziert. Dem folgend wird anhand einer konkreten mit einer Wulsttasche ausgestatteten Rohrreibschweißung das Potenzial des vorgestellten Simulationsansatzes demonstriert. Über eine Variantenstudie wird gezeigt, wie dabei die Simulation als Werkzeug zur Geometrieoptimierung der Ausgangsteile dienen kann. Ein Ausblick auf zukünftige Anwendungen der Prozesssimulation schließt die Veröffentlichung ab.

2 Modellierung des Prozesses

Das in diesem Beitrag vorgestellte Modell basiert auf einem vollständig thermodynamisch-mechanisch gekoppelten Fluidgesetz zur Abbildung der Wulstformung und der Wärmeleitungsvorgänge innerhalb der Werkstücke. Anhand des Dehnratesensors D und der effektiven Viskosität μ ergeben sich die Deviatorspannungen zu

$$s = 2\mu \operatorname{dev}(D). \quad (1)$$

Die in Gl. (1) verwendete effektive Viskosität gehorcht einem Carreau-Fluid Gesetz, welche mit

Hilfe der von-Mises Vergleichsdehnrate $\dot{\epsilon}_{vM} = \sqrt{3/2 \mathbf{D} \cdot \mathbf{D}}$ über

$$\mu = \left[1 + \left(\left(\frac{\sigma_0}{3\dot{\epsilon}_0 \mu_0} \right)^{\frac{n}{1-n}} \frac{\dot{\epsilon}_{vM}}{\dot{\epsilon}_0} \right)^2 \right]^{\frac{1-n}{2n}} (\mu_0 - \mu_\infty) + \mu_\infty. \quad (2)$$

ausgedrückt werden kann [2]. Die in Gl. (2) verwendeten Materialkonstanten sind die Festkörperviskosität μ_0 , welche eher einen numerischen Parameter darstellt, die Sättigungviskosität μ_∞ , welche auch als Viskosität der Schmelze interpretiert werden kann, der Norton Exponent n , welcher für gewöhnlich zwischen 3 und 10 rangiert [4] und die temperaturabhängige Fließkurve σ_0 . Für Letztere können entweder tabellierte Werte oder der Johnson-Cook Ansatz

$$\sigma_0(\Theta) = \begin{cases} \sigma_{0,R} \left[1 - \left(\frac{\Theta - \Theta_R}{\Theta_M - \Theta_R} \right)^m \right], & \Theta < \Theta_M \\ 0, & \Theta \geq \Theta_M \end{cases}, \quad (3)$$

welcher die Abhängigkeit der Fließspannung von der Temperatur über ein Potenzgesetz anhand der Fließspannung $\sigma_{0,R}$ bei Raumtemperatur Θ_R , der Schmelztemperatur Θ_M , der Referenzdehnrate $\dot{\epsilon}_0$ und dem Johnson-Cook Exponenten m darstellt, verwendet werden. Die Referenzdehnrate $\dot{\epsilon}_0$ ist dabei eher als ein fest zu definierender Wert als eine Materialkonstante anzusehen, welcher im Allgemeinen zum Beispiel zu $1.0s^{-1}$ festgesetzt werden kann. Der Exponent m liegt zumeist im Bereich zwischen 0.5 und 1.5 [15]. In Abbildung 3 sind typische Verläufe der Carreau-Viskosität in Abhängigkeit der Vergleichsdehnrate anhand von Gl. (2) dargestellt.

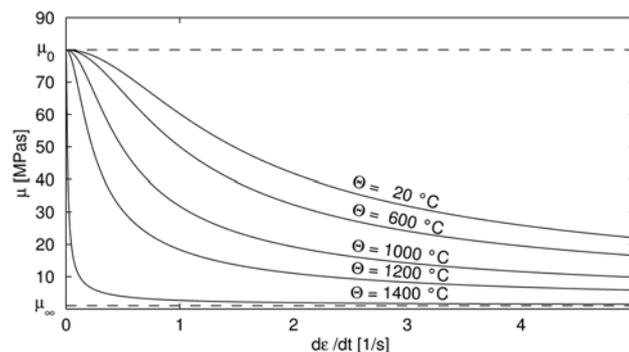


Abbildung 3: Viskositäts-Dehnratenabhängigkeit des verwendeten Carreau-Fluid Gesetzes

Bei Applikation dieses Materialgesetzes auf den eindimensionalen Spannungszustand ergeben sich die Spannungs-Dehnratenkurven aus Abbildung 4. Ein Hauptvorteil des Gesetzes ist es, dass das Materialverhalten maßgeblich über die sehr greifbaren Parameter der Schmelztemperatur und der Fließgrenze bei Raumtemperatur beschrieben werden kann, welche für gewöhnlich bekannt sind. Die Exponenten n und m können in vielen Fällen für eine grobe Abschätzung anhand von Standardwerten abgeschätzt werden.

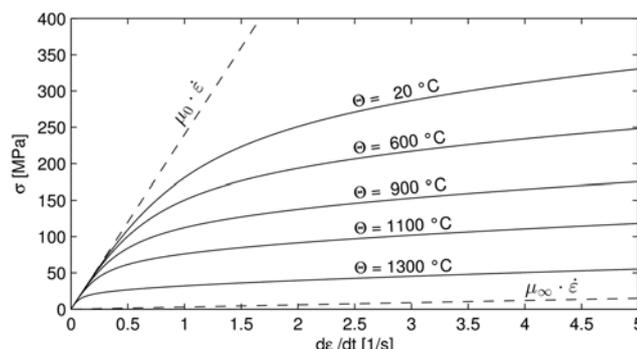


Abbildung 4: Spannungs-Dehnratenkurven des verwendeten Carreau-Fluid Gesetzes

Darüber hinaus ist durch die Einführung der Grenzviskositäten μ_0 und μ_∞ die Lösung der Systemgleichungen weitaus robuster und besser konditioniert als bei der direkten Verwendung eines klas-

sischen Norton-Fluids zum Beispiel. Die während der Simulation zu lösende Differentialgleichung für die Verschiebungsintegration ist Cauchy's Gesetz

$$\operatorname{div}(\boldsymbol{\sigma}) = 0. \quad (4)$$

In Gl. (4) wurden Trägheits- und Massenkräfte vernachlässigt, was möglich ist da sie beim Rotationsreißschweißprozess eher eine untergeordnete Rolle spielen und der Prozess somit quasistatisch betrachtet werden kann. Die Randbedingung der volumenerhaltenden plastischen Deformationen ist über eine Augmented-Lagrange Strategie realisiert. Für die Abbildung der Wärmeleitvorgänge muss parallel zu Gl. (4) der erste Hauptsatz der Thermodynamik

$$\rho c \dot{\Theta} = -\operatorname{div}(\mathbf{q}) + \boldsymbol{\sigma} \cdot \mathbf{D} \quad (5)$$

zeitlich mit integriert werden, in welchem ρ die konstante Dichte, c die Wärmekapazität und \mathbf{q} den Wärmestrom darstellt. Der Wärmestrom im inneren des Körpers wird über Fourier's Wärmeleitgesetz

$$\mathbf{q} = -\kappa_c \operatorname{grad}(\Theta) \quad (6)$$

anhand der Wärmeleitzahl κ_c beschrieben, während der Wärmestrom über die Oberfläche des Werkstücks in Normalenrichtung \mathbf{n} durch

$$\mathbf{q} = \alpha_{surf}(\Theta - \Theta_\infty)\mathbf{n} + r_{qA,B} \mathbf{n} \quad (7)$$

quantifiziert wird. In Gl. (7) werden Effekte des Wärmeübergangs aus Strahlungs- und konvektiven Anteilen in α_{surf} zusammengefasst, während der Quellterm der Reibwärmeleistung über $r_{qA,B}$ zum Ausdruck kommt. Die Druckverhältnisse in der Kontaktfläche werden über einen einfachen Penalty-Ansatz, welcher Durchdringung zulässt, berechnet. Die Scherspannungen in tangentialer Richtung sind dabei über das Reibgesetz

$$\tau_{z\varphi} = R \frac{\sigma_0(\Theta)}{\sqrt{3}} \left[1 - \exp\left(-(\sqrt{3}\eta(\Delta v_\varphi)p/\sigma_0(\Theta))^b\right) \right]^{\frac{1}{b}}. \quad (8)$$

beschrieben [16], [18]. Hier ist Δv_φ die tangentielle Differenzgeschwindigkeit der beiden aneinander reibenden Werkstücke, R ein Verstärkungsfaktor, b ein Parameter zur Glättung der Rampe beim Übergang von Coulomb zu Fluidreibung und

$$\eta(\Delta v_\varphi) = \frac{2\eta_0}{\pi} \arctan\left(\frac{\Delta v_\varphi}{a_{reg}}\right) \quad (9)$$

der geschwindigkeitsabhängige Reibungskoeffizient. Letztere Gleichung regularisiert den Übergang von der Haft- zur Gleitbedingung, welcher über den Regularisierungsparameter a_{reg} gesteuert wird. Damit ergeben sich die Quellterme der Reibleistung zu [4]

$$\begin{aligned} r_{q,A} &= \frac{a_A}{a_A + a_B} \tau_{z\varphi} \Delta v_\varphi + \alpha_{AB}(\Theta_B - \Theta_A), \\ r_{q,B} &= \frac{a_B}{a_A + a_B} \tau_{z\varphi} \Delta v_\varphi + \alpha_{AB}(\Theta_A - \Theta_B). \end{aligned} \quad (10)$$

Zur räumlichen Diskretisierung dienen 6-Knoten Lagrange formulierte finite Dreieckselemente, wie sie in [19] und [27] diskutiert werden. Dabei wird die axiale Symmetrie des Problems über eine 2.5D Formulierung genutzt um den Rechenaufwand zu reduzieren. Das bedeutet, dass die Zustandsvariablen nur von der radialen und axialen Koordinate abhängen, jedoch ein Bewegungsfreiheitsgrad für die Verdrillung in tangentialer Richtung existiert. Aufwendige Neuvernetzungsstrategien, welche auf den *Implicit Geometry Meshing* (IGM) Routinen von Persson basieren ermöglichen das Abbilden der großen plastischen Deformationen [20]. Die beiden zu lösenden Differentialgleichungen in Gl. (4) und (5) werden auf gleichen Zeitschrittweiten integriert, dessen Größe über eine adaptive Schrittweitenregelung gesteuert wird. Eine detailliertere Beschreibung der Modell-

sätze und der Gesetzmäßigkeiten ist in [24] zu finden. Die programmatische Umsetzung des Modells wurde innerhalb von Matlab anhand eines eigens entwickelten Quellcodes namens *virtua RFW* realisiert.

3 Ergebnisse

Zur Demonstration eines konkreten Einsatzes der Prozesssimulation des Reibschweißens wird im Folgenden der Einfluss der Geometrie der Ausgangsteile einer Reibschweißung mit Wulsttasche, wie in Abbildung 5 dargestellt, demonstriert.

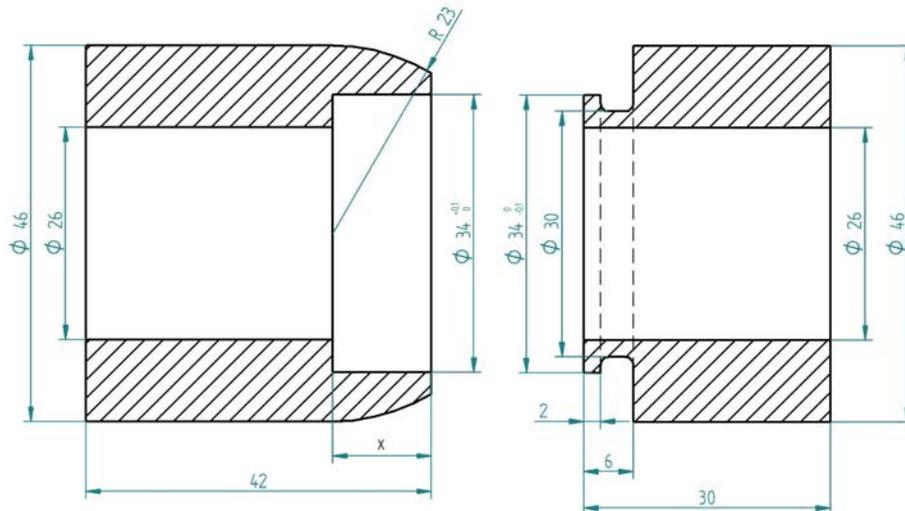


Abbildung 5: Versuchsteilgeometrie der Wulsttaschen-Reibschweißung

Die Ausführung der Wulsttasche dieser Fügestelle soll dafür sorgen, dass der Innenraum des Rohres nach dem Schweißen weder verschmutzt noch verformt ist, was für Anwendungen bei Druckbehältern oder durchströmten Teilen von entscheidender Bedeutung sein kann. In dem vorliegenden Beispiel wird insbesondere der Einfluss der überlappenden Länge der beiden Ausgangsteile untersucht, welcher in Abbildung 5 über die Variable x gekennzeichnet ist. Im Konkreten werden zwei Varianten mit $x = 12$ mm (Variante A) und $x = 9$ mm (Variante B) untersucht. In Tabelle 1 sind die verwendeten Prozessparameter der beiden Variantensets zusammengefasst.

Tabelle 1: Verwendete Prozessparameter

	Variante A	Variante B
Reibweg s_{I-II}	3.5 mm	1.6 mm
Reibkraft $F_{A,I-II}$	40 kN	50 kN
Stauchzeit t_{II-III}	1 s	1.3 s
Stauchkraft $F_{A,II-III}$	100 kN	100 kN
Drehzahl n	2000 min ⁻¹	2000 min ⁻¹

Es wird ein kraft geregelter Prozess mit kontinuierlichem Antrieb gefahren, bei welchem der Übergang von der Reib- in die Stauchphase anhand eines Reibweges s_{I-II} erfolgt. Die Stauchkraft $F_{A,II-III}$ wird dann über einen Zeitraum t_{II-III} gehalten. Die für die Simulation verwendeten Materialparameter des eingesetzten S355 sind Tabelle 2 zu entnehmen.

Darin sind die Exponenten m und n , die Viskositäten μ_0 und μ_∞ sowie der Reibkoeffizient η_0 Schätzwerte, welche nicht experimentell validiert wurden. Auch wenn es ersichtlich ist, dass über das Treffen solcher Annahmen nur qualitative Ergebnisse erwartet werden können, ergeben sich doch wichtige und signifikante Einblicke in die physikalischen Vorgänge beim Reibschweißen und helfen zum Beispiel die Abhängigkeit der Wulstform von den Prozessparametern zu identifizieren.

Tabelle 2: Materialparameter der Werkstücke

Referenzfließspannung $\sigma_{0,R}$	$500 \frac{N}{mm^2}$
Johnson-Cook Exponent m	0.7
Referenzdehnrade $\dot{\epsilon}_0$	$1 s^{-1}$
Norton Exponent n	10
Schmelztemperatur Θ_M	1420°C
Raumtemperatur Θ_R	20°C
Viskosität μ_0	$10^8 MPas$
Viskosität μ_∞	$10^{-2} MPas$
Dichte ρ	$7.85 \frac{g}{cm^3}$
Wärmekapazität c	$460 \frac{J}{kgK}$
Wärmeleitfähigkeit κ_c	$50 \frac{W}{mK}$
Wärmeübergangskoeffizient α_{surf}	$100 \frac{W}{m^2K}$
Reibkoeffizient η_0	0.4

Die für die Simulation verwendete Netzverfeinerung des Finite-Elemente-Meshes wurde so fein gewählt, dass ein etwaiger Einfluss der räumlichen Diskretisierung marginal ist und das Ergebnis als konvergent betrachtet werden kann. Typische Elementgrößen sind dabei 0.2 mm in der Grenzschicht der Fügenaht und bis zu 2 mm in der Region der Werkstückeinspannung. Die Freiheitsgradanzahl rangiert dem entsprechend zwischen 25000 und 30000 für die Verschiebungsgrößen und um 10000 für die Temperaturfreiheitsgrade. Während der Simulation wurde bei Variante A das Mesh 20-mal und bei Variante B 14-mal neuvernetzt, dessen Zeitinstanzen anhand der Überwachung der Aspect Ratios der Elemente ausgelöst wurden. In Abbildung 6 ist eine gerenderte Animation der Simulationsergebnisse der Variante A Reibschweißung dargestellt.

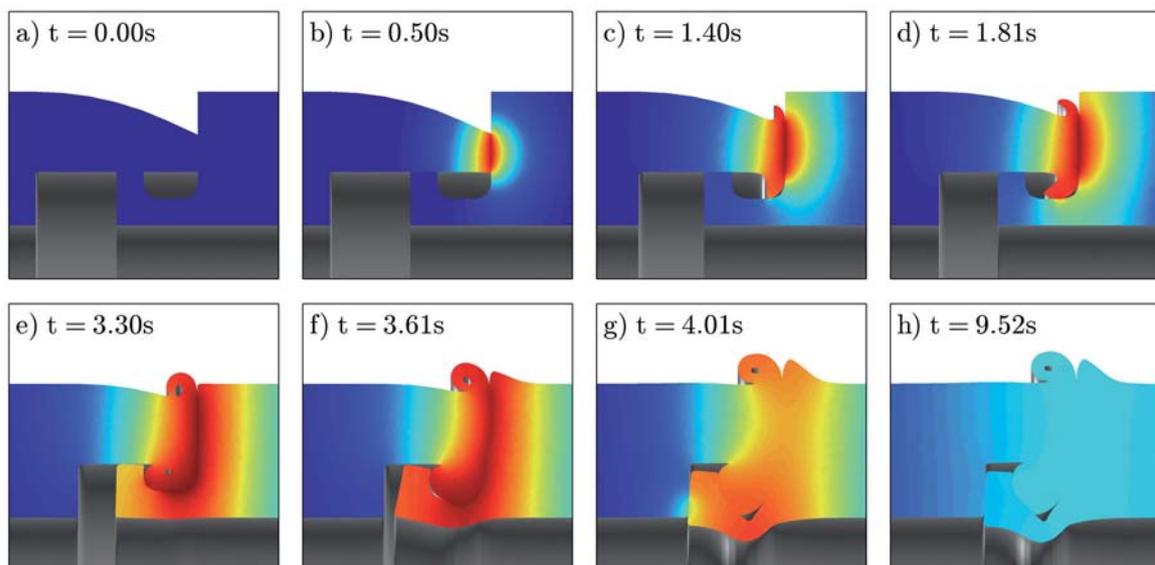


Abbildung 6: Animation der Simulation von Variante A

Der Animation sind die Vorzüge des implementierten *Implicit Geometry Meshers* deutlich zu erkennen, so wird beim Umschlagen der Wulst auf das Werkstück der Selbstkontakt über eine Materialverschweißung modelliert, was nicht in jedem Fall physikalisch ist, den Ansprüchen der Prozesssimulation aber deutlich genügt. Der Benefit dieser Vorgehensweise ist eine sehr stabile und gleichzeitig effiziente zeitliche Integration, unabhängig davon wie kompliziert die Geometrie oder in welcher Phase des Prozesses der Solver sich gerade befindet. Abbildung 7 zeigt die Gegenüberstellung der Simulationsergebnisse mit den Schliften der entsprechenden Versuche. Es ist offensichtlich, dass die Geometrieabmessungen von Variante A nicht den diskutierten Anforderungen der Reibschweißung entsprechen. So ist sowohl in der Simulation als auch im Versuch der Innenraum des Rohres maßgeblich verformt, was in der unterdimensionierten Wulsttasche begründet liegt. Wie in Abbildung 6 e) ersichtlich ist, ist bereits vor Erreichen des Endanschlages der

Raum der Wulsttasche vollständig ausgefüllt, womit der resultierende hydrostatische Druck den Steg verdrängt und die Verformungen an den Innenraum weiterleitet. Bei Variante B entspricht aufgrund des kürzeren Stauchweges das Volumen der Wulsttasche dem in der Fügezone verdrängten Material, was sich in eine den Anforderungen der Aufgabenstellung gerechte Formung der Bauteile widerspiegelt.

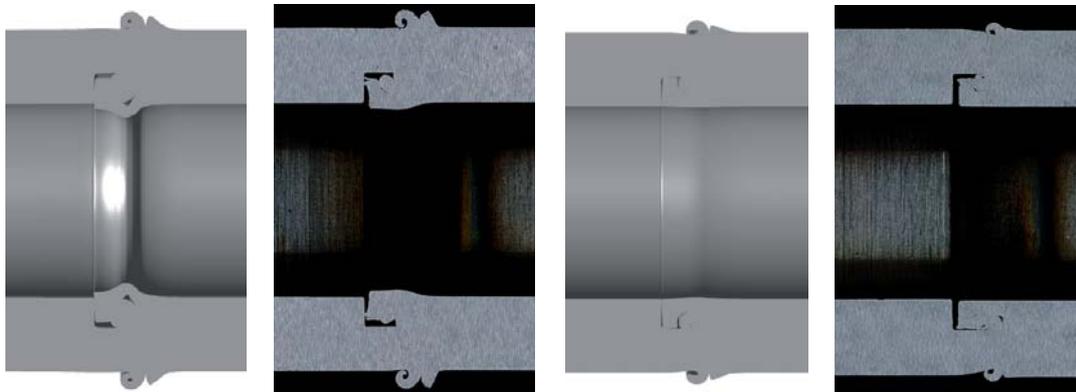


Abbildung 7: Vergleich der Wulstformen von Versuch und Simulation

Abbildung 8 stellt die gemessenen axialen Vorschübe von Versuch und Simulation gegenüber. Zum Teil existieren in diesen Verläufen größere Abweichungen, welche primär in der groben Bedatung des Modelles begründet sind. So ist für eine genauere Abbildung des der Messung entsprechenden Axialvorschub-Zeitverlaufes eine detailliertere Bestimmung des Reibkoeffizienten und der Materialkonstanten unumgänglich. Auch die Approximation der Fließkurve über den Johnson-Cook Ansatz und die als konstant angenommenen Werte der Wärmeleitfähigkeit und Wärmekapazität sind starke Annahmen und geben Spiel für eine Modellverfeinerung. Was das vorliegende Beispiel jedoch veranschaulicht ist, dass solch eine "Punktlandung" der Simulation vielfach nicht erforderlich ist und auch ein in dieser Form "grob bedatetes" Modell für Relativvergleiche und Fallstudien hilfreich sein kann, konstruktive Ausführungen der Reibschweißteile zu bewerten.

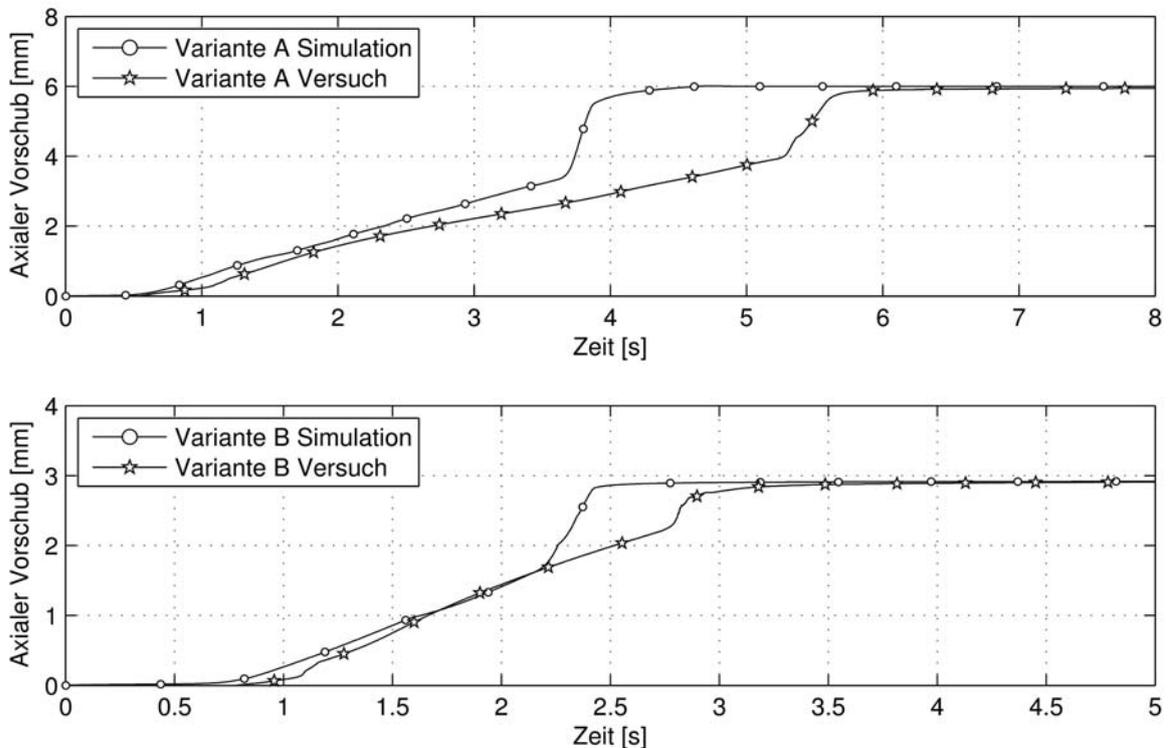


Abbildung 8: Vergleich der Axialvorschubverläufe zwischen Versuch und Simulation

4 Zusammenfassung

Die vorliegende Veröffentlichung zeigt die Lauffähigkeit und die Potenziale eines neuen Ansatzes zur Reibschweißsimulation auf, welcher in dem in-house entwickelten FE-Codes *virtua RFW* innerhalb von Matlab implementiert wurde. Der Hauptfokus liegt dabei auf die geeignete Formulierung des Materialgesetzes in Form eines Carreau Fluides, welches in der Lage ist die Formung der Wulst in der Reib- und Stauchphase des Prozesses zu prädictieren. Die darin verwendeten Materialparameter sind einfach interpretierbar und auch bei Nicht-Vorhandensein von Versuchsdaten grob abschätzbar. Die vorgeschlagene Vorgehensweise zur Modellierung des Prozesses stellt sich als sehr robust und effizient heraus, was sich in Rechenzeiten für die diskutierte, mit einer Wulstta-sche versehene Rohrreibschweißung von nur wenigen Stunden widerspiegelt.

Anhand der beschriebenen Simulationsmethodik können zukünftig die Wulstflussmechanismen von Reibschweißpaarungen besser studiert und erstmalig vollvirtuell prädictiert werden. Neben der Auslegung der Ausgangsteilgeometrie, kann das Modell darüber hinaus auch helfen geeignete Prozessparameter zu bestimmen und diese zu optimieren.

5 Danksagung

Die Autoren bedanken sich beim Land Sachsen-Anhalt für die Unterstützung des Forschungsvorhabens.

6 Literatur

- [1] Agelet de Saracibar, C., Chiumenti, M., Santiago, D., Cervera, M., Dialami, N., Lombera, G.: A Computational Model for the Numerical Simulation of FSW Processes. *AIP Conference Proceedings*, 1252(1):81–88, 2010.
- [2] Carreau, P.J.: Rheological equations from molecular network theories. *Transactions of the Society of Rheology*, 16(1):99–127, 1972.
- [3] Chao, Y., Qi, X.: Heat Transfer in Friction Stir Welding - Experimental and Numerical Studies. *Transactions of the ASME*, 125:138–145, 2003.
- [4] M. Chiumenti, M. Cervera, C.A. Saracibar, and N. Dialami. Numerical modeling of friction stir welding processes. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 1:1–45, 2012.
- [5] Davé, V.R., Cola, M.J., Hussen G.N.A.: Heat Generation in the Inertia Welding of Dissimilar Tubes. *Welding Journal*, pages 246S–252S, 2001.
- [6] DIN EN ISO 15620. Reibschweißen von metallischen Werkstoffen. *Deutsches Institut für Normung*, 2000.
- [7] DVS Merkblatt 2909. Reibschweißen von metallischen Werkstoffen. *Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e.V.*, 2009.
- [8] C.R.G. Ellis. Continuous Drive Friction Welding of Mild Steel. *Welding Research Supplement*, 169:183–197, 1972.
- [9] Fraser, K., St-Georges, L., Laszo, L.I.: Prediction of Defects in a Friction Stir Welded Joint using the Smoothed Particle Hydrodynamics Method. In *7th Asia Pacific IIW International Congress Singapore*, 2013.
- [10] Garofalo, F.: *Fundamentals of creep and creep-rupture*. Macmillan, New York, 1965.
- [11] Giesekus, H.: *Phänomenologische Rheologie - Eine Einführung*. Springer-Verlag, 1994.
- [12] Grant, B., Preuss, M., Withers, P.J., Baxter, G., Rowson, M.: Finite element process modelling of inertia friction welding advanced nickel-based superalloy. *Materials Science and Engineering: A*, 513 - 514(0):366 – 375, 2009.
- [13] Hamilton, R., MacKenzie, D., Li, H.: Multi-physics simulation of friction stir welding process. *Engineering Computations*, 27:967–985, 2010.
- [14] Hilgert, J.: *Knowledge Based Process Development of Bobbin Tool Friction Stir Welding*. PhD thesis, Technischen Universität Hamburg-Harburg, 2012.

- [15] Johnson, G.R., Cook, W.H.: A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures. *Proceedings of the 7th International Symposium on Ballistics*, page 541–547, 1983.
- [16] Liechty, B.C., Webb, B.W.: Modeling the frictional boundary condition in friction stir welding. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, 48:1474–1485, 2008.
- [17] Maalekian, M.: Thermal modeling of friction welding. *ISIJ International*, 48(10):1429–1433, 2008.
- [18] Maekawa, K., Kubo, A., Childs, T.H.C.: A friction model for free-machining steels and its applicability to machinability analysis. *Key Engineering Materials*, 196:79–90, 2001.
- [19] Moal, A., Massoni, E.: Finite element simulation of the inertia welding of two similar parts. *Engineering Computations*, 12:497–512, 1995.
- [20] Persson, P.-O.: *Mesh Generation for Implicit Geometries*. PhD thesis, Massachusetts Institute of Technology, 2005.
- [21] Santiago, D. H., Lombera, G., Urquiza, S., Cassanelli, A., Vedia, L. A.: Numerical Modeling of Welded Joints by the "Friction Stir Welding" Process. *Materials Research*, 7:569–574, 2004.
- [22] Schäfer, G., Dietzel, A., Schober, D., Buchholz, S. *Handbuch Reibschweissen*. VVB Getriebe und Kupplungen, 1976.
- [23] Schmicker, D., Naumenko, K., Strackeljan, J.: A holistic Approach on the Simulation of Rotary-Friction-Welding. In *7th Asia Pacific IIW International Congress Singapore*, 2013.
- [24] Schmicker, D., Naumenko, K., Strackeljan, J.: A robust simulation of Direct Drive Friction Welding with a modified Carreau fluid constitutive model. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 265:186 – 194, 2013.
- [25] Schmidt, H.N.B., Hattel J. H.: A local model for the thermomechanical conditions in friction stir welding. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, 13:77–93, 2005.
- [26] Wang, L., Preuss, M., Withers, P.J., Baxter, G., Wilson, P.: Energy-input-based finite-element process modeling of inertia welding. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 36:513–523, 2005.
- [27] Yu, H. S., Houlsby, G. T., Burd, H. J.: A novel isoparametric finite element displacement formulation for axisymmetric analysis of nearly incompressible materials. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 36(14):2453–2472, 1993.
- [28] Zhang, B., Baker, T.N.: Effect of the heat treatment on the hot deformation behaviour of AA6082 alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 153-154:881–885, 2004.

Pressstumpfschweißsimulation mit realen Schweißparametern und experimentellen Vergleich

Mustafa Kičin¹, Jürgen Wagner², Rudolf Rauch², Stefan Spachinger², Norbert Enzinger¹

¹ *Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik, Kopernikusgasse 24, A-8010 Graz, Technische Universität Graz, Österreich*

E-Mail: mustafa.kicin@tugraz.at

E-Mail: norbert.enzinger@tugraz.at

² *voestalpine Stahl GmbH, voestalpine-Straße 3, A-4020 Linz, Österreich*

E-Mail: juergen.wagner@voestalpine.com

E-Mail: rudolf.rauch@voestalpine.com

E-Mail: stefanjohannes.spachinger@voestalpine.com

ZUSAMMENFASSUNG

Das Ziel des vorliegenden Beitrags ist, das Pressstumpfschweißverfahren mit realen Schweißparametern numerisch abzubilden und das Ergebnis mit praktischen Schweißversuchen zu vergleichen. Zu diesem Zweck wurden experimentelle PS-Schweißversuche durchgeführt, sowie die wichtigsten Schweißparameter aufgezeichnet und Temperaturzyklen mit Thermoelementen gemessen. Bei dieser Arbeit ist der Baustahl S355J2G3 untersucht worden.

Die Pressstumpfschweißsimulation wurde mit der Finiten Elemente Methode durchgeführt. Dazu kam das kommerzielle Softwarepaket SYSWELD zum Einsatz. Es handelt sich dabei um eine Schweiß- und Wärmebehandlungssoftware der ESI Group. Für die Simulation wurde ein 2D-Modell mit Visual-Mesh erstellt und vernetzt. Die thermische Analyse ist elektrokinetisch-thermo-metallurgisch und die mechanische thermometallurgisch und –mechanisch durchgeführt worden. Im Zeitraum der thermischen und mechanischen Doppelbelastung während des Schweißvorganges wurden die standardmäßig schwach gekoppelten Analysen über eine SIL-Routine stark gekoppelt. Die verwendeten Materialdaten des untersuchten Werkstoffs stammen aus der Literatur und SYSWELD Materialdatenbank. Mit einem numerisch erstellten Schweiß-ZTU-Schaubild ist das Umwandlungsverhalten berücksichtigt worden. An Hand eines Makroschliffs ist das Simulationsergebnis mit den praktischen Schweißversuchen verglichen worden.

1 Einleitung

Die numerische Simulation von Schweißprozessen hat in den letzten Jahren ein enormes Wachstum erfahren. Mit den zunehmenden Rechnerleistungen und theoretisch erarbeiteten Wissen ist die Schweißsimulation ein wichtiger Bestandteil in der Forschung, Entwicklung, Fertigung und Produktion geworden. Die industrielle Anwendbarkeit der Schweißsimulation wird in den nächsten Jahren weiter steigen und nicht mehr von der Prozess- und Werkstoffentwicklung wegzudenken sein.

Zur Ermittlung der optimalen Schweißparameter beim Widerstandspressstumpfschweißen (PS) werden im Rahmen des Forschungsprojektes praktische PS-Schweißversuche durchgeführt. Um die erforderlichen mechanisch-technologischen Anforderungen zu erfüllen, ist die Prozessbeherrschung und –wiederholbarkeit von entscheidender Bedeutung.

Begleitend zu den praktischen Schweißversuchen soll im Rahmen des Forschungsvorhabens der Schweißvorgang numerisch abgebildet werden. Neben der Entwicklung eines tieferen

Prozessverständnisses und der Reduzierung des praktischen Versuchsaufwandes, soll die Simulation u.a. für folgende Untersuchungen zur Verfügung stehen:

- Darstellung des Einflusses der Schweißparameter auf die Schweißnahtausbildung
- Berechnung der Temperaturverteilung bei unterschiedlichen Schweißparametern
- Ermittlung der Phasenverteilung und des Härteverlaufs über die Schweißnaht
- Bestimmung der axialen Verkürzung, welche die Längenzugabe für die Endabmessungen definiert
- Ermittlung des erforderlichen Backenabstands bzw. der freien Einspannlänge
- Simulation von Wärmever- und -nachbehandlungen

Die Anwendung der Simulation ist auch mit dem wirtschaftlichen Aspekt verbunden, nämlich der Zeit- und Kosteneinsparung.

2 Pressstumpfschweißprozess

Das Pressstumpfschweißen (PS) zählt zu der Gruppe der Widerstandsschweißverfahren und wird oft auch als Wulstschweißen bezeichnet. Zum Aufheizen der Fügeteile wird beim PS die elektrische Widerstandserwärmung genutzt. Beim Schweißprozess erfolgt das Verbinden der Bauteile über die mechanische Lastaufbringung. Die elektrische Strom- und Kraftübertragung wird auf die Fügeteile über Spannbacken, die meistens aus Kupfer ausgeführt sind, eingeleitet [Fahrenwaldt und Schuler, 2006]. Der Prozess kann vereinfacht in folgende Prozessschritte (vgl. Abbildung 1) unterteilt werden: Einklemmen und zusammendrücken der Fügeteile mit einem bestimmten Druck zur Kontaktherstellung über den gesamten Querschnitt - dadurch wird der Stromkreis geschlossen (a); Aufheizen des Stoßbereichs auf die Schweißtemperatur (bei Stahl: 1100-1300°C [Dilthey, 2006]) durch das Anlegen einer elektrischen Spannung (b); Stauchen der Bauteile über die Schubbewegung der Elektroden (c); Abschalten der elektrischen Spannung und mechanischen Last. Mögliches Vor- und Nachwärmen ist in dieser schematischen Darstellung nicht berücksichtigt.

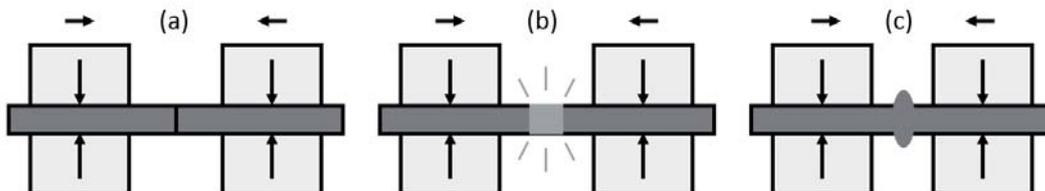


Abbildung 1: Pressstumpfschweißen - Prozessschritte (schematisch)

Der in der Fügezone entstandene Wulst kann nach dem Schweißprozess z.B. durch Hobeln beseitigt werden. Der Schweißvorgang erfolgt im teigigen Zustand, wodurch vorhandene und eventuell neu gebildete Einschlüsse nicht vollständig in den Schweißwulst verdrängt werden können. Für ein optimales Schweißergebnis muss eine gleichmäßige elektrische Stromdichte und somit Erwärmung über den gesamten Kontaktquerschnitt erzielt werden. Dazu müssen die Fügeteile in Querschnittsform und -größe übereinstimmen, sowie die Kontaktflächen planparallel, frei von Oxiden und Verunreinigungen sein [Dilthey, 2006]. Die wesentlichen Merkmale des Pressstumpfschweißens ist ein geringer Wärmeeintrag, hohe Maßhaltigkeit und Schweißfolge. Nachteilig ist die hohe Anforderung an die Kantenvorbereitung. Praktischen Einsatz findet das Verfahren z.B. beim Schweißen von Felgenreifen oder Getriebeteilen in der Automobilindustrie oder Ketten in der Kettenindustrie [DVS Merkblatt 2901-3, 2001].

2.1 Experimentelle Versuchsdurchführung

Die Schweißversuche wurden an der Ideal AS 100 S PS/ABS Schweißanlage bei der voestalpine Stahl GmbH in Linz durchgeführt. Die Maschine ist mit insgesamt 4 Elektroden und 4 Spannbacken ausgerüstet. Das Einklemmen der Proben erfolgt mit doppelt wirkenden Zylinder in vertikaler Richtung. Die mechanische Lastaufbringung erfolgt über einen Stauchantrieb mit Gleichgangzylinder, wobei eine Maschinenseite fest steht. Die Bauteile werden mit Gleichstrom verschweißt. In dieser Arbeit wurden Bleche mit den Abmessungen 150mm x 350mm x 3,25mm verschweißt. Die chemische Zusammensetzung des verwendeten Stahls ist in Tabelle 1 ersichtlich.

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung der verwendeten Legierung S355J2G3

Legierungselement	C	Si	Mn	P	S	Al	V+Nb+Ti	N
Istwert (Gew.-%)	0,14	0,21	1,39	0,011	0,006	0,035	0,02	0,0036

Die durchgeführten Versuche dienen der Ermittlung der Schweißparameter, welche als Eingabewerte für die numerische Simulation nötig sind. Die wichtigsten Schweißparameter sind Schweißstrom, elektrische Backenspannung, Druck; Weg und Zeit.

Abbildung 2a zeigt die eingeklemmten und zusammengedrückten Bleche vom ersten Schweißversuch, der ohne Temperaturmessungen durchgeführt wurde. Der zweite Schweißversuch wurde mit 8 Thermoelementen bestückt (siehe Abbildung 2b). Im Bildvordergrund ist die Highspeed-Kamera sichtbar, mit der der Prozess aufgezeichnet wurde. Die Nahtausbildung bzw. das Wulstaussehen wird an Hand eines Querschliffs zum Vergleich mit den simulierten Verformungszustand verwendet (s. Abschnitt 4).

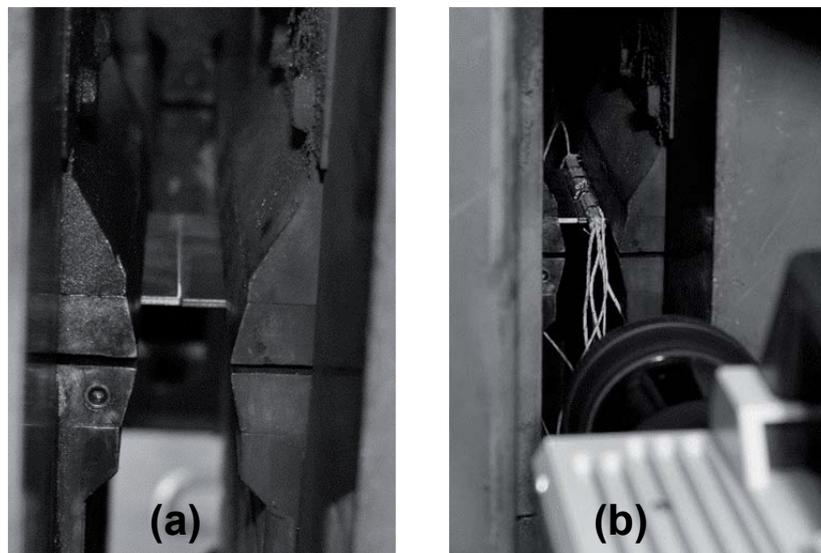


Abbildung 2: PS-Probe: (a) Eingespannt und zusammengedrückt (Versuch 1 ohne Thermoelemente); (b) nach der Schweißung (Versuch 2 mit 8 Thermoelementen und Highspeed-Kamera)

3 Numerische PS-Simulation

3.1 Modelerstellung und Vernetzung

Abbildung 3 zeigt das mit Visual-Mesh erstellte und vernetzte 2D Pressstumpfschweißmodell, dass für die Simulation verwendet wurde. Die Abmessungen für die Elektroden wurden gemäß der Schweißanlage definiert. Es wurden nur die inneren vier Elektroden von der Schweißanlage für die Simulation verwendet, da die äußeren vier Spannbacken nur zum mechanischen Spannen der Bleche dienen. Das Model besitzt insgesamt 16181 lineare 2D Quadrat- und Dreieckselemente. Zur Definition der Randbedingungen wurden 1096 1D Elemente (Collectors) erstellt. Die Knotenanzahl beträgt 16497. Der Stoßbereich der Bleche wurde mit der Elementabmessung 0.5mm x 0.5mm am feinsten vernetzt (Detail A in Abbildung 3). Diese Netzverfeinerung ist erforderlich, um die großen Temperaturgradienten und Verformungen möglichst genau abzubilden.

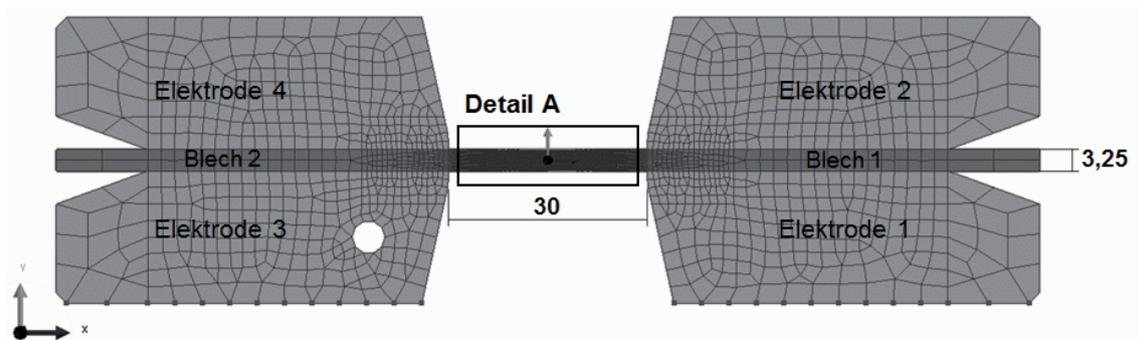


Abbildung 3: Erstelltes und Vernetztes 2D Pressstumpfschweißmodell

Über Randbedingungen wurde der Wärmeübergang durch Konvektion und Strahlung berücksichtigt. Der konvektive Wärmeübergang zur Luft wurde mit der Wärmeübergangszahl α_k gemäß [Radaj, 2002] mit $12 \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$ definiert. Die Wärmeübergangszahl für Strahlung α_s wird über folgenden Zusammenhang (1) ermittelt:

$$\alpha_s = \sigma \cdot \varepsilon \cdot (T + T_0) \cdot (T^2 + T_0^2) \quad (1)$$

σ ist die Stefan-Boltzmann-Konstante und beträgt $5,67 \cdot 10^{-8} \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K}^4)$. Der Emissionsgrad ε wird entsprechend [Radaj, 2002] mit 0,8 für oxidierende Stahloberflächen berücksichtigt. T ist die Körper- und T_0 Umgebungstemperatur.

Die Summe der beiden Wärmeübergangszahlen liefert die gesamte Wärmeübergangszahl.

$$\alpha_{ges} = \alpha_k + \alpha_s \quad (2)$$

Elektrode 3 wird über die Bohrung (vgl. Abbildung 3) mit Wasser gekühlt. Diese Randbedingung wurde mit einer Wärmeübergangszahl von $3500 \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$ beschrieben. Elektrode 1 und 3 bilden den geschlossenen Stromkreis. Diese Randbedingung wurde über die Knoten an der Unterseite der Elektroden definiert (siehe markierte Knoten in Abbildung 3). Im Kontaktbereich der Bleche wurde der temperaturabhängige elektrische und thermische Kontaktwiderstand wie in [ESI Group, 2012b] definiert. Die Kontaktwiderstände (elektrisch und thermisch) zwischen den Elektroden und Blechen wurden durch die Fusionierung der Knoten vernachlässigt. Für die thermische Kontaktmodellierung wurde das CNTG Makroelement verwendet. Bei der mechanischen Kontaktmodellierung wurde das SL2D Makroelement verwendet. Dieses setzt

sich aus zwei 1D Elementgruppen zusammen und muss in beiden Richtungen definiert werden. Wie bei der Schweißanlage ist im Modell die linke Seite starr und die rechte Seite beweglich. Die mechanische Belastung in Form von Stauchdruck, -kraft oder -weg als Funktion der Zeit wird über 1D Elemente auf die rechte Seite des Blechs aufgebracht.

In diesem Beitrag wurden die thermophysikalischen (Wärmeleitfähigkeit, spez. Wärmekapazität, Dichte), thermomechanischen (E-Modul, Querkontraktionszahl, thermischer Ausdehnungskoeffizient, Fließgrenze, Verfestigung) und elektrischen (elektrische Leitfähigkeit) Materialkennwerte vom S355J2G3 und Kupfer aus der Literatur [Peil und Wichers, 2012] und der SYSWELD Datenbank [ESI Group, 2012a] verwendet.

3.2 Thermische Analyse

Die Temperatur kann in jedem Punkt der Geometrie und zu jedem Zeitpunkt mit der differentialen Wärmeleitungsgleichung, basierend auf dem Fourier'schen Gesetz, berechnet werden. Die Wärmeleitungsgleichung (3) hat in ihrer allgemeinen Form folgende Gestalt [Pfeifer, 2007]:

$$\rho \cdot c_p \cdot \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda \cdot \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda \cdot \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\lambda \cdot \frac{\partial T}{\partial z} \right) + \dot{q}_g''' \quad (3)$$

Die Gleichung enthält die thermophysikalischen Materialkennwerte, nämlich die Dichte ρ , spez. Wärmekapazität c_p und die Wärmeleitfähigkeit λ , wobei \dot{q}_g''' für die Leistungsdichte (z.B. in einem Stromdurchflossenen Körper) steht.

In diesem Fall wird während der thermischen Analyse die elektrokinetisch-thermo-metallurgisch gekoppelte Berechnung angewendet. Bei dieser Analyse wird die thermometallurgische (4) und elektrokinetische (5) Gleichung [ESI Group, 2012c] gleichzeitig gelöst.

$$\sum_{Phasen} \dot{p}_i \cdot \rho_i(T) \cdot \frac{\partial H_i(T)}{\partial t} - \text{div} \left(\sum_{Phasen} \rho_i \cdot \lambda_i(T) \cdot \text{grad} T \right) - \text{grad} V \cdot (\sigma(T) \cdot \text{grad} V) + \sum_{Phasen} \dot{p}_i \cdot \rho_i(T) \cdot H_i - Q = 0 \quad (4)$$

$$\text{div}(\sigma(T) \cdot \text{grad} V) = 0 \quad (5)$$

\dot{p}_i - Anteil der Phase i; ρ_i - Dichte der Phase i; H_i - Enthalpie der Phase i; t - Zeit; λ_i - Wärmeleitfähigkeitstensor der Phase i; T - Temperatur; V - elektrisches Potential; σ - elektrischer Leitfähigkeitstensor; Q - Volumetrische Wärmequelle.

An Hand der numerisch stark gekoppelten Lösung der Gleichungen (4) und (5) wird der reale Wärmeeintrag beschrieben, wodurch die Temperaturfeldentwicklung rein physikalisch beschrieben wird. Das Finite Elemente Model ist so aufgebaut, dass jeder Knoten zwei Freiheitsgrade besitzt, nämlich die Temperatur T und das elektrische Potential V .

Das Umwandlungsverhalten von Stahl bei unterschiedlichen Abkühlgeschwindigkeiten wird mit dem Schweiß-Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild (SZTU-Schaubild) beschrieben. In dieser Arbeit wurde das SZTU-Schaubild von [Seyffarth, 1982] verwendet. Mit verschiedenen mathematischen Modellen wird das Umwandlungsverhalten aus dem SZTU-Schaubild numerisch beschrieben. Mit dem Leblond Model [Leblond und Devaux, 1984] wird die Phasenumwandlung Austenit \rightarrow Ferrit, Bainit bei kontinuierlicher Abkühlung modelliert. Die diffusionslose Martensitumwandlung (Austenit \rightarrow Martensit) wird mit der Koistinen-Marburger Gleichung [Koistinen und Marburger, 1959] mathematisch beschrieben. Als Belastung kann bei der thermischen Berechnung die elektrische Spannung oder der Strom (Gleich- oder Wechselstrom) definiert werden. In dieser Arbeit wurde die elektrische Backenspannung, die während des Schweißversuchs (s. Abschnitt 2.1) gemessen wurde, ausgewertet und als Input

definiert. Aus Abbildung 4 ist der für die thermische Berechnung verwendete Spannungsverlauf ersichtlich.

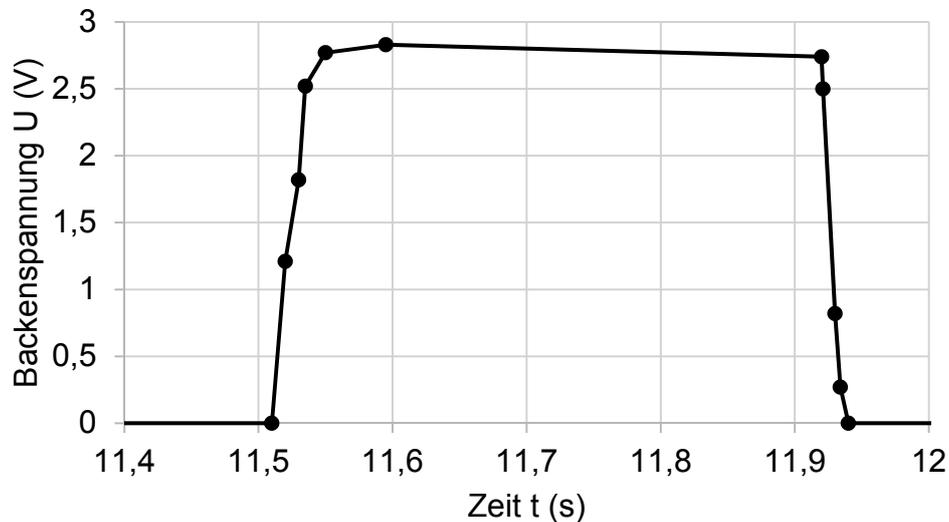


Abbildung 4: Verwendete Backenspannung als Input für die thermische Berechnung

3.3 Mechanische Analyse

Bei der mechanischen Analyse wurde die Plastizität mit dem Modellansatz der isotropen Verfestigung – Materialverhalten ist von der vorhergehenden Belastungsrichtung unabhängig - modelliert. Mit der Methode der inkrementellen Dehnungsänderung wurde das thermo-elastisch-plastische Werkstoffverhalten mathematisch beschrieben. Die Summe der einzelnen Dehnungen bildet die Gesamtdéhnung (6) [Leblond et al, 1986a, 1986b, 1989].

$$\epsilon_{ij} = \epsilon_{ij}^e + \epsilon_{ij}^{th} + \epsilon_{ij}^{tr} + \epsilon_{ij}^{cp} + \epsilon_{ij}^{tp} \quad (6)$$

Mit dem Hook'schen Gesetz wird die elastische Déhnung ϵ_{ij}^e beschrieben. Die thermische ϵ_{ij}^{th} und umwandlungsbedingte Déhnung ϵ_{ij}^{tr} wird zur thermo-metallurgischen Déhnung ϵ_{ij}^{thm} (7) zusammengefasst. Diese entspricht der Summe der momentanen thermischen Déhnung ϵ_{ij-i}^{th} pro Phasenanteile p_i .

$$\epsilon_{ij}^{thm}(p, T) = \sum_{Phasen} p_i \cdot \epsilon_{ij-i}^{th}(T) \quad (7)$$

In Gleichung (6) wurde die plastische Déhnung auf die klassisch plastische und umwandlungsplastische Déhnung aufgeteilt. Die klassische plastische Déhnung ϵ_{ij}^{cp} wird über folgenden Beziehung (8) ermittelt:

$$\epsilon_{ij}^{cp} = \frac{3}{2} \cdot \frac{\epsilon_v^p}{\sigma_v} \cdot S_{ij} \quad (8)$$

Für die Vergleichsspannung σ_v geht man von der Fließbedingung nach von Mises (9) aus:

$$\sigma_v = \sqrt{\frac{3}{2} \cdot S_{ij} \cdot S_{ij}} \quad (9)$$

Für die Berechnung der plastischen Vergleichsdehnung ε_v^p wird Gleichung (10) angewendet:

$$\varepsilon_v^p = \sqrt{\frac{2}{3} \cdot \varepsilon_{ij}^p \cdot \varepsilon_{ij}^p} \quad (10)$$

Die Dehnrates $\dot{\varepsilon}_{ij}^{tp}$ (11) der umwandlungsplastischen Dehnung ε_{ij}^{tp} wird folgendermaßen ermittelt:

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{tp} = -\frac{3}{2} \cdot k \cdot \ln \lambda \cdot S_{ij} \cdot h\left(\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_y}\right) \cdot \dot{\lambda} \quad (11)$$

k - TRIP-Konstante; λ - Ferritanteil; S_{ij} - Spannungsdeviator; $h(\sigma_{eq}/\sigma_y)$ - Korrekturterm.
Das Phänomen der Umwandlungsplastizität wird mit der TRIP-Konstante k nach dem Ansatz (12) von [Leblond et al, 1989] berücksichtigt.

$$k = \frac{2 \cdot \Delta \varepsilon_{\gamma \rightarrow \alpha}^{th}}{\sigma_y^y} \quad (12)$$

Wobei $\Delta \varepsilon_{\gamma \rightarrow \alpha}^{th}$ der Dehnungsanteil zwischen der γ und α Phase und σ_y^y die Streckgrenze vom Austenit sind.

Bei der mechanischen Analyse kann der Stauchdruck, -weg, die Stauchkraft oder -geschwindigkeit als Eingabeparameter definiert werden. In dieser Arbeit wurde der beim praktischen Schweißversuch gemessene Stauchdruck am Hydraulikzylinder (Abbildung 5) ausgewertet und als Input für die numerische Simulation verwendet.

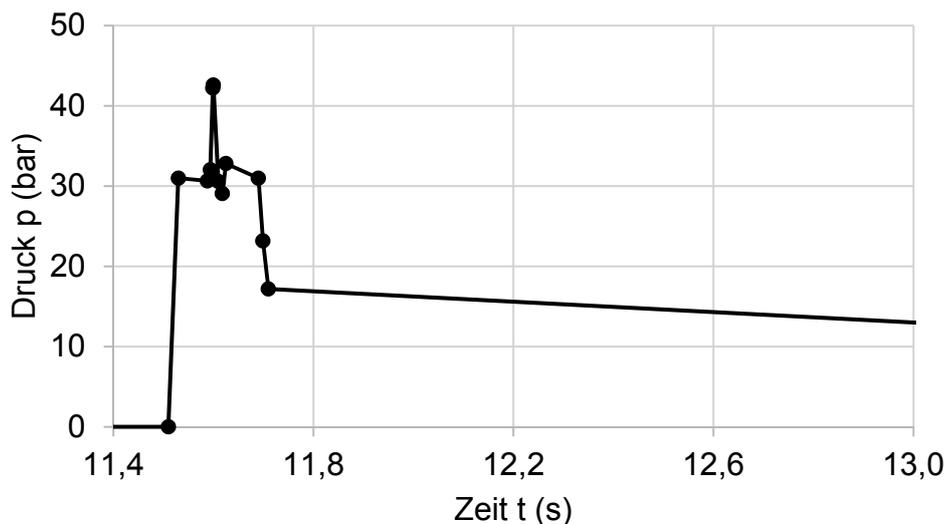


Abbildung 5: Gemessener Zylinderdruck für die mechanische Berechnung

3.4 Kopplung der Analysen

Bei der Standardanwendung von SYSWELD wird die thermische und mechanische Analyse schwach gekoppelt durchgeführt. Um die Wechselwirkungen mehrerer physikalische Phänomene während der gleichzeitig wirkenden thermischen und mechanischen Belastung bei der PS-Simulation zu berücksichtigen, wurde eine SIL-Routine (Sysweld Interface Language) zur starken Kopplung der thermischen und mechanischen Analyse programmiert. Dabei wird nach jedem thermischen Rechenschritt ein mechanischer durchgeführt, sowie die Vernetzung aktualisiert. Dadurch wird u.a. die thermische Dehnung und die Volumenänderung durch die Phasenumwandlung bei der mechanischen Berechnung oder der Verformungszustand bei der thermischen Berechnung berücksichtigt. In [Kičín, 2013] wurde der Einfluss der schwachen und starken Kopplung auf das Ergebnis untersucht. Dabei wurde gezeigt, dass die starke Kopplung für die Pressstumpfschweißsimulation notwendig ist, um die Aussagefähigkeit der Simulation deutlich zu erhöhen.

4 Ergebnisse und deren Vergleich

Mit der oben beschriebenen thermischen und mechanischen Analyse, sowie deren starker Kopplung während der gleichzeitig wirkenden thermischen und mechanischen Belastung konnte das Pressstumpfschweißverfahren mit der FE-Methode erfolgreich simuliert werden. Abbildung 6 vergleicht das Ergebnis der Simulation und eines praktischen Schweißversuchs in Form der Wulstbildung im Querschnitt. Dabei ist auf der linken Seite der Querschliff der PS-geschweißten Bleche und auf der rechten Seite der berechnete Verformungszustand mit der resultierenden Verschiebung („Displacements_NOD_Magnitude“) bei der Prozesszeit von 12,01s, d.h. am Ende der starken Kopplung, dargestellt. Vom erstellten 2D-Modell wurde hierbei nur Blech 1 aus dem Detailbereich A (vgl. Abbildung 3) dargestellt. Für die numerische Berechnung wurde jedoch das komplette 2D-Modell verwendet, weil die Symmetrieausnutzung aus mehreren Gründen nicht möglich war. Die horizontale Symmetrie konnte nicht ausgenutzt werden, weil nur die unteren Elektroden (1 und 3, vgl. Abbildung 3) den geschlossenen Stromkreis bilden. Für die thermische und mechanische Kontaktmodellierung waren die Stoßflächen beider Fügeteile erforderlich, wodurch die vertikalen Symmetriebedingungen nicht genutzt werden konnten. Weiters ist wegen der Kühlbohrung an Elektrode 3 die Symmetrie nicht gegeben.

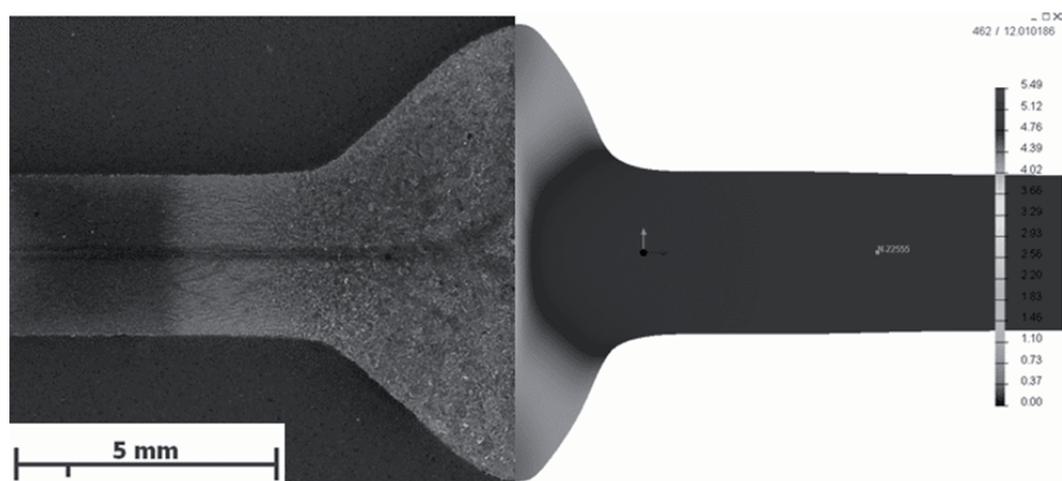


Abbildung 6: PS-Verbindung – Querschliff (links) und berechnete Wulstausbildung (rechts)

Die simulierte und tatsächliche Verformung zeigen eine sehr gute Übereinstimmung bei der Wulsthöhe. Bei der Wulstbreite ist ein, mit dem freien Auge, sichtbarer Unterschied vorhanden. Die Simulation weist eine schmalere Aufstauchung auf. Außerdem wurde bei den Temperaturzyklen eine langsamere Abkühlung ab ca. 300°C bei der Simulation festgestellt. Die Aufheizkurven konnten nicht verglichen werden, weil das Messsystem durch die gleichzeitig wirkende elektrische Spannung von der Schweißmaschine beeinflusst wurde und somit verfälschte Messwerte lieferte. Die möglichen Ursachen für die Ergebnisunterschiede und Abhilfemaßnahmen werden in der Zusammenfassung und im Ausblick diskutiert.

5 Zusammenfassung

Im Rahmen dieser Arbeit wurden experimentelle Pressstumpfschweißungen durchgeführt und die Schweißparameter aufgezeichnet. Diese wurden anschließend ausgewertet und für die numerische Simulation als Eingabeparameter verwendet. Der Pressstumpfschweißprozess wurde erfolgreich numerisch mit der FE Methode simuliert. Für die Simulation wurde SYSWELD verwendet. Die standardmäßig schwach gekoppelte thermische und mechanische Analyse wurde im Zeitraum der thermischen und mechanischen Doppelbelastung während des Schweißvorganges über eine SIL-Routine stark gekoppelt. Das vorliegende Beispiel hat gezeigt, dass die simulierten Ergebnisse mit dem Experiment noch nicht vollständig zufriedenstellend übereinstimmen. Die Ergebnisunterschiede können auf die Schweißversuche und verwendeten Materialdaten zurückgeführt werden.

Die durchgeführten Schweißversuche dienen zunächst der Charakterisierung der einzelnen Prozessparameter. Dabei wurde auch festgestellt, dass die Schweißnahtqualität stark von der Probenvorbereitung abhängt. Die Stoßflächenqualität war nicht immer optimal und die Probenbreite der verwendeten Bleche variabel. Außerdem führte der Effekt der Backendurchbiegung (Blech ist schmaler als Elektrode) zur ungleichen Spannungsverteilung in der Probe, die ihrerseits zu sogenannten Hotspots und damit zur schlechten Schweißnahtausbildung führten.

Für die rein physikalische PS-Simulation spielt also die Qualität der zum Vergleich durchgeführten PS-Schweißversuche eine entscheidende Rolle. Die zu schweißenden Bauteile müssen, wie bereits erwähnt, planparallel, sauber und oxidfrei sein, sowie in Querschnittsform und -größe übereinstimmen.

Die bei der Simulation verwendeten temperatur- und phasenabhängigen Materialkennwerte wurden aus der SYSWELD Materialdatenbank und Literatur entnommen. Für eine hohe Ergebnisgenauigkeit sind allerdings experimentell ermittelte Materialkennwerte von der untersuchten Legierung erforderlich.

6 Ausblick

In weiterer Folge werden Schweißversuche an ebenen und sauberen Proben, mit gleicher Breite durchgeführt. Dabei werden auch Maßnahmen getroffen, um die Hotspotentstehung zu vermeiden. Während dieser PS-Versuche werden wieder die Schweißparameter und Temperaturzyklen gemessen.

Um die tatsächlichen temperaturabhängigen mechanischen Werkstoffdaten der verwendeten Stahlcharge zu ermitteln, werden Warmzugversuche auf den Gleeble 3800 Anlage durchgeführt und die Spannungs-Dehnungskurven pro Phase genauer beschrieben. Der so gewonnene Satz von Materialdaten wird dann für die Simulation verwendet.

Weiters werden Schweiß-ZTU-Schaubilder mit Berücksichtigung der Stauchbelastung erstellt um den Einfluss des Druckes auf die Phasenumwandlung zu berücksichtigen.

7 Danksagung

Das K-Projekt Network of Excellence for Joining Technologies JOIN4+ wird im Rahmen von COMET – Competence Centers for Excellent Technologies durch BMVIT, BMWFJ, FFG, Land Oberösterreich, Land Steiermark, SFG und ZIT gefördert. Das Programm COMET wird durch die FFG abgewickelt.

8 Literatur

- Dilthey, U. (2006): *Schweißtechnische Fertigungstechnik 1*, Springer Verlag, 3. Auflage, Berlin.
- DVS Merkblatt 2901-3 (2001): *Abtrennstumpf- und Pressstumpfschweißen - Anwendungsbeispiele*.
- ESI Group (2012a), Material Database Manager V3.400, Paris, France.
- ESI Group (2012b), Spot welding Input-File: Example 3 Sheet, Paris, France.
- ESI Group (2012c), SYSWELD Reference Manual, Paris, France.
- Fahrenwaldt, H.J. und Schuler, V. (2006): *Praxiswissen Schweißtechnik*, Vieweg Verlag, 2. Auflage, Wiesbaden.
- Kičin, M. et al (2013): "Vergleich der schwach und stark gekoppelten Berechnung bei der Pressstumpfschweißsimulation", *Schweiss- und Prüftechnik*, Sonderausgabe, S. 48-52.
- Koistinen, D.P. und Marburger, R.E. (1959): "A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon steels", *Acta Metallurgica*, Vol. 7, S. 59-60.
- Leblond, J.B., Devaux, J. (1984): "A new kinetic model for anisothermal metallurgical transformations in steels including effect of austenite grain size", *Acta Metallurgica*, Vol. 32, Nr. 1, S. 137-146.
- Leblond, J.B. et al (1986a): "A theoretical and numerical approach to the plastic behaviour of steels during phase transformations, I. derivation of general relations", *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 34, Nr. 4, S. 395-409.
- Leblond, J.B. et al (1986b): "A theoretical and numerical approach to the plastic behaviour of steels during phase transformations, II. study of classical plasticity for ideal-plastic phases", *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 34, Nr. 4, S. 411-432.
- Leblond, J.B. et al (1989): "Mathematical modeling of transformation plasticity in steels, I: case of ideal-plastic phases, II: coupling with strain-hardening phenomena", *International Journal of Plasticity*, Vol. 5, S. 551-591.
- Peil, U., Wichers, M. (2004): *Schweißen unter Betriebsbeanspruchung – Werkstoffkennwerte für einen S355J2G3 unter Temperaturen bis 1200°C*, Stahlbau 73, Heft 6.
- Pfeifer, H. (2007): *Taschenbuch: Industrielle Wärmetechnik*, Vulkan Verlag, 4. Auflage, Essen.
- Radaj, D. (2002): *Eigenspannungen und Verzug beim Schweißen*, DVS Verlag, Düsseldorf.
- Seyffarth, P. (1982): *Schweiß-ZTU-Schaubilder*, DVS Verlag, Berlin.

Unterschiedliche Strategien zur Strömungssimulation des Laserstrahl-tiefschweißens

Marius Gatzen¹, Jörg Volpp¹

¹ BIAS – Bremer Institut für angewandte Strahltechnik GmbH, Klagenfurter Straße 2, D-28359 Bremen, Deutschland
E-Mail: gatzen@bias.de

ZUSAMMENFASSUNG

Die numerische Simulation des Schweißprozesses hat in den vergangenen zwanzig Jahren aufgrund der immer leistungsfähigeren Rechnersysteme an Bedeutung hinzu gewonnen. Aufgrund der Komplexität dieser Schweißprozesse müssen eine Vielzahl sehr unterschiedlicher physikalischer Phänomene berücksichtigt werden, die teilweise eine hohe räumliche und zeitliche Auflösung erfordern und damit auch heute noch zu langen Berechnungszeiten führen. Insbesondere bei der Strömungssimulation des Laserstrahl-tiefschweißens muss ein breites Spektrum an unterschiedlich schnellen Einzelprozessen, wie etwa die sehr schnelle Keyholedynamik und die vergleichsweise langsame Schmelzbaddynamik, im Modell berücksichtigt werden.

In diesem Beitrag werden zwei unterschiedliche Ansätze zur transienten Strömungssimulation eines Tiefschweißprozesses vorgestellt und diskutiert. Der erste Modellansatz beschreibt detailliert die Absorption der Laserstrahlung auf der Bauteiloberfläche, die bei hoher Intensität zur Verdampfung und zur Ausbildung des typischen Keyholes führt. Das Modell wird mit Hilfe einer Finite-Elemente-Methode sowie einem adaptiven Verfahren zur räumlichen Diskretisierung berechnet und zeichnet sich durch eine sehr hohe zeitliche Auflösung aus. Es eignet sich vor allem zur detaillierten Analyse der Keyholedynamik. Der zweite Modellansatz basiert auf wesentlichen geometrischen und physikalischen Vereinfachungen, insbesondere hinsichtlich des Wärmeeintrags durch den Laser. Das Modell wird mit Hilfe einer kommerziellen CFD Software basierend auf der Finite-Volumen-Methode gelöst und kann aufgrund der Vereinfachungen deutlich größere Zeitschritte verwenden. Das Modell eignet sich daher zur Simulation der Schmelzbaddynamik sowie der Verteilung von Legierungselementen in der resultierenden Schweißnaht.

1 Einleitung

Trifft hochintensive Laserstrahlung auf eine Werkstückoberfläche, kommt es lokal zur Verdampfung und es bildet sich, in Abhängigkeit vom Werkstoff und der eingestrahelten Leistung eine Dampfkapillare aus, die als Keyhole bezeichnet wird. Bei diesem sog. Tiefschweißprozess kann das Keyhole das Werkstück teilweise oder vollständig durchdringen. Im letzteren Fall spricht man vom Durchschweißen. Beide Modi sind typischerweise hochdynamisch, da die Bewegung und Stabilität des Keyholes durch einen hochsensiblen Verdampfungsprozess bestimmt wird [Matsunawa et. al., 1998]. Das Verständnis dieses Tiefschweißprozesses war und ist Teil zahlreicher Forschungsvorhaben, vornehmlich mit dem Ziel, die durch die hohe Dynamik hervorgerufenen Instabilitäten und Schweißfehler zu reduzieren [Geiger et. al., 2009].

Zur Simulation des Tiefschweißprozesses müssen eine Vielzahl sehr unterschiedlicher Phänomene, die insbesondere auch auf sehr unterschiedlichen Zeitskalen stattfinden, berücksichtigt werden. Darunter fallen die Verdampfung an der Keyholeoberfläche sowie konvektive Strö-

mungen im Schmelzbad. Eine Berechnung unter Berücksichtigung aller am Tiefschweißprozess beteiligter Phänomene würde eine enorme Rechenleistung voraussetzen, deren Aufwand in vielen Fällen nicht im Verhältnis zum angestrebten Informationsgewinn stünde. Daher ist es üblich Vereinfachungen zu verwenden und das Modell gezielt auf die Fragestellung anzupassen. Ein wichtiges Kriterium bei transienten Simulationen ist die Größenordnung der verwendeten zeitlichen Diskretisierung. Als Kriterium wird häufig die Courant-Friedrich-Lewy (CFL) Zahl verwendet, mit der das Verhältnis aus Gittergröße und Strömungsgeschwindigkeit bestimmt und das Stabilitätskriterium festgelegt werden kann.

Entsprechend ergeben sich bei hohen Geschwindigkeiten und kleinen Gittergrößen sehr kleine Zeitschritte. Dies ist typischerweise der Fall, wenn die Keyholedynamik zeitaufgelöst betrachtet werden soll, da die Ausdehnung der Kapillare im Verhältnis zur gesamten Schmelzbadgröße sehr klein ist und daher eine sehr feine Vernetzung erfordert. Gleichzeitig herrschen im und um das Keyhole sehr hohe Geschwindigkeiten aufgrund des Verdampfungsprozesses. Bei Vernachlässigung der Keyholedynamik und Vorgabe einer festen Keyholegeometrie, können diese hohen Geschwindigkeiten vermieden und insgesamt deutlich größere Zeitschritte verwendet werden. Die Vernachlässigung der Keyholedynamik ist jedoch nicht ganz unproblematisch, da die keyhole-nahen Strömungen auch Auswirkungen auf den Strömungszustand im gesamten Schmelzbad haben [Beck, 1998]. Dennoch wird in einigen Modellansätzen eine feste Keyholegeometrie verwendet [Bachmann et. al, 2012]. Der Beitrag des Keyholes zur Schmelzbaddynamik muss dann durch adäquate Randbedingungen berücksichtigt werden.

In diesem Beitrag sollen zwei mögliche Modellansätze vorgestellt und diskutiert werden, die auf die Beantwortung unterschiedlicher Fragestellungen des Laserstrahl-tiefschweißprozesses abzielen und sich in der Modellstrategie, der betrachteten Zeiteinheit und den verwendeten Werkstoffen unterscheiden.

Der Vergleich der beiden Modelle soll eine Übersicht über die Anwendbarkeit beider Ansätze unter Berücksichtigung der dafür notwendigen Zeitdiskretisierung und sowie über deren Aussagekraft hinsichtlich der verwendeten Vereinfachungen bieten.

2 FEM Modell der Keyhole-Entstehung

Zur Simulation der Keyhole-Entstehung beim Tiefschweißen von Edelstahl wird ein numerisches Modell entwickelt, mit dem die Absorption hochintensiver Laserstrahlung und die Verdampfung der Oberfläche berechnet werden kann. Für die Lösung wird auf die Finite-Elemente Toolbox ALBERTA 1.2, entwickelt von Schmidt et. al. [Schmidt und Siebert, 2005], zurückgegriffen. Sie basiert auf der Verwendung von Tetraeder Elementen deren Größe adaptiv angepasst wird. Um den Rechenbereich möglichst klein zu halten werden Regionen, die sich außerhalb des Schmelzbades befinden und eine Temperatur von weniger als 5 K über der Raumtemperatur aufweisen, von der Rechnung ausgenommen. In Abb. 1 (b) ist eine Skizze des typischen Rechenraums zu Beginn der Simulation gezeigt. In Tiefenrichtung (z-Achse) ist die Größe des Rechenraums vorgegeben und beinhaltet ein 6 mm dickes Blech und eine 0,5 mm dicke Schutzgasschicht auf der oberen Oberfläche des Bleches.

Zur Berechnung der Keyhole-Entstehung wird eine dreiphasige Simulation, bestehend aus gasförmiger, flüssiger und fester Phase angenommen (siehe Abb. 1 (a)). Die feste und flüssige Phase repräsentieren dabei den Edelstahl, dessen Umwandlung von fest zu flüssig eine Übergangszone, die sogenannte „Mushy“-Zone beinhaltet. Modelliert wird die Übergangszone mit dem „volume-averaging single-phase“-Modell [Beckermann und Viskanta, 1988] unter Verwendung einer „liquid mass fraction“ f_l sowie „liquid volume fraction“ g_l . Analog wird eine „solid volume fraction“ g_s (mit $g_l + g_s = 1$) und eine „solid mass fraction“ f_s (mit $f_l + f_s = 1$) eingeführt. Die Werkstoffeigenschaften werden über eine lineare Mischungsregel proportional zu g_l und f_l bestimmt. In Tabelle 1 sind die verwendeten Werkstoffeigenschaften für die flüssige (l) und feste (s) Phase aufgelistet.

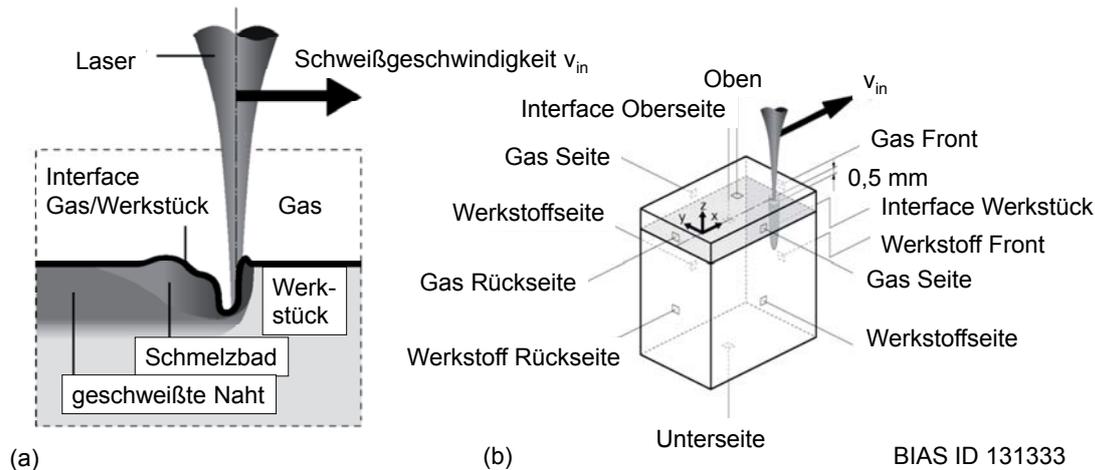


Abbildung 1: (a) Elemente des Modells; (b) Ränder des Berechnungsraums

Durch die Verwendung der volume fraction und mass fraction wird der feste und flüssige Aggregatzustand als einphasige Mischung behandelt. Die Strömung wird als Newtonsch, inkompressibel und laminar angenommen. Zur Simulation der Erstarrung wird der Übergangsbereich als poröses Medium modelliert [Brent et. al., 1988]. Die Erhaltungsgleichungen lauten daher

$$\frac{\partial h}{\partial t} + v_{in} h + c_{pl} (\bar{v} - v_{in}) T - \frac{k}{\rho} \nabla^2 T = 0 \quad (1)$$

für die Energieerhaltung. h , T , c_{pl} , k , \bar{v} , v_{in} und ρ beschreiben die Enthalpie, das Temperaturfeld, die Wärmekapazität, die Wärmeleitfähigkeit, das Geschwindigkeitsfeld, die Schweißgeschwindigkeit und die Dichte. Die Impulsgleichung lautet:

$$\frac{\partial \bar{v}}{\partial t} = -v_{i,j} \left[v_j + \frac{\rho_s}{\rho_l} \frac{(1-g_l)}{g_l} (v_j - v_j^s) \right] - \frac{g_l}{\rho} \nabla P + \frac{1}{\rho} \nabla \cdot \tau_{ij,j} - \frac{g_l \mu_l}{\rho_l K} (\bar{v} - v_{in}) - g_l \frac{\rho_s}{\rho} \beta_T (T - T_s) g_i + \frac{\rho_s}{\rho_l} \frac{\partial}{\partial t} ((1-g_l) v_{in}) \quad (2)$$

wobei

$$\tau_{ij} = \rho \frac{\mu_l}{\rho_l} \left[v_{i,j} + v_{j,i} - \frac{2}{3} v_{k,k} \delta_{ij} \right], \quad K = K_0 \frac{g_l^3}{(1+g_l)^2} \quad (3)$$

entspricht. T_s , P , μ_l und g_i beschreiben die Solidustemperatur, den Druck, die dynamische Viskosität und die Erdbeschleunigung. Die ersten drei Terme auf der rechten Seite in Gleichung (2) beschreiben den konvektiven Term, Druckterm und viskosen Spannungsterm. Der vierte beschreibt die Eigenschaften der porösen Übergangszone und wird mit Hilfe eines Darcy Dämpfungsterm modelliert. Die dafür benötigte Permeabilität K variiert dabei zwischen Solidus- und Liquidustemperatur in Abhängigkeit von der liquid volume fraction und ist proportional zu einer Permeabilitätskonstante K_0 . Die letzten beiden Terme beschreiben die natürliche Konvektion aufgrund der Dichteschwankung der flüssigen Schmelze (Boussinesq Approximation) sowie die Änderung der Strömungsgeschwindigkeit aufgrund des Dichteunterschieds zwischen fester und flüssiger Phase.

Tabelle 1: Werkstoff-, Prozess- und Modelleigenschaften für die Keyholesimulation

Eigenschaft	Symbol	Einheit	Wert	Quelle
Dichte fest/flüssig	ρ_s / ρ_l	kg/mm ³	7.2e ⁻⁶ / 6.9e ⁻⁶	[Hu, 2008]
Wärmeleitfähigkeit fest/flüssig	k_s / k_l	W/(mm K)	0.022 / 0.022	[Hu, 2008]
Spez. Wärmekap. fest/flüssig	c_{ps} / c_{pl}	J/(kg K)	700 / 780	[Hu, 2008]
Verdampfungstemperatur	T_b	K	3375	[Zhou, 2006]
Latente Schmelzwärme	L_m	J/kg	2.47e ⁵	[Zhou, 2008]
Latente Verdampfungswärme	L_v	J/kg	6.1e ⁶	[Hu, 2008]
Therm. Expansionskoeffizient	β_T	1/K	4.95e ⁻⁵	[Zhou, 2008]
Dynamische Viskosität	μ_l	kg/(mm s)	6.0e ⁻⁶	[Zhou, 2008]
Permeabilitätskoeffizient	K_0	mm ²	5.0e ⁻⁵	[Han, 2004]
Emissivität	ε	-	0.8	-
Lasereffizienz	η_{Laser}	-	1	-
Laserstrahlleistung	P_{Laser}	W	700	-
Schweißgeschwindigkeit	v_{in}	m/min	2	-

Zur Simulation der freien Oberfläche zwischen Werkstoff und Gasphase wird die sog. Level Set Methode (LSM) verwendet (siehe beispielsweise [Ki et. al, 2001]). Die freie Oberfläche wird als frei beweglicher Rand definiert, auf dem Randbedingungen festgelegt werden können.

Während der Bestrahlung mit hochintensiver Laserstrahlung kommt es bei ausreichender Leistungsdichte zur Verdampfung der Oberfläche, was zu einem auf die Oberfläche einwirkenden Druck („recoil pressure“) führt, der die Oberfläche deformiert und schließlich das Keyhole im Werkstück bildet. Der Druckterm kann aus analytischen Modellen in Abhängigkeit von der auf der Oberfläche herrschenden Temperatur bestimmt und als dynamische Randbedingung festgelegt werden. Die Dynamik des Metaldampfs und der Gasphase jenseits der freien Oberfläche werden in der Simulation nicht berücksichtigt.

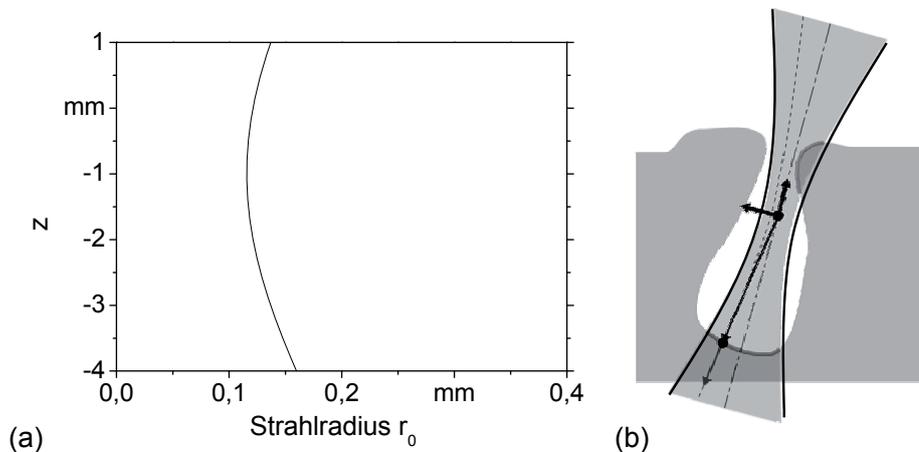
Der Wärmeeintrag durch den Laser wird unter Berücksichtigung von Mehrfachreflexionen an der flüssigen Keyholeoberfläche berechnet. Die eingestrahlte Intensität entspricht dabei

$$I_{Laser} = -I_i n_i \frac{\eta_{Laser} P_{Laser}}{\pi r_0^2} \quad (4)$$

wobei I_i , n_i , r_0 , η_{Laser} und P_{Laser} den Einheitsvektor des initialen Einfallswinkels der Laserstrahlung, den Einheitsvektor normal zur Keyholeoberfläche, den Radius des Laserstrahls in der Auftreffebene, die Lasereffizienz und die Laserleistung angibt. Die Laserstrahlkaustik ist in Abb. 2 (a) gezeigt.

Für die Mehrfachreflexionen wird ein eigens entwickelter, auf der ray-tracing Methode basierender Algorithmus verwendet, der eine effiziente Bestimmung der an der Keyholeoberfläche reflektierten Strahlung, auch unter Berücksichtigung von Abschattungseffekten (siehe Abb. 2 (b)) erlaubt. Die Absorption sowohl der initialen als auch reflektierten Laserstrahlung basiert auf der Fresnel Absorption. Der als dynamische Randbedingung festgelegte Wärmeeintrag auf der freien Oberfläche entspricht dann der Summe aus direkt absorbiertes und reflektierter Strahlung. Zusätzlich wird der Wärmeverlust durch Konvektion, Wärmestrahlung und abgeführten Metaldampf in den Randbedingungen berücksichtigt.

Für die mechanischen Randbedingungen wird die Relativbewegung des Werkstücks durch Vorgabe der Schweißgeschwindigkeit v_{in} auf der Front der Modellgeometrie (siehe Bild 1 (b)) vorgegeben.



BIAS ID 131334

Abbildung 2: (a) Strahlkaustik; (b) Strahlpropagation

Die Lösung des Modells besteht aus drei Schritten. Zunächst wird die Energiegleichung und anschließend die Impulsgleichung gelöst. Als letzter Schritt wird daraus die Bewegung der freien Oberfläche bestimmt. Die räumliche Diskretisierung der Energiegleichung erfolgt mit der Streamline-Upwind Petrov Galerkin (SUPG) Methode nach Hughes [Hughes und Brooks, 1979]. Die Impulsgleichung wird mit der Galerkin Approximation räumlich diskretisiert. Für die zeitliche Diskretisierung der Energiegleichung wird das Backward Euler Schema und für die Impulsgleichung der sog. characteristic-bases split (CBS) Algorithmus [Zienkiewicz und Codina, 1995] verwendet. Die Simulation erfolgt transient unter Verwendung adaptiver Zeitschritte, für die eine CFL Zahl von 0,35 als Stabilitätskriterium angenommen wird.

3 FVM Modell der Schmelzbaddynamik

Im Rahmen eines Forschungsprojektes zum Einfluss magnetischer Wechselfelder beim Laserstrahl-tiefschweißen wurde ein idealisiertes numerisches Modell entwickelt, mit dem die Schmelzbaddurchmischung und die Verteilung eines in Drahtform ins Schmelzbad gebrachten Zusatzwerkstoffes berechnet werden kann. Zur Lösung wurde der kommerzielle Solver ANSYS CFX® verwendet, der auf einer Finite-Volumen-Methode basiert [CFX, 2009].

Die Simulationen sollen zum Verständnis der Wirkung niederfrequenter Magnetfelder auf die Schmelzbadströmung und die durch die Manipulation der Strömung erzielte Durchmischungsänderung im Schmelzbad sowie in der Naht beitragen. Die Strategie liegt demnach auf der Konzipierung eines Modellsystems, das die Schmelzbaddynamik und einen etwa 20 mm bis 30 mm langen Nahtabschnitt umfasst. Dementsprechend liegt der Fokus auf der Schmelzbad-dynamik und Nahtentstehung. Um diese Ausrichtung mit einem vertretbaren Aufwand umsetzen zu können, werden zahlreiche Vereinfachungen verwendet. Das Keyhole wird als feste Geometrie vorgegeben. Absorption und Mehrfachreflektion sowie die Verdampfung werden vernachlässigt. Stattdessen wird auf der Keyholeoberfläche eine konstante Verdampfungstemperatur angenommen. Die für die Simulation gewählte Modellgeometrie ist in Abb. 3 (a) gezeigt. Sie beschreibt einen Durchschweißprozess mit einem drahtförmigen Zusatzwerkstoff. Das Blech hat eine Dicke von 3 mm und die Werkstoffeigenschaften von Reinaluminium (EN AW1050A). Der Draht hat einen Durchmesser von 1,2 mm und besteht aus einer Aluminiumlegierung mit 12 wt-% Silizium. Zur Reduktion der Modellgröße wird der Prozess als symmetrisch in Bezug auf den Längsschnitt der Naht angenommen, weshalb nur ein Halbmodell benötigt wird. Die Nahtgeometrie mit der typischen Nahtüberhöhung wird ebenfalls berücksichtigt. Durch

die Verwendung eines fest vorgegeben Strömungskanals kann auf die Berechnung freier Oberflächen verzichtet werden.

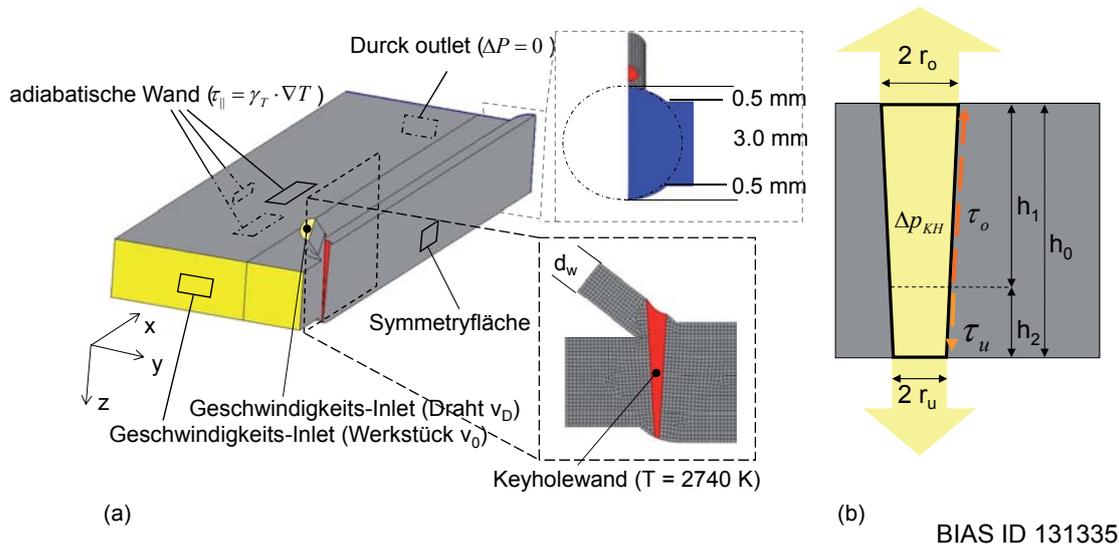


Abbildung 3: (a) Modellgeometrie für die Strömungssimulation; (b) Näherung für die Scherspannung am Keyhole

Wie im vorherigen Modellansatz wird eine Newtonsche, inkompressible und laminare Strömung angenommen. Die feste und flüssige Phase wird analog als einphasige Mischung zusammengefasst, deren Eigenschaften sich proportional zur liquid mass fraction f_l definieren lassen. Für die Dichte wird ein konstanter Wert für beide Phasen angenommen, weshalb liquid volume fraction und liquid mass fraction gleich sind. Ebenso vereinfachen sich dadurch die Erhaltungsgleichungen. Sowohl für das Blech als auch für den Draht werden die gleichen Werkstoffeigenschaften angenommen. Um den Siliziumanteil im Draht zu simulieren, wird eine zusätzliche skalare Größe ϕ verwendet, deren Verteilung mit Hilfe einer zusätzlichen advektiven Erhaltungsgleichung berechnet wird. Auf diese Weise können der Stofftransport und die Verteilung des Siliziums im Schmelzbad und in der anschließenden Schweißnaht bestimmt werden.

Tabelle 2: Werkstoff, Prozess und Modellparameter für die Schmelzbadsimulation

Eigenschaft	Symbol	Einheit	Wert	Quelle
Dichte	ρ_s	kg/mm ³	2.38e ⁻⁶	[Brandes, 1998]
Spezifische Wärmekapazität	c_{p0}	J/(kg K)	900	[Brandes, 1998]
Schweißgeschwindigkeit	v_0	mm/s	0.133	-
Drahtvorschubgeschwindigkeit	v_D	mm/s	0.1	-
Oberflächenspannungstemperaturcoef.	γ_T	[N/(mm K)]	-0.035	[Brandes, 1998]
Dynamische Viskosität	μ_l	kg/(mm s)	1.3e ⁻³	
Permeabilitätskoeffizient	K_0	mm ²	1.0e ⁹	-
Druckanstieg im Keyhole	Δp_{KH}	kPa	10	[Beck, 1998]
Flussdichte	B_0	mT	300	-
Frequenz	f	Hz	15	-

Zur Darstellung des entlang der Oberfläche wirkenden Marangoni Effekts wurde eine konstante Spannung verwendet, die proportional zum Oberflächenspannungstemperaturkoeffizienten γ_T und dem lokalen Temperaturgradienten gerichtet ist.

Um den ausströmende Metaldampf und dessen Wirkung auf die Schmelzbadströmung zu berücksichtigen wird auf der festen Keyholeoberfläche ebenfalls eine Scherspannung angenommen. Diese ist im betrachteten Durchschweißprozess teilweise nach oben und teilweise nach unten gerichtet. Um die Spannung τ_o und τ_u zu berechnen, wird eine analytische Näherung nach Beck [Beck, 1998] verwendet, die die Spannung proportional zu dem im Keyhole herrschenden Überdruck Δp_{KH} beschreibt. In Abb. 3 (b) ist diese geometrische Vereinfachung skizziert.

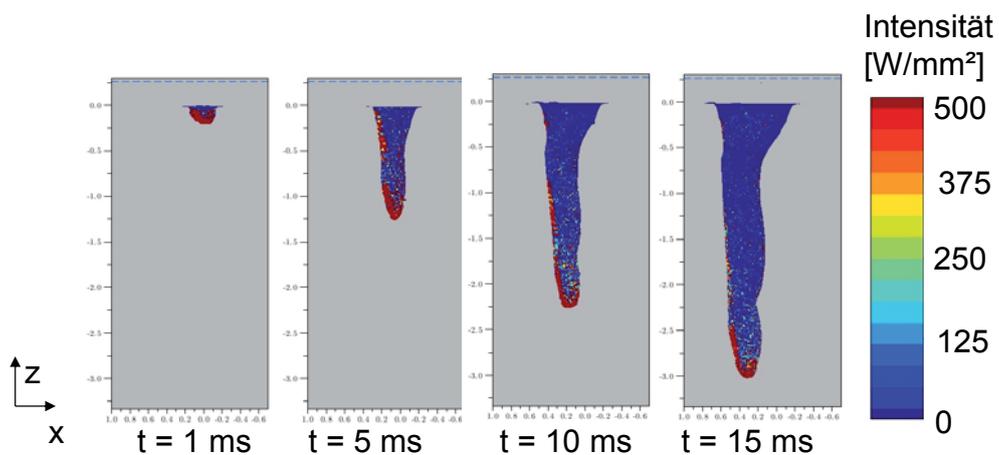
Da es Ziel dieser Simulation ist, den Einfluss eines externen Magnetfeldes auf die Strömung zu bestimmen, wird ein in z-Richtung verlaufendes Magnetfeld mit einer Amplitude von B_0 und einer Frequenz von f in der Impulsgleichung berücksichtigt. Die Werkstoff-, Prozess- und Modellparameter für die Simulation sind in Tabelle 2 gezeigt.

Für die Lösung der räumlichen Ableitungen wird ein „high resolution“ Verfahren verwendet, was eine höhere Ordnung als das typische Upwind Verfahren hat [CFX, 2009]. Zur Berechnung der zeitlichen Ableitungen wird ein First Order Backward Euler Schema angewendet. Die dafür notwendigen Zeitschritte (adaptiv) wurden auf Basis einer CFL Zahl von 0,5 errechnet.

4 Ergebnis der Keyholesimulation

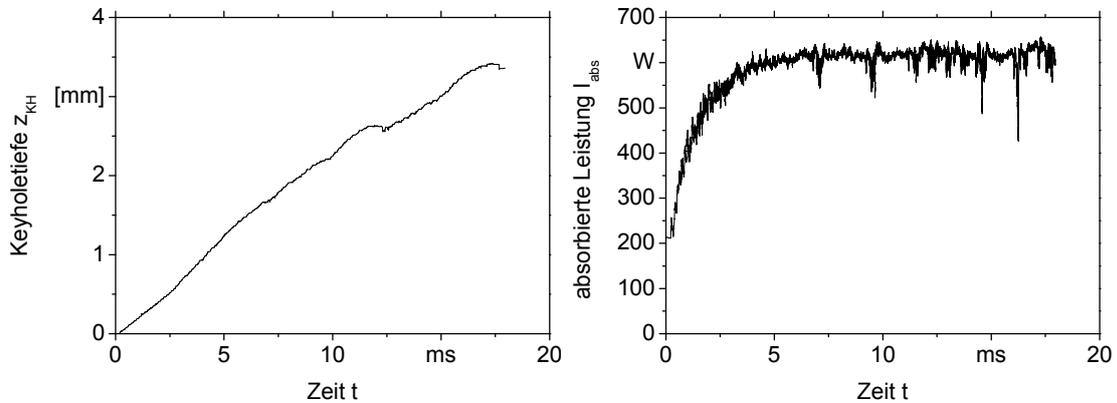
In Abb. 4 ist das Ergebnis der Keyholesimulation dargestellt. Abgebildet ist die räumliche Verteilung der eingestrahelten Intensität auf der freien Oberfläche des Keyholes in den ersten 15 ms. Bereits nach 0,1 ms beginnt sich die Oberfläche des Werkstücks zu deformieren. Die Keyholetiefe z_{KH} nimmt im Anschluss nahezu linear mit der Zeit zu (Abb. 5). Nach etwa 15 ms hat das Keyhole eine Tiefe von 3,3 mm erreicht. Die Geometrie des Keyholes ist in Schweißrichtung leicht verlängert. Zudem weist es eine leichte Neigung auf, so dass ein Großteil der eingestrahelten Intensität auf der Keyholevorderseite absorbiert wird. Die insgesamt an der Keyholeoberfläche absorbierte Energie I_{abs} ist in Abb. 5 gezeigt. Nach einer Zeitspanne von etwa 5 ms hat die absorbierte Leistung einen gleichbleibenden Wert von 600 W erreicht, was etwa 90% der ursprünglichen Laserleistung entspricht.

Der durchschnittliche Zeitschritt der durch die Vorgabe der CFL Zahl errechnet wurde, beträgt etwa $5 \cdot 10^{-7}$ s.



BIAS ID 131336

Abbildung 4: Keyholegeometrie und eingestrahelte Intensität.

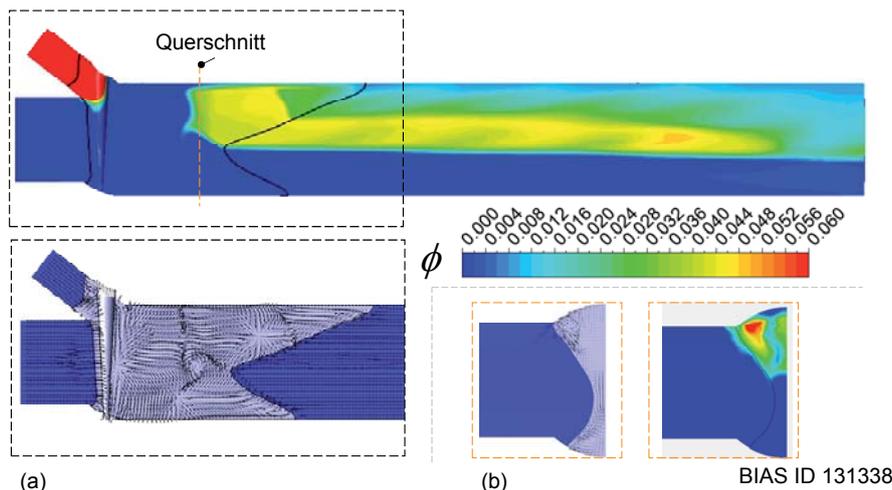


BIAS ID 131337

Abbildung 5: Keyholetiefe und absorbierte Leistung

5 Ergebnis der Simulation der Schmelzbadströmung und Nahtausbildung

Abb. 6 (a) zeigt das Ergebnis der Schmelzbadsimulation für das in **Kapitel 3** vorgestellte Modell. Dargestellt ist die resultierende Siliziumverteilung entlang der Symmetrieffläche der Modellgeometrie. Die schwarze Linie stellt die Schmelzisotherme des Aluminiums dar. Aufgrund der Marangoni Konvektion und der Scherspannung entlang des Keyholes ist das Schmelzbad entlang der oberen und unteren Oberfläche stark verlängert. An der Schmelzbadrückwand wird dadurch an beiden Oberflächen eine Rückströmung hervorgerufen, die ins Schmelzbadinnere verläuft. Die Strömung ist ebenfalls in Abb. 6 (a) durch Vektorpfeile dargestellt. Durch die Form des Schmelzbades und durch die vorherrschende Strömung verbleibt das über den Draht eingebrachte Silizium stets im oberen Teil der Schweißnaht. Die Verteilung im Querschnitt des Schmelzbades ist in Abb. 6 (b) dargestellt.



BIAS ID 131338

Abbildung 6: Strömungsfeld und Siliziumverteilung entlang der Symmetrieffläche (a) und im Querschnitt (b).

Durch die magnetischen Wechselfelder wird eine periodische Kraft auf die Schmelzbadströmung ausgeübt, die eine Modifikation der Siliziumverteilung zur Folge hat. Obwohl das Modell

idealisiert ist, lassen sich so bereits prinzipielle Aussagen über die Wirkung externer Kräfte auf das Schweißergebnis abschätzen. Die Genauigkeit der Vorhersage ist natürlich durch die Idealisierung und die teils starken Vereinfachungen begrenzt. Die durchschnittliche Zeitschrittgröße beträgt in diesem Fall $1,5 \cdot 10^{-5}$ s und ist damit fast zwei Größenordnungen höher als bei der Keyholesimulation.

6 Diskussion

In beiden Modellen wurden adaptive Zeitschritte verwendet. Diese ergeben sich aus der zugrundeliegenden CFL Zahl. Obwohl beide CFL Zahlen im ähnlichen Bereich liegen (0,35 und 0,5), unterscheiden sich die jeweiligen Zeitschritte um fast zwei Größenordnungen, was auf die Komplexität der Modellansätze und deren Zielsetzung zurückzuführen ist.

Das Ergebnis der FEM-Simulation zur Keyhole-Entstehung zeigt die ersten 15 ms der Keyhole-Ausbildung beim Tiefschweißprozess. Innerhalb dieser Zeitspanne ist noch kein Schmelzbad mit den typischen Abmessungen ausgebildet. Dies würde die Berechnung einiger hundert Millisekunden des Schweißprozesses voraussetzen, die mit dem vorgestellten Modell mehrere Wochen benötigen würde. Zur Simulation einer vollständigen Schweißnaht ist dieses Modell mit der derzeit zur Verfügung stehenden Rechenleistung ungeeignet. Es eignet sich vielmehr zur detaillierten Analyse des Absorptionsverhaltens und der Keyhole-Entstehung bei verschiedenen Laserstrahlquellen, Fokuslagen, Einfallswinkel und Intensitätsverteilungen. Die relativ kleinen Zeitschritte für die transiente Simulation von etwa $5 \cdot 10^{-7}$ s stellen den limitierenden Faktor dar.

Im Gegensatz zum Keyhole-Modell beinhaltet das FVM Strömungsmodell zahlreiche *a priori* Annahmen bezüglich einer quasi-statischen Schmelzbadströmung mit fester Naht- und Keyholegeometrie. Durch die Vernachlässigung der freien Oberfläche und den Verzicht auf die Simulation der Verdampfung im Keyhole, kann das Modell mit wesentlich gröberer Vernetzung und einer vergleichsweise großen Modellgeometrie berechnet werden. Die zahlreichen Vereinfachungen machen das Modell jedoch nicht selbstkonsistent. Die Validität hängt wesentlich von modellinhärenten Parametern ab, deren Einfluss evaluiert werden muss, um die Vorhersagekraft des Modells beurteilen zu können. Durch die Idealisierung der zahlreichen Phänomene können bestimmte Einflüsse, wie etwa kleinste Änderungen in der hochsensiblen Keyhole-Dynamik, mit diesem Modellansatz nicht abgebildet werden. Die Simulation der Schmelzbadströmung und eines etwa 20 mm langen Nahtabschnitts in der hier gezeigten Form, benötigt bei den Zeitschritten von $1,5 \cdot 10^{-5}$ s eine Berechnungszeit von etwa 3 Tagen. Mit vertretbarem Aufwand lassen sich so Parameterstudien, beispielsweise zum Einfluss externer Magnetfelder auf die Verteilung von Zusatzwerkstoffen im Schmelzbad und der Naht durchführen.

7 Zusammenfassung

In diesem Beitrag wurden zwei fundamental unterschiedliche Ansätze zur Simulation des Laserstrahl-tiefschweißprozesses vorgestellt. Die Komplexität beider Modellansätze unterscheidet sich dabei signifikant. Im ersten Modell wird ein Ansatz zur detaillierten Simulation der Keyhole-Entstehung unter Berücksichtigung von Strahlpropagation, Absorption und Verdampfung der Oberfläche vorgestellt. Das zweite Modell beinhaltet wesentliche geometrische und physikalische Vereinfachungen, die es ermöglichen, mit einem vertretbaren Aufwand sowohl das Schmelzbad als auch Teile der Naht zu berechnen. Als Gradmesser für die praktische Nutzung beider Modelle wird der, auf Basis der CFL Zahl ermittelte, adaptive Zeitschritt herangezogen. Hier zeigte sich, dass die hohe Detailtiefe beim Keyhole-Modell zu bis zu zwei Größenordnungen kleineren Zeitschritten führt und die praktische Nutzung des Modells auf die Simulation der Keyhole-Entstehung begrenzt.

Danksagung

Teile der hier vorgestellten Arbeiten entstanden im Kompetenzzentrum für das Schweißen von Aluminiumlegierungen – CentrAl. Wir danken der Deutschen Forschungsgemeinschaft DFG für die finanzielle Unterstützung des Projektes No. VO-530/29-2 sowie des Projektes „Melt Geometry Dependent Distortion“ gemeinsam mit dem „Scientific Computing in Engineering“ (SciE) Programm der Universität Bremen.

8 Literatur

Bachmann, M.; Avilov, V.; Gumenyuk, A. und Rethmeier, M. (2012): "NUMERICAL SIMULATION OF FULL-PENETRATION LASER BEAM WELDING OF THICK ALUMINIUM PLATES WITH INDUCTIVE SUPPORT". JOURNAL OF PHYSICS D: APPLIED PHYSICS, VOL. 45, 035201.

Beck, M. (1998): „MODELLIERUNG DES LASERTIEFSCHWEIßENS“, PH. D THESIS, UNIVERSITY OF STUTTGART.

Beckermann, C. und Viskanta, R. (1988): "Double-diffusive convection during dendritic solidification OF A BINARY MIXTURE", PHYSICS OF CHEMICAL HYDRODYNAMICS, VOL. 10, NO. 2, 195–213.

Brandes, E. A.; Brook, G. B. (1998): SMITHELLS METALS REFERENCE BOOK, BUTTERWORTH-HEINEMANN.

Brent, A.D.; Voller, V.R. und Reid, K.J. (1988): "ENTHALPY-POROSITY TECHNIQUE FOR MODELLING CONVECTION-DIFFUSION PHASE CHANGE: APPLICATION TO THE MELTING OF PURE METAL", NUMERICAL HEAT TRANSFER, VOL. 13, PP. 297-318.

CFX (2009): HANDBOOK, MANUAL ANSYS CFX 12.0, ANSYS CORP., BERLIN, 2009.

Geiger, M.; Leitz, K.H.; Koch, H. und Otto, A. (2009): "A 3D transient model of keyhole and melt pool dynamics in laser beam welding applied to the joining of zinc coated sheets", PRODUCTION ENGINEERING, Vol. 3, No. 2, 127–136.

Han, L.; Phatak, K. und Liou, F. (2004): 'MODELING OF LASER CLADDING WITH POWDER INJECTION', METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS B, VOL. 35, NO. 6, 1139–1150.

Hu, J. und Tsai, H.L. (2008): "MODELLING OF TRANSPORT PHENOMENA IN 3D GMAW OF THICK METALS WITH V GROOVE", JOURNAL OF PHYSICS D: APPLIED PHYSICS, VOL. 41, NO. 6, 065202.

Hughes, T.J.R. und Brooks, A. (1979): "A multidimensional upwind scheme with no crosswind DIFFUSION" HUGHES, T. J. R. (Ed.): AMD. FINITE ELEMENT METHODS FOR CONVECTION DOMINATED FLOWS, ASME NEW YORK, VOL. 34, 19–35.

Ki, H.; Mohanty, P.S. und Mazumder, J. (2001): 'MODELLING OF HIGH-DENSITY LASER-MATERIAL INTERACTION USING FAST LEVEL SET METHOD', JOURNAL OF PHYSICS D: APPLIED PHYSICS, VOL. 34, NO. 3, 364–372.

Matsunawa, A.; Kim, J.; Seto, N.; Mizutani, M. und Katayama, S. (1998): "DYNAMICS OF KEYHOLE AND MOLTEN POOL IN LASER WELDING", JOURNAL OF LASER APPLICATIONS, VOL 10, 247–254.

Schmidt, A und Siebert, K.G. (2005): "DESIGN OF ADAPTIVE FINITE ELEMENT SOFTWARE", LECTURE NOTES IN COMPUTATIONAL SCIENCE AND ENGINEERING. SPRINGER BERLIN HEIDELBERG, VOL. 42.

Zhou, J. und Tsai, H.L. (2008): "Modelling of transport phenomena in hybrid laser-MIG keyhole WELDING", INTERNATIONAL JOURNAL OF HEAT AND MASS TRANSFER, VOL. 51, NO. 17–18, 4353–4366.

Zhou, J.; Tsai, H.L. und Wang, P.C. (2006): "TRANSPORT PHENOMENA AND KEYHOLE DYNAMICS DURING PULSED LASER WELDING", JOURNAL OF HEAT TRANSFER, VOL. 128, NO. 7, 680.

Zienkiewicz, O.C. und Codina, R. (1995): 'A GENERAL ALGORITHM FOR COMPRESSIBLE AND INCOMPRESSIBLE FLOW—PART I. THE SPLIT, CHARACTERISTIC-BASED SCHEME', INTERNATIONAL JOURNAL FOR NUMERICAL METHODS IN FLUIDS, VOL. 20, NO. 8–9, 869–885.

Konsistente Modellierung einer Ersatzwärmequelle im Laserstrahlpulverbeschichtungsprozess

Pawel Khazan¹, Henry Köhler², Frank Vollertsen³

¹ BIAS Bremer Institut für angewandte Strahltechnik GmbH, Klagenfurter Straße 2, D-28359 Bremen, Deutschland

E-Mail: khazan@bias.de

² BIAS Bremer Institut für angewandte Strahltechnik GmbH, Klagenfurter Straße 2, D-28359 Bremen, Deutschland

E-Mail: koehler@bias.de

³ BIAS Bremer Institut für angewandte Strahltechnik GmbH, Klagenfurter Straße 2, D-28359 Bremen, Deutschland

E-Mail: vollertsen@bias.de

ZUSAMMENFASSUNG

Laserstrahlbeschichtungsprozesse werden seit Jahren erfolgreich in der Rekonditionierung von geschädigten Bauteilen eingesetzt. Die Übertragung des Prozesses auf komplexe Bauteile sowie inkrementelle Prozessstruktur stellen allerdings bis heute eine große Herausforderung dar. Im Rahmen der Untersuchung der Rekonditionierung von Mittelschnellläuferkurbelwellen durch Laserstrahlbeschichten zur Prozessübertragung auf Realbauteile sind insbesondere der Materialzustand sowie die eingebrachten Eigenspannungen für die Dauerfestigkeit von Interesse. Ein erster notwendiger Schritt diese Einflussgrößen konsistent im Rahmen einer FE-Simulation zu bestimmen ist die Berechnung des transienten Temperaturfeldes und somit die Formulierung der wirkenden Ersatzwärmequellen. Zu diesem Zweck wird durch analytisch-empirische Modelle der Laser-Pulver-Wechselwirkung beim Beschichtungsprozess mit einer Koaxialdüse die Pulvertemperatur bestimmt. Zeitgleich wird durch das Pulver absorbierte Energie bei der Formulierung der Wärmequelle, die auf das Grundmaterial wirkt, berücksichtigt. Beim Kontakt mit dem Grundwerkstoff wirkt das eventuell bereits geschmolzene Pulver hierbei seinerseits als eine separate Wärmequelle. Parallel dazu wird der Einfluss der Mikrostruktur des Pulvers, insbesondere beim Übergang von einer Kugelpackung als Festkörper-Gas-Gemisch zum homogenen Festkörper, auf die vorerst nur thermometallurgischen Materialeigenschaften des makroskopischen Körpers im Modell implementiert. Zur Bewertung des Verfahrens wird der Ansatz anhand der in Experimenten bestimmten Temperaturfelder validiert sowie mit einfacheren Wärmequellenformulierungen hinsichtlich der Effizienz und Genauigkeit verglichen. Zum Einsatz kommen einfache Zylindergeometrien aus dem umwandelnden Vergütungsstahl 42CrMo4 (Werkstoffnummer 1.7225) sowie der kommerziell verfügbare pulverförmige Kobaltbasiswerkstoff Deloro Stellite 21.

1 Einleitung

Laserstrahlbeschichten ist ein in der Anwendung verbreiteter Prozess mit den Einsatzgebieten der Regeneration beanspruchter Bauteile sowie additiver Formgestaltung der Oberflächen mit im Voraus einzustellenden mechanischen Materialeigenschaften [Koeehler et al., 2012]. Zur Kalibrierung des Prozesses und zur Einstellung der gewünschten Materialeigenschaften sind in der Regel aufwändige Versuchsreihen notwendig, welche abgesehen von dem eigentlichen Prozess auch die Festigkeitsprüfung und metallographische Untersuchungen beinhalten. Die numerische Simulation erweist sich als ein sinnvolles Werkzeug, um Prozessverständnis zu

entwickeln und Prozessparameter vorauszusagen, die zu einem definierten Materialzustand nach dem Prozess führen.

Am BIAS sollen Grundlagenkenntnisse im Laserstrahlbeschichten auf die Rekonditionierung von Realbauteilen übertragen werden. Die Übertragung beinhaltet die Berücksichtigung der Geometrien sowie den Einsatz industrierelevanter Werkstoffe. Hinsichtlich der Form und der Dimensionierung muss der Schritt von Normproben auf industriell relevante Bauteile vollzogen werden. Der Modellwerkstoff 1.4301 wurde bereits in der Vergangenheit untersucht [Koehler et al., 2010], in der Anwendung kommt der umwandelnde Vergütungsstahl 42CrMo4 (1.7225) zum Einsatz. Um ein Verständnis für die Mechanismen zu entwickeln, welche sowohl bei der Materialauswahl als auch bei der Geometrievariation von Bedeutung sind, wurden im ersten Schritt Proben einfacher Zylindergeometrien sowohl experimentell als auch mit den Mitteln der numerischen Analysis mit der FE-Software SYSWELD 2012 untersucht.

2 Für die Modellierung relevante Effekte

2.1 Einflussgrößen der Simulation

Zur rechnerischen Beurteilung der Qualität der rekonditionierten Bauteile, hier insbesondere der Dauerfestigkeit, sind im Rahmen einer strukturmeechanischen Simulation Aussagen zum Spannung-Dehnungszustand und den mechanischen Kennwerten der Werkstoffe nach dem Prozess notwendig. Diese ergeben sich üblicherweise aus mehreren Einflussgrößen, insbesondere der Mikrostruktur des Materials, der Temperaturhistorie und Effekten der Plastizität. In der vorliegenden Arbeit liegt der Fokus auf der Bestimmung der Temperaturfelder, die als Eingangsgröße der strukturmeechanischen Simulation betrachtet werden. Daraus ergibt sich der entkoppelte Ansatz zur Bestimmung der Temperaturfelder unter Vernachlässigung von spannungsinduzierten Umwandlungen. Besonderes Augenmerk wird hierbei auf zwei Modellierungsaspekte gelegt.

2.2 Laser-Pulver-Wechselwirkung

Einige Autoren (z.B. [Brückner et al., 2006]) untersuchen sowohl experimentell und analytisch die Interaktion des Lasers mit dem Pulverstrom. Die Untersuchungen beinhalten zwei Aspekte:

- Temperatur der Pulverpartikel beim Auftreffen auf die Oberfläche des Grundmaterials;
- Anteil des Wärmeflusses der Wärmequelle, der vom Pulver absorbiert wird und somit für die Erwärmung des Grundmaterials nicht zur Verfügung steht.

Die Modelle reichen hierbei von relativ einfachen Modellen mit linearer Wärmeleitung bis zu fast beliebig komplexen und analytisch nicht mehr handhabbaren nichtlinearen Formulierungen.

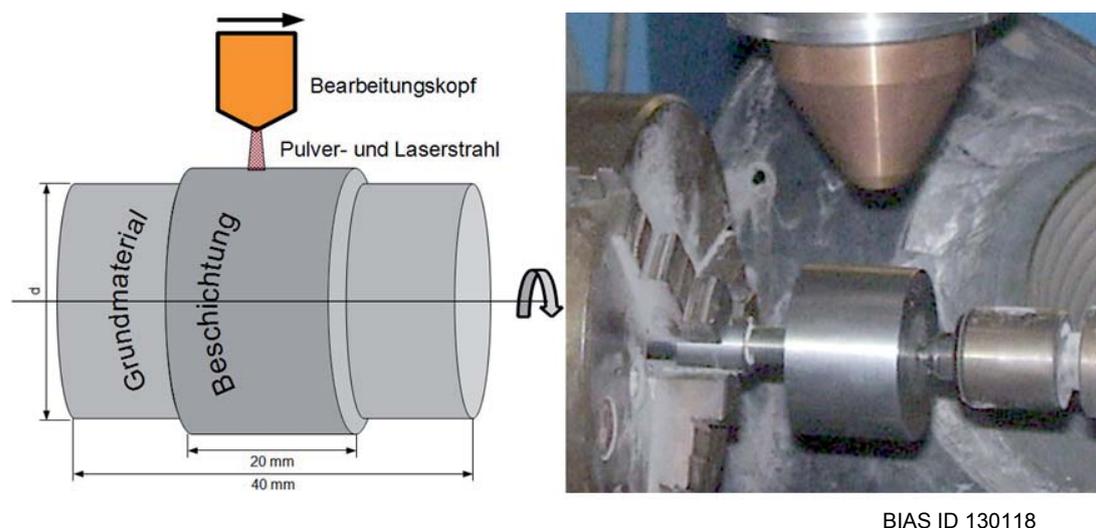
2.3 Thermophysikalisches Materialmodell des Pulvers

Ein weiterer wesentlicher Schritt zu einem in sich konsistenten thermometallurgischen Modell besteht in der Betrachtung der Materialdaten, insbesondere der für das Ergebnis der Simulation wesentlichen Materialparameter Dichte ρ_i , spezifische Wärmekapazität $c_{p,i}$ und Wärmeleitfähigkeit λ_i , $i \in \{1, \dots, n\}$ des Pulvers. Der Index i bezeichne stets den jeweiligen Materialzustand des Pulvers (z.B. Pulver als Kugelpackung im Gasstrom, als geschmolzenes Material auf der Oberfläche des Grundwerkstoffes oder als feste Phase). In der Regel wendet man lineare Mischungsregeln an. Diese haben sich bei der Approximation der Materialdaten einer Phasemischung beispielsweise im Falle eines umwandelnden Stahls bewährt. Ausnahme hiervon sind einige mechanische Eigenschaften [Leblond et al., 1989]. Der lineare Ansatz erweist sich angewandt auf die thermophysikalischen Materialparameter des Pulvers als unzureichend. Alternativen wurden in der Vergangenheit untersucht [Cervera and Lombera, 1999], sind aber aus der Sicht der Modellierung problematisch.

2.4 Weitere Effekte

Eine wesentliche Rolle bei der Prozessstabilität und den Eigenschaften der beschichteten Bauteile spielen weitere Prozessvariablen, insbesondere die räumliche Partikelverteilung innerhalb einer Spur.

3 Versuchsaufbau und Probengeometrie



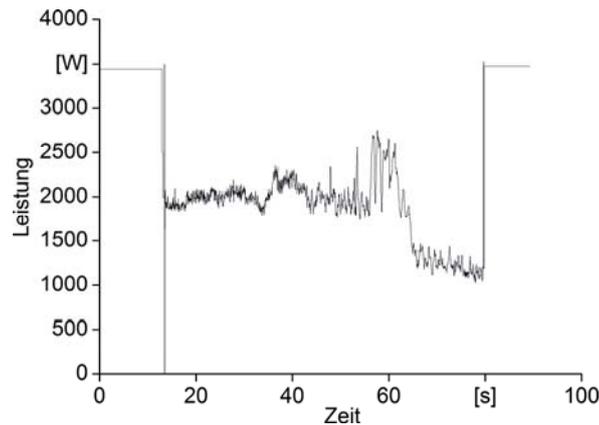
(a) Schematisch (b) Bearbeitungskopf, Probe, Drehachse
Abbildung 1: Versuchsaufbau

Zum Zwecke der Untersuchung der Einflussfaktoren auf die Beschichtung skalierten Bauteile wurden im Rahmen der Voruntersuchungen Proben einfacher Zylindergeometrie mit der Länge $l = 40$ mm und den Durchmessern $d \in \{15, 20, 30, 55, 80\}$ mm auf einer Länge von jeweils 20 mm durch eine auf einer Helix sich relativ zur Oberfläche bewegend Laserwärmequelle mit einer Koaxialpulverdüse beschichtet (Abbildung 1).

Verwendet wurde der Trumpf HL4006D Nd:YAG-Laser mit 4 kW maximaler Ausgangsleistung, 1064 nm Wellenlänge und einem Precitec YC50 Bearbeitungskopf mit koaxialer Pulverzufuhr. Als Pulverquelle fungierte der GTV MF-PF-2/2 Pulverförderer, als Trägergas und Schutzgas wurde Argon eingesetzt. Die relevanten Prozessparameter sind in der Tabelle 1 zusammengefasst. Im Bearbeitungsabstand von ca. 12 mm unterhalb der Düse beträgt der Radius des Strahls ca. 2 mm.

Eine Besonderheit stellt ein in den Bearbeitungskopf integriertes Quotientenpyrometer Impac IGAR 12 LO dar, mit dem während des Prozesses eine Kontrolle der auf der Oberfläche erreichten Maximaltemperatur möglich ist. Nachgeschaltet ist ein Regelungssystem, mit dem die Laserleistung in Abhängigkeit von den Messdaten geregelt werden kann, um auf der Oberfläche eine Zieltemperatur näherungsweise konstant zu halten (Abbildung 2). Zusätzlich wurde das transiente Temperaturfeld durch eine CMOS-basierte Quotientenpyrometerkamera des IMS Stuttgart aufgenommen.

Bei den Probendurchmessern 55 mm und 80 mm hat sich gezeigt, dass bei höheren Prozessgeschwindigkeiten die einzuregelnde Leistung die maximale Leistung des Lasers übersteigt und daher mit der maximal verfügbaren Laserleistung gearbeitet werden muss.



BIAS ID 130119

Abbildung 2: Exemplarischer Leistungsverlauf beim Beschichten einer Zylinderprobe

Tabelle 1: Prozessparameter, d Durchmesser der Probe, v Lineargeschwindigkeit an der Oberfläche, s Spurversatz, T Zieltemperatur, P Laserleistung, dm/dt Pulverförderrate, dV_k/dt Durchfluss des Pulverfördergases, dV_s/dt Durchfluss des Schutzgases

d [mm]	v [mm/s]	s [mm]	T [°C]	P [kW]	dm/dt [g/min]	dV_k/dt [l/min]	dV_s/dt [l/min]
15	1	0,8	1650		15	7	15
	2	1,0	1725		34	12,5	22,5
	4	1,4	1800		76	20	27
20	1	0,8	1650		15	7	15
	2	1,0	1725		34	12,5	22,5
	4	1,4	1800		76	20	27
30	1	0,8	1650		15	7	15
	2	1,0	1725		34	12,5	22,5
	4	1,4	1800		76	20	27
55	1	0,8	1650		15	7	15
	2	1,0	1725		34	12,5	22,5
	4	1,4		4	76	20	27
80	1	0,8	1625		15	7	15
	4	1,4		4	76	20	27

Der experimentelle Ansatz wurde in Detail in [Koehler et al., 2013] beschrieben. Ebenda wurden Vergleiche zwischen den Messdaten und FE-Simulationen des Wärmeleitproblems geführt.

4 Geometrisches Finite-Elemente-Modell

Im Rahmen der FE-Analysis sollen in dem vorliegenden Fall nur die Temperaturfelder und die Phasenumwandlungen im Grundwerkstoff betrachtet werden. Hierzu wurden mit der Software ABAQUS CAE v6.10 5 FE-Gitter erzeugt und mit Visual Mesh v8.0 in das SYSWELD-übliche ASCII-Format übersetzt (Abbildung 3). Je nach Größe des zu untersuchenden Bauteils bestehen die Gitter aus ca. 100000 bis 200000 linearer Hexaederelementen. Die z -Richtung stellt dabei die Rotationsachse des Zylinders dar. Das Netz wurde nach innen sowohl in der Tangential- als auch in der Axialrichtung vergrößert. Die mittlere Beschichtungshöhe wurde in allen Geometrievarianten mit 1 mm angenommen, der Beschichtungsbereich erstreckt sich entlang der Rotationsachse mit Koordinaten $z \in [8, 32]$.

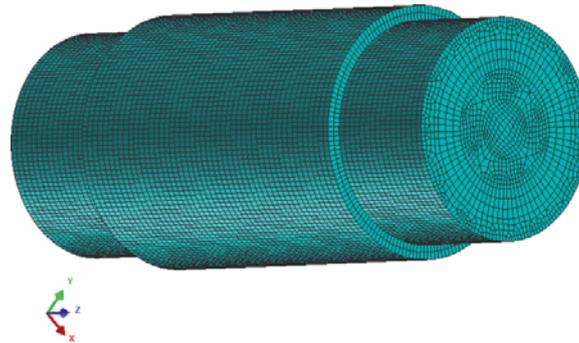


Abbildung 3: Exemplarische Darstellung des FE-Gitters

BIAS ID 130120

5 Wärmequelle-Modell

5.1 Standardmodell

Der Modellierungsansatz [Koehler et al., 2013] besteht in der Übertragung der gemessenen Leistungsverläufe auf die Goldak-Wärmequelle [Goldak, J. et al., 1984] im FE-Modell und führt zu quantitativ guter Übereinstimmung von Simulation und Experiment hinsichtlich der Temperaturfelddaten. Somit eignet sich dieser für feste Prozessparametersätze, die jenseits der Temperaturfeldberechnung numerisch untersucht werden sollen. Im Falle einer Parameterstudie ist der Ansatz schwierig anzuwenden, da vor jeder Berechnung die Prozessparameter im Experiment eingestellt, der Zeit-Leistung-Verlauf ausgewertet und in die Simulation aufwändig integriert werden müssen. Daher wurde ein alternativer Ansatz zur Beschreibung der Wärmequelle verfolgt.

5.2 Pulver als Wärmequelle

Wir betrachten das auf die Oberfläche des Grundmaterials sich absetzende, durch den Laser erwärmte Pulver, als eine separate Wärmequelle. Die Pulvertemperatur hängt hierbei direkt von der Verweildauer im Laserstrahl ab, somit sind die Parameter Pulvergeschwindigkeit und Partikelverteilung im Raum von Bedeutung. Zum gegenwärtigen Zeitpunkt ist eine entsprechende Messung nur schwer möglich, es können aber Abschätzungen getroffen werden. Dennoch kann einerseits das zugehörige Modell beschreiben und andererseits die Implementierung dieser Wärmequelle durchgeführt werden, sofern gewisse Annahmen getroffen werden können. Im einfachsten Fall beträgt die Pulvertemperatur beim Auftreffen auf die Oberfläche des Grundkörpers die Schmelztemperatur des Stellite 21, also ca. 1800 °C.

Andernfalls ist die Temperatur zu berechnen. Seien v_p die Partikelgeschwindigkeit, s_p die zurückgelegte Strecke im Laserstrahl, so ergibt sich die Verweildauer zu $t_p = s_p/v_p$. Die bestrahlte Partikelfläche beträgt bei der Betrachtung des Wärmeeintrags als Orthogonalprojektion auf die Ebene normal zur Strahlrichtung $A = \pi r^2$. Die Einkopplung in das Stellite 21 Pulver kann nach [Grünwald et al., 1996] mit $\alpha \approx 0,6$ abgeschätzt werden.

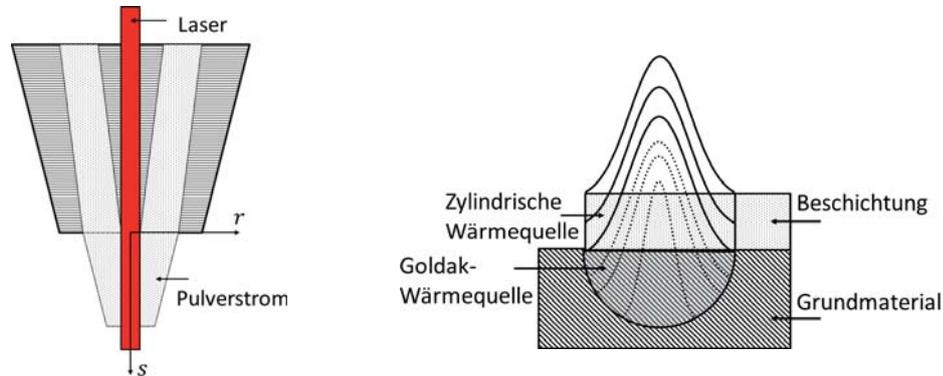
Der Transmissionsterm der Gesamtenergiebilanz

$$E_{in} = E_{abs} + E_{ref} + E_t \quad (1)$$

kann in diesem Fall vernachlässigt werden. Es verbleibt also für die eingekoppelte Energie lediglich der Term

$$E_{abs} = \alpha E_{in} = \alpha A I(r, s) t_p \quad (2)$$

mit der angenommen rotationssymmetrischen Wärmestromdichte der Wärmequelle $I(r,s)$. Das lokale Koordinatensystem ist in der Abbildung 4a) dargestellt.



BIAS ID 130121

(a) Bearbeitungskopf und lokales Koordinatensystem (b) Zylindrische Wärmequelle im Pulver und Goldak-Wärmequelle im Grundwerkstoff
Abbildung 4: Aufbau des Bearbeitungskopfes und modellierte Wärmequellen

Nach [Qi et al., 2006] lässt sich die Anzahl der Partikel pro Volumen mit $r_e = r_e(s)$ Radius des Pulverstroms unter der Annahme der Normalverteilung im Raum durch

$$N := N(r,s) = N_{max}(s) e^{-\frac{2r^2}{r_e^2}} \quad (3)$$

berechnen. Unter der Annahme der Linearität des Wärmeleitproblems innerhalb eines Partikels und der Homogenität des Temperaturfeldes (aufgrund der Partikelgröße haltbar, da gilt: $Bi \ll 1$ [Incropera, De Witt, 1981]) ergibt sich für die absorbierte Energie die Näherungslösung

$$E_{abs} = \frac{4}{3} r_p^3 \rho_p c_p \Delta T = m_p c_p \Delta T = \alpha I_0(r,s) r_p^2 t_p \quad (4)$$

mit r_p Radius und m_p Masse des Pulverpartikels. Damit berechnet sich die Temperaturänderung im Partikel zu

$$\Delta T = \frac{\alpha I_0(r,s) r_p^2 t_p}{m_p c_p} \quad (5)$$

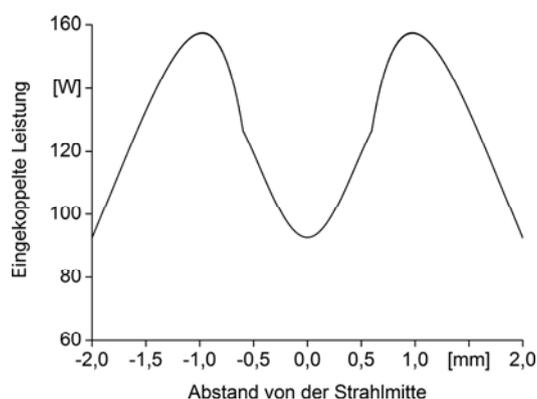
5.3 Implementierungsaspekte

Mit der Abschätzung aus Gleichung (5) – oder alternativ mit der Kenntnis von ΔT – ist es zunächst möglich, die sich auf der Oberfläche des Grundmaterials auftreffenden Partikel im Sinne einer Dirichlet-Randbedingung im Wärmeleitproblem zu behandeln. Dem stehen allerdings einige Einschränkungen in der Software entgegen. So ist es z.B. notwendig, sofern eine Dirichlet-Randbedingung am Rand des Gebiets $\Omega \subset \mathbb{R}^n$ vorliegt, diese für alle Zeiten $t \geq t_0$ festzulegen. Dies entspricht nicht den physikalischen Gegebenheiten, da die Temperaturen hinter dem Strahl sich aus einer Abstrahlrandbedingung und Wärmeleitung im Material ergeben.

Daher wurde die Wärmequelle im Pulver als sich bewegender normalverteilter Wärmestrom innerhalb eines Zylindervolumens modelliert (Abbildung 4b)). Mittels eines einfachen Reglers wurde der Energieeintrag pro Knoten zur Laufzeit derart angepasst, dass die Temperatur im Pulver der theoretischen Temperatur aus Gleichung (5) oder anderweitig bekannter Temperatur entspricht.

5.4 Wärmequelle auf dem Grundwerkstoff

Die Wärmestromdichte im Grundmaterial ergibt sich durch den thermischen Kontakt mit den aufgeheizten Pulverpartikeln und durch den Laserstrahl selbst. Sofern die Pulvertemperatur bekannt ist, wird zwischen dem Grundwerkstoff und dem Pulver ein idealer Wärmeübergang angenommen. Gleichzeitig ist der Wärmeeintrag durch den Laserstrahl zu berücksichtigen. Hierzu ist es zunächst notwendig, eine Abschätzung für die Energie zu finden, die insgesamt durch die Pulverpartikel absorbiert wird.



BIAS ID 130122

Abbildung 5: In das Grundmaterial eingekoppelte Laserleistung bei 2 kW Gesamtleistung

Für die Abschätzung der durch Pulverpartikel absorbierten Leistung wird in der Regel das Beer-Lambert-Gesetz angewandt:

$$I_{\text{eff}}(r) = I_0(r)e^{-Ns\sigma} \quad (6)$$

Eine einfachere Möglichkeit besteht im Aufsummieren bzw. im kontinuierlichen Fall in der Integration der durch das Pulver aufgenommenen Energie. Ausgehend von der Gleichung (4) und unter Annahme der Linearität des Problems kann geschrieben werden

$$E_{\text{abs}} = \sum_{i=1}^n m_{p,i} c_{p,i} \Delta T. \quad (7)$$

Mit denen aus dem Experiment bekannten Abschätzungen $m_{p,i} \approx 2,2331 \cdot 10^{-6}$ g (Partikelmasse), $c_{p,i} \approx 840$ J/(kg·K), $\Delta T \approx 1800$ °C bekommt man die Energieaufnahme durch Pulver im Laserstrahl während der Zeit $t_p = 0,002$ s

$$E_{\text{abs}} \approx 1,2 \text{ J}, \quad (8)$$

wobei der Gesamtenergieeintrag in dieser Zeitspanne ca. 4 J beträgt. Somit wird ca. 30% der Energie durch die Pulverwolke absorbiert und ca. 70% durch das Grundmaterial. Je nach Prozessgeschwindigkeit und Pulverförderrate korrespondiert diese Schätzung mit den Daten aus [Partes, 2008] Von Interesse ist auch die räumliche Verteilung der vom Pulver absorbierten Energie, die man mit Hilfe der Gleichung (3) und Integration über die Tiefenrichtung s näherungsweise gewinnen kann (Abbildung 5).

6 Materialmodell Pulver

In der thermisch-metallurgischen Simulation ohne Kopplung mit der Mechanik (keine Volumenänderung im Element) muss neben der Massenerhaltung (und somit der Konstanz der Dichte in der Formulierung des Wärmeleitproblems) auch die Volumenerhaltung gelten, daher kann die Pulverschicht im Modell nicht zur Laufzeit wachsen, sondern muss a-priori in der Ge-

ometrie hinterlegt sein (Abbildung 2). Daher wurde das Stellite 21 Pulver in 3 virtuellen Zuständen implementiert: Argon-Pulver-Gemisch, Argon (Schutzgas, Anfangszustand), Pulver als schmelzmetallurgisch konsolidierte Phase (Festkörper). Der Übergang zwischen den Zuständen geschieht beim Aufwärmen in gewissen Temperaturbereichen.

6.1 Argon-Pulver-Gemisch

Das Gemisch aus Schutzgas und Pulverpartikeln wird als homogener Körper betrachtet, wobei dessen Eigenschaften aus denen einer Kugelpackung abgeleitet werden. So gilt für die Dichte

$$\rho = \frac{\pi}{6} \rho_F, \tag{9}$$

mit ρ_F Dichte des Festkörpers. Dabei muss darauf geachtet werden, dass aufgrund der Konstanz des Elementvolumens (Volumenerhaltung während der rein thermischen Rechnung) die Massebilanz verletzt wird, sobald der Werkstoff vom pulverförmigen zum festen Zustand übergeht:

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} \neq 0, \quad \frac{\partial V}{\partial t} = 0 \Rightarrow \frac{\partial m}{\partial t} \neq 0 \tag{10}$$

Dies führt bei identischer Wärmekapazität aller Zustände zur Verletzung der Energieerhaltung:

$$E = mc_p T = c_p T \int_V \rho dV \Rightarrow \frac{\partial E}{\partial t} \neq 0 \tag{11}$$

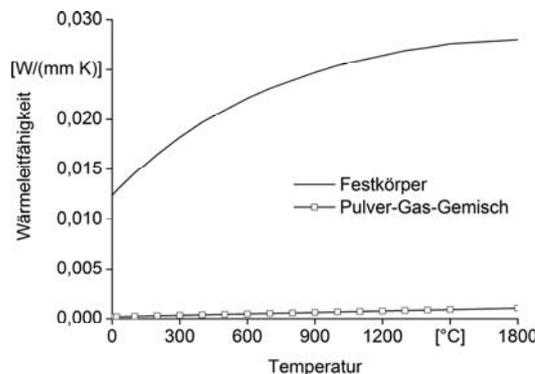
Dies äußert sich im Modell durch sprunghafte Temperaturänderung beim Zustandsübergang, da bei konstanter innerer Energie die Gesamtwärmekapazität variiert wird. Um dem zu begegnen, muss die Wärmekapazität umgekehrt proportional zur Dichte skaliert werden.

Der Wärmetransport innerhalb eines Pulver-Gas-Gemisches erfolgt sowohl durch Wärmeleitung, als auch durch Strahlung und Konvektion. Nach [Yagi and Kunii, 1989] lässt sich die effektive Wärmeleitfähigkeit des Gemischs λ_P durch

$$\lambda_P = \frac{\pi}{6} \cdot \lambda_F \left(1 + \left(0,02 \cdot 10^2 \left(\frac{0,7 - \frac{\pi}{6}}{6} \right) \frac{\lambda_F}{\lambda_G} \right)^{-1} \right) \tag{12}$$

abschätzen (Abbildung 6), mit λ_F Wärmeleitfähigkeit des Festkörpers und λ_G des Gases.

6.2 Argon-Phase



BIAS ID 130123

Abbildung 6: Modellierte Wärmeleitfähigkeit des Stellite 21 Pulvers

Die Argon-Phase ist im Modell vollständig künstlich und dient ausschließlich dazu, die Energie aufzunehmen und an die Umgebung weiterzuleiten, die vom aufgeheizten Grundmaterial abgestrahlt wird. Verzichtet man auf diesen Zustand, würde sich der pulverförmige Zustand aufgrund geringer Wärmeleitfähigkeit (Abbildung 6) als Wärmeisolierung auswirken und den Wärmeübergang an die Umgebung verhindern. Das Material wurde daher mit einer sehr hohen Wärmeleitfähigkeit modelliert. Auf diese Weise ist eine Wärmeleitung aus dem Grundkörper heraus gewährleistet, ohne dass die Temperatur an der Oberfläche übermäßig ansteigt.

7 Numerische Ergebnisse

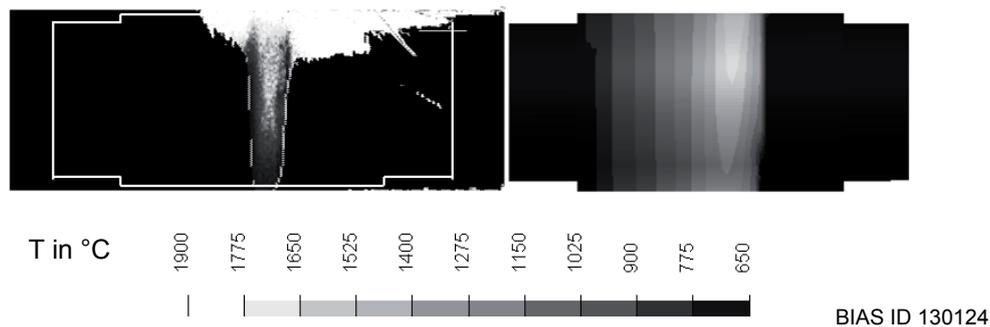


Abbildung 7: Gemessenes (links) und berechnetes (rechts) Temperaturfeld, Proben-durchmesser 15 mm, Vorschubgeschwindigkeit 4 m/min

Durch die Aufteilung der Wärmequelle in zwei Ersatzwärmequellen mit den im Kapitel 5 beschriebenen Leistungsverteilungen und der Implementierung eines zunächst einfachen Reglers entfällt ein ansonsten notwendiger hoher Implementierungs- und Kalibrierungsaufwand wegen des un stetigen Leistungsverlaufs. Lediglich die mittlere Leistung, der Leistungsanstieg zu Beginn des Prozesses und die Abhängigkeit der Leistung vom Abstand zur Strahlmitte müssen in den Eingangsdaten berücksichtigt werden. Daraus ergibt sich der Leistungseintrag im jeweiligen Knoten mit einer Korrektur aufgrund der Temperaturhistorie. Durch die Verwendung des Modellierungsansatzes mit Regelung ist ohne viel Kalibrierungsaufwand eine gute Abbildung des Schmelzbades und der Wärmeeinflusszone im Pulver (siehe exemplarisch Abbildung 7) möglich.

Aufgrund der SchwellwertEinstellung bei der Pyrocamaufnahme verliert man jedoch die Informationen über die weniger warmen Randbereiche der Wärmeeinflusszone. Gleichzeitig ist eine der Messung entsprechende Oberflächentemperatur des Grundmaterials erreicht worden. Auffällig ist jedoch im Modell deutlich langsames Abkühlverhalten.

8 Fazit und Ausblick

Der gewählte Ansatz führt ohne großen Kalibrierungsaufwand zu einer hinreichend guten Beschreibung des Temperaturfeldes, insbesondere hinsichtlich der maximal erreichten Temperaturen und der Form des Schmelzbades. Kenntnisse über die exakte Beschaffenheit der Wärmequelle sind nicht notwendig. Die Abweichungen im Abkühlverhalten können durch ein anisotropes Materialmodell des Pulvers behoben werden, wobei die Änderungen der effektiven Wärmeleitfähigkeit und der Wärmekapazität beim Anwachsen der Pulverschicht berücksichtigt werden müssen. Die räumlich aufgelöste Dichte der Partikelwolke im Laserstrahl kann durch strömungsmechanische Simulationen und Hochgeschwindigkeitsaufnahmen des Prozesses bestimmt werden.

9 Danksagung

Die Autoren bedanken sich bei der DFG für die Förderung der Projekte VO 530/31 „Laserstrahlbeschichten und Simulation der Temperatur- und Eigenspannungssituation“ und VO 530/61 „Dauerfestigkeit von Mittelschnellläuferkurbelwellen nach Rekonditionierung durch Laserstrahlbeschichten“. Ferner bedanken sich die Autoren bei Herrn Torben Mahnken und Herrn Rohan Rajput für die technische Unterstützung bei der Versuchsdurchführung und Auswertung sowie bei der Durchführung numerischer Simulationen.

10 Literatur

Brückner, F. et al.(2006): „Modelling the Influence of Process Parameters and Additional Heat Sources on Residual Stresses in Laser Cladding“, *Journal of Thermal Spray Technology*, Vol. 16, No. 3, pp. 355–373.

Cervera, G. B. M. and Lombera, G.(1999): „Numerical prediction of temperature and density distributions in selective laser sintering processes“, *Rapid Prototyping Journal*, Vol. 5, No 1, pp. 21–26.

Goldak, J. et al.(1984) „A New Finite Element Model For Welding Heat Sources“, *Metallurgical Transactions B*, Volume 15B, No. 2, pp. 299-305.

Grünenwald, B. et al.(1996): „Laserbeschichten mit CO₂- und Nd:YAG-Lasern“, Hrsg. Dausinger, F. et al, Proceedings ECLAT '96, pp. 299–306.

Incropera, F., P., De Witt, D., P.(1981): *Fundamentals of Heat Transfer*, 1st Edition, p. 184, John Wiley & Sons, New York.

Koehler, H. et al.(2010): „Laser reconditioning of crankshafts: From lab to application“, *Physics Procedia*, Vol. 5, Part A, pp. 387–397.

Koehler, H. et al.(2012): „An approach to calculate fatigue properties of laser clad components“. *Production Engineering Research and Development*, Vol. 6, pp. 137–148.

Koehler, H. et al.(2013): „A novel thermal sensor applied for laser materials processing“, *Physics Procedia*, Vol. 41, pp. 495–501.

Leblond, J. B. et al.(1989): „Mathematical Modelling of Transformation Plasticity in Steels I“, *International Journal of Plasticity*, Vol. 5, No. 6, pp. 551–572.

Partes, K.(2008): „Hochgeschwindigkeitsbeschichten mit dem Laserstrahl“, Dissertation, BIAS Verlag Bremen, Strahltechnik, Band 34.

Qi, H. et al.(2006): „Numerical simulation of heat transfer and fluid flow in coaxial laser cladding process for direct metal deposition“, *Journal of Applied Physics*, Vol. 100, No. 2, Aufsatz 024903.

Yagi, S. and Kunii, D.(1989): „Studies on Effective Thermal Conductivities in Packed Beds“, *American Institute of Chemical Engineers Journal*, Vol. 3, No. 3, pp. 373–381.

Optimization strategies for welding high-alloy steel sheets

Flaviu B. Simon¹, Falk Nagel², Jörg Hildebrand¹, Jean-Pierre Bergmann²

¹*Bauhaus-Universität Weimar, Juniorprofessur Simulation and Experiment,
Marienstraße 7a, D-99423 WeimarGermany
E-Mail: joerg.hildebrand@uni-weimar.de*

²*Technische Universität Ilmenau, Fachgebiet Fertigungstechnik,
Neuhaus 1, D-98693 Ilmenau, Germany
E-Mail: jeanpierre.bergmann@tu-ilmenau.de*

Abstract

Welding thin steel plates using laser beam technologies is an essential process in many manufacturing sectors, such as the home appliance sector, the vacuum technology sector or the medical equipment sector. A problem that the industry faces, is the deformation caused by residual stresses during laser welding. The standard methods to combat this, such as fixings and clamps, tend to be expensive and restrictive. The focus in the present study is on implementing a technique involving additional heat sources, which can reduce residual stresses in the plates and therefore optimize the outcome of the entire laser welding process. The experiment consists of two 1 mm Nickel-Chromium steel plates (1.4301) being laser welded to each other in a square butt weld. The special characteristics of the steel used, its high thermal expansion and low thermal conductivity, make it a good test subject for the problem at hand. The numerical simulation of the problem was used for a finer understanding of the processes and a better control of determining factors such as the temperature curves and the deformation of the steel plates.

1. Introduction

Laser welding is the preferred joining technology for stainless steels due to its high power density and reduced Heat Affected Zone (HAZ). The high thermal expansion as well as the low thermal conductivity of austenitic steels is a trigger for unwanted deformations that occur during the laser welding. These can either increase the gap between the welded plates, cause them to come closer together or cause them to misalign and subsequently overlap. These problems are currently dealt with in the industry by using heavy jigs, fixings, clamps and other technologies, which restrict the movements of welded parts in different directions as well as increase the formation of residual stress. While these mechanical solutions might prove effective, they require extra financial resources and can restrict the flexibility of changes for the product geometry. Tack welds are state of the art in order to realize constant weld gaps. The distance between the tack welds should be between 20 and 40 mm for plates of 1mm thickness (Edelstahl Rostfrei, 2007). However, even this method requires a lot of preparing and an additional investment.

This conference paper is a proceeding for another way of countering the deformations due to laser welding of thin austenitic steel plates. The concentrated heat source in laser welding determines the formation of compressive or tensile stresses in the weld seam and in the HAZ.

Residual stress is believed to be primarily caused by the compressive yielding that occurs around the molten zone when the material is heated and expands during welding and by the occurring tensile stress during cooling and solidification processes, when the metal contracts. These stresses and the ones from the manufacturing cause a deformation of the parts being welded, hindering the welding process and having an effect on the overall quality of the end-product. Residual stress and distortion can significantly impair the performance and reliability of the welded structures therefore they must be properly understood (Zhou, et al., 2012).

During the laser welding process, the samples move away from each other and the gap width increases. The idea of the research is to create stress-induced displacements, which would counter the displacements from the weld process and in turn maintain a constant gap width. This can be accomplished via a secondary hot/cold source placed at a specific location on the plates, or tailing the main laser source. Because of the second heat source and the thermal expansion, the opening movement can be counteracted. Fig. 1 shows a simplified depiction of the problem at hand and a possible solution.

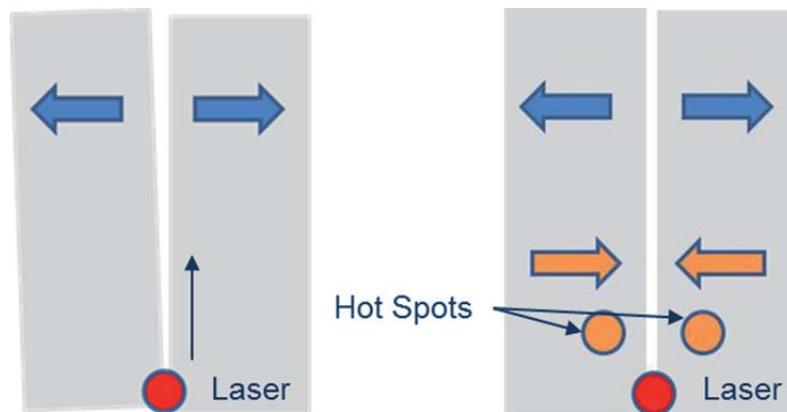


Fig. 1: Deformation of the plates due to the stress and prospective solution using one Hot Spot on each side of the weld seam

2. Experimental and Simulation proceedings

2.1. Material

The stainless austenitic steel X5CrNi18-10, also known as 1.4301, was used. The chemical composition is shown in Table 1.

Table 1: Chemical composition of the used material as given by the supplier

C	Si	Mn	Ni	P	S	Cr	N
0.018	0.38	1.75	10.62	0.028	0.027	16.66	0.015

As mentioned before, this material has a relatively high thermal expansion and a low thermal conductivity. Tensile tests were carried out on dog bone samples according to DIN EN ISO 6892. The samples were cut both in parallel and perpendicular directions to the grain orientation. The loading speed for the tensile tests was 0,115 mm/s.

The mechanical properties of the material obtained after the tensile test are summarized in Table 2. The results of the tensile strength are higher for the parallel grain orientation than for the perpendicular orientation.

Table 2: Mechanical properties of the material in relation to the grain orientation

Grain orientation	Yield (average)	Standard deviation	Tensile strength (average)	Standard deviation
parallel	317	6,70	673	4,91
perpendicular	310	1,16	638	1,78

Samples for the laser welding experiment were cut out of plates using a laser as well as slits. The dimensions of the samples are 200x50x1 mm. The width of the slits was measured with a microscope before and after the experiment. The sample geometry is shown in (Fig. 2).

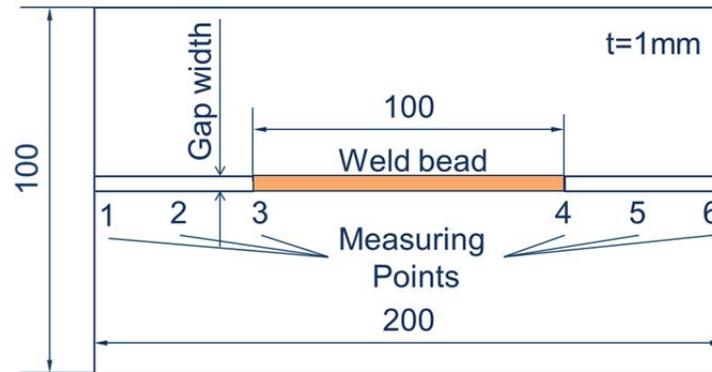


Fig. 2: Sample geometry [mm]

2.2. Heat source and material description

The experiments were carried out using a Rofin DC025 CO₂ Laser, with a wavelength of 10.6 μm and a handling system manufactured by SITEC. The spot diameter amounts to 0.19 mm in focal position. The power was set to 2 kW and the travel speed was varied between 2000 mm/min and 8000 mm/min. In order to obtain information about the temperature distribution, the geometry of the weld seam was analyzed in the cross-section by means of light microscopy and thermocouples (type K) were placed next to the seam measuring the temperature at the upper surface of the sample.

The numerical simulation was performed with the software Simufact.welding (Simufact Engineering GmbH, Hamburg, Germany). The thermal and mechanical temperature-dependent material properties of the austenitic steel used in the model are shown in Fig. 3 and Fig. 4 and are given from the software database. The density of the material has a constant value of $7.966\text{e}^{-3}\text{ g/mm}^3$.

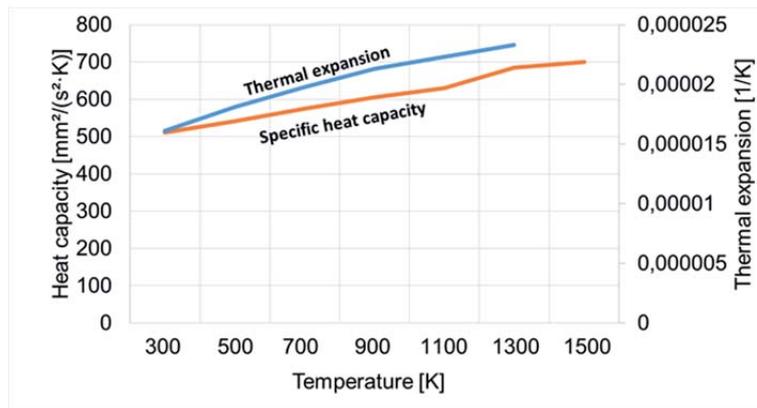


Fig. 3: Thermal Properties

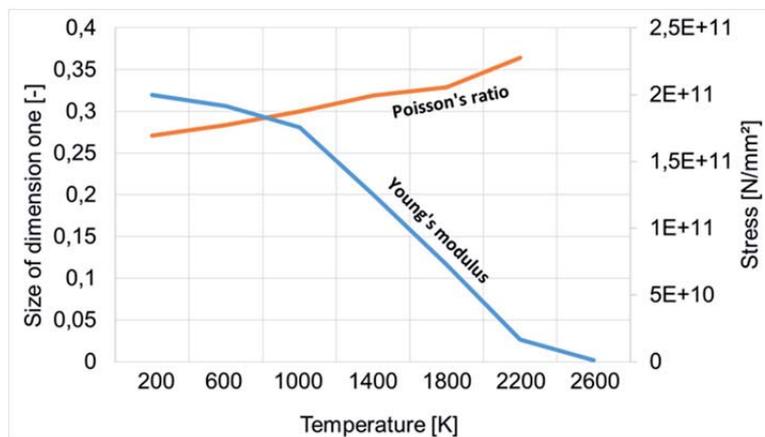


Fig. 4: Mechanical Properties

The heat source is described as a volume and surface distributed laser source, which uses a Gauss distribution of the heat input. The keyhole is modeled in the software using the following parameters: the radius of the molten cylinder, the radius of the surface source and the heat fraction. An illustration of the described parameters can be seen in Fig. 5.

The source intensity Q_r [$W \cdot mm^3$] can be expressed by Eq. (1) (Goldak & Akhlaghi, 2005):

$$Q_r = Q_0 e^{-\frac{3r^2}{r_0^2}} \quad (1)$$

where Q_0 [$W \cdot mm^{-3}$] is the maximum source intensity, r [mm] is the radial coordinate and is expressed as $(x^2 + y^2)^{\frac{1}{2}}$ (2) in the current coordinate system and r_0 [mm] is the distribution parameter and has the following formula $r_e - (r_e - r_i) \cdot \frac{(z_e - z)}{(z_e - z_i)}$ (3) where r_e [mm] is the surface radius and r_i [mm] is the constant heat input cylinder radius.

The maximum source intensity can be expressed as:

$$Q_0 = \frac{9\eta P e^3}{\pi(e^3 - 1)} \cdot \frac{1}{(z_e - z_i)(r_e^2 + r_e r_i + r_i^2)} \cdot e^{\left(-\frac{3r^2}{r_0^2}\right)} \quad (4)$$

where η is the process efficiency and P is the power in Watt (Zain-ul-abdein, 2009).

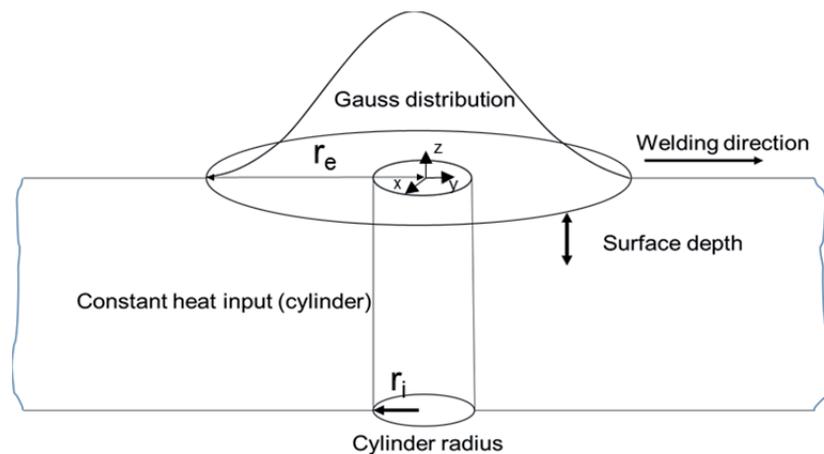


Fig. 5: Heat source parameters

2.3. Experimental setup and model pre-processing

A straight-line welding trajectory of 100 mm between two stainless steel plates was considered for the study. The samples were placed in a sample carrier and a clamping device fixed one of the samples. The carrier is illustrated in Fig. 6. The sample was released 60 seconds after the weld.

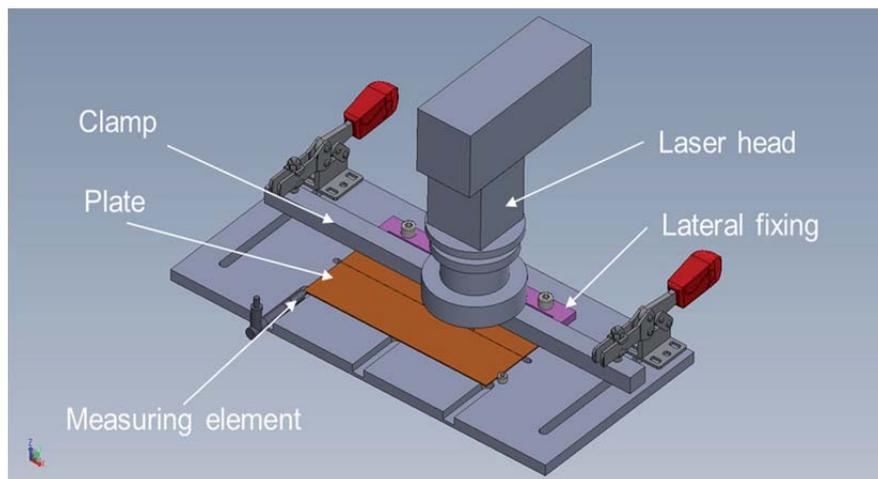


Fig. 6: Experimental setup

The pre-processing of the simulation model was done based on the experiment geometry and characteristics. For the 3D mesh hexahedral elements also known as “brick” elements were used. The advantage of using this type of element is the increase in accuracy of the discretization in comparison with the more common tetrahedral elements, as well as a reduction of the computational time when compared with the high order elements (ALGOR Development Staff, 2011).

Fig. 7 shows the geometry and mesh of the computational model. The plate is placed on two supports, which act as boundary conditions, and one side is clamped. The welding simulation software allows the adaptive meshing based on the temperature gradients detected. This means that the mesh does not have to be very fine before the welding process commences, but as it progresses, it will be refined in the areas with higher temperature gradients by a coefficient

of 0.1. Each element in the weld seam section of the mesh has a volume of 0.4 x 0.4 x 0.4 mm. The whole domain consists of 28796 elements and 37467 nodes.

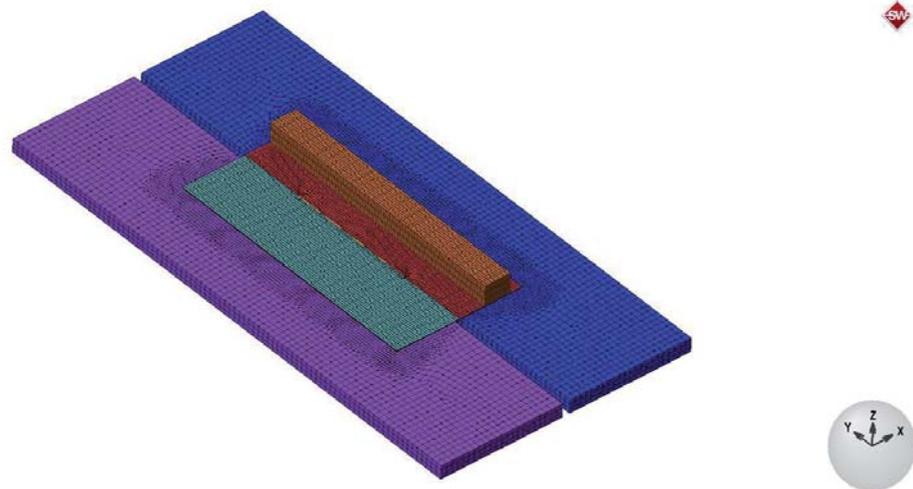


Fig. 7: Computational Model Mesh

Another significant aspect for the simulation result is the correct calibration of the heat transfer through the two welded plates. As mentioned earlier, the steel used has a low thermal conductivity, which means that the values for the convection, conduction and radiation have to be carefully calculated in order to ensure a realistic heat distribution (Verein Deutscher Ingenieure, 2010).

The calibration of the numerical temperature field is defined by criteria such as the peak temperature, the width of the peak and the temperature distribution during the cooling time. The peak temperature depends on the location of the sample point. The width of the peak is an indicator of the energy levels. The cooling time temperature distribution is controlled by the boundary conditions imposed on the model (Perret, et al., 2011).

2.4. Mathematical description of the heat transfer

In the case of laser beam welding, heat transfer can be calculated with the heat conduction theory (Dowden, 2009). This leads to a decoupling of the thermal and mechanical aspects of the problem, without taking a significant toll on the accuracy of the calculation.

The governing equation for the temperature field on the workpiece can be expressed as seen in Eq. (5), taking into account the moving coordinate system xyz which has the y axis along the welding trajectory, the z axis across the plate thickness and the origin at the surface of the plates (Balasubramanian, et al., 2008):

$$\rho C_p \left[\frac{\partial T}{\partial t} + (-v_w) \frac{\partial T}{\partial y} \right] = \frac{\partial}{\partial x} \left(k \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(k \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(k \frac{\partial T}{\partial z} \right) + q_v(x, y, z) \quad (5)$$

where ρ is the density, C_p is the specific heat, v_w is the welding speed, T is the temperature, t is the time, k is the thermal conductivity and $q_v(x, y, z)$ is the volumetric heat source which is defined by the beam power and the beam incidence angle.

The natural boundary condition associated with the heat transfer will then be as seen in Eq. (6) (Balasubramanian, et al., 2008):

$$k_n \frac{\partial T}{\partial n} - q + h(T - T_0) + \sigma \varepsilon (T^4 - T_0^4) = 0 \quad (6)$$

where q is the prescribed heat flux, h is the heat transfer coefficient (25 W/m²K in our case) and ε is the emissivity (0.15 in our case). Convective and radiative heat losses are also considered in the study. The initial condition for a transient analysis is displayed in Eq. (7) (Balasubramanian, et al., 2008):

$$T(x, y, z, 0) = T_0(x, y, z) \quad (7)$$

where T_0 is the initial temperature .

A welding simulation is generally performed as a sequential simulation of the transient temperature field and the structural mechanics. The results can be divided then into two main categories: thermal and mechanical. It is important to notice that this thermo-mechanical simulation is coupled. The deformation of the plates is a consequence of the heat applied by the laser source, which determines the existence of stresses. This is why the thermal distribution is crucial for obtaining an accurate mechanical response in the simulation (Perret, et al., 2011). The total time-dependent strain of a volume element in the material model is:

$$\varepsilon = \varepsilon_i + \varepsilon_e + \varepsilon_p + \varepsilon_{th} \quad (8)$$

where ε_i is the initial strain, ε_e is the elastic strain, ε_p is the plastic strain and ε_{th} is the thermal strain. The initial strain is taken as 0 at this point of the project, as residual stress from previous machining is not taken into consideration in the model. The elastic strain for an isotropic material is given by the equation

$$\varepsilon_e = [D]^{-1} \cdot \sigma \quad (9)$$

where $[D]$ is the stress-strain matrix and σ is the stress. The plastic strain can be obtained from the equation

$$d\varepsilon_p = d\lambda \cdot \frac{\partial f^{vM}}{\partial \sigma} \quad (10)$$

where f^{vM} is the plastic potential, $d\lambda$ is the hardening parameter and σ is the stress. The thermal strain is calculated with from the equation

$$\varepsilon_{th} = \alpha(T) \cdot (T - T_0) \quad (11)$$

where $\alpha(T)$ is the temperature dependent thermal expansion coefficient, T_0 is the reference temperature and T is the temperature (Hildebrand, 2008).

The model used for the material hardening is an isotropic one, therefore the yield surface extends with accumulated plastic strain. The yielding occurs when:

$$f = \sigma_{eq} - K - \sigma_y = 0 \quad (12)$$

where σ_{eq} is the von Mises equivalent stress, σ_y is the initial yield stress and K is the degree of strain hardening (Mullins & Gunnars, 2009).

The software uses the sfMarc solver with the option Parallel Direct Sparse Solver to perform the FE interpolation for the thermo-mechanical analysis. The simulations were run in parallel on 8 processors. The time step is automatically calculated based on the element size by using the formula

$$\Delta t = \frac{l}{2^{n_1} v n_2} \quad (13)$$

where l is the element size along the weld path, n_1 is the refinement level, n_2 is the number of time steps per element and v is the velocity.

A generally accepted method for numerical model validation is comparing the numerical with the experimental results. The fact is that numerical models can represent physical effects only to a certain extent. Keeping this in mind, it is important to identify some causes for the uncertainties existent in the model, such as unknown effective material parameters and their statistical properties (Sudnik, et al., 2000). In the current study, such a parameter would be the anisotropies existent in the material used in the experiment as opposed to the isotropic properties given for the material in the simulation.

3. Results

The results for the temperature field confirm the inverse proportionality between the welding speed and temperature levels in the weld area. As the welding speed increases, the peak temperature at the selected points in the HAZ decreases. The temperature curves for the experiment and simulation for speeds of 2000 mm/min and 8000 mm/min are shown in Fig. 8 and Fig. 9.

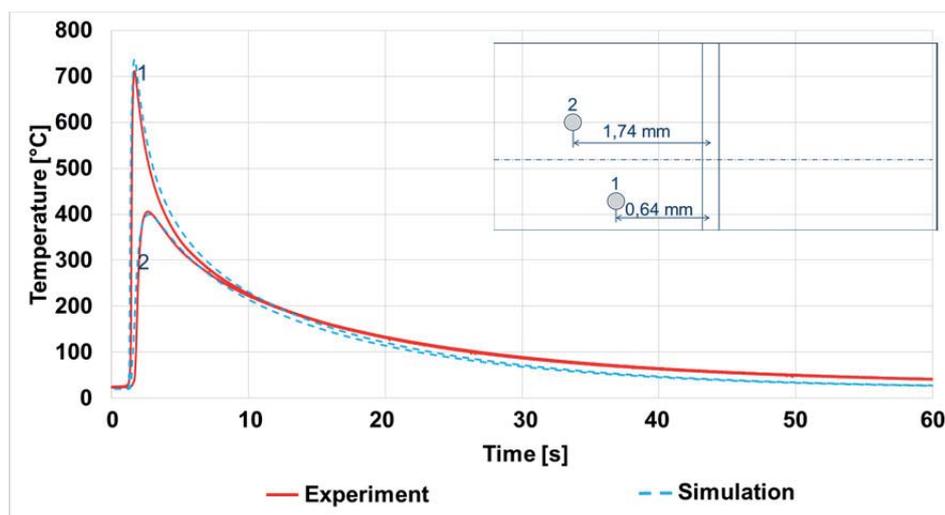


Fig. 8: Experiment and simulation temperature curves for a welding speed of 2000 mm/min

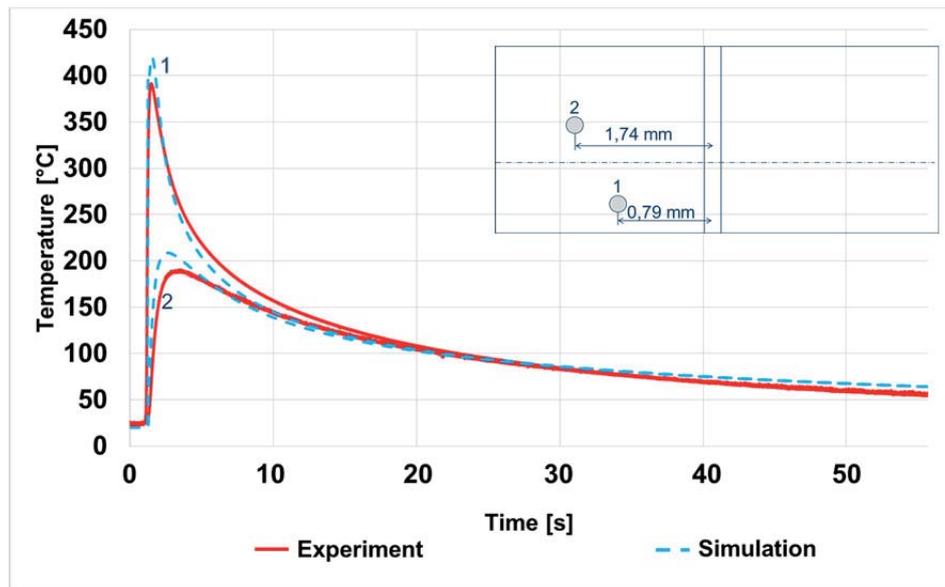


Fig. 9: Experiment and simulation temperature curves for a welding speed of 8000 mm/min

The temperature field shows similarities for the experiment and the simulation results. This is one of the sought results of the calibration process which can lead to the validation of the model.

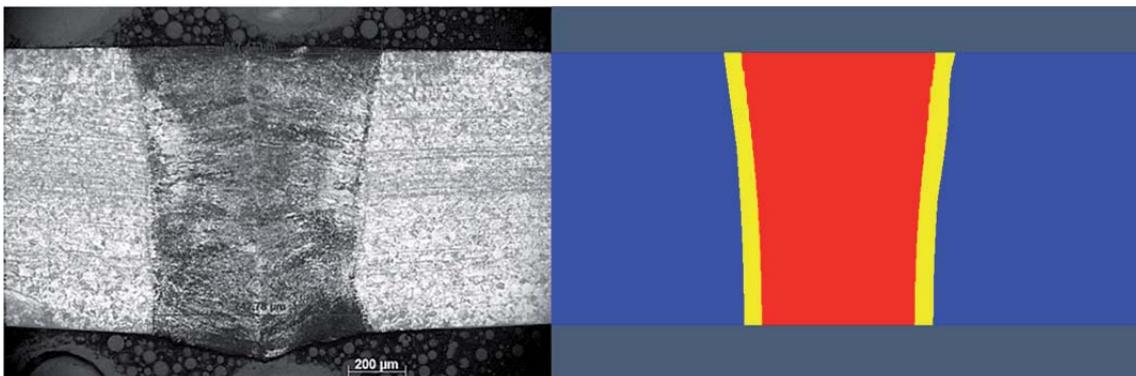


Fig. 10: Weld pool in the experiment and the simulation for the welding speed of 2000 mm/min (contrast modified for a better visualization)

Fig. 10 and Fig. 11 display cross-section images of the weld pool at the midpoint of the given weld length. This is a second step in the process of validation of the numerical model, comparing the weld pool dimensions for the experiment and for the simulation. The heat source has been calibrated before moving on to the validation. A strong similarity is seen between the two, which indicates a good numerical parameterization of the heat transfer processes existent in the weld pool. The inverse proportionality between the size of the weld pool and the welding speed is clearly seen in these two figures. The weld pool becomes narrower for a higher speed.

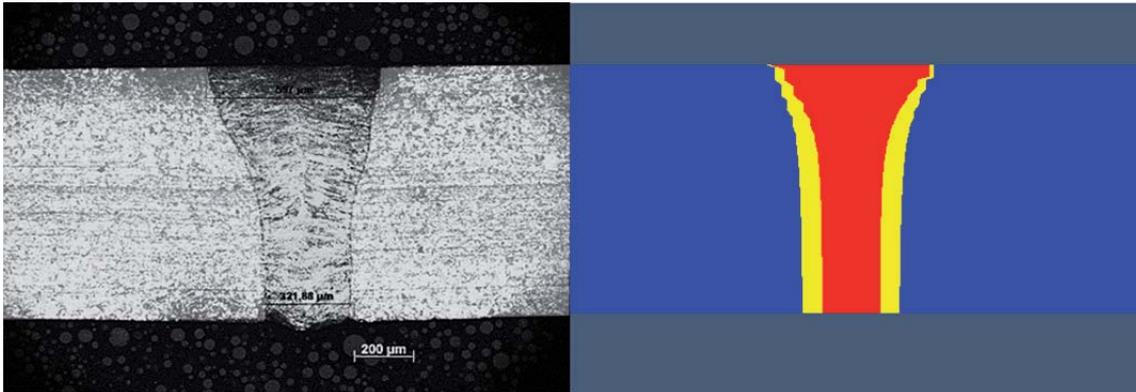


Fig. 11: Weld pool in the experiment and the simulation for a welding speed of 8000 mm/min (contrast modified for a better visualization)

The changes in the gap width as shown in Fig. 12 and Fig. 13 indicate the deformation of the plates induced by the temperature field. The simulated transient distortion distributions correspond qualitatively well to the experimental data; quantitatively, an up to 17% difference between the simulated and experimental measured data is acceptable (Perret, et al., 2011). The additional differences exist between the experiment and simulation results can be attributed to the residual stresses existent in the material before the welding process, which are not considered in the numerical model.

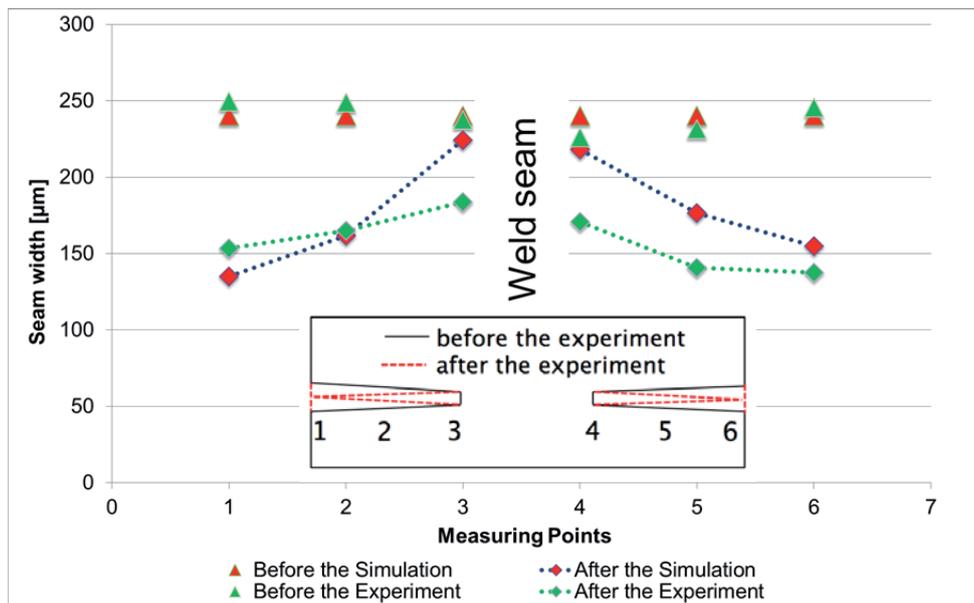


Fig. 12: Seam width for the experiment and simulation results for a welding speed of 2000 mm/min

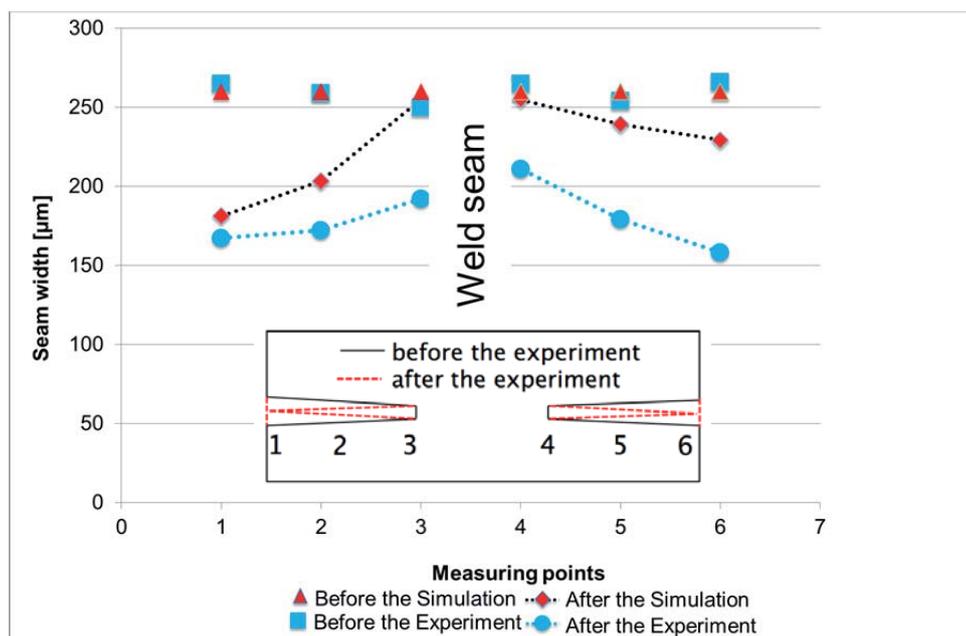


Fig. 13: Seam width for the experiment and simulation results for a welding speed of 8000 mm/min

4. Conclusions

The work describes the temperature distribution and consequent deformation in the thin laser welded plates using experimental and numerical methods. The numerical model has shown a good accuracy, as well as versatility and sensitivity with regards to the parameter input (Moraitis & Labeas, 2009).

The temperature field and deformation of the plate measured after the welding process shows a higher value at a lower welding speed and a lower value for higher welding speeds. This can be explained in terms of the heat absorption and weld pool dimensions.

Based on the variation of the different parameters involved in the laser welding process, it can be concluded that besides the heat source characteristics and material properties, the welding speed has a major influence on the thermal and mechanical results.

5. References

- ALGOR Development Staff, 2011. [Online]
Available at: http://www.algor.com/news_pub/tech_white_papers/eight_node/default.asp
- Balasubramanian, K. R., Shanmugam, S., Buvanashakaran, G., Sankaranarayanan, K. (2008): Numerical and experimental investigation of laser beam welding of AISI 304 stainless steel sheet. *Advances in Production Engineering & Management*, 3 February, pp. 93-105.
- Dowden, J. (2009): *The Theory of Laser Materials Processing*. Bristol, UK: Canopus Publishing Limited.
- Edelstahl Rostfrei, 2007. *Schweißen Merkblatt 823*. [Online]
Available at: <http://www.edelstahl-rostfrei.de/page.asp?pageID=1579&shopadd=True>

- Goldak, J., Akhlaghi, M. (2005): *Computational Welding Mechanics*. Ottawa: Springer.
- Moraitis, G., Labeas, G. (2009): Prediction of residual stresses and distortions due to laser beam welding of butt joints in pressure vessels. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 7 November, pp. 133-142.
- Mullins, J., Gunnars, J. (2009): *Influence of Hardening Model on Weld Residual Stress Distribution*, Stockholm: Swedish Radiation Safety Authority.
- Perret, W. et al. (2011) Approach to assess a fast welding simulation in an industrial environment - application for an automotive welded part. *International Journal of Automotive Technology*, 8 February, pp. 895-901.
- Perret, W. et al. (2011): Case Study for Welding Simulation in the Automotive Industry. *Welding in the world*, 5 November, p. 55.
- Sudnik, W., Radaj, D., Breitschwerdt, S., Erofeew, W. (2000): Numerical simulation of weld pool geometry in laser beam welding. *Journal of Physics D*, 13 January, pp. 662-671.
- Verein Deutscher Ingenieure (2010): *VDI Heat Atlas*. Berlin: Springer.
- Zain-ul-abdein, M. (2009): *Experimental Investigation and Numerical Simulation of Laser Welding Induced Residual Stresses and Distortions in AA 6056-T4 Sheets for Aeronautic Application*. Lyon: LaMCoS INSA-Lyon.
- Zhou, J., Khalilollahli, A., Tsai, H.-L. (2012): Thermal-Mechanical Modeling of Pulsed Laser Keyhole Welding of 304 Stainless Steels. *Journal of Engineering and Technology*, pp. 134-140.

Simulationsgestützte Prozessoptimierung eines laserbasierten Mikroschweißverfahrens

Andreas Patschger¹, Tobias Loose², Jens Bliedtner¹

¹ *Ernst-Abbe-Fachhochschule Jena, Carl-Zeiss-Promenade 2, D-07745 Jena, Deutschland
E-Mail: Andreas.Patschger@fh-jena.de*

² *Ingenieurbüro Tobias Loose, Herdweg 13, D-75045 Wössingen (Lkr. Karlsruhe), Deutschland
E-Mail: loose@tl-ing.de*

ZUSAMMENFASSUNG

In einem Forschungsvorhaben mit dem Ziel einer industriellen Anwendung soll die Umhüllung eines Vakuuminisationspanels aus ultra-dünnen CrNi-Stahl-Folien erfolgen. Zur vakuumdichten Versiegelung des Panels wird ein Laserstrahlfügeverfahren eingesetzt. Dabei stellt das laserbasierte Mikroschweißen aufgrund der geringen Materialstärken von $\leq 50 \mu\text{m}$ hohe Anforderungen an die Prozessführung. Um die Fügepartner prozesssicher im Überlappstoß zu verschweißen, ist eine Optimierung der Prozessgrößen notwendig.

Die vom Laserstrahl transportierte Energie wird partiell absorbiert und in Wärme umgewandelt. Dabei treten durch Wärmeleitung in das Bauteil Verluste auf, die dem eigentlichen Prozess entzogen werden. Die minimale Materialstärke der Stahlfolie, die prozessbedingte Einspannlänge und die immanente Nachgiebigkeit der Spannmittel resultieren in einer verminderten Struktursteifigkeit des Gesamtsystems, das nur geringe Druckspannungen aufnehmen kann. Während des Abkühlens des Bauteils treten Druckeigenstressungen auf und führen zum Ausbeulen der Folien. Der thermisch induzierte Verzug hat eine Spaltbildung zwischen den Fügepartnern zur Folge.

Mit steigenden Wärmeleitungsverlusten wachsen der Verzug und damit der Füge-spalt, die zum Prozessabbruch führen. Daraus ergibt sich ein unmittelbarer Einfluss auf den Fügeprozess, der sehr empfindlich auf eine vertikale Relativverschiebung der Folien reagiert. Daher müssen die Wärmeleitungsverluste und der daraus resultierende Verzug minimiert werden.

Die Péclet-Zahl ist ein Maß für den relativen Anteil der Wärmeleitungsverluste am Laserbearbeitungsprozess und dadurch mit dem thermischen Wirkungsgrad verknüpft. Die gewählten Prozessgrößen bestimmen die Péclet-Zahl und sind deswegen entscheidend für die Prozesssicherheit und Verbindungsfähigkeit.

Um deren Einfluss zu qualifizieren, werden die Prozessgrößen variiert und die Prozesseffizienz in Abhängigkeit der Péclet-Zahl untersucht. Dabei wird die experimentelle Analyse durch eine Schweißstruktursimulation unterstützt, welche die Berechnung des globalen Temperaturfeldes, der Eigenstressungen und des Verzuges ermöglicht. Die Verbindung von experimenteller Analyse und Schweißstruktursimulation soll helfen, den Mikrofügeprozess robust auszulegen.

Die verwendeten Bauteilgeometrien stellen eine besondere Herausforderung für die Simulation dar. Aus der Temperaturfeldberechnung kann der Wärmeeintrag in das Bauteil abgeleitet und der erwärmte Bereich abgeschätzt werden. Beides ist für die Verzugsentstehung ausschlaggebend.

1 Einleitung

Das ZIM-Verbundprojekt „CroNiVIP“ (VP3018201AG2) hat die Entwicklung einer neuen Generation innovativer Dämmtechnik zum Inhalt. Das übergeordnete Ziel besteht in der Entwicklung neuartiger Vakuumisolationspaneele (VIP) mit einer dünnen, rein metallischen Hülle aus CrNi-Stahlfolie, die einerseits höchste Dämmungseigenschaften aufweisen und andererseits hohe Anforderungen an die Temperaturstabilität erfüllen.

Durch die Substitution des konventionellen Hüllenmaterials, bestehend aus einer Kunststoffverbundfolie, mit einer CrNi-Stahlfolie wird die mögliche Einsatztemperatur weit über die bisherige Obergrenze von 80 °C ausgedehnt.

Dieses neue Eigenschaftsprofil erweitert die bestehende Produktpalette und bietet so die Möglichkeit neue Marktsegmente zu erschließen. Anwendungsgebiete für die neuartigen Hochleistungs-paneele finden sich beispielsweise bei solarthermischen Applikationen, in der Kryotechnik, bei Ofenisolationen und in Brandschutz sensiblen Bereichen. [Projektbeschreibung CroNiVIP, 2012]

Die vakuumdichte Versiegelung des VIPs soll mittels Laserstrahlfügeverfahren erfolgen. Hierfür eignet sich ein scannerbasiertes Remote-Verfahren, das sowohl die Prozessgeschwindigkeit garantieren als auch den Arbeitsraum abdecken kann. Da das Laserstrahlschweißen trotz seiner hohen Effizienz ein thermisches Verfahren bleibt, werden während der Bearbeitung Anteile der eingestrahlten Energie in das Bauteil abgeleitet. Dadurch wird ein Verzug thermisch induziert, der eine Spaltbildung zwischen den Fügepartnern zur Folge hat. In [Thomy et al., 2010] wird deutlich, dass der thermisch induzierte Verzug Δz bei abnehmender Werkstückdicke d und skalarer Streckenenergie mit einer Potenzfunktion anwächst.

$$\Delta z = \frac{1}{d^3} \quad (1)$$

Das bedeutet, dass bei den avisierten Foliendicken von $\leq 50 \mu\text{m}$ die Gefahr eines Prozessabbruchs durch einen nicht überbrückbaren Fügespalt besteht und minimiert werden muss. Dies kann durch eine angepasste Prozessführung erreicht werden. In [Beyer, 1996] wird deutlich, dass die Wärmeverluste sehr gut in Abhängigkeit von der Péclet-Zahl beschrieben werden können. Damit ergibt sich der thermische Wirkungsgrad aus [Patschger et al., 2013] mit:

$$\eta_{th} = \frac{1}{1 + \left(\frac{Pe}{2}\right)^{-0,7}} \quad (2)$$

Zusammen mit dem Einkoppelgrad η_{abs} bildet der thermische Wirkungsgrad den Prozesswirkungsgrad η_{Proc} :

$$\eta_{Proc} = \eta_{th} \cdot \eta_{abs} \quad (3)$$

Der Einkoppelgrad wird im Tiefschweißen durch den Absorptionsgrad A und das Aspektverhältnis A_R bestimmt. [Dausinger, 1995]

$$\eta_{abs} = A \cdot \frac{1 + (1-A) \cdot \left[\frac{1}{2A_R} - \left(\frac{1}{2A_R} \right)^2 \right]}{A \cdot \left(1 - \frac{1}{2A_R} \right) + \frac{1}{2A_R}} \quad (4)$$

Aus Formel 2 ergibt sich die Notwendigkeit, den Prozess mit einer entsprechend großen Péclet-Zahl zu gestalten. Diese setzt sich aus der Vorschubgeschwindigkeit v , der Schweißnahtbreite b und der Temperaturleitfähigkeit κ zusammen [Poprawe et al., 2004]:

$$Pe = \frac{v \cdot b}{\kappa} \quad (5)$$

Mit einem zumeist vorgegebenem Werkstoff und der damit definierten Temperaturleitfähigkeit κ können entweder der Fokusbereich sowie die Schweißnahtbreite b oder die Vorschubgeschwindigkeit v erhöht werden, um die Péclet-Zahl und den Prozesswirkungsgrad zu steigern. Für Mikroschweißnähte findet die Erhöhung des Fokusbereichs ihre Grenze in den minimal erzielbaren Aspektverhältnissen, während die Geschwindigkeit bis zur Humpinggrenze beliebig gesteigert werden kann. Eine hohe Geschwindigkeit setzt eine hohe Leistung voraus. Werden die Wärmeleitungsverluste abgezogen, skaliert die Leistung linear mit der Geschwindigkeit.

Um den Unterschied der Wärmeleitungsverluste bei verschiedenen Vorschubgeschwindigkeiten zu verdeutlichen, werden zwei Lasermaterialbearbeitungssysteme eingesetzt, die sich deutlich in ihrem Leistungsbereich und damit in den erreichbaren Geschwindigkeiten unterscheiden.

2 Experimenteller Versuchsteil

2.1 Versuchsaufbau und verwendete Materialien

Es kamen ein Scheibenlasersystem der Fa. PRENOVATEK sowie ein Faserlasersystem der Fa. JENOPTIK zum Einsatz. Beide waren mit einer Strahlableitvorrichtung von RAYLASE ausgestattet. Im Folgenden sind die technischen Daten dargestellt:

Tabelle 1: Technische Daten der Lasermaterialbearbeitungssysteme

		PRENOVATEK NovaDisc-P5	JENOPTIK
System	-	Scheibenlaser	Faserlaser
Max. Leistung	W	40	1000
Wellenlänge	nm	1030	1070
Beugungsmaßzahl M^2	-	1,2 [Strocka et al., 2012]	1,15 [Patschger et al., 2012]
Strahlableitvorrichtung	-	RAYLASE Superscan-20	RAYLASE Superscan-LD30
Brennweite	mm	160	100
Fokusbereich	μm	25 [Strocka et al., 2012]	22 [Patschger et al., 2012]

Beide Systeme sind in der Wellenlänge, Strahlqualität und Fokusbereich vergleichbar. Daher kann davon ausgegangen werden, dass die Ergebnisse nicht durch unterschiedliche Absorptionsgrade oder Intensitätsverteilungen beeinflusst sind.

Die Untersuchungen wurden an kaltgewalzten CrNi-Stahlfolien (1.4301) in Dicken von 25 und 50 μm durchgeführt. Für die Bestimmung der Péclet-Zahl nach Gleichung 5 wurde die Temperaturleitfähigkeit an ebenfalls kaltgewalzten Feinblechen in einer Stärke von 500 μm mit einem LINSEIS XFA 500 im Temperaturbereich bis 500 °C gemessen (siehe Abbildung 1).

Eine geringere Materialstärke konnte aufgrund des Messverfahrens nicht verwendet werden. Die Probenkörper wurden von demselben Zulieferer bezogen. Allen in Abbildung 1 dargestellten Datenpunkten liegen 3 Messwerte zugrunde. Das Bestimmtheitsmaß R^2 der Regressionsgerade beträgt 97%. In [Swift-Hook und Gick, 1973] wird vorgeschlagen, dass für den betrachteten

Temperaturbereich $T_{Umgebung} < T < T_{Schmelz}$ ein Mittelwert verwendet wird. Durch Extrapolation mittels der Regressionsgleichung ergibt sich ein Wert von $0,0463 \text{ cm}^2/\text{s}$ für die Temperaturleitfähigkeit bei einer mittleren Prozessstemperatur von $715 \text{ }^\circ\text{C}$.

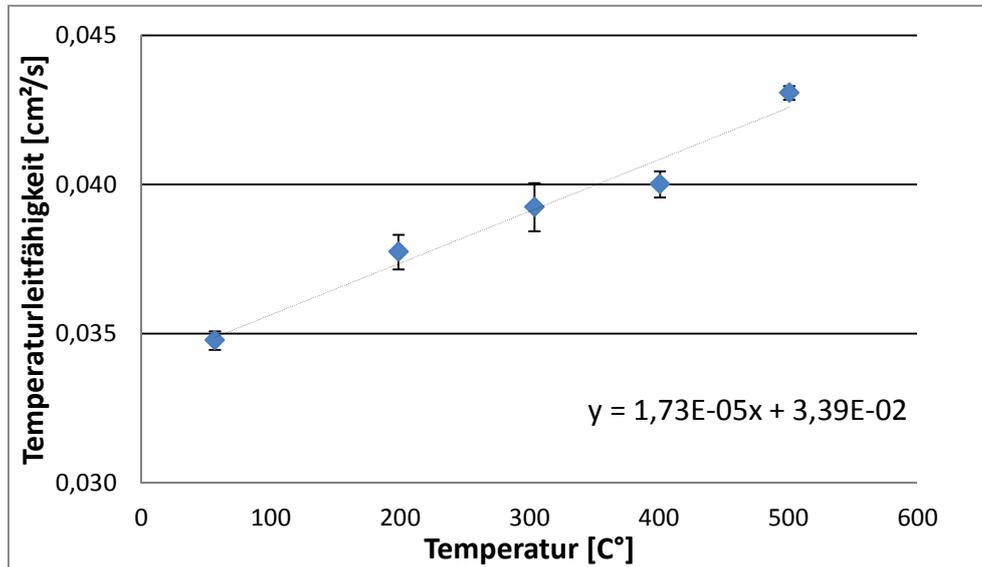


Abbildung 1: Temperaturleitfähigkeit in Abhängigkeit von der Temperatur

Die Nahtlänge betrug ca. 30 mm und zum Spannen der Fügepartner diente eine Vorrichtung aus Aluminium mit einer Einspannlänge von ca. 6-8 mm.

2.2 Design und Auswertung der experimentellen Versuche

Mit dem Ziel, die theoretisch erreichbare Einschweißtiefe bei einer Durchschweißung konstant zu halten, werden zur Auswertung der Untersuchungen nur Daten in Betracht gezogen, die an der unteren Prozessgrenze gewonnen wurden (siehe Abbildung 2).

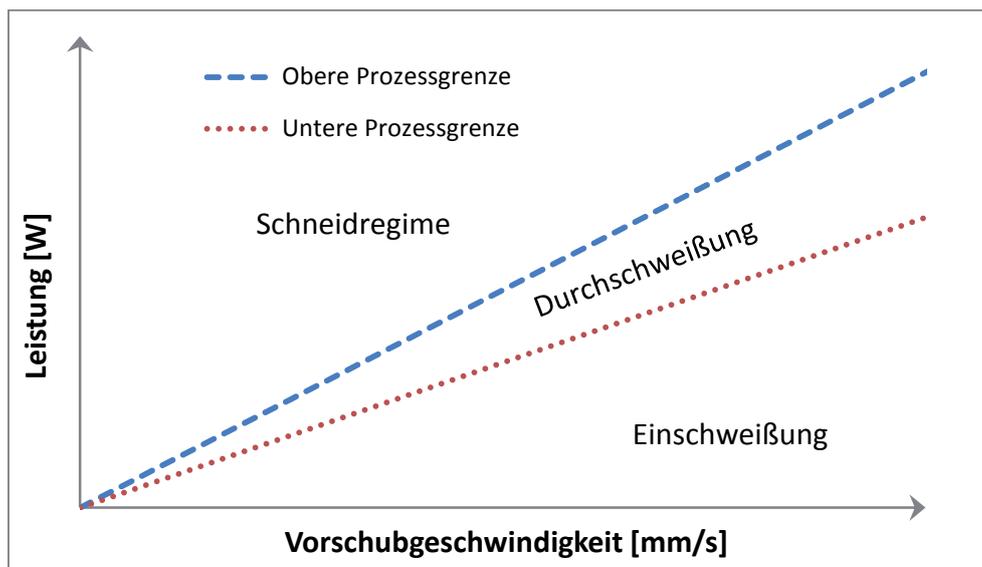


Abbildung 2: Vereinfachtes Schema zum Prozessfenster

Das bedeutet, dass bei konstanter Leistung die Geschwindigkeit soweit erhöht wurde, bis gerade noch eine durchgängige Nahtwurzel zu erkennen war. Dieser Vorgang wurde bei verschiedenen Leistungsstufen wiederholt und somit das Leistungsspektrum komplett abgedeckt.

Mit der Vereinbarung, dass die untere Prozessgrenze gleichbedeutend mit einer konstanten Einschweißtiefe ist, ergibt sich bei nahezu gleichem Fokussdurchmesser dasselbe Aspektverhältnis und somit derselbe Einkoppelgrad für die Versuche mit gleicher Foliendicke. Ein konstanter Einkoppelgrad lässt direkt von Prozesswirkungsgrad auf thermischen Wirkungsgrad schließen (siehe Gleichung 3).

2.3 Ergebnisse und Diskussion

Die volumenspezifische Energie ist ein probates Mittel, um den Prozesswirkungsgrad zu bestimmen. Da bei vorliegenden Versuchsreihen der Einkoppelgrad für die jeweilige Folienstärke näherungsweise als konstant angesehen werden kann, lässt sich direkt vom Prozesswirkungsgrad auf den thermischen Wirkungsgrad schließen.

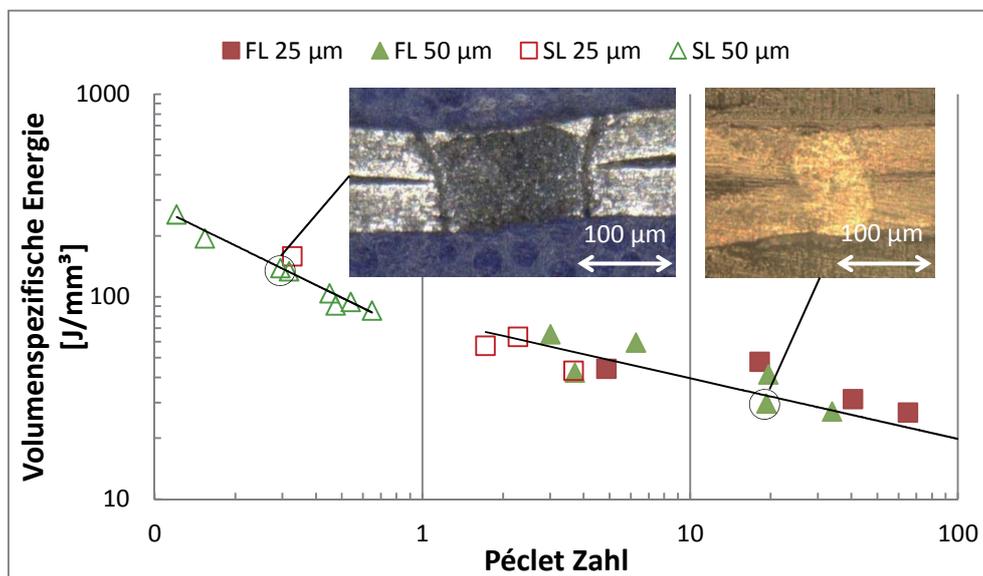


Abbildung 3: Volumenspezifische Energie in Abhängigkeit von der Péclet-Zahl

Abbildung 3 zeigt die volumenspezifische Energie in Abhängigkeit von der Péclet-Zahl für Folienstärken von 25 µm und 50 µm geschweißt mit dem Faserlaser- (FL) und dem Scheibenlasersystem (SL). Die volumenspezifische Energie wird stetig kleiner mit steigender Péclet-Zahl. Das bedeutet, dass immer weniger Energie durch den Laser eingebracht werden muss, um dasselbe Volumen aufzuschmelzen. Der thermische Wirkungsgrad wächst also mit größer werdender Péclet-Zahl.

Durch die doppelt-logarithmische Darstellung in Abbildung 3 werden die aufgetragenen Funktionen graphisch transformiert. Eine Potenzfunktion bildet eine Gerade. Damit kann eine solche Darstellung gleichzeitig als Test auf eine Potenzfunktion genutzt werden. [Stöcker, 2009] In Abbildung 2 zeigt sich genau dieses Verhalten mit dem bemerkenswerten Zusatz, dass sich in Abhängigkeit von der Péclet-Zahl zwei Regimes ausbilden, die unterschiedlichen thermischen Wirkungsgraden unterliegen. Aus der Abbildung 3 lässt sich ableiten, dass die Grenze zwischen den Regimes bei einer Péclet-Zahl von ca. 1 liegt. Um diese Aussage zu überprüfen, werden die Ergebnisse einer statistischen Regressionsanalyse unterzogen:

Tabelle 2: Ergebnisse der Regressionsanalyse

	$Pe < 1$	$Pe > 1$
Bestimmtheitsmaß R^2	0,9434	0,7272
Anstieg b	-0,64772	-0,2997
P -value für b	<0,001	<0,001
obere Grenze 95% Vertrauensbereich für b	-0,50587	-0,1843
untere Grenze 95% Vertrauensbereich für b	-0,78958	-0,4152
Schnittpunkt a	63,1361	78,884

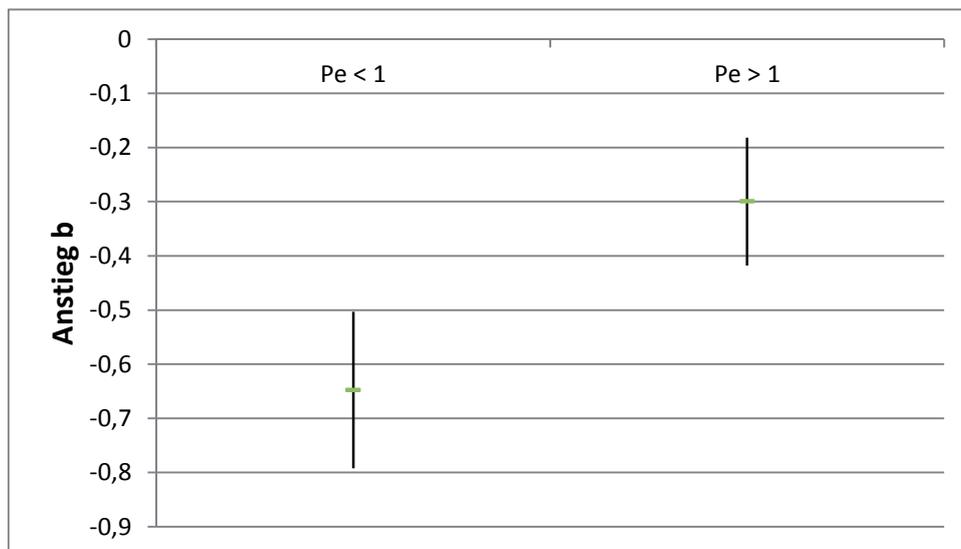


Abbildung 4: Anstieg der Regressionsgeraden mit 95%-Vertrauensbereich für unterschiedliche Bereiche der Péclet-Zahl

Aus Abbildung 4 wird deutlich, dass sich die Vertrauensbereiche der Anstiege der Regressionsgeraden für Péclet-Zahlen größer 1 und kleiner 1 nicht überlappen. Ein statistischer Vergleich der Anstiege über die Nullhypothese liefert einen Signifikanzwert (P -value) von <0,001. Daher muss die Nullhypothese zur Gleichheit der Anstiege abgelehnt werden. Die Anstiege sind damit statistisch signifikant verschieden. Das bedeutet, dass für Bereiche der Péclet-Zahl größer bzw. kleiner 1 die Wärmeverluste unterschiedlichen Abhängigkeiten bzw. Anstiegen unterliegen. [Dausinger, 1995] gibt unterschiedliche, theoretisch ermittelte Bereiche des thermischen Wirkungsgrades für die Péclet-Zahl nach Gleichung 5 mit $Pe < 0,6$, $0,6 < Pe < 12$ und $Pe > 12$ an. Bei einer Péclet-Zahl größer 12 erreicht der thermische Wirkungsgrad einen maximalen theoretischen Wert von 48%.

3 Simulativer Versuchsteil

3.1 Modellierung

Für die Simulation wurde aus beiden Regimes jeweils eine Probe der 50 μm Folienverbindungen an der unteren Prozessgrenze ausgewählt (siehe Abb. 3). Beide unterscheiden sich deutlich in den erreichten Péclet-Zahlen (siehe Tabelle 3).

Tabelle 3: Prozessgrößen der verwendeten Proben

		PRENOVATEC NovaDisc-P5	JENOPTIK
System	-	Scheibenlaser	Faserlaser
Folienstärke	µm	2 x 50	2 x 50
Leistung (Bearbeitungsebene)	W	16,9	300
Vorschubgeschwindigkeit	mm/s	7,5	1300
Nominelle Streckenenergie	J/mm	2,25	0,23
Péclet-Zahl Pe	-	0,32	19,3

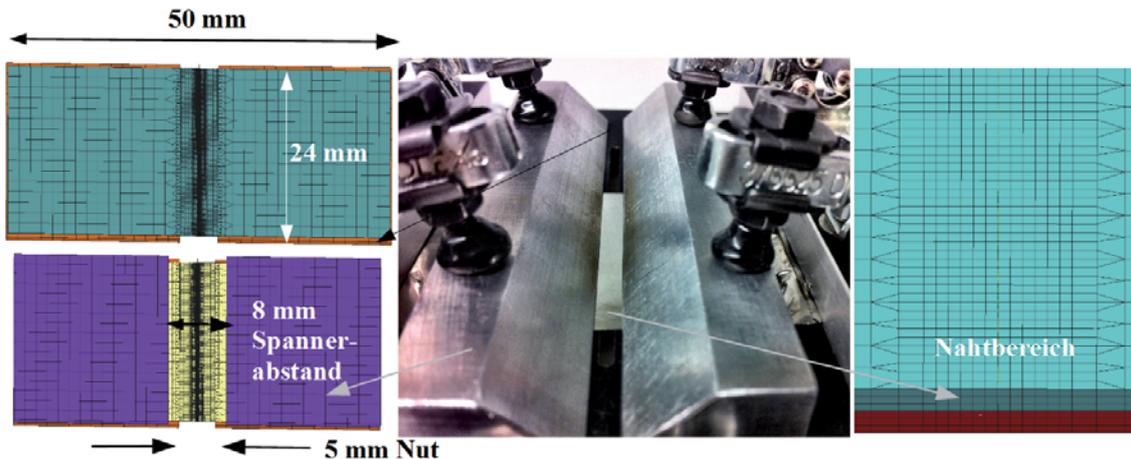


Abbildung 5: Versuchsaufbau mit Spannvorrichtung und Finite-Element-Modell für die transiente Berechnung

Abbildung 5 zeigt die Spannsituation beim Versuchsaufbau und die gewählte Nachbildung im Finite-Element-Modell mit 3D Volumenelementen. Der Nahtbereich wird mit drei Elementen über die Blechdicke und einer Elementkantenlänge von 20 µm vernetzt. Der Nahtfernbereich hingegen weist eine Vernetzung mit einem Element über die Blechdicke und einer Elementkantenlänge von 1500 µm auf. Daraus ergibt sich eine Modellgröße von 152.410 Elementen. Der Wärmeübergang zwischen Auflager der Spannvorrichtung und Folie sowie Spannelement und Folie wird mit 100 W/(m²K) angenommen. Währenddessen erhält der Wärmeübergang zur Umgebungsatmosphäre einen Wert von 20 W/(m²K). Die Schweißstruktursimulation wurde mit simufact.welding Version 3.1.0 und 3.1.1 unter Verwendung des simuact MARC Solvers durchgeführt.

Für die Temperaturfeldberechnung wird der Materialdatensatz von simufact.material 2012, X5CrNi18-10-sw, basierend auf der Dissertation von [Voß, 2001] verwendet, bei dem die Werte für die Wärmeleitfähigkeit modifiziert werden. Grundlage hierfür bilden Messungen zur Temperatur- und Wärmeleitfähigkeit im Temperaturbereich von 57 °C bis 501 °C (siehe Abbildung 1). Die Stützstellen 20 °C und 1500 °C werden durch Extrapolation bestimmt.

Der Wärmeeintrag wird nicht simuliert, sondern als Eingangsgröße vorgegeben und erfolgt über eine Ersatzwärmequelle. Diese wird dahingehend ausgelegt, dass sich der gleiche Wärmeeintrag ergibt wie in den experimentellen Versuchen. Die Leistungsdaten der Laserquelle allein sind dabei nicht hinreichend, weil die realen Verluste durch Wärmeleitung, Reflexion usw. unbekannt sind. Mit der Methode des Schmelzbildabgleiches wird der Gesamtwärmeeintrag in das Blech durch Iteration bestimmt, indem dieser so lange variiert wird, bis die Temperaturfeldberechnung den gleichen Schmelzbadquerschnitt zum Ergebnis hat wie das Schmelzbild.

Beim Schweißen mit dem Faserlasersystem entsteht eine Naht mit parallelen Flanken. Als Ersatzwärmequelle dient hier ein Zylinder mit dem Radius $r = 35 \mu\text{m}$ und der Höhe $h = 100 \mu\text{m}$. Der Wärmeeintrag folgt einer gaußförmigen Verteilung über der Stirnseite des Zylinders, während ein konstanter Wärmeeintragsverlauf über die Zylindertiefe gewählt wurde.

Als Ergebnis des Schweißversuches mit dem Scheibenlasersystem bildet sich ein Schmelzbadverlauf, der im oberen Blech im Querschnitt trapezförmig und im unteren Blech im Querschnitt parallel ist. Als Ersatzwärmequelle werden in diesem Fall zwei Zylinder gewählt. Der obere, dem Laserstrahl zugewandte Zylinder hat einen Radius $r = 93 \mu\text{m}$ und eine Höhe $h = 50 \mu\text{m}$, während der untere Zylinder mit einem Radius $r = 80 \mu\text{m}$ und eine Höhe $h = 50 \mu\text{m}$ definiert ist. Der Wärmeeintrag des oberen und des unteren Zylinders beträgt 68 % bzw. 32 % des Gesamtwärmeeintrages.

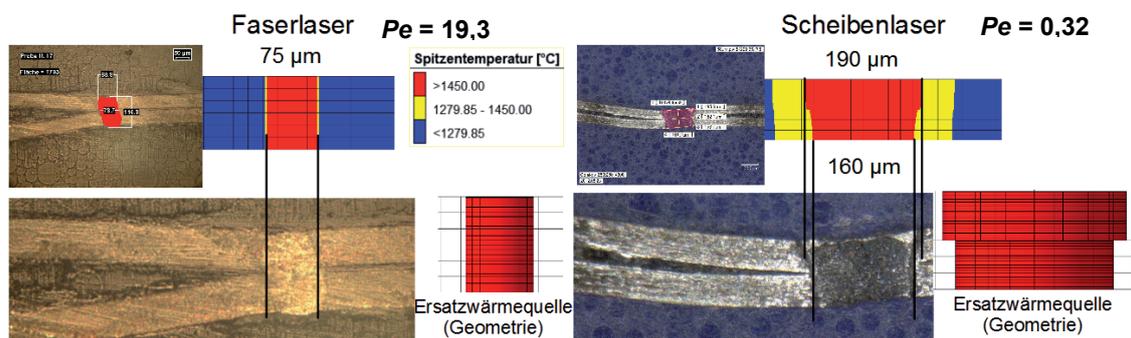


Abbildung 6: Schliffbildabgleich für die beiden Proben

Abbildung 6 zeigt den Schliffbildabgleich links für die mit dem Faserlasersystem ($Pe = 19,3$) und rechts für die mit dem Scheibenlasersystem ($Pe = 0,32$) geschweißte Probe. Aus dem Schliffbildabgleich ergeben sich die beiden Ersatzwärmequellen.

3.2 Ergebnisse der Temperaturfeldberechnung

In Abbildung 7 ist die für den Schweißprozess simulierte Maximaltemperatur in einer Temperaturauflösung bis $500 \text{ }^\circ\text{C}$ an der Oberfläche der Schweißprobe dargestellt. Im Ergebnis der Simulation für den Scheibenlaserschweißprozess mit niedriger Péclet-Zahl und daher hoher Streckenenergie sind deutlich drei Bereiche zu erkennen: Anlauf-, stationärer und Auslaufbereich. Der Anlaufbereich ist dadurch gekennzeichnet, dass mehr Wärme in das raumtemperierte Bauteil abgeleitet wird, als über die Oberflächen abgegeben werden kann. Das Bauteil erwärmt sich dadurch immer weiter und die Isothermen höherer Temperatur breiten sich aus.

Im stationären Bereich herrscht ein Gleichgewicht zwischen eingetragener und abgegebener Energie. Die Isothermen höherer Temperaturen verlaufen parallel zur Naht. Dies ist der Bereich, in dem der Schweißprozess stabil und gleichmäßig abläuft. Der Wärmefluss, der nicht nur lateral zur Naht verläuft, sondern auch in Vorschubrichtung, verursacht im Auslaufbereich am Probenende dadurch einen Wärmestau. Die Isothermen höherer Temperaturen dehnen sich weiter aus. In diesem Bereich ist die Prozessstabilität gefährdet, da ein zu geringes Aspektverhältnis der Schweißnaht zum Durchsacken der Schmelze führt und einen Einbrand generiert.

In der Simulation für den Faserlaserschweißprozess mit niedrigen Streckenenergien ist der An- und Auslauf-Bereich mit $0,5$ und $0,5 \text{ mm}$ sehr gering, während dieser beim Scheibenlaser mit $11,6 \text{ mm}$ und $3,6 \text{ mm}$ deutlich größer ist.

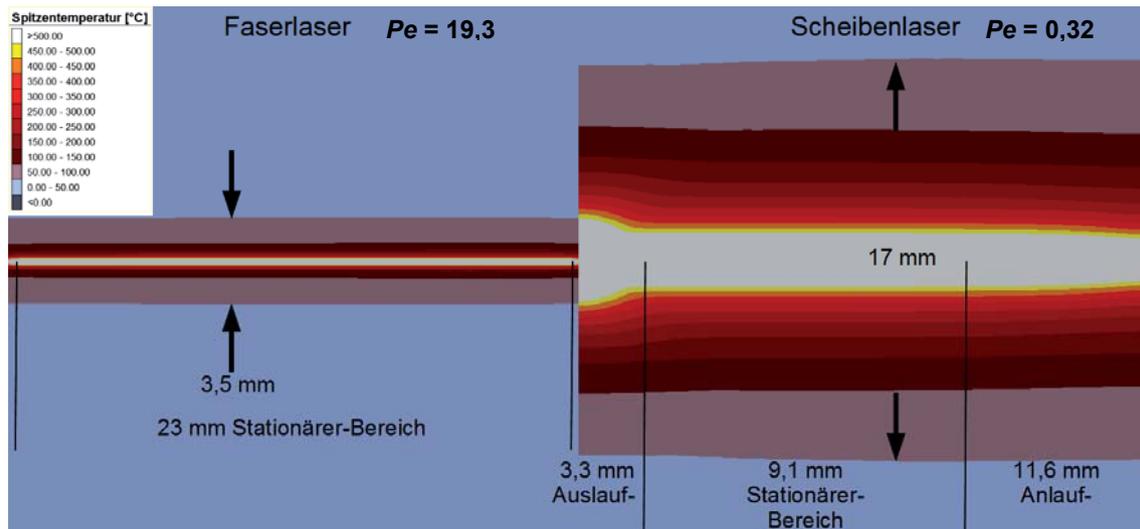


Abbildung 7: Maximaltemperatur im Schweißprozess

Die Wärmeausbreitung, gemessen an der Breite der 50 °C-Isotherme, ist mit 3,5 mm beim Schweißprozess mit einer Péclet-Zahl von 19,3 wesentlich geringer als mit der deutlich kleineren Péclet-Zahl. Hier beträgt die Breite der 50 °C-Isotherme 17 mm. Dieser Bereich wird als Wärmezone bezeichnet und beeinflusst maßgeblich die Ausbeulung [Vollertsen et al., 2007]. Je geringer die Wärmezone ist, umso geringer sind auch die Eigenkräfte, also die über die Querschnittfläche integrierten Zug- und Druckeigenstressungen. Die Druckeigenkräfte wiederum können bei Erreichen der kritischen Größe Beulen und damit Verformungen senkrecht zur Folienstärke hervorrufen, die aufgrund der daraus resultierenden Spaltbildung zwischen den Fügepartnern zum Prozessabbruch führen.

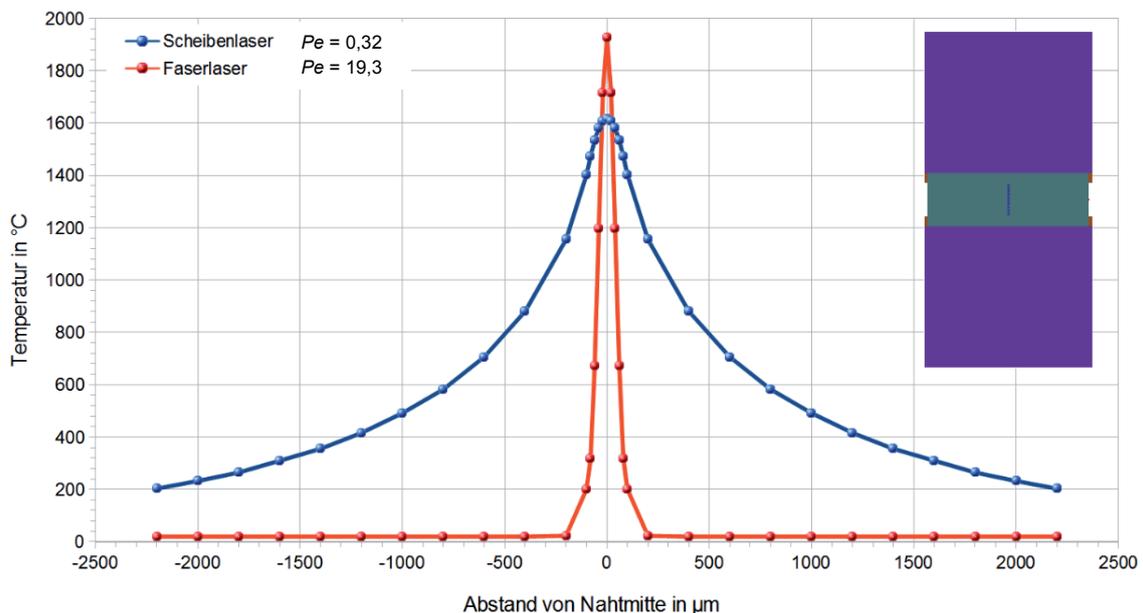


Abbildung 8: Temperaturprofil beim Fokusbereich in Folienmitte

In Abbildung 8 ist das Temperaturprofil der Wärmezone quer zur Naht während der Passage des Laserstrahls für beide Proben dargestellt. Für eine hohe Péclet-Zahl (Faserlaser) ergibt sich eine

schmale Begrenzung des erwärmten Bereiches mit einem großen Temperaturgradienten quer zur Naht während der erwärmte Bereich bei einer geringen Péclet-Zahl (Scheibenlaser) wesentlich breiter mit einem kleinen Temperaturgradienten ausfällt.

Das Temperatur-Integral ist die über eine Referenzlänge integrierte Temperatur. Im vorliegenden Fall ist die Referenzlänge ein Abschnitt an der Probenoberfläche quer zur Schweißnaht auf der Höhe der Fokuslinie. Das Temperatur-Integral der in Abbildung 8 gezeigten Kurven kann ebenfalls als Maß für die eingebrachte Energie betrachtet werden.

Das Gesamt-Temperatur-Integral ergibt sich über den gesamten erwärmten Abschnitt innerhalb der 50 °C Isotherme. Das Schmelzbad-Temperatur-Integral hingegen wird nur über dem Abschnitt innerhalb der 1500 °C Isotherme gebildet.

Der eigentliche Schweißprozess beschränkt sich auf das Aufschmelzen des Werkstoffes innerhalb des Nahtquerschnitts. Die Erwärmung der Bereiche daneben entzieht dem Fügeprozess Energie und kann daher als Verlustwärme betrachtet werden. Wird die Erwärmung in der Fügezone ins Verhältnis zur Gesamterwärmung gesetzt, resultiert daraus der lokale oder thermische Wirkungsgrad.

Der thermische Wirkungsgrad kann über das Temperatur-Integral beschrieben werden, in dem das Schmelzbad-Temperatur-Integral zum Gesamt-Temperatur-Integral ins Verhältnis gesetzt wird. Tabelle 4 stellt diese Werte für die untersuchten Prozesse gegenüber. Es zeigt sich deutlich der wesentlich höhere thermische Wirkungsgrad für eine große Péclet-Zahl. Hierbei bleibt die Erwärmung auf die Fügezone konzentriert.

Tabelle 4: Temperatur-Integral und thermischer Wirkungsgrad

		PRENOVATEC NovaDisc-P5	JENOPTIK
System	-	Scheibenlaser	Faserlaser
Péclet-Zahl	-	0,32	19,3
Gesamt-Temperatur-Integral	Kmm	3025	214
Schmelzbad-Temperatur-Integral	Kmm	276	129
thermischer Wirkungsgrad	-	0,0912	0,606

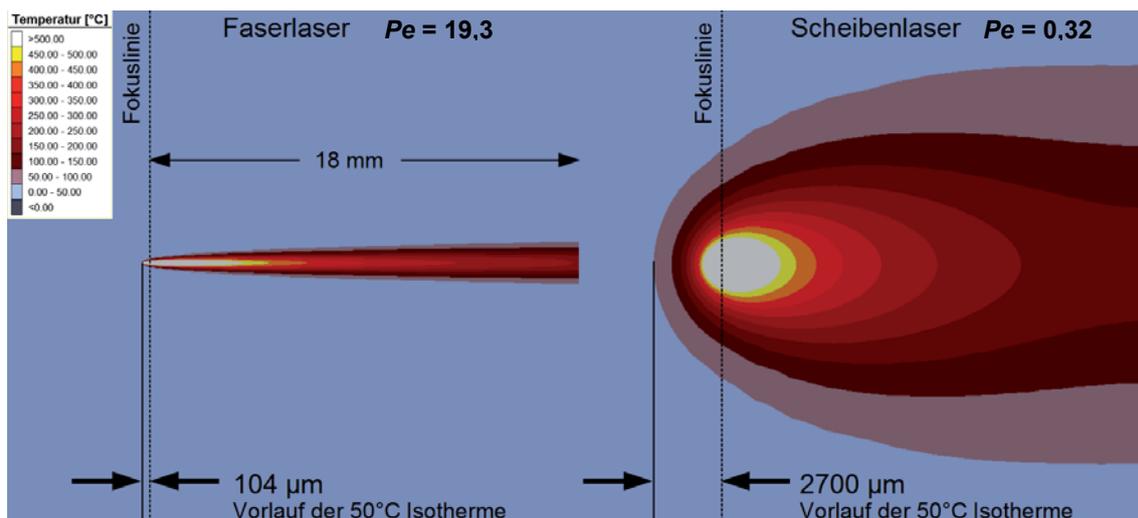


Abbildung 9: Temperaturfeld beim Fokusedurchgang 18 mm (75%) vom Folienanfang

Das Temperaturfeld zu dem Zeitpunkt, an dem der Brennfleck 75% der simulierten Nahtlänge erreicht, ist in Abbildung 9 dargestellt. Auch ist hier erkennbar, dass der Schweißprozess mit einer Péclet-Zahl von 19,3 ein sehr schmales Temperaturband mit einem langgestrecktem Schmelzbad erzeugt, während beim Schweißprozess mit der kleinen Péclet-Zahl ein breites Temperaturband mit eher gedrunenen, elliptischen Isothermen entsteht.

Eine weitere bemerkenswerte Beobachtung beschreibt das Vorauslaufen des Temperaturfeldes. Während die 50 °C-Isotherme beim Schweißprozess mit $Pe = 19,3$ lediglich 104 μm , also das 1,5-fache des Ersatzwärmequellendurchmessers, vor dem Fokuspunkt verläuft, beträgt dieser Abstand beim Schweißprozess mit $Pe = 0,32$ 2700 μm . Dies verdeutlicht das grundsätzlich unterschiedliche Verhalten der Wärmeableitung vom eigentlichen Schweißprozess. Mit Einsatz von hohen Leistungen ist die Prozessgeschwindigkeit größer als die Wärmeleitungsgeschwindigkeit. Ein vorauslaufendes Temperaturfeld existiert dabei quasi nicht. Das führt zu einer Wärmeableitung ausschließlich quer zur Naht und damit zu einer lateral verlaufenden Wärmefront. Mit niedriger Leistung stellt sich ein Gleichgewicht zwischen vorauslaufendem Temperaturfeld und Schweißgeschwindigkeit ein. Letztere ist hinreichend klein, sodass eine transversale und laterale Wärmefront entstehen kann.

Derselbe Effekt ist auch aus den Temperatur-Zeitverläufen erkennbar, die für diskrete Punkte quer zur Naht in Abbildung 10 dargestellt ist. Der Brennfleck passiert bei $t = 0$ s. Bei einer Péclet-Zahl von 0,32 (SL - durchgängige Linie) erfolgt der Temperaturanstieg vor dem Foksdurchgang und hat einen gemäßigten Gradienten. Für eine Péclet-Zahl von 19,3 (FL - gestrichelte Linie) hingegen ist vor dem Foksdurchgang fast kein Temperaturanstieg zu beobachten. Die Temperatur steigt erst beim Foksdurchgang mit einer steilen Flanke an. Dieser Temperaturverlauf in Nahtmitte ist vergleichbar einer Schockwelle (thermischer Schock).

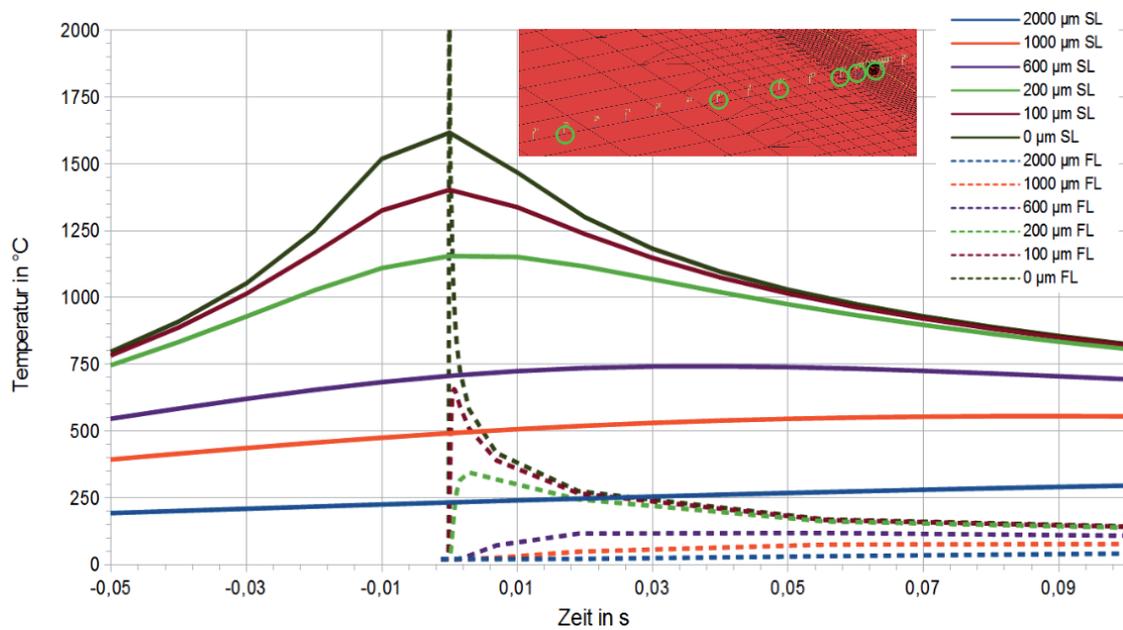


Abbildung 10: Temperaturverlauf querab zur Naht in Folienmitte

4 Schlussfolgerungen

Für eine prozesssichere Fertigung ist darauf zu achten, dass Störgrößen wie die Spaltbildung aufgrund des thermischen Verzugs minimiert werden. Der Verzug wird durch Eigenspannungen hervorgerufen, die mit der Breite der Wärmezone skalieren. Daher sind kleine Wärmezonen, die mit großen Péclet-Zahlen bzw. hohen Prozessgeschwindigkeiten erreicht werden, vorzuziehen. Anhand von Durchschweißungen an der unteren Prozessgrenze für Überlappverbindungen von $2 \times 25 \mu\text{m}$ und $2 \times 50 \mu\text{m}$ CrNi-Stahlfolien konnte gezeigt werden, dass die zum Aufschmelzen einer Volumeneinheit eingesetzte Energie mit steigender Péclet-Zahl abnimmt und währenddessen unterschiedlichen Wirkungsgradregimes folgt.

Bei vergleichbaren Fokusdurchmessern der dabei eingesetzten Lasersysteme ergab die mit zwei ausgewählten Schliffbildern der $50 \mu\text{m}$ Folienverbindungen abgeglichene Simulation eine um bis zu ca. 5 mal breitere Wärmezone für eine Péclet-Zahl von 19,3 im Vergleich zu einer Péclet-Zahl von 0,32.

Der simulierte thermische Wirkungsgrad unterscheidet sich bei beiden Schweißprozessen um Faktor 6.

Ebenfalls beobachtet werden konnten eine nur laterale Wärmeausbreitungsfront bei einer hohen Prozessgeschwindigkeit und dadurch eine Minimierung der prozessstörenden Anlauf- und Auslaufbereiche der Temperatursausbreitung.

5 Ausblick

Durch den Walzprozess sind die Folien stark kaltverfestigt. Diese Anfangsverfestigung muss in der Simulation berücksichtigt werden, da sie sowohl die Eigenspannungsentstehung als auch den Verzug beeinflusst.

Mithilfe der Temperaturfeldberechnung und der strukturmechanischen Berechnung, soll näherungsweise numerisch bestimmt werden, in wieweit die Wahl der Prozessgrößen den Verzug quantitativ beeinflusst. Dabei soll auch das aus den Druckeigenspannungen hervorgerufene Beulen berücksichtigt werden.

Eine weitere Aufgabe der Schweißstruktursimulation findet sich in der Bewertung der Schweißpfadgestaltung. Verschiedene Varianten sind für die Ausführung der Eckkonturen bei einer geschlossenen Pfadgeometrie möglich. Neben prozesstechnischen Aspekten kann mithilfe der Schweißsimulation auch der Eigenspannungszustand als Beurteilungskriterium für eine optimierte Schweißpfadgestaltung hinzugezogen werden.

Diese Aufgabenstellungen sollen im Rahmen des Projektes in Zukunft bearbeitet werden.

6 Danksagung

Die Autoren danken dem BMWi für die Finanzierung dieser Untersuchungen sowie der AIF e.V. für die Unterstützung. (VP3018201AG2)

7 Literatur

N.N. (2012): Projektbeschreibung *Entwicklung eines neuartigen, mechanisch belastbaren Vakuum-Isolations-Panels mit breitem Einsatzspektrum für Hochleistungsanwendungen durch Verwendung einer CrNi-Stahlhülle (CroNiVIP)* (VP2156309AG2)

Beyer, E. (1995): *Schweißen mit dem Laser - Grundlagen*, Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg New York, S. 138.

Dausinger, F. (1995): *Strahlwerkzeug Laser: Energieeinkopplung und Prozeßeffektivität*, Habilitation, Universität Stuttgart, B.G. Teubner Verlag, Stuttgart, S.34, S.87.

Patschger, A., Bergmann, J.P., Bliedtner, J. (2012): „Flexible and Efficient Laser Remote Welding of Ultra-thin Metal Foils“, *J. Laser Appl.* 24, 052005.

Patschger, A., Bliedtner, J., Bergmann, J.P. (2013): „Approaches to Increase Process Efficiency in Laser Micro Welding“, *Physics Procedia*, volume 41, S. 585-595, ISSN 1875-3892.

Poprawe, R., Weber, H., Herziger, G. (Hrsg.) (2004): *Landolt-Börnstein Numerical Data and Functional Relationships in Science and Technology*, New Series / Group VIII: Advanced Materials and Technologies, volume 1, Laser Physics and Applications, subvolume C: Laser Applications: Fundamentals of Laser-induced Processes, Springer, Berlin, Heidelberg, New York, p. 61.

Strocka, S., Hopf, A., Patschger, A., Bliedtner, J., Hild, M., Störzner, F. (2012): „Beitrag zur Prozessentwicklung für das Remote-Laser-Schweißen von dünnen metallischen Folien“, 22. *Internationale Wissenschaftliche Konferenz Mittweida*, Mittweida.

Stöcker, H. (2009): *Taschenbuch mathematischer Formeln und moderner Verfahren*, 4. Auflage, Harri Deutsch Verlag, Frankfurt am Main, S. 149.

Swift-Hook, D.T., Gick, A.E.F. (1973): „Penetration welding with lasers“, *Weld. Res.* 52, p.492-499.

Thomy, C., Möller, F., Vollertsen, F. (2010): „Distortion effects in micro welding with fibre laser“, *Proc. of ICALEO, 29th int. Cong. On Applications of Lasers and Electro-Optics*, Anaheim, USA, LIA Publication 613 (CD), 301, S. 85-90.

Vollertsen, F., Wagner, F., Thomy, C. (2007): „Micro welding for environmental-friendly products“, *Proc. Of ICALEO, 26th int. Cong. On Applications of Lasers and Electro-Optics*, Orlando, USA, LIA Publication 610 (CD), 308, S. 143-148.

Voß, O. (2001): *Untersuchung relevanter Einflußgrößen auf die numerische Schweißsimulation*, Dissertation, Technische Universität Braunschweig.

Numerische und experimentelle Ermittlung von Eigenspannungen als Einflussfaktor für die Lage des Abknickpunktes der Wöhlerlinie

Jonas Hensel¹, Thomas Nitschke-Pagel¹, Klaus Dilger¹

¹ TU Braunschweig, Institut für Füge- und Schweißtechnik, Langer Kamp 8,
D-38106 Braunschweig, Deutschland
E-Mail: j.hensel@tu-braunschweig.de

ZUSAMMENFASSUNG

Die Bemessung von schwingend beanspruchten Schweißverbindungen aus Stählen erfolgt, aufgrund der einfachen Anwendbarkeit, häufig nach dem Nennspannungskonzept. Für die betriebsfeste Auslegung von Schweißnähten ist die Lage des Abknickpunktes der Wöhlerlinie dann von besonderer Bedeutung. Die Lage des Abknickpunktes ist in Regelwerken einheitlich festgelegt. Versuche belegen jedoch, dass sie bei unterschiedlichen Schweißnahtdetails variieren kann. Als ein beeinflussender Faktor werden schweißbedingte Eigenspannungen gesehen. Grundlage für eine Beurteilung des Einflusses von Eigenspannungen ist die Kenntnis der Eigenspannungsverteilung im Bereich des Ermüdungsrisses. Zur Ermittlung der Eigenspannungen bieten sich neben röntgenografischen Messungen oder der Neutronenbeugung Eigenspannungsberechnungen an, da in der Praxis für die experimentelle Eigenspannungsbestimmung in der Regel die Möglichkeiten fehlen. Insbesondere der Eigenspannungstiefenverlauf ist experimentell, wenn überhaupt, nur mit hohem Aufwand zu ermitteln. Auch Fragen zu den Mechanismen der Eigenspannungsentstehung kann numerisch sehr gut nachgegangen werden. In dieser Arbeit sollen Eigenspannungsberechnungen an geschweißten Kehlnahtverbindungen gezeigt und diskutiert werden. Weiterhin sollen die relevanten Mechanismen der Eigenspannungsentstehung aufgezeigt werden. Die Ergebnisse bilden die wesentliche Grundlage für die spätere Bewertung des Eigenspannungseinflusses auf die Lage des Abknickpunktes der Wöhlerlinie für den Schwingfestigkeitsnachweis von Schweißverbindungen.

1 Einleitung

Geschweißte Verbindungen werden in einem breiten Spektrum von Ingenieurwissenschaften für die stoffschlüssige Verbindung von schwingend beanspruchten Stahlbauteilen angewandt. In vielen dieser Bereiche, wie etwa dem Schienenfahrzeug-, dem Schiff- und allgemeinen Stahlbau, kommt dem Leichtbau eine steigende Bedeutung zur Einsparung von Ressourcen zu. Die am weitesten verbreitete Bemessungsmethode für Schweißverbindungen ist das Nennspannungskonzept, bei dem für verschiedene Schweißnahtdetails normierte Bemessungswöhlerlinien hinterlegt sind, die ein Maß für die Beanspruchbarkeit mit konstanten und variablen Amplituden sind [z.B. EC3 und Hobbacher, 2008]. Im Allgemeinen ist bei diesen normierten Wöhlerlinien neben der Neigung auch die Lage des Abknickpunktes einheitlich konservativ festgelegt. Es hat sich jedoch in Versuchen mit Schwingproben im Labormaßstab herausgestellt, dass die Lage des Abknickpunktes von verschiedenen Faktoren beeinflusst wird. Eine Ausnutzung der individuellen Lage des Abknickpunktes im Falle einer Beanspruchung mit konstanten Amplituden und einer hohen Lastspielzahl ist in Abbildung 1 gezeigt. So ließe sich nach diesem Beispiel die zulässige Nennspannung um den Faktor 2,15 erhöhen, was eine deutliche Gewichtseinsparung mit sich bringen könnte.

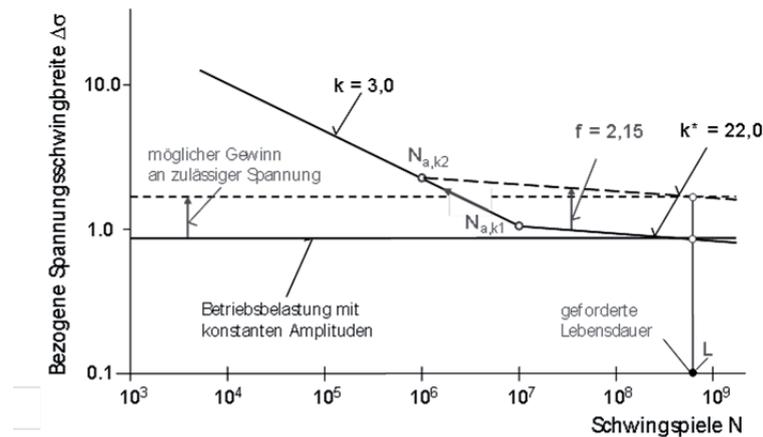


Abbildung 1: Auswirkung einer Verschiebung des Abknickpunktes auf die dauerfeste Bemessung von Schweißverbindungen

Ein maßgeblicher Faktor für die Lage des Abknickpunktes ist neben Spannungskonzentration und Spannungszustand [Maddox, 2003] der Eigenspannungszustand [Sonsino, 2009]. Zugeigenspannungen werden für eine Verschiebung des Abknickpunktes zu einer höheren Lastspielzahl verantwortlich gemacht, während spannungsarmgeglühte Proben den Abknickpunkt bei niedrigeren Lastspielzahlen zeigten. Die Untersuchungen von [Sonsino, 2009] basieren auf Schwingfestigkeitsversuchen an Längssteifen aus Baustählen (S355). Neuere Untersuchungen haben jedoch gezeigt, dass die zu den Versuchen zugehörigen Eigenspannungsuntersuchungen nicht unbedingt zuverlässig sind. So wurden die Eigenspannungen im Schweißnahtübergang nicht direkt bestimmt, sondern durch eine Extrapolation der Eigenspannungen aus dem Bereich vor der Schweißnaht „abgeschätzt“, vergleiche Abbildung 2(a) [Buxbaum et al., 1987]. Die Ursache für eine kritische Hinterfragung dieses Eigenspannungsverlaufs sind neuere Ergebnisse einer Vielzahl von Eigenspannungsmessungen (mittels Röntgen- und Neutronenbeugung), die eindeutig zeigen, dass gerade für diesen Probentyp „Längssteife“ Effekte aus der Austenitumwandlung während des Abkühlens eine bedeutende Rolle spielen [Nitschke-Pagel und Dilger, 2011, Hensel et al. 2013]. So zeigen die Untersuchungen einheitlich einen Abfall der Eigenspannungen im direkten Umfeld des Schweißnahtübergangs im Bereich der Wärmeeinflusszone. Diese Effekte, die bereits von [Wohlfahrt, 1986] aufgezeigt wurden, können die Eigenspannungen deutlich beeinflussen und sind für Baustähle immer im Zusammenspiel mit der Schrumpfbegrenzung zu betrachten.

Ein Beispiel für eine numerische Eigenspannungsanalyse, die diese Umwandlungsspannungen außer Betracht lässt, liefert [Rörup, 2003]. Die Eigenspannungen wurden allein unter Berücksichtigung der Schrumpfbegrenzung infolge inhomogenen Wärmeeintrags ermittelt und zeigen ein deutliches Zugspannungsmaximum direkt am Nahtübergang, siehe Abbildung 2(b). In Konsequenz wurden auch in diesen Untersuchungen Eigenspannungen zur Erläuterung von Schwingfestigkeiten herangezogen, die die tatsächliche Höhe nicht zwingend widerspiegeln. In wie weit diese Ergebnisse von realen Eigenspannungsverläufen abweichen können wird aus Abbildung 2(c) deutlich. Die gezeigten Eigenspannungen wurden an Längssteifen aus Feinkornbaustählen S355N (t=10 mm) mithilfe der Röntgenbeugung und dem $\sin^2\psi$ -Verfahren bestimmt. Es zeigt sich deutlich, dass an allen vier Nahtübergängen der beidseitig angeschlossenen Längsteifen deutlich geringere Eigenspannungen als vor der Naht auftreten. Die maximalen Eigenspannungen im Bereich des Grundwerkstoffs betragen in diesem Fall etwa 500 MPa (Mittelwert aus 8 Messungen an jeweils einem anderen Nahtübergang) und liegen damit deutlich über der nominellen Streckgrenze. Im Bereich des Anrisses unter schwingender Beanspruchung betragen die Eigenspannungen jedoch lediglich

50 bis 100MPa. Dieser Verlauf zeigt auch, weshalb in früheren Untersuchungen stets von Eigenspannungen in Höhe der Streckgrenze ausgegangen wurde, da die Eigenspannungen in der Tat vom Grundwerkstoff in Nahtichtung kontinuierlich ansteigen. Wird der Schweißnahtübergang nun im Messprogramm außer Betracht gelassen, kann der Einfluss der Umwandlungsspannungen nicht nachgewiesen werden. [Buxbaum et al., 1987] gibt unter anderem überlappendes Schweißgut als Grund für die geometrische Unzugänglichkeit des Nahtübergangs an. Diese Einschränkung lag jedoch bei den eigenen Eigenspannungsmessungen nicht vor, sodass verlässliche Aussagen bis zum Nahtübergang getroffen werden können.

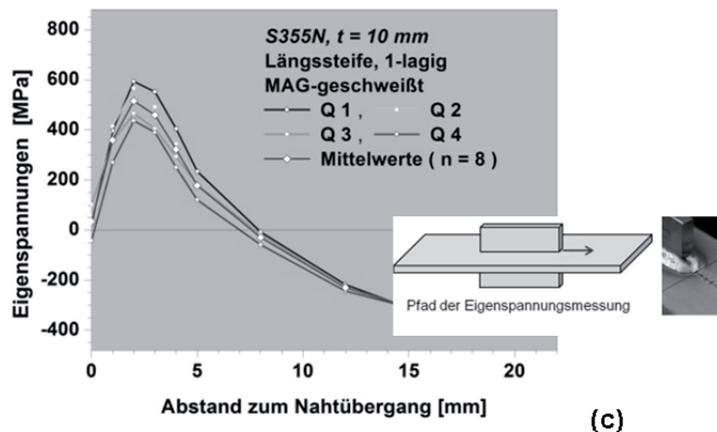
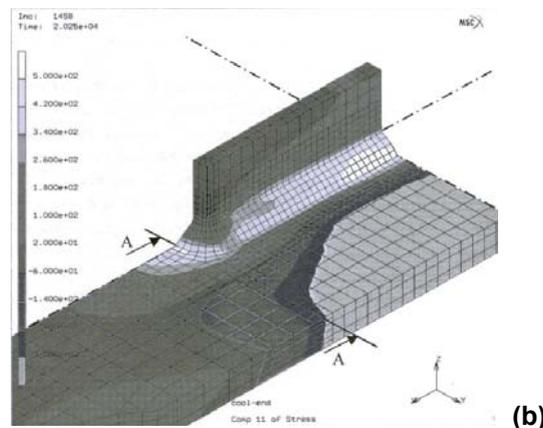
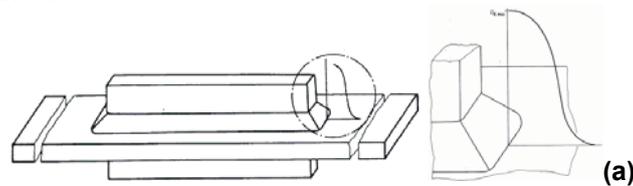


Abbildung 2: (a) Schematischer Eigenspannungsverlauf an Längssteifen im Schweißzustand im Bereich der Stirrnaht, ermittelt durch Extrapolation des röntgenografisch gemessenen Verlaufs [Buxbaum et al., 1987]; (b) Berechnete Eigenspannungsverteilung in einer Längssteife ohne Berücksichtigung der Phasenumwandlungen [Rörup, 2003]; (c) Mittels Röntgenbeugung bestimmter Eigenspannungsverlauf an einlagig geschweißten Längssteifen aus Baustahl S355N (t=10 mm)

2 Mechanismen der Eigenspannungsentstehung in Schweißverbindungen

Es wird anhand der gezeigten Beispiele deutlich, dass die Mechanismen der Eigenspannungsentstehung auch für nicht-linienförmige Schweißnähte, wie z.B. die Längssteife, zur realistischen Abschätzung des Eigenspannungsverlaufs berücksichtigt werden müssen. Die maßgeblichen Ursachen zur Eigenspannungsentstehung sind daher im Folgenden kurz wiedergegeben.

Die behinderte Schrumpfung durch ungleichmäßig erwärmte Bauteilbereiche spielt selbstverständlich eine wesentliche Ursache für die Eigenspannungsentstehung. Durch das lokal begrenzte Aufheizen werden diese Bereiche während des Abkühlens durch kühlere umgebende Bauteilbereiche in ihrer freien Schrumpfung behindert. In den abkühlenden Bereichen stellen sich aus der behinderten Verformung Zugeigenspannungen ein, die sich mit Druckeigenspannungen über den Bauteilquerschnitt, geometrieabhängig in Dicken- oder Längsrichtung ins Gleichgewicht setzen. Die andere maßgebliche Einflussgröße im Fall von polymorphen Umwandlungen ist die behinderte Volumenausdehnung während der γ - α Umwandlung. Diese Volumenausdehnung erzeugt in den umwandelnden Bereichen Druckeigenspannungen, die sich den Zugeigenspannungen aus der Schrumpfung überlagern. Im Ergebnis hängen die Höhe und das Vorzeichen der Eigenspannungen bei Raumtemperatur maßgeblich von der Umwandlungstemperatur bzw. der Warmstreckgrenze der vorliegenden Phasen ab. Abbildung 3(a) zeigt diesen Zusammenhang von Schrumpfungsbehinderung und Phasenumwandlung. Im Fall einer Umwandlung bei relativ hohen Temperaturen, hier etwa 750°C (Kurve 1), sind die Eigenspannungen aus der Volumenausdehnung durch die relativ geringe Streckgrenze des Austenits begrenzt. Das anschließende Abkühlen resultiert in dominante Zugeigenspannungen, die durchaus die Streckgrenze (hier Ferrit-Perlit) erreichen können. Findet die Umwandlung durch schnelle Abkühlung bei deutlich geringeren Temperaturen statt, so wandelt der Austenit zum einen nicht mehr ferritisch-perlitisch um sondern bainitisch bzw. martensitisch und zum anderen liegt bei dieser geringeren Temperatur eine weitaus höhere Streckgrenze vor. Damit werden die Umwandlungseigenspannungen voll wirksam und überlagern sich mit der anschließenden Schrumpfung zu geringen Zugeigenspannungen (Kurve 2) oder sogar zu Druckeigenspannungen (Kurve 3). Der Zusammenhang von Wärmeeinbringung bzw. Abkühlbedingungen und den maßgeblichen Umwandlungstemperaturen kann auch einem schematischen ZTU-Schaubild entnommen werden, siehe Abbildung 3(b). Bei einer langsamen Abkühlung infolge hohen Wärmeeintrags findet die Umwandlung ferritisch-perlitisch statt und die Eigenspannungen aus Schrumpfungseigenspannungen sind dominant. Die Streckgrenze des Austenits begrenzt die Umwandlungseigenspannungen maßgeblich, so dass sich diese kaum im Endergebnis niederschlagen. Die Höhe der Schrumpfungseigenspannungen hängt dann maßgeblich vom Einspanngrad bzw. dem Temperaturgefälle im umgebenden Werkstoffvolumen ab. Eine erhöhte Wärmeeinbringung bewirkt also ab Erreichen einer Grenzabkühlkurve keinen weiteren Anstieg der Eigenspannungen, da die Schrumpfungsbehinderung abnimmt. Findet die Abkühlung dagegen rasch statt, erfolgt die Umwandlung vornehmlich bainitisch bzw. martensitisch. Diese Umwandlung erfolgt bei weitaus geringeren Temperaturen und höheren Streckgrenzen, sodass die Volumenausdehnung während der Umwandlung eine tragende Rolle für die resultierenden Eigenspannungen spielt. Bei hohen Abkühlgeschwindigkeiten ist dementsprechend mit einer hohen Härte in Kombination mit betragsmäßig geringeren Eigenspannungen zu rechnen.

Es wird deutlich, dass die Abkühlbedingungen für die Eigenspannungen eine maßgebliche Rolle spielen. Im Fall von Längssteifen ist im Bereich der Umschweißung daher besonderes Augenmerk auf die Abkühlkurven zu legen.

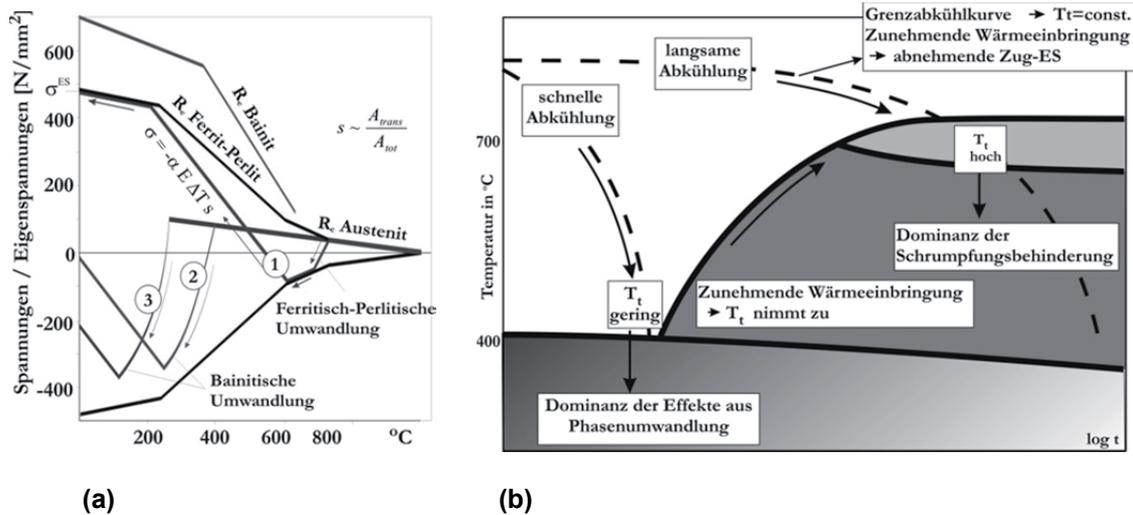


Abbildung 3: (a) Schweißeigenspannungsentstehung durch Zusammenwirken von Schrumpfungsbehinderung und Phasenumwandlung [Wohlfahrt, 1986]; (b) Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit auf die Umwandlungstemperatur und die Eigenspannungsentstehung (schematisch) für Baustähle [Nitschke-Pagel und Wohlfahrt, 2002]

3 Untersuchungen zur Eigenspannungsentstehung in Längssteifen

Zur Untersuchung der Eigenspannungsentstehung in Längssteifen liegt bereits eine ganze Reihe von experimentellen und numerischen Ergebnissen vor. Die hier vorgestellten Ergebnisse beziehen sich auf 10 mm dicke Bleche mit einer nominellen Mindeststreckgrenze von 355 MPa. Bei den Experimenten wurden Feinkornbaustähle der Güte S355N bzw. S355NL aus unterschiedlichen Chargen verwendet. Der Anschluss der Längssteife wurde als einlagige Kehlnahtverbindung mit G4Si1 als Zusatzwerkstoff unter Ar-CO₂-Atmosphäre ausgeführt. Das verwendete Verfahren war MAG-Schweißen mithilfe eines 6-Achsen Roboters. Die Längssteife wurde in PB-Position geschweißt, wobei die Schweißnaht auf jeder Seite in einem Arbeitsgang hergestellt wurde. Der Nahtanfang und das Nahtende wurden in die Mitte der Längsseite der Steife gelegt um Einflüsse auf die schwingbruchkritische Umschweißung der kurzen Stirnseite auszuschließen. Die typischen Abkühlbedingungen an der kurzen Seite der Umschweißung wurden mithilfe von Thermoelementen während des Schweißens aufgezeichnet. Dabei wurden Abkühlzeiten von 800 °C auf 500 °C ($t_{8/5}$ -Zeit) im Bereich von etwa 2 s bis 7 s in einem Abstand zum Nahtübergang von 0 mm bis 3 mm gemessen. Dieser Bereich der $t_{8/5}$ -Zeit kann als typisch für diese Verbindung angesehen werden. Selbst bei Versuchen mit vorgewärmten Blechen bis etwa 150 °C wurden diese Abkühlzeiten nicht maßgeblich vergrößert. Damit kann selbst beim Schweißen unter Einhaltung von Zwischenlagentemperaturen bis etwa 150 °C oder vorgewärmten Blechen, z.B. bei der Verwendung von hochfesten Stählen, von einer relativ schnellen Abkühlung ausgegangen werden. Beispielhaft ist ein metallografischer Makroschliff mit zugehöriger Härtemessung (UCI-Verfahren, HV1) in Abbildung 4(b) dargestellt. Eine exemplarische Abkühlkurve in einer Entfernung von 1 mm ist ebenfalls in Abbildung 4(a) gezeigt, wobei dabei zu Vergleichszwecken auch die numerisch berechnete Abkühlkurve dargestellt ist. In den verwendeten Modellen ist die Abkühlung ebenfalls rasch, direkt am Nahtübergang wurden 4,2 s und in einer Entfernung von 1 mm 2,2 s berechnet. Dies ist eine wichtige Voraussetzung zur korrekten Abbildung der Effekte aus der Phasenumwandlung auf die resultierenden Eigenspannungen.

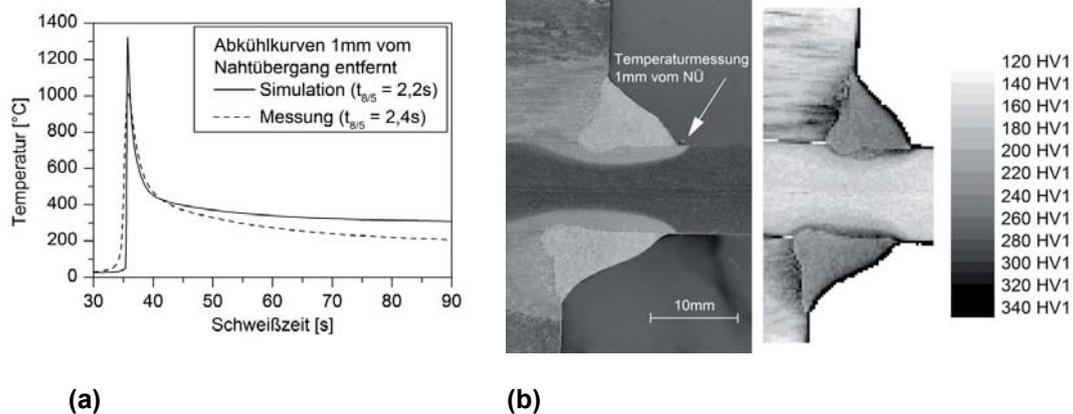


Abbildung 4: (a) Gemessene und berechnete Abkühlkurven an der kurzen Stirnseite einer Längssteife; (b) metallografischer Schliff und zugehörige Härtemessung durch den Querschnitt einer Längssteife aus S355N

Ziel der numerischen Eigenspannungsberechnung war es, die Entstehungsmechanismen in ihrem Zusammenwirken besser zu verstehen. Daher wurden Berechnungen im Programm Sysweld unter Verwendung hinterlegter Werkstoffdaten durchgeführt. Die Geometrie der Längssteife wurde dabei zu $350 \times 80 \times 10 \text{ mm}^3$ gewählt. Die Steife wurde einseitig mit einer einlagigen Kehlnaht angeschlossen. Dabei wurde zum einen ein Werkstoff mit Umwandlungen (S355-Tempering) sowie ein Werkstoff ohne Umwandlungen (X5CrNi1810) verwendet. Damit sollte die Bedeutung der umwandlungsbedingten Eigenspannungen aufgezeigt werden. Darüber hinaus wurde die Wärmeeinbringung durch die Variation der Vorwärmtemperatur untersucht. Durch eine Erhöhung der Vorwärmtemperatur wurde der Grad der Schrumpfungsbinderung verringert, da die Temperaturgradienten im Bauteil geringer ausfallen. Als Vergleichsbasis der bestimmten Eigenspannungen dienten Ergebnisse von Eigenspannungsmessungen der bereits angesprochenen Einlagenschweißungen mit unterschiedlichen Abmessungen sowie Ergebnisse einer dreilagigen Mehrlagenschweißung an einem geringfügig dickeren Blech ($t=12 \text{ mm}$) ebenfalls aus S355NL, vergleiche Abbildung 5. Alle dargestellten Kurven zeigen Mittelwerte von 8 bis 20 Nahtübergängen repräsentativer Schweißproben entlang des in Abbildung 2(c) dargestellten Messpfades vom Nahtübergang in den Grundwerkstoff. Bei allen Kurven zeigt sich deutlich, dass die maximalen Eigenspannungen nicht am Nahtübergang auftreten, sondern in einem Abstand von etwa 2 bis 3mm zum Nahtübergang. Diese Ergebnisse zeigen sich unabhängig von der verwendeten Werkstoffcharge, den Abmessungen des Grundblechs und der Steife und dem Lageraufbau. Aufgrund der unterschiedlichen Blechdicken sind bei den Schweißungen leicht abweichende Streckenenergien zum Einsatz gekommen, wobei allen Proben gemein ist, dass die Schweißgeschwindigkeit auf dem Halbkreis an der kurzen Seite der Steife relativ hoch war (150 bis 280 cm/Min), da ansonsten ein Nahtdurchfall am Steifenende zu erwarten ist.

Bei der Berechnung der Eigenspannungen hat sich im Fall des Werkstoffmodells S355Tempering gezeigt, dass analog zu den Messungen ein Abfall der Eigenspannungen in Richtung des Nahtübergangs beobachtet werden kann. Dieser Abfall tritt im Fall des austenitischen nichtrostenden Stahls X5CrNi1810 nicht auf. In diesem Fall liegt das Zugeigenspannungsmaximum im Schweißnahtübergang. Neben den Messergebnissen ist dies ein deutliches Indiz für den Einfluss der behinderten Volumenausdehnung während der Umwandlung. Das Eigenspannungsmaximum wurde im Fall des S355 in einem Abstand von etwa 3 mm bis 4 mm zum Nahtübergang vorgefunden. Die Höhe der errechneten Eigenspannungen im Maximum entspricht großenteils etwa der Warmstreckgrenze des

verwendeten Werkstoffmodells zum Zeitpunkt des Temperatenausgleichs (etwa 250 °C). Ähnliches wurde auch im Fall des dreilagigen Kehlnahtanschlusses festgestellt (Temperatenausgleich bei etwa 200°C), wobei bei dieser vereinfachten Betrachtung die Verfestigung nicht berücksichtigt wurde. Die Zugeigenspannungen dehnen sich vom Maximum weiter in Tiefenrichtung unter die Naht aus (hier nicht dargestellt).

Eine Reduktion der Schrumpfungshinderung durch eine Initialtemperatur von 150 °C bzw. 250 °C bewirkt erwartungsgemäß einen Abfall der Eigenspannungen. Dies wird auf die Verringerung der Schrumpfungshinderung zurückgeführt.

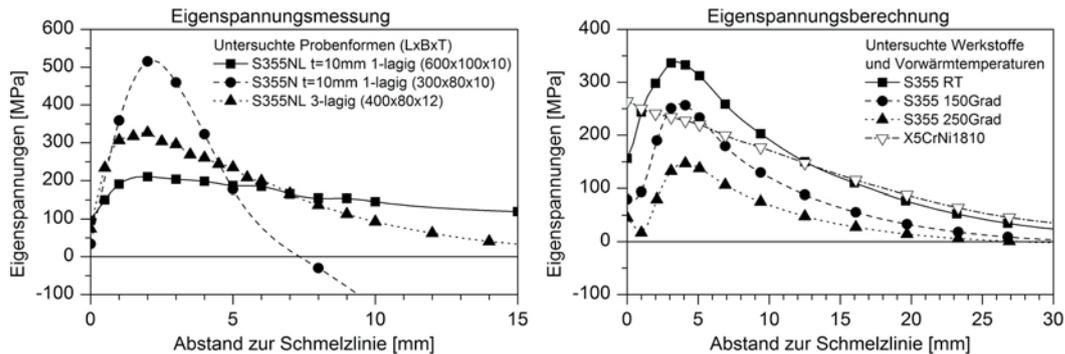


Abbildung 5: Eigenspannungsverlauf in Probenlängsrichtung an der Stirnseite der Längssteife vom Nahtübergang in den Grundwerkstoff röntgenografisch gemessen (links) und berechnet (rechts)

4 Diskussion

Es hat sich gezeigt, dass die Eigenspannungen an Längssteifen aus Baustählen am Schweißnahtübergang weit unterhalb der Streckgrenze des Grundwerkstoffs liegen. Dieser Effekt beruht auf der behinderten Volumenausdehnung während der Phasenumwandlung bei relativ geringen Temperaturen. Eine schnelle Abkühlung ist im Regelfall bei einer automatischen Schweißung an diesem Probentyp zu erwarten, da ansonsten die Steife am Ende zu stark aufgeschmolzen würde. Die Bedeutung dieses Effekts kann auch in numerischen Schweißspannungsberechnungen nachgewiesen werden. Kommerzielle Programme zur Eigenspannungsberechnung bilden diesen Effekt hinreichend genau ab. Jedoch ist darauf zu achten, dass die Wärmeeinbringung realistisch abgebildet wird, da der Abkühlgeschwindigkeit eine maßgebliche Bedeutung zukommt.

Folglich ist zur Beurteilung der Effekte von Schweißspannungen auf die Schwingfestigkeit der reale Eigenspannungsverlauf zu Grunde zu legen. Die Berechnungen haben analog zu Neutronenmessungen gezeigt, dass die Eigenspannungen sich in die Tiefe der Probe ausdehnen. Damit läuft der Riss durch ein Feld von Zugeigenspannungen, die den Rissfortschritt beeinflussen können. Jedoch liegen im Bereich des Schweißnahtübergangs keine schweißbedingten Zugeigenspannungen in Höhe der Streckgrenze vor, die die Rissbildung beschleunigen. Damit wird ersichtlich, dass zur Beurteilung der Auswirkung der Schweißspannungen auf Schwingfestigkeitskennwerte, wie etwa dem Abknickpunkt der Wöhlerlinie, eine getrennte Betrachtung von Rissinitiierung und Risswachstum erfolgen muss.

5 Zusammenfassung

Schweißspannungen werden in geschweißten Längssteifen erhebliche Effekte auf Schwingfestigkeitskenngrößen, wie zulässige Spannungsschwingbreiten oder die Lage des Abknickpunktes, zugeschrieben. Jedoch wird die Höhe der angenommenen Eigenspannungen dabei nicht immer richtig angenommen und zum Teil überschätzt. Die schrumpfungsbedingten Zugeigenspannungen im anrisskritischen Bereich vor der Steife werden durch die behinderte Volumenausdehnung durch die Austenitumwandlung erheblich reduziert. Dieser Effekt kann mit Messungen und numerischen Berechnungen nachgewiesen werden. Dabei liefern auch FE-Modelle ohne aufwändige Anpassung von Werkstoffkennwerten hinreichend genaue Ergebnisse über Höhe und Verteilung der Eigenspannungen.

6 Danksagung

Teile dieser Arbeit stammen aus dem Forschungsvorhaben IGF 16602N. Das IGF-Vorhaben IGF16602N der Forschungsvereinigung 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 Technologie aufgrund eines Beschlusses des Deutschen Bundestages gefördert.

7 Literatur

Buxbaum, O., Kulka, C., Sonsino, C.M. (1987): Verlauf der Wöhlerlinie von Schweißverbindungen bei hohen Schwingspielzahlen. LBF-Bericht Nr.4772, Fraunhofer-Institut für Betriebsfestigkeit, Darmstadt.

EC3 (2010): DIN EN 1993-1-9:2010: Eurocode 3: Bemessung und Konstruktion von Stahlbauten – Teil 9: Ermüdung. Deutsche Fassung. Berlin: Beuth Verlag.

Hensel, J., Nitschke-Pagel, Th., Dilger, K., Schönborn, S. (2012): Effects of residual stresses on the fatigue performance of welded steels with longitudinal stiffeners. International conference on residual stresses, Garmisch-Partenkirchen.

Hobbacher, A. (2008): (Ed) Recommendations for Fatigue Design of Welded Joints and Components. IIW Document XIII-1823-07, update July 2008

Maddox, S.J. (1982): Influence of tensile residual stresses on the fatigue behavior of welded joints in steel. Residual Stress Effects in Fatigue, ASTM STP 776, American Society for Testing and Materials, pp.63-96.

Nitschke-Pagel, Th., Dilger, K. (2011): Residual stresses in welded steels with longitudinal stiffeners. Proceedings of the Twenty-first (2011) International Offshore and Polar Engineering Conference. Maui, Hawaii, USA, June 19-24, 2011, pp. 295-300.

Rörup, J.: Einfluss von Druckmittelspannungen auf die Betriebsfestigkeit von geschweißten Schiffskonstruktionen. Dissertation TU Hamburg-Harburg, 2003.

Sonsino, C.M.: Effect of Residual Stresses on the Fatigue Behaviour of Welded Joints Depending on Loading Conditions and Weld Geometry. Special Issue of International Journal of Fatigue 31 (2009) 1, S. 88-101.

Wohlfahrt, H. (1986): Die Bedeutung der Austenitumwandlung für die Eigenspannungsentstehung beim Schweißen. Härtereitechnische-Mitteilungen 41 Nr.5, S. 248/257.

Bewertung der Betriebsfestigkeit von Schweißnähten basierend auf einer Schweißstruktursimulation

Markus J. Ottersböck¹, Bernd Maier¹, Michael Stoschka¹

¹ *Lehrstuhl für Allgemeinen Maschinenbau, Montanuniversität Leoben,
Franz-Josef-Straße 18, A-8700 Leoben, Österreich
E-Mail: ottersboeck@stud.unileoben.ac.at*

ZUSAMMENFASSUNG

Im Rahmen dieser Arbeit wird eine numerische Simulationskette zur betriebsfesten Bewertung von Schweißnähten auf Basis lokaler Spannungen vorgestellt. Im Fokus dieser Methodik liegt die Implementierung der anhand einer Schweißstruktursimulation ermittelten Schweißspannungen in die Betriebsfestigkeitsbewertung. Zusätzlich werden die unterschiedlichen lokalen Eigenschaften von charakteristischen, durch den Schweißprozess entstandenen, Gefügezonen im Hinblick auf die Lebensdauer berücksichtigt.

Der Modellaufbau für die thermo-mechanisch gekoppelte Schweißstruktursimulation erfolgt in Anlehnung an die für die experimentellen Untersuchungen im Unterpulverschweißverfahren gefertigten Prüfkörper. Es werden auch die nachfolgenden technologischen Prozesse zur Eigenspannungsumlagerung in der Simulation berücksichtigt.

Die für die anschließende numerische Lebensdauerabschätzung mittels einer Schädigungsrechnung benötigten lokalen Schwingfestigkeitsdaten liefern experimentelle Ermüdungsversuche an Kleinprüfkörpern, welche sowohl am Grundmaterial als auch an einzelnen charakteristischen Gefügezonen durchgeführt werden. Das Ergebnis der Lebensdaueranalyse wird den Ermüdungsversuchen unterpulverschweißter Großproben gegenübergestellt. Die vorgestellte Methode schätzt dabei die Auswirkungen des Reckvorganges tendenziell gut ab, liegt jedoch in Bezug auf die Lebensdauer über den Versuchsergebnissen. Als Grund für die Abweichung kann der Einfluss der geometrischen Kerbe durch abweichende lokale Nahtübergangstopographien als maßgebender Faktor genannt werden. Weiters stellt auch die für die Simulation verwendete Materialdatenbank einen zu optimierenden Parameter dar.

Die Simulationskette zeigt die Möglichkeit der Implementierung numerisch bestimmter Schweißspannungen in die spannungsbasierte Lebensdaueranalyse von geschweißten Verbindungen auf. Die Berücksichtigung der lokalen Schwingfestigkeitsdaten in der Wärmeeinflusszone ist gemäß den erarbeiteten Ergebnissen nicht vernachlässigbar. Einer genaueren Betrachtung obliegt der Nahtübergangsbereich und der damit einhergehenden Kerbwirkung, die erheblichen Einfluss auf die Schwingfestigkeit von Schweißnähten hat.

1 Einleitung

Schweißspannungen haben maßgebliche Auswirkungen auf die Betriebsfestigkeit von Schweißnähten. Die Integration dieses Einflussfaktors in die Lebensdauerabschätzung geschweißter Strukturen ist jedoch in den meisten Fällen nur durch Versuche möglich. Der Hauptgrund dafür ist die messtechnisch eingeschränkte Zugänglichkeit der Schweißspannungen sowie deren Abhängigkeit von der Struktur selbst. Die Schweißstruktursimulation bietet ein leistungsfähiges System zur Simulation des Einflusses der Schweißung auf die Struktur, mit dem Spannungen und Verzüge an realen Bauteilgeometrien numerisch ermittelt werden können. Das Ziel dieser Arbeit ist, die durch eine Schweißstruktursimulation bestimmten Spannungen in ein Modell zur Lebensdaueranalyse zu integrieren, um die Betriebsfestigkeit von Schweißnähten in einem verbesserten Ansatz numerisch abzuschätzen. Abbildung 1 skizziert die dazu vorgestellte Simulationsschleife ausgehend von einem Schliffbild bis hin zur Lebensdauerabschätzung des geschweißten Bauteils.

Für die thermometallurgisch-mechanisch gekoppelte Schweißstruktursimulation wird das Finite-Elemente (FE)-Softwarepaket *Sysweld*® verwendet, welches die unterschiedlichen thermischen und mechanischen Eigenschaften der einzelnen Gefügezonen eines Stahls sowie deren Zeit-Temperatur-Umwandlungsverhalten berücksichtigt. Der Modellaufbau erfolgt dabei in Anlehnung an das im Versuch verwendete Unterpulverschweißverfahren. Im Zuge der Arbeit werden auch die maßgeblichen technologischen Herstellungsprozesse wie die mechanische Bearbeitung des geschweißten Bleches zur finalen Probengeometrie und dem Recken zur Spannungshomogenisierung abgebildet.

Für die anschließende numerische Bewertung der Betriebsfestigkeit wird ein Modell in Anlehnung an das von [Thaler, 2012] vorgestellte Phasenmodell verwendet. Dabei werden die unterschiedlichen Schwingfestigkeitskennwerte der einzelnen Gefügezonen der Wärmeeinflusszone (WEZ) berücksichtigt. Zur Feststellung dieser Kennwerte dienen Wöhlerversuche mit an einem Umformsimulator auf das jeweilige Gefüge eingestellten Kleinprüfkörpern. Die numerische Abschätzung der Lebensdauer erfolgt mit der Software *Femfat*®. Abschließend werden die berechneten Ergebnisse den Versuchsdaten einer Unterpulverschweißung gegenübergestellt.

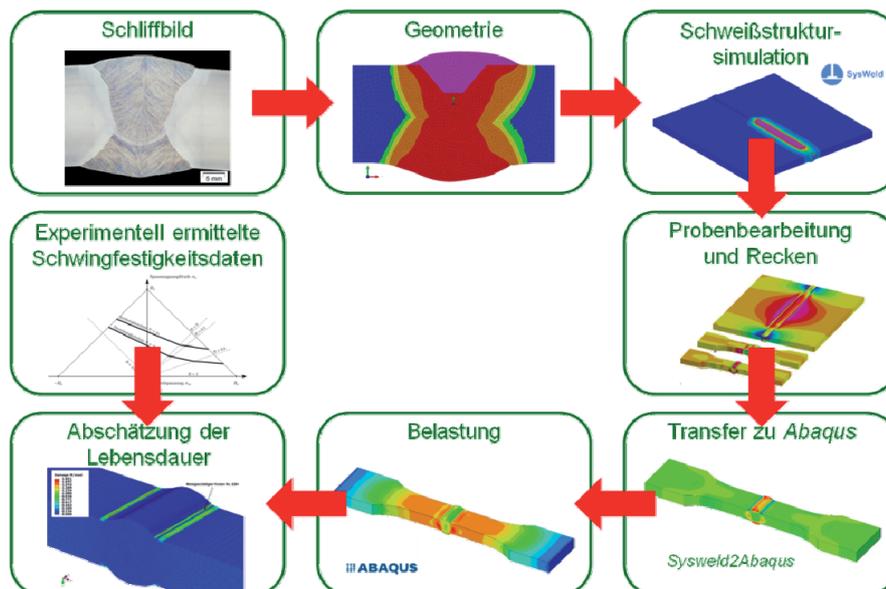


Abbildung 1: Simulationsschleife, nach [Ottersböck, 2013]

2 Simulation des Herstellprozesses

Für die vorgestellte Simulationsschleife wird der Herstellprozess der Schweißproben möglichst prozessnah abgebildet. Dies beinhaltet den in Lage-Gegenlage-Technik ausgeführten Unterpulverschweißprozess sowie die nachfolgenden maßgeblichen technologischen Herstellungsprozesse.

2.1 Schweißstruktursimulation

Die Geometrie für die Simulation basiert auf einem Schliffbild einer realen Schweißnaht, siehe Abbildung 2 links. Im Zuge der Generierung des FE-Netzes werden bereits die aus dem Schweißprozess resultierenden Gefügezonen der WEZ berücksichtigt. Die Darstellung des FE-Netzes in Abbildung 2 rechts kennzeichnet das Grundmaterial (blau), interkritische Zone (grün), Feinkornzone (gelb), Grobkornzone (orange), Zusatzwerkstoff (rot) und den erst bei der zweiten Schweißung aktiven Zusatzwerkstoff der Oberseite (magenta).

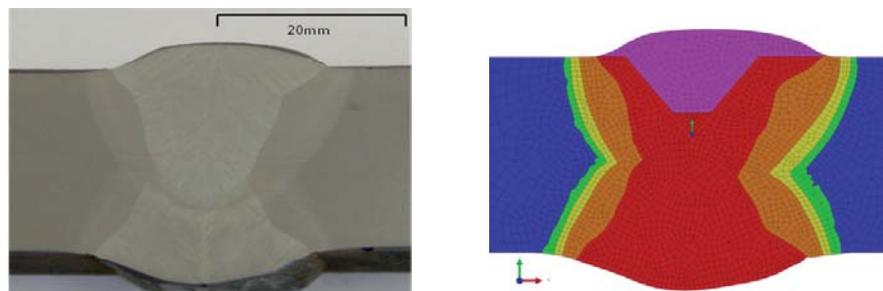


Abbildung 2: Reale Geometrie und vernetztes FE-Modell, aus [Ottersböck, 2013]

Bei der thermometallurgisch-mechanisch gekoppelten Schweißstruktursimulation wird wie beim realen Herstellvorgang zuerst die Schweißung an der Unterseite betrachtet. Das anschließende Aus- und Umspannen des Bleches erfolgt nach einer entsprechenden Abkühlzeit. Danach erfolgt die Simulation der Schweißung an der Oberseite, nach deren Vollendung und der Abkühlung auf Raumtemperatur findet das endgültige Ausspannen statt.

Der verwendete materialphasenabhängige Werkstoffdatensatz entstammt einem hochfesten Feinkorn-Stahl der Materialdatenbank, dessen mechanische Kennwerte angepasst wurden. Als Ersatzwärmequelle kommt die von [Goldak et al., 1985] vorgestellte doppelellipsoide Wärmequelle zum Einsatz, die für das vorliegende Modell zur optimalen Abdeckung des aufgeschmolzenen Bereichs modifiziert wurde. Die mechanischen und thermischen Randbedingungen werden dem realen Schweißprozess entsprechend berücksichtigt. Um dem Effekt der isolierenden Wirkung der bei dem betrachteten Schweißverfahren aufgetragenen Pulverschicht Rechnung zu tragen [Radaj, 1988], wird der Wärmeübergang zur Umgebung im Bereich der Nahtüberhöhung verhindert. Durch die gute Übereinstimmung der $t_{3/5}$ -Zeiten zwischen der Simulation (71 s) und der Messung während des Schweißvorganges (69 s) ist diese Vereinfachung zulässig.

2.2 Abbildung der technologischen Prozesse zur Eigenspannungsumlagerung

Nach dem Schweißen der Bleche werden daraus Prüfkörper gefertigt, die zur experimentellen Ermittlung des Ermüdungswiderstands der Schweißverbindung dienen. Zur Homogenisierung der Schweißseigenspannungen erfahren diese Proben vor der Schwingprüfung weiters einen Reckvorgang. Die Abbildung dieser Prozesse in der Simulation ist notwendig, da es in beiden Fällen zu Umlagerungen der Eigenspannungen kommt, die das Ergebnis der Lebensdauerabschätzung beeinflussen können [Dattoma et al., 2006].

Der Vorgang der mechanischen Probenbearbeitung wird vereinfacht durch das Ausblenden der zerspannten Elemente modelliert. Dadurch werden die thermische und mechanische Wirkung des Zerspannungsvorgangs auf Gefüge und Festigkeit vernachlässigt, die relevante Umlagerung der Schweißspannungen kann jedoch abgebildet werden. Der in einer Zugprüfeinrichtung durchgeführte Reckvorgang wird ebenfalls mit *Sysweld*® abgebildet. Dazu wird die Probe entsprechend der Spannbacken im Versuch numerisch festgespannt und anschließend auf die geforderte plastische Dehnung gereckt. Abbildung 3 zeigt die Eigenspannungen quer zur Naht am geschweißten Blech (a), der bearbeiteten (b) und gereckten Probe (c).

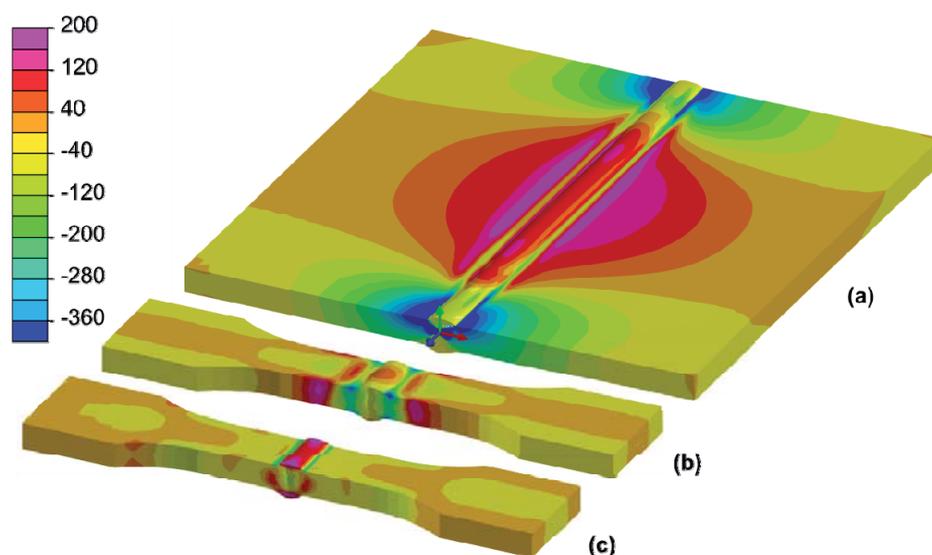


Abbildung 3: Eigenspannungen quer zur Schweißnaht durch Schweißvorgang (a), Probenbearbeitung (b) und Reckvorgang (c) in MPa

2.3 Transfer der Ergebnisse

Für die Schädigungsrechnung der numerischen Lebensdaueranalyse der Schweißnaht kommt *Femfat*® zum Einsatz. Dafür benötigt die Software FE-Spannungsdaten, die zuvor eingelesen werden müssen. Die von *Sysweld*® ausgegebenen Ergebnisdaten können allerdings nicht direkt importiert werden, sondern müssen zuvor in ein kompatibles Format konvertiert werden. Dafür wird in dieser Arbeit das Softwarepaket *Abaqus*® in der Version 6.12 verwendet. Die Überführung der Ergebnisse aus *Sysweld*® zu *Abaqus*® gestaltet sich jedoch komplex, da in *Abaqus*® keine Phaseninformationen für Elemente hinterlegt sind. Hierfür findet die Schnittstelle *Sysweld2Abaqus* Anwendung, die diese Konvertierung ausführt. Für die integrationspunktgenaue Übertragung der Ergebnisse aus *Sysweld*® musste die Routine modifiziert werden. Damit können für die betrachteten Elementtypen sowohl Knoten- als auch Elementergebnisse exakt zu *Abaqus*® transferiert werden.

3 Schwingprüfung

Die experimentellen Untersuchungen umfassen zwei Versuchsserien von Schwingversuchen. Eine dient zur Ermittlung des lokalen Ermüdungswiderstandes der einzelnen Gefügezonen in der WEZ mittels Kleinproben. Die zweite Versuchsserie mit den geschweißten Großproben charakterisiert den Ermüdungswiderstand der unterpulvergeschweißten Verbindung.

3.1 Charakteristische Gefügezonen

Im Rahmen der Schwingprüfung werden für jede Gefügezone Wöhlerlinien bei unterschiedlichen Spannungsverhältnissen R ermittelt, die zusammengefasst ein Dauerfestigkeitsschaubild nach [Haigh, 1915] ergeben. Als Prüfkörper werden Kleinproben mit etwa 20 mm^2 Nennquerschnitt verwendet. Es wird zwischen Grundmaterial, interkritischer Zone, Feinkornzone und Grobkornzone unterschieden. Die Herstellung der Prüfkörper für die WEZ besteht dabei aus einer Wärmebehandlung von Rohteilen in einem Gleeble-Umformsimulator nach für die jeweilige Gefügezone charakteristische Temperaturkurven [Maier et al., 2012]. Anschließend wird die Probengeometrie durch Drahterodieren hergestellt. Abbildung 4 zeigt eine geprüfte Probe mit Schwinganriss.



Abbildung 4: Kleinprobe mit Schwinganriss

Die Schwingversuche werden bei den Spannungsverhältnissen $R = -1$, $R = 0,1$ und $R = 0,5$ durchgeführt. Aufgrund der limitierten Anzahl an Prüfkörpern kann jedoch nicht für jede Gefügezone bei jedem Spannungsverhältnis die Dauerfestigkeit bestimmt werden. Dies führt dazu, dass einige Bereiche des Haigh-Diagramms durch Extrapolation basierend auf dem Verlauf der nächstgelegenen Gefügezone konstruiert werden müssen. Das resultierende Dauerfestigkeitsschaubild nach Haigh ist in Abbildung 5 skaliert auf die Dauerfestigkeit des Grundmaterials bei $R = 0,1$ dargestellt. Dabei ist ersichtlich, dass die WEZ eine gegenüber dem Grundwerkstoff deutlich niedrigere Schwingfestigkeit aufweist.

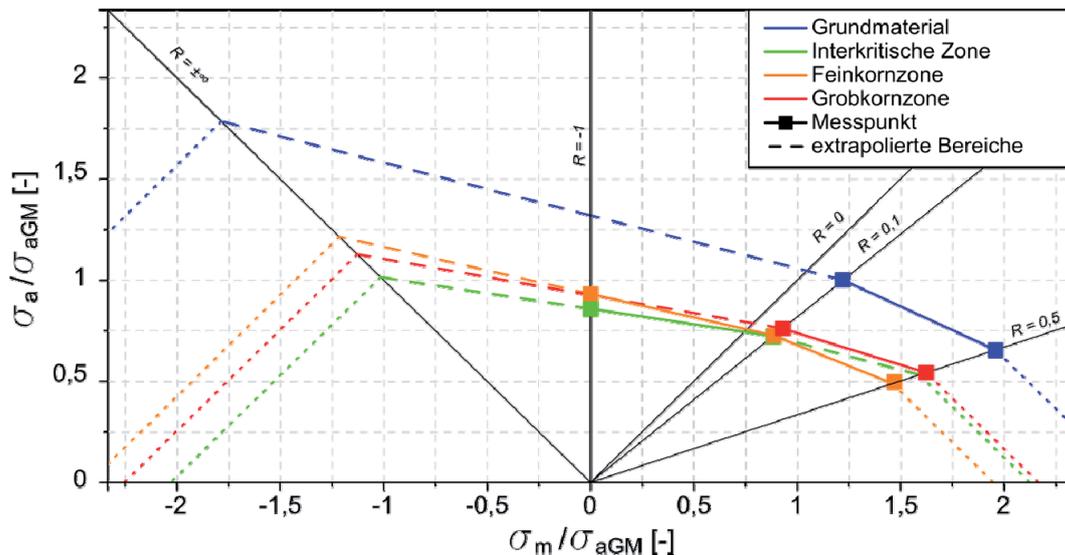


Abbildung 5: Dauerfestigkeitsschaubild nach Haigh, skaliert auf die Dauerfestigkeit des Grundmaterials bei $R = 0,1$, nach [Ottersböck, 2013]

3.2 Geschweißte Großproben

Die Schwingprüfung der unterpulvergeschweißten Großproben mit 20 mm Blechdicke und etwa 900 mm² Nennquerschnitt erfolgt bei $R = 0,1$ auf einem Hochfrequenzpulsator. Das Prüfprogramm umfasst dabei nur den Zeitfestigkeitsbereich. Um die Auswirkungen des Reckvorganges auf die Schwingfestigkeit abzuschätzen, werden sowohl gereckte als auch Proben in ungerecktem Zustand geprüft.

Das Ergebnis, dargestellt in Abbildung 6, zeigt, dass das Recken bei hohen Lastamplituden keinen signifikanten Einfluss auf die Schwingfestigkeit der Schweißverbindung hat. Bei niedrigeren Lastamplituden führt der Reckvorgang jedoch zu einer deutlichen Steigerung der ertragbaren Lastspielzahl. Auf den Ausgangspunkt des Versagens hat das Recken keinen Einfluss, bei allen Prüfkörpern geht das initiale Versagen vom Schweißnahtübergang aus.

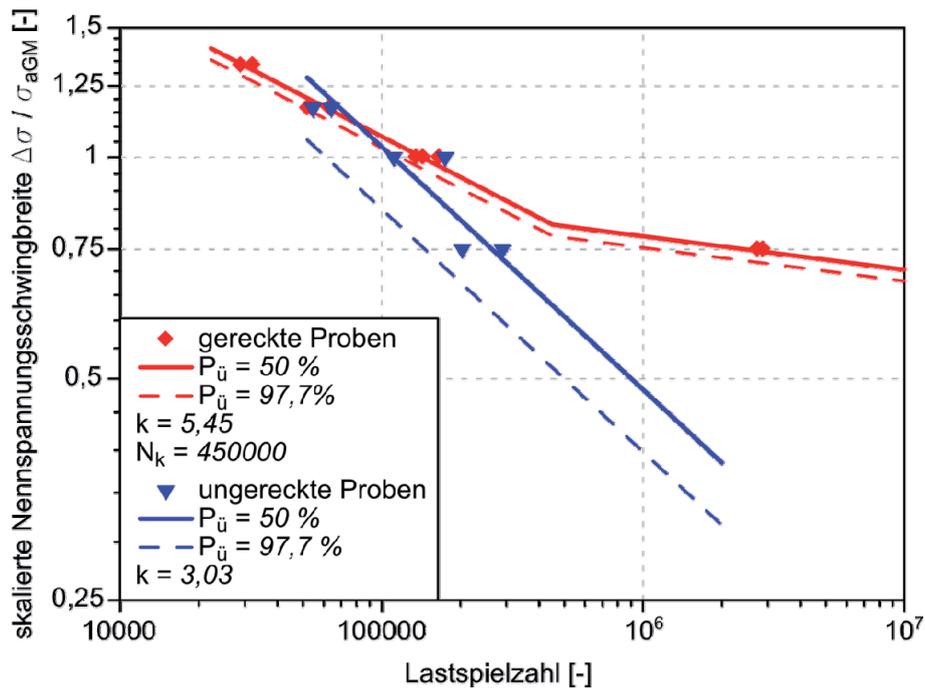


Abbildung 6: Wöhlerdiagramm der unterpulvergeschweißten Großproben für $R = 0,1$, Vergleich zwischen gerecktem und ungerecktem Zustand, skaliert auf die Dauerfestigkeit des Grundmaterials bei $R = 0,1$, nach [Ottersböck, 2013]

4 Lebensdauerbewertung

Die numerische Lebensdaueranalyse erfolgt auf Basis der lokalen Spannungen. Zur Lastaufbringung wird das FE-Softwarepaket *Abaqus*® verwendet, während für die anschließende Lebensdauerbewertung das Programm *Femfat*® zum Einsatz kommt. Betrachtet wird die zuvor beschriebene unterpulvergeschweißte Probe bei einem Spannungsverhältnis $R = 0,1$, da hierbei sowohl Prüfdaten der gereckten als auch der ungereckten Schweißproben für nachfolgende Vergleiche zur Verfügung stehen.

Die schwingende Belastung der Schweißprobe in *Abaqus*® erfolgt auf den Modell-Ergebnissen der *Sysweld2Abaqus*®-Schnittstelle. Die Gesamtbelastung stellt somit eine Überlagerung der numerisch ermittelten Schweißeigenstressungen und der Betriebsbelastung dar. Die Simulation

der Belastung der Probe mit der zeitabhängigen Betriebskraft erfolgt dabei elastoplastisch, wobei die durch die Schnittstelle aus *Sysweld*® konvertierten lokalen Materialdaten Verwendung finden. Durch die Simulation des Schweißens und des anschließenden Reckens erhöht sich die Fließgrenze der Proben durch eine Verfestigung des Materials, sodass durch die Belastung keine zusätzliche plastische Verformung verursacht wird. Hingegen erfährt die ungereckte Probe im Bereich des Nahtübergangs bei allen aufgebracht Lastniveaus plastische Verformungen.

4.1 Schädigungsrechnung

Femfat® ist eine Software zur Abschätzung der Lebensdauer von Bauteilen beruhend auf den spannungsbasierten Ergebnissen einer FE-Analyse. Die Beurteilung der Betriebsfestigkeit beruht auf dem in der FKM-Richtlinie [Forschungskuratorium Maschinenbau, 2002] beschriebenen Einflussgrößenverfahren. Dabei werden an den FE-Knoten ausgehend von Festigkeitsdaten ungekerbter Proben lokale Wöhlerlinien abhängig von den lokalen Bauteileigenschaften und -beanspruchungen berechnet.

Zur Eingabe der Werkstoffdaten werden vier getrennte Datensätze angelegt: Grundmaterial, Grobkorn-, Feinkorn- und interkritische Zone. Mit ausgewählten experimentell ermittelten Eingabedaten erfolgt die Generierung des Werkstoffdatensatzes unter Zuhilfenahme des *Femfat*®-Werkstoffgenerators. Dieser erstellt unter Berücksichtigung der eingegebenen Daten einen vollständigen Materialdatensatz auf Basis der gewählten Werkstoffklasse und den Richtlinien der FKM. Nachfolgend werden die Werkstoffdaten um die ermittelten Wöhlerdaten und dem Haigh-Diagramm jeweils bei einer Überlebenswahrscheinlichkeit von $P_{\bar{0}} = 50 \%$ ergänzt.

Femfat® ermittelt die lokalen Wöhlerlinien auf Basis von Einflussfaktoren. Die folgende Auflistung enthält eine Übersicht über die wichtigsten verwendeten Einflussgrößen:

- **Spannungsgradient**
Kerben weisen durch das auftretende Spannungsgefälle eine Stützwirkung im Hinblick auf die ertragbare Spannungsamplitude auf. Daraus ergibt sich ein Einfluss auf Dauerfestigkeit, Neigung und Ecklastspielzahl, der bei der Berechnung der lokalen Wöhlerlinie berücksichtigt wird [Eichlseder, 1989].
- **Mittelspannung**
Die Mittelspannung hat, wie das im Haigh-Diagramm ersichtlich ist, einen wesentlichen Einfluss auf die lokale Dauerfestigkeit, Neigung und Ecklastspielzahl. Durch Schweißspannungen findet lokal eine Verschiebung der Mittelspannung statt [Krebs et al., 2004].
- **Oberflächenrauigkeit**
Die Rauigkeit der Bauteiloberfläche wird berücksichtigt, da sie von der Rauigkeit der Probenoberfläche abweicht, mit der die Testwöhlerlinien geprüft wurden.
- **Mittelspannungsumlagerung**
Durch plastische Verformungen infolge der Überschreitung der Werkstofffließgrenze findet eine Umlagerung der Mittelspannungen statt. *Femfat*® berechnet die plastischen Dehnungen dabei in Anlehnung an die Uniform Material Law [Bäumel et al., 1990; Korkmaz, 2010] sowie dem zyklischen Verfestigungsverhalten nach [Ramberg und Osgood, 1943]. Aus der Schweißstruktursimulation geht jedoch hervor, dass die lokale, durch die Werkstoffmodelle definierte Fließgrenze durch die Verfestigung im Zuge des Herstellprozesses über den Fließgrenzen der Gefügezonen liegt. Das bedeutet, dass *Femfat*® bereits plastische Deformationen berücksichtigt, während *Abaqus*® noch im linear elastischen Bereich rechnet. Dies kann zu einer Überschätzung der Lebensdauer durch plastische Stützwirkung führen [Neuber, 1961, 1968]. Zur Abklärung dieses Effekts werden Lebensdaueranalysen mit und ohne den Einfluss der Mittelspannungsumlagerung durchgeführt.

Für die Ermittlung der Schädigung kommt das von [Haibach, 1970] modifizierte Verfahren nach [Palmgren, 1924] und [Miner, 1945] zum Einsatz. Die Wöhlerlinie wird dabei ab der Ecklast-

spielzahl mit der Neigung $2k-1$ weitergeführt, wodurch die schädigende Wirkung von Belastungen unterhalb der Dauerfestigkeit ebenfalls miteinbezogen wird. Zur Berücksichtigung der Mehrachsigkeit der Spannungen wird die Vergleichsspannung in der kritischen Schnittebene gewählt [Haibach, 2006].

Die Last wird als Einheitskollektiv mit 10^6 Lastwechseln aufgebracht, wobei das Ausfallskriterium des Bauteils eine lokale Schädigung $D > 1$ ist. Die Lebensdauer des Bauteils errechnet sich somit aus dem Kehrwert der lokal ermittelten Schädigung multipliziert mit dem Faktor 10^6 aufgrund des Lastkollektivs. Eine Schädigung von 2,5 bei 10^6 Lastwechseln führt daher zu einer ertragbaren Schwingspielzahl von 400 000. Das Ergebnis aus einer Femfat®-Rechnung beinhaltet die Verteilung der Schädigung über den Bauteil. Abbildung 7 zeigt die Verteilung der Schädigung über die Schweißnaht. Der Maximalwert tritt dabei am hervorgehobenen Knoten 5264 im Schweißnahtübergang auf. Auf Basis der Schädigungsrechnung ist daher davon auszugehen, dass das Bauteilversagen vom Schweißnahtübergang ausgeht, so wie dies auch bei den Schwingversuchen beobachtet wird.

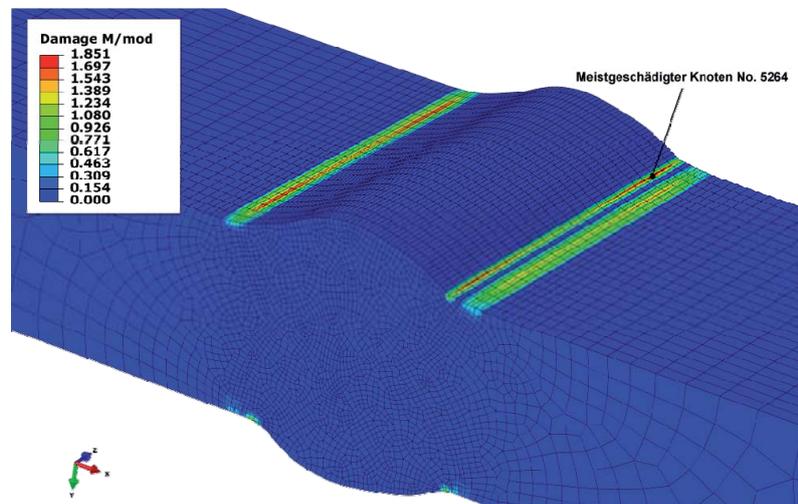


Abbildung 7: Verteilung der Schädigung über den Bauteil, aus [Ottersböck, 2013]Tabelle 2 enthalten die Ergebnisse der Schädigungsrechnungen ohne und mit Mittelspannungsumlagerung (MSU) verglichen mit den Versuchsdaten. Dabei bezeichnet n_{SV} das Verhältnis zwischen der jeweiligen Lastwechselzahl aus Versuch und Simulation. Abbildung 8 stellt diese Daten in einem Wöhlerdiagramm dar. Die Ergebnisse der Lebensdaueranalysen sind dabei als nicht gefüllte (ohne die plastische Mittelspannungsumlagerung) und gefüllte (mit plastischer Mittelspannungsumlagerung) Symbole gekennzeichnet. Im Allgemeinen führt die spannungsbasierte Lebensdauerabschätzung zu einer Überschätzung der ertragbaren Lastspielzahl.

Tabelle 1: Vergleich der Lebensdauerabschätzung der gereckten Proben mit dem Versuch, aus [Ottersböck, 2013]

Last-niveau $\Delta\sigma/\sigma_{aGM}$	Lastwechsel Versuch $P_{\dot{u}} = 50 \%$	Lastwechsel Simulation, $P_{\dot{u}} = 50 \%$			
		Ohne MSU		Mit MSU	
			n_{SV}		n_{SV}
1,33	29 679	36 860	1,24	121 640	4,10
1,16	61 474	262 674	4,27	321 960	5,23
1,0	142 482	667 560	4,69	672 500	4,72
0,75	2 809 474	5 824 000	2,07	5 886 000	2,10

Tabelle 2: Vergleich der Lebensdauerabschätzung der ungereckten Proben mit dem Versuch, aus [Ottersböck, 2013]

Last-niveau $\Delta\sigma/\sigma_{aGM}$	Lastwechsel Versuch $P_{\dot{u}} = 50\%$	Lastwechsel Simulation, $P_{\dot{u}} = 50\%$			
		Ohne MSU		Mit MSU	
			n_{SV}		n_{SV}
1,33	-	2441	-	125 660	-
1,16	69 184	117 123	1,69	302 115	4,37
1,0	110 345	327 761	2,97	680 735	6,17
0,75	263 711	4 929 000	18,7	7 037 000	26,7

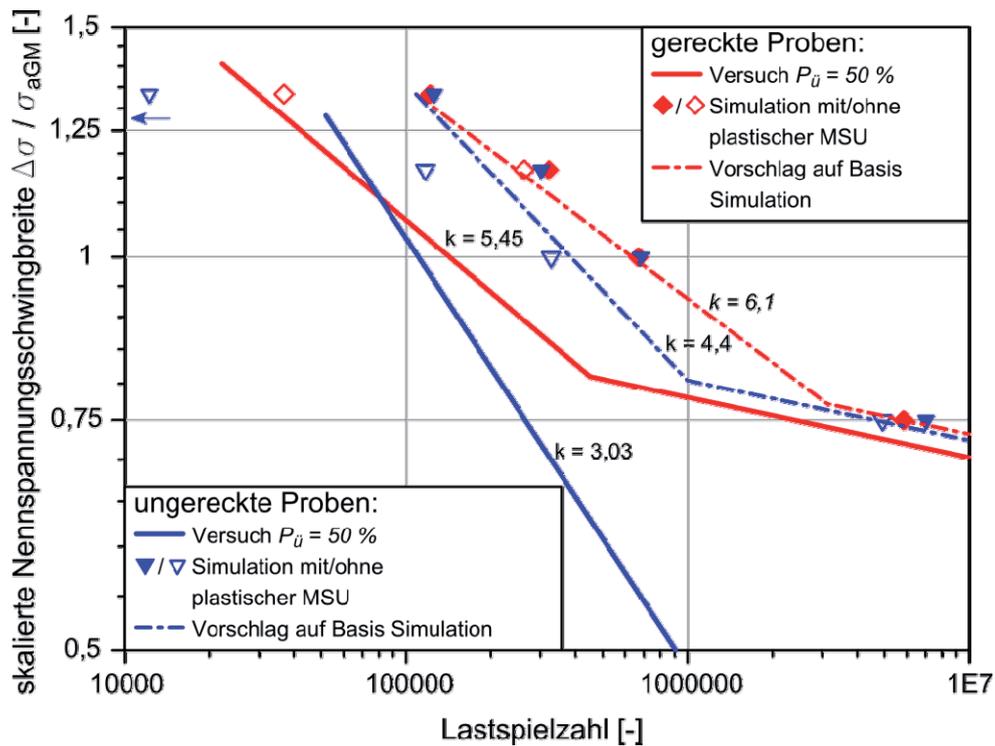


Abbildung 8: Wöhlerdiagramm der geschweißten Großproben mit dem Ergebnis der Lebensdauerabschätzung, nach [Ottersböck, 2013]

Die Auswirkungen der plastischen Mittelspannungsumlagerung sind sowohl bei den gereckten als auch bei den ungereckten Proben ersichtlich. Durch die plastische Stützwirkung verschieben sich die ertragbaren Schwingspiele hin zu einer höheren Schwingspielzahl. Der Unterschied ist bei den gereckten Proben durch die eingebrachten Druckeigenspannungen erst bei den höchsten Lastniveaus zu sehen, während bei den ungereckten Proben auch im niedrigsten betrachteten Lastniveau plastische Umlagerungen stattfinden. Durch die bereits erwähnte lokale Differenz der Fließgrenzen der WEZ-Gefügezonen zwischen Struktursimulation und Lebensdaueranalyse setzt die Spannungsumlagerung in *Femfat*® bereits bei zu niedrigen Spannungen ein. Bei den unteren Lastniveaus sind daher die Ergebnisse der Simulation ohne Spannungsumlagerung vorzuziehen. Beim höchsten betrachteten Lastniveau wird lokal die Fließgrenze überschritten, wodurch die Simulation ohne Mittelspannungsumlagerung zu niedrige ertragbare Lastspielzahlen liefert. Auf Basis dieser Erklärung sind in Abbildung 8 Vorschläge für die Berücksichtigung der plastischen Mittelspannungsumlagerung eingezeichnet. Bei den ungereckten

Proben ist durch die Zugeigenspannungen die plastische Spannungsumlagerung bereits bei den niedrigeren Lastniveaus mit einzubeziehen, wobei der Überschätzung der Umlagerungen durch einer Verschiebung der Zeitfestigkeitsgeraden in Richtung des Ergebnisses ohne Mittelspannungsumlagerung Rechnung getragen wird.

4.2 Diskussion der Ergebnisse

Die durchgeführten numerischen Lebensdauerberechnungen zeigen den Ort der maximalen Schädigung korrekt auf. Sie weisen gegenüber den Versuchsergebnissen jedoch eine zu hohe Lebensdauer auf. Als möglicher Hauptgrund für diesen Umstand ist die zu konservativ ausgeführte Nahtübergangstopographie zu nennen. Trotz der Modellierung der Geometrie nach einem Schliffbild weist das Modell des geschweißten Prüfkörpers lediglich eine Kerbformzahl K_t von 1,65 auf. Aus Messungen von [Cerit et al., 2010] bezüglich der Abhängigkeit der Kerbformzahl K_t von Nahtanstiegswinkel und -übergangsradius (Abbildung 9) geht hervor, dass beim betrachteten Modell mit einer Blechstärke von 20 mm und einem fiktiven Übergangsradius von 1 mm ($R/t = 0,05$) die Kerbformzahl im Bereich zwischen 2 und 3 liegen müsste. Da davon ausgegangen werden muss, dass ein Prüfkörper immer an der Stelle der ungünstigsten Kerbwirkung versagt, kann dies als Grund für die Abweichungen zwischen Simulation und Messung genannt werden. Schädigungsrechnungen mit verschiedenen Nahtübergangstopographien bzw. vergleichende bruchmechanische Berechnungen mit einer Studie von technischen Anrissgrößen sowie der Auswertung des Spannungsintensitätsfaktors können in weiteren Arbeiten Aufschluss geben.

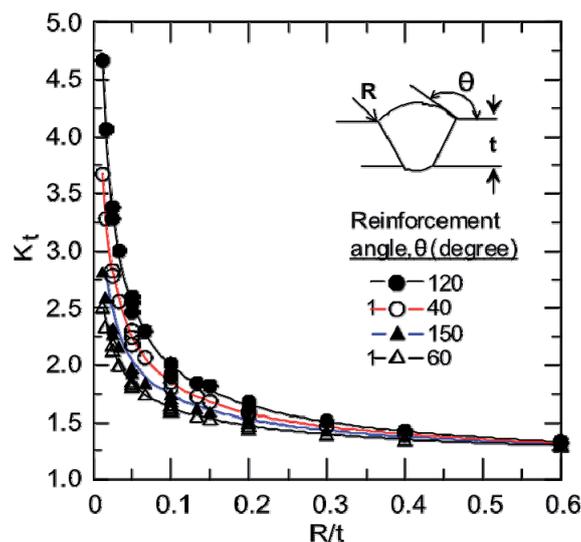


Abbildung 9: Einfluss verschiedener Kombinationen von Nahtanstiegswinkel und -übergangsradius auf die Kerbformzahl, aus [Cerit et al., 2010]

Weiteren Einfluss auf die Genauigkeit der Lebensdauerabschätzung haben die mittels Schweißstruktursimulation bestimmten Schweißigenspannungen. Durch die gekoppelte thermische und mechanische Simulation haben die Qualität und Feinheit der Bauteilvernetzung wesentlichen Einfluss auf das Ergebnis. Beispielsweise zeigt [Heinze et al., 2011], dass sich durch die Feinheit des Netzes Unterschiede bis zu 40% bei der Berechnung des Verzugs geschweißter Bauteile auftreten können. Ein weiterer Einflussparameter in diesem Zusammenhang ist die verwendete Materialdatenbasis. [Heinze et al., 2011] haben bei Simulationen mit SZTU-Diagrammen des Werkstoffs S355J2+N aus verschiedenen Materialdatenbanken festgestellt, dass beim Verzug Unterschiede bis zu 60% auftreten können.

Die Mehrachsigkeit der Belastung durch die Schweißeigenstressungen und die Kerbwirkung, die lediglich durch die Verwendung einer Vergleichsspannung berücksichtigt wurde, hat ebenso großen Einfluss auf die Güte des Ergebnisses. Die Auswirkungen von mehrachsigen Belastungen auf die Schwingfestigkeit eines Werkstoffs kann durch multiaxiale Ermüdungsmodelle wie von [Xia und Ellyin, 1998] oder [Sonsino, 2009] detailgetreuer in die Berechnung mit einbezogen werden. Die meisten dieser Konzepte basieren dabei auf lokalen Dehnungen, wodurch auch die plastischen Spannungsumlagerungen besser berücksichtigt werden. Dies erfordert allerdings die experimentelle Aufnahme von Dehnungswöhlerlinien, wodurch sich die Versuchsdurchführung grundsätzlich ändert. [Teng et al., 2002] und [Gómez et al., 2011] stellen diesbezüglich die Anwendung dehnungsbasierter Konzepte zur betriebsfesten Bewertung von Schweißnähten vor.

Schlussendlich ist anzumerken, dass bei real ausgeführten Schweißnähten stets mit dem Auftreten lokaler Ungängen bzw. Defekten sowie irreversibler, plastischer Dehnungslokalisation zu rechnen ist. Diese wirken als meso- und makroskopische Fehlstellen und leiten somit die technische Risswachstumsphase bereits bei niedrigen Lastzyklen ein. Versuche an geschweißten, dünnwandigen Schwingproben zeigen, dass zwischen technisch detektierbarem Anriss und Gewaltbruch ein Unterschied von bis zu einer Dekade Lastwechsel auftreten kann [Varfolomeev et al., 2011]. Wird besonders dieser Aspekt in der spannungsbasierten Auswertung berücksichtigt, so zeigen die experimentellen Versuche und die numerisch abgeschätzte lokale Lebensdauer eine gute Übereinstimmung.

5 Zusammenfassung und Ausblick

Im Rahmen dieser Arbeit wird eine numerische Simulationskette zur betriebsfesten Bewertung von Schweißnähten auf Basis lokaler Spannungen vorgestellt. Im Fokus dieser Methodik liegt die Implementierung der anhand einer Schweißstruktursimulation ermittelten Schweißeigenstressungen in eine spannungsbasierte Betriebsfestigkeitsbewertung.

Der Modellbau für die thermo-mechanisch gekoppelte Schweißstruktursimulation erfolgt in Anlehnung an die für die experimentellen Untersuchungen im Unterpulverschweißverfahren gefertigten Prüfkörper. Es werden auch die nachfolgenden technologischen Prozesse zur Eigenstressumlagerung in der Simulation berücksichtigt. Die für die anschließende numerische Lebensdauerabschätzung mittels einer Schädigungsrechnung benötigten lokalen Schwingfestigkeitsdaten liefern experimentelle Ermüdungsversuche an Kleinprüfkörpern, welche sowohl am Grundmaterial als auch an einzelnen charakteristischen Gefügezonen durchgeführt werden.

Die Gegenüberstellung der numerischen Lebensdauerabschätzung mit den Ermüdungsversuchen an den unterpulvergeschweißten Großproben zeigt, dass die vorgestellte Methodik die Auswirkungen des Reckvorganges tendenziell gut abschätzt, absolut jedoch nicht-konservative Ergebnisse liefert. Als Grund für die Abweichung kann der Einfluss der geometrischen Kerbe durch abweichende lokale Nahtübergangstopographien bzw. das Vorhandensein initialer meso- und makroskopischer Fehlstellen als maßgebende Faktoren genannt werden. Weiters stellt auch die für die Simulation verwendete Materialdatenbank einen zu optimierenden Parameter dar. Die Simulationskette zeigt die Möglichkeit der Implementierung numerisch bestimmter Schweißeigenstressungen in die Lebensdauerabschätzung von geschweißten Verbindungen auf. Die Berücksichtigung der lokalen Schwingfestigkeitsdaten in der Wärmeeinflusszone ist basierend auf den erarbeiteten Ergebnissen nicht zu vernachlässigen.

Einer genaueren Betrachtung obliegt somit der Nahtübergangsbereich und der damit einhergehenden Kerbwirkung, die erheblichen Einfluss auf die Schwingfestigkeit von Schweißnähten haben kann. Parameterstudien mit verschiedenen Nahtübergangstopographien sollen Auf-

schluss über deren Effekt auf die Ausbildung der Schweißspannungen und die Lebensdauer der geschweißten Verbindung geben. Zudem sind am Schweißnahtübergang der Proben Messungen mittels Laserkonfokalmikroskop vorgesehen, mit denen der reale Nahtübergangsradius sowie der -anstiegswinkel bestimmt werden können.

6 Danksagung

Der österreichischen Bundesregierung (insbesondere dem Bundesministerium für Verkehr, Innovation und Technologie und dem Bundesministerium für Wirtschaft, Familie und Jugend) vertreten durch die Österreichische Forschungsförderungsgesellschaft mbH (FFG), und den Ländern Steiermark und Tirol, vertreten durch die Steirische Wirtschaftsförderungsgesellschaft mbH (SFG) sowie die Standortagentur Tirol wird für die Förderung der experimentellen Schwingfestigkeitsversuche im Rahmen des COMET Förderprogramms herzlich gedankt.

7 Literatur

Bäumel, A.; Seeger, T.; Boller, C.: Materials data for cyclic loading, Materials science monographs, Elsevier, 1990.

Cerit, M.; Kokumer, O.; Genel, K.: Stress concentration effects of undercut defect and reinforcement metal in butt welded joint. In: *Engineering Failure Analysis* 17 (2), S. 571–578, 2010.

Dattoma, V.; Giorgi, M. de; Nobile, R.: On the evolution of welding residual stress after milling and cutting machining. In: *Computers & Structures* 84 (29-30), S. 1965–1976, 2006.

Eichseder, W.: Rechnerische Lebensdaueranalyse von Nutzfahrzeugkomponenten mit der Finite Elemente Methode, Dissertation, Technische Universität Graz, 1989.

Forschungskuratorium Maschinenbau: Rechnerischer Festigkeitsnachweis für Maschinenbauteile aus Stahl, Eisenguss- und Aluminiumwerkstoffen (2002), 4., erw. Ausg. Frankfurt am Main, FKM-Richtlinie.

Goldak, J.; Bibby, M.; Chakravarti, A.: A double ellipsoid finite element model for welding heat sources, IIW-Doc., International Institute of Welding, 1985.

Gómez, C.; Canales, M.; Calvo, S.; Rivera, R.; Valdés, J. R.; Núñez, J. L.: High and low cycle fatigue life estimation of welding steel under constant amplitude loading: Analysis of different multiaxial damage models and in-phase and out-of-phase loading effects. In: *International Journal of Fatigue* 33 (4), S. 578–587, 2011.

Haibach, E.: Modifizierte lineare Schadensakkumulations-Hypothese zur Berücksichtigung des Dauerfestigkeitsabfalls mit fortschreitender Schädigung. In: *Techn. Mitteilung* 50, Fraunhofer-Institut f. Betriebsfestigkeit, 1970.

Haibach, E.: Betriebsfestigkeit, VDI-Buch, Springer, 2006.

Haigh, B. P.: Report on Alternating Stress Tests of a Sample of Mild Steel, BASC Report 85, British Association Stress Committee. Manchester, 1915.

Heinze, C.; Schwenk, C.; Rethmeier, M.: Influences of mesh density and transformation behavior on the result quality of numerical calculation of welding induced distortion. In: *Simulation Modelling Practice and Theory* 19 (9), S. 1847–1859, 2011.

Korkmaz, S.: Uniform material law: Extension to high-strength steels, VDM Verlag, 2010.

Krebs, J.; Hübner, P.; Kaßner, M.: Eigenspannungseinfluss auf Schwingfestigkeit und Bewertung in geschweißten Bauteilen, DVS-Berichte, Dt. Verl. für Schweißtechnik, DVS-Verl., 2004.

Maier, B.; Oberwinkler, B.; Tichy, R.; Ecker, W.: Development of a FE-based fracture mechanical method for fatigue life assessment of double-submerged welded pipelines considering residual stresses and local microstructures. In: ESIS (Hg.): Proceedings of 19th European Conference on Fracture. Kazan, 2012.

Miner, M.: Cumulative damage in fatigue. In: *J. Appl. Mech.* 12, S. 159–164, 1945.

Neuber, H.: Theory of Stress Concentration for Shear-Strained Prismatical Bodies With Arbitrary Nonlinear Stress-Strain Law. In: *J. Appl. Mech.* 28 (4), S. 544, 1961.

Neuber, H.: Über die Berücksichtigung der Spannungskonzentration bei Festigkeitsberechnungen. In: *Konstruktion* 20 (7), S. 245–251, 1968.

Ottersböck, M.: Bewertung der Betriebsfestigkeit von Unterpulverschweißnähten basierend auf einer Schweißstruktursimulation, Diplomarbeit, Montanuniversität Leoben, 2013.

Palmgren, A.: Die Lebensdauer von Kugellagern. In: *Zeitschrift des Vereins Deutscher Ingenieure* 68 (14), S. 339–341, 1924.

Radaj, D.: *Wärmewirkungen des Schweißens*, Springer-Verlag, 1988.

Ramberg, W.; Osgood, W. R.: Description of stress-strain curves by three parameters, National Advisory Committee for Aeronautics technical note, National Advisory Committee for Aeronautics, 1943.

Sonsino, C. M.: Multiaxial fatigue assessment of welded joints – Recommendations for design codes. In: *International Journal of Fatigue* 31 (1), S. 173–187, 2009.

Teng, T.-L.; Fung, C.-P.; Chang, P.-H.: Effect of weld geometry and residual stresses on fatigue in butt-welded joints. In: *International Journal of Pressure Vessels and Piping* 79 (7), S. 467–482, 2002.

Thaler, M.: Integrative Methode zur betriebsfesten Auslegung von Laserschweißnähten, Dissertation, Montanuniversität Leoben, 2012.

Varfolomeev, I.; Moroz, S.; Brand, M.; Siegele, D.; Baumgartner, J.: Lebensdauerbewertung von Schweißverbindungen unter besonderer Berücksichtigung von Eigenspannungen Bericht W 17/2011, Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik IWM, 2011.

Xia, Z.; Ellyin, F.: Multiaxial fatigue of an alumina particle reinforced aluminum alloy. In: *International Journal of Fatigue* 20 (1), S. 51–56, 1998.

Impressum	Titel	Simulationsforum 2013 - Schweißen und Wärmebehandlung
	Herausgeber	Prof. Dr.-Ing. Jörg Hildebrand Dr.-Ing. Tobias Loose Dr.-Ing. Jens Sakkietitbutra Dr.-Ing. Marcus Brand
	Satz	Prof. Dr.-Ing. Jörg Hildebrand
	Umschlaggestaltung ISBN	Isabel Rincón de Arellano 978-3-00-045902-3

Förderer und Unterstützer



Bestellung	Verein zur Förderung der numerischen Analyse der Wärmebehandlungs- und Schweißprozesse	Marienstraße 7 D-99423 Weimar Telefon: +49 (0) 3643 / 58 44 42 Telefax: +49 (0) 3643 / 58 44 41 E-Mail: info@fws-ev.de Internet: www.fws-ev.de
------------	-------------------------------------------------------------------------------------------------	--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------