

Simulationsforum 2016

Tagungsband
08. -10. November 2016

Schweißen und Wärme- behandlung



Dorint —
Am Goethepark
Weimar

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

J. Hildebrand, T. Loose, M. Reich (Hrsg.)

Simulationsforum 2016
Schweißen und Wärmebehandlung

Weimar, 08. - 10. November 2016

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 2016
Schweißen und Wärmebehandlung

J. Hildebrand, T. Loose, M. Reich (Hrsg.)

ISBN: 978-3-00-054805-5

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.

Ihr Organisationsteam

Dr.-Ing. Jörg Hildebrand IWE Dr.-Ing. Tobias Loose IWE Dr.-Ing. Michael Reich

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

Inhaltsverzeichnis

Seite

Historischer Abriss der Ermittlung von Temperaturen, Gefügen und Eigenschaften mittels physikalischer Schweißsimulation und deren Aufbereitung für die moderne Werkstoffsimulation	1
A. Scharff	
Grundlagen der Tiefeninduktion.....	13
Th. Vauderwange	
Skalierte strukturmechanische Simulation additiver Fertigungsverfahren.....	28
P. Khazan, P. Mehmert, H. Schafstall, R. Kordaß, Th. Töppel	
Analyse der Spurbildung beim Laserauftragsschweißen.....	40
N. Pirch, S. Linnenbrink, A. Gasser, K. Wissenbach, R. Poprawe	
Numerische Analyse der Qualitätszielsteuerung beim Additive Metal Deposition von Ti-6Al-4V.....	52
M. Möller, M. Heilemann, C. Emmelmann	
Herausforderungen vereinfachender Modellierung bei der numerischen Berechnung von Schweißeigenstress in Mehrlagenschweißnähten.....	53
J. Klassen, Th. Nitschke-Pagel, K. Dilger	
Numerische Simulation von Schweißverzug und –eigenstress an plasmaauftragsgeschweißten hoch beanspruchbaren Werkzeuggeometrieflächen	54
K. Alaluss, P. Mayr	
Präzisionssteigerung und Vereinfachung der Schweißstruktursimulation durch Modifikation der äquivalenten Wärmequelle nach Goldak	66
O. Mokrov, A. Schiebahn, U. Reisgen	
Untersuchung der Netzgütemessung beim dynamischen Substructuring	80
C. Marder, M. F. Zäh	
Schnelle Lösungsansätze zur Verzugsberechnung in der Schweißsimulation....	89
M. Gatzert, P. Khazan	
Recent Updates for the Heat Transfer Solver in LS-DYNA® with focus on computational welding mechanics	100
Th. Klöppel, M. Schill, T. Loose	
LMDCAM-CAM Software für das Pulver basierte Laserauftragsschweißen	111
N. Pirch, J. Flemmer, F. Drinck, S. Linnenbrink, R. Poprawe	
Efficient Setup and Documentation of Simulations for Welding and Heat Treatment with DynaWeld.....	120
T. Loose	

Inhaltsverzeichnis

Seite

High Performance Computing Welding Analysis with DynaWeld and Parallelized LS-DYNA Solvers	134
T. Loose, M. Bernreuther, B. Große-Wöhrmann, J. Hertzner, U. Göhner	
Schweißsimulation von „Die-Less-Hydroforming“-Platinen mit DynaWeld und LS-DYNA	148
A. Metzger, Th. Ummenhofer	
Numerische Simulation der Phasenumwandlungen bei Schienenschweißungen von perlitischem Stahl	157
L. Weingrill, N. Enzinger	
Implementierung eines viskoelastischen Maxwell-Modells zur 3-D-Simulation des Rotationsreibschweißens in LS-Dyna	166
M. J. Keßler, Ph. M. Heinle, M. Krutzlinger, S. J. Pieczona, M. F. Zäh	
The influence of the welding sequence on the load bearing capacity and stress distribution of square hollow section steel joints	176
F. Simon, M. Moradi, J. Hildebrand, H. Pasternak	
Bestimmung verzugsminimierter Fertigungsparameter beim Laserstrahlschweißen mittels genetischer Algorithmen	188
A. Belitzki, D. Meier, M. F. Zäh	
Berechnung der Wasserstoffdiffusion in laserstrahlgeschweißten hochfesten Stählen	198
F. Schweizer	
Entwicklung eines Vorgehens zur Prognose der Restlebensdauer von reparaturgeschweißten Bauteilen	208
J. Föhrenbach, M. Farajian, D. Siegele	
Creep-behavior of welded structures	209
P. Knoedel, St. Gkatzogiannis, Th. Ummenhofer	
Entwicklung von Methoden zur industriellen Anwendung der Wärmebehandlungssimulation	220
F. Tangemann	
Wärmebehandlungssimulation von Wellen aus 20MnCr5 unter Berücksichtigung von Effekten aus der Kaltmassivumformung	230
M. Hunkel, D. Nadolski	
Simulation des Abschreckens von Aluminiumprofilen in ionischen Flüssigkeiten	240
M. Reich, M. Beck, O. Keßler	

Historischer Abriss der Ermittlung von Temperaturen, Gefügen und Eigenschaften mittels physikalischer Schweißsimulation und deren Aufbereitung für die moderne Werkstoffsimulation

Arite Scharff

SLV Mecklenburg-Vorpommern GmbH
Alter Hafen Süd 4, 18069 Rostock
scharff@slv-rostock.de

ZUSAMMENFASSUNG

Der vorliegende Artikel ist ein kleiner Beitrag zur jüngeren schweiß-technischen Geschichte. Er spannt den Bogen von der physikalischen Schweißsimulation (Werkstoffsimulation unter Zuhilfenahme von ZTU-Diagrammen) zur numerischen Simulation (mit Hilfe der Methode der finiten Elemente), ohne tiefer auf aktuell verfügbare FE-Software einzugehen. Er beinhaltet eine Differenzierung der verschiedenen Begriffe der „Simulation“. Es werden Auszüge aus der früheren und heutigen Herangehensweise an die messtechnische Erfassung, grafische Darstellung von Gefügen und Eigenschaften im Nebennahtbereich sowie deren Auswertung vorgestellt. Der Beitrag erfüllt nicht den Anspruch, vollständig und umfassend zu sein. Er soll Bekanntes unterhaltend in zeitlichen Zusammenhang bringen und ist geprägt durch Entwicklungen aus Rostocker Sicht.

1. Experiment und Simulation

Das *klassische* Instrument in der naturwissenschaftlichen Forschung ist das *Experiment*, welches eine geeignete „Frage“ an die Natur formuliert. Das Experiment wird, wenn es gut geplant und durchgeführt war, nach Messung und Datenauswertung eine Antwort auf diese Frage geben können. Jedoch ist es nach [<https://www.ifb.ethz.ch/...>] in der Regel schwierig, Störeinflüsse, die die Messungen und damit die Antwort beeinflussen und verfälschen können, zu isolieren. [<https://www.ifb.ethz.ch/...>] führt weiter aus, dass experimentelles Naturverständnis begleitet wird von *Theorie*, in der wir unsere Vorstellungen von den zentralen Vorgängen im Experiment auf mathematische Weise formulieren. Zunächst wird ein Modell entworfen, das alle wesentlichen physikalischen Einflussfaktoren erfassen soll, danach werden die Grundgleichungen der Physik bemüht, um zu einer mathematischen Formulierung zu gelangen. Als Zielvorstellung steht hinter Simulationen das „Computerexperiment“, in dem die Nachbildung physikalischer Prozesse auf Digitalrechnern unter Eliminierung möglichst aller Störeinflüsse erfolgt – zeitlich und räumlich aufgelöst. Simulationen umgehen Approximationen und Vereinfachungen (wie bei analytischen Verfahren), unkontrollierbare Annahmen über das System und bieten Zugang zu den Messgrößen. Sie können aber nur in dem Maße Informationen liefern, wie das die Grundgleichungen ermöglichen. Werden falsche Modellvorstellungen verwendet, können auch die Ergebnisse völlig unzutreffend sein. Der Simulant in diesem Sinne ist der Anwender einer Simulationssoftware, mittels derer er Simulationsmodelle aufbaut, um Eigenschaften oder Abläufe realer Begebenheiten am Computer abzubilden [<https://www.ifb.ethz.ch/...>].

2. Schweißsimulation mittels finiter Elemente

Die Methode der „finiten Elemente“ wurde von Ingenieuren erfunden und entwickelt, den Begriff selbst prägte Ray W. Clough (*1920 Seattle) um 1960, seines Zeichens Bauingenieur und zuletzt Professor für Baustatik in der Fakultät für Bauingenieurwesen an der University of California, Berkeley [https://de.wikipedia.org/...]. Seine Veröffentlichung [Turner, Clough, Martin und Topp, 1956] markiert die erste Anwendung dieser Berechnungsmethode. Rund 40 Jahre später beschrieben Clough und Wilson anschaulich die Geschichte der FEM in ihren Anfängen von 1952 bis 1970 [Clough und Wilson, 1999].

Wie man in [https://www.ifb.ethz.ch/] und anderen Quellen nachlesen kann, betrachtet die „Finite Elemente Methode“ ein *Gebiet*, auf dem die Werte einer Funktion so bestimmt werden sollen, dass sie vorgegebene Randbedingungen erfüllen. Dazu zerlegt man das Gebiet in beliebige, nicht notwendigerweise gleich große Dreiecke, die sogenannten „Elemente“. Demzufolge werden die Werte der Funktion im Unterschied zu anderen Methoden auch nicht auf den Gitterpunkten, sondern auf einer über dem „Element“ aufgespannten Fläche betrachtet.

Innerhalb der Schweißsimulation werden so Schweißstruktur, Schweißprozess und Werkstoff analysiert. Während sich die Struktursimulation konkret mit den Vorgängen im kompletten Bauteil beschäftigt (Temperaturfeld, Eigenspannungen, Verzug) und die Prozesssimulation die Entstehung des Schweißprozesses selbst (Lichtbogen) sowie dessen direktes Umfeld (Badgeometrie, Einflüsse aus Gasen und Schweißparametern usw.) nachbildet, beschreibt die Werkstoffsimulation den Einfluss der sich beim Schweißen ausbreitenden Temperaturfelder auf Erstarrungsvorgänge, Gefügeveränderungen im festen Zustand und damit die Materialeigenschaften.

3. Voraussetzungen für und Einflussgrößen auf die Werkstoffsimulation

3.1 Chemische Zusammensetzungen

Die Werkstoffsimulation verlangt u.a. nach Eingangsgrößen wie realen Messwerten zur Stahlzusammensetzung, die von Charge zu Charge innerhalb einer Stahlmarke variieren können, aber natürlich erst recht von Stahl zu Stahl. Hinzu kommt, dass die Werkstoffnormen zwar in der Regel Obergrenzen für die einzelnen chemischen Elemente innerhalb einer Stahlmarke vorgeben, deren Einhaltung vom Stahlhersteller verlangt wird, jedoch muss das nicht konform gehen mit einer gleichmäßigen Belegung dieser Bereiche je Element.

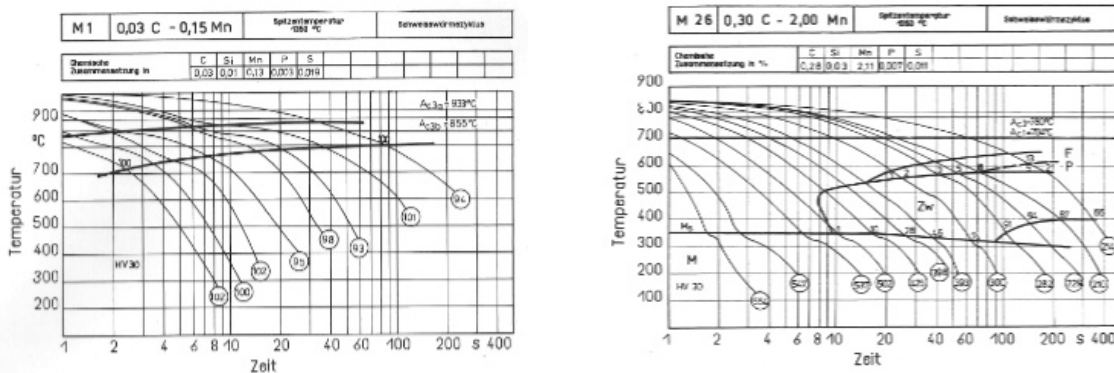


Abbildung 1:
Schweiß-ZTU-Schaubilder für Modellstahl [Seyffarth, Meyer und Scharff, 1992]

Während vor rund 30 Jahren eine gewisse Chargenstreuung nachgewiesen werden konnte (normalfester Baustahl, hochfester Baustahl im unteren Bereich der Streckgrenze) zeigt die heutige Praxis, dass die Breite der Chargenstreuungen für einen Stahl geringer ist als man gemeinhin vermutet. Eher gibt es hier Sprünge in der Belegungsdichte einer Stahlmarke bzw. innerhalb einer Gruppe von Stählen. Dies adäquat nachzubilden ist sowohl in der numerischen Simulation als auch in der statistischen Auswertung sicher noch nicht vollständig gelöst.

Mit Beginn der 70er Jahre wurden deshalb unter Professor P. Seyffarth am Arbeitsbereich Werkstoff- und Schweißtechnik der Universität Rostock sogenannte Modellstähle untersucht [Seyffarth, 1970]. Hierzu ließ man gezielt Chargen abgießen (Abbildung 1), die im Gehalt an Kohlenstoff, Silizium und Mangan signifikant verschieden waren. Später kam die Werkstoffgruppe „Stahlguss“ hinzu, um den Einfluss des Kohlenstoffs oberhalb der für Walzstahl üblichen prozentualen Gehalte an realen Chargen zu untersuchen [Scharff, 1988]. In den 80er und 90er Jahren gab es statistische Erhebungen zur Chargenstreuung an Stahl, die in den gleichnamigen Modul des Beratungssystems WeldWare[®] mündeten [Seyffarth, 1992], [Scharff, 2016]. Die Idee dahinter war, die beträchtlichen Gütewertstreuungen zu erfassen, die durch Chargenstreuungen des im Rahmen der Liefernorm Zulässigen verursacht waren.

3.2 Gefüge und Phasen

Stähle bekommen durch ihre chemische Zusammensetzung sowie die Art und Weise ihrer Herstellung ein in Korngröße und Phasenanteilen unterschiedliches Gefüge verliehen, das beim Schweißen in der Wärmeeinflusszone „überschrieben“ wird. Die WEZ selbst ist über ihre Breite inhomogen infolge örtlich verschieden hoher Spitzentemperaturen, was wiederum dem Wärmefluss im Material geschuldet ist und den „Gebietsansatz“ in der FE-Simulation nachvollziehbar macht.

Neben einer Schweißnaht an „handelsüblichen“ Baustählen kann man metallografisch je nach Abkühlgeschwindigkeit unterschiedliche Phasen ausmachen: Ferrit, Perlit, Bainit und Martensit. Nie ausschließlich, sondern immer in „dem Abkühlen entsprechender Reihenfolge“ als Mischgefüge verschiedener und verschieden hoher prozentualer Phasenanteile. Doch woher kommen deren Namen?

Ferrit als Name für den Alpha-Mischkristall ist selbsterklärend, stammt dieser doch vom lateinischen Wort *Ferrum* für Eisen ab. Perlit verdankt seinen Namen dem streifenförmigen perlmuttartigen Aussehen im Lichtmikroskop nach dem Ätzen. Bainit bekam seinen Namen nach Edgar Collins Bain (1891-1971). Der US-amerikanische Chemiker und Metallurge arbeitete für die US Steel Corporation in Pittsburgh (Pennsylvania), war Mitglied der National Academy of Sciences und forschte auf dem Gebiet des Legierens und der Wärmebehandlung von Stählen. Er ist der Pionier der isothermen ZTU-Diagramme. Bain und Grossmann entdeckten „ihre“ Struktur aus Ferrit und Metallkarbiden, die temperaturmäßig oberhalb der Martensitstarttemperatur und unterhalb des Perlitbereiches angesiedelt war, um 1930. Diese war fester und zäher als ein vergleichbares „quenched and tempered“ Gefüge. Martensit wurde nach Adolf Martens (1850-1914) benannt, einem Maschinenbauer, Werkstoffkundler und Materialprüfer. 1879 hatte Martens eine Professur an der TH Charlottenburg inne, dem Vorläufer der TU Berlin. Er war dort Direktor der Mechanisch-Technischen Versuchsanstalt und seit 1884 Direktor des Materialprüfungsamtes. Auf ihn geht die Gründung des Königlichen Materialprüfungsamtes zurück, der heutigen BAM Berlin-Lichterfelde. Erwähnt werden soll auch Adolf Ledebur (1837-1916), dessen Name dem nur bei Gusseisen interessanten Gefüge Ledeburit übertragen wurde. Ein Grund dafür war sicherlich, dass der Professor für Eisenhüttenkunde an Bergakademie Freiberg 1882 die Fe-C-Mischkristalle entdeckte [Föll, o.J.].

Die mechanischen Eigenschaften der einzelnen Phasen hängen von ihrer Bildungsgeschichte und der chemischen Zusammensetzung eines Stahls ab, die des Stahls wiederum von seiner Phasenzusammensetzung. Huhn oder Ei...

3.3 Festigkeit und Leitfähigkeit

Neben den bereits erwähnten Einflussgrößen fehlen zumindest noch die physikalischen Kennwerte eines Materials, wie Temperaturleitfähigkeit oder spezifische Wärmekapazität oder Dichte, die allesamt temperaturabhängig sind und heute mit Hilfe von Light (bzw. Laser) Flash Apparaturen (Lineis, Netzsch) ermittelt werden können.

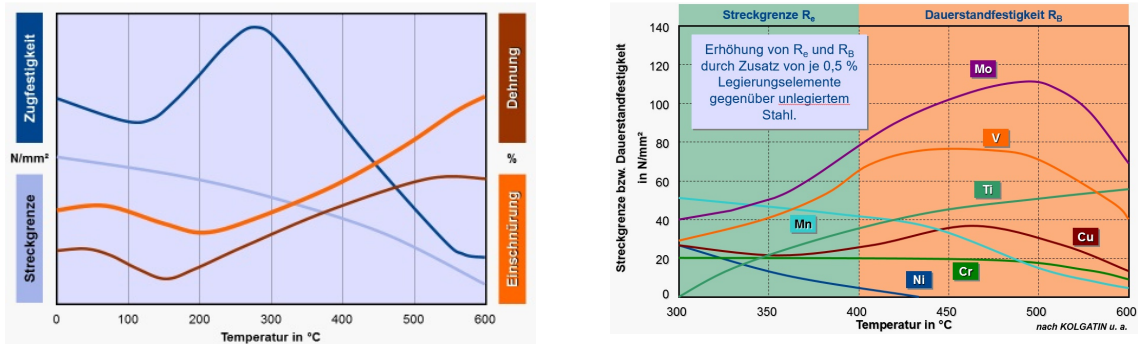


Abbildung 2:
Mechanische Eigenschaften als Funktion von T und chemischer Zusammensetzung
[GSI mbH, 2014]

Sogar die Abhängigkeit der Festigkeit (und anderer mechanischer Eigenschaften) von der Temperatur kann unter dem Begriff „wärmephysikalisch“ geführt werden. Abbildung 2 verdeutlicht darüber hinaus, dass gleichzeitig auch eine Abhängigkeit von der chemischen Zusammensetzung besteht. Der Nachweis erfolgt nicht mittels thermischer Dilatometer, sondern über heute bekannte thermo-mechanische Simulationsanlagen wie die vom Typ GLEEBLE des US-amerikanischen Herstellers Dynamic Systems Inc. (Abbildung 3).

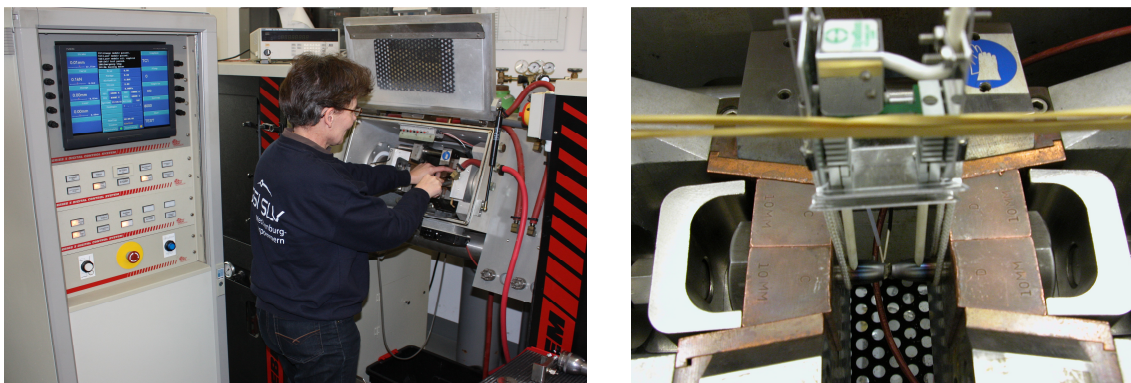


Abbildung 3:
Warmzugversuch an GLEEBLE 3500, Probe im Einbauzustand nach dem Ziehen
[Scharff, 2016]

Vorläufer dieser modernen „GLEEBLE“ könnte auch die TMUA gewesen sein, die **Thermo-mechanische Untersuchungsanlage**, ein Eigenbau, wie er vor allem in den 80er Jahren an der W.-P.-Universität Rostock für die Ermittlung der Warmfestigkeit in Kopplung mit Schweißzyklen zum Einsatz kam (Abbildung 4).

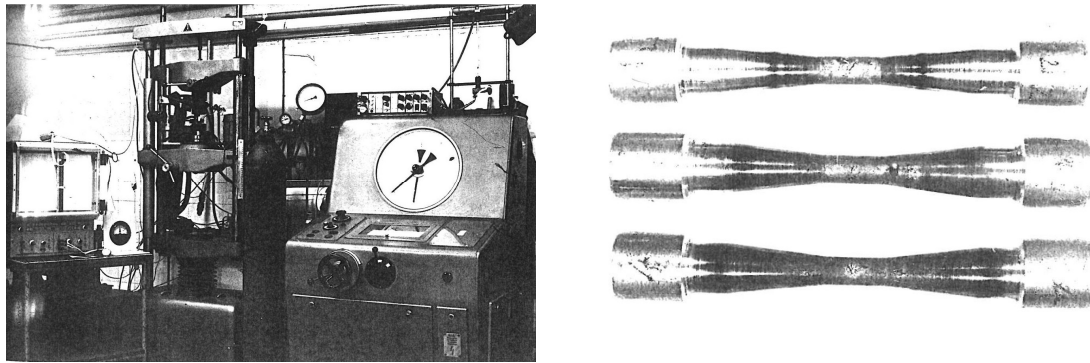


Abbildung 4:
TMUA und schweißsimulierte Proben für Abkühlzeiten von 10/30/120 s, die in der Anlage bei unterschiedlichen Temperaturen gezogen wurden [Groß, 1988]

Im Vorfeld dieser Entwicklung wurden die experimentellen Möglichkeiten damals existierender, vergleichbarer Versuchseinrichtungen studiert. Dazu gehörten die Ur-Versionen des amerikanischen GLEEBLE-Simulators [Clifton, 1969], die Laborentwicklung WUMSI für die Analyse der mechanischen, thermischen und Gefügeveränderungen beim Walzen [Palewski und Kaspar, 1981], der THERMORESTOR-W, eine japanische Versuchsanlage für kombinierte thermische und mechanische Aufgaben in der Schweißbarkeitsforschung hinsichtlich Heißriss- und wasserstoffinduzierter Kaltrissempfindlichkeit [Inagaki, Nisjikawa, Kazuo, Minematsu, Kusuge und Nakamura, 1973] sowie die sowjetische ALA-TOO Versuchsapparatur der Serie IMASCH, in der Proben durch Strahlungswärme bis 1200°C erwärmt und in einer Vakuumkammer bei Belastungen bis 5 kN untersucht wurden [IMASCH, 1980].

4. Physikalische Schweißsimulation

4.1 Der Einfluss von Wärme (Austenitisierung und Austenitfall)

Thermische Schweißzyklen weisen charakteristische Austenitisierungsbedingungen auf. Der durch einen schnellen Anstieg auf Temperaturen bis in Schmelzpunktnähe und einen sofortigen Abfall der Temperaturen von der beim Durchgang der Wärmequelle erreichten Spitzentemperatur ohne weitere Haltezeit charakterisierte Wärmezyklus (Abbildung 5) beeinflusst den Austenitfall beim nachfolgenden Abkühlen. Infolge der hohen Spitzentemperaturen kommt es zu einer Austenitkornvergrößerung, wobei als thermodynamische Triebkraft der Zwang zur Minimierung der freien Energie durch Verringerung der Grenzflächenenergie bei absoluter Verringerung der Korngrenzflächenenergie wirkt. Hierdurch wird die Keimbildung für die γ - α -Umwandlung beim Abkühlen aus der Schweißhitze erschwert. Es kommt zu einer Umwandlungsverzögerung. Die prozentuale Zusammensetzung des Umwandlungsproduktes verändert sich somit in Richtung steigender Martensitgehalte.

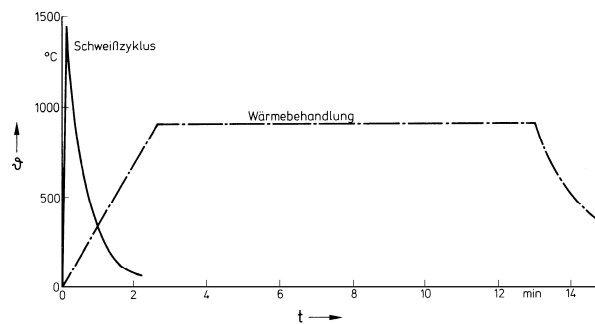


Abbildung 5:
Austenitisierungsbedingungen beim Schweißen und Wärmebehandeln
[Seyffarth, Meyer und Scharff, 1992]

Daher können ZTU-Schaubilder, die für die übliche Wärmebehandlung bestimmt sind [Delbart und Constant, 1954], [Iron Steel Inst., 1949], [Popov und Popova, 1961], [Rose und Hougardy, 1972], [United States Steel Corp., 1951], [Wever, Rose, Peter, Strassburg und Rademacher, 1954], die Verhältnisse beim Schweißen nur sehr unvollkommen widerspiegeln. Ihre Anwendung in der Schweißtechnik würde zu großen Fehlern führen.

Die Feststellung von Gefüge- und Phasenveränderungen anhand realer Schweißverbindungen und praxisnaher Schweißparameter wäre viel zu aufwendig. Daher bedient man sich der physikalischen Schweißsimulation, bei der kleine Werkstoffproben mit den hier typischen unterschiedlichen Temperatur-Zeit-Verläufen beaufschlagt werden. Nach der Simulation werden diese Proben hinsichtlich der erfolgten Phasenumwandlungen und der zugehörigen mechanischen Eigenschaften ausgewertet.

4.2. Vom EKD zum Schweiß-ZTU-Schaubild

Der Ursprung der Darstellung des Umwandlungsverhaltens mit Hilfe von ZTU-Diagrammen wird Sir William Chandler Roberts-Austen (1843-1902) zugeschrieben, der in London Professor für Metallurgie an der Royal School of Mine war und sich mit der Erforschung physikalischer Eigenschaften von Metallen und Legierungen beschäftigte (Abbildung 6). Zu seinen Ehren wurde der Gamma-Mischkristall Austenit genannt.

In den führenden englischen hüttenmännischen Kreisen war man sich im Klaren, dass die verschiedenen, im Handel befindlichen Qualitäten des Eisens Lösungen bzw. Legierungen seien, deren Charakteristik zu erforschen von größter Bedeutung sein musste. Um 1900 unternahm Roberts-Austen den Versuch, durch Bilder über die Abkühlungsvorgänge zu einem vollständigen Erstarrungs- und Umwandlungsschaubild einer Eisen-Kohlenstofflegierung zu gelangen [[https://www.britannica.com/...](https://www.britannica.com/)], [[https://en.wikisource.org/...](https://en.wikisource.org/)], [Roberts, 1895], [Roberts-Austen, 1897], [Kayser und Patterson, 1998].

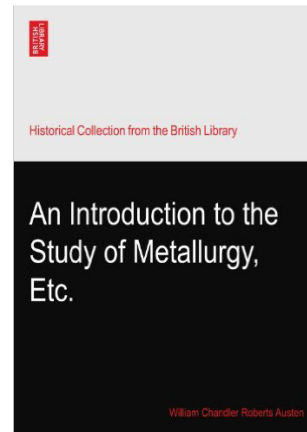
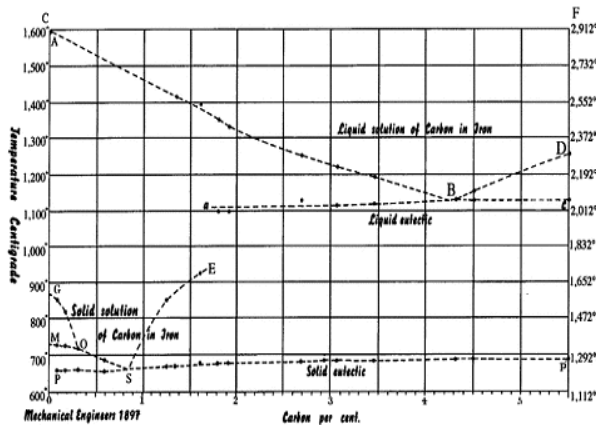


Abbildung 6:
Roberts-Austens Beitrag zur Historie der ersten T-x-Diagramme
[Föll, o.J.], [<https://www.amazon.de>]

Da die Austenitisierungs- und Abkühlbedingungen technischer Wärmezyklen aber nicht mit dem „zeitlosen“ EKD kompatibel waren, wurden (viel später) die heute üblichen *Zeit*-Temperatur-Umwandlungsschaubilder in isothermer oder kontinuierlicher Darstellung entwickelt. Diese waren jedoch, wie bereits weiter oben erwähnt, für die übliche Wärmebehandlung bestimmt, so dass P. Seyffarth Ende der 1960er Jahre in Rostock mit der Adaption der kontinuierlichen ZTU-Schaubilder an den Prozess des Schweißens begann [Seyffarth, 1967].

4.3 Früher war alles anders...

Ende der 60er, Anfang der 70er Jahre wurde im Rahmen der Promotionstätigkeit von P. Seyffarth am Arbeitsbereich Werkstoff- und Schweißtechnik der Universität Rostock unter seiner Leitung ein induktiv arbeitendes Hochgeschwindigkeitsdilatomer entwickelt (Abbildung 7), mit dem Proben einer geeigneten Form innerhalb von 2 s (konventionelles Schmelzschweißen) auf eine Spitzentemperatur von 1350 °C erwärmt und anschließend sofort wieder abgekühlt werden konnten. Austenitisieren und Abkühlen unterlagen den für das Schweißen typischen Bedingungen in der Grobkornzone der WEZ.

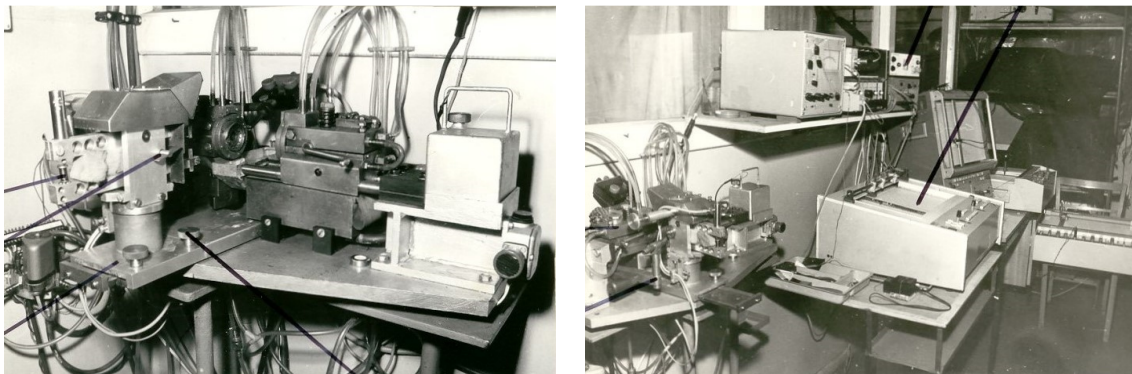


Abbildung 7:
Hochgeschwindigkeitsdilatomer mit Kurvenfolgeeinrichtung, Eigenbau,
Weiterentwicklung Ende 70er Jahre [Seyffarth, 1970]

Die zu untersuchenden Proben wurden in wassergekühlte Stromzuführungen eingespannt und durch Widerstandserwärmung mittels Wechselstrom mit 700 K/s aufgeheizt. Die Abkühlung erfolgte ohne Haltezeit bei Maximaltemperatur mit unterschiedlichen Abkühlgeschwindigkeiten. Die so simulierten T-t-Zyklen entsprachen sowohl den Bedingungen des Lichtbogenhand- und der MIG-/MAG-Verfahren, aber auch den Schweißverfahren mit höherem Wärmeeintrag und größerem Wärmeverlauf (z. B. UP- und ES-Verfahren).

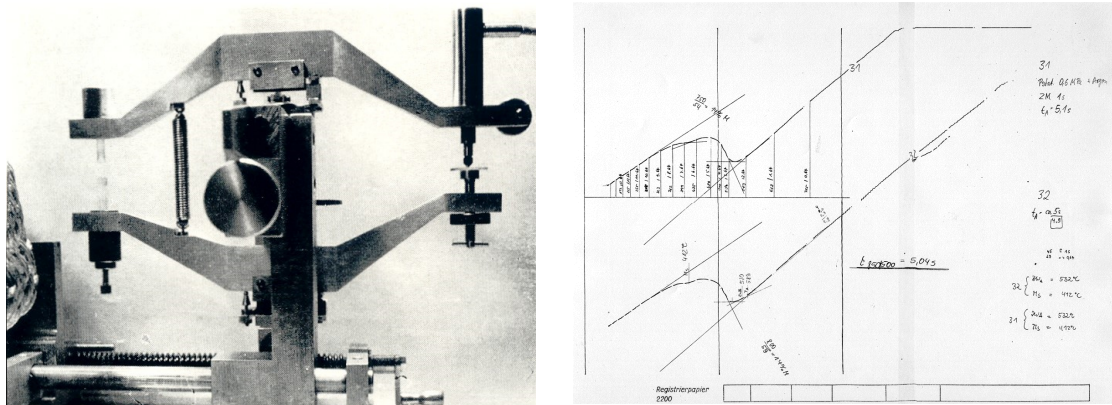


Abbildung 8:
Messhebelsystem zur Übertragung der Dehnung auf den induktiven Wegaufnehmer (zum Probenwechsel herausgefahren) und ausgewertete Dilatometerkurven [Seyffarth, 1970]

Die Probendehnung, gemessen über den Probenquerschnitt, wurde von Quarzstiften über Hebel reibungsarm auf einen induktiven Wegaufnehmer vom Typ „IWT 101“ übertragen und auf einem x,y-Koordinatenschreiber vom Typ „endim 2200“ als Funktion der Temperatur dargestellt. Der Registriervorgang wurde durch rhythmisches Abheben der Schreibfeder des Koordinatenschreibers im Takt einer gewählten Periodendauer unterbrochen (Abbildung 8). Dies ermöglichte das punktweise Übertragen der während der Abkühlung aufgenommenen Dilatometerkurven in halblogarithmische Temperatur-Zeit-Verläufe. Die Messung der Dilatation erfolgte auf Grund der genauen Zuordnung von Temperatur und Probenausdehnung am Ort der Temperaturmessung in Probenmitte. Die Regelung der Probentemperatur am Ort der Messung wurde über Pt/ PtRh(10%)-Thermodrähte, die mittig auf der Oberfläche der Proben aufgeschweißt waren, realisiert. Das Thermoelement besaß auf Grund der geringen Drahtdurchmesser von nur 0,05 mm eine kleine Wärmekapazität, wodurch die Voraussetzungen für eine minimale Wärmeableitung durch das Thermoelement selbst und eine geringe Ansprechzeit des Thermoelementes gewährleistet waren. Aus den Dilatometerproben wurden nach einer Härtemessung Zug- und Kerbschlagproben gefertigt. Die dilatometrischen Messungen und mechanisch-technologischen Untersuchungen wurden durch metallographische Untersuchungen ergänzt. Die Bestimmung der prozentualen Gefügeanteile erfolgte in Kombination dilatometrischer Messung und metallographischer Untersuchung [Seyffarth, 1970], [Seyffarth, Meyer und Scharff, 1992].

Zur erleichterten Anwendung und Interpretation der Aussagen der so erstellten Schweiß-ZTU-Schaubilder, zur Berücksichtigung von Chargenstreuungen oder auch zur Kalkulation der Wärmeleitung solcher Stähle, die in [Seyffarth, Meyer und Scharff, 1992] oder Vorgängerversionen des Atlas noch nicht vertafelt sind, wurde am Arbeitsbereich Werkstoff- und Schweißtechnik der Universität Rostock / Zentrum für Qualitätssicherung in Werkstoff- und Schweißtechnik e. V. das computergestützte schweißtechnologisches Beratungssystem WeldWare[®] erarbeitet, das dem Leser ergänzend empfohlen wird. Dessen Ursprung geht auf den Beginn der 80er Jahre zurück.

6. Zurück in die Zukunft

Die „physikalische“ Simulation ab Mitte der 90er Jahre ging einher mit der Entwicklung und Modifizierung von Stählen im Bereich „hochfest“, die hinsichtlich ihres Umwandlungsverhaltens beim Schmelzschweißen untersucht worden sind, sowie der vermehrten Applikation von Strahlschweißprozessen in der Industrie. Letztere nutzen eine bis zu 10-fach höhere Aufheizgeschwindigkeit gegenüber dem konventionellen Schmelzschweißen, was die Korngröße nach der Austenitisierung und damit die der Abkühlung folgende Gefügezusammensetzung beeinflusst [Nolde, Meyer und Koch, 1996], [SLV M-V GmbH, 1999].

Demnächst wird die 2., überarbeitete und ergänzte Auflage des Großen Atlas Schweiß-ZTU-Schaubilder erscheinen [Seyffarth, Meyer und Scharff, 2017], die dann Umwandlungsschaubilder, Diagramme zugehöriger mechanischer Eigenschaften in der WEZ sowie typische Mikroschliffaufnahmen von 101 Stählen, 40 Modellstählen, 19 Stahlgussorten, 52 Schweißgütern und 15 Laserstählen vereint.

Zum Zeitpunkt des Entstehens der 1. Auflage dieses Werkes [Seyffarth, Meyer und Scharff, 1992] steckte die numerische Ermittlung von Wärmeableitungsbedingungen noch in den Anfängen. Die Autoren machten sich Gedanken um die Leistungsfähigkeit der damals üblichen Personalcomputer und Workstations mit 486er Prozessoren. Numerische Berechnungen seien (mit diesen) sinnvoll und vorteilhaft, wenn die so ermittelte Belastungsgröße „Temperaturfeld“ gleichzeitig auch für die Ermittlung der Schweißspannungen, Schweißdeformationen oder der Wasserstoffumverteilung beim Schweißen gebraucht würde... Heute ist die numerische Simulation mittels Finite-Element-Methode ein probates Mittel, Temperaturen, Spannungen und Deformationen an jedem Punkt eines zu schweißenden Bauteiles zu kalkulieren. Dazu werden Materialdaten benötigt, die z.B. über WeldWare® oder eine GLEEBLE-Anlage bestimmt werden können. Aber das ist eine andere Geschichte...?

7. Literatur

Clifton, T. E.: „Design and construction of a weld heat affected zone Simulator.“, *Metal Constr. Brit. Weld. J.*, Cambridge, 1(1969)6, S. 427-431

Clough, R. W., E. L. Wilson: „Early finite element research at Berkeley.“, Vortrag, Fifth U.S. National Conference on Computational Mechanics, Aug. 4-6 (1999).
In: http://www.ce.memphis.edu/7111/notes/class_notes/papers/fe-history.pdf

Delbart, G., A. Constant: „Courbes de transformation des aciers de fabrication française.“, St.-Germain-en-Laye: IRSID (1954)

Föll, H.: „Iron, Steel and Swords script.“, [www.tf.uni-kiel.de/matwis/...Steel Guys](http://www.tf.uni-kiel.de/matwis/...Steel%20Guys)

Groß, H.-G.: „Bestimmung mechanischer Kennwerte an Bauteilen während thermischer Schweißzyklen.“, Diss. A, W.-P.-Univ. Rostock (1988)

GSI mbH: Vorlesungsskript 2.12, SFI-Lehrgang (2014)

[https://www.ifb.ethz.ch/.../ Simulationsmethoden.pdf](https://www.ifb.ethz.ch/.../Simulationsmethoden.pdf)

<https://de.wikipedia.org/...>

<https://www.britannica.com/biography/William-Chandler-Roberts-Austen>

[https://en.wikisource.org/wiki/Roberts-Austen,_William_Chandler_\(DNB12\)](https://en.wikisource.org/wiki/Roberts-Austen,_William_Chandler_(DNB12))

<https://www.amazon.de>

IMASCH-20-75: „Instruktionen zur Messeinrichtung Ustanovka Ala-Too.“, *Mettalovedenije i termitcheskaja obrabotka metallov*, Moskau, 25(1980)12, S. 65

Inagaki, M, J. Nishikawa, Ei Kazuo, H. Minematsu, S. Kusuge, H. Nakamura: „Development and its Application of Weld Thermal – Restraint Stress and Strain – Cycles Simulator.“, *Trans. Jap. Weld. Soc.*, Osaka, 4(1973)1, S. 3-18

Iron Steel Inst.: „Atlas of isothermal transformation diagrams of B.S. En steels.“, Special Report Nr. 40, London (1949)

Kayser, F. X., J. W. Patterson: „Sir William Chandler Roberts-Austen - His Role in the Development of Binary Diagrams and Modern Physical Metallurgy.“, *Journal of Phase Equilibria*, 19(1998)1, p.11.

Loose, T., A. Rausch, F. Hanemann, A. Scharff: „Ermittlung und Aufbereitung von Werkstoffdaten für die numerische Schweißstruktursimulation.“, Tagungsband, SYSWELD-Forum, Weimar (2011)

Loose, T., O. Mokrov, A. Scharff, U. Reisinger: „Prediction of weld quality with expanded welding process analysis by SimWeld and WeldWare for GMA welding.“, Tagungsband, 11th international seminar on mathematical modelling of weld phenomena, Seggau (2015)

Nolde, P., B. Meyer, W. Koch: „Untersuchungen zur Schweißbarkeit hochfester Feinkornbaustähle.“, *Schiffbau Forschung* 35(1996)1, S. 8-18

Pawelski, O., R. Kaspar: „Simulation des Warmwalzens zur Untersuchung des Werkstoffverhaltens von Stählen: Nachrichten aus dem Max-Planck-Institut für Eisenforschung.“, *Archiv Eisenhüttenwesen*, Düsseldorf, 52(1981)6, S. 852-853

Popov, A. A., L. E. Popova: „Izotermiceskije i termokineticeskije diagrammy raspada pereoch-lashdenogo austenite.“, *Maschgiz*, Moskau (1961)

Roberts, W. C.: „First T - x diagram (Cu-Ag).“, *Proc. R. Soc.*, London, p.481-495 (1895)

Roberts-Austen, W. C.: „First iron - carbon diagram.“, Report 4, *Proc. Inst. Mech. Eng.*, 33-100 (1897)

Rose, A., H. Hougardy: „Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle, Bd. 2.“, Verlag Stahleisen m.b.H., Düsseldorf (1972)

Scharff, A.: „Schweiß-ZTU-Schaubilder als Beitrag zur Energieoptimierung beim Schweißen von Stahlguss.“, Diss. A, W.-P.-Univ. Rostock (1988)

Scharff, A.: „Erzielbarer und erzielter Nutzen durch den Einsatz schweißtechnischer Software am Beispiel von WeldWare.“, *Schweißen & Schneiden* 68(2016)9, S. 599-607

Scharff, A.: „Thermomechanische Simulation mittel GLEEBLE 3500. Erfahrungen und Dienstleistungen.“, SLV M-V GmbH (2016)

Seyffarth, P.: „Verbesserte ZTU-Schaubilder für die Schweißtechnik.“, *Schweißtechnik* 17(1967)11, S. 487-491

Seyffarth, P.: „Beitrag zur Anwendung von Schweiß-ZTU-Schaubildern.“, Diss. A, Univ. Rostock (1970)

Seyffarth, P., O. G. Kasatkin: „Die Berechnung von Gefügeumwandlungen beim Schweißen.“, *Wiss. Zeitschrift der W.-P.-Univ. Rostock, math.-naturwiss. Reihe*, 29(1980)7

Seyffarth, P., B. Meyer, A. Scharff: „Großer Atlas Schweiß-ZTU-Schaubilder.“, FB-Reihe Schweißtechnik, Bd. 110, Deutscher Verlag für Schweißtechnik DVS-Verlag GmbH, Düsseldorf (1992)

Seyffarth, P.: „Schweißtechnologische Beratung am Computer.“, Tagungsband, Software-Workshop, W.-P.-Univ. Rostock (1992)

Seyffarth, P., A. Scharff: „Numerische Simulation des Umwandlungsverhaltens beim Schweißen.“, Tagungsband, SYSWELD-Forum, Weimar (2005)

Seyffarth, P., B. Meyer, A. Scharff: „Großer Atlas Schweiß-ZTU-Schaubilder.“, 2., überarbeitete und erweiterte Auflage, DVS Media GmbH, Düsseldorf (2017)

SLV M-V GmbH: Abschlussbericht zum Verbundprojekt 13N6790: „Metallkundliche Phänomene der Laserstrahl-Materialbearbeitung.“, Teilvorhaben: „Grundlegende Untersuchungen zur Thermokinetik metallurgischer Vorgänge beim Laserstrahlschweißen.“ (1999)

Turner M. J., R. W. Clough, H. C. Martin, L. J. Topp: „Stiffness and deflection analysis of complex structures.“, *Journal of the Aeronautical Sciences*, 23(1956)9, S. 805–823

United States Steel Corp.: „Atlas of isothermal transformation diagrams.“, Pittsburgh (1951)

Wever, F., A. Rose, W. Peter, L. Strassburg, L. Rademacher: „Atlas zur Wärmebehandlung von Stählen, Bd. 1, T. 1 und 2“, Verlag Stahleisen m.b.H., Düsseldorf (1954)

Grundlagen der Tiefeninduktion

Thomas Vauderwange Dipl.-Ing. MBA SFI / IWE

*VauQuadrat GmbH, Zum Großen Deich 46, 77656 Offenburg, Deutschland
E-Mail: tv@vauquadrat.com*

ZUSAMMENFASSUNG

Seit 2011 macht in der Schweißtechnik ein Verfahren mit hochkonzentrierter Tiefeninduktion von sich reden. Anwendungen wie das ‚minimalinvasive Richten‘ oder auch risikoreduzierte, wirtschaftliche Vorwärmprozesse – natürlich auch automatisiert – sowie die schnelle Enthärtung thermischer Schnittkanten haben ihren Weg in die Praxis gefunden und werden in zahlreichen Firmen eingesetzt. Eine Herausforderung der besonderen Art ist die Simulation dieser Prozesse.

1 Grundlagen / Funktion

Sicherlich sind mit Richten, Vorwärmen und Montagearbeiten die Haupt-Anwendungsfelder beschrieben. Um den Unterschied zu bisher bekannten Technologien der Wärmeeinbringung zu umreißen, ist es zunächst erforderlich, die Funktion grob zu verstehen.

Mit den weitverbreiteten Systemen zur Induktionserwärmung werden für gewöhnlich ringförmige Leiter um das zu erwärmende Werkstück angeordnet und mit mehr oder weniger hohen Strömen durchflossen.

Der erreichte Vorteil: Sehr gleichmäßige Durchwärmung rings um die Winkelkoordinate, wie es beispielsweise für das Induktionslöten mit Lotringen erforderlich ist – mit einer Eindringtiefe, die wesentlich von der Arbeitsfrequenz abhängt.



Bild: Konventionelle Induktionserwärmung eines Kupferrohrs mittels Ringinduktor

Die Nachteile: Ein verhältnismäßig schlechter Koppelungsgrad, also ein spezifisch hoher Stromverbrauch, bezogen auf die beabsichtigte Wirkung. Mit der schlechten Feldkonzentration geht ein großer Streubereich einher. Entsprechende Schilder weisen auf die Metergroßen Gefahrenbereiche hin.

Ausserdem sind punktuelle Wirkungen, wie man sie beispielsweise für das thermische Richten braucht, nicht möglich.

Der Erste Schritt in eine andere Richtung ist die Nutzung eines Feldverstärker-Materials mit einer hohen Permeabilitätszahl (μ_r). Klassische Anwendung: Der Transformator. Besteht aus einer Primärwicklung, die von einem Wechselstrom durchflossen wird.

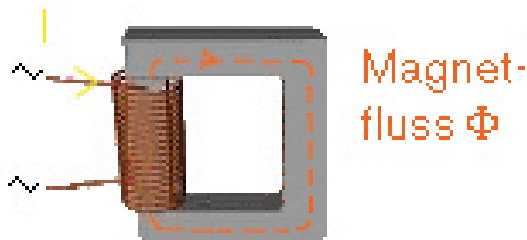


Bild:
Transformator mit Kern und Primärwicklung. Strom I erzeugt Magnetfluss Φ

Der resultierende magnetische Fluss Φ breitet sich in Bezug auf diesen Magnetfluss ein elektrisch leitfähige Fläche durchströmt wird, erzeugt der magnetische Fluss, die im Fall der geschlossenen Leiterfläche zu Wir

Ist die Leiterfläche jedoch nicht geschlossen, so wie formators, so entsteht einfach eine Induktionsspannung einen Stromfluss zur Folge hat, wenn der Stromkreis g

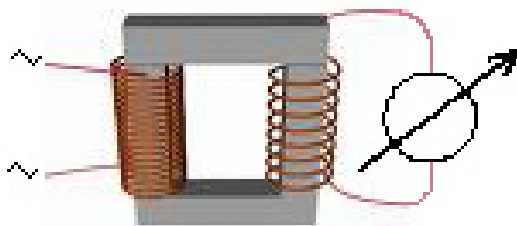
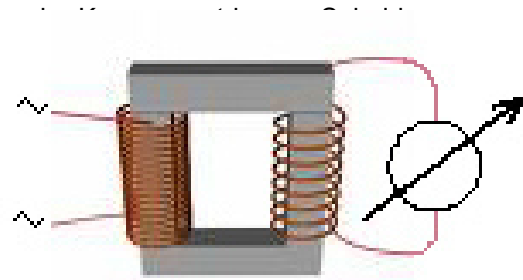


Bild: Sekundärwicklung erhält Induktionsspannung, geringer Stromfluss durch hochohmiges Spannungsmessgerät

Auf zwei Details muss hier hingewiesen werden:

1. Leitfähigkeit des Kernmaterials: Eine hohe Permeabilitätszahl μ_r wird durch eine hohe Zahl an Eisenatomen erreicht. Diese dürfen jedoch möglichst nicht in einem Metallgitter verbunden sein, denn die damit einhergehende Leitfähigkeit führt zu unbeabsichtigten Wirbelströmen und damit zu Verlusten.
2. Die Primär- und die Sekundärwicklung sind elektrisch vollkommen voneinander isoliert

Schliesst man die zwei Enden einer Sekundärwicklung kurz, läuft sich die komplette, erzeugte Induktionsspannung tot und der resultierende Strom setzt die Energie in Wärmeleistung um.

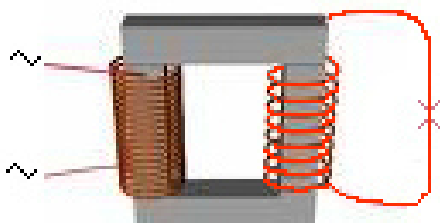


Bild:
Transformator mit sekundärseitigem Kurzschluss

Ausgehend von diesem Modell betrachten wir nun einen Transformator, bei dem nur die Primärwicklung und der halbe Transformator Kern vorhanden ist. In diesem Fall werden die Feldlinien des Magnetflusses im Trafokernstück auf die gewohnte Weise konzentriert. Sobald die

durch den primärseitigen Stromfluss erzeugten Feldlinien, suchen sie sich einen Weg zur Wiedereintrittsstelle

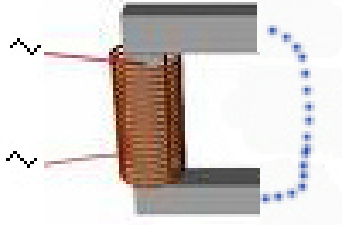
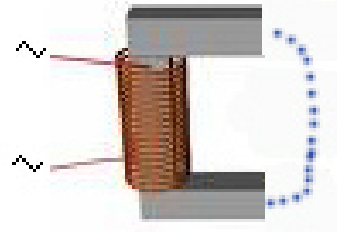


Bild:
,Halber' Transformator

Sobald nun in die Zone der ‚freien Feldlinien‘ ein elektrisch leitfähiges Objekt nennenswerten Querschnitts gelangt, agiert dies quasi gleichzeitig als Sekundärwicklung und dazugehöriger Kurzschluss.

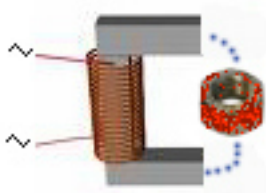


Bild:
Elektrisch leitfähiges Objekt ist Sekundärwicklung und Kurzschluss in einem

Zusammen mit der Information, dass der ‚halbe Transformator Kern‘ bei der verwendeten Technologie eine Breite von 20mm hat und je nach Geräteleistung zwischen 20mm und 35mm lang ist, versteht man nun, wie es gelingt, örtlich begrenzt in das Material hinein zu wirken.

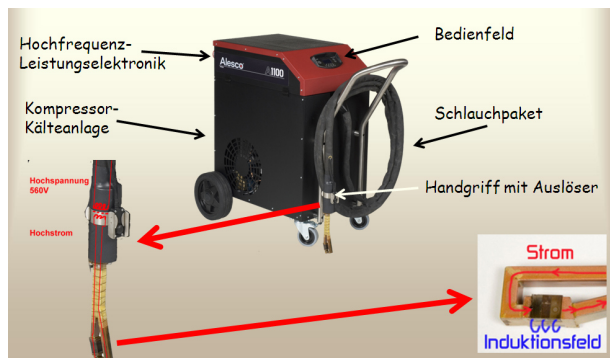


Bild:
Funktionsübersicht

In der Umsetzung stellt man fest, dass die ‚Primärwicklung‘ quasi auf eine Windung degeneriert ist – der Kupfer-Hohlleiter wird genau einmal durch den U-förmigen Feldverstärker geführt. Durch den Hohlleiter fließen übrigens Ströme bis ca. 1000A, deswegen ist der überwachte Durchfluss mit einer Kühlflüssigkeit unerlässlich.

Im konkreten Ergebnis ist das damit entstandene Gerät beschrieben durch:

1. Eine Wirtiefe von ca. 17mm, in der unabhängig von der Temperatur die Wärme entsteht
2. Eine aussergewöhnlich starke Feldkonzentration (Bereich 1..2T), die gleichzeitig den elektromagnetischen Gefahrenbereich ungewöhnlich stark verkleinert

3. Bei ferritischen Stählen bis zur AC2-Temperatur (Curie-Punkt / 769°C) wird der Wirbelstromeffekt noch ergänzt durch die Reibungswärme der ständig umgepolten Elementarmagnete
4. Bei austenitischen Stählen bzw. bei ferritischen Stählen über dem Curie-Punkt entfällt zwar diese Zusatzwirkung, durch die wesentlich schlechtere Wärmeleitung wird trotzdem ein hervorragender Wärmeeffekt erreicht.
5. Im Richteinsatz bei ferritischen Stählen SPÜRT der Anwender den Curiepunkt sehr deutlich und kann damit ohne externe Messtechnik den Arbeitstemperaturbereich gut einhalten – ohne Risiko von Gefügeumwandlung und Versprödung.

Der 'kleine Unterschied' führt in der Praxis dazu, dass bei den bisherigen Hochfrequenz- oder Resonanzinduktionsgeräten die Wärmeleistung im oberen halben Millimeter des Materials entsteht. Die Literatur spricht vom 'Skin Effekt'. Dadurch, dass die Masse des erreichten Materials sehr gering ist, steigen die Temperaturen extrem schnell an.

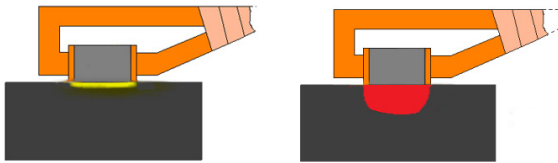


Bild:
Der kleine Unterschied. Links bisherige Technologien - Skin Effekt und sehr hohe Temperaturen jenseits AC3. Rechts die neue Technologie.

Im Gegensatz dazu beträgt die Entstehungstiefe mit der neuen Technologie 15-17mm. Die Temperatur kann in dieser Zone schnell bis AC2 (Curie-Punkt, 769°C) gebracht werden, darüber hinaus geht die Erwärmung nur ganz langsam weiter.

2 Induktionsrichten

2.1 Richt-Grundlagen

Die Grundüberlegung ist folgende: Bei einer zu beseitigenden Deformation soll so material-schonend wie möglich Abhilfe geschaffen werden. Mit mechanischer Kraft bei Raumtemperatur zu richten, scheidet damit als erstes aus, da man damit das Material lokal über seine maximale Streckgrenze bringen muss.

Die resultierende lokale Kaltverfestigung geht mit einer Versprödung einher, die je nach Material und Belastungsart durchaus zum Problem werden kann.

Das großflächige Herabsetzen der Streckgrenze, um danach mit weniger mechanischer Kraft die für plastische Verformung erforderliche Biegespannung von außen aufzubringen, dürfte aus energetischen und aus Zeitgründen nur im Ausnahmefall eine Option sein.

Mit der alten Handwerkskunst des Flammrichtens ist ein Zwischenweg gefunden, bei dem das Bauteil (1) lokal gewärmt wird und dadurch im Material eine Zone reduzierter Streckgrenze (2) geschaffen ist. Das umliegende Material (3) wird so wenig wie möglich erwärmt. Wenn dann noch in geeigneter Weise die notwendige thermische Ausdehnung dieser Zone verhindert - oder zumindest behindert - wird, kommt es dort zu einem Staucheffect. Diesen an die richtige Stelle im Metall plaziert, erreicht man eine Verformung des Bauteils. Ganz ohne externe Kräfte und Momente.

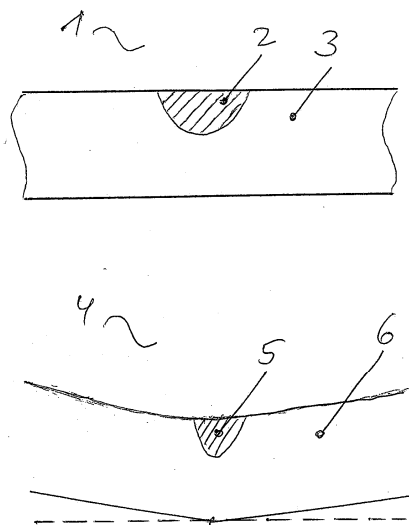


Bild:

Thermischer Richtmechanismus auf Basis der ver-
hinderten Ausdehnung

Die so gestauchte Zone hat nun im erwärmten Zustand die selben Ausmaße wie im kalten Ausgangszustand. Nach erfolgter Abkühlung ist die Zone also kleiner als vorher (5), sie ist geschrumpft. Das Bauteil (4) hat nach diesem Vorgang durch die unterschiedliche Formänderung in der Stauchungszone (5) und dem umliegenden Material (6) die gewünschte Formänderung.

Da das nicht erwärmte Material seine volle Streckgrenze behält, hat dieses ein relativ großes Vermögen, die erwärmte Zone an der Ausdehnung zu hindern. Ob diese Eigendehnbehinderung ausreicht oder nicht, lässt sich daran ablesen, ob das Bauteil 'mitgeht', sich bei der Erwärmung also entgegen der gewünschten Formänderung verformt.

Wenn das geschieht, ist das ein Zeichen dafür, dass die thermisch bedingte Ausdehnung der Erwärmungszone nicht oder nicht hinreichend verhindert wird.

In so einem Fall ist es sinnvoll und erforderlich, durch externe Maßnahmen (verspannen, Auflegen von Gewichten etc) die Ausdehnung zu behindern. In der Realität trifft man leider immer wieder den Fall an, dass der Werker den mangelnden Richteffekt durch Steigerung der Temperatur (jenseits der Gefügeumwandlung und mit der Gefahr der lokalen Versprödung) auszugleichen versucht.

Damit ist das thermische Richten mit veränderter Ausdehnung in der Theorie beschrieben. Zwei Zonen unterschiedlicher Temperatur und die thermische Ausdehnung der heißeren Zone wird verhindert, was zu einer Stauchung führt.

Die Realität weicht von der Theorie in einem wichtigen Punkt ab: die Temperatur der erhitzten Zone ist nicht gleichmäßig, da die Wärme mittels einer Autogenflamme nur mittels einer Über-temperatur an der Oberfläche eingebracht und über den Mechanismus der Wärmeleitung mit entsprechendem Zeitverzug in die Tiefe des Materials gebracht werden kann.

Ausserdem ist bei der Erwärmung mit der Flamme eine Erwärmung eines großen Bereichs um die gewünschte Zone herum durch die abgeleiteten Flammgase unvermeidlich.

Wichtiger Hinweis: Aufgrund der vorhandenen Eigenspannungssituation ist die benötigte Wärme für das Richten eines verzogenen Bauteils wesentlich geringer, als beim Versuch, ein gerades Bauteil im selben Umfang krumm zu machen!

2.2 Richten mit Induktion

Der Gedanke, die nötige Wärme für den Richtvorgang nicht mit der Flamme von außen, sondern mit einem induktiven Effekt im Metall entstehen zu lassen, war naheliegend und ist nicht neu. An dieser Stelle ist aber ein Blick auf die entscheidenden Unterschiede der verschiedenen Induktionsverfahren erforderlich.

Entscheidend sind zwei Kriterien:

- Die WIRKTIEFE. Hochfrequenz-Induktionsverfahren lassen die Wärme grundsätzlich nur an der Oberfläche entstehen. Die ebenfalls verbreiteten Resonanz-Induktionsverfahren fangen zwar mit etwas Wirtiefe an, mit steigender Temperatur wird die Arbeitsfrequenz aber immer weiter angehoben, sodass es bei nennenswerter Temperatur wiederum nur zu einer Heizwirkung an der Oberfläche, dem sogenannten 'Skin Effekt' kommt. Die beiden genannten Verfahren sind übrigens das Mittel der Wahl, wenn es um das Oberflächenhärten geht.
- Die FELDKONZENTRATION. Man findet Induktionsgeräte, die als Induktor eine einfache Luftspule mit einer oder mehreren Windungen hat. Dadurch hat man theoretisch auch die Möglichkeit, einen Richtpunkt zu setzen, wenn die Spule nur klein genug ist.

Aufgrund der mangelnden Feldkonzentration hat man aber einerseits einen bescheidenen Koppelungsgrad, also wenig Wirkung bei viel Stromverbrauch. Andererseits wird der freundliche Herr von der Berufsgenossenschaft mit seinen Feldstärkemessgeräten festlegen, dass man entsprechend der Grenzwerte der BGV B11 (Arbeitsschutzvorschrift für Gefährdung durch elektromagnetische Felder) metergroße Gefährdungsbereiche hat.

Etwas besser wird es, wenn zumindest einfache Feldkonzentratoren aus einem mehr oder weniger fortgeschrittenen Kernmaterial hoher Permeabilität (μ_r) und geringer elektrischer Leitfähigkeit verwendet werden.

Bei der Masse der seit den letzten 20 Jahren in der Praxis eingesetzten Induktionsrichtverfahren handelt es sich um Wärmeezeugung im oberen halben Millimeter des Materials.

Die Besonderheit der vorgestellten Technologie des schwedischen Herstellers Alesco besteht in der Kombination einer extremen Feldkonzentration durch einen Feldverstärker aus einem speziellen, amorphen Material, mit einer Anregung, die die Frequenz nicht verändert und die durch eine Hypermagnetisierung einen unerwartet hohen Wirkungsgrad kombiniert mit einer großen Wirtiefe.

Damit lassen sich die vom Flammrichten prinzipiell bekannten Richtfiguren schnell und gezielt wärmen. Ein besonders ausgeprägter Temperaturunterschied zwischen der erwärmten und der nicht erwärmten Zone ist das wichtigste Charakteristikum.

Mit der vorgestellten Technologie erzielt man gegenüber der Erwärmung mit der Sauerstoff-verstärkten Flamme einen enormen Energiekostenvorteil. Bei Nutzung der Wärm- und Bewegungsmuster des Flammrichtens sind die Energiekosten in jedem Fall weniger als ein Fünftel dessen, was der Prozess mit der Flamme kostet. Im Gegenzug dazu ist die Investition in die benötigte Technologie höher als das, was man für die Anschaffung von Brenner und Gasversorgungs-/ Lagerungstechnologie veranschlagen muss.

2.3 Richten mit optimierter Eigendehnbehinderung

Beim Einsatz des Induktionsrichtens mit Tiefenwirkung treten einige Effekte zu Tage, die zwar prinzipiell mit der Flamme auch auftreten könnten, die dort aber im Zweifelsfall einfach durch erhöhte Temperaturen 'überspielt' werden.

Ein Beispiel.

Zum Richten eines Doppel-T-Profils (z.B. HEB300) gibt die Flammricht-Theorie vor, dass bei gewünschter Verformung der Enden nach oben an der zu verkürzenden Seite einen Keil möglichst gleichmäßig dunkelrot glühend zu machen habe.

Je gleichmäßiger man das tut - unter Einsatz der Tiefenwirkungs-Induktion geht das sehr gleichmäßig! - desto weniger Richteffekt wird man aber im praktischen Einsatz finden!

Bei genauer Betrachtung der beteiligten Effekte kann das sogar erklärt werden.

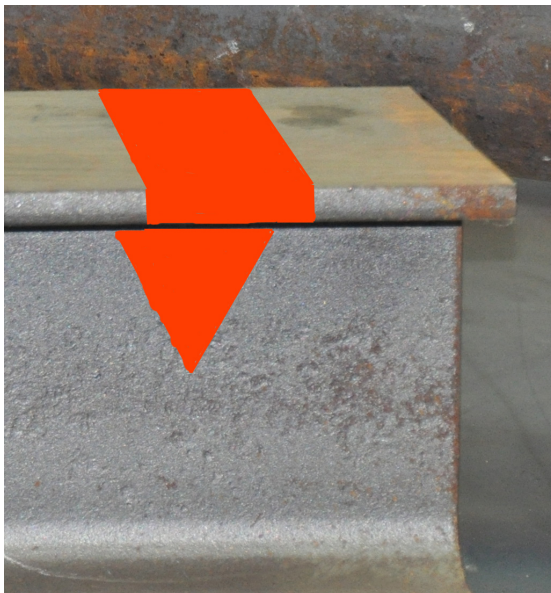


Bild:
Ideale Richtfigur am Träger?

Für die Biegesteifigkeit I_y in Längsrichtung leisten bekanntlich die beiden Gurte den größten Beitrag. In der Berechnung des Flächenmoments 2. Ordnung geht der Steg über einen Anteil

$$I_y(\text{Steg}) = bh^3 / 12$$

ein. Der selbe Anteil eines Gurtes ist wegen seiner geringen Höhe eher klein. Zum Ausgleich muss aber der 'Steinersche Anteil' hinzugerechnet werden, der mit

$$I_y(\text{Steiner Gurt}) = A(\text{Gurt}) * z^2$$

deutlich größer ausfällt, denn der zu verwendende Wert z ist der Schwerpunktsabstand der Gurtfläche und per Definition größer als die Steghöhe h .

So ist es einfach vorstellbar, dass eine gezielte Schwächung des Gurtes (denn nichts anderes ist eine Erwärmung auf Rotglut!) das Widerstandsmoment gegen Biegung deutlich herabsetzt. Die Folge: Der erwärmte Keil (8) kann sich problemlos ausdehnen.

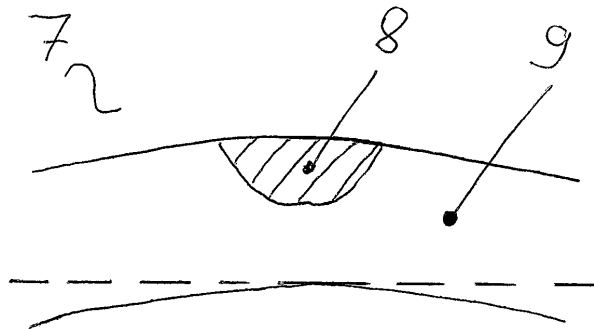


Bild:
Ungleiche Erwärmung und nicht behinderte Ausdehnung führt zu Verformung - das Teil 'geht mit'

Nach der Abkühlung die ernüchternde Feststellung: Das Bauteil ist wieder in seine Ausgangsform zurückgekehrt, da die erwärmte Zone nach Abkühlung wieder die Originalabmaße hat. Das vorliegende Profil hat offensichtlich keine oder eine ungenügende EIGENDEHNBEHINDERUNG.

Als Abhilfe könnte man sicherlich das Bauteil in der Originalposition leicht festspannen, sodass das 'Mitgehen' dadurch unmöglich gemacht wird. Die Folge wäre wiederum die gewünschte, verhinderte Ausdehnung und dementsprechend die Stauchung und damit der zu erzielende Richteffekt.



Bild:
Dehnungsbehinderung durch Festspannen beim thermischen Richten eines Rohrquerschnitts

Während dies bei dünnen Blech- oder Rohr-Querschnitten noch zielführend ist, kommt man bei großen Trägerstrukturen schnell an die Grenzen. Wird beispielsweise ein Träger HEB450 überhöht (eigentlich durch Richtverfahren absichtlich krumm gemacht), so stellt man fest, dass bei gleichmäßiger Erwärmung des Keils und einer freien Lagerung auf 12m unter Eigengewicht die Erwärmung zu einer kaum behinderten Ausdehnung führt. Folge: Der Träger hebt sein eigenes Gewicht in der Mitte um diverse Zentimeter an. Der übliche Ansatz, dies durch das Auflegen von Gewichten in der Mitte einzuschränken, führt dazu, dass tonnenweise (!) Gewicht benötigt wird, was z.B. mit einem Gabelstapler oder Deckenkran aufzulegen ist. Solange man aber eine gleichmäßige Wärmung des Keils versucht, kommt man nicht zum Ziel. Die fatale Folge in der Praxis: Richten bei Gelbglut mitsamt den unerwünschten Folgen für das Material.

Die Abhilfe:
Abschnittsweise wärmen!

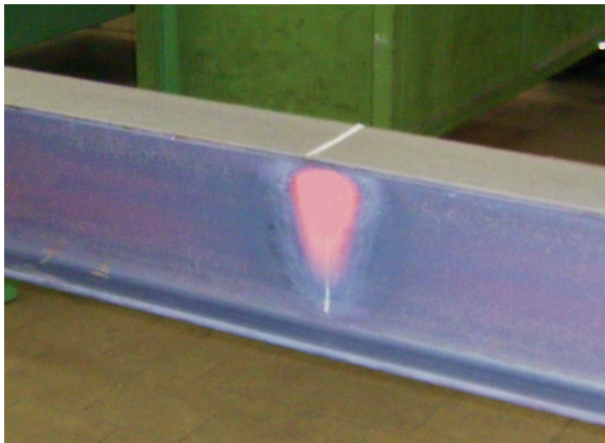


Bild:
Zuerst den Steg 'schrumpfen' - in der Praxis lieber noch etwas schmaler als hier gezeigt!

Wird zuerst der im Steg befindliche Teil des gewünschten Keils gewärmt, sorgen die beiden Gurte (kalt, also mit voller Streckgrenze) dafür, dass sich die erhitzte Zone (glüht, also weit abgesenkte Streckgrenze) nicht ausdehnen kann.

Danach abkühlen lassen. Als Folge der Stauchung wird im Steg eine enorme Zugspannung entstehen, welche im Obergurt Druckspannungen erzeugt. Genau das, was es zur Verbesserung der Eigendehnbehinderung braucht.

Danach wird der Obergurt behandelt - aber nicht gleichmäßig, sondern in drei Schritten!

In jedem der drei Schritte wird das umliegende Material, was nicht erwärmt ist, Druckspannung auf die erwärmte Zone ausüben und diese so weit wie möglich an der Ausdehnung hindern. Mit der Folge des erwünschten Richteffekts, möglicherweise ohne - zumindest aber mit einem Minimum an externer Dehnungsbehinderung.

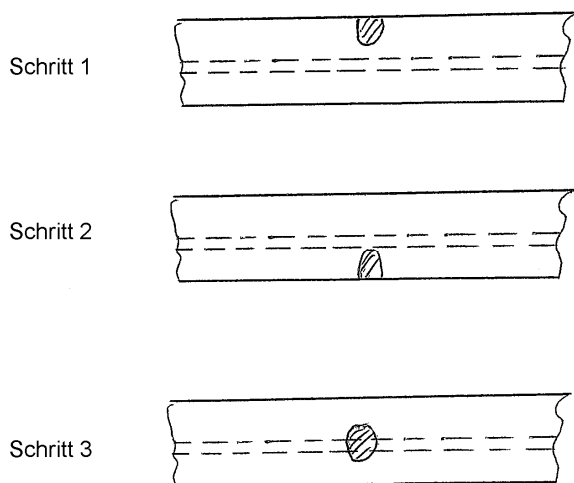


Bild:
Wärmen und Stauchen des Trägergurts in drei Schritten

Verallgemeinert lässt sich daraus für das Induktionsrichten ableiten:

Zu jedem Zeitpunkt ist die glühende Zone so klein wie möglich zu halten. Eine abschnittsweise Schrumpfung ist der beste und schnellste Weg zum Ziel.

Wer nun entgegen hält, dass dieses Verfahren zu umständlich sei und zu lange dauert:

- In Summe ist man schneller als mit der Flamme, denn die benötigten Abkühlzeiten sind bei diesem Verfahren wesentlich kürzer als das Abkühlen nach einer herkömmlichen Flammrichtbehandlung
- Richtmethoden mit Temperaturen über AC3 sind nicht fachgerecht
- Die Abgase und den Lärm großer Brenner spart man sich auf diese Weise
- Vom Energiekostenunterschied ganz zu schweigen, der das größere Investment in die neue Technologie normalerweise nach einem bis spätestens zwei Jahren amortisiert.

2.4 'Minimalinvasives Richten'

Die bisherigen Ausführungen gingen davon aus, dass man das, was man beim Flammrichten mit der Autogenflamme macht, mit dem Induktor mehr oder weniger nachempfunden wird.

Die erste prinzipielle Abweichung resultierte aus der Feststellung, dass man bei der Tiefenwirkung der neuen Technologie die hohen Temperaturen an der Oberfläche zur Beschleunigung der Wärmeleitung in die Tiefe bei dickem Material nicht mehr braucht.

Hinzu kamen aber schon in den ersten Jahren der Nutzung in Einzelfällen wahrgenommene Fälle großer Richtwirkung bei erstaunlich niedrigen Temperaturen, die zunächst nicht reproduzierbar und nicht erklärbar waren.

Erst vor kurzer Zeit gelang es mit Hilfe der Unterstützung durch das Institut für Füge- und Schweisstechnik (IFS) der Technischen Universität Braunschweig, das seit 2011 grundlegend an den Anwendungstechnologien des neuen Induktionsverfahrens forscht, die benötigten Materialdaten zu erarbeiten, die zur Erklärung der beobachteten Effekte führten.

Dass die STRECKGRENZE ($R_{p0.2}$) eines Metalls mit der Temperatur abnimmt, ist altbekannt - wahrscheinlich hat jeder schon mal einen Stahlstab über Rotglut erwärmt und dann mit wenig Kraft bleibend verformt.

Ohne eine Reduzierung der Streckgrenze in der Zone der beabsichtigten Verformung ist eine gegenüber der Kaltverformung schonendere Richtwirkung nicht zu erwarten - andererseits haben Versuche eindeutig klar gemacht, dass dies nicht der einzige Einflussfaktor ist. Denn in vielen Fällen war bei reproduzierbar gleichmäßiger Erwärmung der Richteffekt mit steigender Temperatur der Erwärmungszone (allerdings immer im Bereich deutlich unterhalb AC3) eher rückläufig!

Weiterbringend für das Verständnis der Effekte ist an dieser Stelle, die nötigen Mechanismen für eine plastische Verformung nachzuvollziehen.

Hierzu betrachten wir zwei Spiralfedern mit gleicher Windungszahl, aber mit unterschiedlicher Federsteifigkeit. Die blaue Feder habe eine hohe, die graue Feder eine geringe Federsteifigkeit. Beide besitzen lastfrei die selbe Ausgangslänge l_0 .

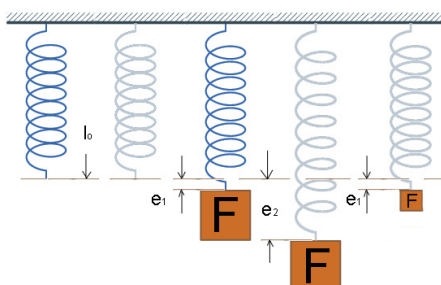


Bild:
Auslenkung von Federn unterschiedlicher Federsteifigkeit unter der selben Last / auf gleiche Auslenkung

In Umkehrung dessen, was dieses Beispiel zeigt, könnte man nun untersuchen, wieviel Kraft es braucht, um eine gewisse Auslenkung zu erzeugen. Einfache Antwort: Für die selbe Auslenkung braucht man bei der geringeren Federsteife weniger Kraft!

Nun sollte man beachten, dass es eigentlich nicht um die auslenkende Kraft F geht, sondern um die resultierende Zugspannung

$$\sigma = F / A \quad (A: \text{Querschnittsfläche des Federdrahts})$$

Bei einem Metall unter Zug-/Druckbeanspruchung ist dessen 'Federsteifigkeit', also das Dehnungsverhalten unter einer gewissen Beanspruchung, beschrieben durch den ELASTIZITÄTSMODUL E.

Was hat dies nun mit dem thermischen Richten zu tun?

Die Erwärmungszone gibt die Antwort. Diese hat bei Umgebungstemperatur eine gewisse Länge l_0 . Unter der Erwärmung um die Temperaturdifferenz ΔT ergäbe sich unbehindert eine Längenänderung Δl , die vom thermischen Ausdehnungskoeffizienten α und von l_0 abhängt.

$$\alpha = \Delta l / (l_0 \cdot \Delta T) \quad \text{bzw.} \quad \Delta l = \alpha / (l_0 \cdot \Delta T)$$

Nun soll die thermische Ausdehnung aber gerade behindert oder sogar verhindert werden. Das Material, das bei der höheren Temperatur eigentlich die Länge

$$l = l_0 + \Delta l$$

hätte, wird ja nun zwangsläufig auf die Länge l_0 zusammengepresst!

Anhand des Bilds der Federn unterschiedlicher Federsteife kann man sich nun vorstellen, dass die resultierende Druckspannung σ im Material dabei massiv vom vorhandenen Elastizitätsmodul E abhängt. Ist dieser hoch, so wird eine hohe Druckspannung entstehen - ansonsten eher nicht. Die entscheidende Frage zum Thema Richteffect ist nur, ob bei den vorliegenden Temperaturen die entstehende Druckspannung über der zugehörigen Streckgrenze liegt oder nicht.

Benötigt würde also die Information über den Verlauf von Streckgrenze und Elastizitätsmodul über der Temperatur - und das weit ausserhalb des regulären Nutzungsbereichs der Materialien! Sieht man entsprechende Verläufe, wird einem schnell klar, worin die neuen Möglichkeiten bestehen.

Bei den bisher betrachteten Metallen gab es jeweils eine Zone mit einem charakteristischen Steilabfall des E-Modul. Andererseits hat der Streckgrenzenverlauf über dem selben Temperaturbereich einen mehr oder weniger monotonen Abfall zu verzeichnen.

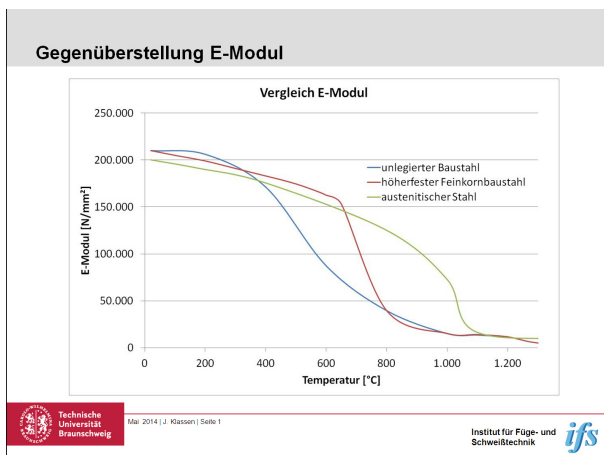


Bild:
Typische Verläufe des E-Modul über Temperatur

Daraus resultiert nun die Definition einer 'Hyperplastizitätszone' (HPZ), innerhalb derer man die Streckgrenze schon reduziert, den Elastizitätsmodul aber noch so hoch wie möglich vorfindet.

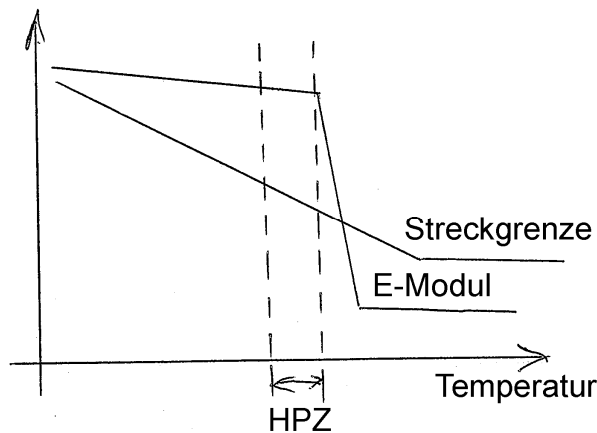


Bild:
Die 'Hyperplastizitätszone' (HPZ)

Aufgrund des Fehlens systematischer Untersuchungen ist man zu diesem Thema bislang auf eigene Versuche angewiesen, der Hinweis, es mit deutlich weniger Wärme zu versuchen, ist aber was das neue Induktionsrichtverfahren angeht in jedem Fall zielführend.

3 Vorwärmen

3.1 Risikofreie Wärmeprozesse

Mit Hilfe der Tiefenwärme der beschriebenen Induktionstechnologie gelingt es, in sehr kurzer Zeit und mit nur geringer Übertemperatur an der Werkstück-Oberfläche eine Durchwärmung im Bereich von z.B. 80..150°C zu erzielen. Die Wärmeanweisung legt dazu eine einzustellende Leistung fest und beispielsweise die Anweisung an den Werker, das Material nach leichten Anlauffarben zu beobachten (diese können normalerweise sogar vermieden werden).

Gemessen wird die Temperatur auf der Gegenseite.

Auf diese Weise sind in der Praxis hoch reproduzierbare Vorwärmprozesse entstanden, die auch an (hochfesten) Feinkornstählen und Panzerstählen zur Anwendung kommen.

Dieser Vorgang wird zwischenzeitlich auch automatisiert ausgeführt. Teilweise führt ein Schweißroboter den Induktor, bei radialsymmetrischen Bauteilen findet man auch den fixierten oder an einer Linearführung befestigten Induktor, an dem das Werkstück vorbei gedreht wird.

Nur am Rande sei erwähnt, dass das Laserschweißen mit dieser Technologie ergänzt den Weg in viele Materialpaarungen findet, die bislang als unschweisbar galten.

3.2 Verzugsvermeidungsstrategie - das 'unnötige Vorwärmen'

Man könnte annehmen dass es darum geht, in möglichst vielen Fällen das Vorwärmen zu vermeiden. Zugegebenermaßen handelt es sich mit den gängigen Methoden um einen Arbeitsschritt, der

- zeitaufwändig ist
- hohe Energiekosten verursacht
- je nach Material mit dem Risiko der Materialschädigung durch zuviel Wärme einher geht

Betrachtet man den Vorwärmvorgang aber mit der neuen Technologie, stellt man fest, dass durch die Anwendung der Tiefenwirkung bei reduzierter Leistung ein sehr schnelles, risikofreies Vorwärmen mit nicht nennenswerten Energiekosten möglich ist. Es sind gegenüber dem nicht vorgewärmten Fall natürlich deutlich reduzierte Schweißparameter zu verwenden.

Unter der Voraussetzung eines praktikablen Vorwärmverfahrens ohne die üblichen Nachteile wird man dann viele Schweißprozesse noch einmal überdenken müssen. Mit einer sinnvollen Vorwärmethode entsteht der Verzug oft genug erst gar nicht. Es muss in jedem Fall klar sein, dass der Zeit- und Energieaufwand für das Vorwärmen einer Schweißnaht mit der neuen Technologie wesentlich geringer ist, als ein eventueller Richtaufwand in der Nachbehandlung.

3.3 Unterwasser-Vorwärmen

Das beschriebene Verfahren ist betriebssicher auch unter Wasser zu nutzen. Hierbei bleibt das eigentliche Gerät an Land und nur der Induktor mit Schlauchpaket taucht unter. In dieser Anwendung wird die Oberflächentemperatur - bedingt durch die ständige Wasserkühlung - zwar kaum über 80°C steigen. Der positiven Wirkung auf den Schweißprozess tut das aufgrund der darunter liegenden, großen Wärmezone aber keinen Abbruch.

4 Sonderanwendungen

4.1 Demontage verrosteter Komponenten

Das Erhitzen einer verrosteten Mutter mit einer Flamme gilt als alteingesessene Handwerkskunst. Und wenn nicht gerade Einschränkungen aufgrund umliegender, hitzeempfindlicher Bauteile bestehen, bekommt man die Verbindung normalerweise gelöst. Jedoch muss man schnell sein - sobald die Mutter abgekühlt ist, geht nichts mehr. Wer sich ungeschickt anstellt und mehrere Wärmephasen braucht, dem droht die Katastrophe: Festgefressen.

In Wirklichkeit handelt es sich sehr oft gar nicht um 'Fressen', also das Einbringen von Schmutz oder Fremdkörpern ins Gewinde. Man muss sich darüber im Klaren sein, dass jeder Glühvorgang die Mutter SCHRUMPFEN lässt. Die Erklärung findet sich weiter vorn im Dokument, wo einem die verhinderte Ausdehnung erklärt wird.

Die Alternative: Mit dem Induktionsverfahren mit Tiefenwirkung und genügend Leistung wird die Mutter großflächig und gleichmäßig sehr schnell auf maximal 300°C erhitzt - es glüht nicht. Dies geschieht so schnell, dass es zu einer Ausdehnung der Mutter kommt, während die Schraube noch wesentlich kühler ist. Die Folge: Der Rost ist weg und bleibt es. Selbst nach kompletter Abkühlung läuft die Mutter noch ganz leicht.



Bild:
Verrostete Schraubverbindungen öffnen ganz ohne zu Glühen - eine Frage der Leistung und vor allem der Wirtiefe!

Dass dabei eine eventuelle Vergütung des Schraubenmaterials noch nicht einmal angelassen, geschweige denn aufgehärtet wird, sei nur der Vollständigkeit halber angemerkt.

Unter Verwendung der beschriebenen Technologie gelingt auch ein handwerklich noch nicht sehr bekannter Kniff: Das Lösen von festgebackenen Schrauben und Bolzen durch Wärme 'vom Kopf her'. Hierbei wird dafür gesorgt, dass die Schraube ihrer kompletten Länge entlang jeweils für eine kurze Zeit um mindestens 100K heißer ist als das umliegende Material. Erfolg dieser ungewöhnlichen Methode, die mit einer Flamme nicht (und mit Induktion ohne Tiefenwirkung nur ganz ein-geschränkt) nachvollziehbar ist: Die Schraube drückt sich im Rost frei - nach Abkühlen lässt sie sich leicht entfernen.



Bild:
Scheinbar genau falsch herum, aber hoch wirksam - das Wärmen eines Bolzens zerdrückt den Rost!

4.2 Lösen von Gewindekleber

Bei dynamisch beanspruchten Konstruktionen ist die Herausforderung bei geschraubten Verbindungen klar: Ein Losvibrieren muss verhindert werden.

Neben diversen Sicherungselementen ist die Verwendung von Gewindegewand ('Loctite') ein probates Mittel in der Fertigung. Wann immer aber zu Service-Zwecken die Verbindung wieder gelöst werden muss, geht die Sache nach hinten los. Nicht selten werden Schraubenköpfe rundgedreht oder reißen gar ab.

Die Abhilfe: Bei erhöhten Temperaturen zersetzt sich der Kleber. Normalfeste Gewindegewand braucht dazu etwa 90°C, bei der hochfesten Variante sind es aber an die 200°C, die in der kompletten Tiefe der Schraube gebraucht werden. Eine ideale Anwendung der Induktion mit Tiefenwirkung.



Bild:
Die mit Gewindekleber gesicherte Mutter des Zylinders wird durch Erwärmen auf 200°C beschädigungsfrei geöffnet

4.3 Nachbearbeitung beim Feuerverzinken

Bauteile, die aus dem Zinkbad kommen, haben immer diverse Fehlstellen, die es nach zu bearbeiten gilt. Seien es nun Ansammlungen von Zink, Tropfnasen (die auch spitz und messerscharf sein können!) oder gar teilweise verschlossene Bohrlöcher. Auch hier kann man mit Induktion schnell und nachhaltig Abhilfe schaffen - wenn man die Tiefenwärme beherrscht.



Bild:
Das 'Zink-Bügeleisen' - der Induktor mit Teflonkappe und passend reduzierter Leistung bringt Zinkreste sofort zum Schmelzen

5 Zusammenfassung

Die vorgestellte Technologie ist nun seit 2011 im Industrieinsatz - baugleich seit 2008 schon in Fahrzeugwerkstätten verwendet. Anfänglich schon einfach nur in der Substitution der Flamme erfolgreich, stellen sich nach wie vor immer wieder grundlegend neue Einsatzmöglichkeiten für die industrielle (schweißtechnische) Fertigung, die große Potenziale zur Kostenersparnis und zum Ergonomiegewinn bieten und zum großen Teil mit anderen Wärmequellen gar nicht realisierbar wären.

6 Schrifttum

1. DER PRAKTIKER 10/2013 S. 496-498
2. SCHWEISSEN+SCHNEIDEN 10/2014 S. 606-609
3. GSI: Schweissfachingenieurlehrgang Teil 3 Hauptgebiet 3 Kap. 3.02-2
4. GSI: Schweissfachingenieurlehrgang Teil 3 Hauptgebiet 4 Kap. 4.03
5. www.vauquadrat.com

Skalierte strukturmechanische Simulation additiver Fertigungsverfahren

Pavel Khazan¹, Patrick Mehmert², Hendrik Schafstall³, Richard Kordaß⁴, Thomas Töppel⁵

¹ Simufact Engineering GmbH, Hamburg

E-Mail: pavel.khazan@simufact.de

² Simufact Engineering GmbH, Hamburg

E-Mail: patrick.mehmert@simufact.de

³ Simufact Engineering GmbH, Hamburg

E-Mail: hendrik.schafstall@simufact.de

⁴ Fraunhofer-Institut für Werkzeugmaschinen und Umformtechnik IWU, Dresden

E-Mail: richard.kordass@iwu.fraunhofer.de

⁵ Fraunhofer-Institut für Werkzeugmaschinen und Umformtechnik IWU, Dresden

E-Mail: thomas.toeppel@iwu.fraunhofer.de

ZUSAMMENFASSUNG

Additive Fertigungsverfahren gewinnen zunehmend an industrieller Bedeutung, ob pulverbett- oder pulverauftragbasiert, sowohl in der Prototypen- als auch in der Werkzeug- und Bauteilfertigung. Lange Bauzeiten von mehreren Tagen und zum Teil hohe Kosten, sowohl des Aufbauprozesses selbst, als auch der verwendeten Pulverwerkstoffe, machen eine lange Einstell- und Kalibrierungsphase im industriellen Einsatz unrentabel. Sind stabile Prozessparameter bekannt, so dass Poren- und Rissbildung innerhalb der Spezifikationen liegen, sind insbesondere Verzug, Eigenspannungen und erzeugte Festigkeiten Hauptfaktoren, die dem Einsatz der gefertigten Komponenten in der Praxis im Wege stehen. Mittels einer Fertigungssimulation können diese vorab bestimmt werden. Häufig, insbesondere im akademischen Umfeld, wird der Ansatz verfolgt, additive Prozesse durch die Methodik der transienten Schweißstruktursimulation abzubilden. Vorteilhaft ist hierbei die breite Palette abbildbarer Effekte sowie der verfügbaren Ergebnisse. Nachteilig wirken sich Rechenzeiten sowie nicht angepasste Benutzerschnittstellen aus, so dass bereits für einfache Testkomponenten ein Modellierungs- und Berechnungsaufwand von Monaten der Regelfall ist. Andererseits existieren vereinfachte Ansätze, die aussagefähige Ergebnisse hinsichtlich Verzug und Eigenspannungen liefern, aber sowohl bei Rechenzeiten als auch bei benötigten a-priori Prozesskenntnissen deutlich effizienter sind. Es existieren mehrere mögliche Zwischenvarianten, so dass hier, was Ergebnisgenauigkeit- und Verfügbarkeit, benötigte Ausgangsdaten und Berechnungszeiten angeht, von skalierten Ansätzen gesprochen werden kann. Im Folgenden werden einige solcher Ansätze basierend auf aktuellen Simufact-Produkten vorgestellt und bewertet. Die Ergebnisqualität wird mit vorhandenen experimentellen Daten abgeglichen. Dabei werden im Sinne der Skalierbarkeit Modellierungsansätze, erreichte Ergebnisse und Rechenzeiten gegeneinander abgewogen.

1 Einleitung

Pulverbettbasierte Technologien erfahren in den letzten Jahren einen immensen Aufschwung, verlassen rein akademische Nischen und gewinnen industriell zunehmend an Bedeutung. Aktuelle Marktstudien, die sowohl metallische Pulver, als auch Kunststoffe und Keramiken berücksichtigen, erwarten in den nächsten Jahren, im Vergleich zum Referenzjahr 2013 eine Kostenreduktion des Herstellungsprozesses um mindestens 50% bei gleichzeitiger Steigerung der

Prozessgeschwindigkeit um bis zu 400% bis zum Jahr 2018, mit weiterer Kostenreduktion und Aufbauratensteigerung bis zum Jahr 2023 [Zistl, 2014]. Der Trend wird bestätigt durch steigende Verkaufszahlen der entsprechenden Anlagen (Abbildung 1).

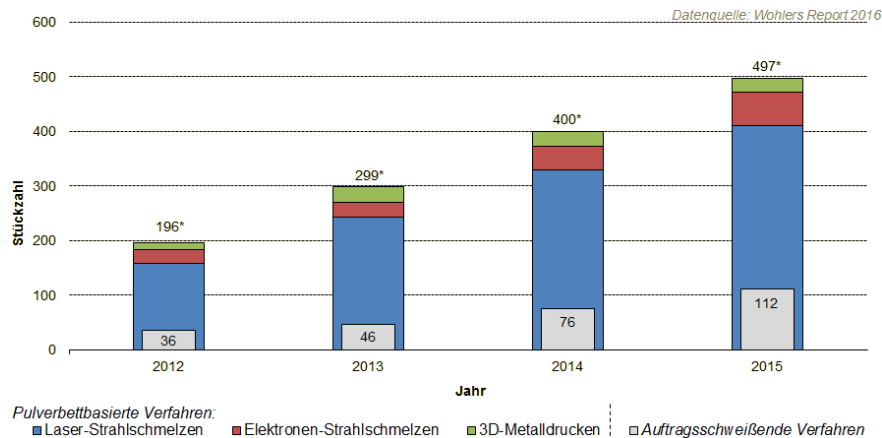


Abbildung 1: Weltweiter Verkauf von Anlagen zur metallpulverbasierten additiven Fertigung in den Jahren 2012 – 2015 nach [Wohlers, 2016], Daten zu Verkaufszahlen der Laserstrahlschmelzanlagen der Fa. EOS wurden nicht berücksichtigt.

Die Wachstumsraten des Gesamtmarktes für additive Fertigung werden für die Jahre 2012/13 bis 2020 auf 20% pro Jahr bis zu über 100% pro Jahr in der fraglichen Zeitperiode geschätzt [Columbus, 2015], [Langefeld et al, 2016].

Im Bereich der Verarbeitung metallischer Pulver sind zurzeit austenitische Stähle, Werkzeugstähle, Aluminium- und Titanlegierungen sowie Nickel- und Kobaltbasis(super)legierungen im Fokus der Entwicklung, wobei auch gradierte Werkstoffe (Beispielsweise WC-Co-Hartmetallpartikel in einer Matrix aus weicheren Metallen) Anwendung finden [Köhler et al, 2013].

Die Vorteile der Technologie liegen in der Möglichkeit, ausgehend von CAD-Daten endkonturnahe Bauteile direkt zu fertigen, wobei in der nahen Vergangenheit insbesondere Rapid Prototyping und Rapid Tooling, also die Herstellung von (Kleinserien-)Prototypen und Werkzeugen im Vordergrund stand [Feuerhahn et al, 2013]. Zurzeit ist ein Übergang in die Serienproduktion, also das Manufacturing im eigentlichen Sinne zu beobachten [Cremascoli und Ohldin, 2009], [Kellner, 2014], [Wölfle, 2016].

2 Stand der Technik

In pulverbettbasierten Strahlschmelzverfahren wird die gewünschte Bauteilgeometrie durch Umschmelzen definierter Bereiche von aufgetragenen Schichten additiv aufgebaut. Dadurch entfällt zum großen Teil die Notwendigkeit des Fügens, des Umformens und der spanenden Nachbearbeitung. Insbesondere sind auch Bauteilgeometrien möglich, die ansonsten nur aus mehreren Komponenten gefügt werden können, z.B. konturnahe Kühlungen [Gerth et al, 2013], [Töppel, 2015] oder auch Bauteile mit Hohlräumen [Mueller et al, 2012]. Auch erlaubt diese Fertigungsart Bauteildesigns, die mit konventioneller Fertigung nicht möglich wären.

Das CAD-Modell des Bauteils muss für die Fertigung durch entsprechende Software vorbereitet werden, wobei anlagenabhängig die Schichten beschrieben werden (Slicing) sowie die Zerlegung der Schichten in Substrukturen für die Beschreibung der Laserpfade erfolgt (Hatching).

Daraus ergibt sich eine grundsätzliche Scanstrategie. Analog erfolgt der Aufbau in der Anlage. Eine Prinzipskizze ist in der Abbildung 2 dargestellt.

Die Qualität der gefertigten Komponenten hängt im Wesentlichen von der Aufbaustrategie und der Wärmequelle(n) ab, wobei zurzeit Materialdichten von über 99% Stand der Technik sind [VDI, 2012]. Die größten Herausforderungen hinsichtlich der Qualität der gefertigten Bauteile liegen neben der Poren- und Rissfreiheit in den Deformationen und Eigenspannungen. Problematisch ist insbesondere bei komplexeren Bauteilen die Tatsache, dass Formabweichungen erst sichtbar werden, nachdem das fertig gebaute Bauteil von der Substratplatte getrennt wurde. Dies erhöht den Ausschussanteil in der Fertigung und treibt die Kosten nach oben.

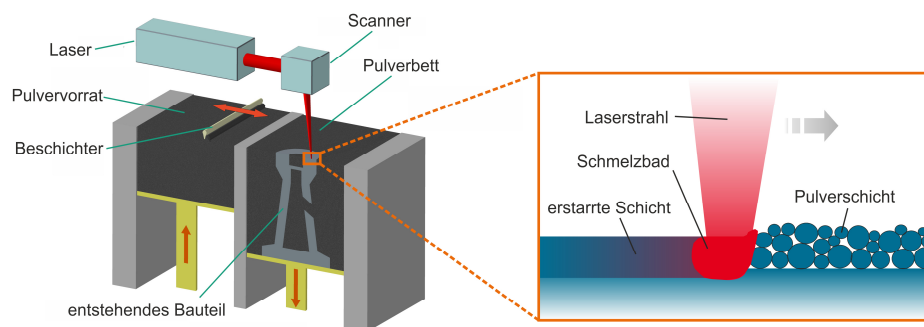


Abbildung 2: Prinzipskizze des Verfahrens Laser-Strahlschmelzen

Die strukturmechanische Simulation kann den Anwender bei der Bestimmung der Verzüge und des Eigenspannungszustandes a-priori unterstützen bzw. Hinweise liefern, welche Ursachen (z.B. Hot Spots hinsichtlich der Temperatur oder der Eigenspannungen) die unerwünschte Formabweichung bedingen. Bis vor Kurzem wurden additive Prozesse hauptsächlich mit Mitteln der Schweißstruktursimulation durchgeführt. Neuere, effizientere, Ansätze erreichen erst jetzt die Marktreife.

Bei der Verwendung der Methodik der Schweißsimulation für additive Verfahren ergeben sich mehrere Herausforderungen. Hinsichtlich der Modellierung der Wärmequelle und des thermischen Verhaltens des Materials wurde durch [Gusarov et al, 2007] festgestellt, dass der Wärmetransport im Pulverbett hauptsächlich durch Wärmestrahlung bestimmt wird und entsprechend berücksichtigt werden muss. Da dies die Modellbildung stark erschwert, wird für gewöhnlich mit effektiven Wärmeleitfähigkeiten [Yadroitsev and Smurov, 2010] sowie effektiven Dichten und Wärmekapazitäten [Khazan et al 2013] gearbeitet.

Die kleinen Dimensionen der einzelnen Pfade führen dazu, dass Belichtungspfade und auch komplette Schichten zu einer Gesamtstruktur zusammengefasst werden [Zaeh, 2010]. Dies stellt eine zurzeit gängige Modellvereinfachung dar. Weitere mögliche Modellvereinfachungen betreffen das Materialmodell, welches linearisiert wird und sich dadurch die zu lösenden partiellen Differentialgleichungen stark vereinfachen [Nickel et al, 2001], [Childs et al, 2004]. Oft wird auch der Ansatz verfolgt, Teilmodelle (z.B. einzelne Spuren) zu rechnen, und Ergebnisse auf die Gesamtkomponente zu übertragen [Childs et al, 2004].

Insgesamt stellt die Simulation additiver Prozesse den üblichen transienten Ansatz vor eine Herausforderung, was die Rechenzeiten und Modellierungsansätze angeht. Als Alternative etablieren sich in der Praxis Ansätze, den Prozess selbst zu vernachlässigen, aber seine Effekte auf Deformationen oder Eigenspannungen in Form von aufgeprägten Dehnungen zu berücksichtigen [Neugebauer, 2014].

Neben den Schwierigkeiten bei der Modellformulierung und der Berechenbarkeit stellt das Pre-processing eine weitere Herausforderung dar. Im Falle der volltransienten Simulation eines derartigen Prozesses ergibt sich die Notwendigkeit mehrere 1000 Pfade, ggf. mit Versatz oder Rotation auf ein hinreichend feines FE-Modell aufzubringen. Entwicklung von Strategien, diese Aufgabe zu vereinfachen bzw. bei Modellvereinfachungen zu automatisieren ist ein wesentlicher Beitrag zur Akzeptanz der Simulation in der industriellen Anwendung.

3 Prozessbeschreibung

Für die vorliegende Studie wurden in einem pulverbettbasierten Verfahren zwei Bauteile untersucht, einerseits das für Benchmarks und Kalibrierungen weit verbreitete Cantilever Beam Element (Abbildung 3) und andererseits ein Halter aus dem Flugzeugbau (Abbildung 4).

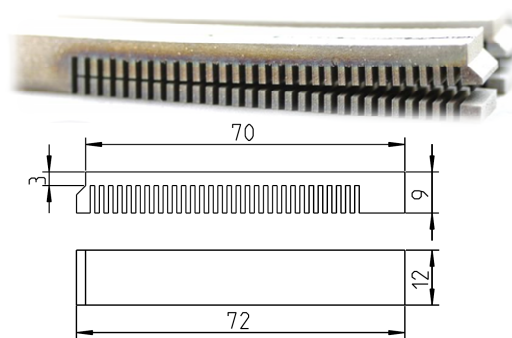


Abbildung 3: Oben: die gebaute Komponente, unten; die Maße der Komponente, seitlich und in der Draufsicht

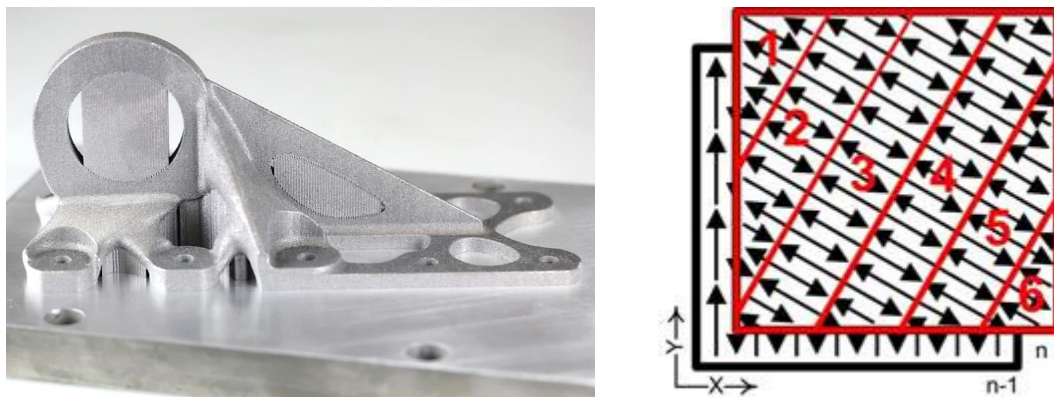


Abbildung 4: Additiv gefertigter Halter mit Substrat und Stützstrukturen, rechts: Verwendete Aufbaustrategie

Im Herstellungsprozess wurde als Belichtungsstrategie eine Streifenbelichtung gewählt, wobei die Streifenbreite 7 mm betrug und senkrecht zur Streifenrichtung verfahren wurde. Zwischen den Schichten erfolgte eine Rotation um 67° um die vertikale Achse (Abbildung 4). Bei einer Laserleistung von 200 W wurde mit einer Verfahrensgeschwindigkeit von 1 m/s gearbeitet, wobei der Fokussdurchmesser des Laserstrahls bei $150 \mu\text{m}$ lag. Die Schichtdicke betrug $30 \mu\text{m}$. Die Bauteilfertigung erfolgte aus der Aluminiumgusslegierung AlSi10Mg in Pulverform (Korngrößen zwischen 5 und $45 \mu\text{m}$), während die Substratplatte aus AlMgSi1 gefertigt war.

4 Modellierung und Simulation

Bei der Modellbildung wurden insgesamt drei Ansätze verfolgt, die eine Skalierung der Modellkomplexität, aber auch der Genauigkeit sowie auch der Menge an gewonnenen Daten erlauben. Neben dem üblichen Ansatz, eine transiente Simulation des Schweißprozesses unter Berücksichtigung aller wesentlicher Prozessparameter durchzuführen [Töppel et al, 2015], wurde parallel dazu eine rein mechanische Simulation mit dem Ansatz der „inherent strains“ durchgeführt [Schafstall et al, 2016]. Einen Mittelweg stellt die Benutzung von Temperaturzyklen dar, bei dem die Schweißsimulation ihren Charakter behält (es werden nach wie vor Schweißspfade einer thermischen Last unterzogen), die thermische Last ist aber kein transienter Wärmefluss, sondern eine Temperaturzwangsbedingung.

Diese drei Herangehensweisen unterscheiden sich in dem Detailgrad der Ergebnisse und in der Modellkomplexität und somit auch in der Rechenzeit ganz erheblich (Tabelle 1).

Tabelle 1: Qualitativer Vergleich der Modellierungsansätze

	Voll-Transient	Temperaturzyklus	Inherent Strain
Rechenzeit	Sehr hoch	Mittel	Gering
Detailgrad	Sehr hoch	Hoch	Gering
Abbildbare Effekte	Eigenspannungen Verzug Materialzustand Hot Spots Mikrostruktur	Eigenspannungen Verzug Materialzustand (eingeschränkt)	Verzug Eigenspannungen (eingeschränkt)

4.1 Voll-transientes Modell

Eine vollständige Berechnung auch nur eines kleinen Bauteils mit dem „naiven“ Ansatz der Schweißstruktursimulation ist auf Grund extrem hoher Berechnungszeit nicht erfolgt. Stattdessen wurde lediglich ein Kontrollvolumen mit einer Grundfläche 1 mm x 2 mm berechnet, dessen Höhe 3 x Schichtdicke entsprach [Töppel et al, 2015]. Das Modell ist in der Abbildung 5 dargestellt.

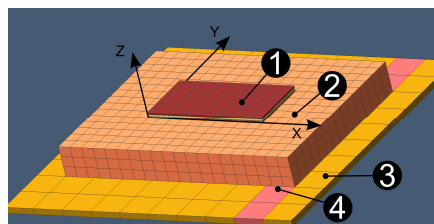


Abbildung 5: Verwendetes Modell, (1) drei Schichten, (2) Bauplattform, (3) und (4) Fixierungen. Fixierung 3 wird nach dem Prozess entfernt

4.2 Mechanisches Modell

Aktuelle Forschung konzentriert sich vornehmlich auf den so genannten „inherent strain“ Ansatz. Dabei wird auf die thermische Berechnung verzichtet, die auftretenden Lasten werden auf zusammengefasste Schichten in Form vorgeschriebener Dehnungen angewandt. Die Dehnungen hängen von der Belichtungsstrategie ab. Die Rotation um die Z-Achse (vgl. Abbildung 5) kann durch Rotieren des Dehnungstensors berücksichtigt werden.

Es werden hierbei alle Effekte eines transienten Temperaturfeldes vernachlässigt, daher kann das Materialmodell linearisiert und temperaturunabhängig formuliert werden. Für die Berechnungen wurde ein elasto-plastisches Materialmodell mit Verfestigung verwendet, das eine genauere Berechnung des Eigenspannungszustandes und damit dem Verzug ermöglicht. Gerade bei hochverfestigenden Werkstoffen, wie AlSi10Mg, welche schon bei geringen Dehnungen stark verfestigen, ist die Berücksichtigung der Verfestigung des Materials notwendig. Vereinfacht kann auch ein ideal-elasto-plastischer Ansatz verwendet werden. Je Element-Schicht wird lediglich ein Zeitinkrement benötigt, um einen Gleichgewichtszustand zu berechnen. Die Element-Schicht repräsentiert entsprechend seiner z-Ausdehnung, mehrere Pulver-Schichten. Das Modell des Cantilever Beams wurde mit insgesamt 18 Element-Schichten vernetzt, mit einer Elementkantenlänge von 0.5 mm. Dabei wurde pro Schicht jeweils einmal eine Dehnung angewandt und innerhalb des Elementes pulverschichtweise rotiert, so dass insgesamt 18 Zeitinkremente benötigt wurden. Das Auftrennen, d. h. Lösen der Fixierung 3, erfolgte durch schrittweise Deaktivierung der Elemente innerhalb der Schnittebene. Alternativ können auch die Elementflächen separiert werden. Auf diese Weise stellt sich aufgrund der gespeicherten elastischen Energie nach dem Auftrennen eine Verformung des Cantilevers in positiver Z-Richtung ein (Abbildung 9).

4.3 Modellaufbau in Simufact Additive

Das neuentwickelte Fertigungssimulationsprogramm Simufact Additive vereinfacht an dieser Stelle den Modellaufbau erheblich (Abbildung 6). Beim Materialimport wird auf die Simufact Material Datenbank zugegriffen. Die Prozessdefinition erfolgt durch die Beschreibung der Anlage sowie der Prozessstufenreihenfolge (Schweißen, Trennen), Vorgabe des Dehnungstensors, der Winkel und der (echten) Schichtdicke.

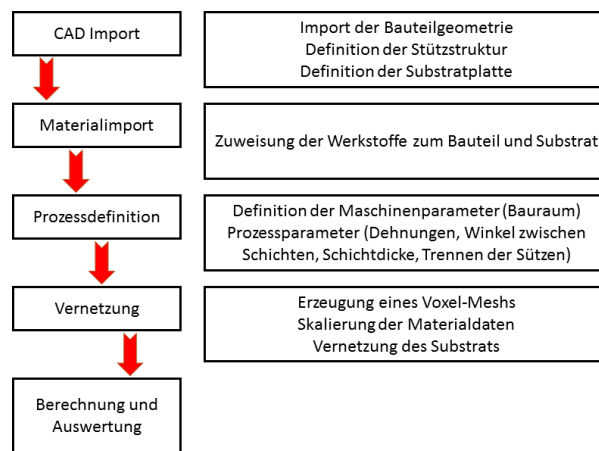


Abbildung 6: Modellbildungsprozess in Simufact Additive

Das Voxel-Mesh wird auf der Komponente und auf dem Substrat automatisch mit der Vorgabe der Elementkantenlänge definiert (Abbildung 7).

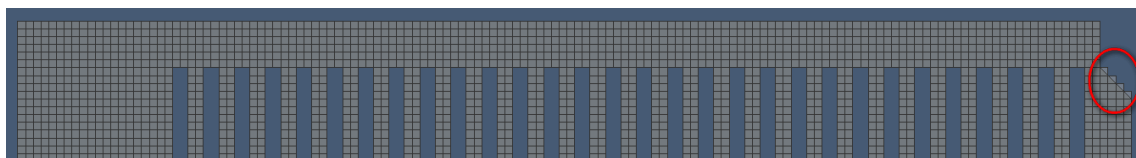


Abbildung 7: Erzeugtes Voxel-Mesh, umrandet der abgeschrägte Bereich

Dabei werden in den Schrägen, die nicht vollständig von Material gefüllt sind, die Materialeigenschaften ja nach Füllgrad skaliert. Je Inkrement werden die Elementschichten aktiviert und die Dehnungen aufgeprägt. Nach der Aktivierung aller Schichten werden je nach Fertigungsfolge das Bauteil von der Platte in Schnittrichtung schrittweise getrennt und anschließend die Stützstrukturen durch Elementdeaktivierung entfernt und der vertikale Verzug der Komponente berechnet.

4.4 Vereinfachtes thermomechanisches Modell

Bei dem vereinfachten thermo-mechanischen Modell wurde ein Voxel-Mesh analog zum „inherent strain“ Ansatz benutzt. Anstelle der üblichen transienten Wärmequelle wurde ein Temperaturzyklus aufgeprägt, also eine Temperaturzwangsbedingung, die die Schichten vollständig auf knapp über Schmelztemperatur aufheizt und eine Abkühlung erlaubt. Ansonsten entspricht das Modell vollständig einer üblichen transienten Schweißsimulation. Die Elementschichten werden sukzessive durch die Wärmequelle aktiviert und mit den darunterliegenden Schichten verbunden. Das Trennen von der Platte und der Stützen wird analog zum „inherent strain“ Modell gehandhabt.

Bei diesem Ansatz ist die zeitliche Auflösung der Bewegung der Wärmequelle nicht notwendig, so dass auch größere Modelle berechenbar werden. Viele thermisch bedingte Effekte (thermische Dehnungen, Entfestigung) können so berücksichtigt werden. Zudem kann das Aufbringen des thermischen Zyklus auch bereichsweise innerhalb eines Layers nacheinander erfolgen, um so die lokalen Effekte genauer berechnen zu können. Dies bedingt jedoch eine Zunahme der Rechenzeit.

5 Ergebnisse der Simulation

5.1 Voll-transientes Modell

Für diesen Ansatz wurden verschiedene Scanstrategien (Streifen- und Schachbrettbelichtungen) berechnet und insbesondere der Verzug ausgewertet, wobei der Maximalverzug relativ zur tatsächlich gefertigten Probe skaliert wurde, um den Unterschied in der Dimension zu berücksichtigen (Abbildung 8).

Die Eigenspannungsberechnung kann an dieser Stelle nicht bewertet werden, da es große Unsicherheiten in der Messung mittels Röntgendiffraktometrie gab. Auch Unterschiede in der Geometrie zwischen dem Modell und der gefertigten Komponente erlauben keine Rückschlüsse auf die Qualität der Eigenspannungsberechnung.

5.2 Mechanisches Modell

Dieser Ansatz erlaubt nur eine eingeschränkte Bewertung der Materialeigenschaften. Jedoch kann dieses Verfahren sehr gut für die Bestimmung des Verzuges verwendet werden und ermöglicht eine schnelle Optimierung und Verzugskompensation. Die berechneten Deformationen nach dem Abkühlen und Trennen des Bauteils von der Bauplattform stimmen mit den Messungen gut überein (Abbildung 9). Bei den Eigenspannungen ist eine Spannungsrelaxation in den Stützstrukturen sichtbar, während die Spannungen im Balken die Biegung in Z-Richtung bewirkt. Als Maß für die Güte der Berechnung wurde der Verzug in Z-Richtung gewählt. Der berechnete (2.615 mm) und der gemessene Wert ($2.54 \pm 0,1$ mm, s. Abbildung 8 Probe 3 - Experiment) zeigen eine gute Übereinstimmung. Das Modell berücksichtigt mechanische Verfestigung, aber nicht die Effekte des transienten Temperaturfeldes.

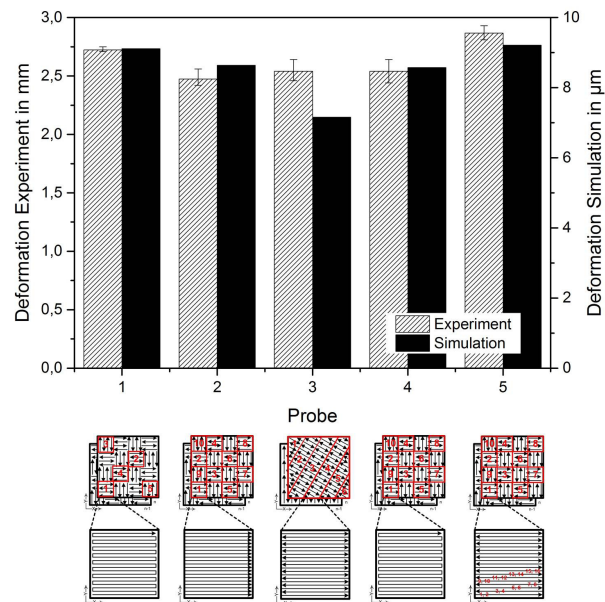


Abbildung 8: Maximalverzüge in Abhängigkeit von der Scanstrategie [Töppel et al, 2015]

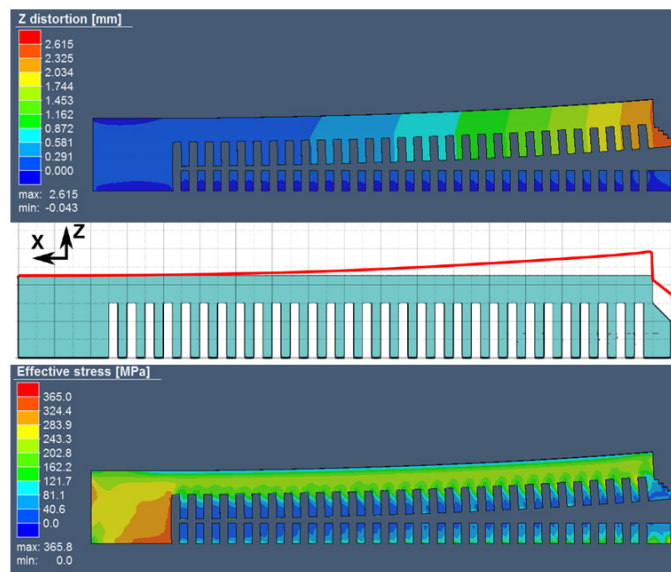


Abbildung 9: Oben: Berechnete Verzüge in Z-Richtung, Mitte: gemessene Verzüge in Z-Richtung, Unten: berechnete Eigenspannungen

5.3 Vereinfachtes thermomechanisches Modell

Analog zum mechanischen Ansatz sind ähnliche Eigenspannungen und Deformationen sichtbar, wobei aufgrund des elasto-plastischen Materialmodells mit Berücksichtigung des Einflusses der Temperatur die Spitzenwerte abweichen können (Abbildung 10).

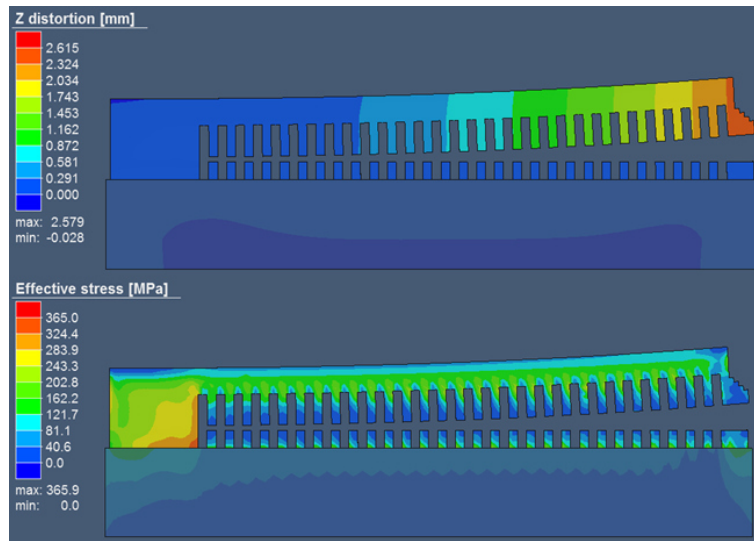


Abbildung 10: Z-Verzug und Eigenspannungen im thermomechanischen Ansatz

5.4 Berechnungszeiten

Da im voll-transienten Fall eine komplette Berechnung des Cantilever Beams nicht möglich war, ist die Angabe der Berechnungszeit nicht relevant. Die vereinfachte thermomechanische Berechnung benötigt ca. 20 Minuten auf einem Intel Xeon E5-2667 Prozessor mit 3.2 GHz. An dieser Stelle kann jedoch nicht von einer beliebigen Skalierbarkeit auf größere Modelle ausgegangen werden, da komplexere Geometrien sowie größere Anzahl an Schichten das zu lösende Problem stark verkomplizieren.

Das mechanische Modell benötigt lediglich 3 Minuten auf dem gleichen Rechner. Durch die Tatsache, dass pro Schicht nur ein Inkrement benötigt wird und das Problem stark linearisiert formuliert ist, ist eine Skalierbarkeit auf größere Modelle gegeben.

6 Anwendung auf ein praxisnahes Bauteil

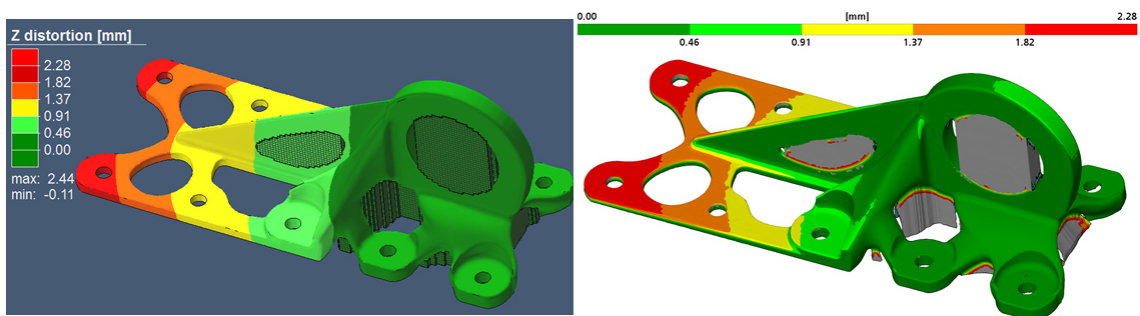


Abbildung 11: Berechneter (links) und gemessener (rechts) Verzug der Flugzeughalter

Eine Anwendung auf eine etwas komplexere Bauteilgeometrie (Abbildung 4) bei gleichen Werkstoffen und sonstigen Modellparametern zeigte eine qualitativ gute Übereinstimmung der Simulationsergebnisse mit dem Experiment hinsichtlich des Verzugs (Abbildung 11). Dabei betrug

Die Rechenzeit, bei 70 Schichten (und somit 71 Zeitinkrementen) ca. 40 Minuten. Die Deformation wurde mit 2.28 mm gemessen, während das Modell ca. 7% Abweichung nach oben zeigte und 2.44 mm Z-Verzug als Ergebnis hatte. Dennoch zeigt das Ergebnis, dass dieser Ansatz nicht nur gut in der Zeit skaliert, sondern auch, an einem kleinen Modell kalibriert, realistische Ergebnisse ermöglicht.

7 Diskussion und Ausblick

Die Vorteile eines, wenn auch vereinfachten, thermo-mechanischen Modells liegen in der Menge der Information, die das Modell liefern kann, insbesondere über Materialzustand. Beide Ansätze, die in der Lage sind, komplette Bauteile abzubilden, liefern hinreichend genaue Ergebnisse hinsichtlich des Verzugs und in Teilen hinsichtlich der Eigenspannungen. Zusätzlich ist der rein mechanische Ansatz hinsichtlich der Berechnungszeit gut skalierbar und auch auf komplexere Strukturen anwendbar (Abbildung 12). Dies ermöglicht bereits Rückschlüsse auf ein geeignetes Design zu ziehen, Supportstrukturen zu optimieren und die Lage im Bauraum zu bestimmen. Zudem kann eine Verzugskompensation der Geometrie durchgeführt werden.

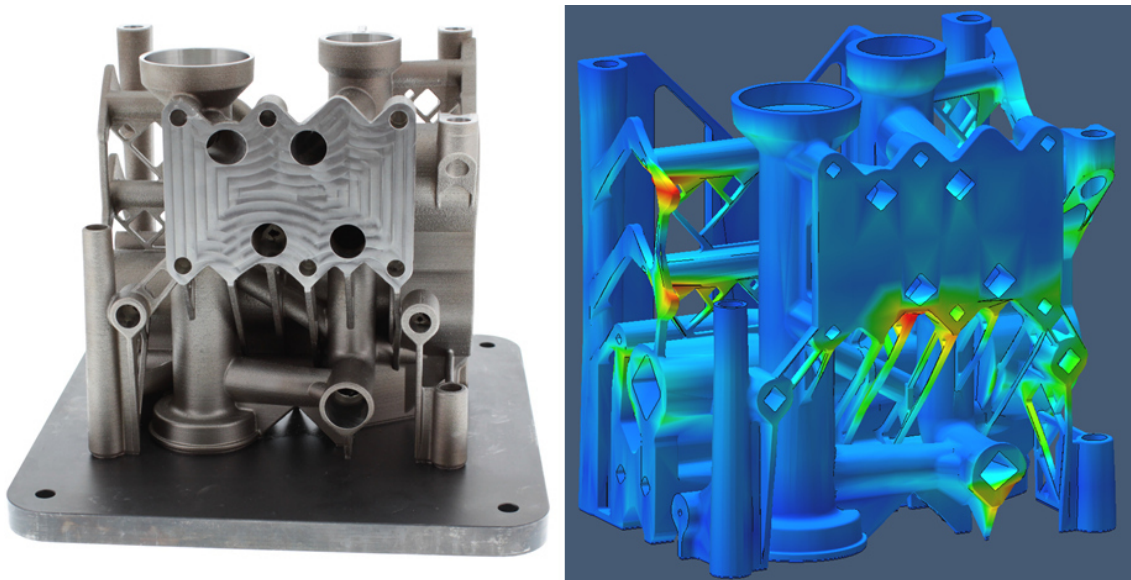


Abbildung 12: Beispiel einer komplexen Struktur mit inneren Kanälen, links: Realbauteil (Quelle: Renishaw plc), Rechts: Verzugsberechnung mit Simufact Additive.

Für die Untersuchung makroskopischer Eigenschaften auf der Ebene der einzelnen Spuren ist eine Teilsimulation mit dem transienten Ansatz zu empfehlen. Dort sind alle wesentlichen Effekte sichtbar, eine Übertragbarkeit auf große Modelle erscheint im Moment aber schwierig und ist in der Entwicklung.

Während es zurzeit schon möglich ist, ein „inherent strain“ Modell einfach und schnell in Simufact Additive zu definieren und zu berechnen, ist die Definition eines Modells, welches die Belichtungspfade berücksichtigt, noch relativ komplex und zeitraubend. Das Ziel muss es daher sein, neben der Beschleunigung der Berechnung selbst, auch den Modellaufbau zu beschleunigen, indem zum Beispiel aus bekannten Anlagenparametern Belichtungspfade, Schichtunterteilung, Hatches etc. automatisch erzeugt werden können.

Ferner ist für einen weiteren industrienahen Einsatz die Berücksichtigung der Nachbearbeitungsschritte notwendig, da kaum Funktionsbauteile ohne weitere Nachbehandlung zum Einsatz kommen. Insbesondere Wärmenachbehandlung, HIP und evtl. spanende Nachbearbeitung müssen für einen ganzheitlichen Modellierungsansatz berücksichtigt werden. Daher können die wichtigsten Fertigungsschritte nach dem additiven Aufbau, wie Wärmebehandlung, Schneiden, Lösen der Supportstrukturen und HIP-Prozess, bereits durchgängig in der ersten Version von Simufact Additive berechnet werden.

Allerdings ist die Simulation des eigentlichen Fertigungsprozesses sowie der Trennung der gefertigten Bauteile von Stützstrukturen bereits ein erster wichtiger Schritt in Richtung der industriellen Anwendbarkeit, wobei die Rechenzeiten bereits jetzt, mit hinreichenden Modellvereinfachungen, die Größenordnung erreicht haben, die für einen praxisnahen Einsatz notwendig sind.

8 Literatur

Childs, T., Hauser, C. and Badrossamay, M. (2004): "Mapping and Modelling Single Scan Track Formation in Direct Metal Selective Laser Melting," *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, Vol. 53, No. 1, pp. 191–194.

Columbus, L. (2015): "2015 Roundup Of 3D Printing Market Forecasts And Estimates," <http://www.forbes.com/sites/louiscolumbus/2015/03/31/2015-roundup-of-3d-printing-market-forecasts-and-estimates/#d9b23141dc67>.

CreMASCOLI, P. and OHLDIN, P. (2009): "Series production of CE-certified orthopaedic implants with integrated network structures for improved bone ingrowth" in *Innovative Developments in Design and Manufacturing: Advanced Research in Virtual and Rapid Prototyping*, P. J. Da Silva Bartolo et al, Eds., Boca Raton, London, New York, Leiden: CRC Press, pp. 215-216.

Feuerhahn, F., Schulz, A., Seefeld, T. and Vollertsen, F. (2013): "Microstructure and Properties of Selective Laser Melted High Hardness Tool Steel," *Physics Procedia*, Vol. 41, pp. 843-848.

Gerth, N., Fischer, A., Hamann, I., Sauer, H., Müller, B., Rädels, T., Gebauer, M. and Töppel, T. (2013): "Prozessoptimierung im Druckgießverfahren: Laserstrahlgeschmolzener Werkzeugeinsatz im Praxistest," *Gießerei*, Vol. 100, No. 4, pp. 34-41.

Gusarov, A. V., Yadroitsev, I., Bertrand, P. and Smurov, I. (2007): "Heat transfer modelling and stability analysis of selective laser melting," *Applied Surface Science*, Vol. 254, No. 4, pp. 975-979.

Kellner, T. (2014): "The FAA Cleared The First 3D Printed Part To Fly In A Commercial Jet Engine From GE," GE Reports, <http://www.gereports.com/post/116402870270/the-faa-cleared-the-first-3d-printed-part-to-fly/>.

Khazan, P., Köhler, H. and Vollertsen, F. (2013): "Konsistente Modellierung einer Ersatzwärmequelle im Laserstrahlpulver-beschichtungsprozess" in *Proc. of Simulationsforum Weimar*, J. Hildebrand, T. Loose, J. Sakkietibutra and M. Brand, Eds., pp. 180-189.

Köhler, H., Seefeld, T. and Vollertsen, F. (2013): "Selective Laser Sintering of Tungsten Carbide Inlays for Local Wear Protection of Injection Molding Tools," 18th Plansee Seminar.

Langefeld, R., Veenker, H., Schäff, C. and Balzer, C. (2016): "Additive Manufacturing - next generation (AMnx) Study," Roland Berger GmbH, München,

http://www.rolandberger.com/media/studies/2016-04-11-rbsc-pub-Additive_Manufacturing-next_generation.html.

Mueller, B., Toepfel, T., Gebauer, M. and Neugebauer, R. (2011): "Innovative features in implants through Beam Melting – a new approach for Additive Manufacturing of endoprosthesis" in *Innovative developments in virtual and physical prototyping: Proceedings of the 5th International Conference on Advanced Research in Virtual and Rapid Prototyping*, Bártoło, P., Eds., Leiria, Portugal, London: Taylor & Francis, ISBN: 978-0-415-68418-7, pp. 519-523.

Neugebauer, F., Keller, N., Ploshikhin, V., Feuerhahn, F. and Köhler, H. (2014): "Multi Scale FEM Simulation for Distortion Calculation in Additive Manufacturing of Hardening Stainless Steel," in *Proc. of IWOTE'14: International Workshop on Thermal Forming and Welding Distortions*, F. Vollertsen and H. Tetzol, Eds., pp. 13-23.

Nickel, A. H., Barnett, D. M. and Prinz, F. B. (2001): "Thermal stresses and deposition patterns in layered manufacturing," *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 317, No. 1-2, pp. 59-64.

Schafstall, H., Khazan, P., Mehmert, P., Töppel, T. and Kordas, R. (2016): "Comparison of Approaches for Structural Simulation of Additively Manufactured Metal Parts" in *Proc. of Fraunhofer Direct Digital Manufacturing Conference DDMC 2016*, Müller, B., Ed., Stuttgart: Fraunhofer-Verlag, ISBN: 978-3-8396-1001-5, pp. 101-108.

Töppel, T. (2015): "*Laser Beam Melting for added value in tooling applications*," 25th International SAOT Workshop on Laser Based Additive Manufacturing, Erlangen, 23-24 November 2015.

Töppel, T., Kordas, R., Beyer, U. and Seiderer, J., (2015): "Numerical simulation of residual stresses and deformations in laser beam melting," in *Numerical Analysis of Weldability 2015*, in press

VDI-Richtlinie 3405, Blatt 2 (2012) „Additive Fertigungsverfahren, Rapid Manufacturing Strahlschmelzen metallischer Bauteile Qualifizierung, Qualitätssicherung und Nachbearbeitung,“ Berlin: Beuth Verlag.

Wohlers, T. (2016): *Wohlers Report 2016: 3D Printing and Additive Manufacturing State of the Industry - Annual Worldwide Progress Report*, Fort Collins, Col.: Wohlers Associates.

Wölfle, M. (2016): „3D-Druck wird Realität im Flugzeugbau: Premium AEROTEC startet Serienproduktion für „gedruckte“ Bauteile aus Titan,“ Pressemitteilung Premium AEROTEC.

Yadroitsev, I. and Smurov, I. (2010): "Selective laser melting technology: From the single laser melted track stability to 3D parts of complex shape," *Physics Procedia*, Vol. 5, pp. 551-560.

Zaeh, M. and Branner, G. (2010): "Investigations on residual stresses and deformations in selective laser melting," *Prod. Eng. Res. Devel*, Vol. 4, No. 1, pp. 35-45.

Zistl, S. (2014): "3D Printing: Facts and Forecasts," Pictures of the Future, Siemens, <http://www.siemens.com/innovation/en/home/pictures-of-the-future/industry-and-automation/Additive-manufacturing-facts-and-forecasts.html>.

Analyse der Spurbildung beim Laserauftragsschweißen

N. Pirch¹, S. Linnenbrink¹, A. Gasser^{1,2}, K. Wissenbach¹, R. Poprawe^{1,2}

¹ Fraunhofer Institut für Lasertechnik (ILT), Steinbachstrasse 15, 52074 Aachen, Germany

² Lehrstuhl für Lasertechnik (LLT), Steinbachstrasse 15, 52074 Aachen, Germany

ZUSAMMENFASSUNG

Ein fundamentales Verständnis der involvierten physikalischen Prozesse bei dem pulverbasierten koaxialen Laserauftragsschweißen (LA) ermöglicht durch eine fundierte Wissensbasis den Prozess gezielt zu verbessern. Die Wechselwirkung zwischen der Laserstrahlung und dem Pulver führt zu einer Reduktion der transmittierten Leistungsdichteverteilung auf dem Werkstoff und zu einer Erwärmung der Pulverpartikel, bevor diese die Schmelze erreichen. Um diese wechselseitige Einflussnahme und deren Einfluss auf das Prozessergebnis besser zu verstehen wurde die Partikeldichte orts aufgelöst messtechnisch erfasst. Auf Basis dieser experimentellen Daten wurde ein statistisches Modell für die Partikeltrajektorien aufgesetzt, mit dem die Abschattung der Laserstrahlung und die Partikelerwärmung orts aufgelöst bestimmt werden konnten.

Die transmittierte Leistungsdichteverteilung, die Partikeldichte und –temperatur werden als Randbedingung in einem Prozessmodell für das freie Randwertproblem beim Laserauftragsschweißen verwendet. Die Spurgeometrie ist dabei Teil der Lösung. Das mathematische Modell basiert auf einer zeitabhängigen Lösung der Wärmeleitungsgleichung und einer Berechnung der Schmelzbadoberfläche auf Basis der Young-Laplace Gleichung. Bzgl. des Volumenzuwachses wird die Partikeldichte über der Schmelzbadoberfläche nach jedem Zeitschritt aufintegriert. D.h. nur die Partikel, die die Schmelzbadoberfläche erreichen, tragen zum Spuraufbau bei. Damit wird der Pulverwirkungsgrad ein Teil der Lösung.

Die zugrunde liegenden Modellgleichungen werden numerisch mit der Finite Elemente Methode gelöst. Das Verfahren nutzt die Methode der deformierbaren Netze um die Spurgeometrie konturnah abzubilden.

Gleichzeitig wurden Einzelspuren laserauftragsgeschweißt, und die Schmelzbäder mit Hochgeschwindigkeitsvideographie beobachtet. Die Vergleiche von Querschliffen und Hochgeschwindigkeitsaufnahmen mit den berechneten Spurgeometrien in Front- und Seitenansicht ergeben eine sehr gute Übereinstimmung.

1 Einleitung

Das LA ist mittlerweile ein in der Industrie etabliertes Verfahren geworden, das zur Reparatur bzw. zum generativen Aufbau metallischer Bauteile und zur Funktionalisierung von Metalloberflächen genutzt wird. Das LA eignet sich für die Bearbeitung komplexer Freiformflächen, langlebiger und hochwertiger Bauteilkomponenten z.B. aus dem Flugzeugbereich, dem Turbomaschinenbau und dem Werkzeugbau. Um die geeignete Prozessführung für den gezielten Aufbau von definierten Geometrien und Mikrostrukturen zu bestimmen, müssen derzeit noch umfassende Untersuchungen zur Prozessstrategie und Parameterfindung durchgeführt werden. Daher soll über die Prozesssimulation die Wissensbasis zum LA vergrößert werden und dem Anwender ein Werkzeug an die Hand gegeben werden, mit dem vorab rechnerisch ein mögliches Prozessfenster bestimmt und somit der verbleibende experimentelle Aufwand für die konkrete Aufgabenstellung reduziert wird.

Bei der Pulvergasströmung handelt es sich um eine komplexe turbulente Zweiphasenströmung [Zekovic, 2007], deren modelltheoretische Untersuchung einen nicht unerheblichen Aufwand erfordert. Um diesen zu vermeiden, aber dennoch ein möglichst realistisches voraussetzungs-freies Modell [Yang, 2009] von der Partikeldichte in die Modellrechnungen einfließen zu lassen, wurde die Partikeldichte messtechnisch als Funktion der Pulverkornfraktion und des Pulver-massenstroms erfasst [Mann, 2013].

Das Schutz- und Fördergasvolumen wird dabei so eingestellt, dass der Restsauerstoff in der Bearbeitungsebene unter einem Grenzwert bleibt und der Abstand Düsenauslassöffnung - Pul-verfokus maximal 0,5...0,7 mm größer ist, als der düsenabhängige nominelle Abstand.

Die eigentlichen Partikeltrajektorien werden mit einem statistischen Modell generiert, dessen freie Modellparameter so angepasst werden, dass die resultierenden Partikeldichten des Mo-dells mit den experimentell bestimmten Partikeldichten innerhalb vorgegebener Toleranzen übereinstimmen.

Für die modelltheoretische Charakterisierung der Strahlkaustik wurde die Laserstrahlung mit dem Primes Focus Monitor in parallelen Ebenen senkrecht zur Strahlpropagationsrichtung ver-messen und die resultierende Leistungsdichteverteilung (LDV) mit einem Super Gauss Ansatz [Decker, 1994] interpoliert. Der Fit wird nach der Methode der kleinsten Quadrate durchgeführt und entfernt den Untergrund und das überlagerte Datenrauschen aus den Messdaten. Dieser Ansatz charakterisiert die LDV durch den Strahlradius und die Flankensteilheit und ermöglicht eine vollständige orts aufgelöste Darstellung der Strahlkaustik als mathematische Funktion. Diese ist erforderlich, um die Temperaturentwicklung der Partikel auf ihren Trajektorien zeitauf-gelöst zu berechnen.

Modelltheoretisch stellt das pulverbasierte Laserauftragschweißen ein freies Randwertproblem dar, da die Geometrie der Schweißraupe selber Teil der Lösung ist. Ein selbstkonsistentes ma-thematisches Modell für das LA ist komplex und erfordert einen erheblichen numerischen Auf-wand für dessen Lösung. Aus diesem Grund haben erste modelltheoretische Analysen für das LA quasistationäre Bedingungen vorausgesetzt und analytische Ansätze für die Berechnung der Schweißraupengeometrie verwendet [Fathi, 2006]. Neuere Modelle verwenden die soge-nannte Element Aktivierung Methode [Patel, 2012]. Nach dieser Methode wird das Bauteilvolu-men zunächst vollständig vernetzt und die Elemente, die in einer zeitaufgelösten Darstellung noch nicht Teil des aktuellen Bauteilvolumens sind, deaktiviert. Je nach Position des Laser-strahls bzw. der Spur und/oder Lage werden weitere Elemente aktiviert und in die Simulation mit einbezogen. Die Geometrie der Schweißraupe wird aber nach wie vor vorausgesetzt und über Hexaeder Elemente approximiert. Durch diesen Ansatz für die Approximation der Geometrie kann die Thermalisierung der optischen Energie nicht physikalisch korrekt als von Neumann Bedingung (Oberflächenquelle) in das Finite Elemente Modell eingepflegt werden, sondern wird als Volumenquelle in den Hexaeder Elementen modelliert, die von der Laserstrahlung getroffen werden. Durch diesen Ansatz für die Thermalisierung der optischen Energie wird die Prozess-temperatur erheblich unterschätzt.

Aktuelle Modelle berücksichtigen die Wechselwirkung der Pulverpartikel mit dem Laserstrahl und berechnen die Geometrie der Schweißraupengeometrie nach der Level Set Methode oder der Volume of Fluid Methode [Ibarra-Medina, 2012]. Im Detail wird die Entwicklung der Schweißraupengeometrie über eine Polygonfläche verfolgt, die nach jedem Zeitschritt aktuali-siert wird. Das darunter liegende Finite Elemente Netz ist aber nicht konturangepasst, sondern eine Hexaeder Approximation der Polygonfläche und hat damit die gleichen Defizite wie die Element Aktivierung Methode.

In dieser Arbeit wird die Methode der bewegten Netze verwendet [Zerroukat, 1994], bei der zeitaufgelöst eine konturangepasste Vernetzung realisiert wird. Durch diesen Ansatz kann die Thermalisierung der optischen Energie physikalisch korrekt als Oberflächenquelle im Modell implementiert werden. Im Ergebnis führt das zu einer signifikanten Verbesserung bzgl. der Ge-nauigkeit in der Berechnung der Prozesstemperatur. Diese Arbeit ist eine Weiterentwicklung zu der bereits veröffentlichten Arbeit zum LA [Pirch, 2012].

2 Charakterisierung der Pulvergasstrahlung

Abbildung 1 zeigt das bildbasierte Messsystem für die experimentelle Bestimmung der Partikeldichte. Eine Hochgeschwindigkeitskamera ist koaxial zur Pulverpropagationsrichtung angeordnet.

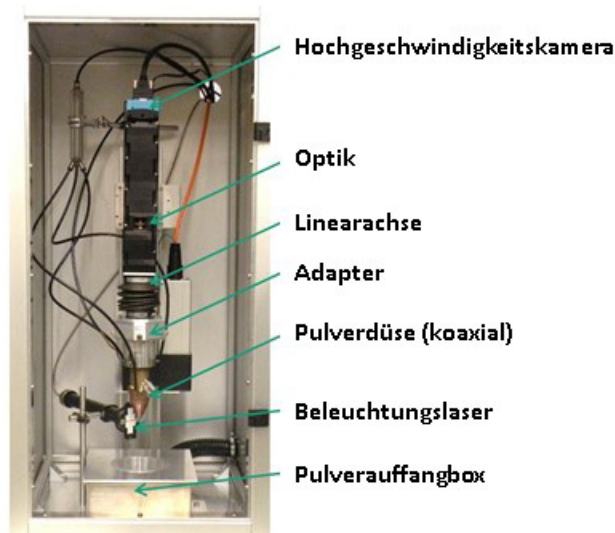


Abbildung 1: Messsystem für die Partikeldichte bei koaxialer Pulverzuführung.

Für die Messung wird die Fokusebene der Kamera mit einer Dicke von $200\ \mu\text{m}$ von der Seite mit einer linienförmigen Laserintensitätsverteilung ausgeleuchtet, und Bilder der Partikel und deren Position mit einer Belichtungszeit von $8\ \mu\text{s}$ aufgezeichnet. Durch eine Verschiebung des Bearbeitungskopfes wird die Messung für die Partikeldichte an ausgewählten Stützstellen entlang der Strahlpropagationsrichtung durchgeführt. Die mittlere Partikelzahl weist für einen Pulvermassenstrom von 1 bzw. 2 g/min ein lokales Maximum auf (siehe Abbildung 2). Das liegt daran, dass knapp unterhalb der Pulverdüsenauslassöffnung (Nummer der Ebene 0-2) nicht alle Partikel von der Kamera erfasst werden und zum Pulverfokus hin (Nummer der Ebene 8) Partikel, die zu dicht beieinander liegen vom Auswertalgorithmus nicht mehr separat gezählt werden. Deswegen wird die Ebene mit der maximalen resultierenden Partikeldichte als Referenzebene für das statistische Modell gewählt (Nummer der Ebene: 3). Die orts aufgelösten Partikeldichten werden aus den Messungen pro Ebene durch eine Mittelung der Ortskoordinaten der Partikel pro Bild abgeleitet. Das Schutz- und Fördergasvolumen wird dabei so angepasst, dass der Restsauerstoff in der Bearbeitungsebene unter einem Grenzwert bleibt und der Abstand Düsenauslassöffnung - Pulverfokus maximal $0,5\text{...}0,7\ \text{mm}$ größer ist, als der düsenabhängige nominelle Abstand. Das Datenrauschen der Partikeldichten wird mit einer Nurbapproximation nach der Methode der kleinsten Quadrate eliminiert (siehe Abbildung 3).

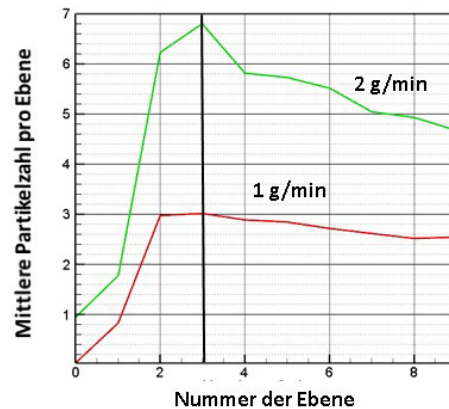


Abbildung 2: Mittlere Partikelzahl pro Bild entlang der Strahlpropagationsrichtung (Fördergas Ar 2.2 L/min, Schutzgas Ar 5 L/min, Kornfraktion 45-90 μm).

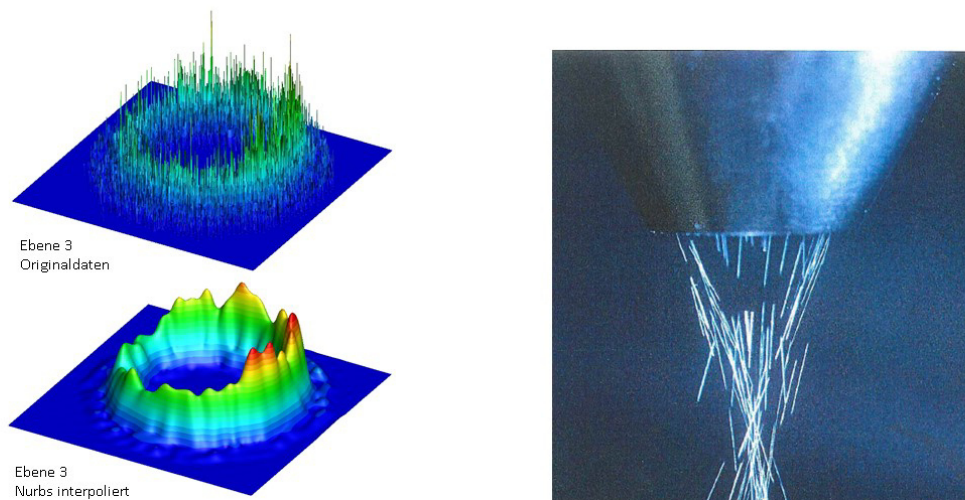


Abbildung 3: Originaldaten der empirischen Partikeldichte (links, oben) und Partikeldichte nach Nurbsapproximation (links, unten) und Momentaufnahme der Partikeltrajektorien mit einer Belichtungszeit von 1/500 Sekunde.

Gemäß einer Momentaufnahme der Partikeltrajektorien (siehe Abbildung 3, rechts) können die Trajektorien zwischen Düsenauslassöffnung und Bearbeitungsebene als gerade Linien angenommen werden. Für das statistische Modell werden die freien Parameter der Verteilungen bzgl. Position und Richtung der Trajektorien (siehe Abbildung 4) so angepasst, dass der Fokusbereich und dessen Position mit den experimentell ermittelten Werten übereinstimmen. Danach werden die Partikeltrajektorien nochmal mit der Referenzpartikeldichte gefiltert, so dass die Partikeldichte des statistischen Modells mit der Referenzpartikeldichte übereinstimmt.

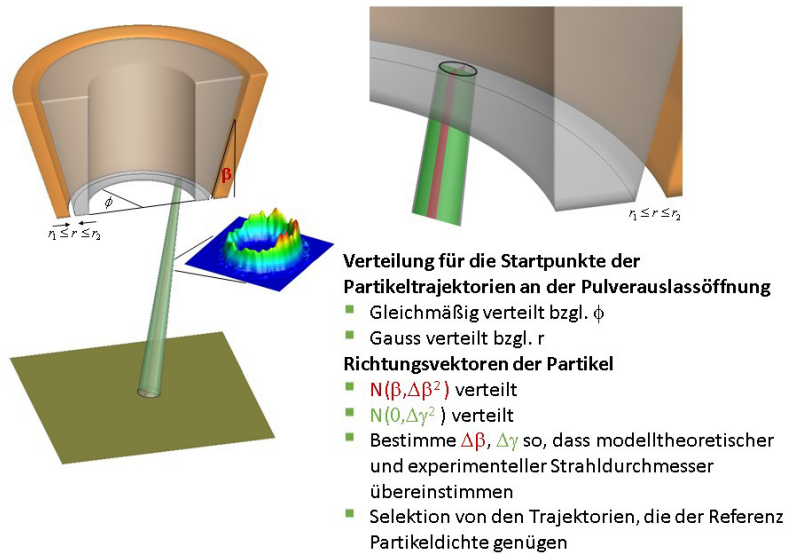


Abbildung 4: Modellannahmen für das statistische Modell bzgl. der Partikeltrajektorien

$$n = \int \underbrace{\rho_p(x, y, z)}_{\text{Partikeldichteverteilung}} dx dy dz \Rightarrow \frac{n}{\Delta z} = \int \rho_p(x, y, z) dx dy$$

Δz : Dicke des ausgeleuchteten Bereiches

$$\Rightarrow \frac{n}{\Delta z} \cdot m_p \cdot v_p = \dot{m}_p \Rightarrow v_p = \dot{m}_p \cdot \frac{\Delta z}{n \cdot m_p} \quad (1)$$

m_p : Partikelmasse, v_p : mittlere Partikelgeschwindigkeit

n : Partikelanzahl, \dot{m}_p : Pulverfördertrate

Gemäß Gleichung 1 lässt sich unter der Annahme, dass alle Partikel den gleichen Durchmesser haben, eine mittlere Partikelgeschwindigkeit ableiten. Diese beträgt 0.770 m/s für eine Fördertrate von 1 g/min und 0.682 m/s für eine Fördertrate von 2 g/min.

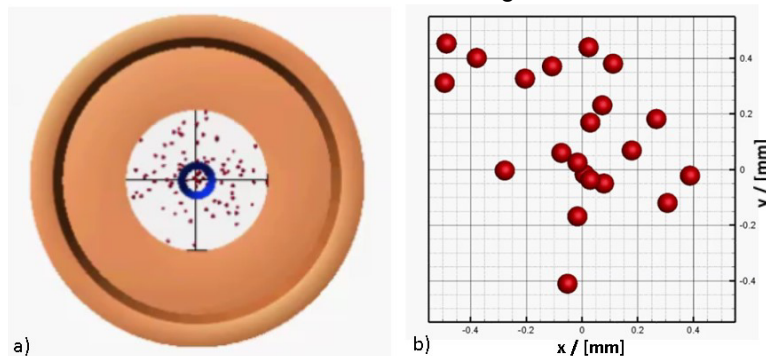


Abbildung 5: Momentaufnahme der Partikel im Zwischenraum Düsenauslassöffnung und Bearbeitungsebene ($z=-8\text{mm}$) (a) und Detaildarstellung auf den Bereich der Strahlausdehnung (b).

Abbildung 5 zeigt eine Momentaufnahme der Partikel im Zwischenraum Düsenauslassöffnung und der Bearbeitungsebene ($z=-8\text{mm}$). Aus diesen Einzelaufnahmen wird durch eine Mittelung der Abschattung der Partikeln von 10^6 Einzelbildern die Transmissionsfunktion (siehe Abbildung 56 berechnet).

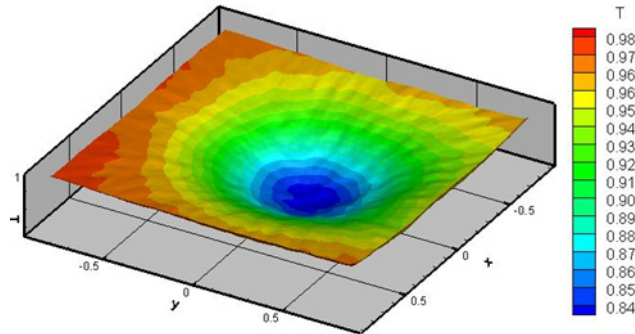


Abbildung 6: Transmissionsfunktion für die Laserstrahlung für die Prozessebene $z=-8\text{mm}$.

Die Abschattung bzw. Transmission (T) der Laserstrahlung hängt ab von der Distanz der Prozessebene zur Düsenauslassöffnung und weist z.B. für einen Abstand von $z=-8\text{mm}$ eine Reduktion der Strahlleistung im Strahlzentrum von 16 % auf (siehe Abbildung 6).

3 Wechselwirkung der Partikel mit der Laserstrahlung

Die mit dem Primes Focus Monitor in verschiedenen z-Ebenen aufgenommenen Leistungsdichteverteilungen sind mit einem Signalrauschen und einem Untergrund überlagert, das durch die Approximation mit einem Super Gauss Fit (Gleichung 2) nach der Methode der kleinsten Quadrate entfernt wird. Diese Approximation erlaubt eine Strahlcharakterisierung gemäß Strahlradius und der Flankensteilheit n der Leistungsdichteverteilung als Funktion von z.

$$I(x, y, z) := I_o(z) \cdot \exp\left(-\left(\frac{r}{r_o(z)}\right)^{n(z)}\right) \quad \text{wobei } r = \sqrt{x^2 + y^2} \quad (2)$$

$$\text{Normierung : } \iint I(x, y, z) dx dy = 1$$

Das Ergebnis für die Laserstrahlkaustik (siehe Abbildung 7) zeigt anhand des Verlaufes für den Exponenten $n(z)$, dass die Leistungsdichteverteilung unterhalb der Düsenausgangsöffnung eine Gauß Verteilung aufweist, im Fokus top hat verteilt ist und im weiteren Verlauf wieder Gauß verteilt ist.

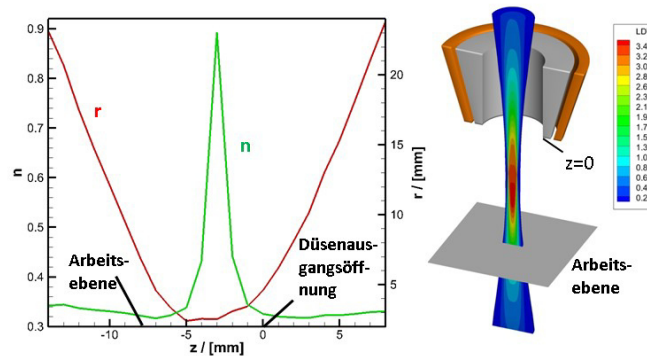


Abbildung 7: Radius und Polynomkoeffizient n(z) entlang der Strahlachse.

Für jedes der 10^6 Partikel wird die absorbierte Laserstrahlenergie entlang seiner Trajektorie orts aufgelöst berechnet (siehe Abbildung 8), und auf Basis der Enthalpiefunktion für den Werkstoff Inconel 718 in eine Partikeltemperatur umgerechnet. Bei einer Laserstrahlleistung von 300 W und einem Absorptionsgrad von 30% erreichen etwa 50% der Partikel die Schmelztemperatur (siehe Abbildung 9). Partikel, die die Verdampfungstemperatur überschreiten werden modellmäßig als Spritzer identifiziert und bleiben in der weiteren Rechnung unberücksichtigt, d.h. gehen für den Prozess verloren. Die Bedeutung der Partikeltemperatur leitet sich ab aus der Randbedingung, die sich aus der Bilanz der Wärmeströme an der Schmelzbadoberfläche ableitet (Gleichung 3).

$$\lambda \cdot \langle \vec{n}, \nabla T \rangle = \underbrace{A \cdot \langle \vec{n}, \vec{I}_{\text{trans}} \rangle}_{\text{transmittierte LDV}} - \underbrace{\varepsilon \cdot \sigma \cdot T^4}_{\text{Strahlungsverlust}} + \underbrace{\rho_{\text{Particle}} \cdot \dot{m}_p \cdot c_p \cdot (\hat{T}_{\text{Particle}} - T_S)}_{\text{Energiebedarf für den Temperatureausgleich Partikel und Schmelzbadoberfläche}}$$

T : Temperatur, λ : Wärmeleitfähigkeit, ρ_{particle} : Partikeldichteverteilung
 c_p : Wärmekapazität, ε : Emissionsgrad, σ : Boltzmann *Strahlungskons tan te*
 \vec{n} : Normalenvektor, LDV : Leistungsdichteverteilung der Laserstrahlung

Je nach Höhe der Partikeltemperatur kann der Temperatureaustausch zwischen den Partikeln und der Schmelze zu einer Energiezufuhr bzw. einem Energieverlust führen.

(3)

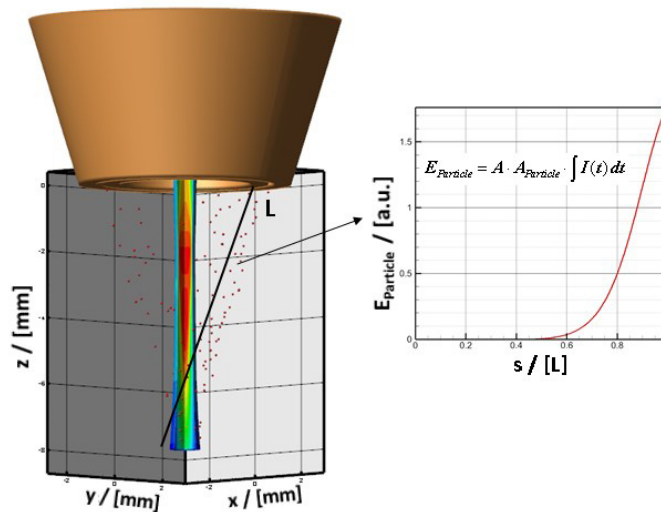


Abbildung 8: Absorbierte Laserstrahlenergie entlang einer ausgewählten Partikeltrajektorie.

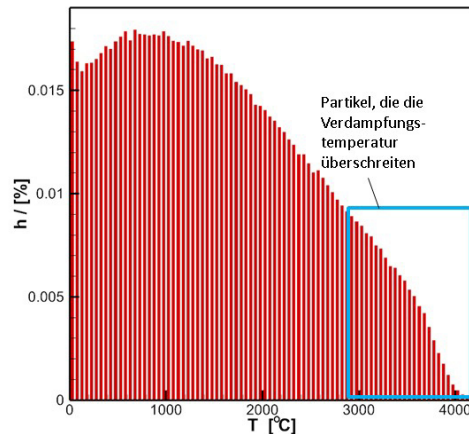


Abbildung 9: Häufigkeitsverteilung der Partikeltemperatur.

4 Berechnung der Schmelzbadoberfläche

Das mathematische Modell für das freie Randwertproblem basiert auf der zeitabhängigen Wärmeleitungsgleichung (Gleichung 4, oben) und der Young Laplace Gleichung (Gleichung 4, Mitte). Die Integration der nichtlinearen partiellen Differentialgleichungen erfolgt mit der Finite-Elemente-Methode mit einer Temperaturgradienten angepassten Vernetzung und linearen Hexaeder Elementen. Die Temperaturabhängigkeit der Materialeigenschaften wird, soweit bekannt, in der Simulation berücksichtigt. Das Stefan Problem für den Phasenübergang fest/flüssig wird nach der Wärmekapazitätsmethode gelöst.

$$\frac{\partial(\rho \cdot c_p \cdot T)}{\partial t} - \text{div}(\vec{v}_{\text{Netz}} \cdot \rho \cdot c_p \cdot T) = \text{div}(\lambda \cdot \text{grad } T)$$

$$\underbrace{\gamma \cdot \frac{1}{2} \cdot \left(\frac{1}{r_1} + \frac{1}{r_2} \right)}_{\text{mittlere Krümmung}} = p_{\text{Schmelze}} - p_{\text{out}} = \Delta p$$

und

(4)

$$\int h(x, y, t) dx dy = V_{\text{Spur}}(t)$$

γ : Grenzflächenspannung, ρ : Dichte, \vec{v}_{Netz} : Netzgeschwindigkeit

p_{Schmelze} : Druck in der Schmelze, p_{out} : Atmosphärendruck, h : Schmelzbadoberfläche

Wenn sich eine Schmelze gebildet hat, wird nach jedem Zeitschritt der Volumenzuwachs durch die zugeführten Partikel durch eine Integration der Partikeldichte über den Flächenbereich oberhalb der Schmelztemperatur durchgeführt. Mithilfe der Young Laplace Gleichung wird auf Basis des aktualisierten Schmelzvolumens eine neue Schmelzbadoberfläche berechnet, unter Bezug auf die Massenbilanz, die besagt, dass das Integral über die Spurgeometrie dem aktuellen Wert des Volumens der Spurgeometrie entsprechen muss. Nachfolgend werden die Knoten des Finite-Elemente Netzes so verschoben, dass eine Kontur angepasste Vernetzung vorliegt. Die Bewegung der Knoten führt zu einer zeit- und ortsabhängigen Netzgeschwindigkeit, die als konvektiver Beitrag in der Wärmeleitungsgleichung berücksichtigt wird.

5 Ergebnisse

Die Modellrechnungen und experimentellen Untersuchungen sind für den Stahl C45 [Material Property Data Base] als Substrat und IN 718 [Pottlacher, 2002] als Zusatzwerkstoff durchgeführt worden. Es wurden Einzelspuren mit einer Laserleistung von $P_L = 250 \text{ W}$, einer Vorschubgeschwindigkeit von $v_v = 500 \text{ mm/min}$ und einem Pulvermassenstrom von $m_p = 1 \text{ g/min}$ hergestellt. Gemäß Gleichung 5

$$\dot{m}_{p,\text{exp}} = v_v \cdot \text{Querschnittsfläche} \cdot \rho \quad (5)$$

ergibt sich aus dem Querschliff der Spur (Abbildung 10) ein Massenstrom von 0.74 g/min . Das ergibt einen Pulverwirkungsgrad von 74%. Dieser Wert stimmt überein mit dem Wert, der sich aus der Integration der Partikeldichte über den Flächenbereich oberhalb der Schmelztemperatur ergibt.

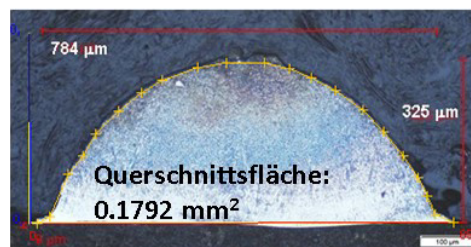


Abbildung 10: Querschnitt ($P_L=250\text{W}$, $m_p = 1 \text{ g/min}$, $v_v = 500 \text{ mm/min}$, Basismaterial: C45, Zusatzmaterial IN718).

Die maximale Prozesstemperatur beträgt ca. $2200 \text{ }^\circ\text{C}$ (Abbildung 10). Nach einer Spurlänge von etwa dem zweifachen Strahldurchmesser wird ein quasistationärer Zustand für den mit dem Bearbeitungskopf mitbewegten Beobachter um den Schmelzbereich erzeugt.

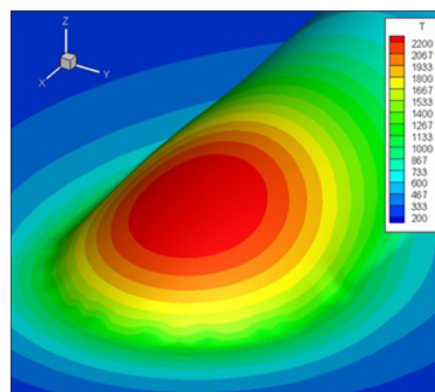


Abbildung 11: Momentaufnahme der Spurgeometrie und des Temperaturfeldes (Parameter siehe Abbildung 10).

Der Vergleich zwischen der experimentell und modelltheoretisch ermittelten Spurquerschnittsfläche (Abbildung 12) zeigt eine sehr gute Übereinstimmung. Aufgrund der signifikant unter-

schiedlichen Materialeigenschaften bzgl. Wärmeleitfähigkeit und Schmelztemperatur bildet sich im Substrat eine nur sehr geringe Aufschmelzzone (Abbildung 12).

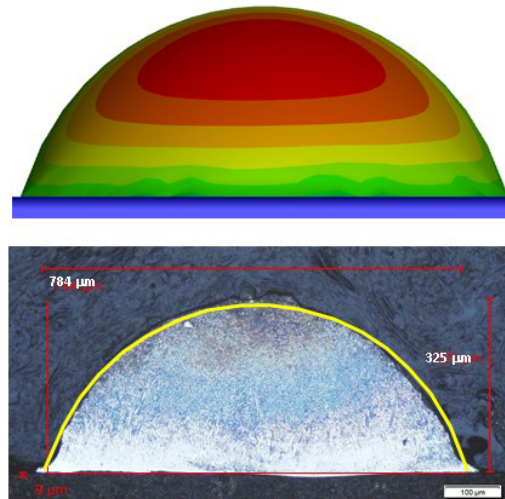


Abbildung 12: Vergleich der modelltheoretischen und experimentiellen Spurgeometrie bzgl. der Querschnittsfläche (Parameter siehe Abbildung 10).

Im Rahmen der Prozessanalyse ist der Prozess mit einer Hochgeschwindigkeitskamera aus verschiedenen Positionen aufgezeichnet worden. Der Vergleich einer Aufnahme aus der Seitenansicht mit dem modelltheoretischen Ergebnis zeigt auch in der Seitenansicht eine sehr gute Übereinstimmung (Abbildung 13).

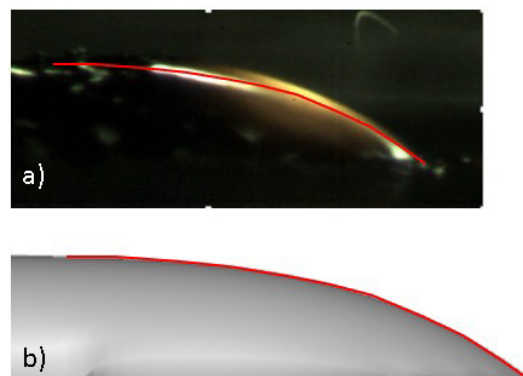


Abbildung 13: Vergleich der modelltheoretischen (b) und experimentiellen Spurgeometrie (a) bzgl. der Seitenansicht (Parameter siehe Abbildung 10).

6 Schlussfolgerungen

Ein dreidimensionales Modell für das Pulver basierte Laserauftragschweißen mit koaxialer Pulverzufuhr wurde abgeleitet. Das Modell berücksichtigt die Wechselwirkung der Laserstrahlung mit den Pulverpartikeln. Die transmittierte Laserstrahlung, die mittlere Partikeltemperatur und der Pulverwirkungsgrad sind Teile der Lösung. Die Geometrie der Schweißspur wird selbstkonsistent berechnet und zeigt eine sehr gute Übereinstimmung mit experimentell ermittelten Ergebnissen von der Geometrie der Schweißspur.

In Zukunft wird das Modell in einer Weise erweitert, die es gestattet auch von der Geometrie her gesehen komplexere Aufgabenstellungen zu bearbeiten. Dazu soll die sogenannte „Immersed boundary method“ [Gornak, 2013] verwendet werden. Zurzeit ist die Modellierung beschränkt auf Schweißraupengeometrien mit einem Kontaktwinkel kleiner 90 Grad entlang der Dreiphasenlinie.

7 Danksagung

Die vorgestellten Untersuchungen wurden im Rahmen des Sonderforschungsbereichs SFB1120 „Bauteilpräzision durch Beherrschung von Schmelze und Erstarrung in Produktionsprozessen“ an der RWTH Aachen durchgeführt und durch die Deutsche Forschungsgemeinschaft e.V. (DFG) finanziert. Für die Förderung und Unterstützung sei an dieser Stelle gedankt.

8 Literatur

Verweisen Sie auf Literatur im Text wie folgt: Nachnamen der Autoren und die Jahreszahl der Veröffentlichung [Aoyama and Otani, 1981]. Das Literaturverzeichnis ordnen Sie alphabetisch nach dem Nachnamen des ersten Autors. Sind mehrere Autoren angegeben, dann listen Sie

Decker, F.-J.: „Beam Distributions Beyond RMS“, SLAC-Pub-6684, Sept. 1994.

Fathi, A., Toyserkani, E., Khajepour, A., and Durali, M.: „Prediction of melt pool depth and dilution in laser powder deposition,“ J. Phys. D 39, 2613–2623 (2006).

Gornak, T.: „A goal oriented survey on immersed boundary methods“, Berichte des Fraunhofer ITWM, Nr. 235 (2013).

Ibarra-Medina, J.: "Development and application of a CFD model of laser metal deposition", Dissertation 2012, University of Manchester.

Mann, S., de Melo, L., Abels, P.: „Measurement of Particle Density Distribution of Powder Nozzles for Laser Material Deposition“, ICALEO 2013-32th International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics, (LIA publication 616) ISBN: 978-0-912035-98-7, pp. 370-375.

Material Property Data Base, www.jahm.com/pages/about_mpdb.html

Patel, C. P., Pate, R. I.: "3d Heat Transfer Analysis and Numerical Modeling of LENSTM Process for One End Stepped Cylindrical Wall by Using Stainless Steel 304", International Journal of Modern Engineering Research, Vol.2, Issue.2, 1736-1740.

Pirch, N. et al.: "Modeling of coaxial single- and overlap-pass cladding with laser radiation", Proc. 37th MATADOR Conference 2012, 377-380.

Pottlacher, G., Hosaeus, H., Kaschnitz, E., Seifert, A.: "Thermophysical properties of solid and liquid Inconel 718 Alloy", Scandinavian Journal of Metallurgy, 2002, 31, 161-168.

Zekovic, S., Dwivedi, R., Kovacevic, R.: "Numerical simulation and experimental investigation of gas–powder flow from radially symmetrical nozzles in laser-based direct metal deposition", International Journal of Machine Tools & Manufacture 47 (2007) 112–123

Zerroukat, M., Chatwin, C.R.: "Computational Moving Boundary Problem", Wiley: New York, 1994.

Yang, N.: "Concentration model based on movement model of powder flow in coaxial laser cladding", Optics & Laser Technology 41 (2009) 94– 98.

Numerische Analyse der Qualitätszielsteuerung beim Additive Metal Deposition von Ti-6Al-4V

Mauritz Möller¹, Markus Heilemann¹, Claus Emmelmann¹

¹ *Institute of Laser and System Technologies, Hamburg University of Technology,
Am Schleusen graben 14, D-21029 Hamburg*

Abstract

Stetig zunehmende Passagieraufkommen im Flugverkehr sowie ein steigender internationaler Wettbewerb in der Luftfahrtindustrie führen zur verstärkten Nachfrage nach effizienten Flugzeugen. Eine zentrale Einflussgröße eines effizienten Lufttransports stellt der Leichtbau der eingesetzten Strukturen dar, um die Leichtbaupotenziale maximal auszuschöpfen, kommen hierbei vermehrt Hochleistungswerkstoffe wie z.B. Titanlegierungen zum Einsatz. Die Herausforderung dieses Ansatzes besteht in dem Zielkonflikt zwischen Leichtbau und kosteneffizienter, konventioneller Fertigung. Während die Anforderungen des Leichtbaus auf eine minimale Bauteilmasse abzielen, führt dies bei konventionell zerspanenden Fertigungsverfahren zu Spanvolumen von bis zu 95 % und damit verbunden großen Kosten. Um diesen Herausforderungen zu begegnen, soll in dieser Arbeit im Gegensatz zur herkömmlichen, subtraktiven Fertigung ein additives Verfahren tiefgreifender untersucht werden. Additive Fertigungsverfahren zeichnen sich dadurch aus, dass nur in den Bereichen Material aufgetragen wird, an denen ein strukturelles oder funktionelles Erfordernis besteht.

Additive Metal Deposition (AMD) ist ein lasergestütztes, generierendes Fertigungsverfahren. Hierbei wird ein pulverförmiger Werkstoff mit einem Trägergasstrom über drei koaxiale Düsen auf das Substrat befördert, um im Fokuspunkt der Pulverdüsen mittels Laserstrahlung mit dem Substrat verbunden zu werden. Charakteristisch für den Prozess sind die hochfokussierte, additive Herstellung von Bauteilen sowie die flexible und unabhängige Handhabung von Bearbeitungskopf und Substrat. Das Verfahren zeigt auf der einen Seite für die Fertigung von Rohbauteilen für die Luftfahrtindustrie große Kosteneinsparungspotenziale. Auf der anderen Seite besteht die Herausforderung der Prozessbeherrschung. Die Vorhersagbarkeit der Prozessergebnisse ist heute nur eingeschränkt möglich und die Steuerung der Qualitätsziele im Rahmen einer Produktion noch nicht hinreichend untersucht.

Vor diesem Hintergrund wird in dem vorliegenden Beitrag ein Simulationsmodell zur Beschreibung der Prozessphänomene entwickelt, um die Wechselwirkungen im additiven Fertigungsprozess zu beschreiben sowie deren Auswirkungen auf die Qualitätsziele zu bestimmen.

Abschließend werden diese Größen quantifiziert und für eine Definition von Toleranzbereichen sowie an einer prototypischen Anwendung validiert. Die Ergebnisse werden genutzt, um einen Ausblick auf eine Möglichkeit der aktiven Steuerung der Qualitätsziele bei der additiven Fertigung von dreidimensionalen Strukturen zu präsentieren.

Herausforderungen vereinfachender Modellierung bei der numerischen Berechnung von Schweißeigenstressungen in Mehrlagenschweißnähten

Jakob Klassen¹, Thomas Nitschke-Pagel und Klaus Dilger

*Institut für Füge- und Schweißtechnik, Technische Universität Braunschweig, Langer Kamp 8, 38106
Braunschweig, Deutschland
¹j.klassen@tu-braunschweig.de*

Abstract

Die Bedeutung der Schweißeigenstressungen für die Lebensdauer geschweißter Konstruktionen ist hinreichend bekannt. Die Kenntnis über das vorliegende Eigenstressungsfeld ist folglich bereits bei der Auslegung von Schweißkonstruktionen von großem Interesse. Da die Messtechnische Bestimmung oft nur eingeschränkt oder gar nicht möglich ist, sind Konstrukteure stets bemüht den Eigenstressungszustand mit Hilfe geeigneter Schweißfolgen günstig zu beeinflussen. Diese Möglichkeiten stoßen jedoch bei Montagestößen großer Strukturen mit hohen Nahtdichten sowie sich gegenseitig beeinflussenden Schweißdetails unweigerlich an ihre Grenzen. Die numerische Schweißsimulation mit Hilfe der Finiten Elemente Methode verspricht hier Abhilfe. Heutige Desktopcomputer verfügen über ausreichende Rechenleistung zu erschwinglichen Preisen, sodass die Schweißsimulation als Ingenieurwerkzeug vermehrt eingesetzt werden kann und wird. Die Herausforderung bei der Schweißstruktursimulation, wie bei jeder anderen Anwendung der numerischen Simulation auch, ist neben der Validierung der numerischen Modelle insbesondere die Prüfung der meist farbreichen Ergebnisplots auf ihre Plausibilität.

Dieser Beitrag soll einige Möglichkeiten sowie Grenzen der Schweißstruktursimulation großmaßstäblicher und mehrlagig geschweißter Montagestöße aufzeigen. Hierzu werden anhand ausgewählter Beispiele die einzelnen Schritte der numerischen Eigenstressungssimulation aufgezeigt sowie die jeweilig möglichen Fehlerquellen diskutiert. Im Fokus der Untersuchungen steht die Vereinfachungsmethode des Zusammenfassens mehrerer Schweißraupen zu großen Schweißlagen, um Rechenzeiten signifikant zu reduzieren. Die Grenzen dieser Methode werden anhand von experimentell Ermittelten Eigenstressungsmessungen mit dem Röntgenbeugungs- und Neutronenbeugungsverfahren diskutiert

Numerische Simulation von Schweißverzug und -eigenspannungen an plasma-auftraggeschweißten hoch beanspruchbaren Werkzeuggeometrieflächen

Khaled Alaluss und Peter Mayr

Institut für Füge- und Montagetechnik, Technische Universität Chemnitz, Deutschland
E-Mail: khaled.alaluss@mb.tu-chemnitz.de
E-Mail: peter.mayr@mb.tu-chemnitz.de

ZUSAMMENFASSUNG

Der durch den Schweißprozess bedingte örtlich begrenzte Wärmeeintrag führt im Bauteil neben einer Gefügebeeinflussung zur Bildung von Schweißverzug und -eigenspannung. Infolge der Besonderheiten beim Auftragschweißen großer Schweißgutvolumina, z. B. stark abweichende Eigenschaften zwischen Grund- und Auftragwerkstoff und asymmetrischer Wärmeeintrag, sind die entstehenden Schrumpfungen, Verformungen und Eigenspannungen besonders kritisch. Diese können zur Maß- und Formabweichung sowie Bildung von Bauteilrissen führen. Mittels des aufgebauten thermomechanischen Simulationsmodells wurden der schweißbedingte Verzug und die Eigenspannung während der Herstellung von Werkzeugfunktionsflächen eines Querwalzwerkzeugs aus verschleißfesten Werkstoffen vorausbestimmt und analysiert. Anhand der modellierten Ellipsoidschweißwärmequelle für Plasma-Pendelschweißprozess wurden die Temperaturfelder und deren Gradienten als zeitabhängige Größe ermittelt. Darauf aufbauend wurden mittels einer gekoppelten thermisch-elastisch-plastischen strukturmechanischen Analyse die schweißbedingten Verformung und Eigenspannung vorausbestimmt. Anschließend wurden werkstoffliche, konstruktive und fertigungstechnische Maßnahmen wie Aufbringen von zähen Pufferschichten, Bauteilvorwärmen und -festeinspannen zur Minimierung der entstehenden Bauteilverformung und -eigenspannung simulativ untersucht und bewertet. Die erreichten Simulationsergebnisse der Temperaturfeldverteilung und des Verformungs- und Eigenspannungszustandes zeigten eine gute Übereinstimmung mit den experimentell ermittelten Resultaten. Der Unterschied lag zwischen 10 – 15%. Auf Grundlage der gewonnenen Erkenntnisse wurde abschließend eine Plasma-Auftragschweißtechnologie erarbeitet, mit der die Herstellung von beanspruchungsgerechten Funktionskonturen des betrachteten Werkzeugteils mit minimaler Bauteilverformung und -eigenspannung möglich war.

1 Einleitung

Werkzeuge der metallverarbeitenden Industrie unterliegen in der Praxis komplexe thermomechanische Beanspruchungen. Dabei treten hohe Verschleiß-, Korrosions- und Temperaturbeanspruchungen an den Werkzeugoberflächen auf. Für die durchgeführten Untersuchungen wurde das erste Segment des Querwalzwerkzeugs als Anwendungsbauteil einbezogen, das zur effektiven Herstellung von Wellen und ähnlichen Halbzeugen eingesetzt wird. An den Werkzeugoberflächen treten Druck-Scher-Beanspruchung, thermisch induzierte Spannungen und Verschleißwirkung durch abrasive Wirkung und adhäsive Abtrag auf, vgl. Abbildung 1 auf. Weiterhin wird die Werkzeugoberfläche mittels der Rohlings-Temperatur (1200 °C) stark thermisch beansprucht. Die Herstellung der Werkzeuggeometrien wird durch unterschiedlichste Fertigungsverfahren realisiert, wobei die gestellte Oberflächenanforderung durch das Auftragschweißen erreicht werden kann. Als Schweißverfahren wurde das Plasma-Auftragschweißen aufgrund zahlreicher verfahrensspezifischer Vorteile ausgewählt [Alaluss 2001a, Alaluss und

Matthes 2004]. Mit diesem Schweißverfahren wird zum einen eine minimale thermische Belastung von Schicht- und Grundwerkstoff erreicht und zum anderen ist eine sichere und reproduzierbare Schichtqualität gewährleistet. Ziel dieser Untersuchungen war die Erhöhung der Werkzeugstandzeit durch Verbesserung seiner thermomechanischen Eigenschaften.

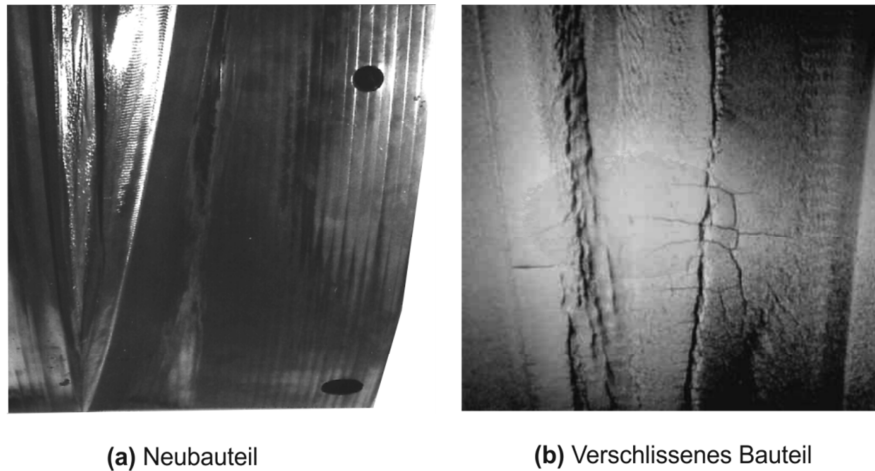


Abbildung 1: komplexe Beanspruchung und Verschleißwirkung am Querwalzwerkzeug

In diesem Beitrag wird ein thermomechanisches Simulationsmodell zur Vorausbestimmung der an plasma-auftraggeschweißten Werkzeuggeometrieflächen entstehenden Temperaturfelder, Verformungen und Eigenspannungen vorgestellt. Die Auswirkungen von Änderungen in der Schweißtechnologie (z. B. Optimierung der Prozessparameter/Abkühlbedingungen, Bauteilvorwärmen -festeinspannen und Aufbringen von Pufferschichten) wurden gezeigt und diskutiert. Auf Grundlage der gewonnenen Erkenntnisse wurde eine Plasma-Auftragschweißtechnologie zur Herstellung von Werkzeugfunktionsflächen erarbeitet.

2 Thermomechanisches Simulationsmodell für Vorausbestimmung von Schweißverformungen und -eigenspannungen

2.1 Grundlegende Gleichungen für thermisch-elastisch-plastische Verformungs- und Spannungsanalyse

Für die Bestimmung der schweißbedingten Verformungen und Eigenspannung an plasma-auftraggeschweißten Bauteilen wurde ein thermomechanisches FE-Modell erarbeitet. Dafür wurden FE-Simulationen als zeitabhängige Größen mit einem nichtlinearen Prozessverhalten für Temperaturfeldberechnung und darauf aufbauend thermisch-elastisch-plastische strukturelle Analyse zur Berechnung der Verformung und Eigenspannung durchgeführt. Als erster Schritt erfolgte mit dem implementierten Wärmequellenmodell die Modellierung und numerische Berechnung der zeitabhängigen dreidimensionalen Temperaturverteilung im Schweißnahtbereich und seiner Umgebung. Anschließend wurde eine gekoppelte thermo-elastisch-plastische Strukturanalyse für die geschweißten Auftragschichten an einem Demonstratorbauteil – Werkzeug realisiert. Hierbei wurde die instationäre Temperaturfeldverteilung und die dadurch resultierende Bauteilverformungen und -eigenspannung ermittelt, analysiert und daraus signifikante Einflussgrößen auf ihre Entstehung abgeleitet. Für ihre Minimierung wurden werkstoffliche, konstruktive und technologische Maßnahmen untersucht und bewertet. Mit den definierten Zustandsgleichungen kann die thermo-elastisch-plastische Simulationsanalyse durchgeführt werden, wobei die Verknüpfung der äußeren Belastungen und der resultierenden Verschiebungen über sog. Steifigkeitssysteme erfolgt [Alaluss and Semmler 2006]. Als Ausgangsbasis für die Berechnung der Schweißverformung und -eigenspannung sind die auftre-

tenden Temperaturfelder, die Gefügeumwandlung infolge Umwandlungsdehnung und -plastizität sowie das mechanische Werkstoffverhalten zu betrachten. Als Zustandsgrößen gelten somit die:

- Belastungen, äußere Kraftgrößen,
- Verschiebungen, Verdrehungen (äußere Weggrößen),
- Spannungen (innere Kraftgrößen) und
- Dehnungen (innere Weggrößen).

Um das strukturmechanische Problem vollständig formulieren zu können, ist zu den Grundgleichungen die Einbeziehung der mechanischen Anfangs- und Randbedingungen erforderlich. Zur Modellierung der Wärmewirkung beim Schweißen soll der ins Bauteil eingebrachte Gesamtwärmestrom bestimmt werden. Dieser kann anhand der verwendeten Prozessparameter beim Plasma-Auftragschweißen unter Berücksichtigung des thermischen Wirkungsgrades und der Radialverteilung der Wärmestromdichte des Plasmalichtbogens bestimmt werden. Die Temperaturfeldverteilung wird durch die instationäre und nichtlineare Wärmebilanzgleichungen der Fourier-Kirchhoff Wärmeleitungsgleichung (1) [Goldak 1984, Radja 2001b] beschrieben:

$$c\rho v_s \frac{\partial T}{\partial t} = \nabla(\lambda \nabla T) - \nabla(c\rho \bar{v} T) + Q_B \quad (1)$$

Bei Vernachlässigung der Schmelzbadkonvektion für eine bewegte Wärmequelle mit einer konstanten Schweißgeschwindigkeit (v_s) und einer Brennerleistung (Q_B) wird die Gleichung (2) in einem mit der Quelle bewegten Koordinatensystem so formuliert:

$$c\rho v_s \frac{\partial T}{\partial x} = \nabla(\lambda \nabla T) + Q_B \quad (2)$$

Grund- und Zusatzwerkstoff werden jeweils als homogen und isotrop betrachtet, wobei aber die thermophysikalischen Parameter Wärmeleitfähigkeit (λ), spezifische Wärmekapazität (c) und Dichte (ρ) von der Temperatur abhängig sind. Beim Plasma-Auftragschweißen wird eine ellipsoidbewegte Wärmequelle auf einem örtlich begrenzten Verteilungsfleck mit einer normal verteilten Wärmestromdichte in Form einer Gaußschen Funktion (vgl. Abbildung 2) angenommen. Für die Modellierung der Randbedingungen werden allseitig temperaturabhängige Wärmeverluste in Form von Wärmestrahlung und -übergang mit der Wärmeübergangszahl infolge der freien Konvektion (α_k), des Emissionskoeffizienten (ε) und der Strahlungszahl (C_0) benutzt, wobei die Strahlung nur auf der Oberseite signifikant (an der Bauteilunterseite wird $\varepsilon = 0$ gesetzt, T – Bauteiltemperatur und T_0 – Umgebungstemperatur) ist.

$$-\lambda \frac{\partial T}{\partial n} = \alpha_k(T - T_0) + \varepsilon C_0(T^4 - T_0^4) \quad (3)$$

Mit dem lokalen Erwärmen des Bauteiles bildet sich eine ungleichmäßige Wärmeausdehnung, wobei die Ausdehnung der warmen Bereiche durch die kältere Umgebung verhindert wird. Dies führt zur Bauteilspannungsbildung. Die Spannungen können die Fließgrenze erreichen, die mit steigender Temperatur sinkt, so dass plastische Verformungen entstehen. Nach dem Abkühlen bleiben Eigenspannungen und Verformungen zurück. Die Gesamtdehnung setzt sich aus elastischer, plastischer, umwandlungsinduzierter und thermischer Dehnung zusammen.

$$\varepsilon_{ges} = \varepsilon_{el} + \varepsilon_{pl} + \varepsilon_{um} + \varepsilon_{th} \quad (4)$$

Bei vielen Werkstoffen gilt ein linear-elastisches Materialverhalten nur in einem begrenzten Anfangsbereich der Belastung. Die aufgrund einer Belastung hervorgerufenen Verformungen des Werkstoffes sind in diesem Fall reversibel, d. h., nach einer Entlastung des Werkstoffes bleiben keine Verformungen zurück. Für die elastische Dehnung liegt das Hooke'sche Gesetz zugrunde. Für die Berechnung der elastischen Dehnungsanteile sind der Elastizitätsmodul und die Querkontraktionszahl notwendig, welche temperaturabhängig sind. Infolge großer Belastungen wird das Spannungs-Dehnungs-Verhalten nichtlinear oder weist Belastungsgrenzen auf.

Übersteigt die Spannung die Fließspannung, so wird das Material plastisch verformt. Diese plastische Verformung vermindert die Spannungen und tritt nach der Entlastung als bleibende Formänderung im Werkstück auf. Für die Ermittlung der plastischen Dehnung ist die Verbindung von Fließbedingung, Fließ- und Verfestigungsgesetz erforderlich. Mit der Fließbedingung wird die Belastungsgrenze eines Werkstückes festgelegt.

2.2 Wärmequellenmodell für den Plasma-Pendelschweißprozess

Bei der Struktursimulation von Schweißvorgängen wird der durch den Brenner in das Bauteil eingebrachte Wärmeeintrag mittels des erarbeiteten Wärmequellenmodells beschrieben. Dies legt die Verteilung der Quellstärke (Leistungsdichte) um die Schweißstelle fest. Zur Darstellung der Schweißwärmequelle beim Plasmaschweißen wurde ein Ellipsoidquellmodell nach Goldak [Goldak 2005] verwendet. Es wurde in der Schweißstelle ein kartesisches Koordinatensystem mit Ortskoordinaten x, y, z eingeführt, dessen x -Achse in Vorschubrichtung und dessen z -Achse in Richtung der Brennernormalen zeigt. Angenommen wurde, dass die Quellstärke (q) innerhalb eines Halbellipsoids (E) mit:

$$E = \left\{ (x, y, z) \left| \frac{x^2}{r_x^2} + \frac{y^2}{r_y^2} + \frac{z^2}{r_z^2} \leq 1, z \geq 0 \right. \right\} \quad (5)$$

normal verteilt ist, d. h.

$$q(x, y, z) = q_0 \cdot \exp \left[-C_1 \cdot x^2 - C_2 \cdot y^2 - C_3 \cdot z^2 \right] \text{ für } (x, y, z) \in E \quad (6)$$

Dabei sind C_1, C_2, C_3 Parameter. Die noch unbekannte maximale Quellstärke ($q_0 = 0, 0, 0$) wird so bestimmt, dass die durch die Schweißwärmequelle übertragene Leistung (Q) der Brennerleistung (Q_B) entspricht. D. h.:

$$Q = \int_E q(x, y, z) dV = Q_B \quad (7)$$

Die durch den Brenner eingebrachte Leistung (Q_B) ist eindeutig durch Schweißstrom (I_s), Schweißspannung (U_s) und Brennerwirkungsgrad (η_B) bestimmt:

$$Q_B = \eta_B U_s \cdot I_s \quad (8)$$

Damit kann gezeigt werden, dass die durch Goldak eingeführte Wärmequelle nur ca. 89 % der Brennerleistung (Q_B) überträgt. In diesen Untersuchungsarbeiten wurde (q_0) so definiert, dass Gleichung (7) exakt erfüllt wird:

$$q_0 = \frac{6\sqrt{3}Q_B}{C r_x r_y r_z \sqrt{\pi^3}} \quad (9)$$

Die Quellstärke-Verteilung wird mit Einsetzung der einzelnen Gleichungen somit beschrieben:

$$q(x, y, z) = \begin{cases} \frac{6\sqrt{3}Q_B}{C r_x r_y r_z \sqrt{\pi^3}} \exp \left[-\frac{3x^2}{r_x^2} - \frac{3y^2}{r_y^2} - \frac{3z^2}{r_z^2} \right], & \text{für } (x, y, z) \in E \\ 0, & \text{sonst} \end{cases} \quad (10)$$

Für das Ellipsoid-Modell werden demnach vier Parameter benötigt:

- die Brennerleistung (Q_B),
- die Halbachsen des Halbellipsoids r_x, r_y und r_z .

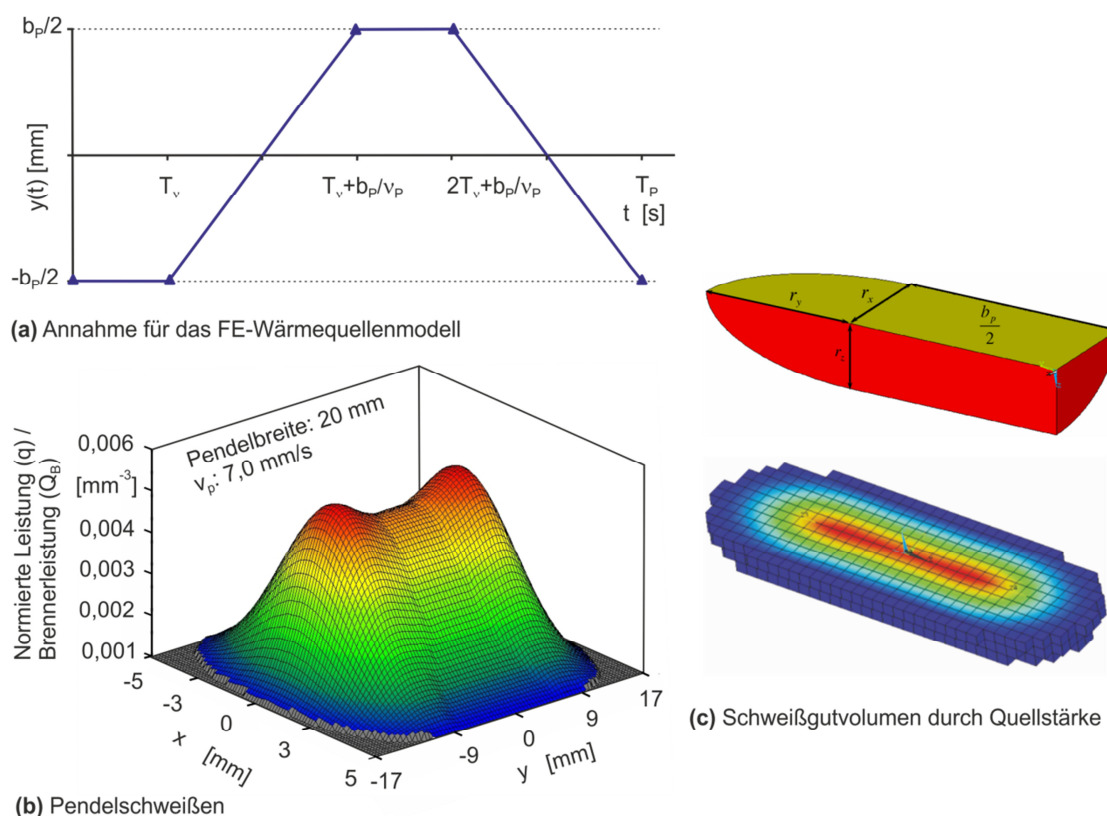


Abbildung 2: Wärmequellenmodell – Plasma-Auftragschweißen als Ellipsoidschweißwärmequelle

Für eine bereite Schweißnaht wurde zusätzlich zur Vorschubbewegung längs der Raupenachse noch eine pendelnde Bewegung senkrecht dazu ausgeführt, vgl. Abbildung 2a. Das Pendeln besteht idealisiert aus vier Abschnitten:

- Stillstand des Brenners an einem Umkehrpunkt während einer Verweilzeit (T_v),
- Bewegung des Brenners mit konstanter Geschwindigkeit (v_p) zum zweiten Umkehrpunkt,
- Stillstand des Brenners am zweiten Umkehrpunkt während der Verweilzeit (T_v),
- Bewegung des Brenners mit konstanter Geschwindigkeit (v_p) zum ersten Umkehrpunkt.

Der Abstand zwischen den beiden Umkehrpunkten ist die sogenannte Pendelbreite (b_p). Die Periodendauer (T_p) des Pendelns lässt sich somit berechnen durch:

$$T_p = 2T_v + 2 \frac{b_p}{v_p} \quad (11)$$

Bei einer Pendelschweißung führt der Brennerkopf zusätzlich zur Vorwärtsbewegung mit konstanter Geschwindigkeit (v_s) eine schnelle zur Vorschubbewegung (v_s) senkrechte Pendelbewegung mit der Pendelgeschwindigkeit (v_p) über die Pendelbreite (b_p) aus, so dass gilt:

$$\begin{pmatrix} x \\ y \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} x_0 + v_s \cdot t \\ b_p \sin\left(\frac{\pi \cdot v_p}{2b_p} \cdot t\right) \end{pmatrix} \quad (12)$$

Es ist möglich, eine solche Pendelbewegung mit einer bewegten Ellipsoidquelle nach Gleichung (10) zu modellieren, jedoch muss dazu die zeitliche Diskretisierung des transienten Wärmeleitproblems sehr fein erfolgen. Dadurch steigt der Berechnungszeitaufwand, was vor allem bei einer dreidimensionalen Simulation sehr zeitintensiv werden kann. Daher wurde eine Ersatz-

quelle $q(x, y, z)$ modelliert, die als Zeitmittelung einer Ellipsoidquelle über eine Periode der Pendelbewegung entsteht:

$$q(x, y, z) = \frac{1}{T_P} \int_0^{T_P} q(x, y_P(t) - y, z) dt \quad (13)$$

Mit der Messung des Pendelweges über die Zeit mittels Wegaufnehmer kann die Wärmequellenverteilung über die Schweißnahtbreite genau definiert werden. Hierbei können die Variation der Pendelbereiche, -geschwindigkeit und der Verweildauer in Wendepunkten ermittelt werden, vgl. Abbildung 2. Bei einer Pendelschweißung entsteht durch die im Vergleich zur Vorschubgeschwindigkeit hohe Frequenz eine annähernd rechteckige, breite Naht. Als Wärmeeinbringung wird an den Umkehrpunkten des Schweißbrenners ein höherer Wärmestrom verursacht.

2.3 Diskretisierung der Bauteilgeometrie und Definition der temperaturabhängigen Werkstoffdaten

Die Modellierung des Bauteils – erstes Segment eines Rundbackenquerwalzwerkzeugs erfolgte hinsichtlich der Geometrie, der temperaturabhängigen Werkstoffdaten und der zugehörigen Anfangs- und Randbedingungen. Die FE-Berechnungen wurden am CAD-Modell entsprechend der vorgegebenen Bauteilabmessungen, siehe Abbildung 3a, durchgeführt. Die nichtlineare instationäre Temperatur- und Spannungsfeldanalyse wurde mit geeignetem Elementtypen realisiert. Die Modellgeometrie wurden mit 20-Knotenelementen „Solid 90“ diskretisiert, die für einen dreidimensionalen Fall geeignet sind. Das FE-Netz besteht aus einer höheren Anzahl von Elementen und feineren Netzdichte in den Auftragschichten und der WEZ, um den großen zu erwartenden Temperatur- und Spannungsgradienten ermitteln zu können siehe Abb. 3b. Das FE-Modell wurde zur Untersuchung der Einflüsse von Schweißprozessparametern, Anzahl der Schweißlagen (Hart- und Pufferschichten) und konstruktiv-technologischen Maßnahmen wie Bauteilvorwärmen, -festeinspannen auf die Bauteilverformung und -eigen-spannung genutzt.

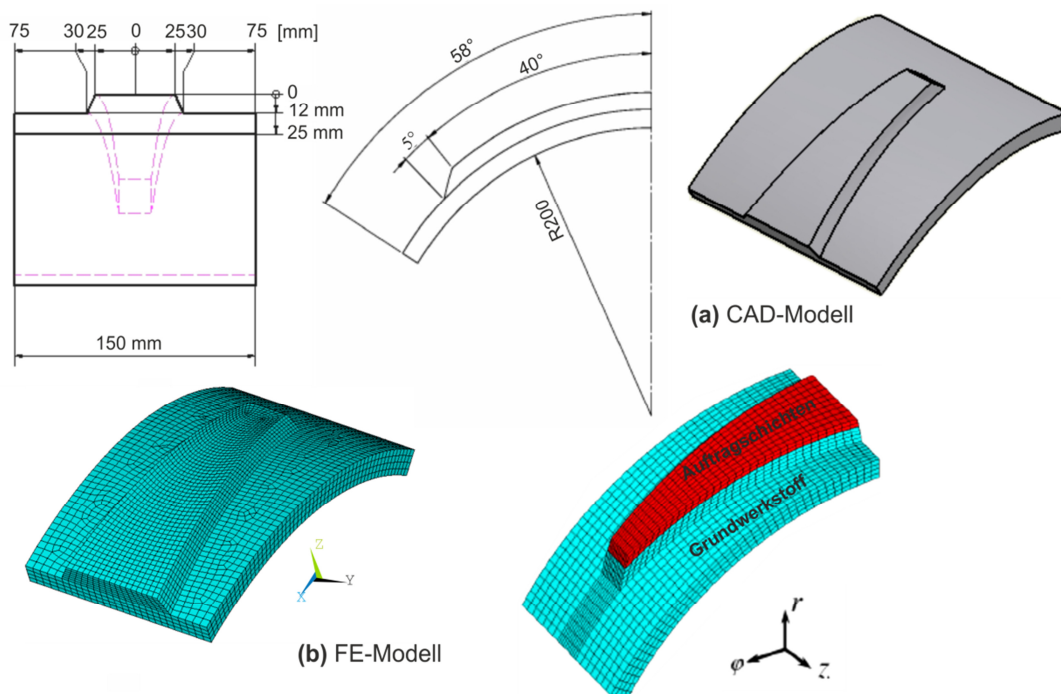


Abbildung 3: Anwendungsbauteil – Werkzeug (a) CAD-Modell, (b) FE-Modell – vernetzte Geometrie – Randbedingungen

Die notwendigen temperaturabhängigen thermomechanischen Werkstoffkennwerte der verwendeten Werkstoffe wie Grundwerkstoff: Warmarbeitsstahl X40CrMoV5-1 „1.2344“ und Zusatzwerkstoffe Eisenbasislegierung (PS Fe-hard D) als Hartschicht sowie Nickelbasislegierung (Ni 625) als Pufferschicht wurden aus den Literaturquellen [Touloukian 1979, Richter 1983 und Alaluss 2001a] entnommen und zum großen Teil von Werkstoffherstellern bereitgestellt. Diese Daten wurden als temperaturabhängige Funktion für die FE-Berechnungen angewendet. Der Wärmeausdehnungskoeffizient ist eine der bestimmenden Größen für die Berechnung der thermomechanischen Spannungen, deshalb wurden die Werte für den Aufheizvorgang von Raumtemperatur bis zur Schmelztemperatur und den Abkühlvorgang entsprechend verwendeter Werkstoffe ermittelt und im Rechenmodell integriert. Ebenfalls wurde das Fließ- und Verfestigungsverhalten der Werkstoffe in Abhängigkeit der Temperatur bestimmt. Weiterhin hängt die Temperaturverteilung im Bauteil neben den genannten thermischen Randbedingungen bei der Wärmequellenmodellierung stark von der Wärmeübergangszahl (α) und dem Emissionsgrad (ε) ab, die ebenfalls in den durchgeführten Berechnungen berücksichtigt wurden. Diese wurden anhand der im Abschnitt 2.1 beschriebenen Gleichungen erfasst und beschrieben. Als mechanische Randbedingung wurden die Starrkörperbewegungen ausgeschlossen. Die Simulationsrechnungen erfolgten somit in folgender Vorgehensweise:

- Vorwärmen des Bauteiles auf $T = 450 \text{ °C}$,
- aktiver Schweißprozess und kurze Abkühlzeit für Zwischenlagentemperatur,
- aktiver Schweißprozess bis zur Gesamtschweißung der Konturflächen,
- lange Abkühlzeit bis zu vollständiger Bauteilabkühlung.

3 Berechnungsergebnisse

3.1 Temperaturfeldverteilung

In Abbildung 4a sind die berechneten Temperaturverteilungen am auftraggeschweißten Anwendungsbauteil – Werkzeug bei der Schweißung der Konturflächen dargestellt. Die Spitzentemperatur liegt bei der Schmelztemperatur des Stahls, was durchaus der Realität entspricht. Die entstandenen Isothermen durch die bewegte Wärmequelle bei der Schweißung der Konturflächen bauchen sich quer zur Schweißlagenrichtung, und es erfolgt im Bereich der Wärmeinflusszone ein schroffer Temperaturabfall. Infolge der Bauteiltemperaturzunahme mit fortschreitender Auftragschweißung nimmt die Spitzentemperatur des Schmelzbades zu, wobei der Temperaturanstieg infolge des Wärmestaus am Schweißlagenende deutlicher ausgeprägt ist.

GW: X40CrMoV5-1, ZW: PS Fe-hard D, Anzahl der Auftragschichten: 4

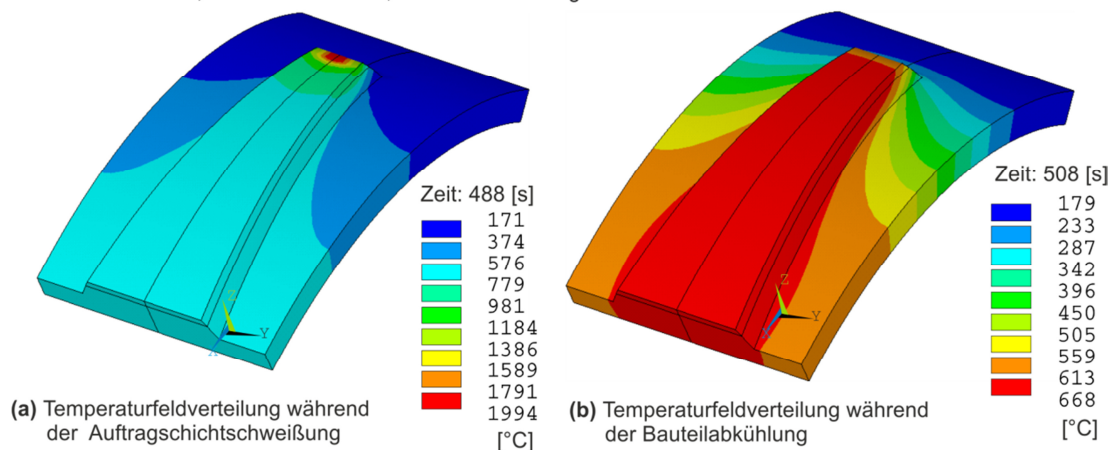


Abbildung 4: FE-berechnete Temperaturfeldverteilung am auftraggeschweißten Anwendungsbauteil – Werkzeug

Weiterhin zeigt Abbildung 4.b die Temperaturfeldverteilung während der Bauteilabkühlung bei einer definierten Abkühlzeit. Nach Beendigung des Schweißprozesses und einer definierten Abkühlzeit von 20 s flacht der Temperaturgradient ab. Dadurch verläuft der Temperaturausgleich langsamer zu den entfernten Abständen von der Wärmequelle.

3.2 Verformungen und Eigenspannungen

In den Teilbildern 5a und b ist der Eigenspannungszustand des auftraggeschweißten Bauteils – Werkzeug nach der Schweißung der vier Auftragschichten und vollständiger Bauteilabkühlung auf Raumtemperatur ersichtlich. Bezüglich der Spannungswerte bilden sich im Schweißlagenbereich Zugspannungen aus, die ihren maximalen Wert in der Schweißlagenmitte ($\sigma = 734 - 829$ MPa) besitzen. In den benachbarten Bereichen entstehen ebenfalls Zugspannungen, die mit größerer Entfernung quer zur Mitte kleiner werden. Im Bereich des Grundwerkstoffs bilden sich kleinere Zugspannungen aus, die einen maximalen Wert von 100 MPa erreichen und am Bauteilrand auf null abklingen. In tieferen Gebieten werden die Eigenspannungen im Auftragschicht- und Grundwerkstoffbereich um einen bestimmten Betrag abgebaut. Abbildung 5c zeigt die Verteilung der FE-berechneten Verformungswerte senkrecht zur Bauteilebene nach vollständiger Bauteilabkühlung auf Raumtemperatur. Feststellbar ist, dass eine Bauteilverkürzung und -biegung am Bauteil infolge der plastischen Verformung lokaler Werkstoffbereiche und der Schrumpfung der außerhalb der Schwereachse liegenden Schweißlagen aufgetreten sind.

GW: X40CrMoV5-1, ZW: PS Fe-hard D, Anzahl der Schweißlagen: 4

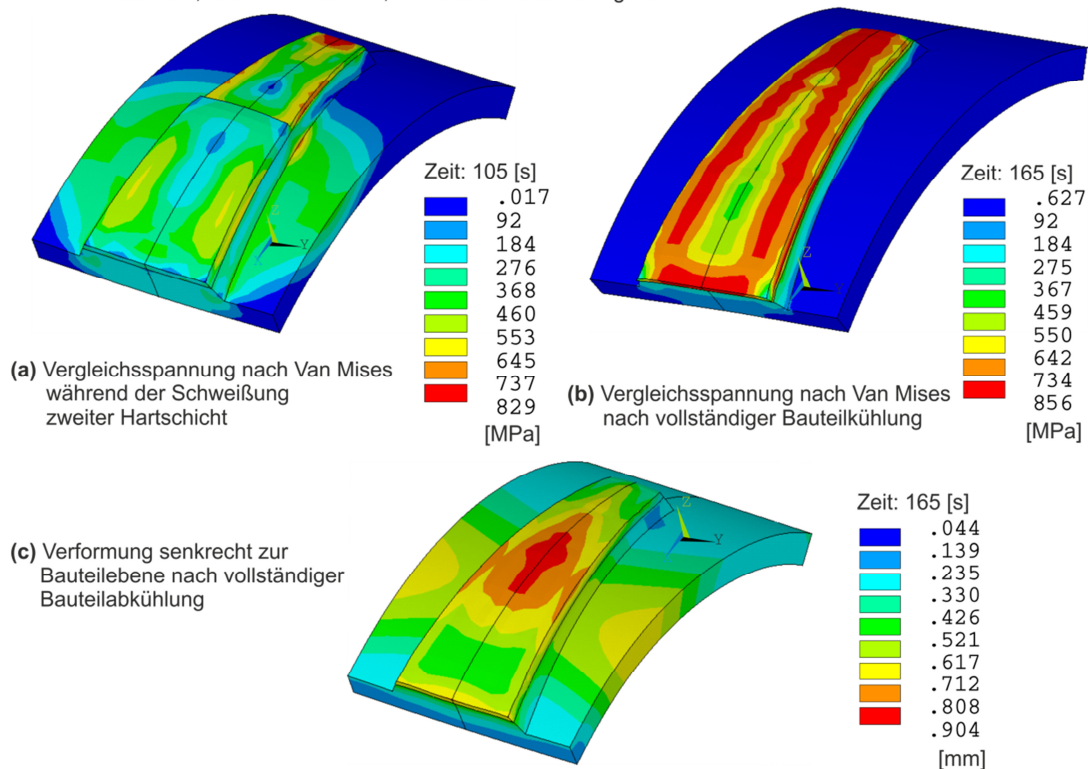


Abbildung 5: Berechnungsergebnisse (a/b)Vergleichsspannung nach Van Mises, (c) Verformung am auftraggeschweißten Bauteil – Werkzeug

3.3 Vergleich der Berechnungsergebnisse mit experimentell ermittelten Werten

In einem ersten Schritt wurde das thermische Teilmodell bzgl. der berechneten Temperaturen verifiziert. An auftraggeschweißten Proben wurden Temperaturen mittels angebrachter Ther-

moelementen am Schweißlagenrand und Grundwerkstoff der Ein- und Zweilagenschweißung gemessen. Die berechneten und gemessenen Temperaturen wurden gegenübergestellt und verglichen, Siehe Abbildung 6a. Daraus war feststellbar, dass eine sehr gute Übereinstimmung zwischen den berechneten und gemessenen Werten trotz der getroffenen Vereinfachungen bei der Netzdichte lag, was für die Berechnung der Schweißverformung und -eigen- spannungen notwendig war. Der Unterschied zwischen berechneten und gemessenen Werten im quellnahen Bereich war $\leq 12\%$. Die auftraggeschweißten Schichtgeometrien waren rechnerisch gut wiedergegeben, vgl. Abbildung 6b.

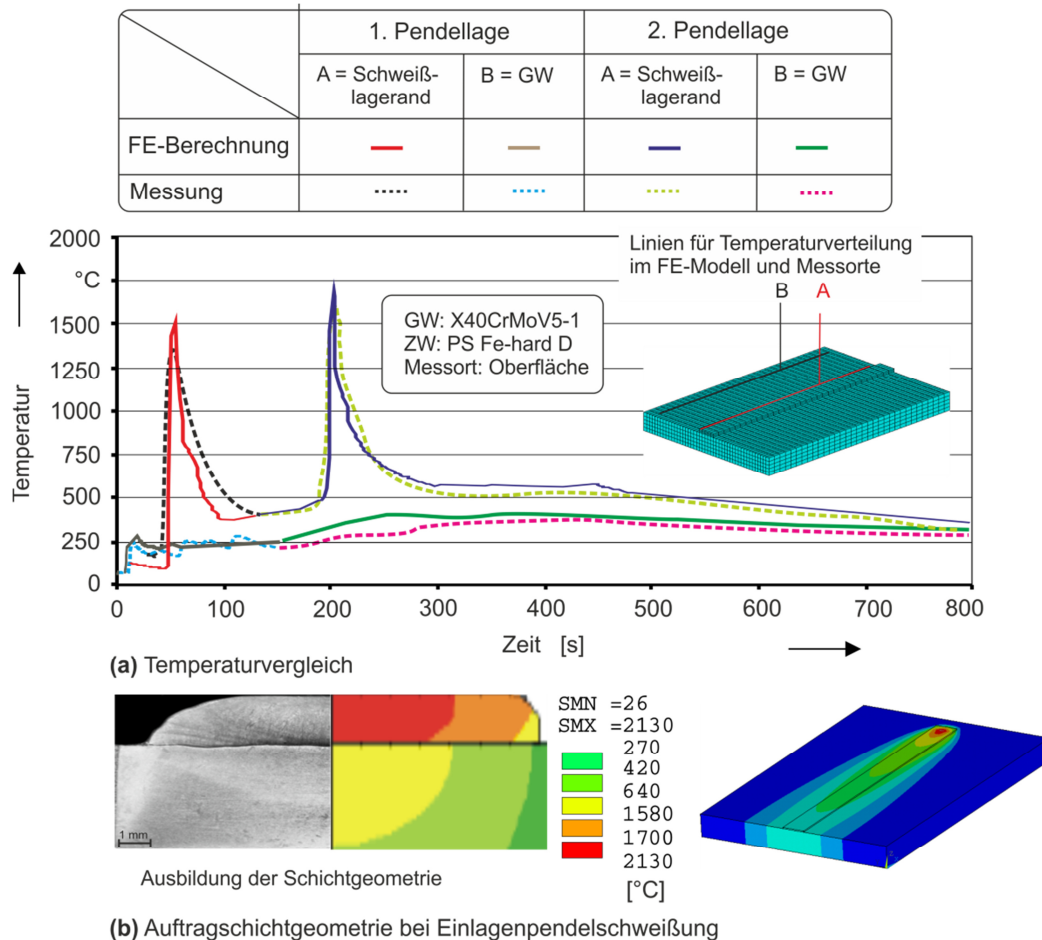


Abbildung 6: Vergleich zwischen berechneten und gemessenen Temperaturwerten

Weiterhin wurde das mechanische Teilmodell hinsichtlich der berechneten Schweißverformungen und -eigen- spannungen validiert. Die Berechnungswerte der Maß- und Formabweichung (Krümmung/Durchbiegung und Winkelverzug) für Vierpendellagen wurden mit den gemessenen Werten mittels eines Mess-Koordinatensystems verglichen. Dabei zeigten die berechneten Werte mit den gemessenen Werten gute Übereinstimmung. Die Differenz war $\leq 12\%$. Die Verifikation des Modells hinsichtlich des Eigenspannungsverhaltens erfolgte anhand der gemessenen Spannungswerte mittels der Bohrlochmethode [N.N. ASTM-Standard 1992] in der Mitte der Schweißlagenzonen, vgl. Abbildung 7. Die berechneten Längs- und Quereigen- spannungswerte zeigten eine gute Übereinstimmung mit den gemessenen Werten. Der Unterschied lag $\leq 15\%$. Somit wurde das erarbeitete FE – thermomechanische Modell für die Bestimmung des Einflusses der konstruktiv-technologischen Maßnahmen zur Minimierung der Verformungen und Eigen- spannungen am auftraggeschweißten Bauteile weiter genutzt.

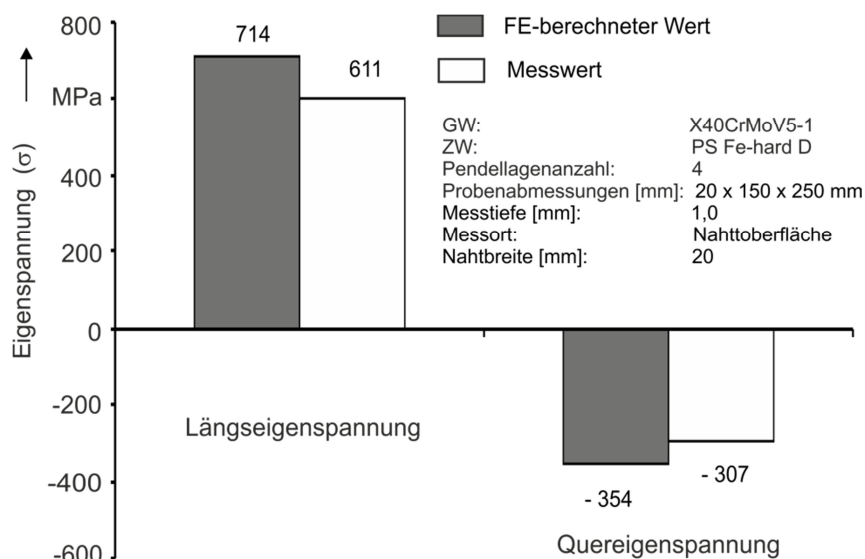


Abbildung 7: Vergleich zwischen berechneten und mittels der Bohrlochmethode gemessenen Spannungen in Auftragsschicht

3.4 Konstruktiv-technologische Maßnahmen zur Minimierung der Verformungen und der Eigenspannungen an plasma-auftragsgeschweißten Bauteilen

Nach der vollständigen Verifikation des aufgebauten Simulationsmodells wurde das Modell für die Minimierung/Kompensierung der am Bauteil entstandenen Verformungen und Eigenspannungen weiter genutzt. Als konstruktive, werkstoffliche und fertigungstechnische Maßnahmen wurde das Bauteilvorwärmen, -festeinspannen und das Aufbringen von zähen Pufferschichten in den Untersuchungen einbezogen. Hierbei wurden die Einflüsse dieser Maßnahmen auf das Verformungs- und Eigenspannungsverhalten während der Konturschweißung des Bauteils ermittelt und bewertet. Für das Bauteilvorwärmen wurde eine Temperatur von $T = 450 \text{ °C}$ modelliert. Durch das Vorwärmen wird das Bauteil gleichmäßig durchgewärmt, wodurch das Temperaturgefälle des quasistationären Schweißtemperaturfeldes zwischen der Grund- und Auftragsschicht nicht mehr so schroff ist. Somit entstanden geringe Dehnung und Stauchung und demzufolge werden die Verformungen/Eigenspannungen geringer. Dabei zeigten die berechneten Werte mit der Vorwärmtemperatur eine Verformungs- und Eigenspannungsminimierung um ca. 20 %, im Vergleich zu den berechneten Werten ohne Vorwärmung, vgl. Abbildung 8.

Am fest eingespannten Bauteil entstehen während des Schweißprozesses jedoch höhere Spannungen durch den stark schrumpfenden Querschnitt, die zu Bauteilrissen führen können. Spannungen durch behinderte Winkelschrumpfung können sich überlagern. Dadurch entstehen in den Schweißlagen höhere Druckspannungen in der Querrichtung, die als Summe aus Reaktions- und Zwangsspannungen zu sehen sind. Die Schweißverformungen werden geringer, aber die Eigenspannungen vergrößern sich, je stärker die freie Schrumpfung eingeschränkt wird. In Abbildung 8 werden die berechneten Spannungswerte am festeingespannten Bauteil nach vollständiger Abkühlung dargestellt. Bei dem festeingespannten Bauteil lagen der Spannungswert 131 MPa höher gegenüber dem nicht eingespannten Bauteil, vgl. Abbildung 8. Das feste eingespannte Bauteil hat aber sehr geringe Verformungswerte (max. Krümmung: 0,218 mm) im Vergleich zum nicht festeingespannten Bauteil (max. Krümmung: 0,904 mm).

Die Vermeidung von Rissen durch hohe Spitzenspannungen kann durch Aufbringen von zähen Pufferlagen in Verbindung mit einer dem Bauteil und den verwendeten Zusatzwerkstoffen optimierten Wärmeeinwirkung erreicht werden. Das Aufbringen einer Zwischenschicht bedingt bessere Spannungsverläufe an der Hartschichtoberfläche als beim Schweißen ohne Pufferschicht.

Aufgrund der unterschiedlichen thermomechanischen Eigenschaften zwischen Grundwerkstoff und Hartschicht kommt es zur großen Bauteilverformung und -eigenspannung. Damit war es notwendig, eine ausreichend zähe und warmfeste Pufferschicht bei der Schweißung der Bauteilkonturflächen aufzubringen. Abbildung 8 zeigt den Einfluss der Pufferschichten auf die Eigenspannungen bei Schweißung der Bauteilkonturflächen. Ausgehend von den maximalen Spannungswerten in der Schichtoberfläche wurde eine Reduzierung der Spannungsspitzen und Verformungswerte um 15 – 30 % mit einer Lagepufferschicht Ni 625 und drei Lagenhartschichten PS Fe-hard D gegenüber der Vierlagen mit PS Fe-hard D ohne Pufferschicht erzielt. Somit zeigt sich der Vorteil des Aufbringens von Pufferschichten zur Verringerung von schädlichen Eigenspannungen bei einem optimalen Wärmeregime.

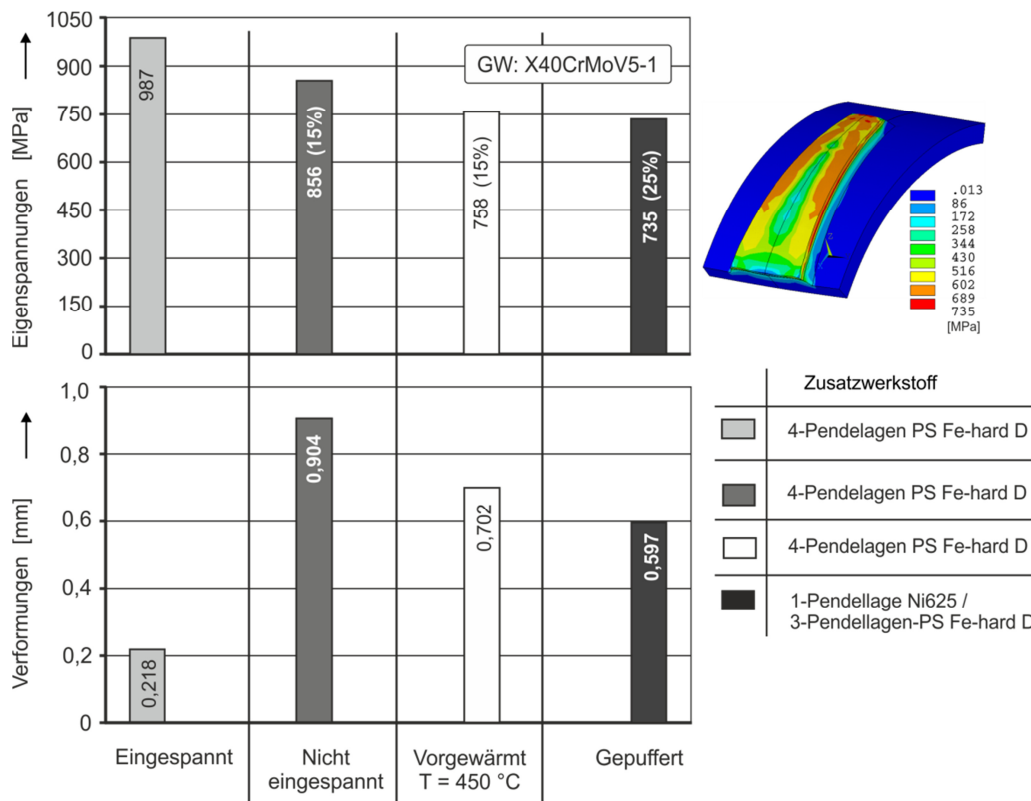


Abbildung 8: Minimierung von Eigenspannungen/Verformungen an plasma-auftragsgeschweißten Bauteilen durch die durchgeführten Maßnahmen

4 Plasma-auftragsgeschweißte Anwendungsbauteile

Zum Nachweis der erzielten Untersuchungsergebnisse wurde eine Plasma-Pulver-Auftragschweißtechnologie zur Herstellung von Bauteilkonturflächen der betrachteten Werkzeugteile erarbeitet. Hierbei wurden die Funktionsflächen des ersten Segments eines Rundbackenquerwalzwerkzeugs und Druckgießwerkzeuges mit den definierten Zusatzwerkstoffen auftragsgeschweißt. Aufgrund der bedingten Schweißbarkeit des verwendeten Grundwerkstoffes (1.2344) wurde diese Bauteile auf Temperatur von $T = 450 \text{ °C}$ erwärmt, um die möglichen auftretenden Spannungsrisse vermeiden zu können. Die aufgetragenen Schweißzusatzwerkstoffe waren Nickelbasislegierung Ni 625 als eine Lagepufferschicht und die Eisenbasislegierung PS Fe-hard D als dreilagige verschleißbeständige Hartschicht beim Querwalzwerkzeug. Die Konturflächen des Druckgießwerkzeugs wurden mit Zweilagigen PS Fe-hard D auftragsgeschweißt. Vor

und nach dem Schweißen wurde an beiden Werkzeugflächen eine Rissprüfung mittels Farbeindringprüfung durchgeführt. Es wurden keine Risse festgestellt, vgl. Abbildung 9.

GW: X40CrMnV5-1, ZW: Ni 625 und PS Fe-hard D



(a) Erstes Segment eines Rundbackquerwalzwerkzeugs



(b) Druckgießwerkzeug



Nach Farbeindringprüfung



Nach Farbeindringprüfung

Abbildung 9: Plasma-pulver-auftragsgeschweißte WZ-Konturflächen

5 Literaturverzeichnis

- Touloukian, Y. S.(1979 ff): "Thermophysical Properties of Matter (14 vol.)", New York,
- Richter, F.(1983): „Die wichtigsten physikalischen Eigenschaften von Stählen und ihre Temperaturabhängigkeit. Stahleisen Sonderberichte“, Heft 10.
- Goldak, J., Charavarti, A., Bilby, M.(1984): "A New Finite Element Model for Welding Heat Sources", *Metallurgical Transactions B*, Vol. 15, No. 2, pp. 299-305.
- N. N. ASTM-Standard (1992): "E 837-92, Standard test method for determining residual stresses by the Hole-Drilling-Strain-Gage-Method".
- Alaluss, K.(2001a): „Beitrag zur Ermittlung und Beeinflussung der Verformungen und Eigenspannungen formgebend plasma-pulverauftragsgeschweißter Bauteile“, Shaker-Verlag Aachen 2001, ISBN: 3-8265-9297.
- Radaj, D.(2001b): „Simulation von Temperaturfeld, Eigenspannungen und Verzug beim Schweißen“, DVS-Berichte Band 214, S. 32-59, DVS-Verlag, Düsseldorf, ISBN: 3-901351-43-4.
- Alaluss, K.; Matthes, K.-J.(2004): „SFB 283 - Prozessketten der Massivumformung unter Aspekten der Produktivität und Umweltverträglichkeit“. Beanspruchungsgerechte und kostengünstige Herstellung von Umformwerkzeugen durch formgebendes Schweißen. Abschlussbericht, 2004 TU Chemnitz, S. 353-396, ISBN 3-00-014235-5.
- Goldak, J.(2005): "Computational Welding Mechanics. New York", ISBN-13: 978-1441935991.
- Alaluss, K.; Semmler, U.; Matthes, J.-K.(2007): "Residual Stress Assessment and PTA Welding Optimization of Valve cones and Seat Rings Using the F.E. Method." 8th International Seminar numerical Analysis of Weldability, Mathematical Modelling of Welding Phenomena 8, 2007 pp. 1129-1140, Verlag der TU Graz, Austria, ISBN 978-3-902465-69-6.

Präzisionssteigerung und Vereinfachung der Schweißstruktursimulation durch Modifikation der äquivalenten Wärmequelle nach Goldak

Oleg Mokrov, Alexander Schiebahn, Uwe Reisgen

*Institut für Schweißtechnik und Fügetechnik - ISF RWTH Aachen, Pontstraße 49, Aachen, Deutschland
E-Mail: mokrov@isf.rwth-aachen.de*

ZUSAMMENFASSUNG

Die Analyse der Eigenspannungen und der Verzug von Schweißkonstruktionen erfolgt anhand der Vorhersage des lokalen Temperaturfeldes. Die Berechnung des Temperaturfeldes erfordert die Definition eines Wärmeeinbringungsmodells. Die doppelte Ellipsoid-Goldak-Äquivalentwärmequelle (ÄWQ) ist das am häufigsten verwendete Wärmeeinbringungsmodell für das Lichtbogenschweißen. Dieses Modell verteilt die Wärme des Lichtbogenschweißprozesses in einem Volumen, das gleich einem geschmolzenen Schweißbad entspricht. Die Wärmestromberechnung mit dem ÄWQ erreicht eine Einhaltung des experimentellen und des berechneten Temperaturfeldes, das weit von der Schweißnaht entfernt ist. Neben der Schweißnaht und vor allem an dem Schweißnahtbereich ist eine gute Übereinstimmung zwischen Simulation und realen Schweißnähten mit dem Goldak-Modell nur selten erreichbar. Ein weiterer Nachteil des Goldak-ÄWQ ist eine sehr hohe nicht physikalische Energiedichte im Zentrum der Wärmeverteilung. Die Gründe für diese Nachteile werden analysiert. Es wird gezeigt, wie die Gleichung der doppelten Ellipsoid-Wärmequelle modifiziert werden kann, um die Vorteile von ÄWQ zu sichern und gleichzeitig die Nachteile des Modells zu beseitigen. Die Verteilung der Wärmeeinbringung der modifizierten ÄWQ ist durch eine Funktion des Abstandes (Radiuses) in der zehnten Potenz beschrieben, deswegen ist die ÄWQ als MR10 benannt. Ein Vergleich zwischen realen Experimenten, Berechnungen mit Goldak's ÄWQ und dem modifizierten ÄWQ MR10 zeigen eine signifikante Verbesserung der Übereinstimmung für die Modifikation.

1 Modelle der Wärmeeinbringung beim Lichtbogenschweißen

Schweißprozesse führen aufgrund der starken zeitabhängigen und örtlich konzentrierten Wärmeeinbringung in realen Bauteilen fast immer zu einer Verformung der Struktur. In diesem Zusammenhang bietet die Simulation eine gute Möglichkeit, um sowohl die Eigenspannungen und Verzüge als auch Gefügeumwandlungen zu berechnen und zu untersuchen. Die Simulation der Eigenspannungen und der Verzug wird nach Radaj [Radaj, 2002] als Struktursimulation oder Schweißstruktursimulation infolge der Wärmewirkung bezeichnet. Die Wärmewirkungen des Schweißens können auf Basis eines Wärmeleitmodells bestimmt werden. Das Wärmeleitmodell ist bedeutsam für die numerische Simulation der Schmelzbadlage, der Schmelzbadform, der Schmelzbadabmessungen, der Temperaturzyklen in der Umgebung des Schmelzbad sowie der Eigenspannungen und des Verzuges ausgehend von den simulierten Temperaturfeldern und Temperaturzyklen [Radaj, 2002]

Hierzu werden normalerweise verschiedene Modelle für die Wärmequellen genutzt. Es werden eindimensionale Punktwärmequellen, zweidimensionale oberflächliche Wärmeverteilungen und dreidimensionale volumetrische Verteilungen sowie deren Kombinationen angewendet. Die

Anwendung dieser Modelle für die Simulation von Eigenspannungen und Verzug verlangt in den entsprechenden FEM-Programmen in der Regel eine aufwendige Kalibrierungsprozedur.

Für die Verhältnisse beim Lichtbogenschweißen wurde basierend auf den Arbeiten von Rosenthal [Rosenthal, 1941][Rosenthal, 1946] und Rykalin [Rykalin, 1957] ein vereinfachtes Modell für die Wärmewirkung unter idealisierten Randbedingungen aufgestellt. Die Idealisierungen beruhen auf einer konsequenten Linearisierung des Wärmeleitvorgangs in einem homogenen und isotropen Kontinuum bei Vernachlässigung der Konvektion im Schmelzbad. Die Werkstückgeometrie wird auf drei Grundkörper reduziert, um funktionsanalytische Lösungen zu ermöglichen: Halbkörper, Scheibe und Stab mit jeweils unendlicher Ausdehnung. Auf dem Halbkörper wirkt eine Punktquelle, von der aus sich die Wärme halbseitig dreidimensional ausbreitet. In der Scheibe wirkt eine Linienquelle mit konstanter Wärmedichte, von der aus sich die Wärme zweidimensional ausbreitet. Im Stab wirkt eine Flächenquelle mit konstanter Wärmedichte, von der aus sich die Wärme beidseitig eindimensional ausbreitet. Wärmequellen mit gleichmäßiger Wärmeverteilung werden zudem durch Wärmequellen mit exponentieller Wärmeverteilung erweitert. Diese Quellen sind hinsichtlich einer funktionsanalytischen Lösung beherrschbar. Eine weitere Idealisierung betrifft die zeitliche Auflösung der Wärmequelle. Prozessbedingte Änderungen im Millisekundenbereich, z.B. Pulsprozess oder Tropfenablösung werden nicht zeitlich aufgelöst betrachtet, sondern mittels kontinuierlich wirkender Wärmequelle mit gleichbleibender effektiver Wärmedichte. Schließlich werden Idealisierungen hinsichtlich der Bewegung der Wärmequelle relativ zum Werkstück eingeführt. Es wird zwischen ortsfester, wandernder und schnellwandernder Quelle unterschieden, wobei die Bewegung als geradlinig und gleichförmig mit konstanter Geschwindigkeit aufgefasst wird.

Nach dem linearisierten Wärmeleitmodell lässt sich eine Vielzahl praktisch bedeutsamer funktionsanalytischer Lösungen für Temperaturfelder und Temperaturzyklen gewinnen.

Die Verbreitung FEM-basierter Simulationen ermöglicht anstelle rein analytischer Lösungen, numerische Lösungen, die nun auch für exakte geometrische Randbedingungen und temperaturabhängige Werkstoffmodelle angewendet werden können. Während die Idealisierungen in Bezug auf Werkstoff und Geometrie damit weitgehend aufgehoben sind, beruht die Wärmequelle nach wie vor auf einer sehr vereinfachten Beschreibung. Es gilt hier eine verbesserte Wärmequellenbeschreibung zu finden, die es ermöglicht, die etablierte Berechnungsmethodik beizubehalten und dabei die Genauigkeit zu verbessern und den Berechnungsaufwand niedrig zu halten.

Die Güte eines Wärmeleitmodells im Bereich der Schweißstelle hängt entscheidend von der gewählten Wärmequellenverteilung ab. „Verteilte“ Wärmequellen mit orts aufgelöster Wärmeverteilung bilden die Phänomene beim Lichtbogenschweißen dabei besser ab, als „konzentrierte“ Wärmequellen mit gleichmäßiger Wärmeverteilung [Radaj, 2002]. Verteilte kontinuierliche Quellen unterscheiden sich in Flächenquellen und Volumenquellen. Derartige Quellen werden insbesondere als wandernde Quellen zur Simulation des Nahtschweißens verwendet. Im Folgenden werden unterschiedliche Ansätze zur Beschreibung einer für das Lichtbogenschweißen geeigneten Wärmequelle vorgestellt.

1.1 Verteilte Flächenwärmequellen

Bei den Lichtbogen- und Gasflammenschweißverfahren wird die Schweißwärme in einer dünnen Oberflächenschicht erzeugt, von dort durch Wärmeleitung und Konvektion in tiefere Bereiche des Schmelzbades übertragen und schließlich allein durch Wärmeleitung in die umgebende Struktur abgeführt. Die Oberfläche des Schmelzbades wird bei den meisten Verfahren nur wenig eingedrückt. Dem entspricht im Wärmeleitmodell eine flächige Verteilung von Wärmequellen an der ebenen Modelloberfläche, verbunden mit erhöhter Wärmeleitfähigkeit im Volumenbereich des Schmelzbades.

Eine rechentechnisch vorteilhafte und physikalisch realistische Wärmequellverteilung wurde von Rykalin [Rykalin, 1957] eingeführt, die Wärmedichteverteilung beruht auf der Gauß-Normal-Verteilung (Glockenkurve).

1.2 Verteilte Volumenwärmequellen

Schweißwärmequellen lassen sich durch eine volumenhafte Wärmedichte beschreiben, z.B. nach Goldak et al. [Goldak et al.,1984],[Goldak et al.,1986],[Goldak et al.,1990]. Für Schweißwärmequellen mit schlankem tiefem Schmelzbad wird von Goldak et al.[Goldak et al.,1990] eine radial normalverteilte Volumenwärmequelle in Form eines Kegelstumpfes (Höhe gleich Blechdicke beim Durchschweißen) vorgeschlagen.

Zu den verteilten Volumenwärmequellen geben Goldak et al. [Goldak et al.,1984],[Goldak et al.,1990] die Empfehlung an, die Abmessungen der Ellipsoiden oder konischen Wärmequelle etwa 10% kleiner als die Abmessungen des wirklichen Schmelzbades zu wählen. Dabei sollte kontrolliert werden, ob berechnete und wirkliche Schmelzbadgröße ungefähr übereinstimmen. Bei vorgegebenen geometrischen Abmessungen folgt die volumenhafte Wärmestromdichte aus den Leistungsdaten der Schweißwärmequelle einschließlich des Wirkungsgrades.

1.3 Solidusfläche als äquivalente Wärmequelle

Alle für die Simulation der Wärmeausbreitung in Umgebung des Schmelzbades erforderlichen Wärmequellenparameter sind in der Geometrie der Solidusfläche des Schmelzbades enthalten. Um das Temperaturfeld in der Umgebung des Schmelzbades zu bestimmen, genügt es, die Solidusfläche mit der Schmelztemperatur des Werkstoffes vorzugeben.

Die Festlegung des Temperaturfeldes allein durch die Schmelztemperatur in der Solidusfläche wird auch als „äquivalente Wärmequelle“ bezeichnet („äquivalent“, weil eine geometrisch definierte Temperaturrandbedingung die ins Werkstück eingebrachte Wärmedichte ersetzt).

Die als Solidusfläche definierte äquivalente Wärmequelle erlaubt eine hohe Genauigkeit der thermodynamischen Simulation am Werkstück, die mit der geometrischen Genauigkeit der Solidusfläche korreliert. Die Solidusfläche des Schmelzbades kann nach Radaj [Radaj, 2002]

durch Schweißprozesssimulation oder durch experimentelle Verfahren ermittelt werden.

1.4 Synthetischer Ansatz

Eine sehr interessante Methodik für die schnelle und automatische Generierung der Temperaturfelder als Eingabe für die anschließende thermomechanische Schweißsimulation wurde in [Schwenk, Rethmeier and Weiss, 2007],[Pittner et al., 2008] vorgeschlagen. Die Grundidee ist die Zerlegung des Prozessmodells in einen empirischen Teil, welcher auf neuronalen Netzwerken basiert, und einen phänomenologischen Teil, welcher die physikalischen Phänomene beschreibt. Die Stärke dieses gemischten Modellierungsansatzes ist die automatische Kalibrierung des mathematischen Modells an die Versuchsdaten, ohne dass ein manueller Eingriff eines erfahrenen Benutzers notwendig ist. Am Beispiel einer typischen Anwendung beim Laserstrahl- und MSG-Laser-Hybrid-Schweißen wurde gezeigt, dass sogar ein 3D-Wärmeleitungsmodell mit niedriger Komplexität die gemessenen Temperaturfelder mit einer ausreichenden Genauigkeit approximieren kann.

Demgegenüber wird die optimale, einem gegebenen Prozessparameter entsprechende Modellparameterreihe anhand eines empirischen Submodells berechnet, welches auf einer relativ großen Reihe von Versuchsdaten basiert. Der Ansatz erlaubt einen Beitrag zu einer effizienten Kompensation der Modellierungsungenauigkeiten bei Unkenntnis über die thermophysikalischen Materialeigenschaften und Randbedingungen. Die Methodik verspricht eine klare Ver-

besserung der Temperaturfeldberechnung, hierfür muss jedoch bereits ein gut trainiertes neuronales Netzwerk vorhanden sein.

Eine detaillierte Beschreibung für die „funktional-analytische“ Erzeugung einer volumetrischen Wärmequelle wurde in [Karkhin, Homich and Michailov, 2007] dargestellt. Es wurde gezeigt, wie mithilfe einer komplexen Methodik eine vergleichsweise gute Übereinstimmung der Simulationsergebnisse mit realen Experimenten für Stumpfstoße erreicht werden konnten. Die Komplexität der Methodik begrenzt allerdings sowohl deren Anwendung als auch die Anpassung an andere Stoßarten.

1.5 Anwendungen der äquivalenten Wärmequelle nach Goldak

Mit Abstand die weiteste Verbreitung als Modell der Wärmeeinbringung bei der Simulation der Eigenspannungen und des Verzugs für den Fall des Lichtbogenschweißens hat die Wärmequelle nach Goldak gefunden. Dies gilt auch für vergleichsweise komplexe Berechnungsfälle. Zum Beispiel wurde in einer Arbeit von Schenk et al. [Schenk, Richardson, Kraska and Ohnimus, 2009] die Wirkung der Spanntechnik auf die auftretenden Deformationen sowohl experimentell als auch durch Simulation untersucht. In der Arbeit wurde das MSG-Lichtbogenschweißen von T-Stoß-Verbindungen aus Stahl (S355) für unterschiedliche Einspannkonfigurationen untersucht. Gemessene Schweißtemperaturen und die resultierenden Deformationen wurden für zwei Einspannkonfigurationen ermittelt und mit den Simulationen verglichen. Für die Modellierung der Wärmeeinbringung wurde die zweidimensionale Vereinfachung der Goldak-Wärmequelle verwendet. Die Arbeit verdeutlicht, bei guter Übereinstimmung zwischen Simulation und Experiment, den Einfluss der Einspannkonfiguration auf Ausprägung und Form der auftretenden Deformationen. Eine weitere Arbeit der gleichen Gruppe [Schenk, Richardson, Kraska and Ohnimus, 2009] präsentierte ein thermomechanisches, metallurgisches, mikroskopisches Modell für Stahl, welches das Materialverhalten beim Schweißen gut abbildet. Das Modell wurde auf die Schweißsimulationen von DP600 im Überlappstoß und S355 im T-Stoß angewandt. Der finale Verzug wurde mit den experimentellen Ergebnissen verglichen und es wurde gezeigt, dass das präsentierte Modell dazu fähig ist, die Versuchsergebnisse sehr gut zu reproduzieren.

Dieses und viele andere Beispiele zeigen, dass für die Abbildung der volumetrischen Wärmeverteilung beim Lichtbogenschweißen, hier am Beispiel des Metallschutzgas-schweißens (MSG), üblicherweise ein doppelellipsoides äquivalentes Modell nach Goldak verwendet wird, das vergleichsweise einfach zu bestimmen ist und hohe Übereinstimmungen z. B. für die äußeren Grenzen der Wärmeeinflusszone beim Schweißen von metallischen Werkstoffen liefert [Goldak et al., 1990], [Goldak and Akhlaghi, 2005]. Für die FEM-basierte Schweißstruktursimulation dient die äquivalente Wärmequelle (ÄWQ) nach Goldak als de-facto-Standard für ein Modell der Wärmeeinbringung im Fall des MSG-Schweißens. Bei der Tools SYSWELD, simufact.welding oder DynaWeld ist die Goldak-ÄWQ eine der vordefinierten Wärmequellen.

2 Äquivalente Wärmequelle nach Goldak

Die ÄWQ nach Goldak (Bild 2) wird mit sechs Parametern (vier geometrische und zwei energetische) beschrieben und basiert auf der Gleichung von Rosenthal [Rosenthal, 1941][Rosenthal, 1946] und Rykalin[Rykalin, 1957] zur oberflächlichen Wärmeverteilung beim Lichtbogenschweißen.

Die Normalverteilung, die der Gleichung von Rykalin und Rosenthal zugrunde liegt, wurde mittels eines Koeffizienten modifiziert und an die Schweißbedingungen angepasst. Ein Koeffizient

von 3 führt hier dazu, dass sich nahezu die gesamte eingebrachte Leistung innerhalb des Wirkungsbereiches der Schweißzone befindet. Das gleiche Konzept liegt der ÄWQ nach Goldak zugrunde. Hier stellt der Koeffizient sicher, dass die gesamte Leistung innerhalb der beiden Viertelellipsoiden eingebracht wird, was den normalen Bedingungen beim Lichtbogenschweißen entspricht.

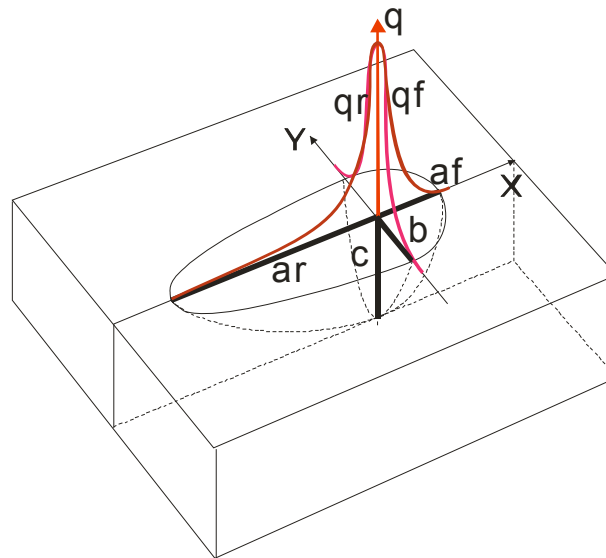


Abbildung 1: Schematische Darstellung der Verteilung von ÄWQ nach Goldak [6]

Die vier geometrischen Parameter werden vor der Kalibrierung üblicherweise durch die experimentell bestimmte oder mittels Simulation vorhergesagte Schweißbadform definiert. Sie repräsentieren im Einzelnen die Breite und die Tiefe des Schweißbades sowie die maximalen Abstände zwischen der breitesten Stelle des Bades zur Schmelzfront und zur Erstarrungsfront. Die zwei energetischen Parameter repräsentieren die in die beiden Viertelellipsoide eingebrachten Energien. Diese werden experimentell gemessen oder abgeschätzt. Zusätzlich wird ein gemessener, berechneter oder geschätzter Wirkungsgrad definiert.

$$q_A(x, y, z, t) = \frac{6\sqrt{3}f_A Q}{a_A b c \pi \sqrt{\pi}} \exp\left(-3 \frac{(x + v(\tau - t))^2}{a_A^2}\right) \exp\left(-3 \frac{y^2}{b^2}\right) \exp\left(-3 \frac{z^2}{c^2}\right) \quad (1)$$

$$A = f, r; \quad f_f + f_r = 2 \quad (2)$$

$$2Q = \iiint (q_f(x, y, z, t) + q_r(x, y, z, t)) dx dy dz \quad (3)$$

$$Q = \text{Heat}, [W] \quad (4)$$

Obwohl die Goldak-ÄWQ eine vergleichsweise gute Übereinstimmung für die Wärmeeinflusszone WEZ aufweist, ist die Übereinstimmung im Bereich der Schweißnaht weniger genau. Um die Genauigkeit zu erhöhen werden zahlreiche numerische Experimente durchgeführt [Radaj,

2002], [Goldak et al.,1990], [Goldak and Akhlaghi, 2005]. Diese dienen der Kalibrierung, um eine maximale Übereinstimmung mit der Schmelzgrenze und der Schweißbadform sowie dem zeitlichen Temperaturverlauf zu erzielen. Die erreichte Übereinstimmung geht in aller Regel sowohl mit einer zu hoch berechneten Temperatur, meist oberhalb der Verdampfungstemperatur, im Zentrum der ÄWQ einher als auch mit einer zu geringen Temperatur am Rand der ÄWQ.

Die Probleme sind sowohl den Ingenieuren und Wissenschaftlern als auch den Entwicklern von Simulationsprogrammen bekannt. Es wurden schon verschiedene Lösungen vorgeschlagen, unter anderem z. B. die Variation des Intensitäts-Parameters (1 oder 2, statt 3) in der Goldak-Gleichung mit entsprechender Änderung des ersten Normierungs-multiplikators oder eine automatische Kalibrierung der ÄWQ in SYSWELD. Diese Maßnahmen bringen aber nur bedingte Verbesserungen und führen zu einer unplausiblen Form der Wärmeeinbringung. Es ist z. B. bekannt, dass der Parameter 3 in der Rykalin/Rosenthal-Gleichung der oberflächlichen Verteilung dazu dient, die Konzentration der Wärmeeinbringung innerhalb der Lichtbogenwirkungszone zu halten. Ein entsprechender Koeffizient von 3 in Goldaks Gleichung dient der Konzentration der volumetrischen Wärmeeinbringung innerhalb des doppelellipsoiden Modells. Die Übereinstimmung verschlechtert sich mit einer Erhöhung der Wärmeeinbringungsintensität. Wenn die Goldak-ÄWQ die befriedigende Übereinstimmung nicht mehr liefern kann, wird empfohlen, eine Kombination mit einem anderen Quellenmodell, z. B. mit einer konischen Wärmeverteilung, zu benutzen [Goldak and Akhlaghi, 2005].

Die Probleme, die bei der Kalibrierung der ÄWQ nach Goldak auftauchen, rühren daher, dass die mathematische Gleichung auf der Normalverteilung nach Gauß basiert, die das klare Maximum im Zentrum der Verteilung hat und deren Integration als Ergebnis 1 liefert. Diese Besonderheit ist für analytische Lösungen sehr hilfreich und erlaubt eine einfache Normierung für beliebige Leistungen.

Die Gleichung liefert Werte, die sich in Abhängigkeit vom Abstand zum Zentrum exponentiell verringern. Der Ansatz der Verteilung bringt oft eine hohe Übereinstimmung für die feste Phase bei der Temperaturberechnung. Der maximale Wert im Zentrum der Verteilung entspricht auch der Vorstellung der maximalen Wärmeeinbringung im Zentrum der Wärmequelle beim Lichtbogenschweißen, was nicht unbedingt immer der Fall ist. Die Modellvorstellung für die Wärmeeinbringung in dieser Form vernachlässigt vollkommen Strömungen im Schweißbad, welche die Temperaturgradienten im Schweißbad deutlich verringern können. Die maximale Temperatur im Zentrum folgt aus der Balance zwischen der Wärmeeinbringung und der Wärmeabgabe, so verursacht z.B. eine gleichmäßige volumetrische Verteilung bei der Simulation auch eine maximale Temperatur im Zentrum der Verteilung. Die experimentelle Temperaturverteilung der Schmelze im Schweißbad und die daraus resultierenden Wärmegradienten können nur sehr bedingt mit einer Normalverteilung beschrieben werden. Dies verursacht von vorneherein eine Abweichung der Simulationsannahme von der realen Situation.

3 Die Modifikation

Durch eine mathematische Modifikation der Verteilungsgleichung wird die Kompensation des Temperaturgradienten durch Strömungen im Schmelzbad mitberücksichtigt. Von der FEM-Simulation mit dem modifizierten ÄWQ wird eine Abnahme der maximalen eingebrachten Leistung in der Mitte des ÄWQ und zugleich eine Zunahme der Leistungsdichte am Rand des ÄWQ erwartet. Dies führt zu einer besseren Darstellung der physikalischen Realität und Simulationsgenauigkeit von Temperatur-Zeit-Verläufen und Schweißnahtgeometrie, ohne die Anzahl der Parameter zur Beschreibung der Wärmequelle zu erhöhen.

Um solche Änderung der Leistungsdichteverteilung für die ÄWQ zu erreichen kann man die grundlegende mathematische Gleichung von Gaußsche (normale) Funktion mit einer passenderen Funktion zu ersetzen. Die Abbildung 2 zeigt die Darstellung einer Familie der exponentiellen symmetrischen Verteilungen, zu welcher auch die Gaußsche Verteilung gehört.

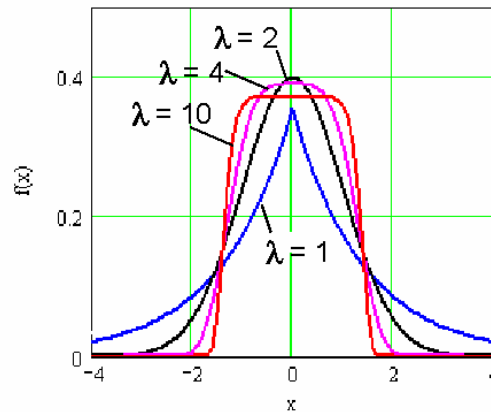


Abbildung 2: Schematische Darstellung der Familie der exponentiellen symmetrischen Verteilungen

Die Familie der exponentiellen symmetrischen Verteilungen können mit einer gemeinsamen Gleichung (5) gemäß [Lemeschko and Podmadin, 2002] beschrieben werden:

$$f(x) = \frac{\lambda}{2\sqrt{2}\theta_1\Gamma(1/\lambda)} \exp\left(-\left(\frac{|x-\theta_0|}{\sqrt{2}\theta_1}\right)^\lambda\right) \quad (5)$$

In dieser ist der Erwartungswert (für die Energieverteilung beim MSG-Schweißen entspricht der Wert der Leistungsdichte in dem Verteilungszentrum) und die Standardabweichung ist die Gamma-Funktion. Der Formparameter λ ist hier wichtig. Ein Formparameter von $\lambda = 1$ steht, beispielsweise für die Laplace-Verteilung und ein Parameter von $\lambda = 2$ – für die Gaußsche Verteilung.

Die Funktion

$$f(x) = \frac{1}{\sqrt{2\pi}\theta_1} \exp\left(-\frac{1}{2} \frac{(x-\theta_0)^2}{\theta_1^2}\right) \quad (6)$$

unterstreicht normalerweise die Modelle der Wärmedichteverteilung beim MSG-Schweißen, unter anderem in der zweidimensionalen Rykalin-Rosenthal Verteilung der dreidimensionalen Goldak-ÄWQ.

In Bezug auf die Simulation des Wärmeeintrags beim Schweißen kann die Wärmeverteilung mit Hilfe des Parameters λ geregelt werden, ohne dessen Integralwert zu ändern. Für MSG-Schweißen führen die Parameter $\lambda > 2$ zu einer realistischeren Darstellung der Wärme-

quelle. Zum Beispiel, in dem Prozesssimulationsprogramm *SimWeld* [Dilthey et al., 2005], [Mokrov, Pavlyk and Dilthey, 2006], [Reisgen, Mokrov, Rossiter et al., 2010] wird eine sogenannte Supergaus-Verteilung mit Parameter $\lambda = 4$ in der Gleichung (6) für die oberflächliche Verteilung der eingebrachten Leistungsdichte im Kathodenbereich verwendet.

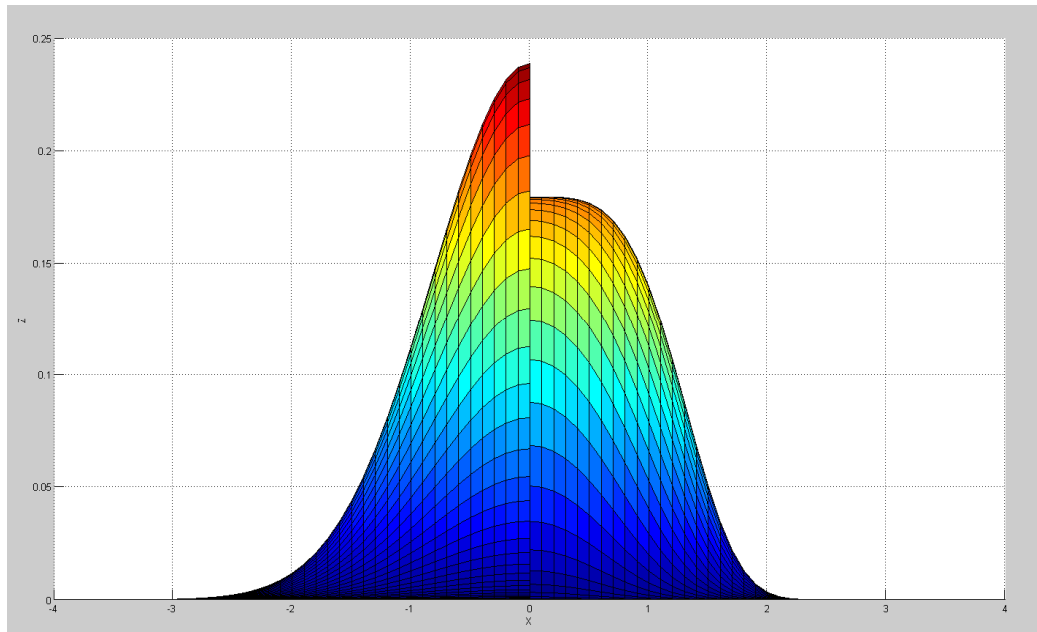


Abbildung 3: Schematische Darstellung der Verteilung nach Rykalin-Rosenthal ($\lambda=2$) und Super-Gauß ($\lambda=4$) vom Programm SimWeld

Diese Verteilung ermöglicht bessere Übereinstimmung zwischen den experimentalen und berechneten Geometrien des Schmelzbades als Gaußsche Verteilung. Die gleiche Methodik wird für die Modifikation der äquivalenten Wärmequelle nach Goldak angewendet.

3.1 Erste Modifikation: Verteilung der Leistungseinbringung

Das Ziel der ersten Modifikation besteht darin, eine gleichmäßig verteilte Wärmequelle in dem Bereich zu erreichen, der durch die Verteilungsradien beschrieben werden kann. Die Gleichung (1) kann formal wie folgt beschrieben werden:

$$f_{Gol}(x, y, z, t) = KG \exp\left(-\left((x_0 + v(\tau - t))^2 k_x + y^2 k_y + z^2 k_z\right)\right) \quad (7)$$

$$c = 3; \quad k_x = \frac{c}{a_x^2}; \quad k_y = \frac{c}{b_y^2}; \quad k_z = \frac{c}{c_z^2}; \quad d = (a_x \cdot b_y \cdot c_z) \pi^{1.5}; \quad KG = \frac{2c^{1.5}}{d} \quad (8)$$

Wenn wir auch den Part unter dem Exponent, welche vom Sinn ein normierter Abstand zwischen dem beweglichen Zentrum der Verteilung und dem Punkt mit den Koordinaten (x,y,z) als R bezeichnen,

$$kR = (x_0 + v(\tau - t))^2 k_x + y^2 k_y + z^2 k_z \quad (9)$$

dann können wir die Verteilung nach Goldak wie folgt formal beschrieben

$$f_{Gol}(x, y, z, t) = KG \exp\left(-\left(kR^2\right)\right) \quad (10)$$

Die Modifikation MR10, welche statt der Potenz 2, die Potenz 10 hat, ändert die Gleichung nur minimal und zwar

$$f_{MR10}(x, y, z, t) = KM \exp\left(-\left(kR^2\right)^5\right) \quad (11)$$

Um mit der Verteilung zu garantieren, dass innerhalb des Ellipsoids ganze Leistung Q drin ist, sollte auch der Normierungskoeffizient KG angepasst werden

$$c = 2; \quad KM = \frac{2c^{1.5}}{d \cdot 0.6687} \quad (12)$$

Der Rest der Gleichung bleibt unverändert.

Der Vergleich zwischen der dreidimensionalen Energieverteilung nach der Gleichung von ÄWQ nach Goldak und der Modifikation MR10 ist in Abbildung 4 gezeigt. Die Farbe kennzeichnet die Wärmestromdichte. Für gleiche Verteilungsparameter und die vollständig verteilte Leistung von ÄWQ, zeigt das ÄWQ MR10 (rechts) eine fast gleichmäßige Dichte innerhalb des Verbreitungsgebietes und eine starke Abnahme an seinen Grenzen. Diese Art der Verteilung entspricht signifikant der Vorstellung, dass durch die intensiven Massenströme die Wärmeströme im Schmelzbad ausgeglichen und gemittelt werden.

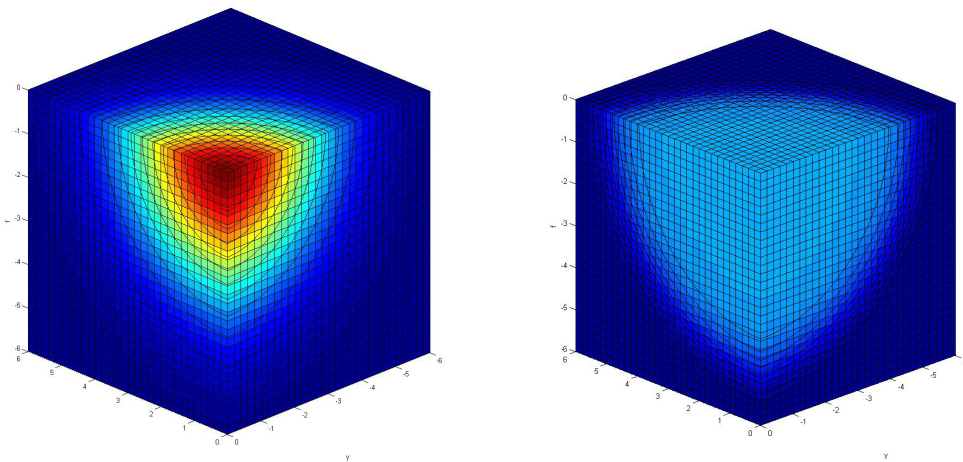


Abbildung 4: Schematische Darstellung der Verteilung nach Goldak ($\lambda=2$) und die modifizierte Verteilung MR10 ($\lambda=10$). Die Verteilungsparameter sind gleich $a=b=c=5$ mm.

Der Versuch, eine größere Schmelztiefe in der Simulation zu erreichen, indem die Tiefenverteilungsparameter erhöht werden, ist in Abbildung 5 dargestellt. Während die Verteilungsdichte des ÄWQ nach Goldak nur leicht in der gewünschten Tiefe zunimmt, folgt die Verteilung des ÄWQ MR10 praktisch genau der erforderlichen Tiefe der Schweißnaht-Schmelzzone. Diese Tiefe entspricht auch dem Tiefenparameter der Verteilung.

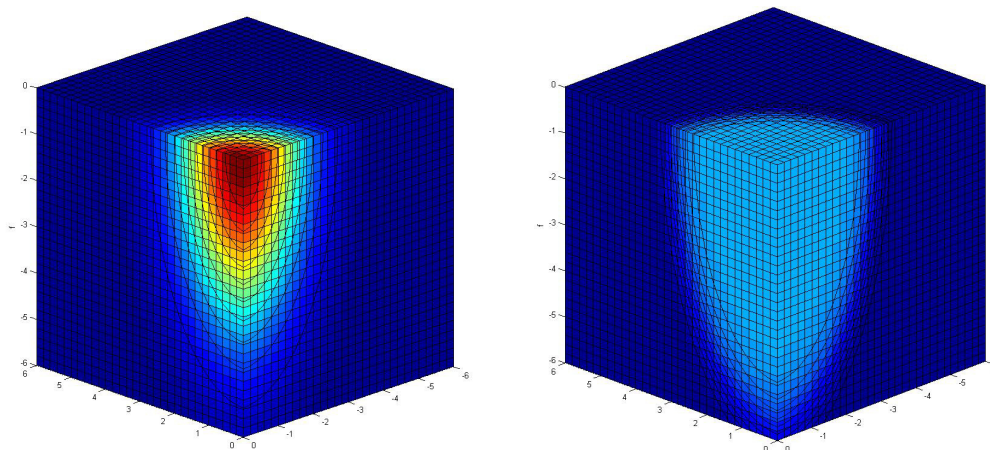


Abbildung 5: Schematische Darstellung der Verteilung nach Goldak ($\lambda=2$) und die modifizierte Verteilung MR10 ($\lambda=10$). Die Verteilungsparameter sind: $a=b=3$ mm; $c=5$ mm.

Das angeführte Beispiel zeigt die Vorteile der ÄWQ MR10, eine erforderliche Leistungsdichte in den gewünschten Bereich zu ermöglichen. Die Abhängigkeit zwischen den Verteilungsparameter von ÄWQ MR10 und der Schweißnahtgeometrie sind eher direkt, jedoch nur, wenn die Leistungsdichte für das Schmelzen ausreichend ist.

3.2 Zweite Modifikation: Berücksichtigung der Schweißnahtüberhöhung

Ein weiteres grundlegendes Problem bei der Verwendung des ÄWQ nach Goldak für die Berechnung des Wärmeeintrages in FEM-Simulationen ist die Berücksichtigung der Schweißnahtüberhöhung durch das zusätzliche Drahtmetall. Diese Überlegung ist notwendig, wenn die genaue Masse- und Energieerhaltung erreicht werden soll. In diesem Fall wird die Nahtüberhöhung bereits in dem FEM-Simulationsnetz eingeführt. Durch das zusätzliche Metall, das durch das Netz mitberücksichtigt wird, entsteht ein Konflikt mit der Normierungsbedingung (Gleichung 3). Nach der ÄWQ sollten die beiden Teile (die Vorderseite und die Rückseite) des ÄWQ nach Goldak auf die Schweißplatte verteilt werden. In der Tat erlauben aber die normierten Bedingungen (Gleichung 3), dass nur die unteren Teile der verteilten Energie ein Teil der Berechnung sein werden. Daher werden die oberen Teile der gegebenen Ellipsoide außer Betracht bleiben.

Wenn die Nahtüberhöhung im FEM-Netz enthalten ist, sind zwei Fälle möglich: 1. Das ÄWQ-Zentrum hat eine Trajektorie (Schweißlinie) innerhalb des Netzes über der vorherigen Oberfläche in dem Zustand vor dem Schweißen (ohne Nahtüberhöhung) und 2. mit der Berücksichtigung der Nahtüberhöhung verfügt das ÄWQ-Zentrum über eine Trajektorie (Schweißlinie) über der Oberfläche (Top-Position). Im ersten Fall muss sichergestellt werden, dass die Zone der Nahtüberhöhung vom Empfang der Wärme blockiert wird. Im zweiten Fall wird ein Teil der Wärme an der linken und rechten Seite der Nahtüberhöhungsgrenze verloren gehen. Da den Verteilungszentrum in dem Fall noch „höher“ liegt, macht es noch schwieriger, die erforderliche Tiefe der geschmolzenen Schweißzone zu erreichen.

Die Untersuchung des Querschnitts des Schweißbades mit MSG- und UP-Schweißen, insbesondere unter den Bedingungen einer erhöhten Schweißgeschwindigkeit und Streckenenergie, ermöglicht es, die folgende Annahme herzustellen: das unter dem Schweißlichtbogen geschmolzene und mit dem Drahtwerkstoff vermischte Metall verlässt den Schmelzbereich als Folge der Ströme in dem Schweißbad und bildet die Nahtüberhöhung. Tatsächlich ändern diese Ströme die Wärmeeintragsverteilung in das Schmelzbad durch Konvektion. Da die Strömungen

in dem Schweißbad bei der FEM-Simulation nicht in Betracht genommen worden sind, kann das Verfahren durch Zugabe von Wärme an die Nahtüberhöhung kompensiert werden.

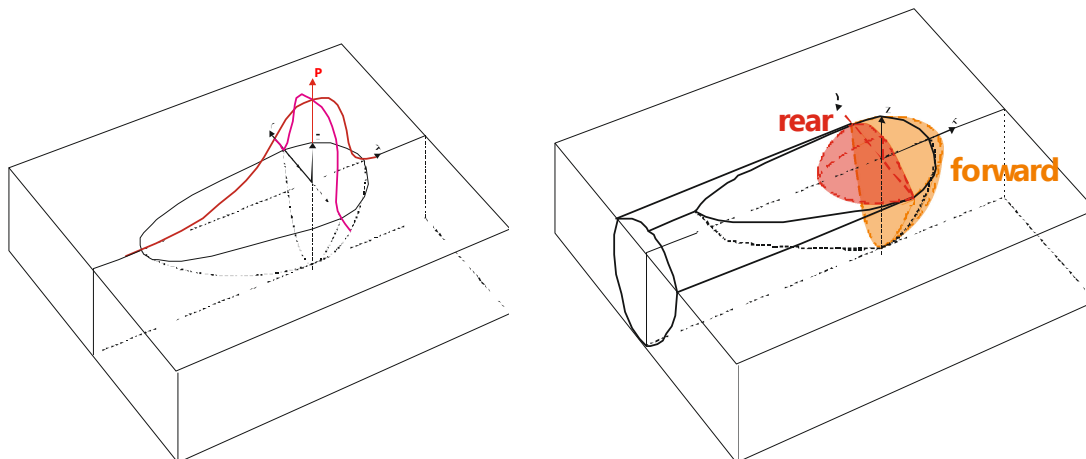


Abbildung 6: Schematische Darstellung der 2. Modifikation.

Bei einem Doppel-Ellipsoid ÄWQ wird vorgeschlagen, die Wärme des hinteren Ellipsoids nur in das Metall der Nahtüberhöhung einzuleiten und den Wärmeeintrag des unteren hinteren Teils des ÄWQ in die Schweißplatten zu blockieren. Die Abbildung 6 zeigt eine schematische Darstellung der zweiten Modifikation. Diese zweite Modifikation kann auch für den "Standard" ÄWQ nach Goldak verwendet werden, aber im Zusammenhang mit der vorgeschlagenen ersten Modifikation ist es möglich, bessere Ergebnisse mit weniger Zeitaufwand für die Kalibrierung zu erreichen.

4 Die Anwendungsbeispiele

Die Modifikationen wurden in dem Tool ANSYS für den Überprüfungszweck programmiert und simuliert. Die Übereinstimmung zwischen exemplarisch experimentell ermittelten und simulierten Geometrien des Schmelzbades für die Fälle Goldak's ÄWQ mit 2. Modifikation und ÄWQ MR10 sind an der folgenden Abbildung 7 dargestellt. Eine sehr spezifische experimentelle Schweißnaht wurde für die Demonstration der Vorteile der Modifikation ausgewählt. Sowohl die Querschliffe als auch die Längsschliffe zeigen bei der Simulation sehr gute Übereinstimmung für den Fall ÄWQ MR10 und auch gute Übereinstimmung für die ÄWQ nach Goldak mit 2.Modifikation. Beide Simulationen liefern gute Ergebnisse für die Länge des Schmelzbades, in dem Fall der ÄWQ MR10 konnte sogar die Pilz-Form der Schweißnähte reproduziert werden. Die Methodik wurde auch für die Fälle verschiedener Geschwindigkeiten und dementsprechender Streckenenergien überprüft. Die Abbildung 8 demonstriert weitere gute Übereinstimmungen des Vergleiches zwischen experimentell ermittelten und simulierten Querschliffen für die Fälle ÄWQ nach Goldak mit 2.Modifikation und auch weitere Steigerungen der Übereinstimmung für die Fälle AWQ MR10.

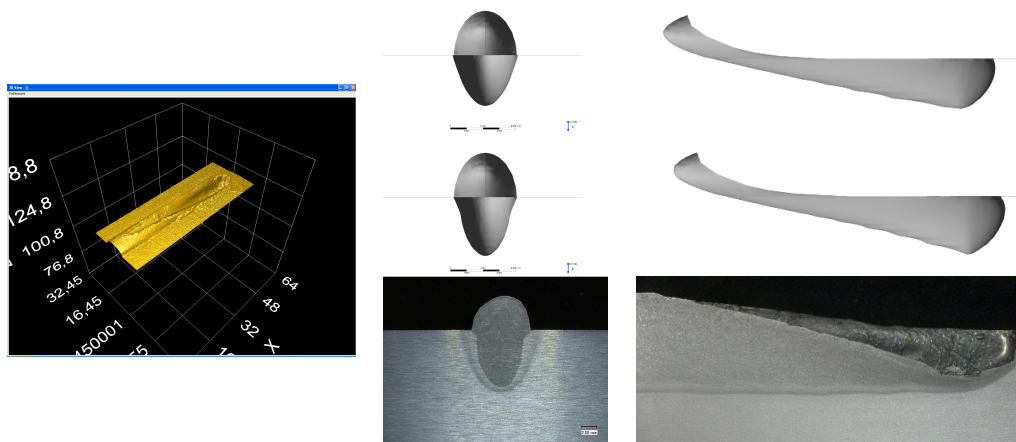


Abbildung 7: Übereinstimmung zwischen experimentell ermittelten (links 3D und unten 2D) und simulierten Geometrien des Schmelzbades für die Fälle Goldak's ÄWQ mit 2. Modifikation (oben) und ÄWQ MR10 (in der Mitte)

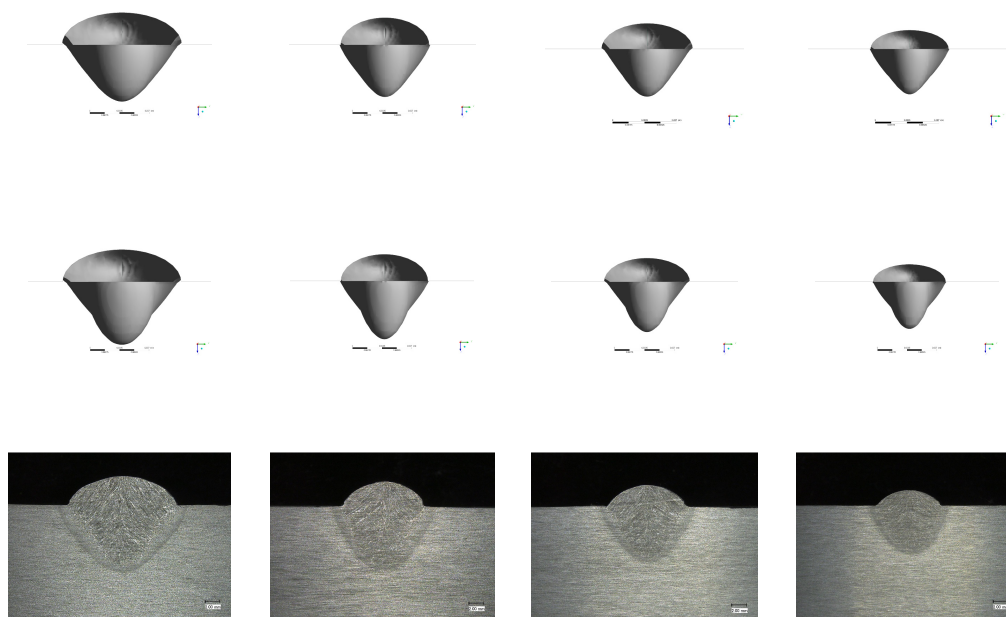


Abbildung 8: Übereinstimmung zwischen experimentell ermittelten (unten) und simulierten Querschnitten des Schmelzbades für die Fälle Goldak's ÄWQ mit 2. Modifikation (oben) und ÄWQ MR10 (in der Mitte) für verschiedene Schweißgeschwindigkeiten.

Die ÄWQ MR10 ist auch in der Form programmiert, welche mit FEM-Software SYSWELD und DynaWeld benutzt werden kann. Die Implementierung für simufact.welding wurde ausgearbeitet.

5 Zusammenfassung

Die vorgeschlagenen und beschriebenen Modifikationen der ÄWQ nach Goldak wurden für Berechnung des Temperaturfeldes beim MSG-Schweißen qualifiziert. Da die Modifikationen die realen Prozesse beim MSG-Schweißen näher zu Realität abbilden, zeigt die Simulation auch bessere Ergebnisse bei einem signifikant geringeren Kalibrierungsaufwand. Aber es sollte nicht erwartet werden, dass alle möglichen Geometrien der Schweißnaht durch die Verwendung dieser Modifikation ausgebildet werden können. Die ÄWQ MR10 ist in erster Linie eine "äquivalente" Wärmequelle, deren Zweck es ist, die meiste reale Temperaturverteilung außerhalb des Schweißbades zu ermöglichen. Die berechneten Temperaturen im Inneren des Schweißbades müssen als eine Bewertung verstanden werden. Beliebige Aussagen über Prozesse innerhalb des Schmelzbades sind im Fall ÄWQ-Ansatz nicht nachvollziehbar.

Wir danken der Arbeitsgemeinschaft industrieller Forschungsvereinigungen "Otto von Guericke" e.V. (AiF) (AiF-Nr. 17.942 N /DVS-Nr. I2.013) für die finanzielle Förderung der Arbeiten, die aus Mitteln des Bundesministeriums für Wirtschaft und Technologie (BMWi) erfolgte.

6 Literatur

Dilthey, U. et al.(2005): *Software Package SimWeld for Simulation of Gas-Metal-Arc-Welding Processes of Steels and Aluminium Alloys*. Mathematical Modelling of Weld Phenomena 7, Graz Technical University.

Goldak, J. et al.(1984): "A New Finite Element Model for Welding Heat Sources.", *Metallurgical Transactions B*, No. 15B, pp. 299-305.

Goldak, J. et al.(1986): "Computer modelling of heat flow in welds.", *Metallurgical Transactions B*, No. 17B, pp. 587-600.

Goldak, J. et al.(1990): *Heat and fluid flow in welds. Advanced Joining Technologies*, Chapman and Hall, London, pp. 69-82.

Goldak, J. and Akhlaghi, M.(2005): *Computational Welding Mechanics*, Springer, New York.

Karkhin, V. A., Homich, P. N. and Michailov, V. G.(2007): *Models for volume heat sources and modelling functional-analytical technique for calculating the temperature fields in butt welding*, Mathematical Modelling of Weld Phenomena 8, eds. H.Cerjak et. al., TU Graz.

Lemeschko, B. U., Podmadin, C. C.(2002): *Sibirische Zeitschrift industrieller Mathematik*, T.5.-No 3, pp. 115-130.

Mokrov, O., Pavlyk, V. and Dilthey, U.(2006): *Analyses of Thermo-Electrical Process and Electrode Metal Transfer During Gas-Metal-Arc Welding with the Aid of Numerical Modelling*, Math. Mod. Inf. Techn. Weld. Relat. Pro., Paton Electric Welding Institute, Kiev, Ukraine.

Pittner, A., Weiss, D., Schwenk, C. and Reithmeier, M.(2008): "Methodology to improve applicability of welding simulation.", *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 3, No. 6, pp. 496-508.

Radaj, D.(2002): *Eigenspannungen und Verzug beim Schweißen, Rechen- und Messverfahren*, DVS-Verlag, Düsseldorf.

Reisgen,U., Mokrov, O., Rossiter, E. et al.(2010): *Welding process simulation for the calculation of an equivalent heat source*, Mathematical Modelling of Weld Phenomena 9, eds. H.Cerjak et. al., TU Graz.

Rosenthal, D.(1941): "Mathematical theory of heat distribution welding, cutting.", *Welding Research Supplement*, pp. 220-234.

Rosenthal, D.(1946): "The theory of moving sources of heat and its application to metal treatments.", *Transactions of the ASME*, pp. 849-866.

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

Schwenk, C., Rethmeier, M. and Weiss, D.(2007): *Rapid generation of temperature fields for simulation of welding distortions*, *Mathematical Modelling of Weld Phenomena 8*, eds. H.Cerjak et. al., TU Graz.

Schenk, T., Richardson, I. M., Kraska, M. and Ohnimus, S.(2009): "Influence of clamping on distortion of welded S355 T-joints.", *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 14, No. 4, pp. 369-375.

Schenk, T., Richardson, I. M., Kraska, M. and Ohnimus, S.(2009): "Non-isothermal thermomechanical metallurgical model and its application to welding simulations.", *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 14, No. 2, pp. 152-160.

Untersuchung der Netzgütebewertung beim dynamischen Substructuring

Clemens Marder¹ und Michael F. Zäh¹

¹ *Institut für Werkzeugmaschinen und Betriebswissenschaften (iwb), Technische Universität München,
Boltzmannstraße 15, 85748 Garching bei München
E-Mail: clemens.marder@iwb.mw.tum.de*

ZUSAMMENFASSUNG

Die Simulation von Schweißprozessen hat sich in vielen Unternehmen noch nicht durchgesetzt, da hierfür ein umfassendes Expertenwissen erforderlich ist sowie die Modellierung von Schweißprozessen sich zeitaufwändig gestaltet. Das dynamische Substructuring automatisiert die Teilschritte der prozessbegleitenden Neuvernetzung des Schweißpfades und übernimmt zudem Modellierungsaspekte. Dabei stellt die Bewertung der Netzgüte eine Herausforderung dar, da die Kontrolle durch den Anwender entfällt. In diesem Beitrag wird daher eine Methode zur Netzgütebewertung sowie eine Fehlerabschätzung der Simulation vorgestellt und an einem Anwendungsbeispiel demonstriert.

1 Einleitung

Das Laserstrahlschweißen ist ein Fügeverfahren, das aufgrund der hohen Energiedichte und der daraus resultierenden kleinen Wärmeeinflusszone zunehmend Verbreitung findet. Um das Prozessverhalten und die Verzüge und Eigenspannungen vorhersagen zu können, hat sich die thermomechanische Schweißsimulation etabliert. Nach [Perret, 2013] wird der Einsatz der Simulation maßgeblich gehemmt durch die hohen zeitlichen Aufwände zur Modellierung, der Voraussetzung von Expertenwissen sowie den hohen Rechenzeiten.

Ein vielversprechender Ansatz ist hierbei eine automatisierte Methode des dynamischen Substructurings mit prozessbegleitender Neuvernetzung, bei der die Teilschritte der Vernetzung, die Modellerstellung und die Steuerung des Simulationsablaufs automatisiert werden.

2 Stand der Technik

2.1 Dynamisches Substructuring

In unterschiedlichen wissenschaftlichen Arbeiten wurden bereits verschiedene Ansätze vorgestellt, um die Rechenzeiten zu reduzieren.

Eine einfache Variante ist der anforderungsgerechte Einsatz von Elementtypen. [Näsström et al., 1992] führte dazu die Kopplung von Volumen- mit Schalenelementen für Schweißsimulationen ein. [Brown und Song, 1993] stellten eine Neuvernetzungs- und Substructuring-Methode vor, mit der die Rechenzeit um den Faktor sieben reduziert werden konnte und erzielten damit qualitativ gute Resultate. Die adaptive Vernetzung nach [Lingren et al., 1997] verwendete global ein grobes Netz, wobei der Bereich der Schweißzone feinaufgelöst vernetzt wird und konnte damit eine Rechenzeitreduktion von 75 % nachweisen. Die adaptive Vernetzungsmethode nach [Duranton et al., 2004] verwendete spezielle Elemente, um den Berechnungsaufwand gering zu halten bei einer guten qualitativen sowie quantitativen Übereinstimmung. Ein weiterer vielversprechender Ansatz ist die Iterative-Substructuring-Methode nach [Murakawa et al., 2004]. Dieser Problemwissen-basierende Ansatz nutzt insbesondere den für Großstrukturen vorliegenden Effekt, dass

lediglich lokal im Bereich der Schweißprozesszone ein stark nicht-lineares Verhalten vorliegt, wohingegen der überwiegende Rest nur sehr schwache nicht-lineare Bauteilreaktionen aufweist. Dabei wird das Gesamtmodell in lineare und nicht-lineare Teilgebiete zerlegt. Die Kopplung der Gebiete erfolgt iterativ durch Minimierung der Residuen in den Grenzflächen. [Nishikawa et al., 2007] haben diesen Ansatz an verschiedenen Problemstellungen getestet und eine sehr gute Ergebnisgüte und hohe Recheneffizienz nachgewiesen. Allerdings konnte in neueren Arbeiten festgestellt werden, dass die mögliche Reduktion der Rechendauer für große Anwendungsfälle mit mehr als 1.000.000 Freiheitsgraden Grenzen aufweist [Murakawa et al., 2015]. Neben der Gebietszerlegung und der damit verbundenen Nutzung von mehreren CPUs konnte auch die Nutzung der GPU zur Beschleunigung der Simulation erfolgreich umgesetzt werden [Ikushima und Shibahara, 2014]. Darüber hinaus wurde in [Maekawa et al., 2015] nachgewiesen, dass mit dem Iterative-Substructuring-Verfahren Kriecheffekte abgebildet werden können.

Mit der Methode des dynamischen Substructurings steht ein leistungsfähiges Werkzeug zur Reduktion der Modellgröße und der Rechenzeiten zur Verfügung. Für die automatisierte Durchführung der Methode mit strukturierten Netzen sind allerdings noch keine Kriterien zur Steuerung der Modellierung bekannt.

2.2 Methoden zur Netzgütebewertung

Verfahren zur Bewertung der Netzgüte lassen sich in „a priori“- und „a posteriori“-Verfahren einteilen. So stellen „a priori“-Varianten zur Evaluation lediglich ein Urteil über die Netztopologie dar, ohne – im Voraus – die Auswirkungen der Vernetzung auf das Finite-Elemente-(FE)-Verfahren abbilden zu können. Dahingegen können „a posteriori“-Vorgehensweisen erst mit Kenntnis der Lösung – im Nachhinein – durchgeführt werden und sind folglich problemspezifische Betrachtungen. Für die Bewertung der Netz- bzw. der Elementtopologie werden im Allgemeinen die Elementwinkel, das Verhältnis der Kantenlängen, die Elementsteifigkeitsmatrix oder Kombinationen daraus herangezogen [Burkhart et al., 2013]. So lassen sich beispielsweise Verzerrungsgrade bestimmen, mit Hilfe derer die Qualität des Berechnungsgitters bestimmt werden kann [Knupp, 2001]. Der Anwendung von automatisierten Neuvernetzungsalgorithmen stehen zwei Herausforderungen gegenüber. Insbesondere für reale Bauteile mit stark gekrümmten Schweißnähten liegt kein allgemeingültiges Kriterium vor, das für verschiedene Werkstoffe und beliebig komplexe Geometrien eine Entscheidung vorgibt, ob das Netz für die Berechnung des Anwendungsfalls geeignet ist. Des Weiteren entfällt bei automatisierten Lösungen die Eingriffsmöglichkeit durch den Anwender. Somit müsste das Vernetzungswerkzeug in der Lage sein, die Netztopologie automatisch und problemangepasst zu ändern. Um trotzdem eine hohe Elementqualität sicherzustellen, kann die Schweißzone mit möglichst unverzerrten strukturierten Netzen diskretisiert werden [Bern und Eppstein, 1992]. Nach [Huang und Murakawa, 2015] fehlen für die vorgestellten Neuvernetzungsmethoden Untersuchungen zu den Auswirkungen der Vergrößerung im Nachlauf der Schweißnaht auf die prozessinduzierten plastischen Verformungen und Eigenspannungen. Zur Untersuchung der Methode wurden Demonstratorbauteile geschweißt und Querschliffe der Nähte angefertigt, die als Grundlage zum Modellaufbau dienen.

3 Versuchsaufbau und Vorgehensweise für die automatisierte Durchführung des dynamischen Substructurings

Es wurde ein langes Unterblech mit den Abmaßen 250x60x3 mm mit einem Verstärkungsblech 80x50x3 mm mittels einer Stirnkehlnaht gefügt. Beide Bleche bestanden aus dem Werkstoff X6CrNiTi18-10. Der verwendete Versuchsaufbau und ein Querschnitt der Naht sind in Abbildung 1 zu sehen. Der Versuchsstand diente der Untersuchung des automatisierten prozessbegleitenden Richtens von Schweißbauteilen [Marder et al., 2016]. Für die hier durchgeführte Naht befand sich die Richteinheit nicht im Eingriff. Die resultierende Schweißnahtgeometrie kann

Abbildung 1 (b) entnommen werden. Um eine optimale Anbindung der beiden Bleche zu erreichen, wurde der Einstrahlwinkel zu $\alpha = 30^\circ$ gewählt und eine Fokusverschiebung von $b = 0,5 \text{ mm}$ horizontal in Richtung des Oberblechs durchgeführt.

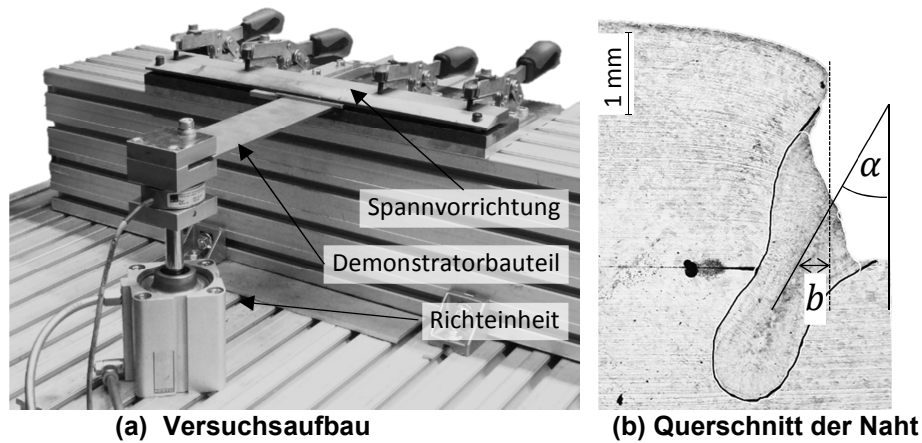


Abbildung 1: Versuchsaufbau (a) und Querschnitt der Schweißnaht (b)

Als Strahlquelle diente ein Multi-Mode-Faserlaser der Firma IPG mit einer Wellenlänge $\lambda = 1070 \text{ nm}$. Der Fokusedurchmesser der verwendeten Optik betrug circa $600 \mu\text{m}$. Die Schweißoptik wurde von einem Kuka KR 60 6-Achs-Industrieroboter geführt. Für eine Laserleistung von 6 kW wurde die Schweißgeschwindigkeit v_w variiert, bis sich der maximale Verzug einstellte. Dies entsprach einer Vorschubgeschwindigkeit von 6 m/min . Die verwendete Systemtechnik und die Schweißparameter sind in Tabelle 1 zusammengefasst.

Tabelle 1: Daten der verwendeten Systemtechnik und Schweißparameter

Laserleistung P_L	Schweißgeschwindigkeit v_w	Wellenlänge λ	Fokusedurchmesser d_F	Einstrahlwinkel α	Fokusverschiebung b
6 kW	6 m/min	1070 nm	$600 \mu\text{m}$	30°	0,5 mm

Zur simulativen Untersuchung des Schweißprozesses wurde ein Werkzeug entwickelt, dass für artgleiche Geometrien die Teilschritte *Vernetzung*, *Modellierung* und *Simulationssteuerung* automatisiert durchführen kann. Die Grundlage zur Beschreibung einer Schweißaufgabe bilden die Geometrieinformation des Bauteils, eine Ersatzwärmequelle zur Abbildung des Energieeintrags durch den Laser sowie der Schweißpfad.

Der in Abbildung 1 (b) dargestellte Querschnitt wird mittels eines Bildverarbeitungsprogramms eingelesen und aus der ermittelten Punktwolke die Außen- sowie die Schweißnahtkontur gewonnen. Das automatische Vernetzungsmodul erstellt mit Hilfe der Außenkontur und des vorhandenen Geometriemodells die Vernetzung. Mittels der vernetzten Geometrie wird anschließend das FE-Modell aufgebaut. Dazu sind zusätzlich Informationen über die Einspannbedingungen durch das verwendete Spannmittel notwendig, die vom Benutzer vorgegeben werden müssen. Die Bestimmung der Ersatzwärmequelle erfolgt automatisch durch einen evolutionären Optimierungsalgorithmus. Die Vorgehensweise dazu wurde in [Belitzki et al., 2016] veröffentlicht. Es kam eine Wärmequelle mit adaptierter Gauß-Verteilung zum Einsatz, die zur Abbildung des Einstrahlwinkels und der Fokusverschiebung in ein lokales Koordinatensystem überführt wurde. Ausgehend von dem automatisiert aufgebauten Finite-Elemente-Modell und der Ersatzwärmequelle soll nun die Vorgehensweise für das dynamische Substructuring vorgestellt werden.

Annähernd jedes FE-Modell von Schweißprozessen verfügt über Vergrößerungen senkrecht zur Schweißnaht, um anforderungsgerecht in nahtnahen Bereichen fein vernetzen zu können und in größerem Abstand durch ein grobes Gitter die Modellgröße zu reduzieren. Das dynamische Substructuring verfolgt darüber hinaus den Ansatz, das Modell in lineare und nicht-lineare Teilbereiche zu zerlegen, da die Berechnung von linearen FE-Modellen deutlich zeiteffizienter ist. Allerdings liegt aufgrund der hohen Temperaturen beim Schweißen ein stark nicht-lineares Materialverhalten vor. Dieses beschränkt sich aber lokal auf die Prozesszone und daran angrenzende Bereiche. Für eine automatisierte Steuerung des dynamischen Substructurings wird nachfolgend in Abschnitt 4.1 ein Kriterium abgeleitet, das eine Regelung der Länge und der Breite des feinvernetzten Bereichs ermöglicht. Es wurde dabei stets über die volle Blechdicke gleichmäßig diskretisiert. In dem hier vorgestellten Beitrag soll die Methode „dynamisches Substructuring“ mit einer mitlaufenden Netzverfeinerung eines strukturierten Netzes im Bereich des Schweißbads verknüpft werden. Somit werden zusätzliche Vergrößerungsschichten in Schweißrichtung sowie die Abschätzung der Fehler der Vergrößerung erforderlich (siehe Abschnitt 4.2). Die Steuerung der Neuvernetzung und -modellierung erfolgt in einem zentralen Steuermodul, dessen Funktionsweise im Folgenden kurz erläutert wird.

Das Modell besteht aus dem linearen Bereich A und dem nicht-linear modellierten Bereich B, die durch die Grenze Γ getrennt werden. Zu Beginn der Schweißung wird eine Startlänge l_0 und -breite b_0 vorgegeben (siehe Abb. 2 links). Mit fortschreitender Wärmequelle verlagert sich die Prozesszone, womit die Vernetzung angepasst werden muss (siehe Abb. 2 rechts).

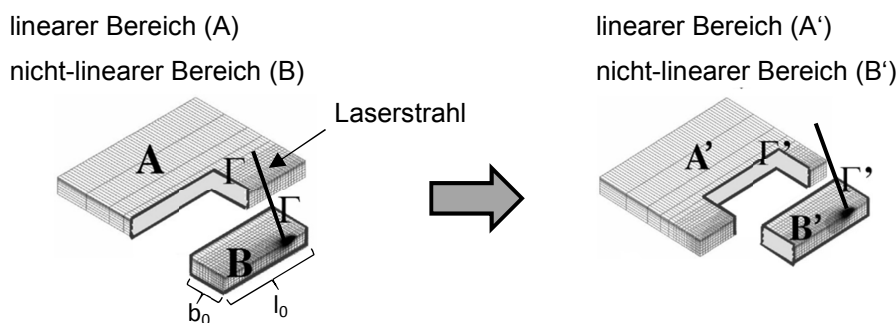


Abbildung 2: Vorgehen des dynamischen Substructurings in Anlehnung an [MAEKAWA ET AL., 2015]

Dazu werden nach der Berechnung einer festgelegten Anzahl von Berechnungsschritten, hier 20 Iterationen, die notwendigen Abmaße des feinvernetzten Bereichs neu bestimmt. Nach der Vernetzung und dem Aufbau des neuen FE-Modells werden die Berechnungs- und Ergebnisgrößen des alten auf das neue Netz übertragen.

4 Vorgehensweise zur Netzgütebewertung

4.1 Ermittlung der Abmessungen des feinvernetzten Bereichs des Schmelzbads

Wie im Stand der Technik aufgezeigt wurde, kann zwischen „a priori“- und „a posteriori“-Bewertungsmethoden unterschieden werden, wobei bei Letzterer auch die Feldgrößen (Temperaturen, Dehnungen und/oder Spannungen) zur Evaluierung herangezogen werden. Da im Bereich der „a priori“-Methoden keine universell einsetzbaren Kriterien bekannt sind, die die Eignung eines FE-Netzes zur Lösung eines physikalischen Problems allgemeingültig nachweisen, wird im Folgenden eine Netzgütebewertung anhand der Ergebnisgrößen vorgestellt.

Es stehen dazu Temperaturen, Kräfte und abgeleitete Größen an den Knoten sowie Dehnungs- und Spannungswerte an den Integrationspunkten zur Verfügung. Grundsätzlich können bei allen Größen der Absolutwert sowie der räumliche und der zeitliche Gradient verwendet werden. Die Methode des dynamischen Substructurings verfolgt das Ziel, durch Beschränkung der Netzverfeinerung auf Bereiche mit hohen Gradienten, die Rechenzeit zu reduzieren. Als Folge muss zwischen zwei Arten der Vergrößerung unterschieden werden, abhängig von der Orientierung zur Schweißnaht. Zum einen sind Vergrößerungsschichten quer zur Schweißnaht notwendig und zum anderen muss im Nachlauf der Schweißnaht das feinaufgelöste Netz durch ein grobes Netz ersetzt werden.

Für eine automatisierte Vernetzung und Modellierung muss ein Kriterium abgeleitet werden, mit dem sich die Lage der Vergrößerungsschichten möglichst allgemeingültig steuern oder regeln lässt. Es wird nun die Hypothese verfolgt, dass Bereiche in welche plastische Dehnungen zum jeweiligen Berechnungsschritt eingebracht werden, stets fein vernetzt werden sollen. Die äquivalente plastische Dehnrates

$$\frac{\Delta \varepsilon_{pl}}{\Delta t} = \sqrt{\frac{2}{3} \sum_{i,j} \Delta \varepsilon_{i,j}^{pl} \sum_{i,j} \Delta \varepsilon_{i,j}^{pl}} \quad (1)$$

berechnet sich aus den Anteilen des plastischen Dehnungstensors $\varepsilon_{i,j}^{pl}$ und stellt eine Vergleichsdehnung dar, die den dreidimensionalen Dehnungszustand abbildet. Das Erfordernis einer feinen Vernetzung wird vorausgesetzt, solange plastische Dehnungen eingebracht werden, welche den Schwellwert c_{min} überschreiten. Damit können die Ausdehnungen dieses Bereichs bestimmt werden. Es wird für jeden Integrationspunkt k die Bedingung

$$\left| \frac{\Delta \varepsilon_{pl}}{\Delta t} \right|_k > c_{min} \max \left(\left| \frac{\Delta \varepsilon_{pl}}{\Delta t} \right| \right) \quad (2)$$

überprüft, wobei sich ein $c_{min} = 0,01$ als geeignet herausgestellt hat. Mit diesem Kriterium kann nun automatisiert die Steuerung der optimalen Breite b_{opt} und Länge l_{opt} des feinvernetzten Bereichs erfolgen. In Abbildung 3 ist dies grafisch dargestellt und der jeweiligen Schmelzbadgeometrie gegenübergestellt.

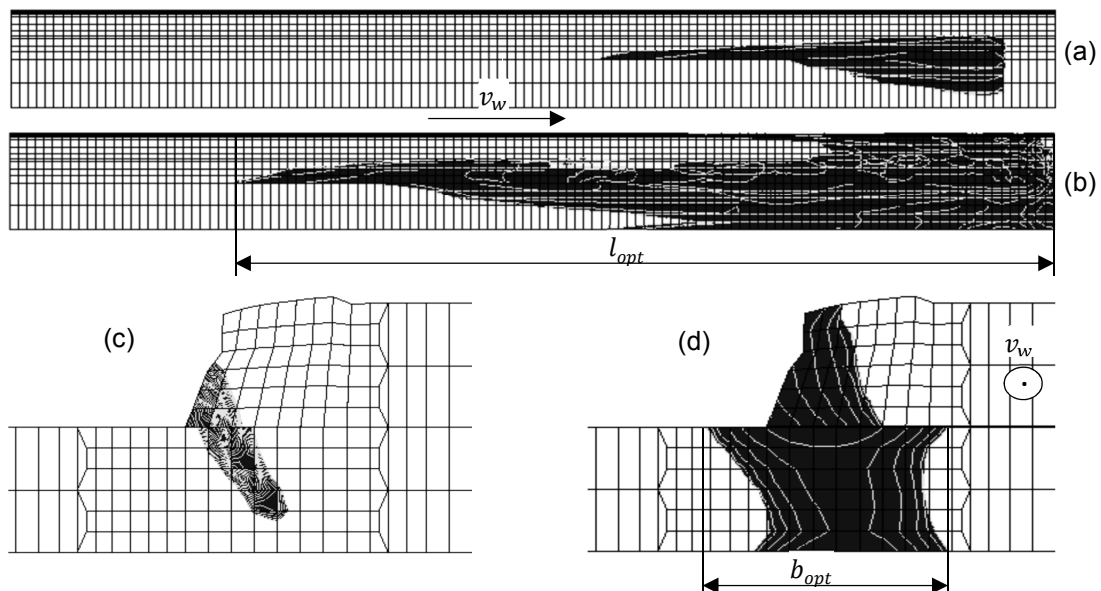


Abbildung 3: (a) Schmelzbadisotherme (1.350 °C) und (b) Kriterium nach Gl. (2) in der Seitenansicht; (c) Schmelzbadisotherme (1.350 °C) und (d) Kriterium nach Gl. (2) in der Querschnittsansicht.

In Abbildung 3 (a) und (c) ist jeweils die Schmelzbadisotherme des Schweißprozesses dargestellt, wobei im dunklen Bereich eine Temperatur über 1.350 °C vorliegt. Die Auswertung der Ungleichung (Gl. 2) ist in (b) und (d) gegeben und stellt die umhüllende Fläche aller Integrationspunkte dar, die die Ungleichung erfüllen.

Abbildung 3 (b) kann direkt die optimale Länge l_{opt} entnommen werden, die zur Regelung der Feinvernetzung in Schweißnahtichtung erforderlich ist. Diese entspricht hier circa der 2,2-fachen Schmelzbadlänge, siehe Abbildung 3 (a). Analog gibt (d) die erforderliche Breite b_{opt} des feinvernetzten Bereichs wieder, der ebenfalls deutlich über die Abmaße der Schweißbadgeometrie in Abbildung 3 (c) hinausgeht.

4.2 Ableitung eines Kriteriums zur Netzgütebewertung

Analog zur Vorgehensweise im vorherigen Abschnitt soll wieder eine „a posteriori“-Evaluierung der Güte der Vernetzung erfolgen. Zur Visualisierung sind in Abbildung 4 die Netztopologien vor und nach der Vergrößerung in Schweißnahtichtung gegenübergestellt.

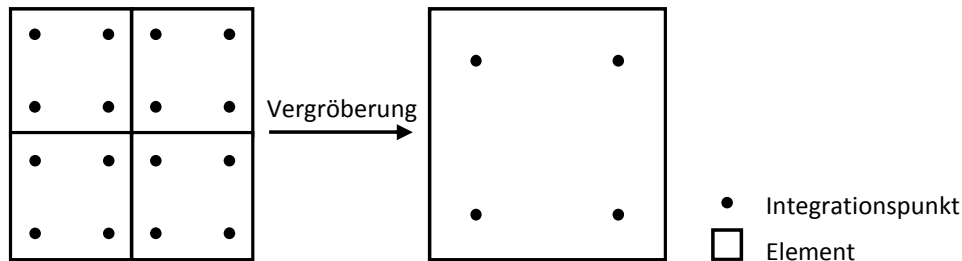


Abbildung 4: Muster der Zuordnung der Integrationspunkte

Vom feinvernetzten Bereich (Abbildung 4 links) muss das Ergebnisfeld im Nachlauf der Schweißnaht auf das grobe Netz (rechts) übertragen werden. Im zweidimensionalen Fall werden bei dem vorliegenden strukturierten Netz vier Elemente durch ein Großes ersetzt. Dabei tritt unweigerlich ein Informationsverlust auf, da im feinvernetzten Bereich die vierfache Menge an Stützstellen für die Berechnung der Dehnungen und Spannungen (Integrationspunkte) vorliegen. Die hier vorgestellte Netzgütebewertung betrachtet nun ortsbezogen den Fehler, der durch die Vergrößerung entsteht. Die Übertragung der Ergebnisgrößen wird durch eine Funktionalität in MSC Marc durchgeführt. Als Bewertungsgröße werden für das plastische Materialverhalten die äquivalente plastische Dehnung

$$\varepsilon_{pl} = \sqrt{\frac{2}{3} \sum_{i,j} \varepsilon_{i,j}^{pl} \sum_{i,j} \varepsilon_{i,j}^{pl}} \quad (5)$$

und die von-Mises-Spannung als Maß für die Spannungen ausgewertet. Da es sich bei der Netzgütebetrachtung um eine Abschätzung handelt und die Ergebnisgrößen auf dem neuen Netz bei der Evaluation noch nicht vorliegen, wird die Annahme getroffen, dass der Mittelwert \bar{M}_i der Ergebnisgrößen φ (äquivalente plastische Dehnungen, von-Mises-Spannung) im feinvernetzten Bereich zur Abschätzung des realen Wertes des neuen Integrationspunktes zur Netzgütebewertung ausreichend ist. Dieser wird für jedes zu vergrößernde Element i gemäß

$$\bar{M}_{\varphi,i} = \frac{1}{n_{IP}} \sum_{k=1}^{n_{IP}} \varphi_k \quad (3)$$

gebildet. Der Index k ist dabei die Integrationspunktnummer und n_{IP} die Anzahl der Integrationspunkte pro Element. Nun kann die maximale Abweichung der Ergebnisgröße vom Mittelwert

$$R_{max,\varphi,i} = \max(\varphi_k - \bar{M}_{\varphi,i}) \quad \text{mit } k = 1, 2, \dots, n_{IP} \quad (4)$$

für jedes Element i berechnet werden. Dies ermöglicht die Abschätzung über den maximalen Fehler, der durch den Verlust an Integrationspunkten bei der Vergrößerung zwangsweise auftritt. Für die automatisierte Steuerung des dynamischen Substructurings ist durch den Anwender ein Schwellwert für jede Ergebnisgröße vorzugeben. Abbildung 5 verdeutlicht, dass die Vorgehensweise analog auf den dreidimensionalen Fall übertragbar ist, wobei dort acht Elemente auf ein Element übertragen werden.

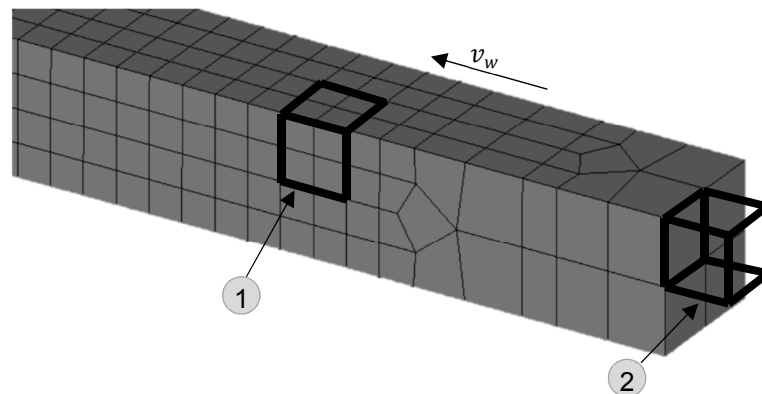


Abbildung 5: Zuordnung des fein- zum grobvernetzten Bereich im Nachlauf der Schweißnaht

Abbildung 5 stellt einen Ausschnitt des Berechnungsgitters dar, bevor die Neuvernetzung stattfindet. Nach der Durchführung von (hier) 20 Berechnungsschritten wird der feinaufgelöste Bereich in Schweißrichtung verschoben. Ein Element, das sich in Schweißrichtung gesehen am hinteren Ende der Prozesszone befindet (Würfel 1), wird nach der Neuvernetzung auf einem groben Gitter abgebildet (Würfel 2). Das hier vorgestellte Kriterium gibt eine Abschätzung über den Fehler aufgrund dem zwangsläufigen Verlust an Lösungstützstellen. Falls der Schwellwert im Laufe der Berechnung beispielsweise aufgrund eines Wärmestaus überschritten wird, kann die Vergrößerung dieser Teilbereiche automatisiert ausgesetzt werden, sodass lokal über die komplette Berechnungsdauer dort feinaufgelöste Ergebnisse vorliegen und anschließend vom Anwender ausgewertet werden können.

5 Zusammenfassung und Ausblick

Das dynamische Substructuring stellt eine vielversprechende Methode dar, um die insbesondere für Großstrukturen noch sehr großen Rechenzeiten reduzieren zu können. In dem hier vorgestellten Ansatz wird es in eine automatisierte Vernetzungs- und Modellierungsmethode integriert. Durch die Auswertung der äquivalenten plastischen Dehnungsrate wurde ein Bewertungskriterium identifiziert, mit der die Größe der Teilgebiete des linearen und nicht-linearen Bereichs automatisiert steuern lassen. Zur Sicherstellung der Netzgüte wurde ein auf strukturierte Gitter basierendes Vernetzungsverfahren gewählt und eine „a posteriori“-Bewertung der Ergebnisgrößen implementiert, die eine Fehlerabschätzung aufgrund der Vergrößerung im Nachlauf der Schweißnaht gibt.

6 Literatur

Belitzki, A.; Marder, C.; Huissel, A.; Zaeh, M.-F. (2016): „Automated heat source calibration for the numerical simulation of laser beam welded components”, *Production Engineering*, Volume 10, Issue 2, S. 129-136.

Bern, M.; Eppstein, D. (1992): “Mesh Generation and Optimal Triangulation.” in *Computing in Euclidean Geometry*, World Scientific, S. 47-123.

Brown S. B.; Song H. (1993): “Rezoning and dynamic substructuring techniques in FEM simulations of welding processes”, *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, Volume 115, Issue 4, S. 415-423.

Burkhart, T. A.; Andrews, D. M.; Dunning, C. E. (2013): “Finite element modeling mesh quality, energy balance and validation methods: A review with recommendations associated with the modeling of bone tissue”, *Journal of Biomechanics*, Volume 46, S. 1477-1488.

Duranton, P.; Devaux, J.; Robin, V.; Gilles, P.; Bergheau, J. M. (2004): “3D modelling of multi-pass welding of a 316L stainless steel pipe”, *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 153, S. 457-463.

Huang, H.; Murakawa, H. (2015): “Dynamic Mesh Refining and Iterative Substructure Method for Fillet Welding Thermo-Mechanical Analysis”, *Computer Modeling in Engineering and Science*, Volume 106, Issue 3, S. 187-201.

Ikushima, K.; Shibahara, M. (2014): “Prediction of residual stresses in multi-pass welded joint using idealized Explicit FEM accelerated by a GPU”, *Computational Materials Science*, Volume 93, S. 62-67.

Knupp, P. M. (2000): “Achieving finite element mesh quality via optimization of the Jacobian matrix norm and associated quantities. Part I - A framework for surface mesh optimization”, *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, Volume 5, S. 401-420.

Lindgren L. E.; Häggblad H. A.; McDill J. M. J.; Oddy A. S. (1997): “Automatic remeshing for threedimensional finite element simulation of welding”, *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, Volume 147, Issue 3, S. 401-409.

Marder, C.; Dreibati, O.; Sommer, S.; Zäh, M.-F. (2016): „Prozessbegleitendes dynamisches Spannen zur Verzugs- und Eigenspannungsreduzierung beim Schweißen von Bauteilen“, *Schweißen und Schneiden*, DVS Media, Düsseldorf, in Veröffentlichung.

Näsström M.; Wikander L.; Karlsson L.; Lindgren L.E.; Goldak J. (1992): “Combined solid and shell element modelling of welding”, *Mechanical Effects of Welding*, Springer-Verlag, Berlin Heidelberg, S. 197-205.

Maekawa, A.; Kawahara, A.; Serizawa, H.; Murakawa, H. (2015): “Fast three-dimensional multipass welding simulation using an iterative substructure method”, *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 215, S. 30-41.

Murakawa H.; Oda I.; Itoh S.; Serizwa H.; Shibahara M. (2004): "Iterative substructure method for fast FEM analysis of mechanical problems in welding", *Preprints of the National Meeting of JWS*, Volume 75, S. 274-275.

Murakawa, H.; Ma, N.; Huang, H. (2015): "Iterative substructure method employing concept of inherent strain for large-scale welding problems", *Welding in the World*, Volume 59, Issue 1, S. 53-63.

Nishikawa, H.; Serizawa, H.; Murakawa, H. (2007): "Actual application of FEM to analysis of large scale mechanical problems in welding", *Science and Technology of Welding and Joining*, Volume 12, Issue 2, S. 147-152.

Perret, W. (2013): "Welding Simulation of Complex Automotive Welded Assembly - Possibilities and Limits of the Application of Analytical Temperature Field Solutions", *Dissertation*, TU Berlin.

Schnelle Lösungsansätze zur Verzugsberechnung in der Schweißsimulation

Marius Gatzen¹ und Pavel Khazan²

¹ Simufact Engineering GmbH, Hamburg
E-Mail: marius.gatzen@simufact.de

² Simufact Engineering GmbH, Hamburg
E-Mail: pavel.khazan@simufact.de

ZUSAMMENFASSUNG

Insbesondere beim Fügen komplexer Baugruppen kann die Schweißstruktursimulation zum Erkenntnisgewinn über erwartete Verzüge und Eigenspannungen und somit zu Prozessverständnis und Prozessoptimierung beitragen. Allerdings steigen mit der Komplexität der Baugruppe auch die Modellgröße und somit auch die Rechenzeit stark an, so dass im praktischen Einsatz die Simulation oftmals auf Grund der benötigten Zeit für die Modellierung und Berechnung nicht in Betracht gezogen wird. Neben den üblichen, volltransienten Ansätzen existiert eine Vielzahl von Vereinfachungen, die zwar einen gewissen Informationsverlust verursachen, aber den Modellierungsaufwand sowie die Rechenzeiten deutlich reduzieren, so dass eine schnelle Abschätzung der Verzüge und Eigenspannungen möglich wird. Diese Ansätze, die entweder das zugrundeliegende physikalische Modell vereinfachen oder die zeitlichen Abhängigkeiten vernachlässigen, werden im Folgenden für Konventionelles- und Widerstandspunktschweißen vorgestellt. Vor allem die Berechnungszeit und der geringe Modellierungsaufwand stehen dabei im Vordergrund, es kann aber auch gezeigt werden, dass trotz vereinfachter Annahmen, die Ergebnisse qualitativ den Erwartungen entsprechen.

1 Einleitung

Thermische Prozesse wie das Schweißen oder Löten gehören zu den etablierten Fügeverfahren. Neben dem unerwünschten Schweißverzug treten bei den modernen Schweißverfahren wie MIG-, MAG-, und Laserstrahlschweißen sowie beim Fügen mittels Widerstandspunktschweißen vor allem akkumulierende Eigenspannungen auf, die einen negativen Einfluss auf die Dauerfestigkeit haben. Obwohl seit Jahrzehnten im Einsatz, gehören Schweißprozesse auch heute noch zu den mathematisch am schwierigsten zu beschreibenden Verfahren. Der Grund hierfür liegt in der komplexen Physik der lokalen Wärmeeinbringung in Kombination mit hohen Temperaturgradienten und deren Auswirkung auf die mechanischen und metallurgischen Eigenschaften der Bauteile. Entsprechend erfolgt die Auslegung von geschweißten Strukturen auch heute noch im hohen Maße durch kostspielige Schweißversuche und zerstörender Werkstoffprüfung.

Die Finite Element Methode bietet seit einigen Jahren die Möglichkeit, die verschiedenen Teilprozesse des Schweißens mit Hilfe einer zeitlich und räumlich diskretisierten Darstellung der zugrundeliegenden mathematischen Modelle in numerischen Simulationen zu verknüpfen. Radaj unterscheidet dabei zwischen drei Simulationstypen, die er im sogenannten Simulationsdreieck darstellt (Abbildung 1) [Radaj, 2002]:

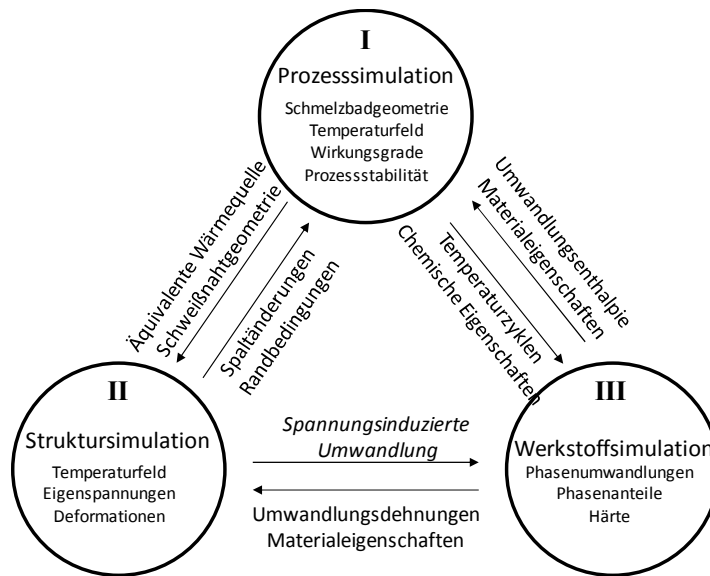


Abbildung 1: „Simulationsdreieck“ nach Radaj zur numerischen Abbildung thermischer Fügeprozesse (aus [Radaj, 2002])

Die Prozesssimulation (I), die mechanische Struktursimulation (II) und die metallurgische Werkstoffsimulation (III). Bei Schweißprozessen erfolgt der Wärmeeintrag nur lokal und auf kleinstem Raum. Ein Verständnis der komplexen Prozesse der Wärmeeinbringung ist vor allem für Hersteller von Schweißstromquellen oder Laserschweißoptiken von entscheidender Bedeutung. In der metallverarbeitenden Industrie ist hingegen vor allem die Struktursimulation relevant, da diese Auskunft über das Bauteilverhalten und die Eigenspannungen gibt. Im Falle von crashrelevanten Bauteilgruppen ist zudem die Werkstoffsimulation von Bedeutung um negative Effekte wie Entfestigung (beispielsweise bei Aluminiumlegierungen) abbilden zu können. Struktur- (II) und Werkstoffsimulation (III) werden daher üblicherweise mit Hilfe der Finiten Element Methode berechnet. Auch für die Prozesssimulation (I) kann die Finite Elemente Methode zwar prinzipiell herangezogen werden, jedoch hat sich hierfür die Finite Volumen oder Finite Differenzen Methode als deutlich zweckmäßiger erwiesen. Eine entsprechende Kopplung aller drei Simulationstypen in einer multiphysikalischen Simulation resultierte dann in einem hochkomplexen Modell, dessen räumliche und zeitliche Diskretisierung maßgeblich durch die hohen Anforderungen der Prozesssimulation (I) bestimmt wäre. Ein gangbarer Weg um diesen modellierungs- und rechentechnischen Aufwand zu umgehen ist die Verwendung von vereinfachten, äquivalenten Wärmequellen wie beispielsweise die von Goldak et al. formulierte doppelt-elliptische Ersatzwärmequelle [Goldak et al., 1984] für Schweißprozesse. Diese ermöglicht es, auf die umfangreiche Prozesssimulation zu verzichten und sie durch eine einfachere thermische Simulation, die mit der Struktursimulation gekoppelt werden kann, zu ersetzen. Der Schweißprozess wird dann u.a. als thermische Last in einer thermomechanischen Simulation berücksichtigt.

In den vergangenen Jahrzehnten wurden zahlreiche wissenschaftliche Untersuchungen zu den Einflüssen der numerischen Parameter einer solche thermomechanischen Simulation vorgenommen. So wurden unter anderem die Auswirkungen der Netzdichte [Voß, 2001] sowie verschiedene Wärmequellen intensiv beforscht [Goldak, 2005] und die notwendigen Materialmodelle identifiziert [Loose et al., 2010]. Mit Hilfe dieser Erkenntnisse und im Zuge der zunehmend leistungsfähigeren Rechensysteme konnten in den vergangenen 10 Jahren bereits gute Ergebnisse für einfache Anwendungsfälle erzielt werden. Die Herausforderung, ein leistungsfähiges Simulationstool zur Berechnung immer größerer und komplexerer Bauteilgruppen und deren Spannsysteme für industriell relevante Anwendungsfälle zur Verfügung zu stellen, hat zur Ent-

wicklung von Simufact.welding geführt, das genau diese Möglichkeiten bietet. Der Wettbewerb zwischen den kommerziellen Berechnungstools entscheidet sich zunehmend an der Möglichkeit, neben der genauen Vorhersage von Verzügen und Spannungen, auch die Berechnungszeiten möglichst gering zu halten und so den Anforderungen im industriellen Alltag gerecht zu werden.

2 Herausforderungen und Herangehensweisen bei der Schweißsimulation

Die Anforderung an die Struktursimulation hängt unmittelbar damit zusammen, welche technischen Fragestellungen der Anwender gelöst haben will. Insbesondere für die Schweißprozesse gibt es eine ganze Bandbreite von Informationen die aus der Simulation abgeleitet werden können:

Sollen etwa Verzüge und Eigenspannungen genau ermittelt werden, um kritische Bauteilgeometrien zu überarbeiten oder der Verzug für bereits festgelegte Baugruppen über die Änderung der Schweißreihenfolge optimiert werden? Schon in diesem ersten Fall können unterschiedliche Anforderungen an den Umfang der Struktursimulation gestellt werden. Dem einen Anwender kann es dabei um die exakte Simulation von Verzügen und Schweißeigenspannungen an bestimmten Abschnitten eines Bauteils gehen (was auch eine gewisse Reduzierung der Modellgeometrie erlaubt), während der andere Anwender ein Tool benötigt, das den Verzug einer gesamten Baugruppe für verschiedene Schweißreihenfolgen inklusive der Einspannsituation zeigt.

Eine zweite Gruppe von Anwendern könnte lediglich an einer reinen Abschätzung der tendenziell auftretenden Verzüge schon während der Konfektionierung bestimmter Baugruppen interessiert sein, beispielsweise für Spezialbaugruppen für die wenig praktische Erfahrung vorliegt und die nur in Kleinserien produziert werden.

Während im ersten Fall sehr hohe Anforderungen an die Exaktheit der Simulation, hinsichtlich Wärmequellenkalibrierung, Werkstoffmodell und zeitliche Abfolge des transienten Wärmeeintrags gestellt werden, könnten im letztgenannten Fall auch geringfügige Abweichungen der Absolutwerte toleriert werden, solange die Tendenz korrekt abgebildet wird und teure experimentelle „Try-Outs“ wegfallen können. Allen gemeinsam ist der Wunsch, die Berechnungszeiten so gering wie möglich zu halten. Eine sinnvolle Reduzierung der Berechnungszeit muss sich einerseits an den Grenzen des numerisch Sinnvollen und andererseits an der eigentlich zu beantwortenden Fragestellung orientieren. Eine Verringerung der Netzdichte oder Erhöhung der Zeitschrittweiten sind hier keine sinnvolle Option zur Rechenzeitverkürzung.

Für Anwender der zweiten Kategorie, die vor allem an einer schnellen Verzugsvorhersage interessiert sind und für diese auch eine Abweichung der berechneten Absolutwerte in bestimmten Grenzen in Kauf nehmen, reicht es oft aus, durch Näherungslösungen schnell einen Trend aufzuzeigen zu können. Dies gilt insbesondere wenn es lediglich um die Richtung des Verzugs geht um vorab Aussagen über das potentielle Bauteilverhalten zu erlangen. Bei der Implementierung solcher Näherungslösungen können folgende methodischen Ansätze verfolgt werden:

1. Vernachlässigung der zeitlichen Abfolgen
2. Vorgabe von Zwangsbedingungen statt Lasten
3. Entkopplung von mechanischer und thermischer Simulation
4. Vernachlässigung von Teileffekten

Jeder dieser Ansätze hat selbstverständlich Auswirkungen auf die Realitätsnähe der Modellergebnisse, kann aber, je nach Anwendungsfall, die Berechnungszeit drastisch reduzieren. Im Folgenden werden daher zwei beispielhafte Anwendungsfälle vorgestellt, die mit Simufact.welding berechnet wurden und bei denen durch Vereinfachungen die Berechnungszeiten reduziert werden können. Ab der Version 6.0 sind diese Methoden direkt über das GUI nutzbar.

3 Rechenzeitverkürzung beim Widerstandspunktschweißen

Es soll der Fall eines Punktschweißprozesses von hochfesten Stahlblechen (22MnB5) mit insgesamt vier Schweißpunkten betrachtet werden. Zu diesem Zweck sollen zwei im Überlappstoß angeordneter Bleche berechnet werden. Die Modellgeometrie, die Position der Schweißpunkte, die Fixierungen sowie das verwendete FE-Netz sind in Abbildung 2 dargestellt.

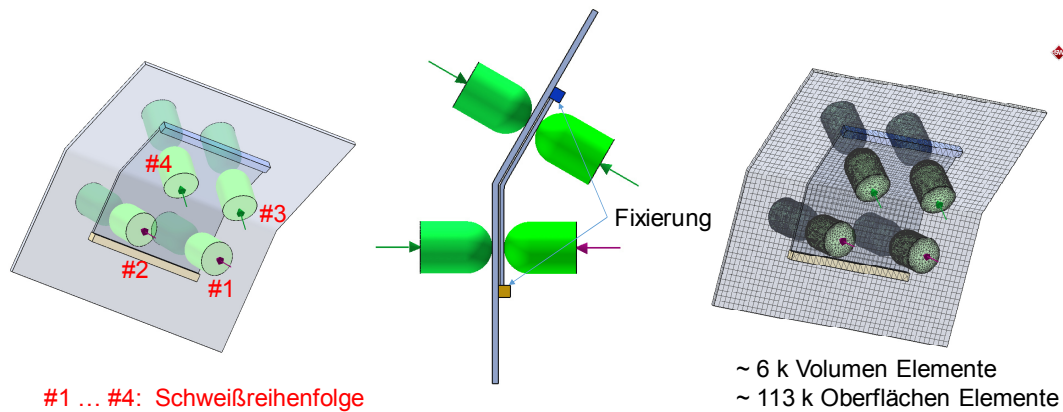


Abbildung 2: Modellgeometrie, Schweißpunkte und FE-Netz für die Simulation des Widerstandspunktschweißen

Für die Berechnung wird ein Netz mit etwa 6000 Volumenelementen sowie 113000 Oberflächenelementen verwendet. Simufact.welding verwendet für das Widerstandspunktschweißen ein elektro-thermo-metallurgisch-mechanisches Prozessmodell. Auf Basis der elektrischen Leitfähigkeit und Kontaktwiderstände der gefügten Komponenten wird das elektrische Feld und der Stromfluss berechnet. Durch die Widerstandserwärmung wird dann das lokale Temperaturfeld ermittelt, das schließlich für die metallurgische und mechanische Simulation herangezogen wird. Dadurch ergibt sich ein selbstkonsistenter Modellansatz bei dem die Elektrodengeometrie, deren Kraft und deren Stromstärke direkt aus Roboterdaten übernommen und als Eingangsdaten für die Simulation genutzt werden können. In Abbildung 3 sind diese Eingangsdaten für den hier betrachteten Fall aufgezeigt.

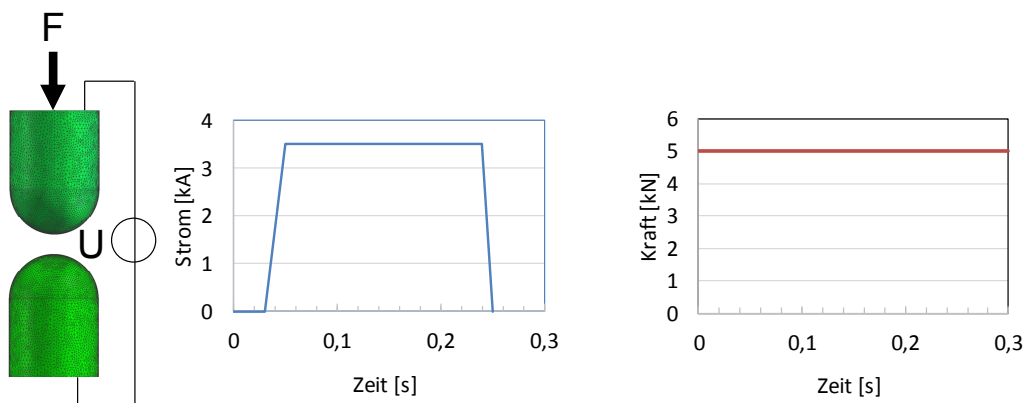


Abbildung 3: Eingangsparameter für die elektro-thermo-metallurgisch-mechanische Prozessmodellierung des Widerstandspunktschweißen

Für den Modellaufbau in Simufact.welding müssen dann lediglich noch die Position der Schweißpunkte und die relative Orientierung der Elektroden definiert werden. Die Simulation wurde mit adaptiver Zeitschrittweitensteuerung unter Ausnutzung von 4 Intel Xeon E5-2640 v3 2,6 GHz Kernen sowie 64 GB Ram durchgeführt. Mit Hilfe des voll gekoppelten elektro-thermo-metallurgisch-mechanischem Ansatzes und unter Berücksichtigung der Schweißreihenfolge ergibt sich das in Abbildung 4 dargestellte Ergebnis für den Gesamtverzug der beiden Bleche. Die Berechnungszeit betrug ca. 19 Minuten.

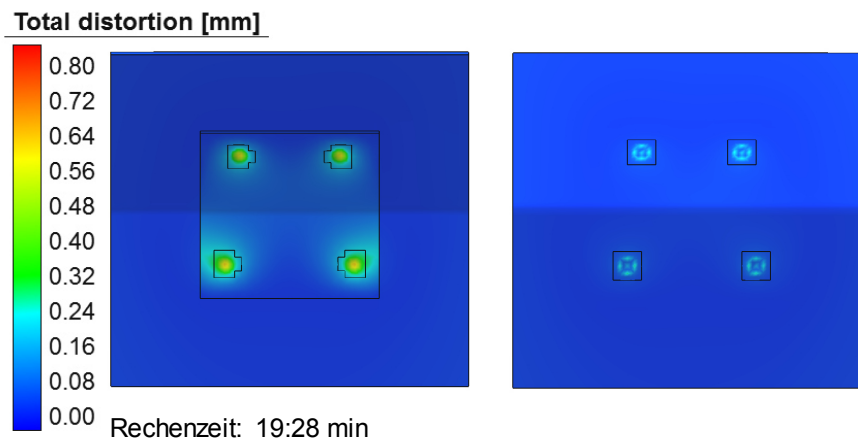


Abbildung 4: Gesamtverzug beim Widerstandspunktschweißen, dargestellt auf der oberen und unteren Seite der gefügten Bleche

Zur Verkürzung der Berechnungszeiten werden zwei unterschiedliche Herangehensweisen überprüft. Insbesondere im Fall des Punktschweißens wird erwartet, dass es keine unmittelbare thermische Wechselwirkung zwischen den einzelnen Schweißpunkten gibt, da sie, gemessen an Ihrer Ausdehnung, weit auseinanderliegen. Geht man weiter davon aus, dass der sogenannte „shunting“-Effekt für eine erste Verzugsvorhersage vernachlässigt werden kann, so kann eine Berechnungszeitverkürzung durch eine sogenannte „Single-Shot“ Lösung, bei der die Schweißreihenfolge vernachlässigt wird, verkürzt werden. Bei diesem Ansatz werden alle Schweißpunkte gleichzeitig simuliert. Das Modell muss dafür nicht verändert werden.

Als zweite Herangehensweise wurde ein vereinfachter Ansatz unter Verwendung bewegter Starrkörper (Elektrodengeometrie) als zeitabhängige Randbedingung sowie unter Zuhilfenahme von Zwangsbedingungen für den Temperaturverlauf im Bereich der Schweißlinse (sogenannte „thermal cycles“) in Simufact.welding realisiert. Statt der Kraft und Spannung muss dann die Verschiebung der sich bewegenden Starrkörper und der Temperaturverlauf im Bereich der Schweißlinse zeitabhängig vorgeben werden. Mit Hilfe dieser Methode kann die Kopplung zwischen der Simulation des elektrischen Feldes und des Temperaturfeldes vernachlässigt werden und stattdessen eine vereinfachte thermo-metallurgisch-mechanische Simulation durchgeführt werden (siehe Abbildung 5). Da dieser Ansatz vollständig auf die Simulation des elektrischen Feldes verzichtet, bietet sich hier ebenfalls die Möglichkeit, alle Schweißpunkte gleichzeitig („Single Shot“-Lösung) zu simulieren.

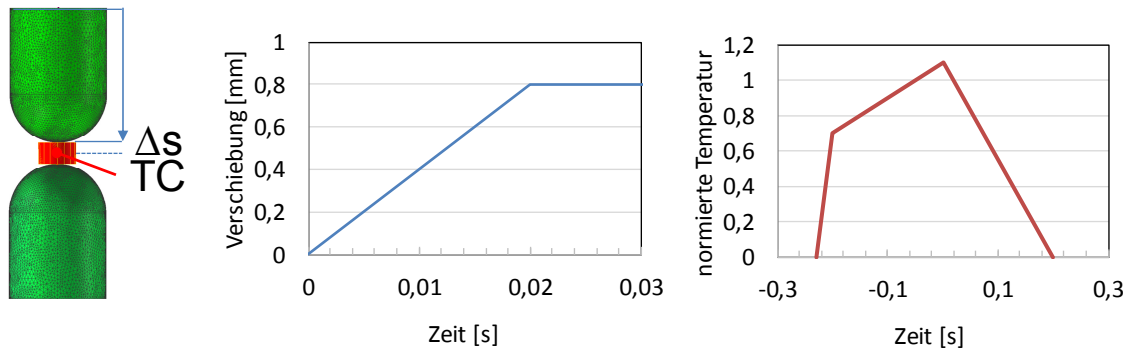


Abbildung 5: Modellparameter des thermo-metallurgisch-mechanischen Ersatzmodells.

In Abbildung 6 sind die resultierenden Verzüge für die beiden methodischen Herangehensweisen gegenübergestellt.

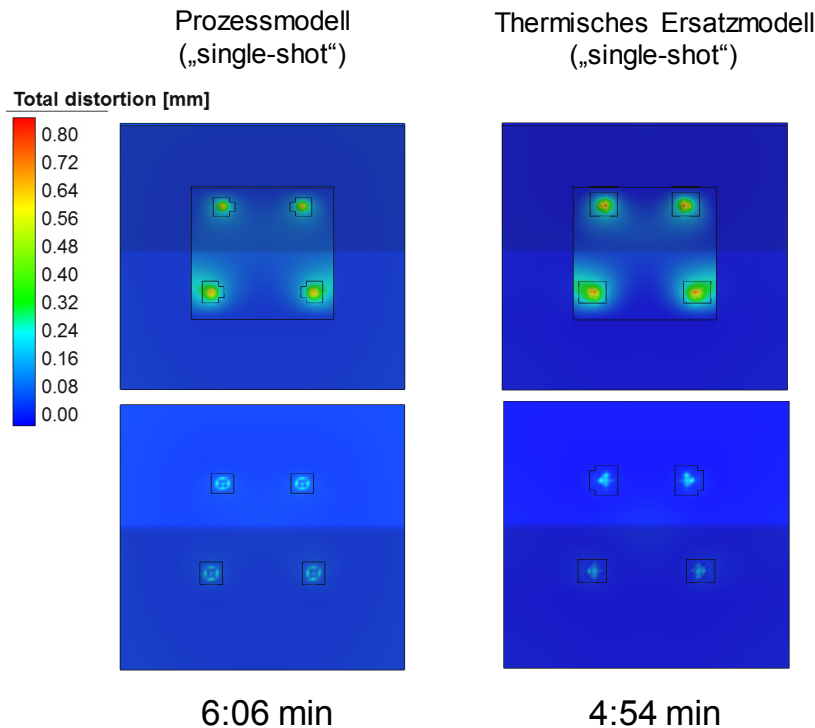


Abbildung 6: Ergebnisvergleich „Single-Shot“ Widerstandspunktschweißen.

Es ergeben sich Berechnungszeiten von jeweils 6:06 min bzw. 4:54 min, was einer Reduzierung auf 31% bzw. 25% des Wertes der gekoppelten transienten Simulation entspricht. Der Unterschied zwischen gekoppeltem und entkoppeltem Ansatz ist dabei vergleichsweise gering, sodass vor allem die Vernachlässigung der zeitlichen Abfolge („Single-shot“) die Rechenzeitverkürzung begründet. Die drei gezeigten methodischen Ansätze führen zu vergleichbaren Deformationen an der Schweißpunktstelle (siehe Abbildung 7).

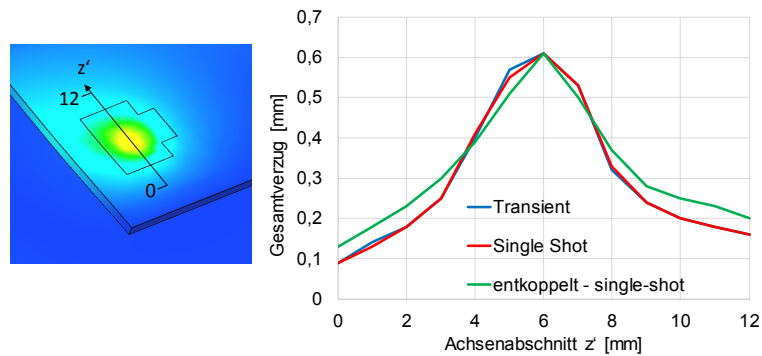


Abbildung 7: Vergleich der Verzugsergebnisse beim Widerstandspunktschweißen.

4 Rechenzeitverkürzung und Verzugsabschätzung bei großen Baugruppen

Betrachtet werden soll der Fall einer Baugruppe (hier als „Schiffszelle“ bezeichnet), die sich aus einer Bodenplatte, zwei Seitenwänden, einer Rückwand und einem Versteifer zusammensetzt. Die Baugruppe soll mit 16 Einzelnähten zusammengefügt werden. Die Gesamtgeometrie des Bauteils sowie die Position und Reihenfolge der Schweißnähte ist in Abbildung 8 (a) dargestellt.

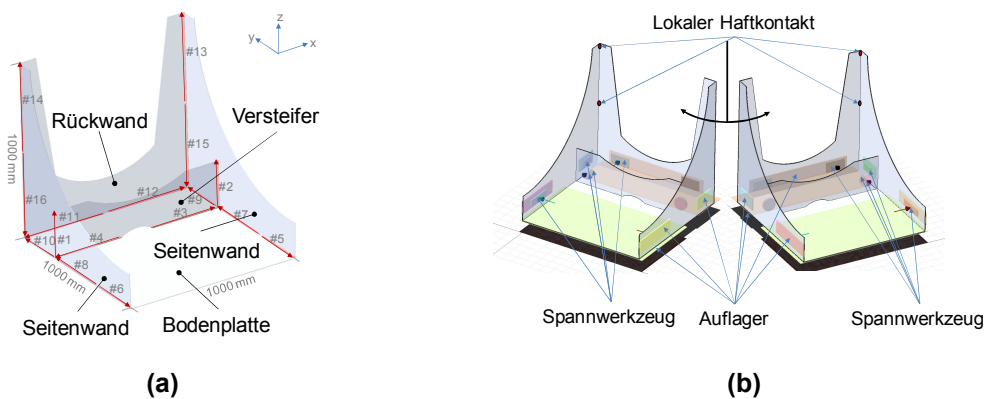


Abbildung 8: (a) Schiffszellengeometrie mit Schweißreihenfolge. (b) Einspannbedingungen.

Für die Simulation wurden umfangreiche Einspannbedingungen angenommen die in Abbildung 8 (b) abgebildet sind. Zusätzlich zu den Spannwerkzeugen und Auflager wurde die Rückwand mit Hilfe von insgesamt vier Heftnähten an den beiden Seitenwänden befestigt. Die Heftnähte sind im Modell durch lokale Haftkontakte, also vordefinierte Verbindung zweier benachbarter Knoten auf den jeweiligen Komponenten, realisiert.

Die Vernetzung der Komponenten und die Geometrie der Schweißnähte sind in Abbildung 9 dargestellt. Im Bereich der Schweißnähte wurde eine typische Kantenlänge von 1 mm vorgegeben, wohingegen im übrigen Bereich eine Kantenlänge von 10 mm verwendet wurde. Das Gesamtmodell besteht aus ca. 470000 Volumen- und ca. 409000 Oberflächenelementen. Die Geometrie und Parameter der verwendeten äquivalenten Wärmequelle sind ebenfalls in Abbildung 9 dargestellt.

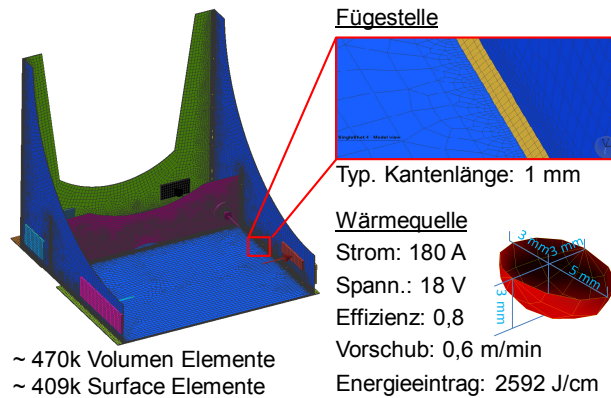


Abbildung 9: Rechnetz, Nahtgeometrie und Wärmequelle für die Simulation.

Für die Simulation wurden bei adaptiver Zeitschrittweitensteuerung 24 Intel Xeon E5-2640 v3 2,6 GHz Kerne sowie 64 GB Ram vorgesehen. Bei vollständig transient gekoppelter Simulation betrug die Berechnungszeit für die erste der insgesamt 16 Nähte bereits 99 Std. Dies ist einerseits der Größe des Modells geschuldet und andererseits der sehr langsamen Schweißgeschwindigkeit. Geht man von dieser Berechnungszeit aus, würde eine vollständige, gekoppelte transiente Simulation dieser Baugruppe, ohne weitere Optimierung des Rechengitters und der Solver-Parameter, ca. 1600 Stunden benötigen. Dieses Beispiel wurde bewusst so aufwendig gestaltet um die Auswirkungen von Modellvereinfachungen zu verdeutlichen. Eine Vergleichssimulation mit entkoppelter Berechnung, bei der nur in jedem 10ten Zeitschritt eine mechanische Simulation mit der thermischen Simulation gekoppelt wurde, benötigte bereits nur 15 Stunden für die erste Naht (ohne weitere Optimierung der Einstellungen), was die Berechnungszeit der Gesamtstruktur auf etwa 11 Tage reduzieren würde. In beiden Fällen wurde jedoch darauf verzichtet diese Simulation vollständig durchzurechnen.

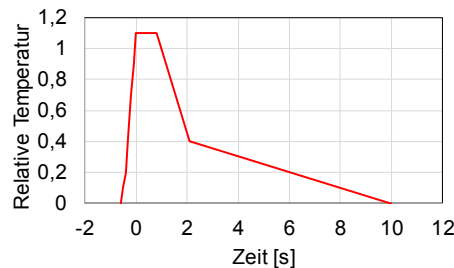


Abbildung 10: „Thermal Cycle“ als Zwangsbedingung für den transienten Wärmeeintrag in der Schweißnaht.

Zur Reduzierung der Rechenzeit wird eine zeitliche Mittelung des Wärmeeintrags vorgenommen. Zu diesem Zweck wurde ein sogenannter „Thermal Cycle“ als Zwangsbedingung für alle Knoten innerhalb einer Schweißnaht vorgegeben. In Abbildung 10 ist die dafür verwendete Temperaturkurve dargestellt. Die Kurve ist dabei auf die Schmelztemperatur des Schweißzusatzwerkstoffes normiert. Aus der Länge der Schweißnaht sowie der vorgegebenen Schweißgeschwindigkeit ergibt sich die dargestellte Zeitskala für den Lastfall. $t = 0$ s beschreibt dabei den Zeitpunkt an dem eine transiente Wärmequelle die Mitte der Schweißnaht erreicht hätte. Die Gesamtzeit des Lastfalls entspricht dabei immer noch dem Fall einer transienten bewegten Wärmequelle. Neben der Schweißzeit für eine Naht kann mit dieser Methode auch die Schweißreihenfolge weiter berücksichtigt werden.

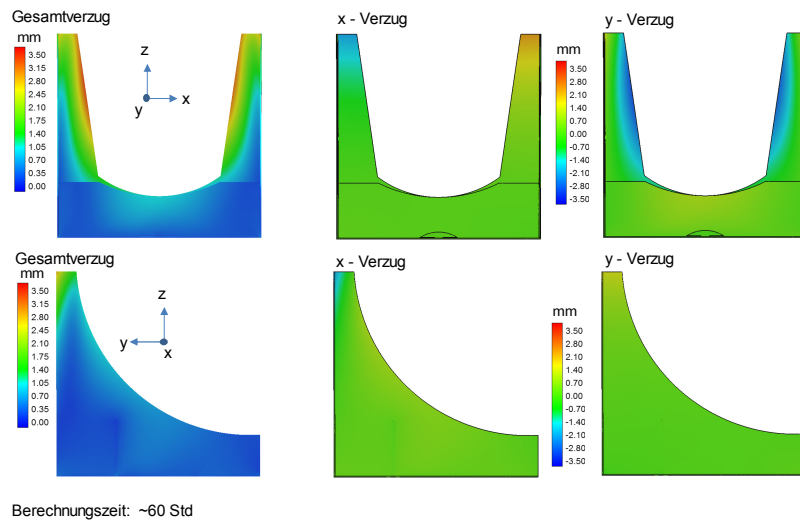


Abbildung 11: Ergebnis der Verzugsberechnung mit „Thermal Cycle“ unter Berücksichtigung der Schweißnahtreihenfolge.

Die resultierenden Verzüge einer solchen sequenziellen „Thermal Cycle“-Simulation ist in Abbildung 11 dargestellt. Gegenüber der transienten Simulation mit bewegter lokaler Wärmequelle kann der Verzug der gesamten Baugruppe bei gleichen Solvereinstellungen in 60 Stunden berechnet werden.

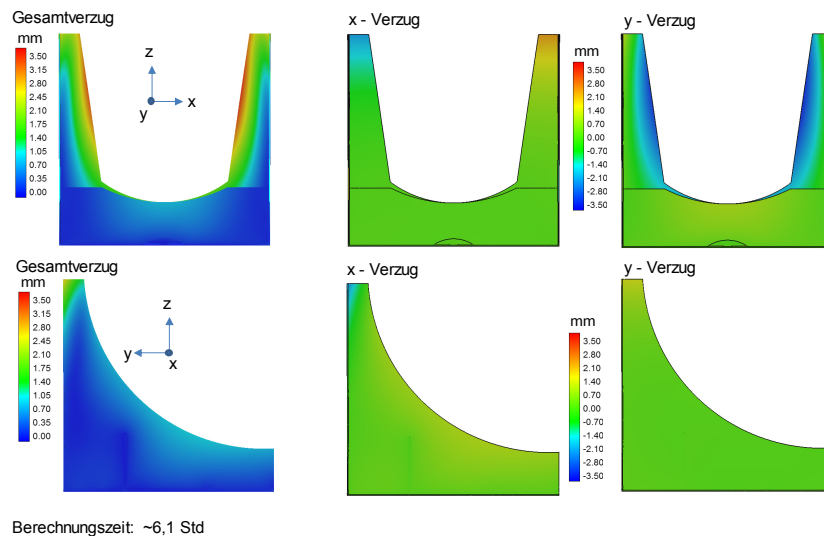


Abbildung 12: Ergebnis der „Single-Shot“ Verzugsberechnung mit „Thermal Cycle“.

Um die Berechnungszeit weiter zu reduzieren wurde für die Verzugsberechnung mit „Thermal Cycle“ zudem der „Single-Shot“-Ansatz untersucht. Da die Schweißnähte unterschiedliche Längen aufweisen, muss für eine effiziente Umsetzung dieses Ansatzes in Simufact.welding auch die Schweißgeschwindigkeit für die einzelnen Nähte so angepasst werden, dass die Lastfälle exakt gleich lang sind. Dadurch werden alle Nähte gleichzeitig thermisch belastet. In Abbildung 12 ist das Ergebnis der Verzugsberechnung mit diesem Ansatz gezeigt. Die Berechnungszeit beträgt nur noch ca. 6 Stunden und entspricht damit nur rund einem Zehntel der Be-

rechnungszeit mit Schweißreihenfolge. Sowohl die Richtung als auch die Absolutwerte der Verzüge sind vergleichbar mit dem zuvor gezeigten Fall. Die Vernachlässigung der Schweißreihenfolge bietet demnach hier eine sehr gute Abschätzung der resultierenden Verzüge.

Neben der Vernachlässigung der zeitlichen Abfolge kann auch die mechanische Auswirkung des Schweißprozesses vereinfacht dargestellt und damit Rechenzeit eingespart werden. Hierzu wurde die sogenannten „Schrumpfungs“-Methode angewendet.

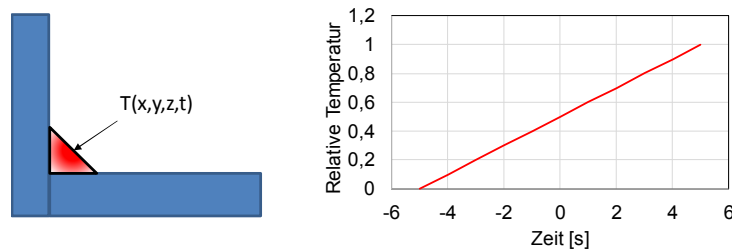


Abbildung 13: Temperaturzwangsbedingungen für die „Schrumpfungs“-Methode.

Dazu wird für den Schweißzusatzwerkstoff ein temperaturunabhängiges Werkstoffmodell verwendet wobei das Vorzeichen des thermischen Ausdehnungskoeffizienten umgedreht wird, um statt der Ausdehnung die Schrumpfung des Materials zu simulieren. Im Anschluss wird dann eine Schmelztemperatur des Schweißzusatzwerkstoffes als Zwangsbedingung für die Knoten des Schweißzusatzwerkstoffes vorgegeben und bis zum Ende der Simulation gehalten. Gleichzeitig wird die Wärmeleitung in die umliegenden Komponenten ausgeschaltet. Um diesen Vorgang numerisch stabil berechnen zu können, wird bei der Berechnung des Lastfalls die thermische Zwangsbedingung als linear ansteigende Temperatur vorgegeben, wie in Abbildung 13 gezeigt.

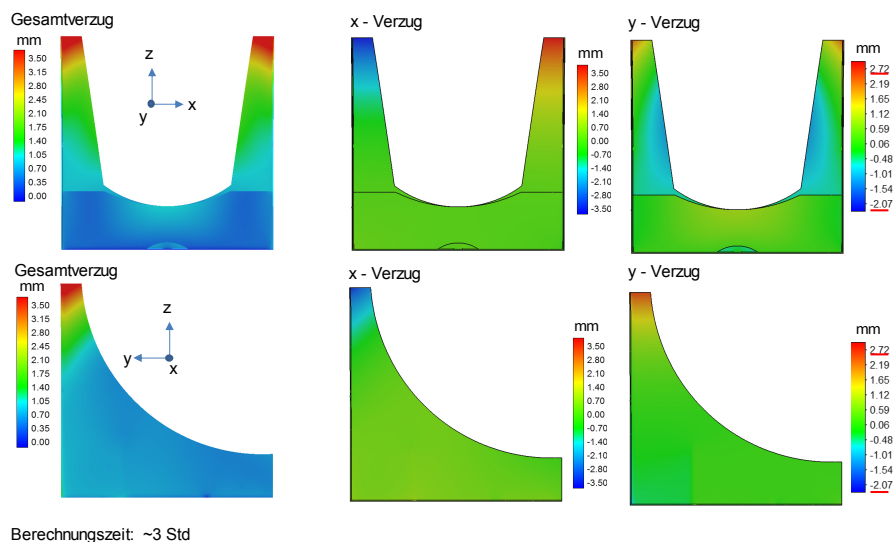


Abbildung 14: Ergebnis der „Single-Shot“ Verzugsberechnung mit „Schrumpfungs“-Methode.

Mit diesem Ansatz ist auch die Berücksichtigung der Schweißreihenfolge obsolet, sodass neben der Entkopplung auch die „Single-Shot“ Methode angewendet wird. Das Ergebnis der Verzugsberechnung mit diesem Ansatz ist in Abbildung 14 gezeigt. Die Berechnungszeit beträgt nur

noch ca. 3 Stunden. Die Vernachlässigung der Bauteilstauchung aufgrund der thermischen Ausdehnung der Komponenten hat jedoch auch Auswirkungen auf die Absolutwerte der berechneten Verzüge. Dies kann vor allem am Verzug in y-Richtung festgestellt werden. Die generelle Tendenz des Verzugs entspricht jedoch dem der vorherigen Berechnungen. Abweichungen sind lokal vor allem im oberen Bereich der Verbindung zwischen Rückwand und Seitenwände zu sehen. Hier führt die reine Schrumpfung zu einer Überschätzung des Verzugs. Insgesamt zeigt sich auch an diesem Beispiel, dass insbesondere die Vernachlässigung der zeitlichen Abfolge, also die „Single-Shot“ Methodik die signifikanteste Auswirkung auf die Berechnungszeit hat.

5 Zusammenfassung

Die in diesem Beitrag gezeigten methodischen Ansätze zur Reduzierung der Berechnungszeit für den Fall es Widerstandspunktschweißens sowie des Lichtbogenschweißens an großen Bauteilgruppen beziehen sich insbesondere auf die Vernachlässigung der zeitlichen Abfolge von Schweißpunkten und -nähten sowie die Vereinfachung von Teilprozessen der thermischen und mechanischen Simulation.

Im Falle des Widerstandspunktschweißens konnte gezeigt werden, dass die Vernachlässigung der zeitlichen Reihenfolge im Sinne einer „Single-Shot“ Methode eine Reduzierung der Rechenzeit um bis zu 70 % ermöglicht. Eine weitere Reduzierung der Rechenzeit kann durch Verwendung eines thermischen Ersatzmodells und der Vorgabe von Temperaturzwangsbedingungen erzielt werden. In beiden Fällen konnten vergleichbare Verzüge berechnet werden.

Für die Demonstration der Rechenzeitverkürzung bei der Simulation großer Bauteilgruppen mit vielen Schweißnähten und hoher Elementzahl wurde einerseits der Einsatz von Temperaturzwangsbedingungen (sog. Thermal Cycles) sowie die Vernachlässigung der Schweißreihenfolge („Single-Shot“) untersucht und andererseits ein „Schrumpfungs“-Ansatz zur Vereinfachung der mechanischen Simulation gezeigt. Gegenüber einer Simulation mit Berücksichtigung der Schweißreihenfolge konnte durch die beiden Vereinfachungsansätze eine Reduzierung der Berechnungszeit um 90 % („Single-Shot“-Thermal Cycle) bzw. 95 % („Schrumpfungs“-Methode) realisiert werden. Beide Ansätze liefern vor allem erste Abschätzungen für die generelle Verzugsrichtung bei komplexen Baugruppen mit vielen Schweißnähten.

Simufact.welding bietet die Möglichkeit, diese methodischen Ansätze ohne umfangreiche Modellanpassungen direkt über GUI hinzuschalten.

6 Literatur

Goldak, J., Chakravarti, A. und Bibby, M., (1984), „A new Finite Element Model for Welding Heat Sources“, *Metallurgical Transaction B*, Vol. 15B, 299 – 305.

Goldak, J. und Akhlagi, M., (2005), *Computational Welding Mechanics*, Springer.

Loose, T., Sakkietbutra, J. und Wohlfahrt, H., (2010), „New 3D-calculations of residual stresses consistent with measured results of the IIW Round Robin program“, *Proc. Mathematical Modelling of Weld Phenomena Bd. 9*, Verlag der Technischen Universität Graz, 369-390.

Radaj, D., (2002), *Eigenspannungen und Verzug beim Schweißen – Rechen- und Messverfahren*. Fachbuchreihe Schweißtechnik. Düsseldorf: DVS.

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

Recent Updates for the Heat Transfer Solver in LS-DYNA® with focus on computational welding mechanics

Thomas Klöppel¹, Mikael Schill², Tobias Loose³

¹ DYNAmore GmbH, Stuttgart, Germany, www.dynamore.de

² DYNAmore Nordic AB, Linköping, Sweden, www.dynamore.se

³ Ingenieurbüro Tobias Loose, Wössingen, Germany, www.loose.at

Abstract

Even though welding is a well-established production process in manufacturing industries and it has a significant influence on the finished geometry as well as on the material properties of the processed part, it is still often neglected in the virtual process chain. In this contribution novel developments for the heat transfer solver in LS-DYNA® are presented, which are designed to close this gap in the virtual process chain. In order to ensure a seamless data transition between stages without complex procedures, all new developments are applicable to solid and shell discretized geometries.

*First of all, the new keyword *BOUNDARY_THERMAL_WELD_TRAJECTORY is presented that provides an easy and flexible input structure for a heat source moving along a prescribed and, possibly, geometrically complex path for thermo-mechanically coupled and thermal only simulations.*

*Due to high temperatures, temperature gradients and temperature rates present in welding applications, phase transformations in the microstructure of the material play a crucial role in the process. The new material model *MAT_GENERALIZED_PHASE_CHANGE/#254 allows to distinguish up to 24 different phases in the microstructure. For each of the possible phase transitions the user can choose from a list of generic and well-established transformation models making the model applicable to a wide range of steel and aluminum alloys.*

*Depending on the process of interest, the transfer of heat and momentum between the welded parts is either implemented numerically by a special filler material in the weld seam or by a tailored contact formulation. The former can for example be realized with the new material formulation *MAT_254. The latter features a peak temperature induced switch between a sliding and tying contact and heat transfer across shell edges.*

1 Introduction

Over the last decades the mechanical and functional requirements put on the parts produced by the manufacturing industry has increased tremendously. In order to meet these requirements, the complexity of manufacturing processes has increased likewise. Therefore, numerical process simulation, which aims to accurately predict the shape and properties of the finished part, has gained importance.

Many of the processes used today incorporate characteristics of different physical regimes. Naturally, the coupling between different physical fields makes a numerical handling more complex and a powerful multi-physics solver such as LS-DYNA® is indispensable to simulate and solve such complex non-linear coupled problems.

From a numerical point of view, a particularly challenging process step is fusion welding. It is a well-established technology, in which the material is locally heated above the melting point and the molten regions are joined together during subsequent cooling. It usually results in comparably high deformations that have to be compensated for. Within the heat affected zone the material properties are often significantly altered as compared to the base material. This effect is due to phase transformation in the micro-

structure. Consequently, the main objective of the numerical simulation is to predict the deflection of and microstructure composition in the welded structure.

It is common practice to model the heat input of the weld torch by an equivalent heat source that is described by a power density distribution. For arc welding processes, the Goldak double ellipsoid heat source is considered to be the standard, see Goldak et al. [1]. In LS-DYNA an implementation of this distribution has been available for a couple of years (keyword: *BOUNDARY_THERMAL_WELD). In thermo-mechanical coupled simulations the movement and the aiming direction of the weld torch has been associated with the movement of a beam. For curved and possibly deforming structures, an a-priori definition of the movement might be very complex or even impossible.

To address this issue and additionally to provide more flexibility in terms of energy rate distributions a new implementation for equivalent heat sources has been added to LS-DYNA. The keyword *BOUNDARY_THERMAL_WELD_TRAJECTORY can be used to simulate a weld torch moving along a path defined on a (possibly moving and deforming) part in coupled but also in thermal-only analyses. In the next section some key feature such as easy definition of trajectories and weld aiming directions, a list of pre-defined weld pool geometries and the possibility of thermal dumping will be discussed.

If the user is mainly interested in the deflection of the part after the welding stage, the LS-DYNA material *MAT_CWM/#270 is a suitable choice to model the welded parts as well as filler material that is sometimes used in welding processes. Here a ghosting approach, i.e. a thermal activation of material, plays a crucial role. The material is briefly reviewed in section 3.

Many applications, however, necessitate an additional knowledge of phase transformations in the heat affected zone and, consequently, of the resulting material properties. In order to provide a suitable model for a wide range of metals, a new material *MAT_GENERALIZED_PHASECHANGE/#254 has been implemented. The material distinguishes up to 24 different microstructural phases. For each possible phase transformation between the phases the user can define a specific phase transformation model by choosing from a list of generic transformation models.

Based on the current phase concentrations the mechanical and thermo-mechanical parameters are evaluated. The material features a temperature and strain rate dependent plasticity algorithm. More details on this material can be found in the third section of this contribution. Beside a brief introduction of the keyword input, basic equations of the phase transformation models and the most important structure mechanical features are presented.

The fourth section addresses developments in the thermal contact formulations in LS-DYNA. Naturally, the assumption of added material in welding processes is not always justified and the ghost element approach not always feasible. In order to enable the user to simulate for example laser welding, a novel contact formulation has been implemented for both solid and shell discretized models. The key characteristic is a peak temperature driven switch from a sliding to a tied contact formulation.

The heat transfer for shell element in contact with other shell elements or solids is a well-established feature in LS-DYNA for some years, but up until recently, it has only been applicable between surfaces. For a more convenient modelling of T-joint geometries with shell elements and easy connections of sheet metals to solid weld seams, a novel contact formulation has been added to model the heat transfer between shell edges to surfaces.

2 A New LS-DYNA®-Keyword for Heat Source Modelling

In case of the well-established *BOUNDARY_THERMAL_WELD implementation the movement of a heat source is always identified with the movement of two nodal points in the simulation. This firstly implies that a moving heat source can only be modelled in a thermo-mechanically coupled simulation. Secondly, defining the movement and orientation of the heat source on curved parts has often required a significant pre-processing effort. Due to the extremely high temperatures and temperature gradients during welding,

the processed part will undergo significant deformations. As this naturally affects the welding path, an accurate a-priori prediction of the path is only seldom possible.

These drawbacks of the implemented boundary condition motivated the development of a novel keyword for moving heat sources called *BOUNDARY_THERMAL_WELD_TRAJECTORY. Its keyword input consists of four cards that read:

```
*BOUNDARY_THERMAL_WELD_TRAJECTORY
  PID      PTPY      NSID1      VEL1      SID2      VEL2      NCYC      RELVEL
  IFORM    LCID      Q        LCROT    LCMOV    LCLAT    DISC
  P1       P2       P3       P4       P5       P6       P7       P8
  TX       TY       TZ
```

The boundary condition is based on the observation that in most line welding processes the weld torch moves with a prescribed velocity on a pre-defined path. In the numerical representation this trajectory of the root of the weld torch is defined by a node set with the id NSID1. The torch velocity is given by VEL1 and can also be input as load curve defining the velocity as function of time. If the nodes are part of the welded structure, the position of the weld path will be updated automatically with deformation of the structure in a coupled simulation. In that case the velocity can either be defined in a fixed frame of reference (set RELVEL to 0) or with respect to the moving welded structure (set RELVEL to 1).

Besides the position of the root also the orientation of the heat source is to be defined. The new keyword features three different methods to describe it in order to make the input for many different applications as convenient as possible. The parameter SID2 defines the method to be used by the solver. If it is set to 0, a constant beam aiming direction (TX,TY,TZ) is assumed, defined in the fourth, optional keyword card.

For curved welds as shown in Figure 1, a constant orientation is probably unrealistic. One possibility to simulate a more reasonable, varying orientation employs a second node set (with SID2 as id), which defines a second path. The weld torch is always orientated from points in this path to the root of the torch. The position within the second path is automatically updated using a prescribed velocity (VEL2).

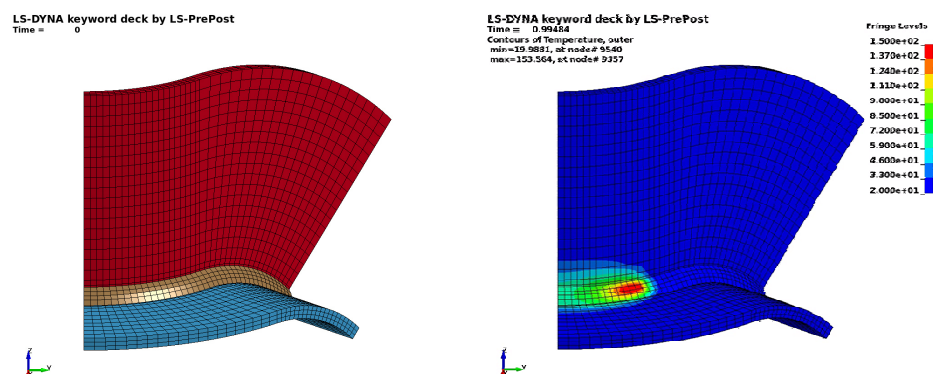


Figure 1: Welding of a curved T-joint. Geometry (left) and temperature field (right)

The usage of a second node set to define the orientation of the weld torch at any given position of the trajectory provides the utmost flexibility for complex welding processes. A possible disadvantage of this method lies in the significant pre-processing effort. A remedy is provided by the third orientation definition that has been implemented into the new boundary condition. It only requires knowledge of the position of the torch and the geometry of the welded structure and is invoked for a negative parameter SID2. The input requires a segment set with an id of -NSID2 and the weld beam is always assumed to be orthogonal to the segments in this set. For many applications in fusion welding the third method seems to be the most suitable choice in terms of pre-processing effort and accuracy.

To gain even more flexibility and to make variation of process parameters easier, position and orientation of the heat source can be adapted by time-dependent load curves. The values given in curves LCROT, LCMOV and LCLAT define a rotation around the trajectory, a displacement in weld beam direction and a displacement in lateral direction, respectively.

The novel keyword does not require the presence of a structure solver for modelling a moving heat source due to the particular definitions and functionalities described above, since the motion of the weld torch is not necessarily linked to the motion of a structural part. Therefore, moving heat sources can be simulated in thermal-only analyses.

The motion of the heat source frequently becomes the limiting factor for the admissible time step size depending on mesh size and torch velocity. Too large time steps result in an unevenly heating with often unphysically high maximum temperatures, since the solver does not compute intermediate positions and the heat source “jumps” across whole elements. Since the motion of the welding heat source has been transferred from the structure to the thermal solver and due to the definition with a trajectory, a kind of sub-cycling becomes possible. The solver uses NCYC sub-time steps for any time step. This can be shown to smooth the temperature distribution and equally important the mesh distortion along the trajectory considerably. Moreover, a thermal dumping can be realized to reduce simulation times.

Although being widely used in industries, the Goldak equivalent heat source might not be the best choice for all applications. The parameter IFORM enables the user to choose between four different equivalent heat source geometries, the parameter of which are P1 to P8. If IFORM is set to 1, the Goldak heat source is defined, with a Gaussian power density distribution on a double ellipsoidal.

For an IFORM value of 2 the same double-ellipsoidal region as for the standard Goldak heat source is considered. In contrast a constant power density distribution is assumed instead of the Gaussian distribution. For laser welding simulations, on the other hand, often double conical or conical heat sources with constant power density distributions are thought to be most suitable. In the keyword they are referred to with IFORM 3 and 4, respectively. The different shapes are sketched in Figure 2. In all cases, the overall power of the weld torch is given by parameter Q possibly varying over time following load curve LCID.

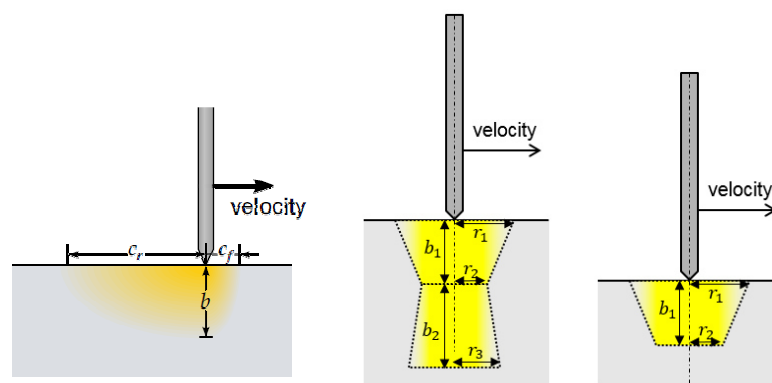


Figure 2: Sketch of different power density distributions: Ellipsoid heat source (left), double conical heat source (middle), conical heat source (right)

The respective power densities have to be integrated not only in time but also in space to determine the energy input into the structure. If the input value of Q is a positive number, standard Gaussian quadrature is employed. The computation is fast, but due to geometrical non-linearity in the energy rate distribution, the obtained accuracy is often not satisfactory. A negative parameter Q invokes a more accurate integration that is based on a subdivision of the elements into cubes with edge length DISCR. Per default a value of 5% of the weld depth is used, but can in most cases be significantly increased to speed-up the simulation without loss of accuracy.

As already mentioned in the introduction welding is in most cases only one of many links in the process chain. Today it is state of the art to use solid discretizations for welding simulations, whereas most of the other process steps are simulated using shell meshes. The new keyword extends the welding functionality in LS-DYNA to shells for an easy transition of data between different process stages. Best accuracy can be obtained by using the thermal thick shell formulation, which enables a temperature gradient across the shell thickness of the elements, while any shell formulation implemented in LS-DYNA can be used to solve the mechanical problem.

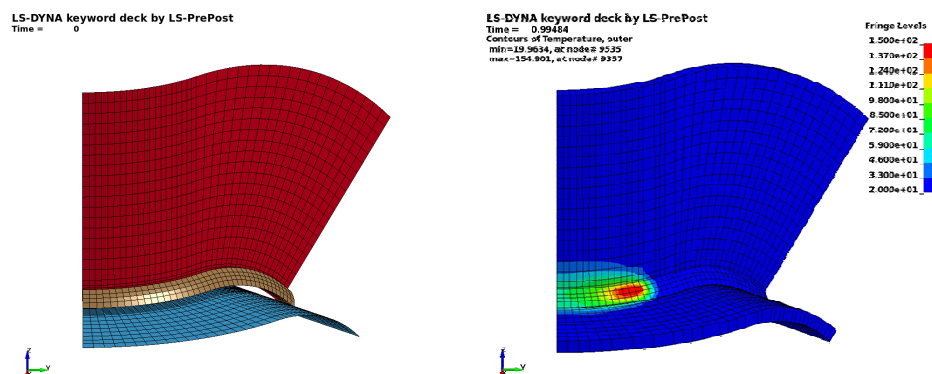


Figure 3: Welding of a curved T-joint discretized with shell elements. Geometry (left) and temperature field (right). Only to visualize the temperature gradients in shell normal direction, the shells are shown as volume elements in post-processing.

The Figures 1 and 3 show equivalent solid and shell meshes for a curved T-joint. In both cases the welded parts and the weld seam are connected with a tied contact formulation and the geometry of the weld pool was chosen such that it exceeds the solid discretization of the weld seam. The resulting temperature fields show an excellent agreement. If the heat input into the shell elements is neglected, the maximum temperature drops by almost 20%. This demonstrates that the new implementation has been necessary to simulate weld processes using shell elements.

3 Material Models for Welding Simulations

In LS-DYNA, the user can choose from a long list of thermo-mechanical material models. As welding simulations features certain singular characteristics, a few of them have been devised or at least adapted especially for computational welding mechanics (CWM). The most basic and numerically most efficient of these materials is *MAT_CWM/#270. It is a thermo-elasto-plastic material model based on the von-Mises yield function with isotropic, kinematic or mixed hardening. Moreover, a table input for the coefficient of thermal expansion allows the parameter to be defined as function of current and maximum temperature. This serves as a very simplistic model for the phase change in the microstructure.

The first key feature of *MAT_CWM with respect to its use in welding mechanics is the annealing functionality. Above a certain limiting temperature, history variables such as effective plastic strain and back stresses are re-initialized. The material will show an ideal plastic flow behavior but does not accumulate internal plasticity data.

Welding materials should be applicable not only to the welded structures but also to the weld seams. In those, the material has two different states: until its activation by the weld torch it is in a ghost state, thereafter it is in the solid state as the welded structure. In the ghost state, the material is characterized by negligible thermal and mechanical properties. This reflects the fact that in the real process the filler material is added to the weld seam at the same time the weld torch reaches the specific region. Details on this modelling technique can be found in [2] and [3]. For a validation against experimental data the reader is referred [4].

Phase kinetics is represented in *MAT_CWM only in a very simplistic manner that suffices to accurately predict the deflection of the processed part. For detailed studies of the material properties in the heat affected zone more complex material models have to be used. In LS-DYNA, material models *MAT_UHS_STEEL/#244 and *MAT_PHS_BMW/#248 contain elaborate phase kinetics models, c.f. Åkerström et al. [5], [6] and Hippchen et al. [7], [8]. Both materials expect the input of the chemical composition and the thermo-mechanical properties of the individual phases of the microstructure. Unfortunately, the heuristic formulas that are internally used to map the chemical to thermo-mechanical parameters are only valid for 22MnB5 steel grades and the material formulation only poorly describes other frequently used steel grades or even different material classes such as aluminum. To be applicable to a wider range of metals, a direct input of the transformation parameters as well as the thermo-mechanical parameters seems indispensable.

The novel material formulation *MAT_GENERALIZED_PHASECHANGE/#254 aims to implement a generic approach for modelling phase transformations and, thus, to provide a suitable material formulation for a large range of metals used in welding and heat treatment applications. The formulation accounts for up to 24 phases and it is important to note that the phases are not hard-coded to represent a certain microstructure. The user can decide which of the possible phase transformations is to be considered and what transformation law from a list of well-established transformation laws is most suitable for the respective transformation. Each of the models requires a different set of parameters. Such a generic approach provides great flexibility, but goes along with a more complex material parameterization.

The implementation is available for shell and solid elements as well as for two-dimensional axisymmetric simulations. The material can be applied for explicit and implicit time stepping schemes. The keyword of the material consists of up to eight input cards:

```
*MAT_GENERALIZED_PHASECHANGE
      MID      RO      N      YM      PR      MIX      MIXR
TASTART  TAEND  TABCTE                                DTEMP  TIME
      PTLAW  PTSTR  PTEND  PTX1    PTX2    PTX3    PTX4    PTX5
      PTTAB1 PTTAB2 PTTAB3 PTTAB4  PTTAB5
      PTEPS  TRIP
      LCY01  LCY02  LCY03  LCY04  LCY05  LCY06  LCY07  LCY08
      LCY09  LCY10  LCY11  LCY12  LCY13  LCY14  LCY15  LCY16
      LCY17  LCY18  LCY19  LCY20  LCY21  LCY22  LCY23  LCY24
```

The thermo-mechanical formulation features a von-Mises plasticity depending on temperature, strain rate and phase concentrations. Parameters YM, PR and TABCTE for Young's modulus, Poisson's ratio, and coefficient of thermal expansion, respectively, can be given as functions of phase and temperature. The temperature and strain rate dependent yield curves for the individual phases are defined using the parameters LCY_i. The number of phases to be considered is given by N and the initial concentrations by the load curve MIX. From the micro-structure composition, the thermo-mechanical properties are calculated using a possibly temperature dependent linear mixture rule defined by MIXR.

As discussed above, reset of history data for the plasticity algorithm is an important feature for any material model to be applicable in welding simulations. In the new formulation, the corresponding temperature range can be defined with parameters TASTART and TAEND. The material formulation does not necessitate a distinguished ghost state since inactive material can just be identified with one of the microstructure phases and is transformed into an active phase during heating.

For the calculations of the micro-structure evolution a new concept has been implemented. Phase changes are controlled by the two-dimensional transformation matrix PTLAW, where the first dimension is the base phase and the second the generated phase. This implies that for any phase to be transformed a load curve is specified in the *DEFINE_TABLE(_2D). The load curve defines the phase transformation

law as function of the resulting phase. For any of the defined transformations starting and end temperature have to be defined in the same matrix form in PTSTR and PTEND.

In the current state of the implementation, four different micro-structure models are accounted for. If the phase transformation laws 1 (cooling) or -1 (heating) are chosen in the respective load curve, the so-called Koistinen-Marburger model, see [10], is used. It is widely accepted for diffusionless processes. It calculates the generated phase concentration x_b as function of the current temperature T and the transformed phase x_a using the formula

$$x_b = x_a (1.0 - e^{-\alpha \kappa (T_{start} - T)}) \quad (1)$$

In this equation the parameter κ is 1.0 for cooling and -1.0 for heating. Equation (1) requires only the scalar-valued Koistinen-Marburger factor α . It is defined in the appropriate spot in the table referred to by PTX1.

The second transformation model implements one of the most widely used laws for diffusive phase transformations: the extended Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK), see for example review in [11]. Based on an temperature depending equilibrium concentration $x_{eq}(T)$ and a relaxation time $\tau(T)$ the differential form

$$\frac{dx_b}{dt} = n(T) (k_{ab} x_a - k'_{ab} x_b) \left(\ln \left(\frac{k_{ab} (x_a + x_b)}{k'_{ab} x_a - k'_{ab} x_b} \right) \right)^{\frac{n(T)-1.0}{n(T)}} \quad (2)$$

$$\text{with parameters } k_{ab} = \frac{x_{eq}(T)}{\tau(T)} f(T), k'_{ab} = \frac{1.0 - x_{eq}(T)}{\tau(T)} f'(T)$$

defines the transformation from x_a to x_b . The functions $f(T)$ and $f'(T)$ are correction functions accounting for temperature rate effects. For a constant exponent $n(T) = 1$ equation (2) reduces to the so-called Leblond model [12]. The model is applicable for heating (law -2) and cooling (law 2). It requires the input of the temperature and temperature rate dependent parameters n, x_{eq}, τ, f, f' , which are defined in this order by three-dimensional tables PTTAB1 to PTTAB5.

For cooling the model proposed by Kirkaldy and Venugopalan [13] can also be employed. It has been added to the list of transformation laws (choose 3) since it is the base of microstructure evolution in MAT_UHS_STEEL. In a general form the formulation can be written as

$$\frac{dX_b}{dt} = 2^{0.5(G-1)} f(C) (T_{start} - T)^{n_T} D(T) \frac{X_b^{n_1(1.0-X_b)} (1.0 - X_b)^{n_2 X_b}}{Y(X_b)} \quad (3)$$

It is noteworthy that here a normalized phase concentration X_b is calculated. It has to be transformed into the total phase concentration x_b by $x_b = X_b x_{eq}(T)$, with equilibrium concentration $x_{eq}(T)$. The list of necessary parameters comprise the four scalar-valued parameters $f(C), n_T, n_1, n_2$ defined in PTX1 to PTX4 and three functions $D(T), Y(X_b), x_{eq}(T)$ defined in PTTAB1 to PTTAB3. The grain size G in equation (3) coincides with the parameter GRAIN.

The phase kinetics in *MAT_UHS_STEEL during heating is governed by the model of Oddy et al. [14]. It has been added to *MAT_GENERALIZED_PHASECHANGE as model -4 and uses the evolution equation

$$\frac{dx_b}{dt} = n \cdot \frac{x_a}{c_1 (T - T_{start})^{-c_2}} \cdot \left(\ln \left(\frac{(x_a + x_b)}{x_a} \right) \right)^{\frac{n-1.0}{n}} \quad (4)$$

For usage only three scalar parameters are required: n, c_1, c_2 . As before these parameters are taken from data in the two-dimensional tables PTX1 to PTX3.

For most steel alloys, phase transition between ferritic and austenitic phases goes along with transformation induced strains. In dilatometer experiments these show as characteristic jumps in strain over temperature curves. The height of the jumps varies with temperature and with phase combination. This information about the jumps can serve as input for the new material formulation as tabular data in parameter PTEPS. As Figure 4 (left) demonstrates, the new material can capture these jumps between different dilatometer curves for the individual phases.

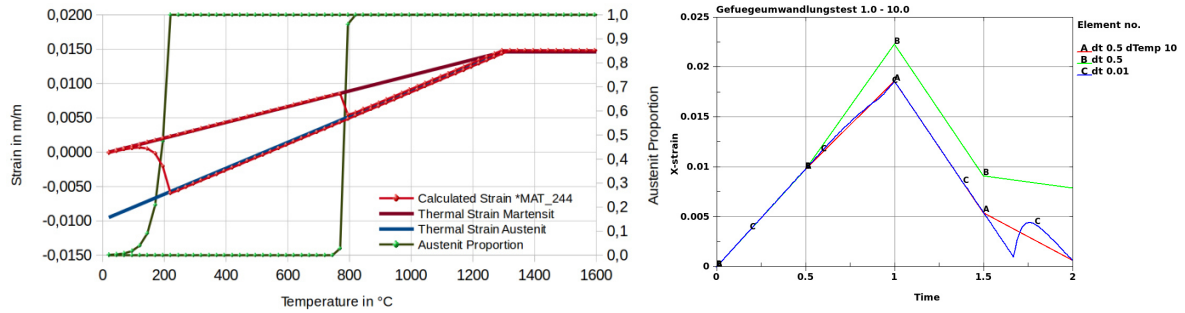


Figure 4: The effect of transformation induced strains: Dilatometer experiment on the left, the effect of different time step sizes and the parameter DTEMP on the right.

Different coefficients of thermal expansion for the phases and transformation induced strains add significant non-linearities with respect to the temperature to the system. Welding simulations usually feature locally extremely high temperature rates and temperature gradients due to the high power input of the applied weld sources. Therefore, using a reasonably large time step with respect to simulation time will lead to a temperature increase of several hundred Kelvin at some nodes within one time step. The strain results for one rapidly heated element are shown in Figure 4 on the right. The obtained curves for a large time step (B) and a very small time step (C) deviate significantly. Therefore, a parameter DTEMP has been added, that represents the temperature increase within one time step that still shows acceptable results. In case that during the material evaluation at an integration point a higher temperature rise is detected, a sub-cycling procedure is invoked assuming a constant temperature rate. The quality of the strain results can be significantly improved by this approach as curve (A) shows, whereas the simulation time is only mildly affected for realistic examples.

Phase transformations do not only induce elastic but also plastic strains. The algorithm to calculate the transformation induced plasticity (TRIP) is based on the formulation proposed by Leblond [15]. This formulation has a very high impact on the residual stress distribution of welded structures and can be activated by defining a non-zero value for the parameter TRIP.

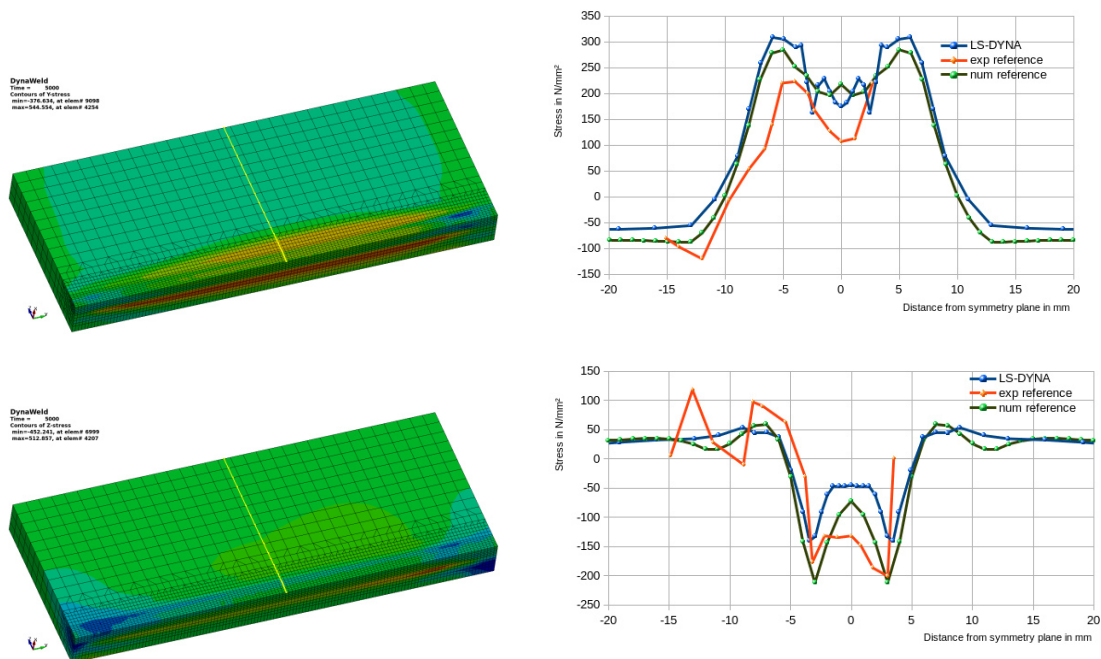


Figure 5: Residual stresses for Nitschke Pagel test after cooling.

In Figure 5 (left) the simulation results of the Nitschke-Pagel [16] experiment is depicted. In this bead on plate example, a weld torch is moved along the middle of a steel block. Experimental and numerical data for the residual stresses in the structure is available in [17] and can be compared with simulation results of LS-DYNA using the new formulation *MAT_GENERALIZED_PHASECHANGE.

The residual stresses are shown in Figure 5. Along a line on the surface of the structure, stress data can be used for quantitative comparison with measurements from [16]. The numerical approximation obtained with *MAT_GENERALIZED_PHASECHANGE for both the longitudinal and the transversal component agree reasonably well with the literature data. The same investigation has been made for a specialized welding simulation code in [17]. Although the material definitions and also the formulation for the equivalent heat source slightly differ between the two numerical models, there is a good agreement between the numerical results.

4 Recent developments in the thermal contact algorithms

For welding processes that do not add material to the system, the ghosting approach discussed above is not feasible. Here, the materials of the parts to be combined are locally heated up. If the melting temperature is exceeded in the contact surface, a strong connection is established and the parts can no longer be separated.

This can be realised numerically with a new contact formulation in LS-DYNA that is defined by the keyword *CONTACT_AUTOMATIC_SURFACE_TO_SURFACE_TIED_WELD_THERMAL. This contact can switch locally from a sliding to a tied contact condition. The switch is triggered by the peak temperature in the contact zone. Of course, the contact formulation for the rest of the contact surface is not affected by this switch. The new contact formulation reads an additional input card of the form

```
*CONTACT_AUTOMATIC_SURFACE_TO_SURFACE_TIED_WELD_THERMAL
...
TEMP      CLOSE      HWELD
K         HRAD       H0          LMIN      LMAX      CHLM      BC_FLAG  ALGO
...

```

The behavior of the welding contact option is defined by the first card shown. The second card is standard LS-DYNA input for thermal contacts. The parameter TEMP indicates the minimal peak temperature expected and CLOSE the maximal gap allowed in order to initiate the tied contact. After the welding has been established, the heat transfer coefficient is set to HWELD.

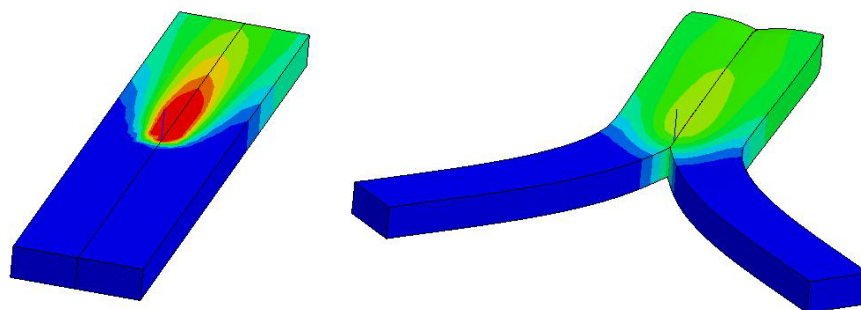


Figure 6: Welding and subsequent loading of a butt weld of two bars. Temperature field at the end of the welding step is shown (left) as well as the final displacement (right).

An example application with solid elements for this novel feature is the butt weld shown in Figure 6. As depicted on the left, the weld torch only moves through one half of the contact area. After the welding,

forces are applied onto two end points of the structure. The deformation shows that the parts can only separate in areas for which the contact has not been affected by the heat source. The area that is welded has been switched to a tied contact formulation and does not allow for separation of the parts

The contact formulation can also be used to simulate the laser welding of structures discretized with shell elements. One limitation at present lies in the fact, that the welding contact can only be considered between two surfaces. Thus, it is possible to simulate welding of stacked sheet metals with shell elements, but not of a butt weld similar to the example just discussed.

The heat transfer between shell element and other shell elements or solids is a well-established feature in LS-DYNA for some years. Nevertheless, it used to require a SURFACE_TO-SURFACE contact formulation. A novel implementation enables the heat transfer across shell edges onto a shell surface or solid face. It can be activated by using a value of 2 (two-way contact) or 3 (one-way contact) for the parameter ALGO in the contact definition presented above.

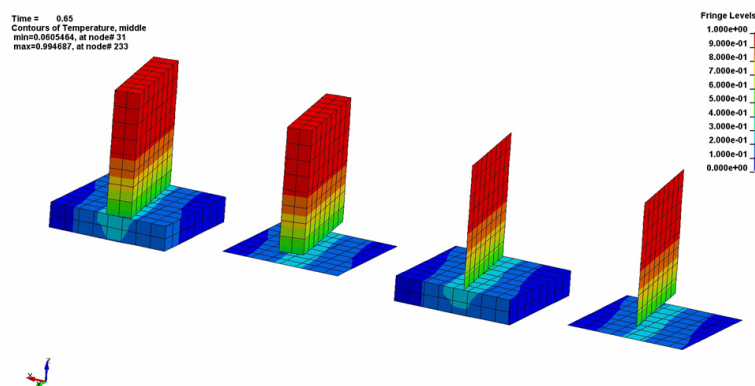


Figure 7: Heat transfer within a rotated T-Joint with different discretization strategies.

In Figure 7 the resultant temperature field within a rotated T-joint are presented for different element types. Bringing an initially hot part in contact with an initially cold part initiates a heat transfer in the contact zone that, as the result in Figure 7 show, is independent from the discretization chosen for the individual parts.

5 Summary and Outlook

As welding is very important for manufacturing industries some effort has been put into novel features of the multi-physics Finite Element solver LS-DYNA for more accurate numerical simulations and easier set-up of this very complex coupled process. The development shown in this contribution will continue in order to further improve the welding capabilities of the software and still widen its field of application.

The new thermal boundary condition `*BOUNDARY_THERMAL_WELD_TRAJECTORY` will be extended by further pre-defined energy rate distribution functions but also by the possibility to input user-defined function in the local weld coordinate system.

The next step in the development of the `*MAT_GENERALIZED_PHASECHANGE` is the implementation for shell elements. So far material formulation has only been used to model steel alloys, but most of the equations discussed above also apply aluminum alloys. Adaptations to the model will be made to account for both groups of metals.

6 References

- [1] J. Goldak, A. Chakravarti and M. Bibby, "A Double Ellipsoid Finite Element Model for Welding Heat Sources," *IIW Doc.No.212-603-85*, 1985.
- [2] M. Schill and E.-L. Oldenberger, "Simulation of residual deformation from a forming and welding process using LS-DYNA," in *Proc. of 13th International LS-DYNA Conference*, Detroit, 2014.
- [3] P. Lindström, "DNV Platform of Computational Welding Mechanics," in *Proc. Of Int. Inst. Welding 66th Annual Assembly*, 2013.
- [4] P. Lindström, L. Josefson, M. Schill and T. Borrvall, "Constitutive Modelling and Finite Element Simulation of Multi Pass Girth Welds," in *Proc. Of NAFEMS NORDIC Conference*, Gothenburg, 2012.
- [5] P. Åkerström and M. Oldenburg, "Austenite decomposition during press hardening of a boron steel – Computer simulation and test," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 174, pp. 399-406, 2006.
- [6] P. Åkerström, G. Bergman and M. Oldenburg, "Numerical implementation of a constitutive model for simulation of hot forming," *Modeling and Simulation in Materials and Engineering*, vol. 15, pp. 105-119, 2007.
- [7] P. Hippchen, M. Merklein, A. Lipp, M. Fleischer, H. Grass and P. Craighero, "Modelling kinetics of phase transformation for the indirect hot stamping process," *Key Engineering Materials*, vol. 549, pp. 108-116, 2013.
- [8] P. Hippchen, A. Lipp, H. Grass, P. Craighero, M. Fleischer and M. Merklein, "Modelling kinetics of phase transformation for the indirect hot stamping process to focus on car body parts with tailored properties," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 228, pp. 59-67, 2016.
- [9] T. Klöppel and T. Loose, "Recent developments for thermo-mechanically coupled simulations in LS-DYNA with focus on welding processes," in *Proc. of 10th European LS-DYNA Conference*, Wuerzburg, 2015.
- [10] M. Koistinen and R. Marburger, "A General Equation Prescribing the Extent of the Austenite-Martensite-Transformation in Pure Iron Carbon-Alloys and Plain Carbon Steels," *Acta Metallurgica*, vol. 7, pp. 59-60, 1959.
- [11] M. Fanfoni and M. Tomellini, "The Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov model: A brief review," *Il Nuovo Cimento D*, vol. 20, pp. 1171-1182, 1998.
- [12] J. Leblond and J. Devaux, "A New Kinetic Model for Anisothermal Metallurgical Transformations in Steels Including Effect of Austenite Grain Size," *Acta Metallurgica*, vol. 32, pp. 137-146, 1984.
- [13] J. Kirkaldy and D. Venugopalan, "Prediction of microstructure and hardenability in low alloy steels," in *International conference on phase transformation in ferrous alloys*, Philadelphia, 1983.
- [14] A. Oddy, J. McDill and L. Karlsson, "Microstructural predictions including arbitrary thermal histories, reaustenitization and carbon segregation effects," *Canadian Metallurgical Quarterly*, vol. 35(3), pp. 275-283, 1996.
- [15] J. Leblond, "Mathematical modelling of transformation plasticity in steels ii: Coupling with strain hardening phenomena," *International Journal of Plasticity*, vol. 5, pp. 573-589, 1989.
- [16] T. Nitschke, "Untersuchungen zum Einfluß des Vorwärmens auf den Eigenspannungszustand von WIG-geschweißten Platten aus St 52-3 und StE70," Institut für Werkstofftechnik der Universität-Gesamthochschule Kassel, 1985.
- [17] T. Loose, "Einfluß des transienten Schweißvorganges auf Verzug, Eigenspannungen und Stabilitätsverhalten axial gedrückter Kreiszyinderschalen aus Stahl," Universität Karlsruhe (TH), 2007.

LMDCAM-CAM Software für das Pulver basierte Laserauftragschweißen

N. Pirch¹, J. Flemmer¹, F. Drinck¹, S. Linnenbrink¹, R. Poprawe^{1,2}

¹ *Fraunhofer Institut für Lasertechnik (ILT), Steinbachstrasse 15, 52074 Aachen, Germany*

² *Lehrstuhl für Lasertechnik (LLT), Steinbachstrasse 15, 52074 Aachen, Germany*

ZUSAMMENFASSUNG

Bereits kleine Beschädigungen oder die normale Abnutzung an Turbinenkomponenten, Maschinenteilen, Werkzeugen, Formen und Bauteilen verursachen sehr hohe Kosten. Betroffene Teile müssen oftmals komplett ausgetauscht werden. Deshalb lohnt sich in vielen Fällen ihre Instandsetzung. Aufgrund des geringen Wärmeeintrages und der hohen Prozessgenauigkeit gewinnt das Laserauftragschweißen (LA) zunehmend an Bedeutung als Instandsetzungsverfahren.

Viele Bauteile weisen nach ihrem Einsatz oder bedingt durch ihr Herstellungsverfahren Abweichungen von mehreren Zehntel Millimetern bzgl. ihrer CAD Daten auf. Deswegen, und weil man auch manuell vorbereitete Schweißbereiche einer CNC-Programmierung zugänglich machen möchte, wird vorab eine Digitalisierung und Flächenmodellierung des Schweißbereiches durchgeführt. Die resultierende Punktwolke nach der Digitalisierung wird in ein 3D Polygonnetz (stl) transformiert und als 3D Modell für das Offline-Programmiersystem LMDCAM zur Verfügung gestellt. Um kurze Rechenzeiten für die verschiedenen CAD Funktionalitäten auf dem Polygonnetz zu realisieren, wurde eine geeignete Topologie für das Netz abgeleitet. Diese gestattet einen schnellen Zugriff auf die Umgebung eines beliebigen Punktes bei den im Allgemeinen nicht strukturierten Netzen.

LMDCAM ist als offline Programmiersystem von seinen Funktionalitäten so ausgelegt, dass der Prozessentwickler auch für komplexe Schweißaufgaben mit nicht Standard Schweißstrategien zeitnah Schweißbahnen erzeugen kann. Darüber hinaus können durch seinen modularen Aufbau auch weitere, neue Schweißstrategien bei Bedarf in das System integriert werden. Die Bahnen können in einer Simulation auf Kollision geprüft, und als Maschinencode ausgegeben werden. Z.Z. existiert ein Prototyp, der am Fraunhofer ILT Aachen bei der CNC-Programmierung für verschiedene Aufgabenstellungen genutzt, und kontinuierlich weiterentwickelt wird.

1 Einleitung

Das Laserauftragschweißen (LA) zeichnet sich im Vergleich zu konventionellen Verfahren durch einen geringen Wärmeeintrag und geringen Verzug aus. Dies, die hohe Prozessgenauigkeit und das Potential zur Automatisierung haben dazu geführt, dass das LA zunehmend an Bedeutung als Reparatur- bzw. generatives Verfahren in der Industrie gewonnen hat.

Bei der Reparatur von betriebsbeanspruchten Bauteilen wird von der Istgeometrie mit einem Laserlinienscanner zunächst eine Punktwolke aufgenommen und aus dieser über Reverse Engineering ein Flächenmodell (Polygonnetz) erstellt. Um kurze Rechenzeiten für die verschiedenen CAD Funktionalitäten auf dem Polygonnetz zu realisieren wurde eine geeignete Topologie für das Netz abgeleitet. Diese gestattet einen schnellen Zugriff auf die Umgebung eines beliebigen Punktes bei den im Allgemeinen nicht strukturierten Netzen. Am Markt zur Verfügung stehende CAM Softwaresysteme sind für Nurbs basierte CAD Modelle optimiert und für frästechnische Anwendungen entwickelt worden. Deren Funktionalitäten decken die für das LA er-

forderlichen Features bzgl. der Prozessführung nur unzureichend ab bzw. beinhalten teilweise Bahnen, die sich überlagern und beim LA zu Fehlern im Aufbau führen. Deswegen ist am ILT eine eigene CAM Software mit einem Geometrikern für das LA entwickelt worden., Dieser Geometrikern ist für Polygonnetze optimiert, die mit einem für Laser Scandaten typischen Datenrauschen überlagert sind.

LMDCAM ist als CAM Modul für das LA von seinen Funktionalitäten so ausgelegt, dass der Prozessentwickler und Anwender auch für komplexe Schweißaufgaben mit nicht Standard Schweißstrategien zeitnah Schweißbahnen erzeugen kann. Der modulare Aufbau des Programms gestattet die Integration weiterer vom Anwender gewünschte spezifischer Schweißstrategien. Zurzeit existiert am Fraunhofer ILT Aachen ein Prototyp des CAM Programms, das seit ca. 5 Jahren von den Mitarbeitern für das LA intensiv genutzt, und kontinuierlich weiter entwickelt wird.

Diese Arbeit zeigt eine Auswahl an relevanten Funktionalitäten der CAM Software für unterschiedliche Aufgabenstellungen und Bauteile.

2 Softwarestruktur und GUI

Für eine effiziente Nutzung der Software ist die CAM Software LMDCAM mit einer intuitiv bedienbaren grafischen Oberfläche (GUI) ausgestattet (siehe Abbildung 1). Die Funktionalitäten des Programms sind über Registerkarten und die Verwaltung der Daten über eine Baumstruktur organisiert.

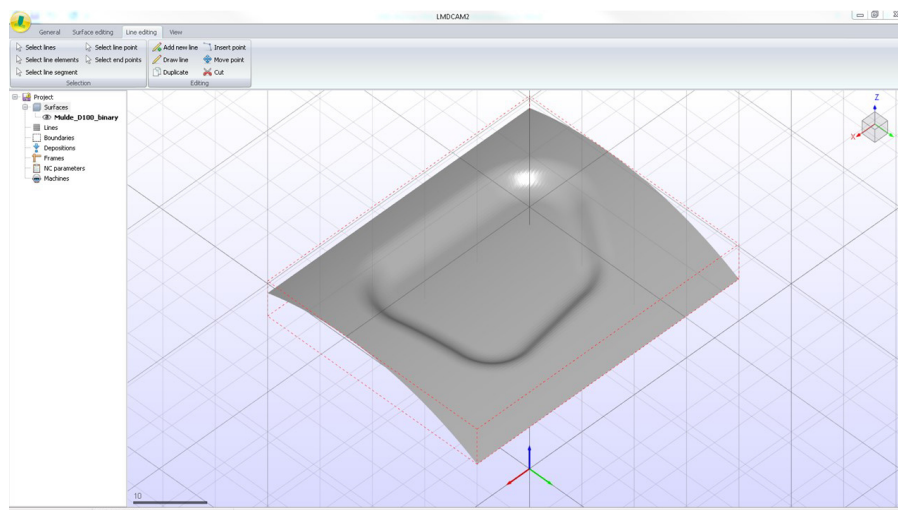


Abbildung 1: Screenshot der GUI von LMDCAM.

Die Software verwendet weder einen kommerziellen Geometrikern noch eine kommerzielle Software für die GUI. Diese ist ausschließlich mit der offenen Grafikbibliothek OpenGL programmiert. Durch den Verzicht auf externe Bibliotheken existiert z.B. bzgl. der Geometriefunktionalitäten keine Beschränkung auf spezifische Algorithmen, sondern weitere für den Prozess relevante Funktionalitäten können dank des offen liegenden Quellcodes eingepflegt werden.

Die Software stellt für die Bahnplanung Oberflächen, Linien (Lines), Schweißberandungen (Boundaries), Werkzeugbahnen (Deposits) und lokale Koordinatensysteme (Frames) zur Verfügung (siehe Abbildung 2). Flächen können als Polygonnetze im stl Format (Surface Tessellation Language) eingeladen werden. Das ist das Standardformat für die aufbereiteten Daten nach einer Flächendigitalisierung des Schweißbereiches die in der Regel vorab durchgeführt wird. Flächen im step oder iges Format können mit jedem CAD Programm im stl Format ausgegeben werden, so dass hier keine Beschränkung besteht, um den generativen Aufbau auf

Basis von Standard CAD Dateien zu planen. Um eine hohe Performance der Geometriefunktionalitäten auf den Polygonnetzen zu realisieren, wird jede Fläche mit einer Topologie versehen, die einen schnellen Zugriff auf Punkte und deren Umgebung erlaubt. Die Topologie für die Flächen ist über eine sogenannte Octree Struktur realisiert, die eine schnelle Lösung bei ray tracing Anwendungen in der Software gestattet [Revelles et. Al., 2000].

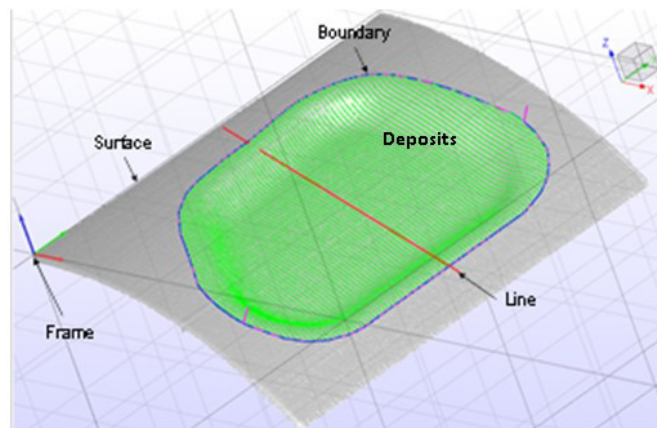


Abbildung 2: Unterschiedliche Geometrieelemente von LMDCAM.

Die verschiedenen Linientypen sind über ihre kartesischen Stützpunkte definiert und können bei Bedarf unter Vorgabe der Genauigkeit entfeinert werden. Berandungen sind geschlossene Linien, die zum Trimmen der Werkzeugbahnen genutzt werden können. Die Deposits sind die eigentlichen Werkzeugbahnen, die sich aus einzelnen Linien rekrutieren, aber zusätzliche Informationen bzgl. der Verfahrensparameter, der tool Richtung (Ausrichtung des Schweißkopfes) und der Verbindungslinie zwischen zwei Werkzeugbahnen beinhalten. Für die Manipulation der Schweißreihenfolge, der Schweißrichtung pro Bahn und die Art der Verbindung, mit oder ohne Laserleistung, stellt LMDCAM einen eigen Dialog zur Verfügung (siehe Abbildung 3).

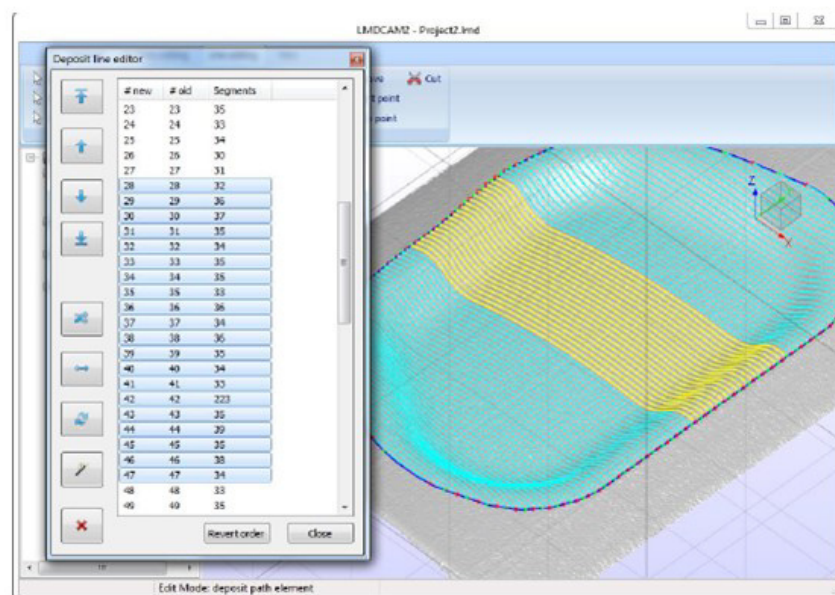


Abbildung 3: Dialog für die Manipulation der Schweißreihenfolge.

Die Deposits können einzeln, als Lage oder als Verbund für einen Volumenauftrag als NC Programm ausgegeben werden. Dazu ist ein maschinenspezifischer Postprozessor hinterlegt, mit dem die Ausgabe des NC Programms durchgeführt wird. Der Postprozessor ist skriptbasiert geschrieben. Dieser hat Zugriff auf alle geometrischen Informationen bzgl. der Werkzeugbahnen, der tool Ausrichtung und der Bahn abhängigen Verfahrensparameter bzgl. der Prozessführung. Das Skript wird in LMDCAM geparkt, kompiliert und nachfolgend ausgeführt. Die bei der Bahnerstellung erstellten Frames (lokale Koordinatensysteme) können auch für die Ausgabe der NC Programme gewählt werden. Alle geometrischen Funktionalitäten wie z.B. Projizieren und Erstellung von äquidistanten Bahnen werden immer in Bezug zum gewählten Frame durchgeführt. Das Rendern in der Software ist durch die direkte Verwendung der OpenGL Bibliothek Hardware beschleunigt.

3 LMD Prozesskette für den Reparaturfall

Nachfolgend werden einige Programmfunktionalitäten für den Reparaturfall gezeigt. Dieser beinhaltet das Auffüllen eines Defizitvolumens, hier eine Mulde auf einem Rundstahl. Diese Mulde kann als Schweißvorbereitung nach CAD Daten oder händisch eingebracht sein. Grundsätzlich wird der Schweißbereich wie eine Freiformfläche behandelt. Der erste Schritt der Flächendigitalisierung wird mit einem in die Anlage integrierten Laserlinienscanner durchgeführt (siehe Abbildung 4). Aus den mitaufgezeichneten Achseinstellungen zum Zeitpunkt der Erfassung der einzelnen Laserlinien auf dem Bauteil, können diese Linien zu einem Modell von dem Bauteil zusammengestellt werden und daraus ein Polygonnetz abgeleitet werden.

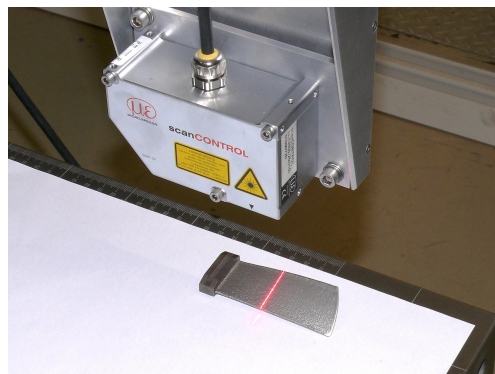


Abbildung 4: Flächendigitalisierung mit einem Laserlinienscanner.

Das resultierende Polygonnetz wird im stl Format als Fläche von LMDCAM eingelesen. Auf dem Polygonnetz liegen grundsätzlich keine Informationen bzgl. Merkmalslinien (feature lines) vor. Diese müssen händisch eingefügt werden, oder über einen Filter aus dem Polygonnetz herausgefiltert werden. Das Programm bietet die Möglichkeit, die Schweissberandung manuell auf der Fläche durch Stützpunkte zu definieren und diesen Linienzug auf der Fläche zu glätten. Für die Erstellung der Werkzeugbahnen wird ein Dialog zur Verfügung gestellt, in dem die Parameter für eine Mäanderbearbeitung eingegeben werden können. Nach Maßgabe diese Eingabe wird auf der Fläche eine Schar von äquidistanten Linien generiert, die an der Schweissberandung getrimmt d.h. eingekürzt werden, und dann die Werkzeugbahnen für eine Lage (Layer) bilden. Das Resultat einer solchen Berechnung ist in Abbildung 5 gezeigt. Für die nächsten Lagen wird die erste Lage entsprechend der Lagenhöhe in z-Richtung verschoben und an einer sogenannten Mastergeometrie (Master) für eine near net shape Bearbeitung getrimmt (Trimmed Layers). Diese Mastergeometrie wird als offset Fläche der Sollgeometrie abgeleitet. Der offset der Sollgeometrie sorgt dafür, dass für die in der Regel frästechnische Bearbeitung auf Endmaß des Bauteils (Part) ausreichend Überschussvolumen zur Verfügung steht. In einem letzten

Schritt der offline Bahnplanung werden die Werkzeugbahnen lagenweise als NC Programm maschinenabhängig ausgegeben.

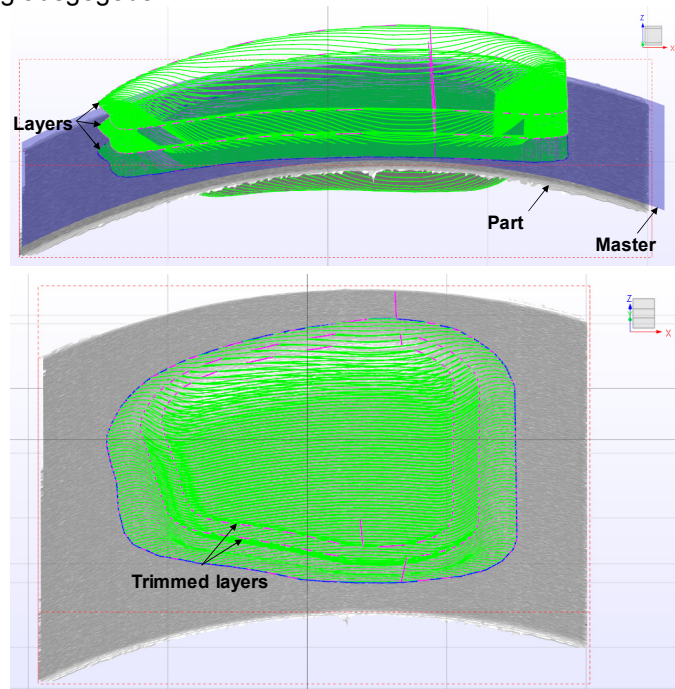


Abbildung 5: Mehrere Lagen mit Werkzeugbahnen (grün) und Mastergeometrie (oben) und an der Mastergeometrie getrimmte Lagen (unten)

Abbildung 6 zeigt die Mulde vor und während der Bearbeitung auf Basis der offline Bahnplanung mit LMDCAM.

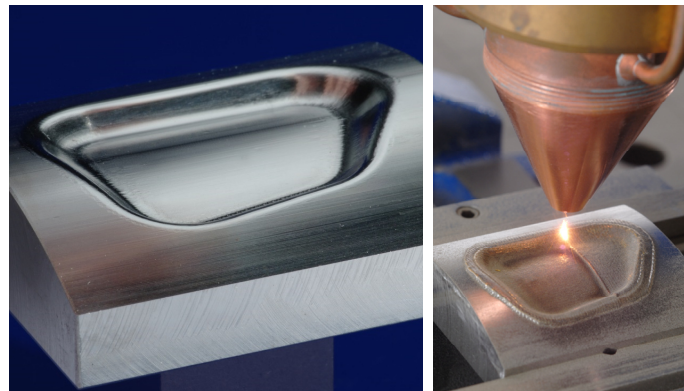


Abbildung 6: Muldengeometrie vor der Bearbeitung (links) und LMD Prozess (rechts).

4 5-Achs Bearbeitung

Die lokale Intensität der Laserstrahlung und damit die Prozesstemperatur hängen ab von dem Cosinus des lokalen Winkels zwischen der Flächennormalen und dem Richtungsvektor der Laserstrahlung. Bei einer zu flachen Ausrichtung des Laserstrahls zur Flächennormalen kann es wegen einer zu geringen Prozesstemperatur zu Anbindungsfehlern kommen. Aus diesem Grund wird in der Regel bei einer Bearbeitung auf einer Freiformfläche eine Ausrichtung des

Bearbeitungskopfes parallel zur Flächennormalen gewünscht. Auf z.B. einer 5-Achs Portal Anlage kann diese Ausrichtung des Laserstrahls parallel zur Flächennormalen über die Rotationsachsen realisiert werden. Damit die Position des tool center points (TCP) bei der Ausrichtung nicht verändert wird, muss die Bewegung des TCPs durch die Rotation über eine Ausgleichbewegung der Linearachsen kompensiert werden. Das kann dazu führen, dass die Grenzen bzgl. der Achsgeschwindigkeiten erreicht bzw. überschritten werden. Da der LMD Prozess robust innerhalb gewisser Grenzen gegenüber Abweichungen der Ausrichtung der Strahlrichtung zur Flächennormalen ist, kann und muss dies bei der off-line Bahnplanung berücksichtigt werden. Das bedeutet, dass LMDCAM kritische Bahnpunkte identifiziert und an diesen eine Korrektur der über die Flächennormalen festgesetzten Strahlrichtung so durchführt, dass die kinematischen Grenzen für die Maschinenachsen nicht überschritten werden.

Die Scandaten und damit die daraus abgeleiteten Polygonnetze sind in der Regel mit einem Datenrauschen belegt. Das führt dazu, dass die Orientierungen der Normalenvektoren auf dem Polygonnetz auch ein ähnliches Datenrauschen aufweisen (siehe Abbildung 7, oben) und dieses eine Unruhe in der Anlage bei der Umsetzung der Werkzeugbahn plus der Ausrichtung des Bearbeitungskopfes zu den Flächennormalen zur Folge hätte. Deswegen wird in LMDCAM eine Option zur Verfügung gestellt, mit der ein geglättetes Flächennormalenfeld auf dem Polygonnetz abgeleitet werden kann (siehe Abbildung 7, unten).

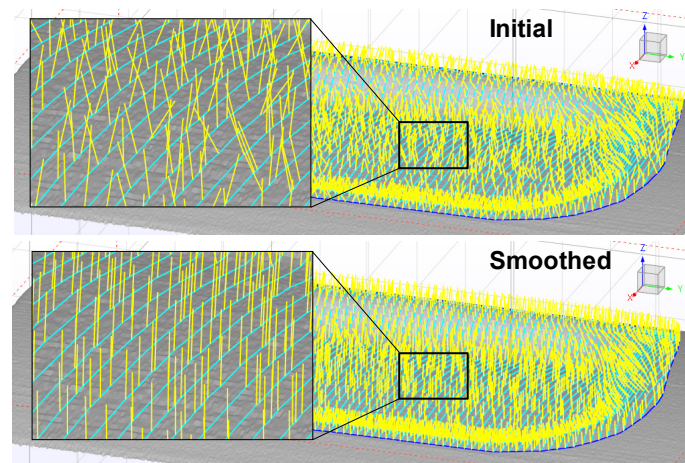


Abbildung 7: Werkzeugbahnen (türkis) plus Normalenvektoren (gelb), abgeleitet aus den Scandaten (oben) und mit dem geglätteten Normalenvektorfeld (unten).

Der Anwender muss dazu einen Radius angeben. Innerhalb dessen wird das Polygonnetz durch eine lokale Ebene approximiert und dessen Normalenvektor für das geglättete Normalenvektorfeld gewählt.

Die Prüfung der Maschinenbewegung auf Kollisionen für eine gegebene Werkzeugbahn wird in LMDCAM mit einem Simulationstool durchgeführt (siehe Abbildung 8).

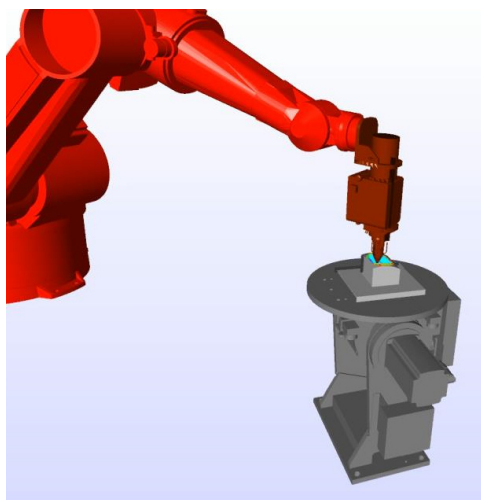


Abbildung 8: Screenshot des Simulationstools für einen 6-Achs Knickarmroboter plus Dreh-Kipptisch

Über eine Schnittstelle können das Maschinenmodell und die Achskinematik in die Software eingelesen werden. Die Achseinstellungen werden über die anlagenabhängige inverse Kinematik berechnet und bei jeder Variation der Achseinstellungen sowie Änderung der Ansichtseinstellungen wird der Bildschirm neu gerendert.

5 Generativer Aufbau mit LMD

Für den generativen Aufbau von Neuteilen bzw. Features auf Rohlingen bietet LMDCAM spezielle Funktionalitäten für die Erstellung der Werkzeugbahnen. Häufig ist die Situation dabei so, dass das Feature auf einer Freiformfläche aufgeschweißt werden muss. Beispielsweise zeigt Abbildung 9 den Aufbau einer Schaufel auf den Ringgrundkörper einer BLISK (Blade Integrated Disk). Der Bereich, auf dem die Schaufel aufsetzt (Substrate), ist eine Freiformfläche. Das bedeutet, dass für den lagenförmigen Aufbau der Schaufel, diese nicht mit einer Ebene sondern mit der Freiformfläche geslicet wird, woraus sich die Schnittlinien (Cutting lines) ergeben.

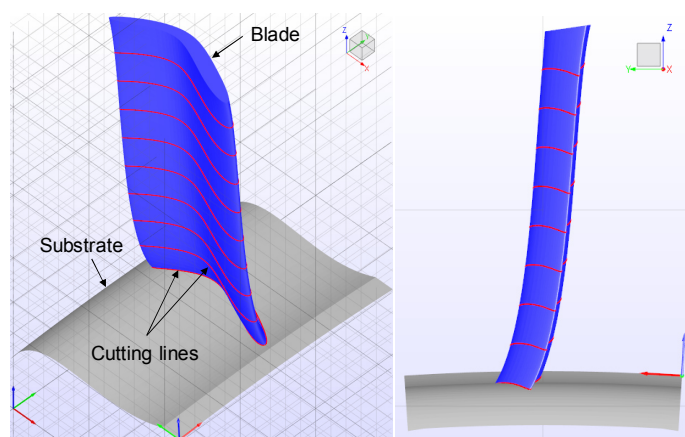


Abbildung 9: Slicen für den generativen Aufbau einer Schaufel auf den Ringgrundkörper einer BLISK

Dabei wird die Freiformfläche jeweils um die Lagenhöhe versetzt. In LMDCAM ist dazu eine Funktionalität eingepflegt, die es gestattet, die Schnittlinie zweier Freiformflächen zu berechnen und diese als Schweißberandung zur Verfügung zu stellen. Beim generativen Aufbau dünnwandiger Bauteile wie etwa einer Schaufel auf den Ringgrundkörper einer BLISK, stehen zwei Alternativen zur Verfügung. Bei Alternative 1 wird der Schweißbereich für eine Lage mit mehreren Spuren mäanderförmig (siehe Abbildung 10, unten), und bei Alternative 2 eine Spur je Lage aufgeschweißt, wobei hier eine bahnabhängige Spurbreite realisiert wird (siehe Abbildung 10, oben). Für die zweite Alternative gibt es in der Software die Funktionalität, die Mittellinie einer Schweißberandung zu berechnen und wegabhängig den Abstand zum Rand aufzuzeichnen.

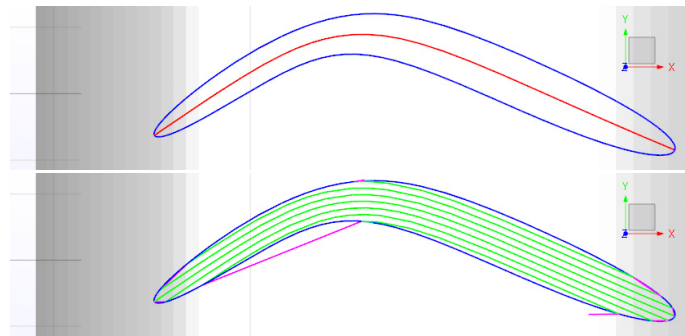


Abbildung 10: Mittellinie der Schweißberandung (oben) und mäanderförmige Bearbeitung (unten).

Für die Berechnung der Mittellinie wird zu jedem Stützpunkt P_j der Schweißberandung (Trajectory) ein Stützpunkt M_j (Middle Point) der Mittellinie (siehe Abbildung 11) berechnet. Dazu wird auf der Normalen zur Tangente (Line perpendicular to tangent) am Punkt P_j ein Kreis eingepflegt, der die Schweißberandung an einem weiteren Punkt berührt. Der Kreismittelpunkt ist dann ein Stützpunkt der Mittellinie. Für eine 3D Linie der Schweißberandung wird statt des Kreises eine Kugel mit den gleichen Randbedingungen eingerechnet. Da die Normale zur Tangente an einem Punkt der Schweißberandung nicht eindeutig bestimmt ist, nimmt man hier die Normale, die außerdem noch einen Schnittpunkt mit der Schweißberandung aufweist. Zum Schluss der Berechnung werden die Stützpunkte zu einer zusammenhängenden Linie zusammengefügt.

Für die Alternative 1 (s.o.) des generativen Aufbaus der Schaufel wird die Mittellinie als Startlinie für die Erstellung von äquidistanten Linien genommen, anhand derer der Schweißbereich mäanderförmig abgefahren wird.

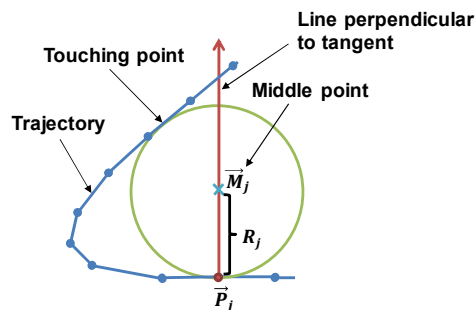


Abbildung 11: Geometrische Konstruktion zur Berechnung der Stützpunkte (M_j) der Mittellinie einer Schweißberandung.

6 Schlussfolgerung

Am Fraunhofer ILT ist ein offline Programmiersystem für das Laserauftragschweißen (LA) entwickelt worden. Das Programm LMDCAM versetzt Prozessentwickler und Anwender in die Lage, auch für komplexe Schweißaufgaben mit nicht Standard-Schweißstrategien zeitnah Werkzeugbahnen zu erzeugen. Die Software stellt Funktionalitäten für den generativen Aufbau und den Reparaturfall zur Verfügung. Für die Schweißstrategie stellt LMDCAM Funktionalitäten zur Verfügung, mit der die Schweißreihenfolge und Schweißrichtung einzelner Bahnen modifiziert und die Laserleistung und Verfahrensgeschwindigkeit wegabhängig auf den einzelnen Werkzeugbahnen festgelegt werden können. Der Anwender kann beim Ausfüllen der Lagen mit Werkzeugbahnen wählen zwischen äquidistanten Bahnen und parallelen Bahnen, die auf die Lagenfläche projiziert werden. Die Bahnen werden an der Berandungslinie für den Defektbereich automatisch getrimmt. Bei der Bahnplanung wird für die abschließende spanende Nachbearbeitung ein Übermaß eingepflegt.

LaCam ist mit einem Simulationstool ausgestattet, mit dem vorab die geplante Bearbeitung auf Kollision zwischen Laserbearbeitungskopf und Bauteil geprüft werden kann und bei möglicher Kollision der Bearbeitungswinkel des Bearbeitungskopfes bahnabhängig nachkorrigiert werden kann.

Die Erstellung des Maschinencodes wird mit einem für die verschiedenen Anlagen hinterlegten Postprozessor umgesetzt.

7 Literatur

Revelles J., Ureña C., Lastra M., 2000, An Efficient Parametric Algorithm for Octree Traversal, Journal of WSCG.

Efficient Setup and Documentation of Simulations for Welding and Heat Treatment with DynaWeld

Tobias Loose¹

¹ *Ingenieurbüro Tobias Loose, Herdweg 13, D-75045 Wössingen, www.loose.at
E-Mail: loose@tl-ing.de*

Abstract

Simulation models for welding or heat treatment are very complex. It is a special challenge to develop a pre-processor that enables fast setup, automation as far as possible but no limitation in modelling. The aim of DynaWeld [1] is to fulfil these requests. The input data are collected in a spreadsheet. On the one hand this spreadsheet file represents the documentation of the simulation model on the other hand it is the metafile for the DynaWeld keyword generator.

The workflow of DynaWeld allows the user a very efficient model setup even in cases of large models and/ or a huge number of welds.

The data-functions of the spreadsheet program support the input with the sort of data, copy function, auto fill function or the use of cell formulas.

DynaWeld supports the input, import, modification and adjustment of material data for welding and heat treatment. The interface supports several different material simulation software products. The generated data are converted in a spreadsheet file that supports the graphical display of all material parameter for check and documentation.

More than a simple pre-processor DynaWeld provides an environment that links all software packages necessary for welding and heat treatment simulation. It is enhanced by auxiliary tools for model check and post processing. The DynaWeld concept presented in this paper is developed on long term experience in consulting welding and heat treatment simulation.

1. Introduction

In the last decades numerical phenomena for welding and heat treatment processes were investigated by many research projects. The academic basic work is done for the simulation of these manufacturing processes. The challenge now is its application for the industrial cases and use.

The motivation for simulation is various [2][3][4]:

- Design of process
- Design of geometry
- Integrated design of process and geometry
- simulation of process chain for any design reason
- Calculate state of specimen after manufacturing for further numerical analysis
- deeper understanding of process or analysis of failures and damages

Welding and heat treatment processes have some similarities especially from the numerical point of view: They request thermal mechanical coupled analysis, and temperature dependent material properties. Microstructure, phase transformation and phase transformation effects have to be taken into account for heat treatment and some kinds of welding simulation.

The difference between both lies in the phase change of microstructure, difference in some simplification opportunities and the temperature field: Welding requires adjustment for the equivalent heat source, heat treatment requires adjustment for the heat convection function of the quenching medium.

The welding analysis is divided in welding structure analysis which is signed by using an equivalent heat source approach and welding process analysis, which is signed by the calculation of the heating and heat input. In this paper the focus is on the welding structure analysis. The welding process analysis can be used as auxiliary simulation for the determination of the equivalent heat source for the welding structure analysis.

The heat treatment processes:

- Quenching
- Case Hardening
- Inductive Hardening

can be subdivided in the following process steps:

- Heating
- Carburisation (for case hardening)
- Quenching
- Tempering.

The welding processes

- Arc Welding
- Gas Metal Arc Welding (GMAW)
- Submerged Arc Welding (SAW)
- Tungsten Inert Gas Welding (TIG)
- Laser and Electron Beam Welding
- GMAW-Laser-Hybrid
- Resistive Welding (e.g. Resistive Spot Welding RSW)

can be subdivided in the following process steps:

- Clamping, Predeformation
- Heating (Heat Source)
- Cooling
- Reheating (multi pass welding)
- Grinding and Reheating
- Unclamping (welding spring back).

A wide range of weld types and specimen dimension exists.

From the point of modelling and depending of the problem to be analyzed solid element models, shell element models, 2D shells or 2D-axis-symmetric shells or mixed shell-solid element models are recommended. The simulation of the process chain forming - heat treatment - welding - crash becomes more and more of interest [5][6]. Another issue is the assembly of previous simulated process steps within their residual stresses and deformations.

For the design of an pre-processor the processes and process steps mentioned above has to be considered as well as the requests on modelling and process chain feasibility.

LS-DYNA is a well established finite element code including many solvers (thermal, mechanical, electro-magnetic, fluid), supporting coupling between the solvers and explicit as well as implicit analysis. Many features were implemented in the LS-DYNA code to enable welding and heat treatment simulation [7][8][9][10][11] with respect to process chain simulation [12][13]. The one code strategy of LS-DYNA enables the design of a simulation environment within one finite element code for all simulation types and disciplines by use of one continuous data structure. This is the reason why DynaWeld supports the LS-DYNA code.

2. From the model structuring to the GUI structure

Welding and heat treatment simulation touches many engineering and science disciplines:

- Material science
- Welding engineer, heat treatment engineer
- Finite element method engineer
- Meshing engineer
- Software developer

There are not so much engineers in the world who cover all this fields. This might lead to the estimation, welding and heat treatment simulation can only be performed by a small number of experts. But this issue can be solved if the entire simulation task can be subdivided in several subtasks. Each part might be treated by special qualified engineers.

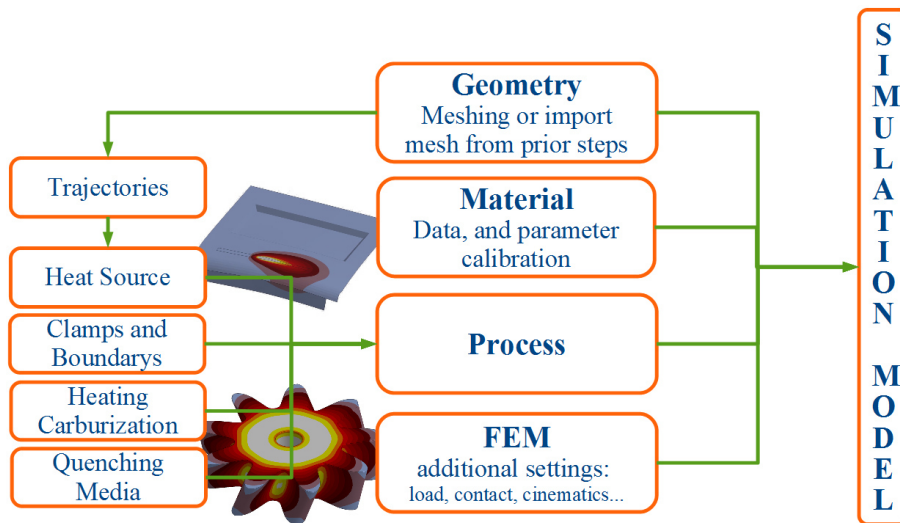


Fig. 1: Sub structuring of the simulation model

Fig. 1 shows the structuring of a welding or heat treatment simulation. The four main tasks are geometry, material, process and additional definitions for Finite Element Method (FEM). The material-card, stored in an includable file, needs to be created once for each material and can be applied to many simulation models. The geometry and mesh has to be created once for each model or for each fabrication step, in case of an assembly simulation. The mesh can be used for many variants of the process. By the process task finally the manufacturing parameter were defined. The process task itself contains subtasks which can be reused several times in the process definition:

- heat source adjustment
- quenching media adjustment

In the last step all other FEM definitions or special model additions are collected. It also might be interpreted as user defined extensions to avoid limitations in modelling

It is possible to outsource the tasks geometry and material. Then the simulation setup become more convenience to those who are familiar with the process but not with the FEM-technology or material science.

The DynaWeld environment follows the concept of model sub structuring. The user has direct access to the main tasks. All software packages which might be in use during modelling can be launched. The user can individually design which software will be launched. With DynaWeld the user can continue with his accustomed software for mesher, FEM pre-processor, FEM post-processor, file manager or spreadsheet program. The environment is related to the projects work directory. All applications are launched related to this directory.

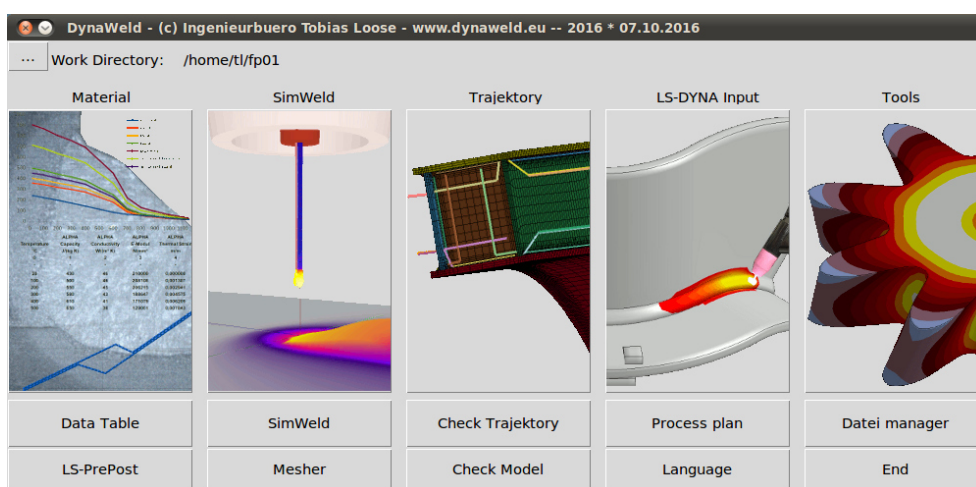


Fig. 2: DynaWeld main frame for welding

3. Geometry, mesh and import from previous simulations

For the used finite element method the geometry needs to be meshed. The mesh represents a grid for the numerical points of calculation in the FEM. For welding as well as for heat treatment a regular mesh is not applicable. The temperature field contains high gradients especially in the weld area or at the surface which requires fine mesh. To get manageable simulation models an adaptive meshing is mandatory with refinement to weld or surface. The simulation performance and the result quality is related to the mesh design. Thus the design of meshing requires experience. In case of industrial application the outline of particular meshing rules, related to the specimen taken into account, are recommend.

To decrease the meshing effort existing meshes from other simulations (crash, forming...) might be used and extended or adapted. For example an existing crash mesh requires mesh refinement in the weld area or the addition of elements representing the weld filler.

In case of process chain simulation or in case of assembly simulation the geometry consists of lots of parts from previous simulations. These parts are implemented in the new simulation by dynain-file with geometry (element, node), stress, strain, history variable and shell thickness information. The new parts are added by mesh only (element, node) [5].

Meshing has to be done by external meshing tools. DynaWeld sources automatically all existing mesh files in the project directory. One single file is not mandatory, the mesh can be stored in different files. Node sets or segment sets are needed to address trajectories for weld, boundary conditions, loadings or contacts. They can also be generated during meshing and stored in the project directory to be auto-sourced from DynaWeld. The model strategy is defined by meshing too: solid, shell-solid, shell or shell 2D which is all supported by DynaWeld.

4. Material

The intention of heat treatment is the design of properties by local change of material properties and microstructure induced by temperature. Microstructure becomes an important impact as well as the change of the phase transformation. This requests the use of multi phase material models with phase kinetic models. Material data is temperature dependent and additionally phase dependent. The strain rate dependency for flow curves is on top. The new LS-DYNA Material *MAT_GENERALIZED_PHASE_CHANGE / *MAT_254 is designed for these applications and features [14]:

- 24 Phases
- Shells, solids, 2D-shells
- Welding features (e.g. reset of plastic strain)
- Phase transformation strain
- Transformation induced plasticity (TRIP)
- Sub cycling for phase transformation calculation
- Tempering
- Hardness computation

Several phase transformation laws are available. Any law can be assigned to each possible phase change relation $i \rightarrow j$:

- Koinstinen-Marburger
- Kirkaldy
- generalized Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov with Leblond extension
- Oddy
- Time criterion

The list of laws is extendable in case further research provides new laws.

The chemical alloys impact the microstructure. In case of steel carbon is the main alloy. The case hardening process use this effect. The specimen is carburised before quenching. The distributed carbon content leads to distributed material properties, flow curve as well as phase kinetic, according to the carbon content. For this instance the carbon dependency has to be taken into account and a preceding carburisation simulation has to be performed.

The extension for case hardening is actually under development.

While the change of microstructure is wilfully manipulated for heat treatment processes it is an unwanted effect during welding. The effects from phase transformation has to be taken into account for welding as well as for heat treatment. Thus the same material model can be applied. For welding analysis the filler material is assigned initially to the liquid phase and activated when the temperature exceeds the melting point.

In case the materials microstructure does not change (e.g. stainless steels) a single phase model is recommend. In case of distortion analysis for welding a simplified approach for the phase transformation strain, which applies the transformation strain during the temperature

interval of transformation, can be chosen to enable the use of a single phase model. The LS-DYNA material *MAT_CWM / *MAT_270 is such a single phase model for welding analysis:

- Shells, solids, 2D-shells
- Activation of filler
- Reset of plastic strain
- simplified approach of phase transformation strain
- Cooling period (e.g. T_{8-5} -time)

*MAT_270 features bilinear flow curves as well as nonlinear flow curves with strain rate dependency. The simpler the model the faster and more robust runs the simulation. Each model has its preferred application and DynaWeld supports both.

DynaWeld-Material is developed to drive the material data for welding and heat treatment. The user has the choice between input or import of data. The user can adjust the data. If necessary Phase kinetic parameter like JMAK-parameter are adjusted automatically by DynaWeld-Material. Finally the user can choose whether *MAT_254 or *MAT_270 shall be exported. (Fig. 3 left). DynaWeld-Material supports a method to generate multi phase flow curves from a basic flow curve according to yield and ultimate strength of each phase at room temperature. This method is described from Loose in [15].

Actually DynaWeld supports the following input of Data:

- User defined - without data import
- WeldWare import
- Sysweld import
- JMatPro import - single phase data
- JMatPro import - multi phase data

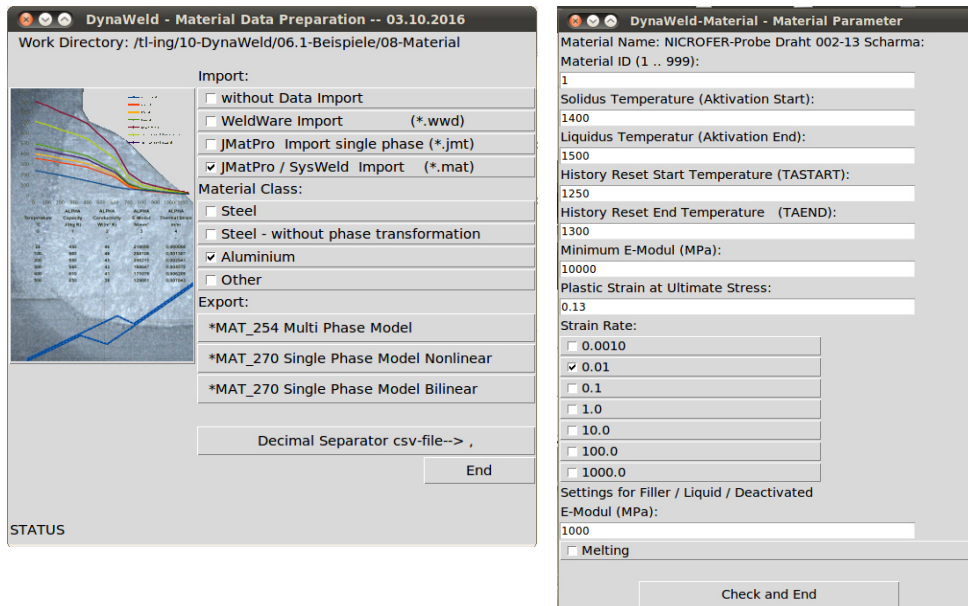


Fig. 3: DynaWeld Material - Import of single phase models

DynaWeld-Material supports several material classes. Each class has its own temperature range phase assignment and predefinitions for selected variables (Table 1).

Table 1: Phase concept multi phase material

Phase ID	Steel	Steel no transformation	Aluminium	other
1	Austenite	Molten	Molten	Phase 1
2	Ferrite	-	HAZ	Phase 2
3	Perlite	-	-	Phase 3
4	Bainite	-	-	Phase 4
5	Martensite	-	-	Phase 5
6	Base Material	Base Material	Base Material	Base Material
7	Liquid/Filler	Liquid/Filler	Liquid/Filler	Liquid/Filler
8	tempered Martensite	-	-	Phase 8
9	tempered Bainite	-	-	Phase 9

DynaWeld-Material - Material Parameter

Material Name: from_JMatPro

Material ID (1 .. 999): 1

Solidus Temperature (Aktivation Start): 1400

Liquidus Temperatur (Aktivation End): 1500

Latent Heat of Melting (kJ/kg): 270

History Reset Start Temperature (TASTART): 1445.6904

History Reset End Temperature (TAEND): 1495.6904

Minimum E-Modul (MPa): 10000

Plastic Strain at Ultimate Stress: 0.13

Import electric resistivity from 11-MATERIAL.csv

Settings for Filler / Liquid / Deactivated

Flow Curve as imported

Flow Curve according Austenit

Constant Yield Stress

E-Modul (MPa): 1000

Melting

Basmaterial: Composition of Phase

Phase 1	Phase 2	Phase 3	Phase 4	Phase 5
0.0	0.25	0.75	0.0	0.0

Phase Relation

Target	Source	Yield MPa	Ultimate MPa	Add
DynaWeld	JMatPro / Sysweld			
	P-1 P-2 P-3 P-4 P-5			
Austenit	<input type="checkbox"/> <input type="checkbox"/> <input type="checkbox"/> <input type="checkbox"/> <input checked="" type="checkbox"/>	182.0	555.48	
Ferrit	<input type="checkbox"/> <input checked="" type="checkbox"/> <input type="checkbox"/> <input type="checkbox"/> <input type="checkbox"/>	316.8	586.76	
Perlit	<input type="checkbox"/> <input type="checkbox"/> <input checked="" type="checkbox"/> <input type="checkbox"/> <input type="checkbox"/>	554.3	922.939999999	
Bainit	<input type="checkbox"/> <input type="checkbox"/> <input type="checkbox"/> <input checked="" type="checkbox"/> <input type="checkbox"/>	768.1	1191.35	
Martensit	<input checked="" type="checkbox"/> <input type="checkbox"/> <input type="checkbox"/> <input type="checkbox"/> <input type="checkbox"/>	842.0	1278.93	
Base Material	<input type="checkbox"/> <input type="checkbox"/> <input type="checkbox"/> <input type="checkbox"/> <input type="checkbox"/>	494.924999999	838.895	<input checked="" type="checkbox"/>
Filler Liquid	<input type="checkbox"/> <input type="checkbox"/> <input type="checkbox"/> <input type="checkbox"/> <input type="checkbox"/>	1000	1100	<input checked="" type="checkbox"/>
Tempered Martensit	<input type="checkbox"/> <input type="checkbox"/> <input type="checkbox"/> <input type="checkbox"/> <input type="checkbox"/>	768.1	1191.35	<input checked="" type="checkbox"/>
Tempered Bainit	<input type="checkbox"/> <input type="checkbox"/> <input type="checkbox"/> <input type="checkbox"/> <input type="checkbox"/>	554.3	922.939999999	<input checked="" type="checkbox"/>

Material Class:

Steel Steel - without phase transformation Aluminium Other

Skip Update Re and Rm according Source Phase Check and End

Fig. 4: DynaWeld Material - import of multi phase models

The base material represents the initial material. It may be a mix of single phases or a rolled / heat treated state. Liquid represents molten material as well as not yet deposited filler material for welding. The user can choose whether melting shall be taken account or not. In case of the import the user can define additional settings. Fig. 3 right shows the import window for single phase material data. Fig. 4 shows the import window for multi phase material models. In this case the user can adjust the phase allocation from import data. He can also adjust the flow curve by yield and ultimate strength according to Loose [15].

Additionally to the material LS-DYNA keyword file DynaWeld-Material prints out a spreadsheet file with the data of all material properties. The material data is displayed in diagrams. This serves the visualisation as well as the documentation.

5. Setup of heat treatment simulations

Reduce the input to the process parameter and let the pre-processor do the job of keyword-writing. To feature this requires a deep understanding of the variable parameters of the process. A spreadsheet file is used as a form of readable metadata to define the parameters. The table HT-Process (Fig. 5) collects the data for quenching media, oven temperature, carbon content and tempering temperature. Load-buttons enable the user to import existing data. Thus a one time defined oven curve can be stored in the user database and may be reloaded for many simulations. A graphic table visualises all input data as seen in Fig. 6:

DynaWeld Heat Treatment - Process							
Load		Load		Load		Load	
Quenching Media		Oven Temperature		Oven Carbon		Tempering	
T in °C	a in W/(mK)	t in s	T in °C	t in s	C in %	t in s	T in °C
1	2	3	4	5	6	7	8
*	*	*	*	*	*	*	*
200	200	0	830	0	0	0	20
300	300,5	200	850	20	0,15	60	250

Fig. 5: Input table HT-process
Oven Parameter

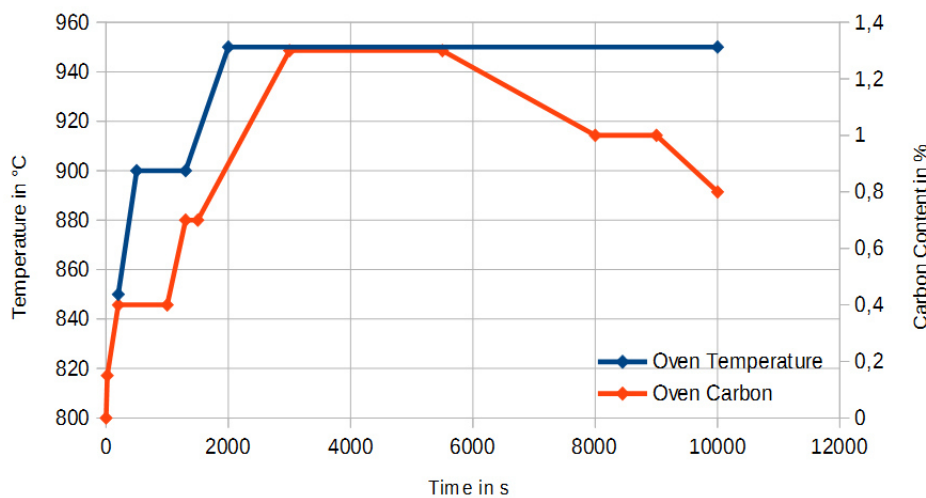


Fig. 6: Visualisation of oven curves

In the Table HT-Parameter (Fig. 7) the remaining process parameters like temperature of quenching media, diving parameter or initial carbon content are defined. Further tables enable the definition of boundary conditions, solver and output settings. To consider the heat treatment of welded structures the definition of contacts is also enabled.

The data access as well as the setup of changes or variants is fast. The spreadsheet-file DynaWeld-Heat-Treat used for the input of data represents also the documentation of the simulation model without additional work.

DynaWeld Heat Treatment - Parameter							Save Table	Save All
Beschreibung	P1	P2	P3	P4	P5	P6		
	-	-	-	-	-	-		
0	1	2	3	4	5	6		
*	*	*	*	*	*	*		
Surface ID	401							
Heat Convection	7,0000	W/(mK)						
Heat Radiation								
Carbon Diffusion Coeff.	1,50E-005							
Initial Carbon Content	0,2200	C in %						
	v in mm/s	x	y	z	Start Node ID	Dir Node ID		
Diving	133,00	0,00	0,00	-1,00				
Medium Temperature in °C	80,0000							

Fig. 7: Input table HT-parameter

The input file generator for DynaWeld-Heat Treatment is now under development as well as the extension to inductive hardening.

6. Heat source for welding simulations

The welding structure analysis uses equivalent heat sources representing an equivalent heat input into the model. DynaWeld supports a wide bibliography of equivalent heat source functions:

- part heating for metatransient method
- surface heat sources
- volumetric heat sources

The heat source can be applied to segment (surface), solids, shells and 2D shells. The new LS-DYNA heat source *BOUNDARY_THERMAL_WELD_TRAJECTORY [9] is supported as well. This heat source applies heating on shell and solids within the same definition. It has an internal energy input control and an sub cycling algorithm over time and space to overcome the mesh dependency and the influence of the overall time stepping of the thermal solver. The heat is applied on the thermal thick shell also with respect to its geometry in thickness direction

The volumetric functions are designed to cover all kinds of fusion welding with the following geometric distributions:

- ellipsoid
- cylindrical
- conical
- double-conical

The intensity function in the geometric shape is constant or Gaussian. The modified ellipsoid heat source for gas metal arc welding according to the recent investigation from Mokrov [16] is supported too.

The heat source calibration can be done by micro section, WPS-approach or by import from process simulation. DynaWeld supports an interface to SimWeld [17][18] for the pre calculation of the heat input for gas metal arc welding.

7. Setup of welding simulations

The moving heat source in the welding simulation model is defined by the trajectory, the reference which defines the direction, start time, velocity and the parameter of the equivalent heat source. The fastest way to define a trajectory is the definition of a set of continuous sorted nodes. This is the method supported by DynaWeld. With the new LS-DYNA heat source only the trajectory is mandatory, the reference is auto detected by the normal of the elements surface. For the other heat sources a second node set for each weld defines the reference.

Rotation around the trajectory, movement in reference direction or movement in lateral direction enable the local fine adjustment of the heat source position. The end time is calculated by the length of trajectory. velocity and start time. The start time of the next weld can be calculated by end time of prior weld and the intermediate time. The DynaWeld-Trajectory procedure sources the mesh files and the node set files and calculates the length of all trajectories as well as its number of elements. The number of elements, trajectory length and velocity is used to define the basic time step for the analysis. The heat source type is addressed by a short code. The codes are explained in a commentary field in the input table. Special parameter can be set to each heat source to include or exclude certain parts from the heat input or to adjust the sub cycling of the new LS-DYNA heat source. A reverse option is available to reverse the start and end point of the trajectory. A check file in LS-DYNA keyword format is written to visualise the trajectories, references and start points by beam elements. This check is important for simulation quality reason.

The input of the heat sources is done in the spreadsheet table DynaWeld Process-plan (Fig. 8). The row Process nr. is used to order the weld sequence. A new weld sequence can be defined and the lines in the table can be reordered by the function "sort". Thus the change of weld order is only a task of few seconds. It is possible to apply more than one robot with simultaneously welding. The heat input is given by the total energy per time (Q in W). The distributed heat input is calculated. Some heat sources allow the input of the surface or volume distributed heat input (q in W/mm² or q W/mm³). The calibration factor k_f is used for the final adjustment of the energy input. The heat input Q is multiplied by k_f.

DynaWeld – Process plan		Save Table	Save All	29.04.16															
Process nr.	Weld ID	Length mm	v mm/s	Duration s	Start s	End s	PAUSE s	Q W	af/R1 mm	ar/R2 mm	b/R3 mm	c / v1 mm	br / v2 mm	cr / v3 mm	k _f -	ay °			
0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16			
1	1001	58,75208426	7,5	7,8336	0,0000	7,8336	0,0000	7838,4482		3	10,72505	5,07272	4,91363			1,33183878	90		
2	1002	64,93651425	7,5	8,6582	7,8336	16,4918	5,0000	7838,4482		3	10,72505	5,07272	4,91363			1,261103721	-90		

Fig. 8: Input table heat sources

The spreadsheet table DynaWeld – Time Schedule Welding contains the information of the time periods with small time steps during welding or the movement of clamps . It uses the start and end times from the process sheet and calculates the basic time step. The user can adjust the time step for mechanical and thermal solver and add a time period of small steps after each

weld. Discrete time periods with small time steps can be added user defined. The time step increase for the cooling time is calculated automatically.

The spreadsheet DynaWeld – Boundary is used for the definition of:

- single point constraints on nodes or node sets
- symmetry planes
- load (force) on node for nodes or node sets
- displacement (movement) on nodes for nodes or node sets

Loads and displacement are applied with user defined start ramp hold time and end ramp. This features the movement of clamps as well as the application of predeformations.

The assignment of materials, shell thickness and number of integration points is given in the table DynaWeld – Part and Segment. Segment sets, node sets or part sets can be defined by selecting the considered parts and can be used for any definition in the model. Predefined materials for rigid body with the block of any combination of degree of translation are addressable. The user can part wise decide between full or reduced integration.

DynaWeld supports a wide range of LS-DYNA contacts.

- Weld contact
- Friction contact
- Mortar contact
- Smooth contact
- Tied contact
- Node to surface contact with interference option

The weld contact is now available for shells and solids. It switches automatically from friction contact to tied contact when the melting temperature is reached in the contact surface. Mortar contact is special for implicit analysis, the smooth contact takes into account the curved surface instead of the sharp shell-element edges from the mesh. This increases the contact robustness especially for cases like automotive bodies. Generally The shell thickness is taken into account automatically. The option ignore shell thickness is also available to enable the modelling of clamps by its contact surface with shells. The contact is defined in the sheet DynaWeld - Contact Table.

The final table DynaWeld - Start and Model Parameter defines general settings, solver settings, post settings dead load and heat transfer by conduction and radiation. The title of the project is given and the LS-DYNA executable to be used for launching the job.

All tables are stored in the file DynaWeld-Processplan. This file contains all information of the simulation model and represents the documentation.

If any keyword requested for modelling is not supported by DynaWeld, the user can define it in a special user-file. This file will be sourced and included automatically. Thus the definition in this file is kept as well if the DynaWeld input is modified.

The DynaWeld Input writer welding (Fig. 9) reads the information from the file DynaWeld-Processplan, sources all mesh and material files and generates the keyword input for LS-DYNA solver. Structured input with subdirectories and include files or one-file input is available. For the structured input the user can choose whether the complete input is written or single tasks. Last feature powers in case of single modifications. Check files are written to prompt the input for control reason. An launch file for LS-PrePost enables the opening of the entire model in LS-PrePost or other pre-processors for checking.

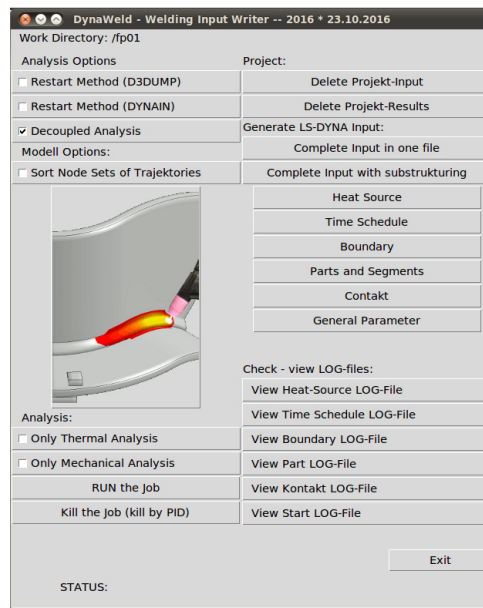


Fig. 9: DynaWeld Input writer welding

The user can erase existing input or results. The input writer supports thermo-mechanical decoupled or coupled analysis and whether the simulation shall be subdivided in restart steps for each weld. Finally the user can launch or kill the computation.

8. Special tools and features

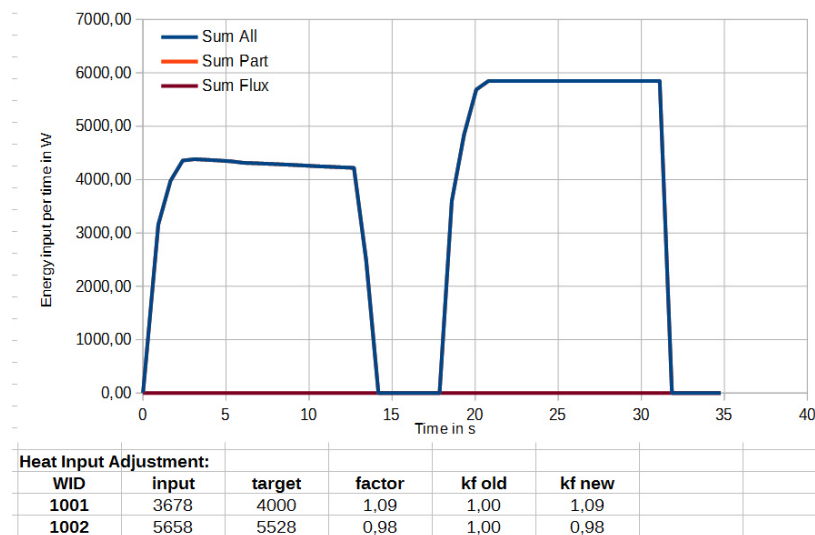


Fig. 10: DynaWeld Heat-Check

The Tool menu contains simulation related auxiliary procedures. Duplicate model generates a clone of the actual model. In case of decoupled analysis the option copy thermal results enables variant runs for mechanic solution only. The post file for thermal or mechanical analysis can be launched. With respect to the material - steel or aluminium - the DynaWeld temperature legend is applied to the temperature range room temperature - melting temperature. Another procedure

writes command files for automatic post processing on path or time history on discrete nodes. Therefore the input are files with the related node lists.

Most important for the result quality is the correct input of energy. DynaWeld Heat Check sources the LS-DYNA prompt file for thermal analysis and evaluates the heat input considered in the simulation run (Fig. 10). Thus the existing heat input can be compared to the desired heat input. If adjustment is needed the calibration factor k_f can be calculated and used for an improved run. This method gives guarantee for the correct heat input which is most important for correct results.

9. Summary

This paper presents the new DynaWeld software as an environment and pre-processor for welding and heat treatment simulations with LS-DYNA. DynaWeld is mentioned to be an add on for existing software environment as well as an tool for the entire setup of models. His intention lies on efficient model setup with no limitations in modelling.

The input uses spreadsheet files as meta-file. These spreadsheet files represent the documentation of the simulation model. The spreadsheet input enables a fast access to the data and enables fast setup and modify of models. DynaWeld use a sub structuring of the model in the tasks geometry, material and process. The auto-source feature of DynaWeld reduces the effort of input.

DynaWeld supports many model and discretisation types. Shell element models are supported as well as solid or 2D-shell element models.

The material tool provides the data management for welding and heat treatment material data. User defined input of data, import from WeldWare, Sysweld or JMatPro with the capability of data adjustment is available. The transformation from single phase input data to an multi phase model with phase transformation is featured. Additional phases for tempered material are able to create. Simple and advanced material models are supported to guarantee efficient simulation run adapted to the simulation task

DynaWeld considers the process chain simulation and the assembly simulation.

Finally the latest LS-DYNA welding and heat treatment features like the new shell-solid heat source with energy input control or the new welding contacts are supported by DynaWeld

10. References

- [1] <http://www.dynaweld.eu>; <http://www.tl-ing.eu>
- [2] Loose, T.: Schweißsimulation - Potentiale und Anwendungen. In: 26. Schweißtechnische Fachtagung 2016 Magdeburg, Verlag Otto-von-Guerike-Universität Magdeburg
- [3] Brand, M. ; Loose, T.: Anwendungsgebiete und Chancen der Schweißsimulation. In: Schweiß- und Prüftechnik (2014) ÖGS Österreichische Gesellschaft für Schweißtechnik (Hrsg.), Nr.05-06, pp 138-142, Wien
- [4] Loose, T. ; Boese, B.: Leistungsfähigkeit der Schweißstruktursimulation im Schienenfahrzeugbau. In: Vortragsband 10. Fachtagung Fügen und Konstruieren im Schienenfahrzeugbau, 2013, pp 61 - 67, Halle
- [5] Loose, T. : Coupled simulation of forming and Welding with LS-DYNA for the design of Distortion-Compensation 13. LS-DYNA-Forum, Bamberg 06.-08.10.2014
- [6] Loose, T.: Einbindung der Schweißsimulation in die Fertigungssimulation mit SimWeld und DynaWeld. In: DVS Congress 2015, DVS-Berichte Band 315, pp 860 - 865

- [7] Shapiro, A. B.: Heat Transfer in LS-DYNA, 4th European LS-DYNA Conference, Ulm, 2003, www.dynalook.com
- [8] Klöppel, T. ; Loose, T.: Recent developments for thermo-mechanically coupled simulation in LS-DYNA with focus on welding processes. 10th European LS-DYNA Conference, Würzburg, 2015, www.dynalook.com
- [9] Klöppel, T. ; Schill, M. ; Loose, T.: Recent Updates for the Heat Transfer Solver in LS-DYNA with focus on computational welding mechanics. 14th International LS-DYNA Users Conference, Detroit, 2016, www.dynalook.com
- [10] Schill, M. ; Jernberg, A. ; Klöppel, T.: Recent Developments for Welding Simulations in LS-DYNA and LS-PrePost, . 14th International LS-DYNA Users Conference, Detroit, 2016, www.dynalook.com
- [11] Klöppel, T.: Recent Updates for the Conjugate Heat Transfer Solver in LS-DYNA. 14. Deutsches LS-DYNA Forum, Bamberg, 2016
- [12] Schill, M. ; Odenberger, E.-L.: Simulation of Residual Deformation from a Forming and Welding Process using LS-DYNA, 13th International LS-DYNA Users Conference, Detroit, 2014, www.dynalook.com
- [13] Klöppel, T. ; Erhart, A. ; Haufe, A. ; Loose, T. : Recent Developments in LS-DYNA to close the virtual process chain for forming, press hardening and welding. 18th International ESAFORM Conference on Material Forming, Graz, 15. - 17.4.2015
- [14] Loose, T.: ; Klöppel, T.: An LS-DYNA Material Model for the consistent simulation of Welding, Forming and Heat Treatment, 11th international seminar on mathematical modelling of weld phenomena, Seggau, 2015
- [15] Loose, T.: Einfluß des transienten Schweißvorganges auf Verzug, Eigenspannungen und Stabilitätsverhalten axial gedrückter Kreiszyinderschalen aus Stahl, Diss., Universität Karlsruhe, 2007
- [16] Mokrov, O.: SimWeld – Neue Entwicklungen und präzisere Modelle der Ersatzwärmequelle für die Struktursimulation, Infotag Schweißen und Wärmebehandlung mit LS-DYNA, Aachen, 27.09.2016
- [17] Loose, T. ; Mokrov, O.: SimWeld and DynaWeld - Software tools to set up simulation models for the analysis of welded structures with LS-DYNA. In: 10th European LS-DYNA Conference 2015, Würzburg, www.dynalook.com
- [18] Loose, T. ; Mokrov, O. ; Reisinger U.: SimWeld and DynaWeld - Software tools to set up simulation models for the analysis of welded structures with LS-DYNA. In: Welding and Cutting 15, pp. 168 - 172, 2016

High Performance Computing Welding Analysis with DynaWeld and Parallelized LS-DYNA Solvers

Tobias Loose¹, Martin Bernreuther², Bärbel Große-Wöhrmann², Jörg Hertzner², Uli Göhner³

¹ *Ingenieurbüro Tobias Loose, Herdweg 13, D-75045 Wössingen, www.tl-ing.eu
E-Mail: loose@tl-ing.de*

² *Universität Stuttgart, Höchstleistungsrechenzentrum, Nobelstraße 19,
D-70569 Stuttgart, www.hlrs.de*

³ *DYNAMore Gesellschaft für FEM Ingenieurdienstleistungen mbh, Industriestraße 2,
D-70565 Stuttgart, www.dynamore.de*

Abstract

As an integral part of the PRACE SHAPE project “HPC Welding” [1] the parallel solvers of LS-DYNA were used by Ingenieurbüro Tobias Loose to perform a welding analysis on the Cray XC40 “Hazel Hen” at the High Performance Computing Center Stuttgart (HLRS).

A variety of test cases relevant for industrial applications have been set up with DynaWeld, a welding and heat treatment pre-processor for LS-DYNA, and run on different numbers of compute cores. The explicit mechanical solver was tested on up to 4080 cores with significant scaling. As far as we know, it was the first time that a welding simulation with the LS-DYNA explicit solver was executed on 4080 cores.

1 Introduction

Simulation means real physical processes are calculated on computers with numerical methods. The real world is substituted by a virtual world. The benefits on welding are [2][3][4]:

- complex high costly physical tests are replaced by low costly virtual tests,
- dangerous physical tests are replaced by safe virtual tests,
- visualisation of states of work pieces which are not or hardly able to be measured,
- automatization of analysis and evaluation which cannot be realized by physical tests,
- explanation of formation processes as basis for the design of optimisation tasks,
- training and education.

Welding structure simulation is a highly sophisticated finite element (FE) application [5]. It requires a fine mesh discretisation in the weld area so that, in combination with large assemblies and long process times, welding simulation models are very time consuming during the solver run.

The first way for small and medium enterprises to participate in the benefits of this complex field of welding simulation is to purchase consulting from experts, but the fact that welding simulations are time consuming forms an obstacle to the acceptance and the feasibility of projects offering consulting studies to the industry.

High performance computing (HPC) with massively parallel processors (MPP) can provide a solution to this issue. In crash applications and forming analysis, it is known that the commercial finite element code LS-DYNA, using the explicit solution algorithm, provides good performance on HPC systems. However, at the authors' knowledge, performance benchmarking of LS-DYNA for welding simulations have never been performed prior to this study. This project has analysed the feasibility of parallelised welding analysis with LS-DYNA and its performance. A wide range of modelling techniques and assemblies of different complexity has been tested.

Ingenieurbüro Tobias Loose (ITL) is an engineering office specialised on simulations for welding and heat treatment. It develops pre-processors like DynaWeld [6][7][8][9] and provides consult-

ing and training for industrial customers. In addition, ITL is involved in its own research projects concerning welding and heat treatment simulations.

ITL has practical experience with other FE-codes, too, but LS-DYNA is the known FE-Code that fulfills more requirements for welding simulation consulting than other FE-codes: robustness of solvers, performance of solvers, contact formulations, special welding contacts, special welding materials, special heat source for welding, ability of process chain simulation, ability of nonlinear dynamic analysis, wide possibility range of model technique, powerful technical support, good pricing and finally compatibility to the software environment of the customer.

For small enterprises it is neither possible to build up their own high performance computing centre nor to employ the engineering staff for its maintenance. Especially for these companies, it is economically interesting to buy computing time on high performance computing systems on a pay per use basis. Therefore, ITL is also interested in the commercial point of view: How much time does it take to use an external compute cluster instead of internal hardware? Regarding a consulting project, does the reduction of the computation time lead to a financial benefit, if the additional costs of the used computation time on external hardware resources are taken into consideration?

The jobs run on the Cray XC40 "Hazel Hen" [10] at the High Performance Computing Center Stuttgart (HLRS), Germany. Hazel Hen is a Cray Cascade XC40 Supercomputer containing

- 7712 compute nodes,
- CPUs / compute node,
- 12 cores / CPU,

therefore $7712 \times 2 \times 12 = 185088$ cores in the compute nodes totally.

The CPUs are Intel® Xeon® E5-2680 v3 CPUs with 2.50 GHz clock frequency. Each compute node has 128 GB DDR4 memory. The communication on the Cray XC runs over the Cray Interconnect, which is implemented via the Aries network chip. A Lustre based file system was used for input and output of data.

In this project a Cray-specific LS-DYNA mpp double precision (I8R8) version has been used. The version used, named as revision 103287, was compiled by Cray using the Intel Fortran Compiler 13.1 with SSE2 enabled. The Extreme Scalability Mode (ESM) was used.¹ In addition, the commercial pre-processor DynaWeld is used to set up the welding simulation models for the solver.

HLRS granted ITL access to Hazel Hen in connection with the PRACE Preparatory Access programme. The staff at HLRS coached ITL and supported it in preparing and running the jobs in the HPC working environment. This support contained:

Preparing the scripts to run the test examples, delivered by ITL, on Hazel Hen.

Preparing the results of first test runs for check of correctness by ITL.

First performance analysis.

Test runs of different LS-DYNA input directives to identify the influence on performance behaviour.

During the project, the feasibility of high performance computing and the scaling behaviour for different types of welding structure models were studied. A few models representing a wide range of welding tasks have been chosen. The simulations run on Hazel Hen with different numbers of cores. For the number of cores, usually geometric sequence numbers 1, 2, 4, 8 ... or 1, 4, 16 ... are chosen. Alternatively, as each compute node of Hazel Hen has two CPUs with 12 cores each and therefore 24 cores per node, the sequence 1, 24, 48, 96 ... is tested as well as discrete jobs on 48, 72 and 96 cores.

¹ In contrast to a generic binary for Linux clusters, which will also run on a Cray using the Cluster Compatibility Mode (CCM), the ESM binary includes the Cray MPI library, which directly accesses the Aries interconnect. The CCM instead uses TCP/IP or the ISV Application Acceleration (IAA) component to translate Infiniband OFED calls to the Cray interconnect. Using ESM is preferred especially for runs with a larger number of cores.

2 Welding Tasks and Simulation Models

The welding technique covers a very wide range of weld types, process types, clamping and assembly concepts and assembly dimensions. For example: arc weld, laser weld, slow processes, high speed processes, thin sheets, thick plates, single welds, multi-layered welds, unclamped assemblies, fully clamped assemblies, prestress and predeformations. This shall illustrate that there is not only one "welding structure analysis" but a wide range of modelling techniques to cover all variants of welding. In consequence, welding simulation cannot be checked in general for HPC, but every variant of modelling type has to be checked separately.

This project considers several representative modelling variants for welding structure with the aim to cover a range as wide as possible. The categories are:

- Solid element models - shell element models
- Models with contact formulation - models without contact formulation
- Transient method - metatransient method

Additionally, the model size

- Small models (about 100 000 to 250 000 elements) - large models (1 000 000 elements and more)

and the time stepping scheme

- Implicit analysis - explicit analysis

may have an impact on the scaling behaviour.

The solid element models named RTS (191 000 elements) and MTS (1 000 000 elements) show a T-joint with fillet weld using gas metal arc welding (Fig. 1). The T-joint is a very frequently used weld type. A transient time-dependent analysis method with contact is applied. The computational load of this model is concentrated on the area around the molten zone. The welding time for RTS is 320 s and for MTS 1173 s. For the scalability tests, the simulation time was set to 50 s.

The solid element model named SHT (212 156 elements) shows a gas metal arc welded curved girder (Fig. 2). This model covers a complex and large industrial case with many welds. Contact is used in this model, too, but the metatransient method single shot is chosen. This means that all welds are heated at the same time. Therefore the computational effort is distributed over the whole model. The heating time is 10 s, the cooling time 4090 s and the simulation time 5000 s.

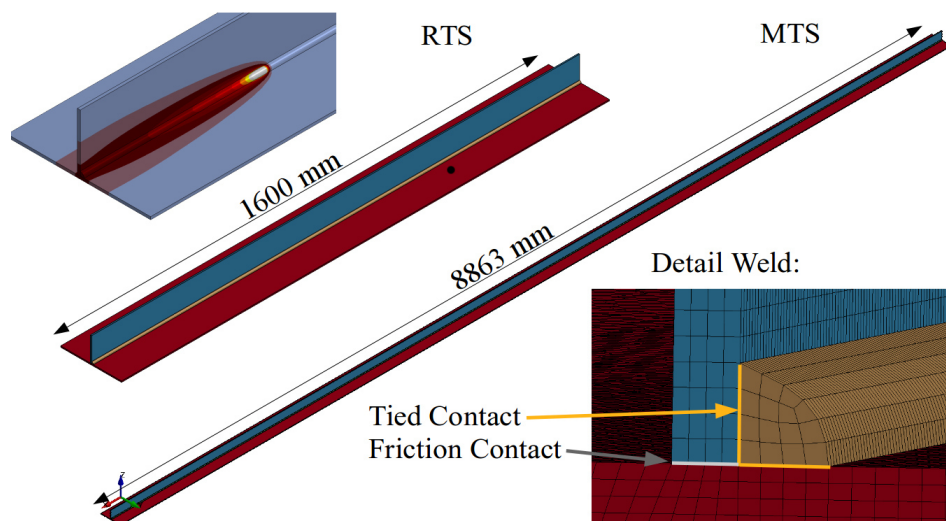


Fig. 1: The models RTS and MTS.

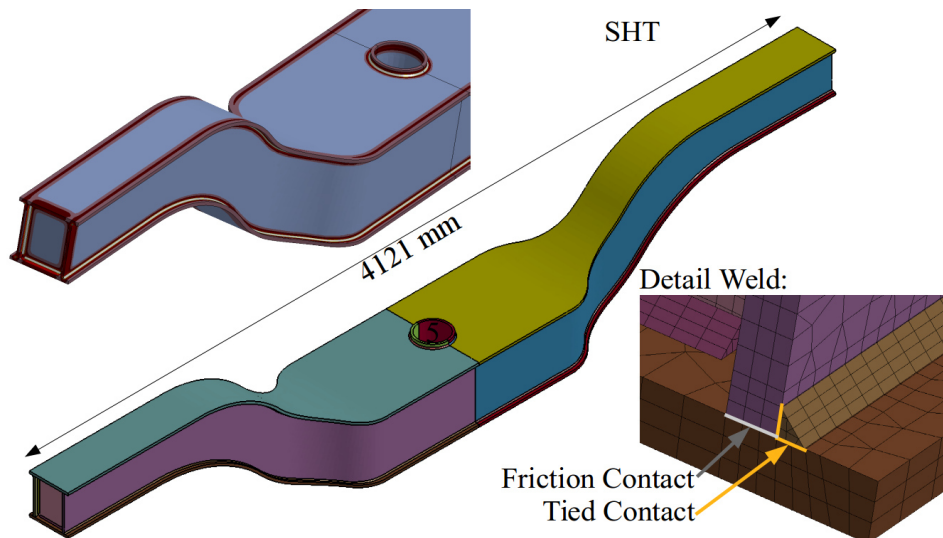


Fig. 2: The model SHT.

A pipe with submerged arc welded multi-layered butt weld (Fig 3) is covered by the model named RUP (89 280 elements). This model contains a coincident solid mesh without any contact. The transient method is used. The process time for the welding of all 52 passes is 31225 s including the intermediate time of 574 s after each pass. The final cooling time is from 31225 s to 50000 s. For the scaling tests, the simulation time is set to 3000 s, this is before the start of the 5th pass.

The last two models of a high speed laser welded 50 μm thick foil are coincidentally meshed with shell elements. The transient method is used for two models without any contact, named EDB (152 334 elements) and MDB (1 066 338 elements) respectively (Fig. 4). The welding speed is 2000 mm/s, the weld length is 450 mm and the simulation time for welding is 0,21 s. For EDB, only the welding time is simulated, and cooling is skipped. For MDB, the simulation time is limited to the half weld length and results to 0.1 s, the cooling is skipped, too.

These two shell element models use the thermal thick shell formulations [11], [12]. A temperature gradient over shell thickness is considered with three integration points in thickness direction.

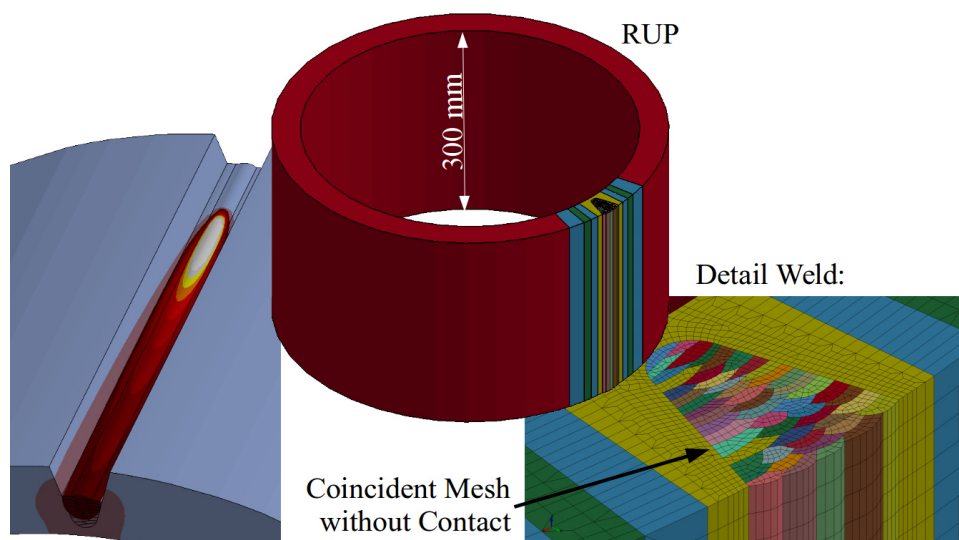


Fig. 3: The model RUP.

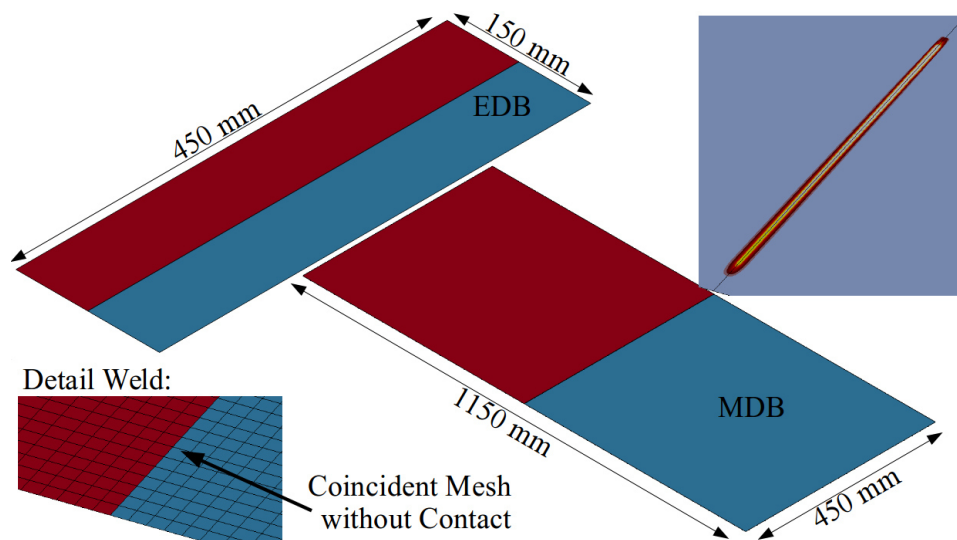


Fig 4: The models EDB and MDB.

Table 1: Summary of the models and their features

Feature	RTS	MTS	SHT	RUP	EDB	MDB
Process	GMAW	GMAW	GMAW	SAW	Laser	Laser
Model size	normal	large	normal	normal	normal	large
Element type	solid	solid	solid	solid	shell	shell
Method	transient	transient	metatransient	transient	transient	transient
Contact	yes	yes	yes	no	no	no
Weld time	320 s	1773 s	10 s	31225 s	0,21 s	0,21 s
Model time	50 s	50 s	5000 s	3000 s	0,21 s	0,1 s

Table 1 summarizes all models and their main features. "Model size normal" means 90 000 until 250 000 elements, "large" means 1 000 000 elements. "Weld time" is the time needed for welding all welds including intermediate times. The cooling time is not considered. "Model time" is the time for the simulation runs.

The DynaWeld pre-processor enables two types of input file structure:

- all input in one file,
- modular input using subdirectories and include files.

For this project modular input was chosen because this kind of input file structure might be more error-prone than the one-file-format and should be tested in the HPC working environment. During the runs no model at none of the chosen numbers of processes failed due to the modular input format.

When the coupled analysis method is applied, the thermal analysis and the mechanical analysis run at the same time. A thermal analysis step is followed by a mechanical analysis step. Each solver has its own time stepping method. Therefore, the solver with the smaller time step may need more than one time step until the other solver continues. The geometry is updated by the mechanical analysis, and this updated geometry is used by the thermal solver.

In contrast to this, within the decoupled method, the thermal analysis is performed for the whole simulation time on the initial geometry. The results are stored for each time step in the post file (.d3plot). Afterwards, the mechanical analysis is performed. The mechanical solver reads the temperature from the post file. This method is chosen for this project because only with this method the scaling behaviour of thermal and mechanical solver can be evaluated for each solver separately.

A special issue for welding structure analysis is the timeline and the time stepping. The time stepping is driven by the moving heat source and the time derivative dT/dt of the temperature T . During welding, the time step is constant, and a reasonable time step is the time needed for the heat source to pass $1/4$ of the molten zone or, alternatively, to pass one or two element lengths. Therefore, the time step depends on the welding speed. The welding speed is in the range from 1 mm/s for slow processes like tungsten inert gas welding (TIG) up to 2000 mm/s for high speed laser processes.

During cooling, the time step increases with geometric progression due to the asymptotic cooling process. Keeping the welding time step constant during the cooling phase is not reasonable because the simulation time would increase enormously. The cooling time needed to cool down to room temperature is about 5000 s, for thick plates it might increase up to 25 000 s. Assemblies with more than one weld or multi-layered welds with many passes have intermediate times between the end of one weld and the start of the next weld. The intermediate time depends either of the manufacturing, the time to move the weld torch to next start position, or the time needed to cool down to intermediate temperature.

The implicit analysis enables a time stepping according to the time derivatives dT/dt . Therefore, a minimum number of calculation steps can be achieved with implicit analysis. The internal number of iterations of each calculation step depends on the time step, too. Therefore, an optimum for time step, number of calculation steps and internal iterations exists to get a minimum for the overall simulation time.

The explicit analysis requires a small maximum time step depending on the smallest element size in the model and its density. Adapting the time step according to the welding speed or the cooling is impossible. Therefore, cooling processes are out of interest for explicit analysis. Slow welding processes might also be too time-consuming for explicit analysis, but fast processes like laser or electron welding might be realisable. In this project, a high speed welding process is chosen to test explicit analysis, and only the time during welding is considered. For the cooling time or for intermediate times it is recommended to switch to implicit analysis.

For the thermal computation, the implicit analysis is always used. In case of explicit analysis, only the mechanical problem is solved explicitly, and the thermal problem is still solved implicitly.

Mass scaling (a technique whereby nonphysical mass is added to a structure in order to achieve a larger explicit time step) was not subject of this project and was therefore not used to speed up the explicit analysis. By means of ordinary or selective mass scaling, the time step restriction in explicit analysis can be increased which leads to much less computational effort for explicit computations [13].

3 Explicit Analysis

The explicit analysis is tested on the shell element models EDB and MDB without contact formulations in the model. The standard maximum wall time allowed on Hazel Hen is 24 h. The jobs on low numbers of cores do not achieve the termination time within this wall time. For these jobs, the simulation time is extrapolated with the simulation speed calculated from the wall time period. For the explicit solver scaling test the geometric sequence 1, 24, 48, 96 ... relating to the number of cores per compute node is used.

The elapsed time over the number of cores is displayed in Fig. 5, the speedup of elapsed time over the number of cores is displayed in Fig 6. The scaling behaviour in the double-logarithmic scale is linear with nearly constant gradient up to 4080 cores. Above 96 cores the model MDB with 1 million elements provides a better scaling due to the fact that the number of elements per core domain is large enough in this case.

We also evaluated the scaling relative to the implicit analysis on only one core (Fig. 7). The base values decrease according to the simulation time for the implicit analysis on one core, and the curves are shifted by constant factors. The break-even point, namely the number of cores

necessary to save time by using explicit analysis instead of implicit analysis on one core, can be obtained from this graphic: For EDB it is 48 cores and for MDB 24 cores. The break-even point depends on the model size.

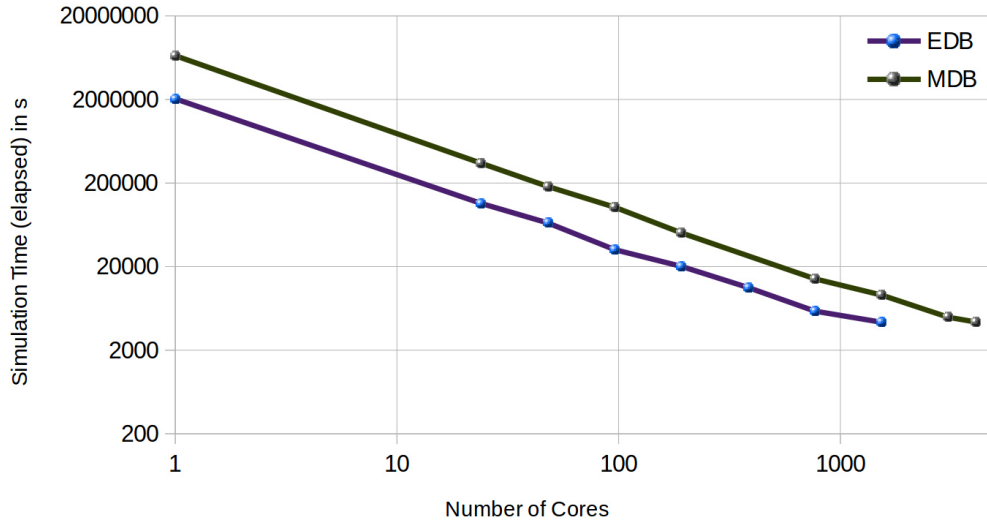


Fig. 5: Elapsed time for the explicit analysis (only the mechanical solver).

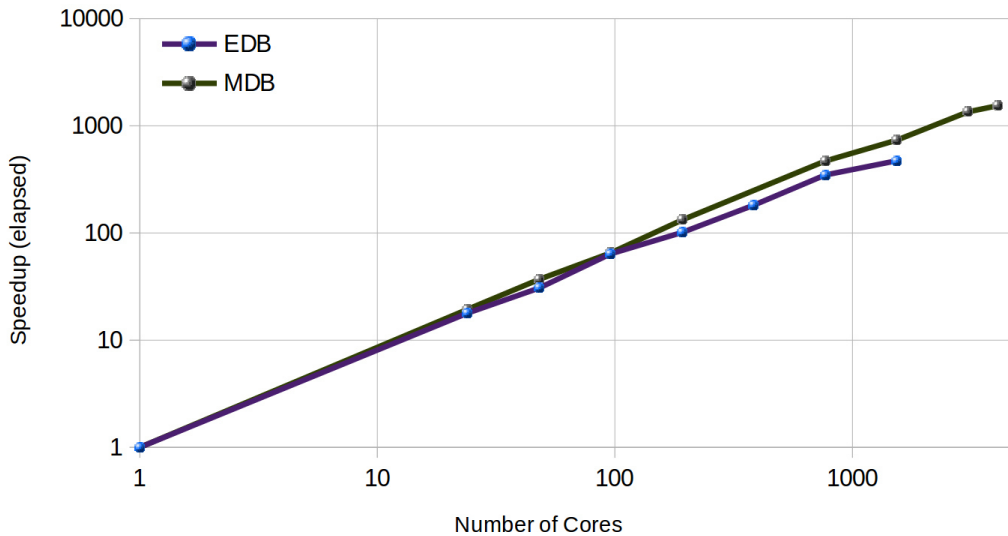


Fig. 6: Speedup of elapsed time for the explicit analysis (only the mechanical solver).

Regarding the parallel efficiency (the ratio of speedup and number of cores, Fig. 8), the larger model (MDB) gains the better values: at 768 cores EDB has a ratio of 0.45, and MDB has a Ratio of 0.6. At the highest number of cores (4080), this ratio decreases to 0.4 for MDB. At last the ratio of elapsed time and CPU-time is of interest (Fig. 9). This ratio is nearly 1 with a small increase above 3000 cores.

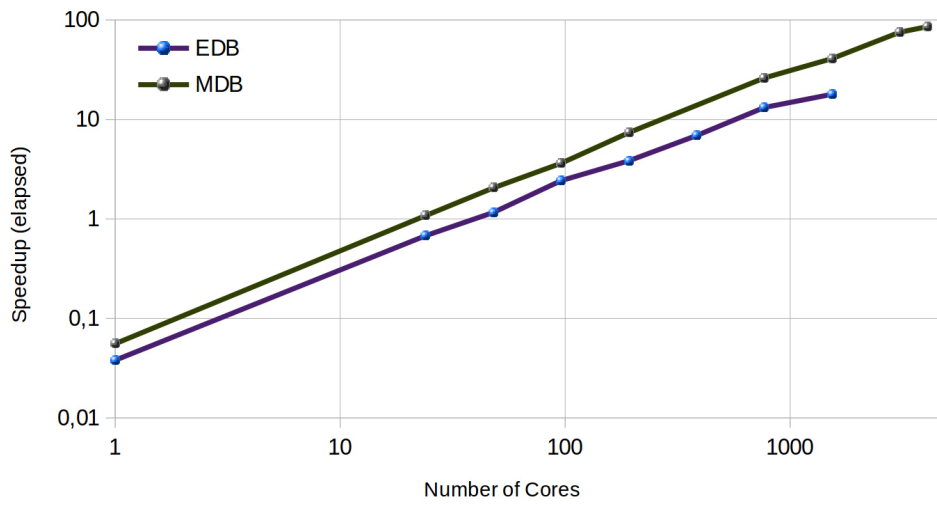


Fig. 7: Speedup of elapsed time for the explicit analysis of the mechanical solver relative to the implicit analysis on one core.

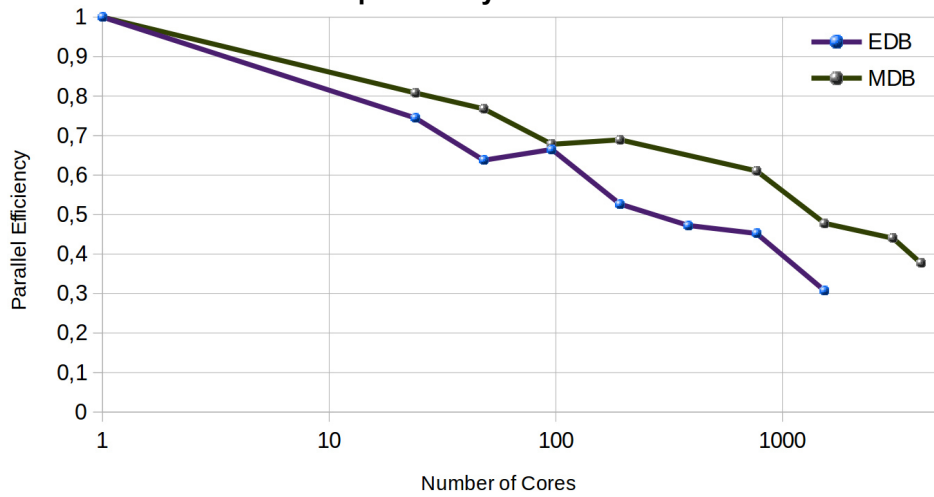


Fig. 8: Parallel efficiency of the explicit analysis of the mechanical solver.

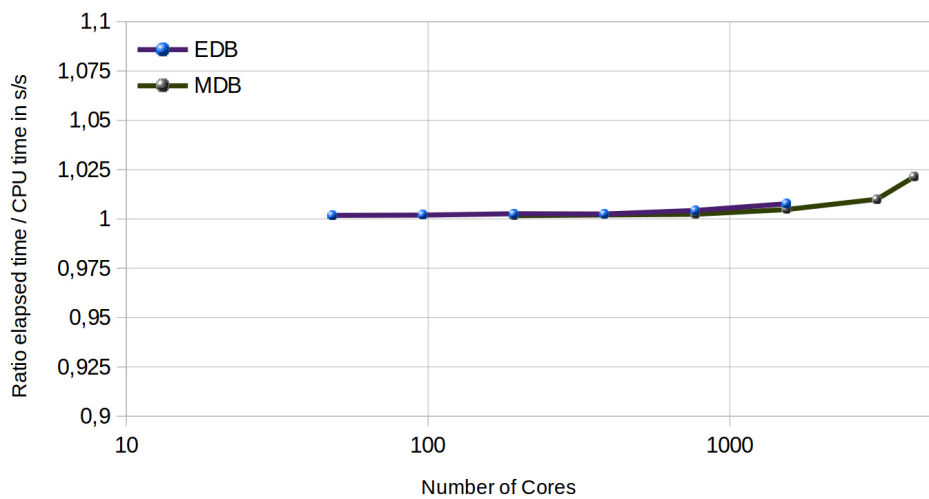


Fig. 9: Ratio of elapsed time and CPU time for the explicit analysis (only the mechanical solver).

4 Implicit Analysis - Thermal Solution

The implicit analysis for the thermal solver is tested on all models.

The elapsed time over the number of cores is displayed in Fig. 10, the speedup of the elapsed time over the number of cores is displayed in Fig. 11 All solid models provide a maximum speedup at 48 cores (2 nodes) in the range from 5.3 to 6.7. The solid model without contact (RUP) and the metatransient model with contact (SHT) have the best performance. The speedup increases nonlinearly, quasi asymptotically, up to its maximum at 48 cores. Above 48 cores, the speedup decreases and the simulation time increases for the solid models.

The scaling behaviour of the shell element models (EDB, MDB) is linear up to the maximum tested number of 24 and 48 cores, respectively, with a speedup of 21 for MDB. Both models have identical speedup behaviour.

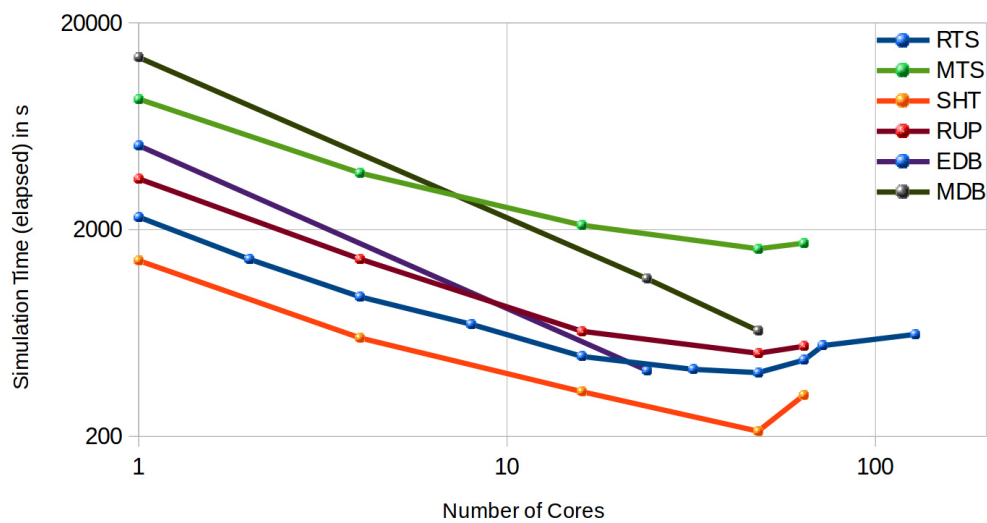


Fig. 10: Elapsed simulation time of the implicit analysis for the thermal solver.

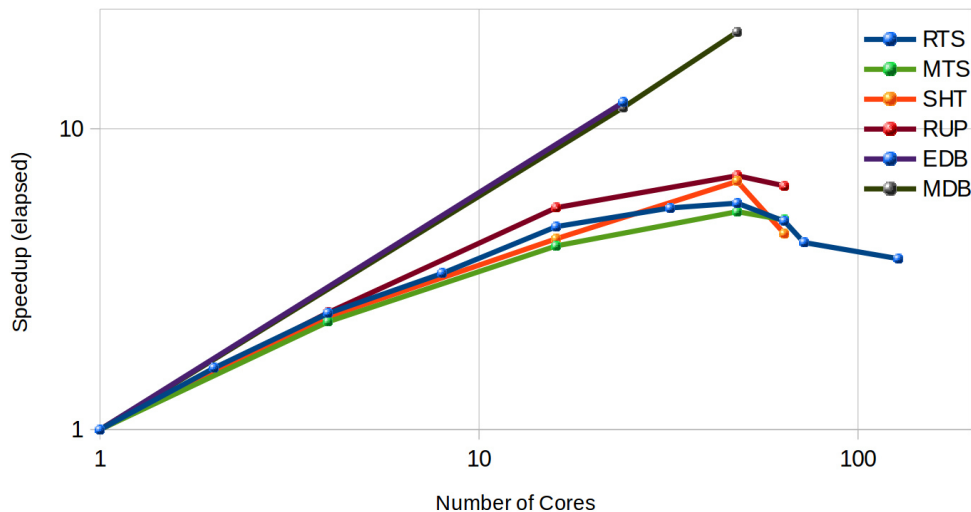


Fig. 11: Elapsed speedup for implicit analysis thermal solver.

Considering the parallel efficiency (Fig. 12), the shell model MDB has a reasonable value of 0.45 at 48 cores, but the values for the solid models lie in the range from 0.11 to 0.13 and are disappointing. The recommendation for the thermal analysis of solid element models is to use

jobs on 16 cores, because then the speedup is in the range 4.1 to 5.5 and the parallel efficiency is in the range 0.25 to 0.34.

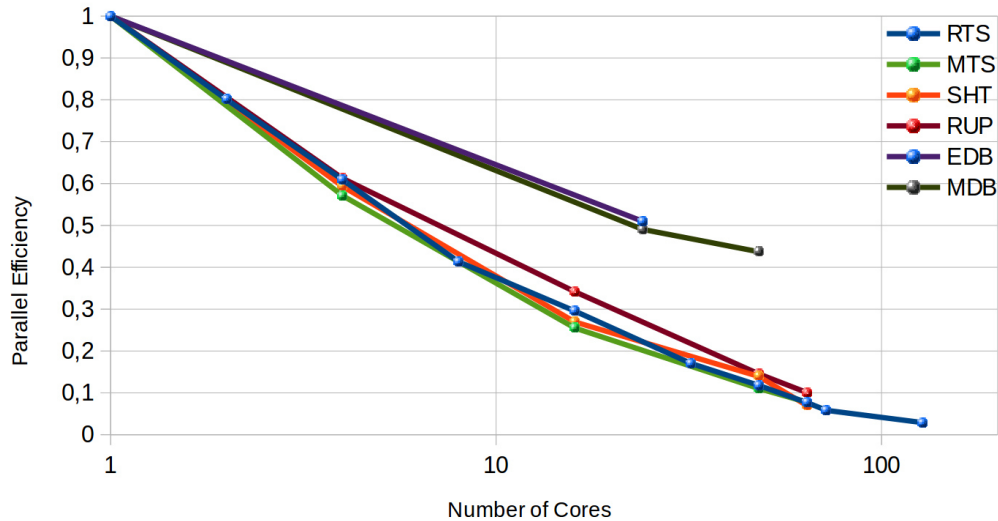


Fig. 12: Parallel efficiency of the implicit analysis of the thermal solver.

5 Implicit Analysis - Mechanical Solution

The implicit analysis for the mechanical solver is tested on all models except the large shell element model (MDB).

The elapsed time over the number of cores is displayed in Fig. 13, the speedup of elapsed time over the number of cores is displayed in Fig. 14. Two groups with different scaling behaviour can be identified: the models with contact (RTS, MTS, SHT) and the models without contact (EDB, RUP). In the latter group the shell element model (EDB) provides the same performance as the solid element model (RUP).

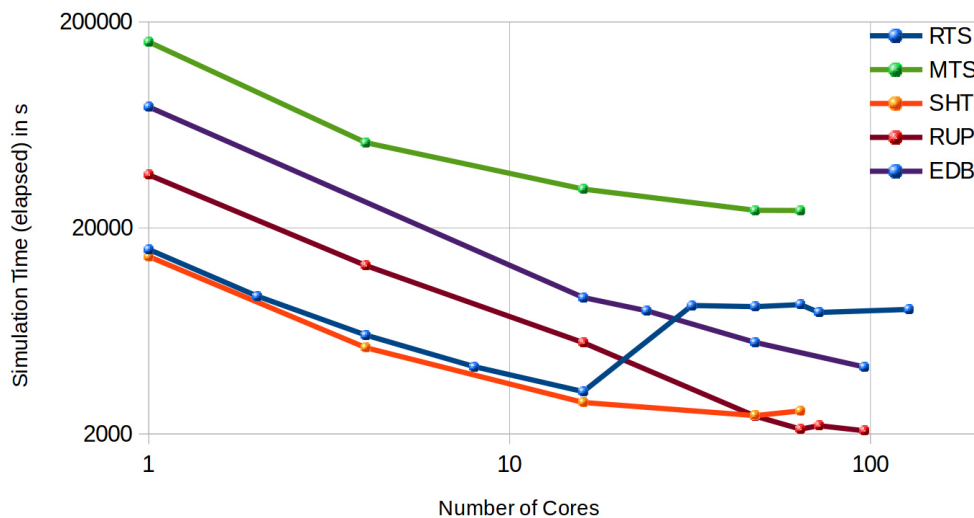


Fig. 13: Elapsed simulation time for the implicit analysis of the mechanical solver.

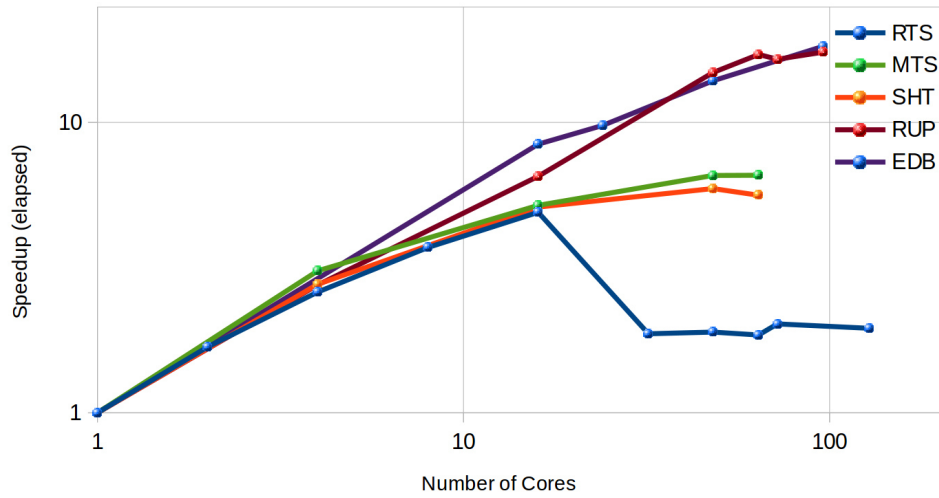


Fig. 14: Elapsed speedup for the implicit analysis of the mechanical solver.

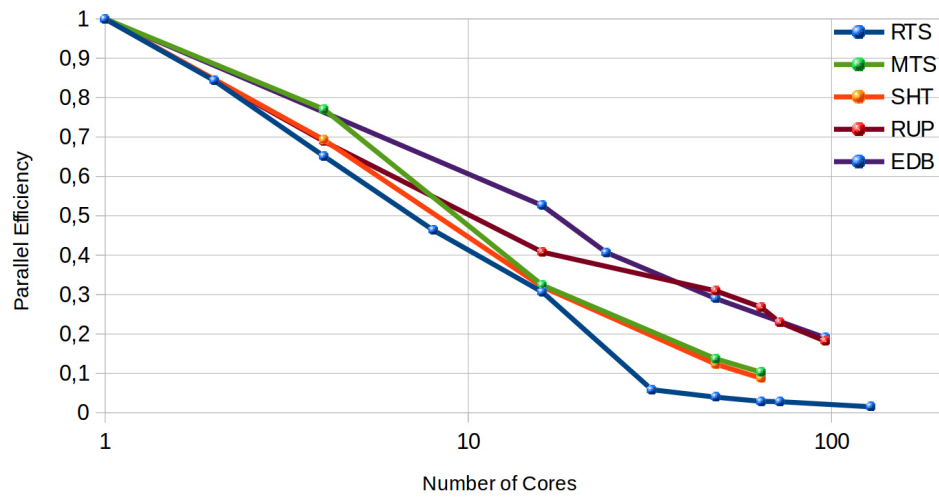


Fig. 15: Parallel efficiency for the implicit analysis of the mechanical solver.

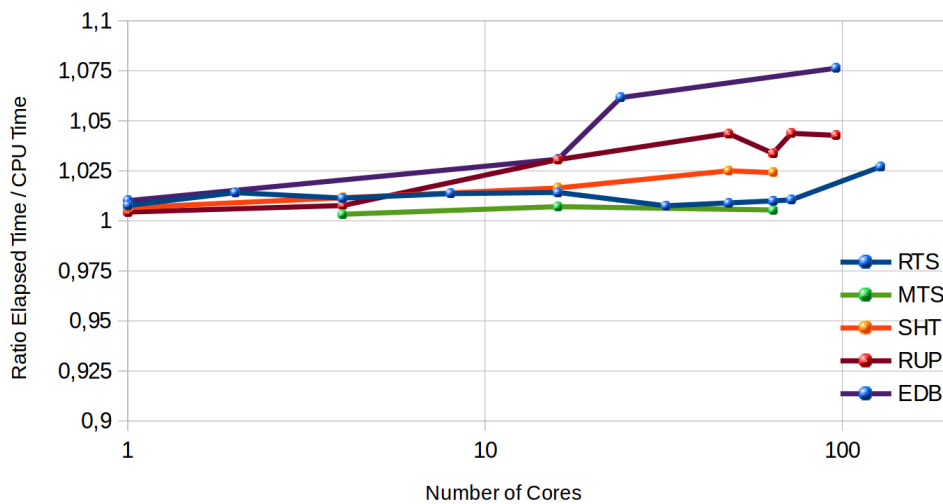


Fig. 16: Ratio of elapsed time and CPU time for the implicit analysis of the mechanical solver.

Unfortunately, in the current version the solid element model RTS does not run efficiently on more than 1 node (24 cores). Neglecting the jobs with this defect, all solid element models with contact (MTS, SHT) show the same scaling behaviour: The maximum speedup is reached at 48 cores with the range 5.1 to 5.6. Above 48 cores the speedup decreases and the simulation time increases. The model size (RTS versus MTS) does not have a significant influence on the scaling behaviour in the relevant range up to 24 cores.

The models without contact (EDB, RUP) provide a speedup at 96 cores in the range of 17.8 to 19.2. Jobs on higher numbers of cores are not tested. Therefore, it cannot be assumed that the maximum of the speedup is reached at 96 cores, the scaling may continue to increase.

Regarding the parallel efficiency (Fig. 15), reasonable values around 0.3 can be achieved for models with contact with jobs on 16 cores and for models without contact with jobs on 48 cores. The speedup referring to this lies in the range between 4.9 and 5.1 (for the models with contact on 16 cores) or in the range between 13.9 and 14.9 (for the models without contact on 48 cores).

The ratio of elapsed time and CPU time (Fig. 16) is increasing from quasi 1 up to 1.07 with increasing number of cores. Highest ratio at 96 processes has the shell element model (EDB) followed by the solid element model without contact (RUP).

6 Results and Recommendations

The scaling behaviour is mainly influenced by the model type and its numerical features (with or without contact, shell or solid element model) and secondarily from the model size. Moreover, there is a strong difference between explicit and implicit analysis. Which model type can be used, depends on the welding task. As a consequence of this, a more detailed examination and discussion of the results and recommendations is necessary.

A difference in the performance between transient and metatransient models was not recognised.

The advantage in performance for the explicit analysis is in opposition to its limitation to small time steps. Only short processes with high welding speeds are suitable for the use of the explicit analysis.

To obtain best performance, the decoupled method is mandatory for some model types because the performance differs between thermal and mechanical solvers. In a coupled analysis, the speedup limitation of one solver may badly influence the performance of the other solver. This has been proved in the test case using the explicit analysis on 4080 Cores for the mechanical solver. The performance, which could be achieved in this case, would never be reached by a coupled thermal - mechanical analysis.

As a rule of thumb,

- Shell element models show a better performance than solid element models,
- Models without contact show a better performance than models with contact,
- Large models show a better performance than small models.

Table 2 summarises the recommendations for the number of cores to be chosen for welding structure analyse jobs for different model types.

Table 2: Recommendation for the maximum number of cores for different welding structure analysis types.

	Thermal analysis		Mechanical analysis	
	Maximum number of cores	Speedup at max number of cores	Maximum number of cores	Speedup at max number of cores
Implicit				
SHELL model without contact	48 (or higher)	21	48	14 - 15
SOLID model without contact	16	4 - 5	16	5
SOLID model with contact	16	4 - 5	16	5
Explicit				
SHELL model without contact	n.a	n.a.	4080 (or higher)	1540

7 High Performance Computing for Small Enterprises

Small enterprises as engineering offices like ITL (Ingenieurbüro Tobias Loose) need to focus on modelling and engineering type of work. There is too less time to get deep insight into scripting or programming know-how, even for the usage of internal standard computer systems. Therefore, for these companies high performance computing needs to be offered in an easy to use way.

As a result of this project, ITL can confirm that HLRS does a very good job by offering an easy to use environment on the CRAY XC40 and by providing helpful support for its use. By making use of these service offerings, HPC can become a well usable technology also for small enterprises with less experience in specialized HPC computing platforms.

8 Summary

The performance on a supercomputer for parallelised jobs of different model types for welding structure analysis of different welding tasks was examined. The welding tasks represent industrial cases.

As a result recommendations for the number of cores in order to obtain the optimal performance are provided and the expected speedup is given. Both the number of the cores and the speedup depend on the model type.

During the SHAPE project [1], ITL got significant knowledge and experience in HPC. The project clarified how HPC can be used for welding analysis consulting jobs. In more detail, which welding processes, welding tasks, modelling methods and analysis types are applicable on HPC and how much effort is necessary.

The overall effort for welding analysis on HPC is now much better known with the help of this SHAPE project [1], leading to the ability of a more accurate cost estimate of welding consulting jobs. This is a commercial benefit for ITL.

This project provides a good basis for further investigations in high performance computing for welding structure analysis. For example, the mass scaling or selective mass scaling [13] could help the explicit analysis to overcome the time step limitation, but the result quality still needs to be tested for the special case of weld analysis.

For future industrial consulting jobs, ITL will use the commercialised ways to access HLRS's supercomputing facilities like e.g. CRAY XC40.

9 Acknowledgements

This work was financially supported by the PRACE project funded in part by the EU's Horizon 2020 research and innovation programme (2014-2020) under grant agreement 653838.

10 References

- [1] Loose, T. ; Bernreuther, M. ; Große-Wöhrmann, B. ; Göhner, U.: SHAPE Project Ingenieurbüro Tobias Loose: HPCWelding: Parallelized Welding Analysis with LS-DYNA, SHAPE White Paper, 2016, <http://www.prace-ri.eu/IMG/pdf/WP220.pdf>
- [2] Loose, T.: Schweißsimulation - Potentiale und Anwendungen. In: 26. Schweißtechnische Fachtagung 2016 Magdeburg, Verlag Otto-von-Guerike-Universität Magdeburg
- [3] Brand, M. ; Loose, T.: Anwendungsgebiete und Chancen der Schweißsimulation. In: Schweiß- und Prüftechnik (2014) ÖGS Österreichische Gesellschaft für Schweißtechnik (Hrsg.), Nr.05-06, pp 138-142, Wien
- [4] Loose, T. ; Boese, B.: Leistungsfähigkeit der Schweißstruktursimulation im Schienenfahrzeugbau. In: Vortragsband 10. Fachtagung Fügen und Konstruieren im Schienenfahrzeugbau, 2013, pp 61 - 67, Halle
- [5] Loose, T.: Einfluß des transienten Schweißvorganges auf Verzug, Eigenspannungen und Stabilitätsverhalten axial gedrückter Kreiszyinderschalen aus Stahl, Diss., Universität Karlsruhe, 2007
- [6] <http://www.dynaweld.eu>; <http://www.tl-ing.eu>
- [7] Loose, T. ; Mokrov, O.: SimWeld and DynaWeld - Software tools to set up simulation models for the analysis of welded structures with LS-DYNA. In: 10th European LS-DYNA Conference 2015, Würzburg 15. - 17. 6. 2015
- [8] Loose, T. ; Mokrov, O. ; Reisgen U.: SimWeld and DynaWeld - Software tools to set up simulation models for the analysis of welded structures with LS-DYNA. In: Welding and Cutting 15, pp. 168 - 172, 2016
- [9] Loose, T.: Einbindung der Schweißsimulation in die Fertigungssimulation mit SimWeld und DynaWeld. In: DVS Congress 2015, DVS-Berichte Band 315, pp 860 - 865
- [10] https://wickie.hlr.de/platforms/index.php/Cray_XC40
- [11] Bergman, G. ; Oldenburg, M.: A finite element model for thermomechanical analysis of sheet metal forming. In: Int. J. Numer. Meth. Engng. 59, pp. 1167-1186.
- [12] LS-DYNA Theory Manual, 2006.
- [13] Borrvall, Th.: Selective Mass Scaling (SMS), LS-DYNA Information, DYNAmore GmbH, 2011.

Schweißsimulation von „Die-Less-Hydroforming“-Platinen mit DynaWeld und LS-DYNA

Andreas Metzger¹ und Thomas Ummenhofer²

*KIT Stahl- und Leichtbau, Versuchsanstalt für Stahl, Holz und Steine, Karlsruher Institut
für Technologie (KIT), Otto-Ammann-Platz 1, 76131 Karlsruhe, Deutschland*

¹ E-Mail: andreas.metzger@kit.edu

² E-Mail: thomas.ummenhofer@kit.edu

ZUSAMMENFASSUNG

Im vorliegenden Beitrag werden die Entwicklung eines FE-Modells zur thermo-mechanischen Schweißsimulation von mittels Lichtbogenschweißverfahren gefügten doppellagigen Blechplatinen aus austenitischem nichtrostendem Stahl (1.4301) sowie die ersten resultierenden Simulationsergebnisse vorgestellt. Zur Erstellung der FE-Modelle wurde hierzu die Software *DynaWeld* mit dem zugehörigen Solver *LS-DYNA* verwendet. Ziel ist, für die Platinen den Schweißverzug bzw. die durch das Schweißen entstehenden Eigenspannungen zu ermitteln, um zukünftig im Rahmen einer Prozesskettensimulation deren Einflüsse auf den Umformvorgang ermitteln zu können.

1 Einführung zur „Wirkmedienbasierten Umformung ohne Formwerkzeug“

Bei der wirkmedienbasierten Umformung von dünnen Blechen ohne Formwerkzeug (engl.: „Die-Less-Hydroforming“) werden zwei (oder mehrere) Blechplatinen durch eine umlaufende Dichtnaht am Platinenrand gefügt. Es entsteht eine zweidimensionale ebene „Hülle“ aus Blech, die durch Einbringen eines Wirkmediums (z.B. Wasser) bei kontinuierlicher Druckerhöhung in eine räumliche Struktur umgeformt wird (siehe Abbildung 1). Im Vergleich zu konventionellen Hydroforming-Verfahren werden in der Regel keine Formwerkzeuge verwendet, wodurch beim Umformen spezielle Phänomene, wie beispielsweise Falten und Beulen, entstehen. Die resultierende räumliche Struktur wird im Wesentlichen durch die Ausgangsgeometrie der Platinen und den Umformdruck gesteuert. Erste wissenschaftliche Untersuchungen zur wirkmedienbasierten Umformung ohne Formwerkzeug sind u.a. bereits aus den 1960er Jahren [Rawlings, 1967] bekannt. Seit einigen Jahren erlebt die „wirkmedienbasierte Umformung ohne Formwerkzeug“ eine regelrechte Wiedergeburt. Es entwickeln sich zahlreiche neue Objekte und Projekte mit teilweise eigenen Bezeichnungen für dieses spezielle Umformverfahren, wobei jedoch alle als „Die-Less-Hydroforming“ eingestuft werden können. Diese Gegenstände sind in der Kunst (z.B. skulpturale Objekte [Kühnapfel, 2015]), im funktionellen Design (z.B. Möbel [Newby, 2016]), in der industriellen Prototypenentwicklung (z.B. Mercedes-Benz PRE-SAFE® Structure [Jordan, 2009]), in der universitären Forschung (z.B. [Hummel und Ngaile (2015)]) und bei zahlreichen Hobbyanwendern zu finden.



**Abbildung 1: „Die-Less-Hydroforming“ eines kissenartigen Probekörpers aus 1.4301
(hier zu messtechnischen Zwecken mit einer speziellen Beschichtung versehen)**

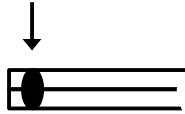
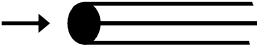
2 Schweißverfahren für das „Die-Less-Hydroforming“

Das Fügen durch Schweißen von zwei oder mehreren „Die-Less-Hydroforming“-Platinen stellt besondere Anforderungen an die Ausbildung der Schweißnaht sowie die Auswahl des Schweißverfahrens. Auf der einen Seite erfahren die Nähte lokal bei der Umformung eine hohe plastische Verformung, sollen aber bis zum Ende des Umformvorgangs dicht bleiben. Auf der anderen Seite muss eine sehr filigrane Naht (in der Art eines „linienförmiges Fließgelenk“) mit möglichst geringem Wärmeeintrag geschweißt werden, um den Verzug und die Eigenspannungen bei den dünnen Blechen zu reduzieren. Es wird vermutet, dass diese einen (negativen) Einfluss auf die Faltenbildung bei der Umformung des Objektes haben können.

Die Dichtnähte werden in der Regel als Überlapp- oder Stirrnaht ausgeführt.

Abhängig von der Schweißnahtart können daher unterschiedliche Schweißverfahren angewendet werden, die Geeignetsten und Gebräuchlichsten sind in Tabelle 1 aufgeführt. Die Art der Fertigung kann dabei von einer Handschweißung bis zum nahezu vollständigen automatischen Schweißen reichen. In der Praxis werden die „Die-Less-Hydroforming“ Platinen manchmal zusätzlich vorab geheftet. Ein Heften ist -abhängig von einer optional verwendeten Spannvorrichtung- jedoch nicht zwingend notwendig.

Tabelle 1: Geeignete und gebräuchliche Schweißverfahren für das „Die-Less-Hydroforming“

Überlappnaht	Stirrnaht
 <p data-bbox="411 1178 703 1348">Laserschweißen Rollnahtschweißen Rührreibschweißen (Aluminium) (Plasmastichloch) (MIG/MAG)</p>	 <p data-bbox="986 1178 1182 1348">WIG-142 WIG-141 (Mikro-)Plasma Laserschweißen MIG/MAG</p>

Der vorliegende Beitrag fokussiert auf durch WIG-142 (= WIG-Schweißen ohne Schweißzusatz) mit einer Stirrnaht geschweißte Platinen. Als Werkstoff für die Platinen wird hier ausschließlich der austenitische nichtrostende Stahl 1.4301 betrachtet. Der Dickenbereich für das „Die-Less-Hydroforming“ mit diesem Werkstoff liegt in der Regel im Bereich von 0,5 mm bis 3 mm Blechdicke. Speziell im unteren Blechdickenbereich neigen die Platinen beim Schweißen ohne äußere Halterungen zu starkem Verzug. Dies ist anhand einer einfachen Probeschweißung in Abbildung 6 (a) ersichtlich. Beim Schweißen einer ringförmigen Naht im Zentrum der kreisförmigen Platine mit 0,8 mm Dicke entsteht beim Abkühlen der Schmelze durch das Schrumpfen eine kreisringförmige Schrumpfkraftkomponente, die einen enormen Schweißverzug in der Platine verursacht (vgl. Abbildung 6 (a)). In der Regel werden deshalb zur Verhinderung des Schweißverzugs der dünnen Platinen Halterungen oder sogar vollflächige Einspannvorrichtungen eingesetzt, in der die Platinen während des Schweißvorgangs eingespannt werden. Durch die Verhinderung des Schweißverzugs entstehen jedoch Eigenspannungen in der Platine.

Ziel des vorliegenden Beitrags ist daher die Entwicklung eines FE-Modells unter Verwendung des Softwarepakets *DynaWeld* und *LS-DYNA* zur thermo-strukturmechanischen Simulation des Schweißens von „Die-Less-Hydroforming“-Platinen, um den Schweißverzug bzw. die entste-

henden Eigenspannungen zu ergründen. Im Anschluss können in einer Prozesskettensimulation deren Einflüsse auf den Umformvorgang ermittelt werden.

3 Thermo-strukturmechanische Schweißsimulation für Die-Less-Hydroforming-Platinen mit *DynaWeld* und *LS-DYNA*

3.1 Ausgangssituation

Die Kontur der Blechplatinen für das „Die-Less-Hydroforming“ liegt in der Regel als (Poly-)Linien-Zeichnung im CAD-Format (*.dxf,*.dwg, etc.) vor (vgl. Abbildung 2 (a)), die auch für den CNC-Zuschnitt der realen Probekörper verwendet wird. Für eine rein explizite Umformsimulation wird oft ein uniformes FE-Netz (vgl. Abbildung 2 (b)) verwendet, da gemäß des Courant-Friedrichs-Lewy-Kriteriums bei der expliziten Berechnung der kleinste Zeitschritt u.a. von der kleinsten Elementkantenlänge abhängt. Dieses Netz kann mit *LS-PrePost* einfach erzeugt werden. Dahingegen wird für die implizite thermo-strukturmechanische Schweißsimulation in der Regel ein individuelles FE-Netz benötigt, da die Bereiche der Schweißnaht und der WEZ feiner vernetzt werden müssen (vgl. Abbildung 2 (c)). Bei der impliziten Berechnung wirkt sich die Anzahl der Elemente stark auf die Rechenzeit aus, so dass ein individuelles Netz auch aus diesem Grunde sinnvoll ist. Die Erstellung eines solchen Netzes ist mit *LS-PrePost* aufgrund der historischen Wurzeln als expliziter Solver aktuell nur mit hohem Aufwand möglich, weswegen auf andere Vernetzer zurückgegriffen wird. Im vorliegenden Fall wurde hierfür *ANSYS Workbench (Version 15.0)* verwendet. Die Kontur der Blechplatte wird als (Poly-)Linien-Zeichnung im IGES-Dateiformat oder als planare Fläche im SAT-Dateiformat in *ANSYS Workbench* importiert. Für die Vernetzung werden 4-Knoten- (und bei Bedarf 3-Knoten-) Schalenelementen verwendet. Nach Erzeugung des gewünschten Netzes, wird mit dem in *ANSYS Workbench* vorhandenen *LS-DYNA*-Export eine Keyword-Datei herausgeschrieben. Selbstverständlich können für die Vernetzung auch andere kommerzielle Vernetzer (wie z.B. *ANSA* oder *HyperMesh*) verwendet werden.

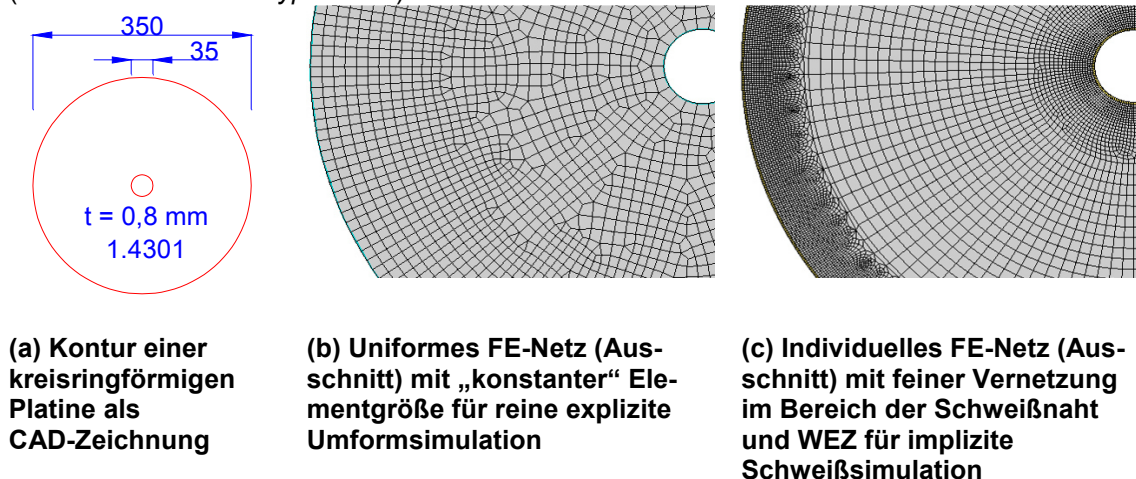


Abbildung 2: Vernetzung der „Die-Less-Hydroforming“-Platinen

3.2 Temperaturabhängige Materialkennwerte

Für die thermo-strukturmechanische Schweißsimulation werden temperaturabhängige Werkstoffkennwerte (in der Regel: spezifische Wärmekapazität, Wärmeleitfähigkeit, E-Modul, Ausdehnungskoeffizient, bei dem hier verwendeten bilinearen Materialmodell Streckgrenze und Verfestigungsmodul) benötigt. Die Dichte und die Querkontraktionszahl können ebenfalls temperaturabhängig angegeben werden, werden jedoch vereinfachend als konstant angenommen.

Alle Kennwerte müssen in einem konsistenten Einheitensystem vorliegen. Der im vorliegenden Fall für die Platinen verwendete austenitische nichtrostende Stahl ist beim Schweißen umwandlungsfrei, so dass keine Phasenumwandlung notwendig ist. Alle für die vorliegende Schweißsimulation notwendigen temperaturabhängigen Werkstoffkennwerte für die Platinen (Werkstoff 1.4301) sowie für die vollflächige Spannvorrichtung (Werkstoff Aluminium AlMgSi) wurden vom Ingenieurbüro für Schweißsimulation und Wärmebehandlungssimulation, Dr.-Ing. Tobias Loose, zur Verfügung gestellt.

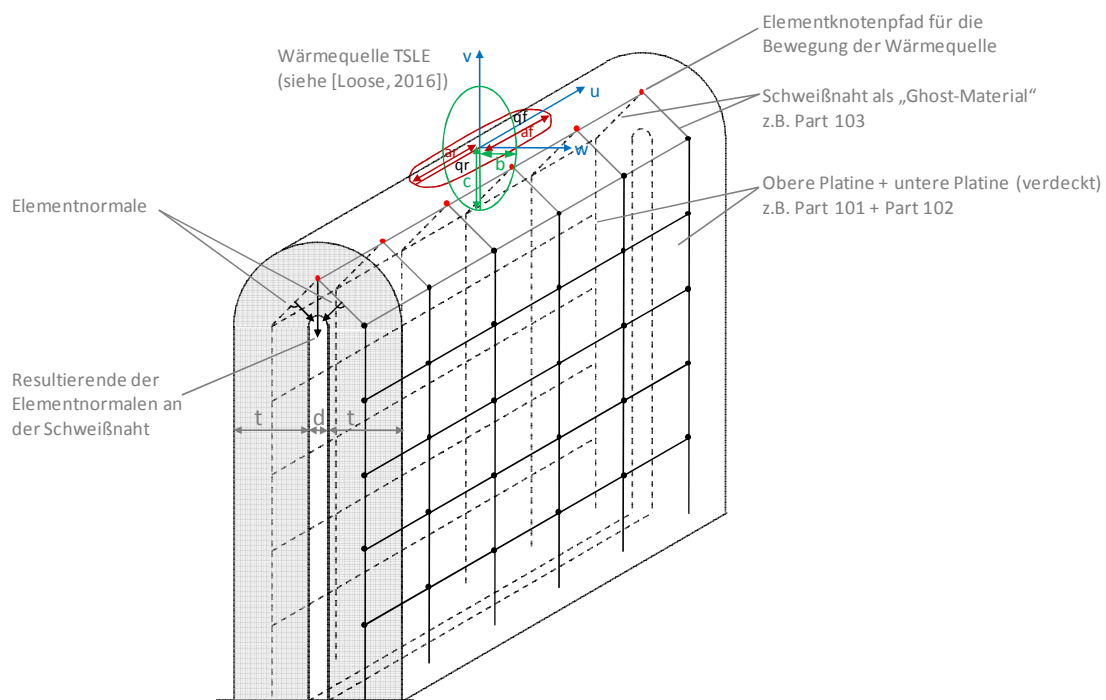


Abbildung 3: FE-Modellierung der „Die-Less-Hydroforming“-Platinen an der Schweißnaht und Darstellung der DynaWeld-Wärmequelle TSLE

3.3 Kurzbeschreibung der notwendigen Preprocessing-Schritte für die Modellerstellung mit *DynaWeld* und *LS-PrePost*

Die Erstellung des FE-Modells für die Schweißsimulation der „Die-Less-Hydroforming“-Platinen erfolgt prinzipiell analog zur Erstellung eines FE-Modells einer reinen Umformsimulation, wie in [Metzger, Ruff und Ummenhofer 2014] und [Metzger, Ruff und Ummenhofer 2015] beschrieben. Die für die Schweißsimulation (hier mit *ANSYS Workbench*, vgl. Abschnitt 3.1) individuell vernetzte Platine wird in *LS-PrePost* mit einem Abstand d von ca. $0,25 \times$ bis $1 \times$ Blechdicke dupliziert, um die doppellagige Platinengeometrie zu erhalten. Die Modellierung der Dichtnaht erfolgt durch Verschieben der Randknoten beider Platinen um $d/2$ in positive bzw. negative vertikale Richtung, so dass immer zwei Randknoten übereinanderliegen. Immer zwei nun übereinanderliegenden Randknoten werden zu einem Knoten vereinigt, damit ein durch die Dichtnaht geschlossenes Kontrollvolumen, das für die spätere Umformsimulation benötigt wird, entsteht (vgl. Abbildung 3). Für die weitere Erstellung der Eingabedatei mit *DynaWeld* existieren eigene Regeln in Form von ID-Konventionen zur Nummerierung von Parts, Kurven etc. (siehe [Loose, 2016]) sowie zur Bezeichnung der verschiedenen Quell-Dateien mit den geometrischen Bestandteilen. Wesentlicher Bestandteil bilden hier Quell-Datei(en) `NETZ_Dateiname.key` mit den

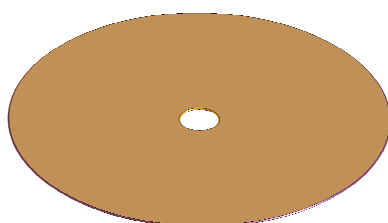
Einträgen *Keyword, *Node und *Element. Diese Dateien beinhalten die Platinen mit den Schweißnähten und ggf. Halterungen oder Spannvorrichtungen. Als Beispiel für die ID-Konvention von *DynaWeld* sei hierbei angeführt, dass die Platinen und Schweißnähte mit den PART Nr. 101, 102, 103, ... und die Spannvorrichtungen mit den PART Nr. 301, 302, 303, ... zu versehen sind. Die Elemente der Schweißnaht (vgl. Abbildung 3) erhalten als Material ein für Schweißnahtsimulation übliches spezielles „Ghost-Material“, dessen strukturelle Materialeigenschaften vor dem Schweißen inaktiv sind und erst danach aktiviert werden. Für die Wärmequelle wird im vorliegenden Fall eine doppel-ellipsoide Wärmequelle mit konstanter Wärmequellendichteverteilung (Bezeichnung TSLE in *DynaWeld*, nähere Details in [Loose, 2016]) verwendet, da diese für die vorliegende Anwendung als sehr gut geeignet eingestuft wird. Die Parameter der Wärmequelle TSLE werden auf Basis von Makroschliffen, Beurteilung der Anlauffarben sowie Erfahrungen aus ersten internen Messungen des instationären Temperaturfeldes mit Thermoelementen TypK während des Schweißens solcher Stirnnähte gewählt.

Beim „Die-Less-Hydroforming“ können Platinen mit nahezu beliebiger Kontur (z.B. Spline-Kurven) verwendet werden, weswegen es hier notwendig ist, eine einfach umzusetzende Lösung zur Erstellung des FE-Modells und im speziellen der Schweißbrennerführung zu finden. Hier eignet sich ebenfalls hervorragend die Wärmequelle TSLE aufgrund ihrer Eigenschaft, dass hier lediglich eine linienförmige Elementknoten-Gruppe als Trajektorien für den Schweißpfad benötigt wird. Die v-Richtung der TSLE Wärmequelle wird über die Normalenrichtung der Elemente definiert (vgl. Abbildung 3).

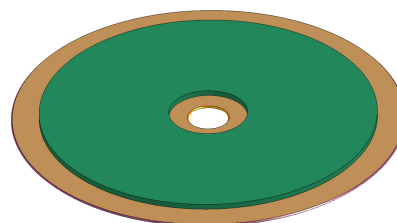
In der Quell-Datei KABEL_Dateiname.key werden die verschiedenen Schweißpfade der einzelnen Schweißraupen, die über Pfade in Form von Element-Knotenlisten definiert werden, aufgeführt. Im nächsten Schritt werden diese in *DynaWeld* über die Schaltfläche „Trajektorien“ erzeugt. In einer resultierenden Datei liegen als durch den Benutzer weiterzuverarbeitende Ergebnisse die Länge der Schweißnaht-Raupe in mm sowie die Anzahl der Elemente vor. Diese Angaben werden anschließend zur Finalisierung des Modells bei der Erstellung des in *DynaWeld* zentralen Prozessplans benötigt.

Der Prozessplan in *DynaWeld* ist eine Tabellenkalkulationsdatei, eng angelehnt an eine Schweißanweisung (WPS), in der übersichtlich die wesentlichen Schweißparameter (z.B. Wärmequelle, Streckenenergie, etc.) sowie alle weiteren FE-Berechnungsparameter (Randbedingungen, Kontakte, etc.) definiert werden.

Auf Basis der verschiedenen Quell-Dateien sowie des Prozessplans wird abschließend von *DynaWeld* eine LS-DYNA Eingabedatei für die Schweißsimulation automatisiert erstellt. Hierbei kann entschieden werden, ob eine entkoppelte oder gekoppelte Analyse durchgeführt wird, und ob eine einzige Eingabedatei oder ein strukturierter Eingabedatei-Satz erzeugt wird. Die Eingabedatei wird dann mit dem LS-DYNA Solver (hier: Developer Edition Version 109133) berechnet und die Ergebnisse werden strukturiert ausgegeben. Weitere im Rahmen von einer Schweißsimulation sehr nützliche Hilfsmittel (wie z.B. Material-angepasste Farbschemen für die Temperatur-Plots oder eine spezielle Tabellenkalkulation-Datei „Heatcheck“ zur Überprüfung des Wärmeeintrags während der laufenden Berechnung) sind in *DynaWeld* implementiert.



(a) ohne Spannvorrichtung



(b) mit Spannvorrichtung in Form beidseitiger Aluminium-Platten

Abbildung 4: FE-Modell der Schweißsimulation

3.4 Auszugsweise Betrachtung der Ergebnisse

Betrachtet wird die Schweißsimulation einer doppellagigen „Die-Less-Hydroforming“-Platine in Form einer Kreisringscheibe mit Geometrie entsprechend Abbildung 2 (a). Bei diesem Probekörper müssen der äußere und der innere Rand geschweißt werden. Die Simulation einer möglichen Heftschweißung vorab wäre zusätzlich möglich, wird hier aber zur Vereinfachung weggelassen. Die Schweißparameter in der Simulation werden in Anlehnung an die Schweißung eines realen Probekörpers gewählt (siehe Abbildung 6 (b)).

Zuerst wird eine Schweißung ohne Spannvorrichtung (vgl. Abbildung 4(a)) simuliert, um aufzuzeigen, welcher starke Schweißverzug hier zu erwarten ist. In Abbildung 5 (a) bis (d) ist die Simulation des Schweißprozesses in Form des instationären Temperaturverlaufes auszugsweise dargestellt. Nach Ende des Schweißprozesses und Abkühlung auf Raumtemperatur stellt sich in der Richtung normal zur Platinenoberfläche ein inhomogener und starker Schweißverzug im Verschiebungsbereich von -5,8 mm bis 9,2 mm, d.h. $\Delta_{\max} = 15$ mm, ein. Auch wenn keine praktische Schweißung hierzu vorliegt, kann durch direkten Vergleich mit einer Probeschweißung (siehe Abbildung 6 (a)) deutlich festgestellt werden, dass der sich in der Simulation einstellende Verzug (vgl. Abbildung 5 ((e) und (f)) qualitativ als realistisch beurteilt werden kann.

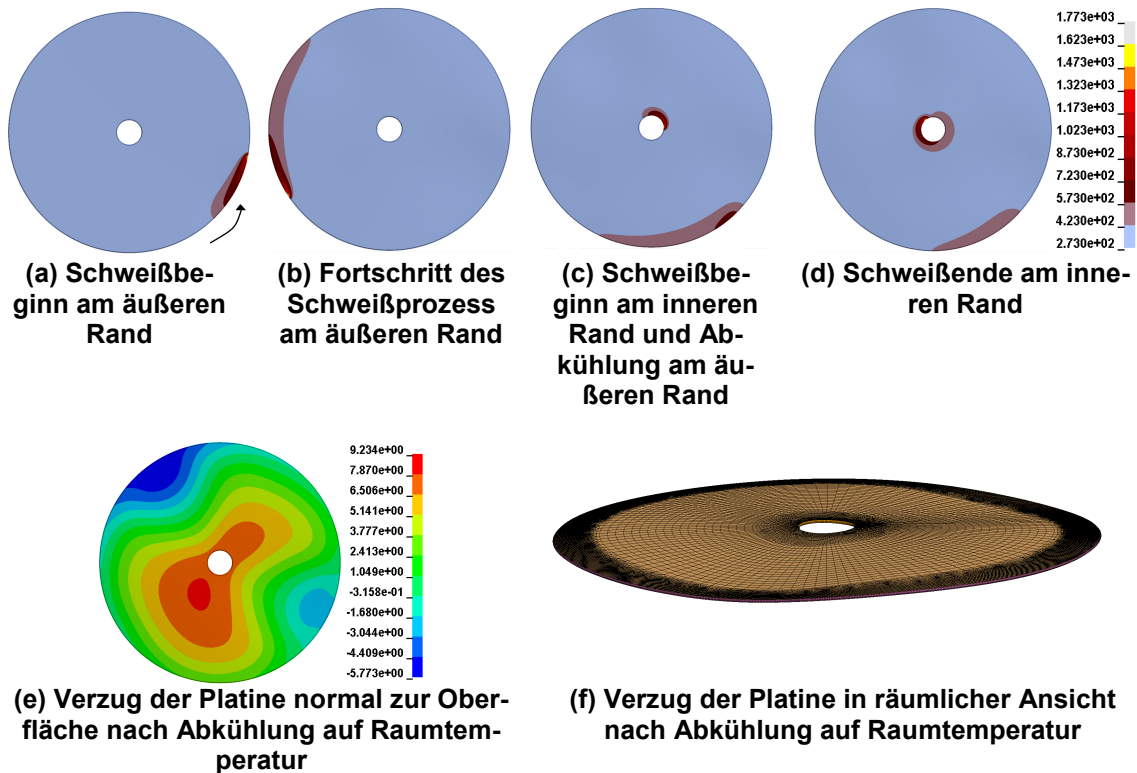


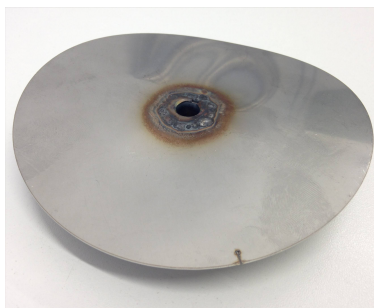
Abbildung 5: Schweißsimulation einer doppellagigen „Die-Less-Hydroforming“-Platine entsprechend Abbildung 2 (a) ohne Spannvorrichtung (Temperatur in °K, Verzug in mm)

Zum Vergleich wird nun im nächsten Schritt eine Simulation des Schweißprozesses unter Verwendung von vollflächigen kreisförmigen Spannvorrichtungen aus Aluminium durchgeführt (vgl. Abbildung 4 (b)). Beidseitig werden hier Aluminiumplatten mit einer Dicke von 15 mm verwendet, die durch 3 Solid-Elemente über die Dicke vernetzt werden. In der vorliegenden Simulation werden vereinfachend alle Verschiebungsfreiheitsgrade der Aluminiumplatten gehalten (dies ist über die „DynaWeld“ ID 9997 möglich), da ihr Verzug nicht von Interesse ist, und aufgrund ihrer

massiven Dicken auch kaum Verzug zu erwarten ist. Zwischen der doppellagigen „Die-Less-Hydroforming“-Platine (aus Schalen-Elementen) und den Aluminiumplatten (Solid-Elementen) wird jeweils ein strukturmechanischer Kontakt definiert, um die Einspannwirkung der Aluminiumplatten zu modellieren. Weiterhin wird ein thermischer Kontakt eingefügt, um die Wärmeabfuhr während des Schweißens abzubilden. Die Aluminiumplatten besitzen alle für die thermische Berechnung notwendigen temperaturabhängigen Materialkennwerte, so dass als wesentlicher Punkt der Wärmeabtrag durch die Aluminiumplatten während des Schweißens durch die Simulation abgebildet wird. Dies ist in Abbildung 7 (a) bis (d) deutlich zu erkennen. Die obere Bildreihe zeigt hier die Simulation des Schweißprozesses in Form des instationären Temperaturverlaufes in der Platine. Die untere Bildreihe zeigt die kontinuierlich während des Schweißens fortschreitende Erwärmung der Aluminiumplatten. Nach Ende des Schweißprozesses beträgt die Temperatur der Aluminiumplatte zwischen 27,5 und 37,5 °C, was bei den vorliegenden Schweißparametern und aus internen praktischen Erfahrungen von vergleichbaren Schweißungen von „Die-Less-Hydroforming“-Platinen als äußerst realistisch eingestuft werden kann.

Der Verzug ist nach Ende des Schweißprozesses und der Abkühlung auf Raumtemperatur wesentlich geringer und auch homogener (siehe Abbildung 7 (e) und (f)) als die vorherige Schweißsimulation ohne Spannvorrichtung. In der Simulation stellt sich in der Richtung normal zur Platinenoberfläche ein Schweißverzug im Verschiebungsbereich von -1,1 mm bis 5,0 mm, d.h. $\Delta_{\max} = 6,1$ mm, ein. Zum qualitativen Vergleich liegt eine WIG-Handschiweißung, allerdings mit einer Spannvorrichtung aus OSB-Platten (die den gleichen Durchmesser wie die Aluminiumplatten in der Simulation haben) des Kreisring-Probekörpers vor, eine qualitative Übereinstimmung der Form des Schweißverzugs des realen Probekörpers mit der Simulation ist deutlich erkennbar (vgl. Abbildung 6 (c)) und auch bei diesem Probekörper beträgt Δ_{\max} ca. 5 bis 6 mm.

Nach Ende der Schweißsimulation kann der Probekörper in Form einer DYNAIN-Datei, direkt in einer nachfolgenden „Die-Less-Hydroforming“-Umformsimulation mit *LS-DYNA* weiter verwendet werden. Hierbei werden alle notwendigen Parameter für eine vollständige Prozesskettensimulation (Schweißverzug, aktuelle Elementdicke und (Eigen-)Spannungen) in der Simulationskette übergeben.



(a) Schweißverzug bei einer ringförmigen Probeschweißung im Zentrum einer kreisförmigen Platine aus 1.4301 (d=110 mm, t=0,8 mm) ohne Verwendung einer Spannvorrichtung

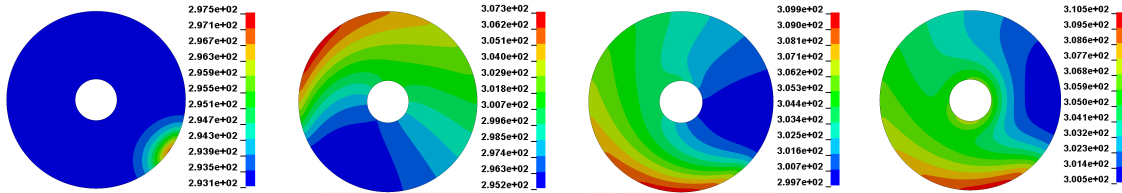
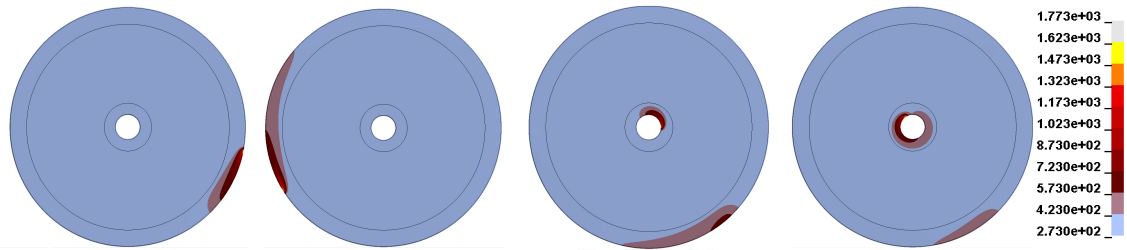


(b) WIG-Handschiweißung einer doppellagigen kreisringförmigen „Die-Less-Hydroforming“-Platine entsprechend Abbildung 2 (a) bei Verwendung einer Spannvorrichtung aus OSB-Platten (Foto: M. Rzepecki, KIT Versuchsanstalt, 2014)



(c) Schweißverzug der doppellagigen kreisringförmigen „Die-Less-Hydroforming“-Platine entsprechend Abbildung 2 (a)

Abbildung 6: Experimentelle Probekörper zum qualitativen Vergleich

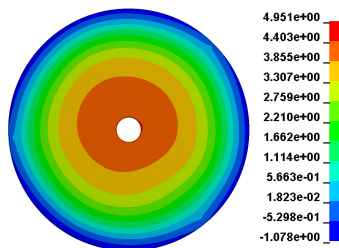


(b) Schweißbeginn am äußeren Rand (oben) mit zugehöriger Erwärmung der Aluminium-Platten (unten)

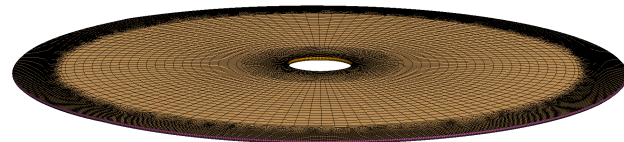
(b) Fortschritt des Schweißprozess am äußeren Rand (oben) mit zugehöriger Erwärmung der Aluminium-Platten (unten)

(c) Schweißbeginn am inneren Rand und Abkühlung am äußeren Rand (oben) mit zugehöriger Erwärmung der Aluminium-Platten (unten)

(d) Schweißende am inneren Rand (oben) mit zugehöriger Erwärmung der Aluminium-Platten (unten)



(e) Verzug der Platine normal zur Oberfläche nach Abkühlung auf Raumtemperatur (Draufsicht)



(f) Verzug der Platine in räumlicher Ansicht nach Abkühlung auf Raumtemperatur

Abbildung 7: Schweißsimulation einer doppellagigen „Die-Less-Hydroforming“-Platine entsprechend Abbildung 2 (a) mit Spannvorrichtung in Form von beidseitigen Aluminium-Platten (Temperatur in °K, Verzug in mm)

4 Zusammenfassung und Ausblick

Im vorliegenden Beitrag werden erste Zwischenergebnisse der laufenden Forschungsarbeit zur thermo-strukturmechanischen Schweißsimulation von „Die-Less-Hydroforming“-Platinen aus austenitischen nichtrostenden Stahl 1.4301 vorgestellt.

Mit der speziellen Software *DynaWeld* und dem FE-Softwarepaket *LS-DYNA* konnte erfolgreich ein Simulationsmodell für eine thermo-strukturmechanische Schweißsimulation von „Die-Less-Hydroforming“-Platinen entwickelt werden. Die Schweißsimulation beliebiger Platinengeometrien (z.B. Spline-Kurven) ist hierbei möglich. Die ersten Ergebnisse zeigen hinsichtlich des Schweißverzugs eine qualitativ sehr gute Übereinstimmung mit realen Probekörpern. Wie vorab zu erwarten war, kann aus der durchgeführten Schweißsimulation abgeleitet werden,

dass es in der Regel für das Schweißen von „Die-Less-Hydroforming“-Platinen zwingend notwendig ist, während dem Schweißen geeignete Spannvorrichtungen zu verwenden, um den Schweißverzug zu minimieren.

Nach der Simulation des Schweißens und der Abkühlung auf Raumtemperatur kann mit den Platinen anschließend im Rahmen einer Prozesskettensimulation in *LS-DYNA* eine „Die-Less-Hydroforming“-Umformsimulation durchgeführt werden. Die Datenweitergabe erfolgt über eine DYNAIN-Datei, wodurch Schweißverzug, aktuelle Elementdicke und (Eigen-)Spannungen nach der Schweißung und Abkühlung der Platinen in die Umformsimulation übergeben werden können. Im Rahmen der noch laufenden Forschungsarbeit zum „Die-Less-Hydroforming“ ist geplant, durch weiterführende experimentelle Untersuchungen mittels quantitativer Messungen des Schweißverzuges und des instationären Temperaturfeldes (mit Thermoelementen Typ K) eine weiterführende Validierung des Simulationsmodells durchzuführen.

5 Danksagung

Besonderer Dank gilt dem *Ingenieurbüro für Schweißsimulation und Wärmebehandlungssimulation*, Dr.-Ing. Tobias Loose, für die Zurverfügungstellung der Software *DynaWeld* inklusive des kompetenten Supports für die im Rahmen dieses Beitrags durchgeführte Schweißsimulation.

6 Literatur

Hummel, S. und Ngaile, G. (2015): *Die-less hydroforming of multi-lobe tubular structures*, Proc IMechE Part B: J Engineering Manufacture 229, no. 3, 435–452, doi: 10.1177/0954405414528166

Jordan, M. (2009): „*Das Sicherheitsexperimentalfahrzeug 2009*“, mercedes-benz-passion.com, 10. Juni 2009, abgerufen am 13. Oktober 2016 unter <http://blog.mercedes-benz-passion.com/2009/06/das-sicherheitsexperimentalfahrzeug-esf-2009/>

Kühnapfel, T. (2015): „*Contemporary Metal Art Sculptures by Thomas Kühnapfel*“, kuehnapfelart.com, 8. August 2015, abgerufen am 13. Oktober 2016 unter <http://kuehnapfelart.blogspot.de/>

Loose, T. (2016): *Schweißstruktursimulation mit DynaWeld ID-Konvention Eingangsparameter für die Simulation*, PDF-Dokumentation *DynaWeld*, Ingenieurbüro für Schweißsimulation und Wärmebehandlungssimulation, Dr.-Ing. Tobias Loose

Loose, T. (2016): *DynaWeld Wärmequellen*, PDF-Dokumentation *DynaWeld*, Ingenieurbüro für Schweißsimulation und Wärmebehandlungssimulation, Dr.-Ing. Tobias Loose

Metzger, A., Ruff, D.C. und Ummenhofer, T. (2014): *FEM-Simulation of “Die-LessHydroforming”*, Proc.Appl.Math.Mech.14, 255–256, doi:10.1002/pamm.201410115

Metzger, A., Ruff, D.C. und Ummenhofer, T. (2015): *Investigations on clamping effects with “Die-Less-Hydroforming-Structures”*, Proc.Appl.Math.Mech.15, 215–216, doi:10.1002/pamm.201510098

Newby, S. (2016): „*fullblOwn inflating life into metal...*“, Full Blown Metals Ltd, <http://www.fullblown.co.uk/>, 2016, abgerufen am 13. Oktober 2016 unter <http://www.fullblown.co.uk/>

Rawlings, B. (1967): *Inflated Ductile Metal Structures*, Architectural Science Review, Volume 10, Issue 2, doi:10.1080/00038628.1967.9697103

Numerische Simulation der Phasenumwandlungen bei Schienenschweißungen von perlitischem Stahl

Leonhard Weingrill¹ und Norbert Enzinger¹

¹ *Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik, Kopernikusgasse 24, Technische Universität Graz, Österreich*
E-Mail: leonhard.weingrill@tugraz.de

ZUSAMMENFASSUNG

In dieser Arbeit wurde ein Modell für die numerische Simulation einer Schienenschweißung mit dem Abbrennstumpfverfahren mit SYSWELD® erstellt. Der Schwerpunkt liegt in der Untersuchung der Umsetzbarkeit des gewählten Modellierungsansatzes für die vereinfachte Abbildung der Wärmequelle. Diese wird allein durch den Kontaktwiderstand R_T an Schalenelementen in der Fügefläche während des Aufheizvorgangs definiert und zur Quantifizierung der Wärmeeinbringung mit zunehmendem Detaillierungsgrad abschnittsweise basierend auf Messdaten des Temperaturverlaufs in einem Referenzpunkt am Kopf der Schiene invers angepasst. Für die Phase des Planbrennens konnte eine sehr gute Übereinstimmung des Temperaturverlaufs erzielt werden. In den übrigen Prozessphasen führte die Vorgehensweise noch nicht zu zufriedenstellenden Ergebnissen.

1 Einleitung

Die Anforderungen an das Streckennetz im Eisenbahnverkehr haben in den letzten Jahrzehnten aufgrund unterschiedlicher Gründe zugenommen. Dazu zählen mitunter das generell gestiegene Verkehrsaufkommen und die dadurch höhere Streckenauslastung, höhere Reisegeschwindigkeiten und höhere Passagieranforderungen hinsichtlich Fahrkomfort, höhere Achslasten insbesondere im Güterverkehr, sowie aber auch erhöhte Sicherheitsanforderungen von Gesetzes wegen. Um einen wirtschaftlichen sinnvollen Betrieb weiter zu gewährleisten, sehen sich Bahnbetreiber vor diesem Hintergrund gezwungen bei ihren Life-Cycle-Costs Betrachtungen die Grenzen enger zu stecken. [Girsch et al., 2008]

Im zusammenfassenden Abschlussbericht einer auf EU-Ebenen durchgeführte Reihe von Studien [Ekberg and Paulsson, 2010] wurden wichtige Kostentreiber beim Betrieb von Bahnstrecken untersucht. Die durchgehende Formbeständigkeit des Schienenprofils ist notwendig um ausreichende Führung und damit sicheres Fahren zu gewährleisten. Der Verschleiß an den Gleisen bestimmt notwendige Intervalle für Wartungs- und Instandhaltungsarbeiten. Die Verwendung moderner Schienenstahlgüten mit verbesserten mechanischen Eigenschaften stellt einen wichtigen möglichen Aspekt bei der Steigerung der Kosteneffizienz von Eisenbahnstrecken dar. Insbesondere eine angepasste Mikrostruktur im Kopfbereich der Schiene kann den Widerstand gegen Rollkontaktermüdung (Rolling Contact Fatigue (RCF)) und Verschleiß verbessern und somit den Instandhaltungsbedarf verringern. [Trummer et al., 2016][Demofonti et al., 2005]

Geschweißte Schienen weisen im Bereich der WEZ eine weiche Zone auf. Im Bereich der Schweißung kann es daher lokal zu verstärkter Materialermüdung und Verschleiß kommen. Auch das Schweißen von Schienen stellt somit einen nicht unerheblichen Kostenfaktor bei der Installation und dem Betrieb von Eisenbahnstrecken dar. [Demofonti et al., 2005]

In Abhängigkeit des Schweißprozesses und des Werkstoffs kann die Ausdehnung und auch in der Höhe des Härteabfalls in dieser weichen Zone variieren. [Micenko and Li, 2013]

2 Abbrennstumpfschweißen von Schienen

Das Abbrennstumpfschweißen (ABS) ist eines der weltweit am häufigsten eingesetzte Verfahren zum Schweißen von Schienen. [Keichel and Gehrmann, 2008]

Es zählt allgemein betrachtet zu den Sonderschweißverfahren Für Schienen findet es sowohl in stationärer Form mit Gleichstrom in der Produktion, als auch mit mobilen Anlagen und Wechselstrom bei der Neuverlegung von Schienen im Gleis Anwendung. Im Wesentlichen handelt es sich um einen Widerstandsschweißprozess, der sich während der Aufheizphase in vier charakteristischen Abschnitte mit zusätzlich auftretenden Phänomenen gliedert. (siehe Abbildung 1)

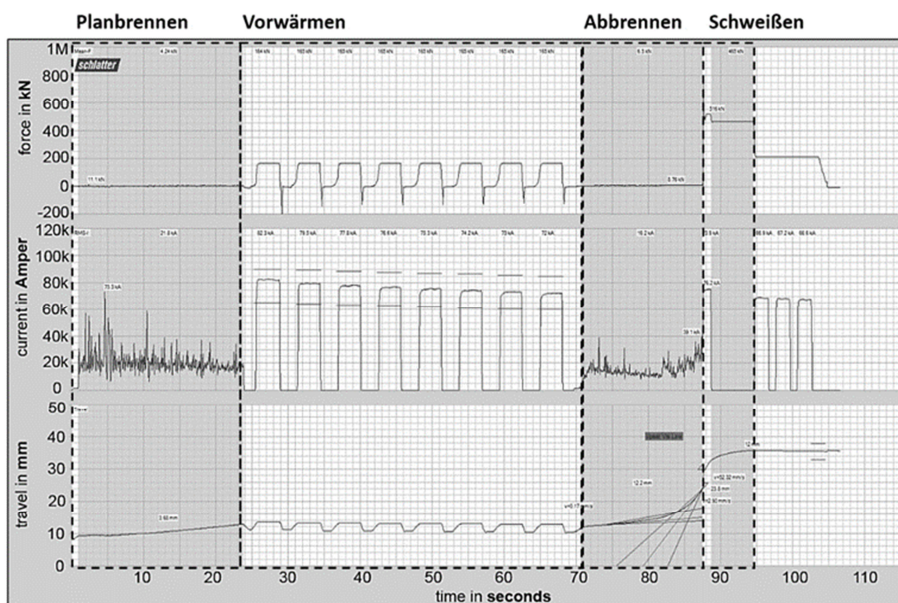


Abbildung 1: Prozessgrößen und Prozessabschnitte während der Aufheizphase einer Abbrennstumpfschweißung einer Vignolschiene.

Bei näherer Betrachtung der in der Schweißfläche beim ABS ablaufenden Vorgänge im mikroskopischen Maßstab kann festgestellt werden, dass der Prozess – im Speziellen während des Plan- und Abbrennens – aus einer komplexen Abfolge von Vorgängen besteht. Durch das Aneinanderdrücken der Werkstücke mit geringer Kraft entsteht aufgrund der Oberflächenrauigkeiten nur punktuell Materialkontakt. Beim Anlegen einer Spannung fungieren diese Stellen als elektrische Leiterbrücken und führen lokal zu sehr hohen Stromdichten und damit einhergehender sehr schneller Materialerhitzung. Dadurch kommt es zum charakteristischen explosionsartigen Ausschleudern des Materials, somit der Zerstörung der Leiterbrücke an dieser Stelle. Der Vorgang beginnt dann durch die Änderungen der Oberflächenstruktur an einer anderen Stelle von neuem. Zusätzlich kommt es parallel dazu auch zur kurzzeitigen Bildung von Lichtbögen.

[Kuroda and Shimada, 2008]

Über den gesamten Querschnitt betrachtet bestehen die ‚Brennphasen‘ beim ABS aus unzähligen, parallel ablaufenden sehr schnellen Abfolgen der beschriebenen Vorgänge.

Beim ABS von Schienen wird noch zusätzlich während der Zwischenphase ‚Vorwärmen‘ durch das Aneinanderpressen der Schienen mit hoher Kraft und gleichzeitig angelegten hohen

Schweißströmen, eine zusätzliche Erwärmung und Homogenisierung des Temperaturprofils im Schienenquerschnitt erreicht.

Dieser spezielle mehrstufige Prozessablauf während der Aufheizphase ist beim ABS essentiell und dient der Einstellung der geeigneten Eigenschaften der Schweißverbindung.

3 Arbeitsinhalte

In dieser Arbeit soll ein Simulationsmodell einer Abbrennstumpfschweißung von Eisenbahnschienen mithilfe der Software SYSWELD® erstellt werden. Die Simulation soll schlussendlich als Werkzeug bei der Prozessentwicklung dienen, mit welchem durch Optimierung des Schweißzyklus die Ausdehnung des Bereichs der weichen Zone in der WEZ der heute noch gängigsten voll perlitischen Schienenstahlgüten möglichst gering gehalten werden kann.

Der wesentliche Teil der Implementierung einer entsprechenden metallurgischen Simulation bereits vorab erfolgreich umgesetzt und in einer Veröffentlichung vorgestellt. [Weingrill, Nasiri, and Enzinger, 2016]

Der zweite wichtige Bestandteil beinhaltet die Modellierung der Wärmequelle bei einer Abbrennstumpfschweißung einer Schiene in SYSWELD®. Die Komplexität der oben beschriebenen Abläufe während des ABS lässt sich in einer FE-Schweißsimulation wie sie in diese Arbeit angestrebt wird nicht sinnvoll abbilden. Den ersten wichtigen Schritt stellt somit die geeignet Abstraktion der oben beschriebenen komplexen Vorgänge während des Aufheizvorgangs beim ABS von Schienen durch die Implementierung eines vereinfachten numerischen Modells der Wärmequelle dar. Das wichtigste Ziel dabei ist, dass dennoch die exakte Abbildung des transienten Temperaturfeldes in der thermische Simulation anhand der auch in der Realität an der Maschine verwendeten Schweißparameter möglich ist.

Insbesondere wird dabei der folgende Ansatz untersucht: die Modellierung der Hauptwärmequelle während aller Phasen des Aufheizvorgangs kann durch Abstraktion der komplexen Vorgänge auf eine einfache Funktion für den Kontaktwiderstand R_T realisiert werden. Dadurch wird die Wärmeeinbringung auf die Joulesche Wärme an den Fügeflächen reduziert und somit eine stark vereinfachte Möglichkeit zur Simulation des transienten Temperaturfeldes bei der Abbrennstumpfschweißung ermöglicht.

Durch die ausreichend exakten Kenntnisse des Temperaturverlaufs, sowie der bestimmenden elektrischen Prozessgrößen aus vorab durchgeführten instrumentierten Schweißversuchen [Weingrill, Krutzler, Enzinger, 2016] kann eine systematische, abschnittsweise und inverse Optimierung von R_T gemacht werden, mit welcher der Prozess in der FE-Simulation abgebildet werden kann.

3.1 Simulationsmodell

Für die Simulation wurde die elektro-kinetische und thermisch gekoppelte Rechnungsoption inklusive metallurgischer Kopplung in SYSWELD® verwendet.

Von einer zusätzlichen Kopplung einer mechanischen Simulation wurde vorerst noch abgesehen. Ziel ist es, den Temperaturzyklus ohne die Berücksichtigung des Materialverlusts aufgrund des Abbrennens sowie der Wulstbildung während der Umformung trotzdem mit hinreichender Genauigkeit abbilden zu können.

3.1.1 Modellgeometrie, Randbedingungen und Lasten

Die Geometrie des Modells (siehe Abbildung 2) entspricht zwei jeweils 340mm langen, zentrisch vertikal entlang der Schienenachse geteilten Hälften einer Vignolschiene des Profils 60E1 laut

EN- 13674-1. Die Abmessungen wurden dabei von jenen der instrumentierten Schweißung an einer stationären Schlatter GAA100 Maschine übernommen worden.

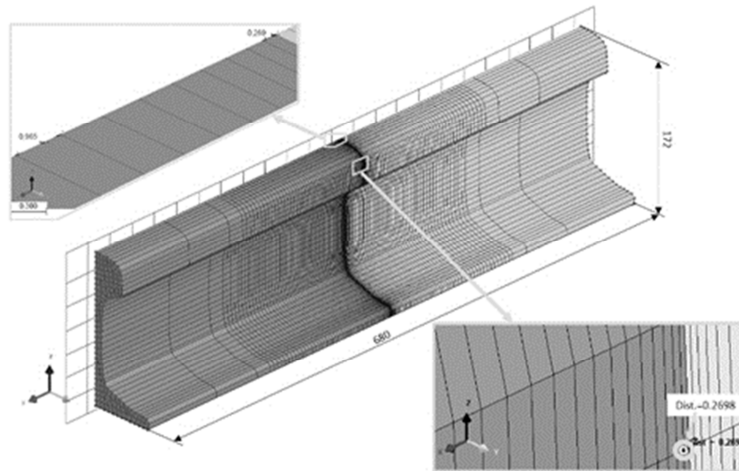


Abbildung 2: Simulationsmodell in SYSWELD® und Lage des Referenzpunkts für Temperaturkurven.

An der Stoßfläche im Modell sind die begrenzenden Schalenelemente mit den entsprechenden gegenüberliegenden Schalenelementen der anderen Schiene in Kontakt. Dabei hat jedoch jede Schiene in der Kontaktfläche ihre eigenen Knotenpunkte und Elemente.

Der Schienenkörper besteht aus in Richtung der Schienenachse aus der Querschnittfläche extrudierten Volumenelementen. Die Elementgröße wird dabei in Richtung der Schienenachse mit zunehmendem Abstand vom Schweißspalt kontinuierlich vergrößert. Der Grund dafür sind die nur im unmittelbaren Bereich der Schweißung auftretenden hohen Temperaturgradienten. Die Größe vordersten Elemente wurde in vereinfachten Vorversuche solange schrittweise verkleinert, bis nachweislich kein Einfluss mehr auf das Ergebnis vorhanden war. Im weiter entfernten Bereich werden die Elemente größer gestaltet, um den Anzahl so gering wie möglich zu halten und somit die Berechnungszeit zu optimieren.

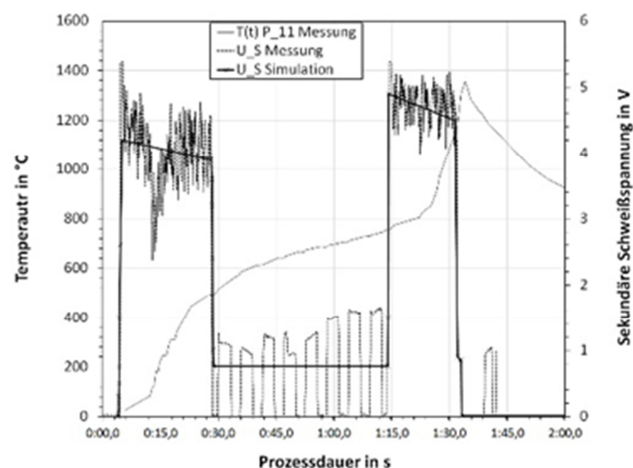


Abbildung 3: Gemessener Verlauf der Temperatur und der Schweißspannung während der Aufheizphase einer Abtrennstumpfschweißung einer 60E1 Schiene sowie der in der Simulation als vereinfachte Last angenommene zeitliche Spannungsverlauf.

An der Außenseite ist eine geschlossene Hülle an Schalenelementen über die Schiene gelegt. Diese Elemente werden durch die Knotenpunkte der darunter liegenden Volumenelemente bestimmt. An dieser Oberfläche wird anhand einer temperaturabhängigen Funktion der Wärmeübergang durch Strahlung und Konvektion an die Umgebung simuliert. Die Lufttemperatur wird dabei als Randbedingung mit konstant 20°C an den Knoten dieser Außenhaut festgelegt. Das Emissionsverhältnis für die Berechnung des Strahlungsanteils wird mit 0,8 festgelegt und der Wärmeübergangskoeffizient für die Konvektion mit 25 W/m².K.

Als Last wird an den Knoten im äußersten Querschnitt der im Bild rechten Schiene eine Spannung in Abhängigkeit der Zeit definiert. Dieser wurde basierend auf dem Verlauf der gemessenen sekundären Schweißspannung vereinfacht angenommen. (siehe Abbildung 3) An den Knoten des äußersten Querschnitts auf der gegenüberliegenden Schiene wird die Spannung entsprechend als konstant null definiert.

3.1.2 Materialkennwerte

Für die Simulation wurden die thermo-physikalischen, und die relevanten thermo-elektrischen Eigenschaften des Schienenstahls R350HT (gemessene Zusammensetzung) in JMatPro® simuliert und in SYSWELD® implementierte. (siehe Abbildung 4)

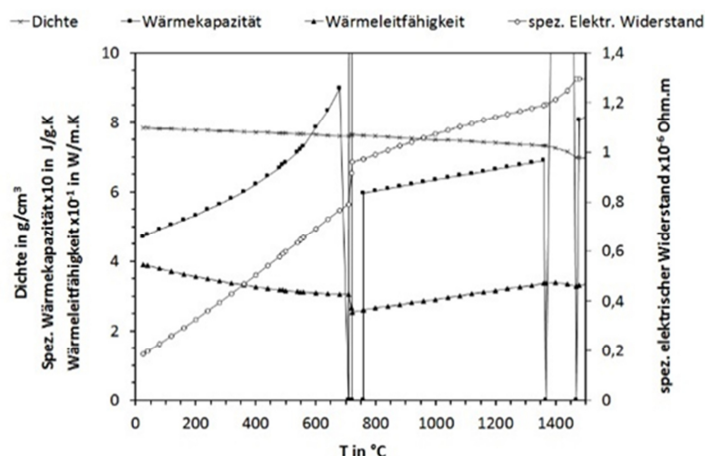


Abbildung 4: Simulierte thermo-physikalische Materialeigenschaften und spezifischer elektrischer Widerstand des Schienenstahls R350HT in Abhängigkeit der Temperatur.

3.1.3 Vorgehensweise bei der Modellierung des Kontaktwiderstands R_T

SYSWELD® bietet in der elektro-kinetisch thermischen Berechnungsoption die Möglichkeit zwischen zwei Flächen ein Medium zu modellieren, wodurch durch Definition eines elektrischen Widerstandes und eines thermischen Übergangskoeffizienten der Energiefluss zwischen den an die Flächen angrenzenden Volumenelementen in der transienten Simulation berechnet werden kann. Dabei können sowohl konstante Werte als auch Abhängigkeiten von der Temperatur und der elektrischen Spannung berücksichtigt werden. [ESI GmbH München, 2016]

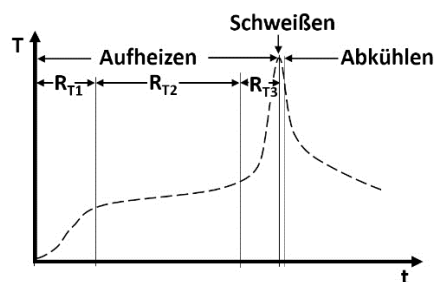


Abbildung 5: Schematische Darstellung des anhand des Temperaturverlaufs in drei Phasen eingeteilten Aufheizvorgangs einer Abbrennstumpfschweißung einer Schiene.

Im Modell wird diese Option genutzt und der Wert für den Übergangswiderstand R_T während der Aufheizphase abschnittsweise festgelegt. Die Einteilung der Abschnitte der Aufheizphase entspricht dabei im Wesentlichen der in der Einleitung gemachten Prozessvorstellung (siehe Abbildung 1). Zusätzlich wurde auf die detailliertere Charakterisierung anhand des genauen Temperaturverlaufs in diesen Abschnitten wie sie in einer vorangegangenen Veröffentlichung im Detail vorgestellt zurückgegriffen. [Weingrill, Krutzler, Enzinger, 2016]

Um die Optimierung von R_T effizient zu gestalten, werden vorbereitend zwei Ansätze verfolgt. Das Ziel dabei ist vorerst, die richtige Größenordnung für den Kontaktwiderstand R_T in jedem Abschnitt abschätzen zu können. Im Anschluss erfolgt dann die eigentlich detailliertere inverse Optimierung innerhalb des abgeschätzten Bereichs.

3.1.4 Kontaktwiderstand als vereinfachter ohmscher Widerstand

Für die erste Abschätzung wird die Schweißung als vereinfachter elektrischer Schaltkreise angenommen (siehe Abbildung 6). Dieser besteht aus einer Gleichspannungsquelle und drei in Serie geschalteten ohmschen Widerständen, wovon zwei dem elektrischen Widerstand der Schienen R_S auf beiden Seiten entsprechen, und der dritte in der Mitte der Schweißlinie dem gesuchten Widerstand des Schweißspalts R_T entspricht.

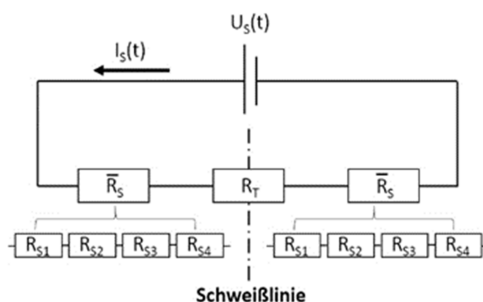


Abbildung 6: Schematische Darstellung des Schweißprozesses als ohmscher Stromkreis.

Beruhend auf der Annahme des quer zur Schienenachse relativ konstanten, und um den Schweißspalt in Richtung der Schienenachse symmetrischen und mit steilem Gradienten sich ausbildenden Temperaturfeldes, wird R_S – auf beiden Seiten der Schweißung gleich – als Summe von vier Serienwiderständen berechnet. Die WEZ wird dafür in Abhängigkeit der für den jeweiligen Abschnitt des Aufheizvorgangs aus der Messung bekannten Temperaturverteilung in drei Bereiche (R_{S1} bis R_{S3}) und einen ‚kalten‘ Bereich mit konstant Raumtemperatur 20°C (R_{S4}) parallel zur Stoßfläche eingeteilt, s. Abbildung 7. Anhand deren Länge und mithilfe des spezifi-

schen elektrischen Widerstandes des Schienenstahl als Funktion der Temperatur können R_{S1} bis R_{S4} berechnet und dann aufsummiert werden.

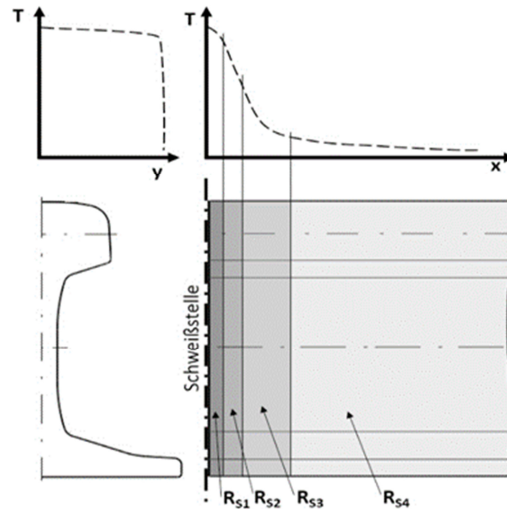


Abbildung 7: Schematische Darstellung des Temperaturverlaufs im Bereich der Schweißstelle quer und längs zur Schienenachse und schematische Darstellung der zur Berechnung der temperaturabhängigen Widerstände verwendeten Bereiche der Schiene.

Daraus lässt sich dann anhand der Kenntnis der sekundären Schweißspannung und des Schweißstroms aus der Messung mithilfe des ohmschen Gesetzes R_T für jeden der in Abbildung 5 dargestellten Abschnitte der Aufheizphase berechnen.

Die Simulation wird dann für jeden Abschnitt einzeln gestartet und das Temperaturfeld des letzten Abschnitts als Anfangsbedingungen für den nächsten verwendet.

3.1.5 Kontaktwiderstand aus Literaturquellen

Um den Größenordnungsbereich für R_T weiter einzugrenzen wird zusätzlich eine in der Literatur für die Definition des Kontaktwiderstands bei ABS von Schienen verwendete Gleichung verwendet. [Li and Zhang, 2010; Zhipeng et al, 2011] Danach wird der Kontaktwiderstand R_c in Ohm beim ABS von Schienen wie in (1) gezeigt als Funktion eines Materialfaktors K , der Querschnittsfläche S in cm^2 , der Stauchgeschwindigkeit v_f in cm/s und der elektrischen Stromdichte j in A/mm^2 definiert.

$$R_c = \frac{9500 K}{S^{2/3} v_f^{1/3} j} \cdot 10^{-6} \quad (1)$$

Auch hier werden wieder die Daten aus den instrumentierten Schweißversuchen und mithilfe von Gleichung (1) wurde der Übergangswiderstand abschnittsweise berechnet und in die Simulation übernommen.

Im Unterschied zum vorherigen Ansatz wird dabei ein vierter Abschnitt unterschieden. Dieser bildet die letzten Sekunden unmittelbar vor der Schweißung ab, in denen aufgrund der Stauchung des Materials v_f sehr stark zunimmt und somit auch R_T stark beeinflusst wird. (siehe Abbildung 1)

3.1.6 Finale Optimierung des Kontaktwiderstand

Die schlussendliche Optimierung von R_T basiert auf den Erkenntnissen der nach den beiden oben vorgestellten Ansätzen durchgeführten Abschätzung der richtigen Größenordnung von R_T . Um die angestrebte Genauigkeit des transienten Temperaturfeldes in der WEZ zu erreichen, werden die oben gewählten Abschnitte allerdings noch einmal detaillierter eingeteilt. Die Einteilung erfolgt anhand der noch genaueren Betrachtungen der Temperaturkurve im markierten Referenzpunkt in der WEZ am Kopf der Schiene. Sobald eine deutliche Änderung der Steigung des Temperaturverlaufs erfolgt, wird auch entsprechend ein neuer Abschnitt, in dem R_T neu festgelegt und optimiert wird.

Als weitere Indikatoren für die detailliertere Einteilung werden noch die verbleibenden Schweißprozessdaten Kraft und Stauchweg herangezogen.

3.2 Vorgehensweise bei Ergebnisanalyse

Bei der Ergebnisanalyse werden die transienten Temperaturfelder in der gesamten Schiene, und zusätzlich Vergleiche der simulierten zu den gemessenen Temperaturverläufe im Referenzpunkt, herangezogen, um die Wärmeeinbringung im jeweiligen Abschnitt zu überprüfen. R_T wird bei Abweichung entsprechend nach oben oder unten – innerhalb des zuvor festgelegten Größenordnungsbereichs und mit zunehmend feiner Skalierung – angepasst und der sich dadurch ergebende Unterschied im Temperaturverlauf präsentiert.

Anhand des beschriebenen iterativen Vorgehens wird R_T kontinuierlich für den gesamten Prozess optimiert, bis ausreichend Übereinstimmung zwischen Messung und Simulation vorliegt.

Zusätzlich wird auch noch in jedem Abschnitt das sich einstellende Spannungsprofil in der Schiene und die elektrische Stromdichte in Richtung der Schienenachse bei unterschiedlichen R_T auch analysiert und zu den Messdaten zur Plausibilitätsprüfung der Ergebnisse verglichen.

4 Ausblick auf Ergebnisse

Für die ersten Prozessabschnitte konnte nach ausreichender Optimierung von R_T eine sehr gute Übereinstimmung zwischen Messung und Simulation für den Temperaturverlauf erzielt werden. Der grundsätzliche Nachweis der Umsetzbarkeit des gewählten Modellierungsansatzes konnte somit erbracht werden. Beim Übergang von einem zum nächsten Prozessabschnitt kam es zu im Vergleich zur Messung großen Unterschieden des Temperaturverlaufs und mitunter auch zu Konvergenzproblemen beim SYSWELD-Solver.

Aufgrund größer als erwarteter Herausforderungen bei der Implementierung in SYSWELD® lagen zum Zeitpunkt des Verfassens dieser Veröffentlichung noch nicht die Ergebnisse für die vollständige Prozessdauer vor. Die Präsentation dieser ist für den Vortrag bei der Konferenz in Weimar geplant.

5 Zusammenfassung

In dieser Arbeit wurde ein Modellierungsansatz für den thermischen Teil einer FE-Simulation einer Abbrennstumpfschweißung von Schienen in SYSWELD® vorgestellt. Der wesentliche Bestandteil dabei ist die abschnittsweise Festlegung eines geeigneten Wertes des Übergangswiderstands R_T im Schweißspalt als Hauptwärmequelle. Die Vorgehensweise beinhaltet dabei zuerst eine vereinfachte Abschätzung von R_T mithilfe von zwei unterschiedlichen Ansätzen und optimiert darauf aufbauend R_T im Detail. Der so simulierte Temperaturverlauf an einem ausgewählten Referenzpunkt am Kopf der Schiene wird zu gemessenen Daten verglichen und R_T solange angepasst bis ausreichende Übereinstimmung vorliegt.

6 Literaturverzeichnis

Demofonti, G. et al. 2005. "WELDRAIL- Role of Steel Composition and Welding Parameters in the Improvement of Fatigue Behaviour of High Strength Welded Rails."

Ekberg, A. and B. Paulsson. 2010. "Concluding Technical Report - Innotrack." 288.

ESI GmbH München. 2016. "SYSWELD 2016: Reference Manual."

Girsch G., Frank N., Pointner P. and Stock R.. 2008. "Life-Cycle Cost Considerations on High-Strength Rail Steels." in *8th World Congress on Railway Research*. Seoul, Korea: voestalpine Schienen GmbH, Austria.
Retrieved (http://www.uic.org/cdrom/2008/11_wcrr2008/pdf/l.2.2.1.1.pdf).

Hiensch M. et al. , 2005. "Two-Material Rail Development: Field Test Results Regarding Rolling Contact Fatigue and Squeal Noise Behaviour." *Wear* 258(7–8):964–72.

Keichel J. and Gehrman R. . 2008. "Neues Thermit-Schweißverfahren SkV-Elite." *Elektro Thermit GmbH & Co KG Halle Germany*, September, 50–53.

Kuroda T. and Shimada M. . 2008. "Micro Flash Butt Welding of Super Duplex Stainless Steel with Zr-Based Metallic Glass Insert." *Vacuum* 83(1):153–56.
Retrieved (<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0042207X08002029>).

Li Y. and Fucheng Z.. 2010. "Numerical Simulation Of Flash Butt Welding Of High Manganese Steel Crossing With Carbon Steel Rail." *Advanced Materials Research* 123–125:571–74.

Maya-Johnson S., Ramirez A.-J., Toro A. . 2015. "Fatigue Crack Growth Rate of Two Pearlitic Rail Steels." *Engineering Fracture Mechanics* 138:63–72.
Retrieved (<http://dx.doi.org/10.1016/j.engfracmech.2015.03.023>).

Micenko P. and Li H.. 2013. *Double Dip Hardness Profiles in Rail Weld Heat-Affected Zone — Literature and Research Review Report*. Brisbane, Australia.

Trummer, G. et al. 2016. "Modeling Wear and Rolling Contact Fatigue : Parametric Study and Experimental Results." *Wear* 1–7. Retrieved (<http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2016.04.024>).

Weingrill L., Krutzler J. and Enzinger N. 2016. "Temperature Field Evolution during Flash-Butt Welding of Railway Rails." THERMEC CONFERENCE Graz.

Weingrill L., Nasiri M. and Enzinger N. . 2016. "Trends in Welding Program." Pp. 589–602 in *Trends ind Welding Research Conference Tokyo*. Tokyo.

Zhipeng, C. A. I., Masashi N., Ninshu M. A., Yuebo Q. U. and Bin C. A. O.. 2011. "Residual Stresses in Flash Butt Welded Rail." *Transactions of JWRI* 40(1):79–87.

Implementierung eines viskoelastischen Maxwell-Modells zur 3-D-Simulation des Rotationsreibschweißens in LS-Dyna

Manuel J. Keßler^{1,*}, Philipp M. Heinle¹, Markus Krutzlinger¹, Sebastian J. Pieczona¹ und
Michael F. Zäh¹

¹Institut für Werkzeugmaschinen und Betriebswissenschaften (iwb), Boltzmannstr. 15, 85748 Garching,
Technische Universität München, Deutschland

*E-Mail: manuel.kessler@iwb.mw.tum.de

ZUSAMMENFASSUNG

Die Nahteigenschaften von rotationsreibgeschweißten Verbindungen sind maßgeblich vom zeitabhängigen Verlauf der Temperaturen und der Werkstoffdeformationen in der Prozesszone abhängig. Da diese Größen experimentell nur sehr aufwändig zu bestimmen sind, wurde -mit Hilfe der Software LS-Dyna ein Finite-Elemente-Modell des Schweißprozesses erstellt. Zur Abbildung des Fließverhaltens des Vergütungsstahls 42CrMo4 wurde ein viskoelastisches Maxwell-Modell implementiert. Dessen viskose Komponente wurde basierend auf dem Modell von SCHMICKER ET AL. 2013 als nicht-Newtonsches Carreau-Fluid beschrieben. Außerdem wurde im verwendeten Reibmodell berücksichtigt, dass aufgrund hoher Temperaturen die Festigkeit des Werkstoffs reduziert wird. Das Prozessmodell wurde dreidimensional aufgebaut, obwohl beim Rotationsreibschweißen in der Regel rotationssymmetrische Geometrien verbunden werden. Dadurch bietet sich in Zukunft die Möglichkeit, auch Effekte abzubilden, die durch Rundlauf- oder Koaxialitätsfehler verursacht werden. Anhand der Schweißung einer Vollwelle aus dem Vergütungsstahl 42CrMo4 wurde das Modell mit Bezug auf den Stauchwegverlauf sowie die Wulstausprägung validiert.

1 Einleitung

Das Rotationsreibschweißen kommt bei der Herstellung von Triebwerken, Werkzeugen, Kegelrädern und zahlreichen weiteren Bauteilen in verschiedenen Branchen zum Einsatz [Spindler, 1994; Schober, 2008; Knott, 2009]. Ein wesentlicher Vorteil des Prozesses ist, dass die Schmelztemperatur der Fügepartner nicht überschritten wird [Schober et al., 2002]. Dies ermöglicht auch die Verbindung von Werkstoffen und Werkstoffkombinationen, die nicht oder nur schwer schmelzschweißbar sind. Zusätzlich begünstigt die Deformation des erwärmten Werkstoffs im Bereich der Stoßflächen die Entstehung eines feinkörnigen Gefüges [Schober et al., 2002]. Dadurch können im Vergleich zu Schmelzschweißverbindungen je nach Lastfall höhere Aufhärtungen toleriert werden [DVS 2909-2, 2011].

Abbildung 1 beinhaltet eine schematische Darstellung einer Reibschweißanlage. Das rotierende Werkstück wird durch einen Motor auf eine bestimmte Drehzahl beschleunigt. Daraufhin wird das drehstarre Werkstück durch den Druckzylinder mit einer Axialkraft beaufschlagt, sodass die Stoßflächen aufeinander gepresst werden. Aus der Kombination von Relativbewegung und Axialkraft wird das Material lokal durch Reibung erwärmt und entfestigt. In der Folge wird der erhitzte Werkstoff plastisch deformiert, weshalb sich die Bauteile verkürzen und der verdrängte Werkstoff den charakteristischen Schweißwulst bildet. Die hohen Temperaturen und starken Verformungen begünstigen die Entstehung von Diffusionszonen, was eine stoffschlüssige Verbindung ermöglicht. [Horn, 2001; Schober et al., 2002]

Hinsichtlich des Ablaufs des Prozesses ist zwischen kontinuierlichem und Schwungrad-Rotationsreibschweißen zu unterscheiden. Bei der kontinuierlichen Variante wird die Drehzahl während des Prozesses auch nach Aufbringung der Axialkraft für eine bestimmte Zeit durch den Motor konstant gehalten. Mit dem Abschalten des Motors wird die rotierende Masse durch eine Bremse kontrolliert zum Stillstand gebracht, während gleichzeitig die Axialkraft erhöht wird. Beim Schwungrad-Reibschweißen werden hingegen Schwunghmassen mit der Spindel verbunden, die vor Prozessbeginn auf eine vorgegebene Drehzahl beschleunigt werden. Vor dem Aufbringen der Axialkraft wird der Motor abgeschaltet, sodass die Rotationsbewegung lediglich durch die kinetische Energie der rotierenden Massen aufrechterhalten wird. In der Folge wird die rotierende Anlagenseite jedoch abgebremst und letztendlich zum Stillstand gebracht.

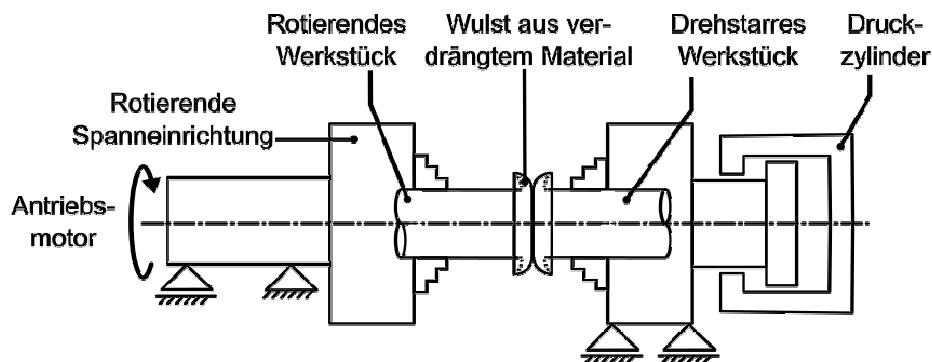


Abbildung 1: Schematischer Aufbau einer Reibschweißanlage in Anlehnung an [DIN EN ISO 15620, 2000]

Eine weitere Verfahrensvariante stellt das kombinierte Rotationsreibschweißen dar. Hierbei kann der Motor zwar zu Beginn des Prozesses eine konstante Drehzahl gewährleisten, anschließend wird jedoch keine Bremse eingesetzt. Infolgedessen wird zusätzlich zur Motorleistung auch in hohem Maße gespeicherte kinetische Energie für die Schweißung verwendet. [Spindler, 1994; DIN EN ISO 15620, 2000; Schober, 2008]

In der Literatur sind verschiedene Ansätze zur Simulation des Rotationsreibschweißens beschrieben, mit deren Hilfe der entstehende Wulst, Längenverkürzungen und schwer messbare Größen wie Temperatur- oder Druckverläufe vorhergesagt wurden [Grant et al., 2009; Prokopzuk et al., 2012; Schmicker et al., 2013a, 2013b]. Zur Beschreibung des Verhaltens des plastifizierten Materials in der Prozesszone verwendeten [Moal & Massoni, 1995] und [D'Alvise, 2002] ein Norton-Hoff-Modell zur Simulation des Schwungrad-Reibschweißens von Nickelbasislegierungen. [Schmicker et al., 2013a] entwickelten hingegen ein viskoplastisches Werkstoffmodell in Form eines nicht-Newtonschen Carreau-Fluids. Das Modell wurde durch einen Messaufbau ergänzt, mit dessen Hilfe das plastische Verhalten verschiedener Stähle auch im Bereich des Schmelzpunkts erfasst werden konnte [Schmicker et al. 2014, 2015].

Im Folgenden wird ein viskoelastisches Werkstoffmodell vorgestellt, mit dessen Hilfe sowohl das elastische Verhalten kalter Bereiche als auch das Fließverhalten des erhitzten Materials beschrieben werden kann. Hierzu wurde in der Software LS-Dyna ein Finite-Elemente-Modell des Rotationsreibschweißens entwickelt, dessen prinzipieller Aufbau im ersten Abschnitt erläutert wird. Trotz der rotationssymmetrischen Probengeometrie erfolgte die Simulation 3-dimensional, sodass zukünftig auch die Möglichkeit besteht, den Einfluss von Rundlaufabweichungen und Parallelitätsabweichungen der Stoßflächen zu untersuchen. Zur Modellierung des Werkstoffverhaltens wurden die entsprechenden mechanischen Zusammenhänge in benutzerspezifischen Subroutinen implementiert. Außerdem wird erläutert, wie das Fließverhalten des Vergütungsstahls 42CrMo4 durch die Adaption des Werkstoffmodells nach [Schmicker et al., 2013a] überschlüssig beschrieben wurde. Die Funktion des Modells wurde validiert, indem die berechnete Längenverkürzung sowie die Wulstgeometrie mit experimentellen Daten eines kombinierten Reibschweißprozesses verglichen wurden.

2 Grundstruktur des Modells

Beim Rotationsreibschweißen kommt es neben einer wärmeinduzierten Werkstoffentfestigung auch zu einer starken Deformation des Gefüges. Um diese Effekte abbilden zu können, wurde ein thermo-mechanisch gekoppeltes Modell erstellt, dessen wesentliche Bestandteile im Folgenden erläutert werden.

2.1 Abbildung der Probengeometrie

Im ersten Schritt wurde angenommen, dass die Probenabmessungen auf feststehender und rotierender Seite symmetrisch sind. Entsprechend wurde lediglich die stehende Seite dargestellt, während die rotierende Seite durch eine Ebene aus Schalenelementen ersetzt wurde, über welche die Übertragung der Axialkraft stattfand. Die Probengeometrie wurde vereinfachend als Welle des Durchmessers 40 mm und der Länge 40 mm dargestellt, die mit Tetraedern (LS-Dyna Elementnr. 10) vernetzt wurde. Wie aus Abbildung 1 hervorgeht, wurden bis zu einem Abstand von 7 mm zur Stoßfläche feinere Elemente verwendet, die außerdem nach jeweils 0,05 s neu vernetzt wurden, um zu starken Elementdeformationen vorzubeugen. Um die Rechenzeiten zu reduzieren, wurden dem verbleibenden Bestandteil größere Elemente zugewiesen, während dort auf Neuvernetzung verzichtet wurde. Die Einflüsse des Wärmeübergangs in die Spanntechnik und durch Konvektion wurden vernachlässigt.

Die rotierende Ebene (s. Abbildung 1) wurde als Starrkörper dargestellt, während für die Welle ein viskoelastisches Materialmodell verwendet wurde, welches in Abschnitt 3 näher beschrieben wird. Der Einfluss der Reibung zwischen Ebene und Welle wurde in einer benutzerspezifischen Subroutine gesondert berücksichtigt.

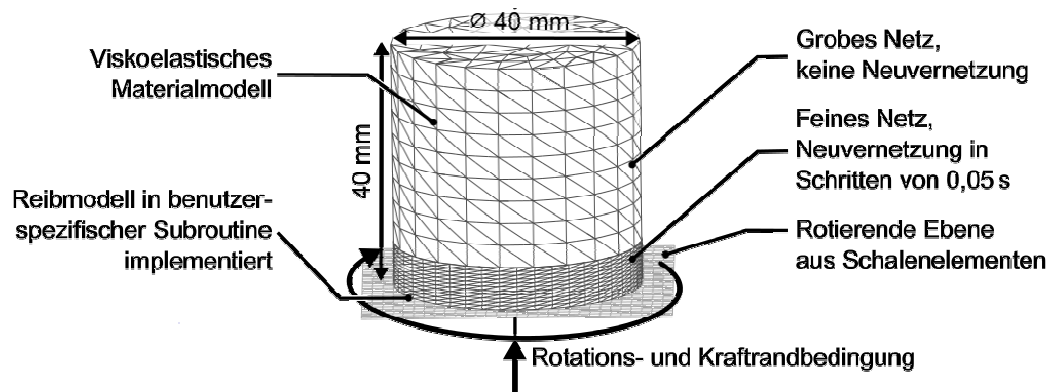


Abbildung 2: Aufbau des Finite-Elemente-Modells

2.2 Reibmodell

Das verwendete Reibmodell bestimmt einerseits, welches Torsionsmoment bzw. welche Schubspannungen auf das Werkstück einwirken. Aus der Kombination der aufgebrachtten Schubspannung τ_{reib} und der Relativbewegung der Kontaktflächen kann die generierte Wärme berechnet werden [Maalekian et al., 2008; Schmicker et al., 2013a, 2013b]. Da während des Rotationsreibschweißens sowohl Coulomb- als auch Scherreibung auftreten können, wurde das Reibmodell nach [Doege & Behrens, 2010] verwendet. Dieses ermöglichte die Glättung des Übergangs zwischen den Reibzuständen, indem die Schubspannung τ_{reib} durch die Gleichung:

$$\tau_{reib} = \tau_F \sqrt[m]{\tanh \left(\frac{\eta \cdot \sigma_N}{\tau_F} \right)^m} \quad (1)$$

beschrieben wurde. Hierbei wurde aus dem Produkt von Coulomb-Reibkoeffizient η und Normalspannung σ_N die Schubspannung berechnet, die bei niedrigen Flächenpressungen bzw. hoher Festigkeit des Werkstoffs auftritt. Diese Spannung wurde jedoch zusätzlich durch die Schub-Fließgrenze τ_F begrenzt, die nach [Maalekian et al., 2008] gemäß dem Zusammenhang

$$\tau_F = \frac{\sigma_0(T)}{\sqrt{3}} \quad (2)$$

aus der temperaturabhängigen Fließgrenze $\sigma_0(T)$ resultiert. Über den Koeffizienten m kann zudem der Übergang zwischen Coulomb- und Scherreibung geglättet werden. Mit $m = 2$ und $\eta = 0,3$ wurden die Parameter des Reibmodells wie in [Keßler et al., 2015] gewählt. Die Gleichungen (1) und (2) wurden mit Hilfe der Subroutine USRFRC in das Modell eingebunden.

3 Implementierung des Materialmodells

Bei der Beschreibung des Werkstoffverhaltens der Welle wird angenommen, dass elastische und viskose Verformungen überlagert auftreten. Deshalb wurde der Zusammenhang zwischen Spannungen und Verzerrungen mit Hilfe eines Maxwell-Modells hergestellt. Wie aus Abbildung 3 hervorgeht, kann dieses Modell in einem mechanischen Ersatzschaltbild eines einachsigen Lastfalls als Reihenschaltung von Feder und Dämpfer dargestellt werden [Bergstrom, 2015]. Zur Implementierung der Materialgesetze wurden benutzerspezifische Subroutinen verwendet, mit deren Hilfe die Spannungszustände der Elemente während der Berechnung aktualisiert wurden. In den nächsten Abschnitten werden die mechanischen Gleichungen erläutert, auf deren Basis der hierzu notwendige Algorithmus erstellt wurde.

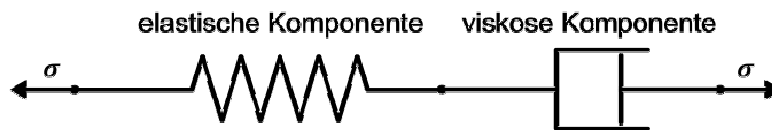


Abbildung 3: Serielle Anordnung von Feder und Dämpfer im Maxwell-Modell

3.1 Nomenklatur

Im Folgenden werden Matrizen und Vektoren fettgedruckt und die Tensoren der mechanischen Größen werden in Voigtscher Notation dargestellt, wodurch sich die Umsetzung der Gesetzmäßigkeiten des Materialmodells in der Programmierung vereinfacht. In Voigt-Notation sind die Cauchy-Spannungen durch

$$\boldsymbol{\sigma} = \{ \sigma_{11} \quad \sigma_{22} \quad \sigma_{33} \quad \sigma_{12} \quad \sigma_{23} \quad \sigma_{13} \}^T \quad (3)$$

gegeben. Die mittlere Normalspannung σ_m lautet:

$$\sigma_m = (\sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33}) / 3 \quad (4)$$

Dadurch können die Elemente σ_{ij}^{dev} des Spannungsdeviators zu

$$\sigma_{ij}^{dev} = \sigma_{ij} - \sigma_m \cdot \delta_{ij} \quad (5)$$

angegeben werden. Hierbei gilt für das Kronecker-Symbol δ_{ij} nach [Altenbach, 2012]:

$$\begin{aligned} \delta_{ij} &= 0 && \text{für } i \neq j, \\ \delta_{ij} &= 1 && \text{für } i = j. \end{aligned} \quad (6)$$

Analog zu den Gleichungen (4) – (6) werden auch die mittlere Dehnung ε_m bzw. die Deviatoren der Verzerrungen ε_{ij}^{dev} und der Verzerrungsgeschwindigkeiten $\dot{\varepsilon}_{ij}^{dev}$ berechnet. Werden die Verzerrungen in Voigt-Notation angeordnet, so lautet der Vektor $\boldsymbol{\varepsilon}$

$$\boldsymbol{\varepsilon} = \{ \varepsilon_{11} \quad \varepsilon_{22} \quad \varepsilon_{33} \quad \varepsilon_{12} \quad \varepsilon_{23} \quad \varepsilon_{13} \}^T . \quad (7)$$

3.2 Aktualisierung des Spannungszustands

Aus Abbildung 3 ergibt sich der deviatorische Anteil der gesamten Verzerrungsgeschwindigkeiten $\dot{\varepsilon}_{ges,ij}^{dev}$ aus der Summe der elastischen und viskosen Bestandteile $\dot{\varepsilon}_{el,ij}^{dev}$ bzw. $\dot{\varepsilon}_{vis,ij}^{dev}$:

$$\dot{\varepsilon}_{ges,ij}^{dev} = \dot{\varepsilon}_{el,ij}^{dev} + \dot{\varepsilon}_{vis,ij}^{dev} . \quad (8)$$

Die elastischen Verzerrungen $\varepsilon_{el,ij}^{dev}$ können dabei aus dem Schubmodul G , der Zeitschrittweite Δt und dem Inkrement des Spannungsdeviators $\Delta\sigma_{ij}^{dev}$ näherungsweise zu

$$\dot{\varepsilon}_{el,ij}^{dev} = \frac{1}{2G} \cdot \frac{\partial}{\partial t} \sigma_{ij}^{dev} \approx \frac{1}{2G} \cdot \frac{\Delta\sigma_{ij}^{dev}}{\Delta t} \quad (9)$$

berechnet werden. Die viskosen Verzerrungsgeschwindigkeiten $\dot{\varepsilon}_{vis,ij}^{dev}$ resultieren nach [Schmicker et al., 2013a] aus der Beziehung

$$\dot{\varepsilon}_{vis,ij}^{dev} = \frac{\sigma_{ij}^{dev}}{2\mu(\dot{\varepsilon}_{vis,vM}, T)} , \quad (10)$$

wobei die effektive Viskosität μ als Funktion des viskosen Anteils der Vergleichsdehnrate $\dot{\varepsilon}_{vis,vM}$ und der Temperatur T hinterlegt wird. Dazu wird $\dot{\varepsilon}_{vis,vM}$ in Anlehnung an [Schmidt, 2004; Schmicker et al. 2013a] aus der von-Mises-Vergleichsspannung σ_{vM} und der Viskosität des vorherigen Zeitschritts μ_n berechnet:

$$\dot{\varepsilon}_{vM,vis} = \frac{\sigma_{vM}}{3\mu_n} . \quad (11)$$

Durch Einsetzen der Gleichungen (9) und (10) in Gleichung (8) kann im Anschluss das Inkrement der deviatorischen Spannungen durch

$$\Delta\sigma_{ij}^{dev} \approx \left(2\dot{\varepsilon}_{ges,ij}^{dev} - \frac{\sigma_{n,ij}^{dev}}{\mu(\dot{\varepsilon}_{vis,vM}, T)} \right) \cdot G \cdot \Delta t \quad (12)$$

approximiert werden. Hierbei bezeichnet $\sigma_{n,ij}^{dev}$ die deviatorischen Spannungen des vorhergehenden Zeitschritts n .

Zusätzlich zur Gestaltänderung wird über die Berücksichtigung des Kompressionsmoduls K auch elastische Volumenänderung im Modell ermöglicht. Dazu wird das Inkrement der mittleren Normalspannung $\Delta\sigma^m$ mit dem Inkrement der mittleren Dehnung $\Delta\varepsilon^m$ verknüpft:

$$\Delta\sigma^m = \Delta\sigma_{11} = \Delta\sigma_{22} = \Delta\sigma_{33} = K \cdot 3 \cdot \Delta\varepsilon^m = K \cdot (\Delta\varepsilon_{11} + \Delta\varepsilon_{22} + \Delta\varepsilon_{33}) . \quad (13)$$

Aus Gleichung (5) ergibt sich das gesamte Inkrement der Spannungen $\Delta\sigma_{ij}$ zu:

$$\Delta\sigma_{ij} = \Delta\sigma_{ij}^{dev} + \Delta\sigma_m \cdot \delta_{ij} . \quad (14)$$

Daraufhin können die aktualisierten Spannungen $\sigma_{n+1,ij}^{ges}$ durch die Addition von $\Delta\sigma_{ij}$ zu den Spannungen $\sigma_{n,ij}$ des vorherigen Zeitschritts n berechnet werden:

$$\sigma_{n+1,ij}^{ges} = \sigma_{n,ij} + \Delta\sigma_{ij} . \quad (15)$$

Die beschriebenen Zusammenhänge wurden in die benutzerspezifische Subroutine UMAT41 integriert. Dadurch konnte das Materialmodell in LS-Dyna mit dehnraten- und temperaturabhängiger Viskosität μ verwendet werden.

3.3 Herleitung der Tangensteifigkeitsmatrix

Da mit Hilfe des Materialmodells Schweißprozesse von 3 bis 20 s Dauer abgebildet werden sollen, muss die Berechnung implizit erfolgen. Dies ermöglicht höhere Zeitschrittweiten Δt und reduziert die Rechenzeiten dementsprechend deutlich. Die implizite Berechnung erfordert jedoch zusätzlich zur Aktualisierung des Spannungszustands auch die Angabe der Tangensteifigkeitsmatrix \mathbf{C}_{tan} . Diese ist in Anlehnung an [Dunne & Petrinic, 2009] durch die Inkremente der Spannungen $\Delta\sigma_{ij}$, der Dehnungen $\Delta\varepsilon_{ii}$ und der Gleitungen $\Delta\gamma_{ij}$ wie folgt definiert:

$$\mathbf{C}_{tan} = \frac{\partial \Delta\sigma}{\partial \Delta\varepsilon} = \begin{bmatrix} \frac{\partial \Delta\sigma_{11}}{\partial \Delta\varepsilon_{11}} & \frac{\partial \Delta\sigma_{11}}{\partial \Delta\varepsilon_{22}} & \frac{\partial \Delta\sigma_{11}}{\partial \Delta\varepsilon_{33}} & \frac{\partial \Delta\sigma_{11}}{\partial \Delta\gamma_{12}} & \frac{\partial \Delta\sigma_{11}}{\partial \Delta\gamma_{23}} & \frac{\partial \Delta\sigma_{11}}{\partial \Delta\gamma_{13}} \\ \frac{\partial \Delta\sigma_{22}}{\partial \Delta\varepsilon_{11}} & \dots & \dots & \dots & \dots & \dots \\ \frac{\partial \Delta\sigma_{33}}{\partial \Delta\varepsilon_{11}} & \dots & \dots & \dots & \dots & \dots \\ \frac{\partial \Delta\sigma_{12}}{\partial \Delta\varepsilon_{11}} & \dots & \dots & \dots & \dots & \dots \\ \frac{\partial \Delta\sigma_{23}}{\partial \Delta\varepsilon_{11}} & \dots & \dots & \dots & \dots & \dots \\ \frac{\partial \Delta\sigma_{13}}{\partial \Delta\varepsilon_{11}} & \dots & \dots & \dots & \dots & \frac{\partial \Delta\sigma_{13}}{\partial \Delta\gamma_{13}} \end{bmatrix} \quad (16)$$

Für die Anpassung von \mathbf{C}_{tan} an das Maxwell-Modell wird im ersten Schritt analog zu Gleichung (8) die Beziehung

$$\Delta\varepsilon_{ges,ij}^{dev} = \Delta\varepsilon_{el,ij}^{dev} + \Delta\varepsilon_{vis,ij}^{dev} \quad (17)$$

hergestellt. Unter Berücksichtigung von Gleichung (9) und (10) resultiert daraus:

$$\Delta\varepsilon_{ges,ij}^{dev} \approx \frac{1}{2G} \cdot \Delta\sigma_{ij}^{dev} + \frac{1}{2\mu} \cdot \Delta\sigma_{ij}^{dev} \cdot \Delta t. \quad (18)$$

Im Anschluss ergibt sich für das Inkrement der deviatorischen Spannungen $\Delta\sigma_{ij}^{dev}$ der Zusammenhang:

$$\Delta\sigma_{ij}^{dev} \approx \Delta\varepsilon_{ges,ij}^{dev} \cdot \frac{2}{\frac{1}{G} + \frac{\Delta t}{\mu}}. \quad (19)$$

Um den vollständigen Spannungstensor zu bilden, ist zusätzlich noch die Addition des Inkrements der mittleren Normalspannung $\Delta\sigma^m$ zu Gleichung (18) erforderlich. Mit $\Delta\sigma^m = \Delta\varepsilon^m \cdot 3K$ ergibt dies gemäß Gleichung (5):

$$\Delta\sigma_{ij}^{ges} \approx \Delta\varepsilon_{ges,ij}^{dev} \cdot \frac{2}{\frac{1}{G} + \frac{\Delta t}{\mu}} + \Delta\sigma^m \cdot \delta_{ij} \approx \Delta\varepsilon_{ges,ij}^{dev} \cdot \frac{2}{\frac{1}{G} + \frac{\Delta t}{\mu}} + \Delta\sigma^m \cdot \delta_{ij}. \quad (20)$$

Außerdem wird das Inkrement der mittleren Normalspannung $\Delta\sigma^m$ durch Gleichung (13) ersetzt. Entsprechend stellt sich Gleichung (20) wie folgt dar:

$$\Delta\sigma_{ij} \approx \left(\Delta\varepsilon_{ij} - \frac{\Delta\varepsilon_{11} + \Delta\varepsilon_{22} + \Delta\varepsilon_{33}}{3} \cdot \delta_{ij} \right) \cdot \frac{2}{\frac{1}{G} + \frac{\Delta t}{\mu}} + \left(\Delta\varepsilon_{11} + \Delta\varepsilon_{22} + \Delta\varepsilon_{33} \right) \cdot K \cdot \delta_{ij}. \quad (21)$$

Basierend auf diesem Zusammenhang kann die Tangensteifigkeitsmatrix \mathbf{C}_{tan} gebildet werden, indem Gleichung (16) auf Gleichung (21) angewendet wird. Daraufhin ergibt sich:

$$\mathbf{C}_{tan} = \begin{bmatrix} \Psi_1 & \Psi_2 & \Psi_2 & 0 & 0 & 0 \\ \Psi_2 & \Psi_1 & \Psi_2 & 0 & 0 & 0 \\ \Psi_2 & \Psi_2 & \Psi_1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \Psi_3 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \Psi_3 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \Psi_3 \end{bmatrix}, \quad (22)$$

wobei die Elemente der Matrix

$$\Psi_1 = K + \frac{4}{3} \frac{1}{\frac{1}{G} + \frac{\Delta t}{\mu}}, \quad \Psi_2 = \frac{2}{\frac{1}{G} + \frac{\Delta t}{\mu}} \quad \text{und} \quad \Psi_3 = \frac{\Psi_2}{2} \quad \text{lauten.} \quad (23)$$

Bei der Herleitung muss beachtet werden, dass in Gleichung (16) die Gleitungen γ_{ij} verwendet werden, während alle anderen Gleichungen auf den halben Gleitungen $\varepsilon_{ij} = 0,5 \gamma_{ij}$ basieren. Entsprechend wird in den letzten drei Spalten von \mathbf{C}_{tan} ein Vorfaktor von 0,5 berücksichtigt, was sich auf die Berechnung von Ψ_3 auswirkt. Die aufgestellte Matrix wurde mit Hilfe der Subroutine UTAN41 in LS-Dyna implementiert.

3.4 Anpassung an den Vergütungsstahl 42CrMo4

Für die Verwendung des Modells aus [Schmicker et al., 2013a] ist eine Anpassung der Referenzfließkurve $\sigma_0(T)$ als Funktion der Temperatur T an den verwendeten Werkstoff erforderlich. Diese Kurve wird in Kombination mit dem Norton-Bailey-Koeffizienten n_{NB} dazu verwendet, die effektive Viskosität μ temperatur- und dehnratenabhängig zu beschreiben. Für eine detaillierte Beschreibung des Modells wird auf [Schmicker et al., 2013a, 2013b] verwiesen.

Zur Anpassung der Referenzfließkurve auf den Vergütungsstahl 42CrMo4 wurden Daten herangezogen, die in [Doege et al., 1986] in Zylinderstauchversuchen ermittelt wurden. Dabei wurden der Verlauf von $\sigma_0(T)$ sowie der Wert des Norton-Bailey-Koeffizienten n_{NB} so gewählt, dass die resultierende dehnraten- und temperaturabhängige Fließkurve bei Temperaturen ab $T=1000$ °C nur geringfügig von den experimentellen Daten abwich. Für Temperaturen von $T = 1000$ °C bis 1200 °C beträgt die Differenz zwischen Messwert und modellierter Fließkurve bei einer Vergleichsdehnrate von $\varepsilon_{VM} = 1,77 \text{ s}^{-1}$ und einem Umformgrad von $\varphi = 0,1$ maximal 10 MPa, (s. Abbildung 4 a)). Bei niedrigeren Temperaturen wurde eine höhere Abweichung hingegen toleriert, da der Einfluss des plastischen Verhaltens in diesem Bereich als gering angenommen wurde. Die Fließspannung ist in [Doege et al., 1986] lediglich bis zu einer Temperatur von $T = 1200$ °C angegeben, weshalb die Referenzfließkurve $\sigma_0(T)$ bis zur angenommenen Schmelztemperatur $T_M = 1420$ °C extrapoliert wurde. Dies erfolgte unter der Annahme, dass der qualitative Verlauf der Fließkurve von 42CrMo4 dem Verlauf ähnelt, der in [Schmicker et al., 2015] für den unlegierten Baustahl S355 experimentell bestimmt wurde.

Bei den weiteren Materialparametern wurde die Temperaturabhängigkeit vernachlässigt (s. Tabelle 1). Da die plastischen Verformungen bei hohen Temperaturen überwiegen, wurden die Werte des Schubmoduls G und des Kompressionsmoduls K jedoch bei Temperaturen über 800 °C auf 10 % und über 1200 °C auf 1 % des Werts bei 20 °C skaliert, da dies höhere Schrittweiten ermöglichte.

Tabelle 1: Verwendete Materialparameter

Parameter	Einheit	Wert	Parameter	Einheit	Wert
Schubmodul G bei 20 °C	MPa	80800	Wärmeleitfähigkeit λ	W/(m K)	34,5
Kompressionsmodul K bei 20 °C	MPa	175000	Schmelztemperatur T_M	°C	1420
Referenzdehnrate ε_0	1/s	$1 \cdot 10^{-2}$	Festkörperviskosität μ_0	MPa s	10^8
Norton-Bailey-Koeffizient n_{NB}	-	5	Sättigungsviskosität μ_∞	MPa s	0,5
spezifische Wärmekapazität c_p	J/(kg K)	780	Dichte ρ	kg/mm ³	$7,85 \cdot 10^{-6}$

4 Validierung

4.1 Systemtechnik und Prozessparameter

Die Validierung des Modells erfolgte an der Reibschweißanlage des *iwb*. Diese wurde ursprünglich für das Schwungrad-Rotationsreibschweißen aufgebaut [Zäh et al., 2009; Lotz, 2012]. Inzwischen ermöglicht ein leistungsstärkerer Antrieb jedoch auch den kontinuierlichen Betrieb des Motors während des Prozesses. Die Vorhersagegenauigkeit des Modells wurde überprüft, indem zwei Wellen von jeweils 40 mm Durchmesser aus dem Vergütungsstahl 42CrMo4 verschweißt wurden. Die rotierende Seite wurde vor Prozessbeginn auf 1000 U/min beschleunigt. Nach Bauteilkontakt wurde für 4 s ein konstanter Drehzahlwert vorgegeben, während eine Kraft von 100 kN aufgebracht wurde. Anschließend wurde der Motor abgeschaltet, sodass die Rotationsbewegung durch das Prozessmoment sowie die Lagerreibung abgebremst und schließlich zum Stillstand gebracht wurde. Zeitgleich mit dem Abschalten des Motors wurde der Druck im Hydraulizylinder sprunghaft auf eine Kraft von ca. 220 kN erhöht.

4.2 Kraft- und Bewegungsrandbedingung

Die Verläufe von Axialkraft und Drehzahl aus den Experimenten wurden als Randbedingungen für das Modell verwendet. Allerdings wurden die gemessenen Werte vereinfacht durch gerade Teilstücke nachgebildet, wie Abbildung 4 b) zeigt.

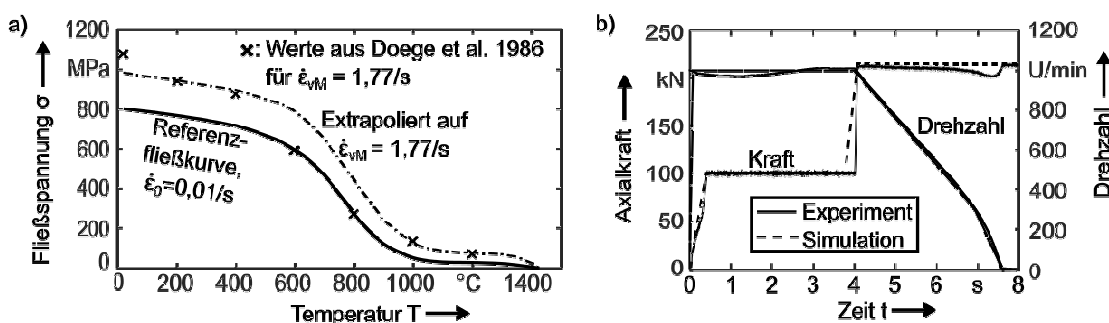


Abbildung 4: a) Verlauf der Referenzfließkurve $\sigma_0(T)$ und Extrapolation auf eine höhere Dehnrate für den Vergleich mit Messdaten; b) Im Vergleich zum Experiment linearisierte Drehzahl- und Krafterandbedingung in der Simulation

4.3 Vergleich von Stauchweg und Wulstgeometrie

Ein Vergleich von simulierter und experimenteller Längenverkürzung ist in Abbildung 5 a) dargestellt. Die finale Längenverkürzung aus der Simulation war um 27 % geringer als der experimentelle Wert von 5,4 mm. Auch ist zu erkennen, dass die Verkürzung der Bauteile bereits zu Beginn einsetzte, während dies in der Simulation erst nach dem Aufbringen der erhöhten Axialkraft zu beobachten ist. Als qualitatives Merkmal der Vorhersagegenauigkeit des Modells wurde die simulierte Geometrie mit dem Wulst verglichen, welcher im Experiment entstand. Wie Abbildung 5 b) zeigt, konnten durch die Neuvernetzung der verzerrten Elemente auch hohe Verformungen vorhergesagt werden. Der Wulst war in der Simulation deutlich geringer ausgeprägt, die Umlenkung des Werkstoffs war ebenfalls schwächer. Als Ursache hierfür wird in erster Linie die Abweichung in der Längenverkürzung vermutet, da der Außenradius des Wulsts dem Experiment sehr ähnlich ist. Die ersten Ergebnisse zeigen somit, dass das Modell charakteristische Merkmale des Prozesses abbildet. Es ist jedoch anzunehmen, dass die Qualität des Modells durch weitere temperaturabhängige Materialparameter sowie ein geschwindigkeitsabhängiges Reibmodell verbessert werden kann.

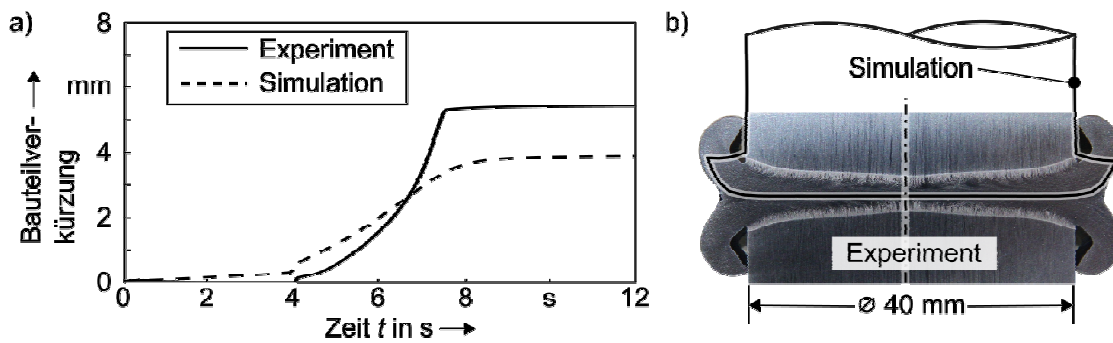


Abbildung 5: Vergleich von Bauteilverkürzung (a) und Wulstkontur (b) in Experiment und Simulation

5 Zusammenfassung

Zur Simulation des Rotationsreibschweißens wurde ein spezielles Materialmodell in LS-Dyna implementiert. Trotz Vereinfachung einzelner Materialparameter sowie der Randbedingungen konnten mit Hilfe des Modells bereits gute Ergebnisse generiert werden. Durch die Skalierung der elastischen Eigenschaften war eine signifikante Reduktion der Rechenzeit möglich. Es ist vorgesehen, die Vorhersagegenauigkeit des Modells durch eine genauere Beschreibung der Materialkennwerte weiter zu steigern. Dazu wird untersucht, inwiefern sich andere Arten der Extrapolation der Referenzfließkurve auf das Simulationsergebnis auswirken. Zudem werden der Norton-Bailey-Koeffizient, die spezifische Wärmekapazität und die Wärmeleitfähigkeit temperaturabhängig hinterlegt. Auch die Verwendung anderer Reibmodelle könnte weitere Vorteile bringen.

Die verwendete Software bietet außerdem die Möglichkeit, auch andere Reibschweißprozesse darzustellen. Somit könnte beispielweise untersucht werden, inwiefern der vorgestellte Ansatz durch eine Anpassung der Rotations-Randbedingung auch auf das Orbital- oder das Linearreibschweißen übertragbar ist.

6 Literatur

Altenbach, H. (2012): *Kontinuumsmechanik*. 2. Auflage. Springer, Berlin.

Bergstrom, J. (2015): *Mechanics of Solid Polymers*. William Andrew/Elsevier, Amsterdam.

D'Alvise, L. (2002): *Development of a Finite Element Model for the Simulation of the Inertia Friction Welding Process between Dissimilar Materials*. Dissertation, École Nationale Supérieure des Mines de Paris. Paris.

DIN EN ISO 15620 (2000): *Reibschweißen von metallischen Werkstoffen*. Berlin, Beuth.

Doerge, E.; Behrens, B.-A. (2010): *Handbuch Umformtechnik*. 2. Auflage. Springer, Heidelberg.

Doerge, E.; Meyer-Nolkemper, H.; Saeed, I. (1986): *Fließkurvenatlas metallischer Werkstoffe*. Hanser, München.

Dunne, F.; Petrinic, N. (2009): *Introduction to computational plasticity*. Oxford University Press, Oxford.

DVS 2909-2 (2011): *Merkblatt Reibschweißen von metallischen Werkstoffen – Merkmale und Herstellung der Verbindung und Überwachung des Schweißvorganges*. DVS-Verlag, Düsseldorf.

Grant, B.; Preuss, M.; Withers, P. J.; Baxter, G. J.; Rowson, M. (2009): „Finite Element Process Modelling of Inertia Friction Welding Advanced Nickel-Based Superalloy“. *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 513-514, o. Nr., S. 366–375.

Horn, H. (2001): „Neue Entwicklungen bei den Reibschweißverfahren“. In: Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e. V. (Hrsg.): *Jahrbuch Schweißtechnik 2002*, DVS Media GmbH, Düsseldorf. S. 102–110.

Keßler, M.; Sünger, S.; Wunderling, C.; Zäh, M. F.: „Simulation of Inertia Friction Welding of Tempering Steel AISI 4140“. In: Sommitsch, C.; Enzinger, N. (Hrsg.): *11th International Seminar "Numerical Analysis of Weldability"*. Seggau, Österreich, 27. – 30. September 2015.

Knott, U. (2009): „Reibschweißen im Triebwerksbau – eine Schlüsseltechnologie“. In: Zäh, M. F. (Hrsg.): *iwb Seminarreihe 2009 – Reibschweißen eine Alternative*: München, 09. – 10.06.2009.

Lotz, M. (2012): *Erhöhung der Fertigungsgenauigkeit beim Schwungrad-Reibschweißen durch modellbasierte Regelungsverfahren*. Dissertation: Institut für Werkzeugmaschinen und Betriebswissenschaften (iwb), Technische Universität München. München.

Maalekian, M.; Kozeschnik, E.; Brantner, H.; Cerjak, H. (2008): „Comparative analysis of heat generation in friction welding of steel bars“, *Acta Materialia*, Vol. 56, Nr. 12, S. 2843–2855.

Moal, A.; Massoni, E. (1995): „Finite Element Simulation of the Inertia Welding of Two Similar Parts“, *Engineering Computations*, Vol. 12, Nr. 6, S. 497–512.

Prokopczuk, P.; Pöhler, A.; Hupfer, A.; Zäh, M. F. (2012): „Simulation des Schwungrad-Reibschweißprozesses mit ABAQUS“, *Forschung im Ingenieurwesen*, Vol. 76, Nr. 3-4, S. 67–76.

Schmicker, D.; Naumenko, K.; Strackeljan, J. (2013a): „A robust simulation of Direct Drive Friction Welding with a modified Carreau fluid constitutive model“, *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, Vol. 265, o. Nr., S. 186–194.

Schmicker, D.; Naumenko, K.; Strackeljan, J. (2013b): „Potenziale der Prozesssimulation beim Rotationsreibschweißen“. In: Hildebrand, J.; Loose, T.; Sakkiettibutra, J.; Brand, M.; (Hrsg.): *Simulationsforum 2013 – Schweißen und Wärmebehandlung*, Weimar, 15. – 17. Oktober 2013, S. 149 – 158.

Schmicker, D.; Paczulla, S.; Nitzschke, S.; Groschopp, S.; Naumenko, K.; Jüttner, Sven; Strackeljan, Jens (2014): „An efficient method for the identification of viscosity parameters for the simulation of rotary friction welding“. In: TWI (Hrsg.): *10th International Friction Stir Welding Symposium*, Beijing, China, 20 – 22. Mai 2014.

Schmicker, D.; Paczulla, S.; Nitzschke, S.; Groschopp, S.; Naumenko, K.; Jüttner, Sven; Strackeljan, Jens (2015): „Experimental identification of flow properties of a S355 structural steel for hot deformation processes“, *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design*, Vol. 50, Nr. 2, S. 75–83.

Schmidt, H. (2004): *Modelling the Thermomechanical Conditions in Friction Stir Welding*. Dissertation: Department of Manufacturing Engineering and Management, Technical University of Denmark. Lyngby, Dänemark.

Schober, D. (2008): „Schweißen durch Bewegungsenergie“. In: Matthes, K.-J.; Richter, E. (Hrsg.): *Schweißtechnik*. München, Hanser, S. 403–415.

Schober, D.; Appel, L.; Horn, H.; Santos, d. J.; Wiesner, P.; Winkel, H. J. (2002): „Stand und Zukunftsaussichten der Sonderschweißverfahren – Teil 1: Reibschweißen“, *Schweißen und Schneiden*, Vol. 54, Nr. 9, S. 502–509.

Spindler, D. E. (1994): „What Industry needs to know about Friction Welding“, *Welding Journal*, Vol. 73, Nr. 3, S. 27–42.

Zäh, M. F.; Pöhler, A.; Lotz, M.; Reinhart, G. (2009): „Entwicklung und Aufbau einer Anlage zur Untersuchung des Schwungradreibschweißens“. *ZWF – Zeitschrift für wirtschaftlichen Fabrikbetrieb*, Vol. 104, Nr. 4, S. 222–223.

The influence of the welding sequence on the load bearing capacity and stress distribution of square hollow section steel joints

Flaviu Simon¹, Milad Moradi², Jörg Hildebrand³ und Hartmut Pasternak⁴

¹ Dynardo GmbH, Steubenstraße 25, Deutschland
E-Mail: flaviu.simon@dynardo.de

² Lehrstuhl Stahl- und Holzbau, Konrad-Wachsmann-Allee 2, BTU Cottbus, Deutschland
E-Mail: milad.moradieshkafti@b-tu.de

³ FG Fertigungstechnik, Gustav-Kirchhoff-Platz 2, TU Ilmenau, Deutschland
E-Mail: joerg.hildebrand@tu-ilmenau.de

⁴ Lehrstuhl Stahl- und Holzbau, Konrad-Wachsmann-Allee 2, BTU Cottbus, Deutschland
E-Mail: h.pasternak@b-tu.de

ABSTRACT

The aim of this contribution is to investigate the influence of welding sequencing patterns on the load bearing capacity of a S355 steel square hollow section (SHS) T-Joint. The failure and the joint behavior under loading condition are analyzed. The FE-software SYSWELD v2014 is used for the thermo-mechanical simulation of the welding process. The type of welding process used is metal active gas (MAG) welding. A fillet weld with a throat thickness of 5 mm is performed. After the welding simulation, the results in terms of stresses and distortion are validated with the experimental data. Due to the geometrical characteristics of this type of joint, a compressive test is performed. A load is applied on the upper surface the vertical member (brace). The force-displacement behavior is plotted and discussed. The differences and influencing parameters are identified. The model is prepared for the subsequent sensitivity study which will be done in the software OptiSLang, which is developed by Dynardo GmbH.

1 Introduction

Due to aesthetical and structural advantages of square hollow sections, they are being used around the world increasingly. But apart from these advantages, this type of section is also associated with some characteristic technological and design issues [AISC, Hollow Structural Sections Connections Manual, 1997]. Further research in this field is needed [Akhlagi, 2014], [Packer et al., 2009], especially for some failure modes where the lack of accuracy in predicting collapse leads to unsafe or uneconomical solutions. Examples of square structural elements and their use are depicted in Figure 1 from [Packer et al., 2009]. The failure modes and the behavior of the square hollow section structures can be predicted by FE analysis.

Since welding is a core activity in the manufacturing of these types of joints, it is crucial to consider the effects induced by this thermo-mechanical process on the materials used. Studies by [Akhlagi, 2014], [Kosteski, 2003], [Goldak et al., 1984] have proven that welding induced imperfections have a great influence on the global behavior of the structure under loading. The software SYSWELD was chosen for simulating the welding process due to its highly accurate description of the material behavior during the process.

In case of multiple weld beads, the order in which each weld is done has a major influence on the distortion, residual stress and subsequently the load bearing capacity of the joint. Developing a correct welding sequence is essential for obtaining a safe and durable structure.

As mentioned in [Masubuchi et al., 1980], choosing a suitable welding sequence can lead to a reduction of residual stresses and distortion in welded joints. Other authors such as [Kadivar et al., 2000], [Teng et al., 2003] and [Nami et al., 2006] have discussed different aspects of welding sequencing including its effect on multi-pass welding and the way it should be implemented in a numerical model.

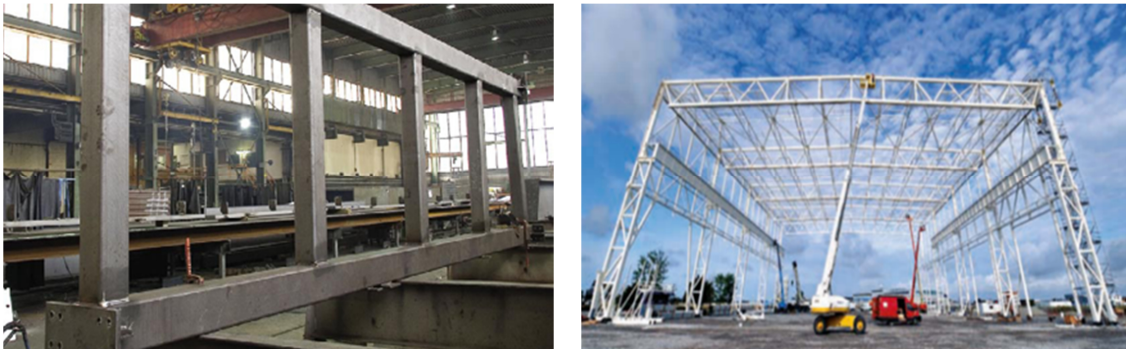


Figure 1: Samples of square hollow sections

A T-joint has been chosen in the current study due to its prevalence in hollow steel structures as well as its relatively simple failure mode, which allows for an easier validation of the results obtained. In the majority of T-joint hollow sections, the brace member is under compression. The resistance of the joint mostly relies on the compression stability of the chord side walls, for the brace under compression.

2 Welding sequences

The purpose of considering a variation of sequences during welding is to find an optimal configuration for the given joint. The configuration of the welded SHS joint is shown in Figure 2. Due to the simplicity of the given joint, the welding sequences chosen imply the existence of stop and start points in the weld. This is true in the case of manual MAG welding where the welder sometimes has to turn the part or change his position relative to the part during the process.

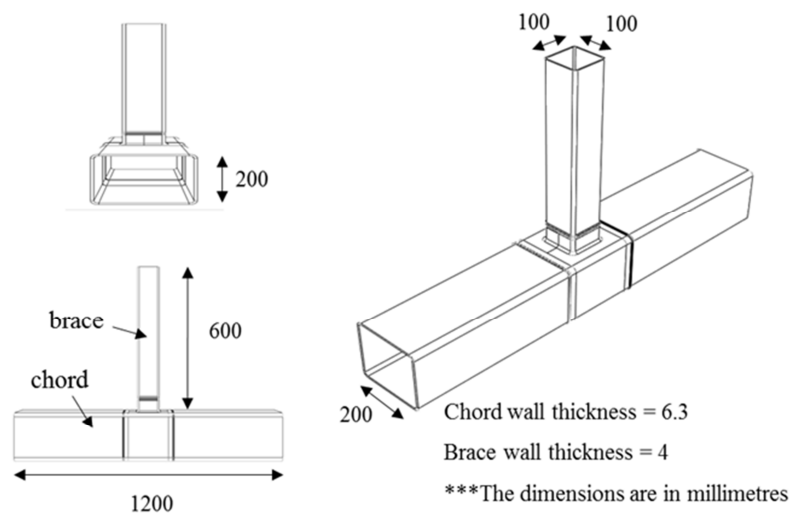


Figure 2: Samples of square hollow sections

The sequences chosen can be seen in Figure 3. Sequence 4 is a reverse mode of sequence 3.

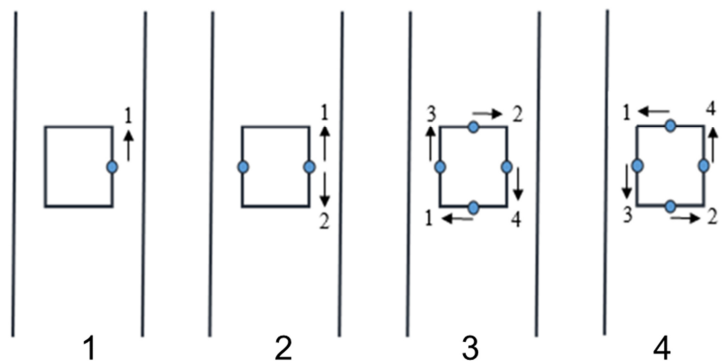


Figure 3: Sequencing patterns as seen from the top of the brace

3 Experimental tests

The experiments were carried out at the FMPA Cottbus. The SHS joints were manually welded by means of an MAG process. Temperature probes have been placed at specific locations in the vicinity of the weld bead. The experimental setup can be seen in Figure 4. The welding parameters can be seen in Table 1.



Figure 4: welding experimental setup

Table 1: Welding parameters experiment

Parameter	Value	Units
Current	230	A
Voltage	22	V

After allowing them to cool down to room temperature, the samples were subjected to a compressive test, as seen in Figure 5. The parameters for the compressive test are shown in Table 2. A strain gauge system has been used to monitor the test.

The joints were all loaded under the same loading condition under brace concentric loading using a 2000 kN testing machine. The load was applied using stroke control at a rate of 3 mm/min up to failure. The (L/h) ratio of the chord was carefully selected as per recommendations for nodal supports in the literature. Testing the specimens requires prediction of failure modes which was done according to EN 1993-1-8.

Table 2: compressive test parameters

Investigated cases	Investigation type	Welding sequence (Number)	Maximum load (kN)
V1	Experimental	Progressive welding (1)	255
V2	Experimental	Double-phase progressive welding (2)	246
V3	Experimental	Skip welding (3)	240
N1	Numerical	Progressive welding (1)	260
N2	Numerical	Double-phase progressive welding (2)	255
N3	Numerical	Skip welding (3)	245
N4	Numerical	Back-step welding (4)	246

Only the cases 1, 2 and 3 have been experimentally tested, for validation purposes of the numerical model. For the other sequence, it has been assumed that the numerical results are in good agreement with the experimental results.

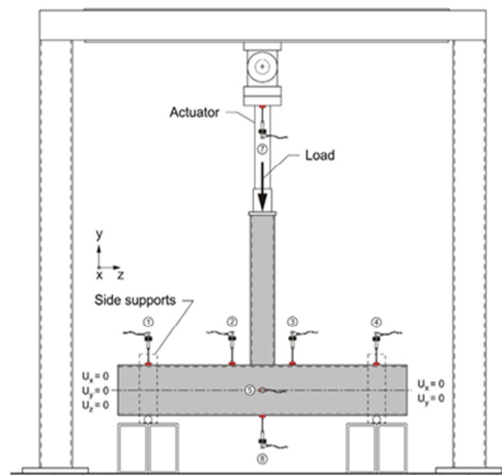


Figure 5: Compressive test configuration

4 Finite Element Analysis

The numerical analysis for each joint was carried out using the commercial non-linear finite element software SYSWELD v2014, developed by the Engineering Systems International Group. The finite element model generated consists of two CAD parts, a brace (100 x 4 x 600 mm) and a chord (200 x 6.3 x 1200 mm). The brace has been welded to the middle of the chord. The weld path follows the edge of the brace which is in contact with the chord. The welding time was 72 s and the part was allowed to cool down for another 528 s. After this time, the load has been applied on the nodes of the upper surface of the brace. The meshed welding profile as well as the entire CAD geometry can be seen in Figure 6.

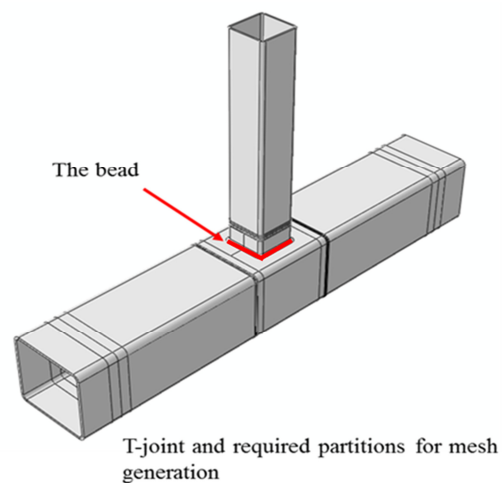
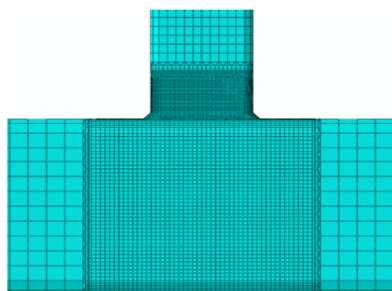


Figure 6: Volume mesh in the joining area and the entire CAD geometry

4.1. Material properties

S355 steel has been chosen for both the chord and the brace. The material model takes into elastoplastic laws. Phase transformation is taken into consideration in SYSWELD, the material being subjected to different microstructural phases during heating and then cooling [Hildebrand, 2009]. Some of the thermal and mechanical properties can be seen in the following diagrams, Figure 7.

As for the mechanical properties, the Poisson's ratio is 0.3 and the evolution of the Young's Modulus and yield stress with respect to temperature can be seen in Figure 8. The hardening model used is the isotropic one.

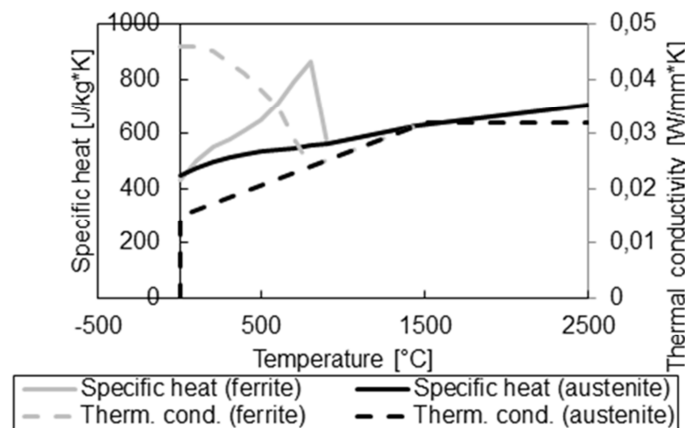


Figure 7: Specific heat and thermal conductivity [ESI Group, 2014]

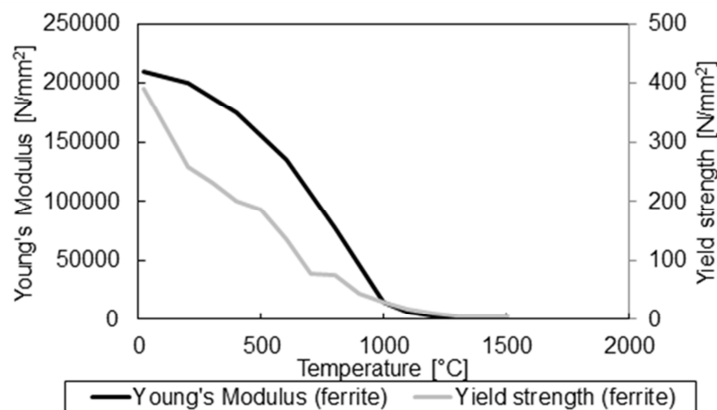


Figure 8: Young's Modulus and yield strength [ESI Group, 2014]

4.2. Welding Simulation

The analysis is weakly coupled which means that the thermal field computation and the mechanical computation are performed separately [Joshi et al., 2013], [Günther, et al., 2012]. The geometry and mesh have been generated in the SYSWELD pre-processing module. The mechanical boundary conditions applied are:

- The chord has been fixed in all directions ($U_x, U_y, U_z = 0$). A displacement of $U_y = -50$ mm is applied on the brace. A depiction of this can be seen in Figure 9.

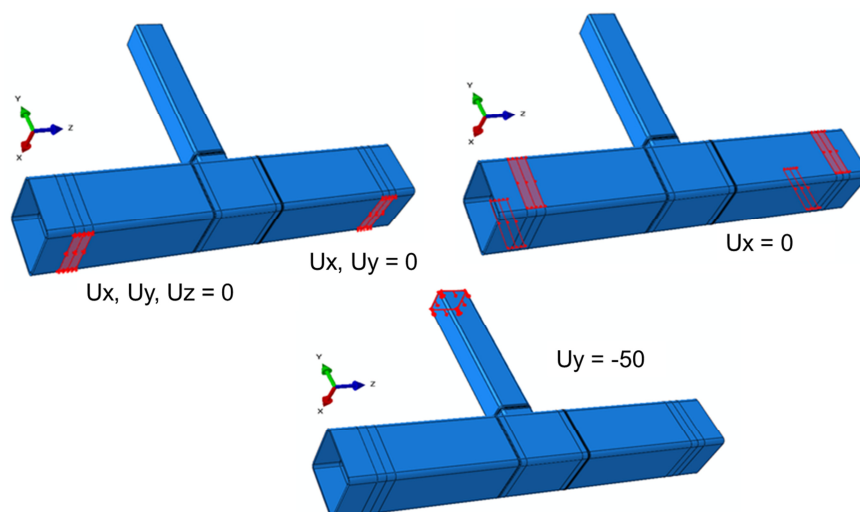


Figure 9: Imposed mechanical boundary conditions

The heat source model used is the Goldak's double ellipsoid. Convective and radiative heat transfer has been assumed. The total energy was fitted along the 1D elements of the welding trajectory. The welding parameters used can be seen in Figure 10 along with an image taken from the numerical simulation showing the laser spot temperature distribution.

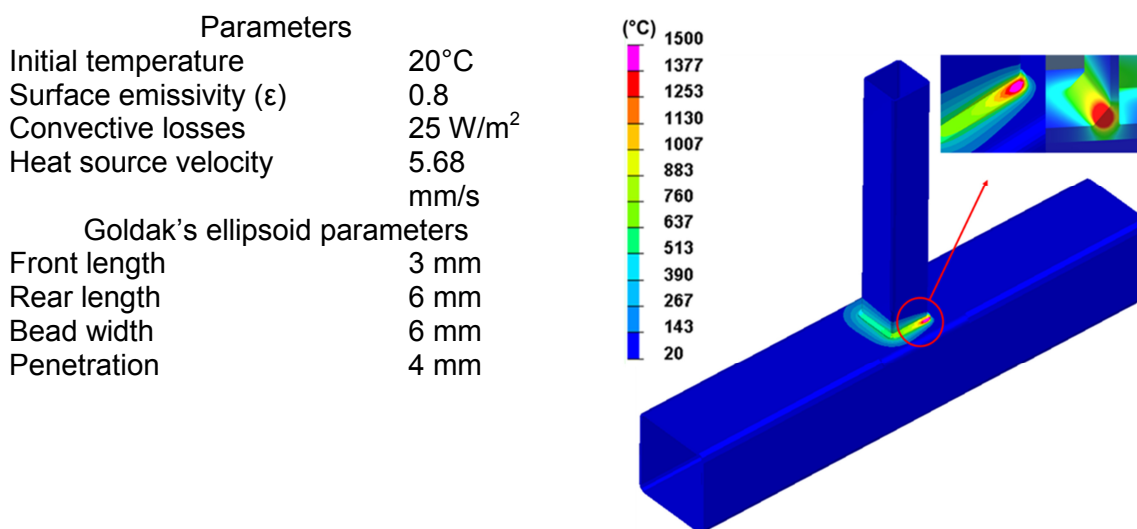


Figure 10: Welding parameters (SYSWELD)

After the welding and cooling of the part to 20 °C, a 50 mm displacement in negative Y direction is applied on the top of the brace.

Due to the very low (< 0,2 mm) measured tolerance of the welded parts, the geometrical imperfections have been neglected in the numerical analysis.

5. Results

5.1. Validation of the temperature field

In order to validate the numerical model, the simulation temperature/time curves have been compared to those measured during the experiment at the points seen in Figure 11.

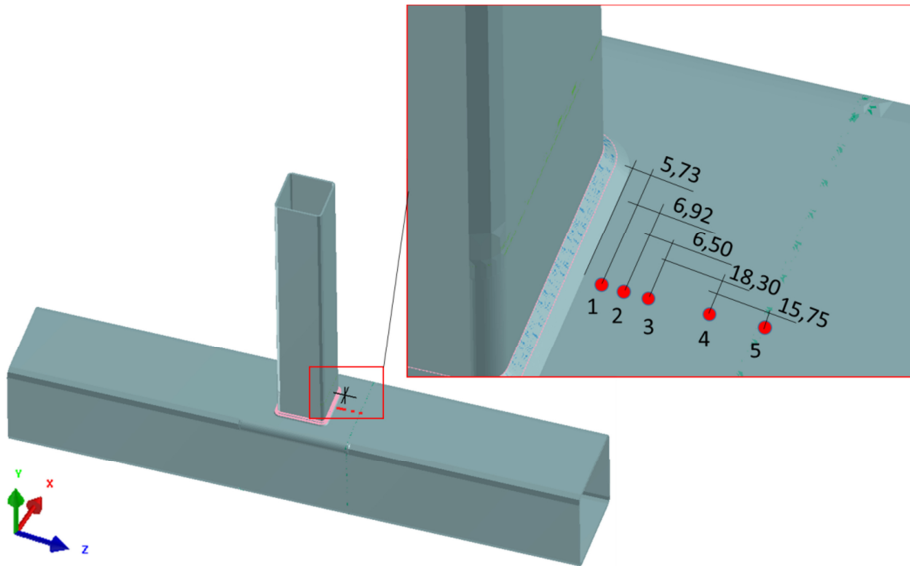


Figure 11: Temperature probes

The results can be seen in Figure 12. The simulation results for the temperature show a very good agreement with those from the experiment.

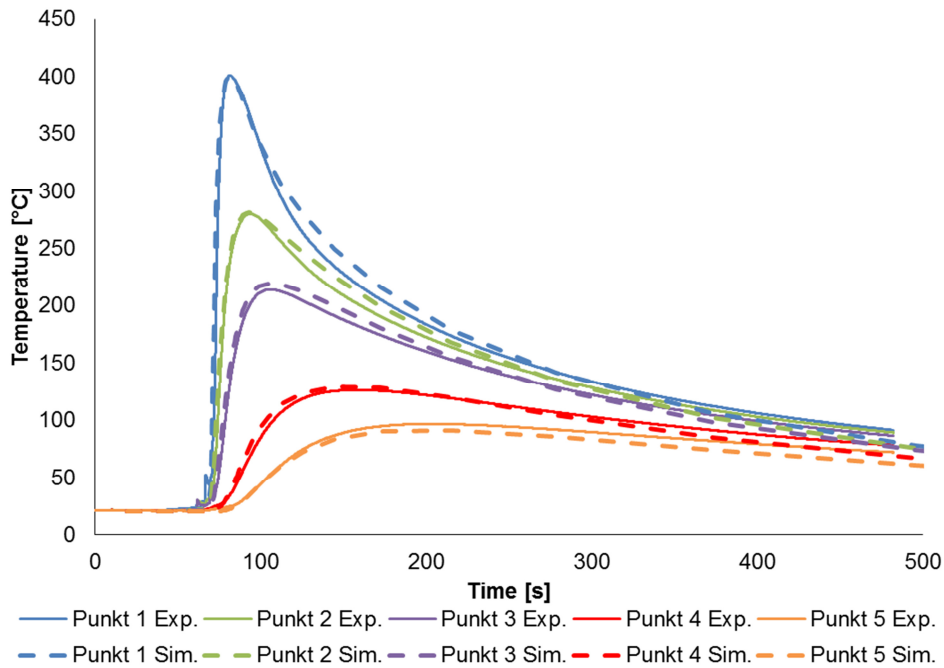


Figure 12: Temperature field validation

5.2. Mechanical results

The relevant results that have been extracted for the current analyses are the displacement and the reaction force at the applied supports. The displacement is taken from a node on the top of the brace as shown in Figure 13.

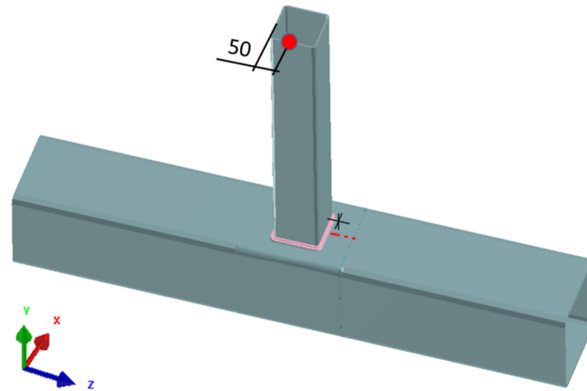


Figure 13: Node where the displacement has been measured

The force-displacement distribution has been used for validating the mechanical model, as seen in Figure 12. V1, V2 and V3 denote the first 3 welding sequences described in Figure 3. Based on the comparison between the force/displacement behavior measured in the experiment and the ones generated by the numerical model, the model has been deemed fully validated.

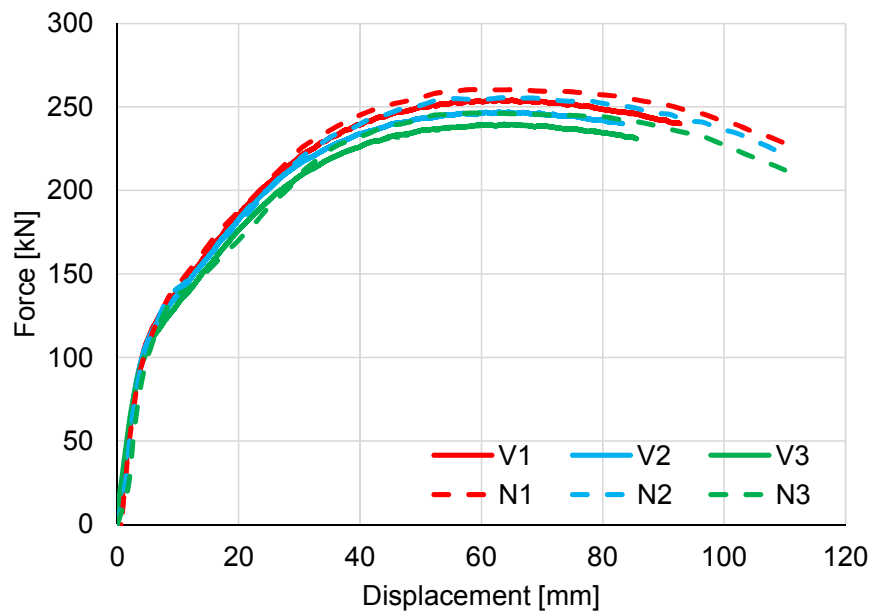


Figure 12: Mechanical model validation

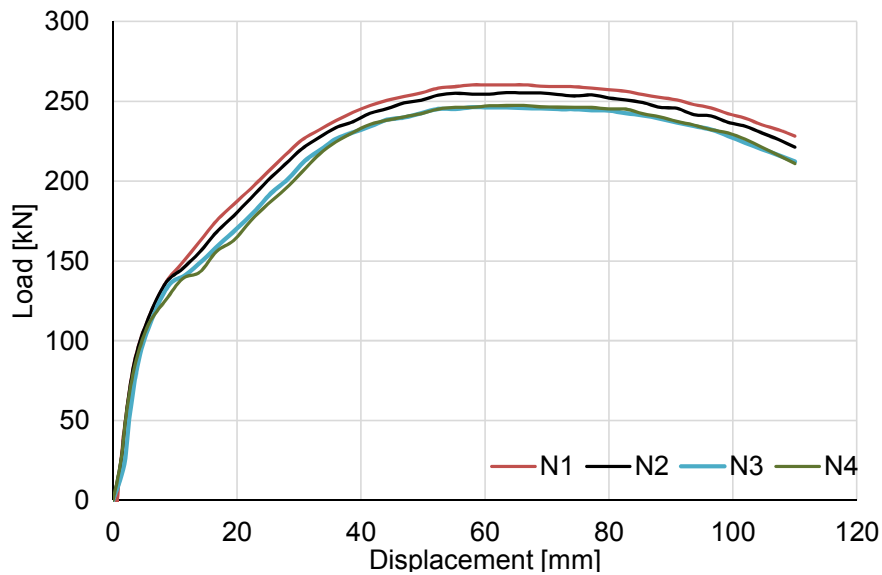


Figure 13: Force vs. displacement plot

In Figure 13, a comparison of the different sequences is shown by plotting the numerically determined force-displacement. Although the behavior of the selected sequences under load is quite similar, the differences that arise distinguish case 1, the regular progressive welding (one start and end point), as having the highest load bearing capacity.

Figure 14 shows the deformed joint as taken from SYSWELD and as resulting from the experiment. The failure mode is optically very similar. A displacement at the ends of the chord is caused by the unclamping, after the loading process.

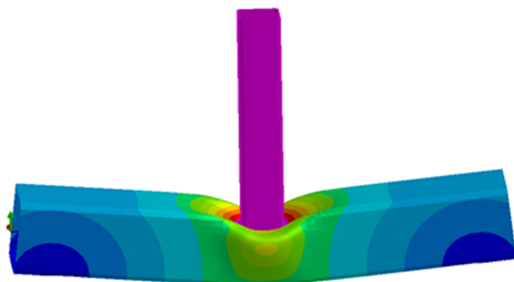


Figure 14: Failure mode

5.3. Sensitivity analysis

Although an initial variation of the sequencing patterns for the joint being analyzed has already been achieved, the influence of sequencing for multiple braces welded on the same chord is unknown. Due to the preponderance of such SHS joints in practical applications, more research should be done in this direction.

The software OptiSLang is an algorithmic toolbox for variation analysis used for sensitivity analysis, parameter identification, parametric optimization, robustness evaluation, robust design optimization etc., as seen in [Most et al., 2012] and [Roos et al., 2004]. Due to its wide range of applications, the innovative numerical methods it employs, as well as its friendly user interface, OptiSLang is employed worldwide and has many FE-software integrations.

In the next step of the current work a sensitivity analysis will be started in order to determine the correlation between the input parameters (welding parameters, loading parameters, material parameters, welding sequence) and the output parameters (stress, displacement). This will result in an improved welding sequence, which will in turn lead to a welded joint with optimized load bearing capacity.

6. Conclusions

The objective of this work was to enable welding response prediction in a joint made of steel hollow sections (SHS). SHS parts were welded together and then subjected to a uniaxial compression test. The experimental results show, all cases 1 to 4 experience the same failure modes. The vertical member, on which the compressive load was applied, first started moving downwards. The high compressive load applied on the brace forces the chord face to deform and this deformation on the chord face caused the symmetrical outward crippling of the chord side walls. It should be noted that various welding sequencing may influence load bearing capacity but it has no influence on the failure mode that T-joint experiences as the concept is the same.

The thermo-mechanical welding simulation and the compression-loading test were successfully simulated using the FE-software SYSWELD and validated using the existent experimental results.

A minor influence of the analysed sequences has been observed. The load bearing capacity of the joint drops by a maximum of 10% with the increase of stop and start points in the welding scheme. However, higher differences in joint load bearing capacity should be seen in the more industrially-preponderant case of more braces being welded to the same chord.

Given the more possible combinations in terms of sequence start and stop points as well as welding and material parameters, OptiSLang will be used to determine the importance of each parameter with respect to the results (force-displacement behavior).

7. Bibliography

AISC (1997): "Hollow Structural Sections Connections Manual". Chicago: ISBN 1-56434-045-2.

Akhlaji, F. (2014): *Welding Simulation and Fatigue Assessment of Tubular K-joints in High Strength Steel*, EPFL, Lausanne.

ESI Group (2014): *Sysweld Reference Manual*, ESI Group.

Goldak, J., Chakravarti, A., and Bibby, M. (1984): "A new finite element model for welding heat sources", *Metallurgical Transactions B*, Vol. 15, pp. 299-305.

Guenther, H.-P., Hildebrand, J., Rasche, C., Versch, C., Wudtke, I., Kuhlmann, U. and Werner, F. (2012): "Welded connections of high strength steels for the building industry", *Welding in the World*, Vol. 56, pp. 86-106.

Hildebrand, J. (2009): *Numerical simulation of welding - determination of temperature, microstructure and residual stress in welded joints of steel and glass materials*, Verlag der Bauhaus-Universität Weimar, Weimar.

Joshi, S., Hildebrand, J., Aloraierc, S., and Rabczuk, T. (2013): "Characterization of material behavior and heat source parameters with numerical simulation of welding of two overlapping beads on a substrate plate", *Computational Materials Science*, Vol. 69, pp. 559-565.

Kadivar, M., Jafarpur, K., and Baradaran, G. (2000): "Optimizing welding sequence with genetic algorithms", *Computational Mechanics*, Vol. 26, pp. 514-519.

Kosteski, N. and Packer, J. (2003): "Welded Tee-to-HSS Connections", *Journal of Structural Engineering*, Vol. 129, pp. 151-159.

Masubuchi, K. and Hopkins, D. W. (1980): *Analysis of welded structures: residual stresses, distortion, and their consequences*, Pergamon Press.

Most, T. and Will, J. (2012): "Sensitivity analysis, optimization and calibration using optiSLang and SimulationX", *15th ITI Symposium*, November 2012.

Nami, M., Kadivar, M., and Jafarpur, K. (2006): "Investigation of the 3-D response of thick plates under the multipass welding using Anand's viscoplastic model", *Modares Technical and Engineering*, Number 24, pp. 81-86.

Packer, J., Wardenier, J., Zhao, X.-L., van der Vegte, G., and Kurobane, Y. (2009): *Design Guide for Rectangular Hollow Section (RHS) Joints under Predominantly Static Load*, LSS Verlag.

Roos, D., Groth, C. and Junk, A. (2004): "Optimierung und Sensitivitätsanalyse zur Parameteridentifikation in der numerischen Simulation der Gefugekinetik im Schweißprozess", *22nd CADFEM Users' Meeting*, November 2004.

Teng, T.-L., Chang, P.-H., and Tseng, W.-C. (2003): "Effect of welding sequences on residual stresses. Computers and Structures", Vol. 81, pp. 273-286.

Bestimmung verzugsminimierter Fertigungsparameter für das Laserstrahlschweißen durch Anwendung genetischer Algorithmen

Alexander Belitzki, Dominik Meier und Michael F. Zäh¹

*¹ Institut für Werkzeugmaschinen und Betriebswissenschaften,
Boltzmannstr. 15, Technische Universität München, Deutschland
E-Mail: Alexander.Belitzki@jwb.mw.tum.de*

ZUSAMMENFASSUNG

Das Laserstrahlschweißen ist in der Industrie ein etabliertes Bearbeitungsverfahren. Trotz der bekannten Vorteile des Laserstrahlschweißens, wie zum Beispiel der hohen Energiedichte gegenüber konventionellen Schweißverfahren, entstehen nach dem Fügen thermisch bedingte Bauteilverzüge. Da die Einhaltung vorgegebener Toleranzen unter Umständen nicht möglich ist, ist es sinnvoll, die Bauteilverzüge simulationsbasiert vorherzusagen und zu minimieren. Bauteile mit mehreren Schweißnähten bieten die Möglichkeit, die Ausprägung des Bauteilverzugs durch eine Variation der Fertigungsparameter zu beeinflussen. Dabei ist es das Ziel, die Parameter derart zu wählen, dass die bleibende Verformung am Ende minimal ist. Eine rein experimentelle Ermittlung dieser Werte wäre mit einem hohen Material-, Geld- und Zeitaufwand verbunden. Unter Zuhilfenahme von numerischen Methoden und Optimierungsalgorithmen lassen sich diese Fertigungsparameter effizienter ermitteln. Der nachfolgende Beitrag zeigt an einer beispielhaften Geometrie mit mehreren Nähten, wie Bauteilverzüge, trotz der hohen Anzahl an möglichen Schweißkonfigurationen, mithilfe von Optimierungsalgorithmen reduziert werden können.

1 Einleitung

Schweißbedingte Bauteilverzüge stellen eine Herausforderung für die Einhaltung der Maßhaltigkeit dar. Mit zunehmender Komplexität einer Fügeaufgabe ist die Bestimmung von verzugsminimierten Fertigungsparametern mit einem hohen experimentellen Aufwand verbunden. Rechnergestützte Methoden können experimentelle Untersuchungen unterstützen oder sogar teilweise ersetzen. Zudem besteht die Möglichkeit, verzugsminimierte Fertigungsparameter mithilfe von Optimierungsverfahren zu identifizieren, sodass nachgelagerte Bearbeitungsschritte wie Richten entfallen können. Dennoch ist auch bei der Verwendung von computerbasierten Lösungsansätzen Fachwissen erforderlich. Während in der Praxis eine Schweißfachkraft das Wissen über mögliche Schweißstrategien mitbringt, muss am Computer eine Vielzahl an Arbeitsschritten durchgeführt werden, bis Simulationen zum Erkenntnisgewinn beitragen können. Auch wenn ein Verständnis über die Entstehungsmechanismen des Bauteilverzugs vorhanden ist, erfordern neue Schweißaufgaben stets neue Überlegungen hinsichtlich der Parameterwahl. Eine Reduktion des zeitlichen Aufwands sowie eine sehr gute Automatisierbarkeit lassen sich durch eine Kombination der Schweißsimulation mit einem genetischen Algorithmus erreichen. Die Vorgehensweise dazu wird in den folgenden Abschnitten am Beispiel eines Überlappstoßes mit zwei Schweißnähten näher beschrieben.

2 Grundlagen und Stand der Technik

Zum besseren Verständnis der Thematik soll in diesem Abschnitt ein kurzer Überblick über die wesentlichen Grundlagen der genetischen Algorithmen sowie zum Stand der Technik im Bereich der effizienten Schweißverzugsimulation gegeben werden.

2.1 Optimierung mit einem genetischen Algorithmus

Optimierungen werden für verschiedenste wissenschaftliche Fragestellungen eingesetzt. Die häufigste Aufgabe ist in diesem Zusammenhang die möglichst schnelle Minimierung einer Zielfunktion, ohne den ganzen Versuchsraum abbilden zu müssen. Unter einer Vielzahl an möglichen Optimierungsverfahren bietet der genetische Algorithmus für den Nutzer den Vorteil, das physikalische Verhalten eines Systems nicht kennen zu müssen. Das heißt, dass die Startwerte, z. B. für die Fertigungsparameter, von dem Algorithmus selbst gewählt werden und nur der Suchraum durch Ober- und Untergrenzen anzugeben ist. Zudem enthält der genetische Algorithmus Mechanismen (z. B. die Mutation), welche die Identifikation von nur lokalen Optima vermeiden. Der grundlegende Ablauf eines genetischen Algorithmus ist aus Abbildung 1 zu entnehmen.

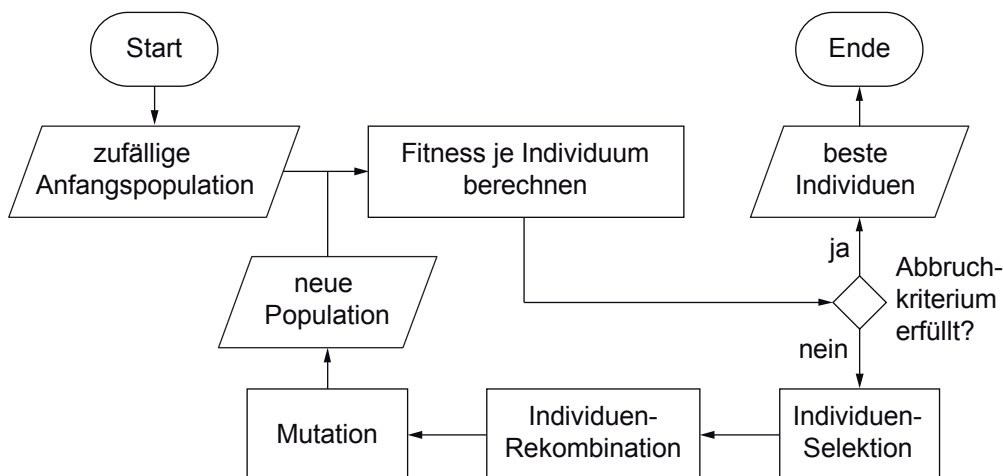


Abbildung 1: Grundlegender Ablauf eines genetischen Algorithmus in Anlehnung an [Pohlheim, 2013]

Mit dem Ziel einer geeigneten Wahl von problemspezifischen Parametern beginnt der genetische Algorithmus in der ersten Generation mit einer zufälligen Anfangspopulation, bestehend aus einzelnen Individuen. Diese werden dazu genutzt, um für jedes einzelne Individuum die sogenannte Fitnessfunktion zu berechnen. Das Ziel des genetischen Algorithmus liegt in der Minimierung des Werts dieser Funktion. Anschließend erfolgt die Bewertung der Ergebnisse hinsichtlich eines frei wählbaren Abbruchkriteriums sowie die Definition einer neuen Population mithilfe der genetischen Operatoren „Selektion“, „Rekombination“ und „Mutation“. Individuen mit guten Ergebnissen werden für die weitere Optimierung herangezogen, während weniger geeignete Individuen nur durch zufällige Ereignisse (z. B. durch Mutation) im weiteren Verlauf der Optimierung berücksichtigt werden.

2.2 Ansätze zur zeiteffizienten Verzugssimulation

Es existieren mehrere Möglichkeiten, die Dauer einer wärmequellenbasierten Verzugssimulation zu verkürzen. Die wichtigsten Ansätze sind bereits bei der Modellerstellung zu berücksichtigen. So ist die erforderliche Netzfeinheit problemspezifisch mithilfe von Konvergenzanalysen zu iden-

tifizieren und anzupassen [Wohlfahrt, 2001]. Weitere Möglichkeiten bestehen in einer dynamischen Neuvernetzung im Bereich der bewegten Wärmequelle, um die Anzahl der Elemente so gering wie möglich zu halten [Lindgren et al., 1997]. Zur Simulation von Modellen mit einer größeren Anzahl von Elementen sind jedoch weitere Maßnahmen erforderlich, damit die Berechnungszeiten möglichst gering gehalten werden können. In der Praxis werden häufig mehrere Schweißungen an einem Bauteil durchgeführt. Sofern die geometrische Form des Bauteils im Bereich der einzelnen Schweißungen gleich ist und die Schweißparameter nicht verändert werden, eignet sich der Local-Global-Ansatz (LGA) zur Reduktion der Rechenzeit [Souloumiac et al., 2010]. Der LGA basiert auf der Annahme, dass die zu berücksichtigenden nichtlinearen Effekte auf eine begrenzte Region reduziert werden können und nicht im gesamten Bauteil auftreten. Daher werden Teilbereiche einzeln simuliert („Local“) und im Gesamtmodell auf Bereiche mit denselben Schweißbedingungen übertragen („Global“). Die kurzen Berechnungszeiten resultieren insbesondere aus den kleinen Simulationsmodellen der Teilbereiche sowie aus den rein mechanischen Simulationen des Gesamtmodells.

2.3 Ansätze zur Verzugsminimierung

Um Bauteilverzüge möglichst gering zu halten, werden neben den konventionellen Ansätzen wie dem nachgelagerten thermischen oder mechanischen Richten auch strategische Maßnahmen verfolgt. Diese können bereits bei der konstruktiven Auslegungen der Bauteilgeometrie [Schulze, 2010] oder direkt beim Schweißprozess, z. B. durch eine angepasste Einspannbedingung, berücksichtigt werden [Zäh et al., 2009; Schenk, 2011; Marder et al., 2013]. Insbesondere dann, wenn neuartige Schweißaufgaben vorliegen, haben experimentelle Vorgehensweisen einen hohen Stellenwert. Gegenwertig können diese durch rechnergestützte Ansätze sehr gut ergänzt werden, indem Prozessverständnis ohne vorherige Experimente gewonnen werden kann [Thater et al., 2015]. Eine Kombination mit modernen Modellierungsansätzen wie Künstlichen Neuronalen Netzen ermöglicht es sogar, auch bei komplexen Wechselwirkungen einzelner Bauteilverzüge geeignete Fertigungsparameter zu identifizieren [Langhorst et al., 2012].

Aus diversen Forschungsarbeiten geht hervor, dass die experimentellen Ergebnisse hinreichend genau abgebildet werden können. Eine Verzugssimulation dient also nicht nur dazu, einen Prozess zu modellieren, um diesen dann besser zu verstehen, sondern sie kann auch zur automatisierten Parameterfindung innerhalb eines Versuchsraums herangezogen werden. In den folgenden zwei Abschnitten wird daher eine effiziente Vorgehensweise zur Bestimmung von verzugs-optimierten Fertigungsparametern vorgestellt.

3 Vorgehensweise zur Bestimmung von verzugsoptimierten Fertigungsparametern an einer Beispielgeometrie mit Kehlnähten

3.1 Modellaufbau

Als Schweißverfahren wurde das Bifokal-Hybrid-Laserstrahlschweißen (BHLS) zugrunde gelegt [Liebl et al., 2015]. Bevor rechnergestützte Abläufe wie die Wärmequellenkalibrierung oder die Verzugssimulation realisiert werden konnten, mussten zulässige Schweißparameter ermittelt werden. Für das Schweißen von Kehlnähten an 3 mm dicken Aluminiumblechen (EN AW-6082) wurde daher zuerst ein geeignetes Prozessfenster mit einer hinreichenden Einschweißtiefe ermittelt (vgl. Tabelle 1).

Tabelle 1: Verwendete Parameter mit einer hinreichenden Einschweißtiefe für das BHLS zum Schweißen von Kehlnähten bei EN AW-6082

Leistung P in kW	7,30	7,55	7,80	8,05	8,30	8,55	8,80	9,05	9,30
Geschwindigkeit v in mm/s			117	117	117	117	117	117	117
			108	108	108	108	108	108	108
			100	100	100	100	100	100	100
			92	92	92	92	92	92	92
		83	83	83	83	83	83	83	83
	75	75	75	75	75	75	75	75	75
	67	67	67	67	67	67	67	67	67
	58	58	58	58	58	58	58		
	50	50	50	50	50	50	50		

Zur Simulation der Bauteilverzüge wurden für alle in Tabelle 1 aufgeführten Parametersätze Wärmequellen automatisiert kalibriert [Belitzki et al., 2015]. Abbildung 2 zeigt das untersuchte Simulationsmodell mit den verwendeten Randbedingungen sowie den Positionen der beiden Schweißnähte. Die Kalibrierung der Wärmequellen erfolgte an einem hinreichend großen Ausschnitt aus dem betrachteten Modell. Die kalibrierten Wärmequellenparameter sowie die zugehörigen Prozessparameter wurden gespeichert und für die Optimierung bereitgestellt.

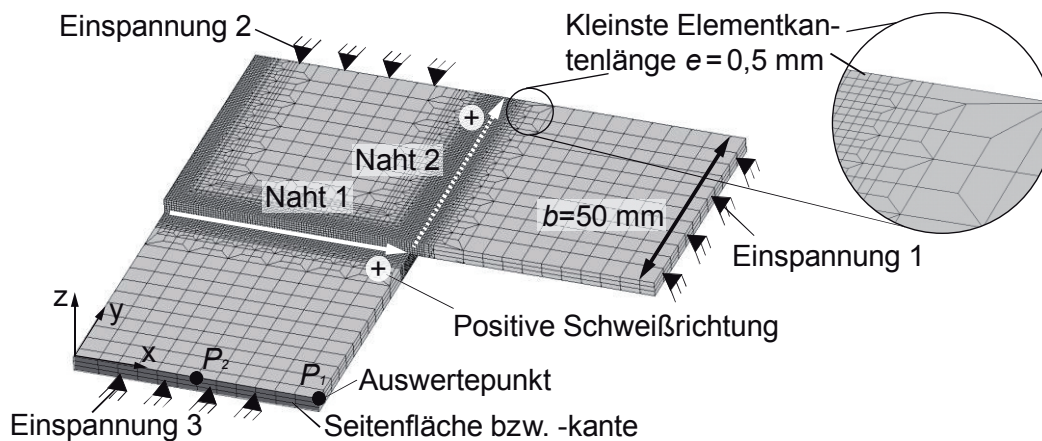


Abbildung 2: Simulationsmodell sowie verwendete Randbedingungen

3.2 Datenverwaltung

Im betrachteten Beispiel wurden die Bauteilverzüge $u_{1,2}$ an den Auswertepunkten $P_{1,2}$ nach der Durchführung beider Schweißungen sowie nach dem Ausspannen, d. h. nach dem Entfernen der Einspannung 2 und 3, mithilfe der Fitnessfunktion ausgewertet. Mit der Möglichkeit einer Reihenfolgen- (S) oder Richtungsänderung (R) sowie mit den obigen Prozessparametern ergaben sich bereits bei zwei Nähten 19.208 Schweißkonfigurationen. Weil mit zunehmender Anzahl an durchgeführten Simulationen die Wahrscheinlichkeit stieg, dass beispielsweise *Naht 2* mit einem beliebigen Prozessparametersatz bereits berechnet wurde, war es sinnvoll, die Teilergebnisse der ersten Schweißung zu speichern und bei Bedarf wiederzuverwenden. Auf diese Weise ließen sich für das gezeigte Anwendungsbeispiel drei Stunden pro Schweißung, was der Hälfte der Berechnungszeit entspricht, einsparen. Wegen des stochastischen Verhaltens des genetischen Algorithmus war eine exakte Vorhersage der Zeitersparnis vor der Durchführung der Optimierung nicht möglich. In Abhängigkeit der Anzahl an bereits durchgeführten Simulationen konnte jedoch

der Berechnungsaufwand mithilfe des Monte-Carlo-Verfahrens abgeschätzt werden (vgl. Abbildung 3). So ist aus der Monte-Carlo-Simulation zu entnehmen, dass der Rechenaufwand R_T bei einer Stichprobe von 1 % aus dem gesamten Versuchsraum bereits auf ca. 82 % der gesamten Berechnungsdauer für den betrachteten Versuchsraum reduziert werden konnte. Die Streuung der erzielbaren Rechenzeitersparnis war vergleichsweise gering. Bei zehn Wiederholungen einzelner Stichproben innerhalb der Monte-Carlo-Simulation lag die Streuung des Rechenaufwands für $n_i < 5\%$ bei maximal 3 % und sank mit zunehmendem Stichprobenumfang auf 0 %. Die erzielbare Rechenzeitersparnis ließ sich damit bereits im Voraus gut abschätzen.

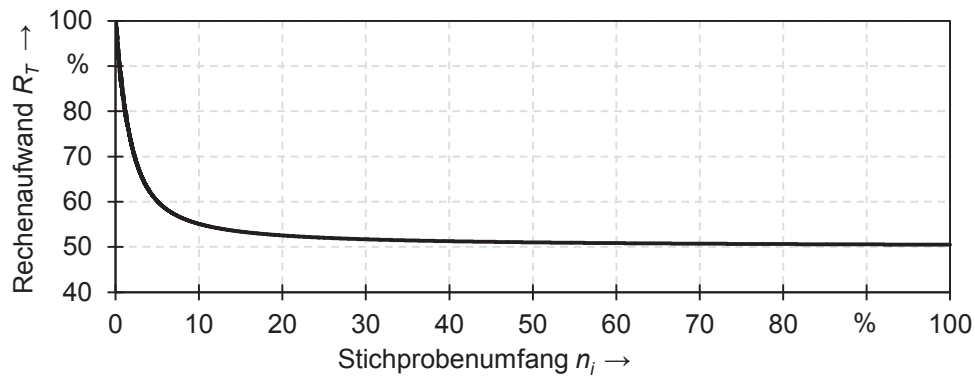


Abbildung 3: Abschätzung des Rechenaufwands R_T mithilfe der Monte-Carlo-Simulation für ein Bauteil mit zwei Schweißnähten

3.3 Einbindung des genetischen Algorithmus

Die Einbindung des genetischen Algorithmus sowie der durchgeführten Simulationen erfolgte nach dem in Abbildung 4 dargestellten Ablauf. Die Wahl von zulässigen Prozessparametern wurde dabei auf das zuvor ermittelte Prozessfenster beschränkt. Jedes Individuum innerhalb einer Population entsprach einer Parameterkonfiguration, für die eine Schweißsimulation durchgeführt wurde. Sofern ein Teilergebnis für die erste Schweißung bereits vorlag, wurde auf dieses zurückgegriffen. Die gewonnenen Simulationsergebnisse wurden anschließend dazu genutzt,

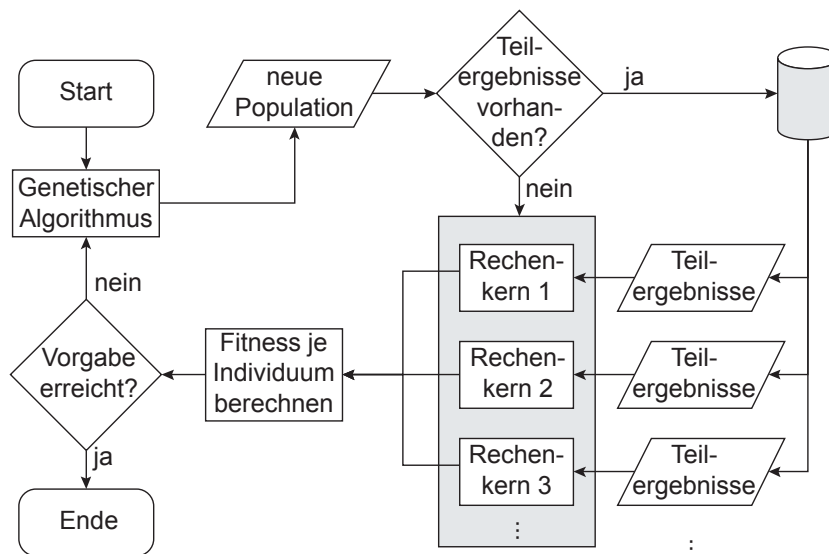


Abbildung 4: Ablaufdiagramm zur Verzugsminimierung mithilfe des genetischen Algorithmus

den Wert der Fitnessfunktion für die einzelnen Individuen zu berechnen und darauf aufbauend eine neue Generation zu bilden.

Die Fitnessfunktion ist an die gegebene Problemstellung sowie an die zu minimierende Eigenschaft anzupassen. So kann ein möglichst geringer Gesamtverzug des Bauteils gefordert werden, obwohl beispielsweise der Bauteilverzug in z-Richtung maßgebend ist (vgl. Abbildung 2). Sofern jedoch lokale Verformungen in x- und y-Richtung toleriert werden, sind geringere Werte für den Verzug in z-Richtung möglich. Für das in Abbildung 2 gezeigte Beispiel wurden die folgenden zwei Gleichungen als Fitnessfunktionen beispielhaft herangezogen:

$$f_1(P, v, S, R) = |\mathbf{u}_1|^2 + |\mathbf{u}_2|^2 \quad (1)$$

$$f_2(P, v, S, R) = u_{1z} - u_{2z} \quad (2)$$

Während die Fitnessfunktion f_1 zur Vermeidung jeglicher Verformungen an den Auswertepunkten P_1 und P_2 diene, ließ sich mit der Fitnessfunktion f_2 lediglich eine Torsion des Blechs um die y-Achse reduzieren, indem eine Verschiebung in alle Raumrichtungen nicht berücksichtigt wurde.

4 Ergebnisse

Die Umsetzung der Methode erfolgte an einem gebräuchlichen Simulationsrechner (64-bit, acht Rechenkerne, 2,67-GHz-Prozessoren). Um beispielsweise innerhalb von fünf Tagen möglichst zuverlässige Aussagen über die verzugsoptimierten Fertigungsparameter treffen zu können, bedurfte es einer hinreichenden Populationsgröße sowie einer ausreichenden Anzahl an Generationen. Unter der Annahme, dass innerhalb der vorgegebenen Zeit mit acht Rechenkernen, d. h. mit acht parallelen Simulationen, und bei einer Rechendauer von sechs Stunden etwa 160 Simulationen durchgeführt werden können, wurde eine Populationsgröße von $p_{GA} = 16$ gewählt. Die Anzahl an Generationen von etwa zehn ergab sich aus der zulässigen Dauer der Optimierung. Um die Reproduzierbarkeit der Optimierung mit dem genetischen Algorithmus zu überprüfen, wurden drei Optimierungsdurchläufe (O_{V1-V3}) ausgeführt (vgl. Abbildung 5).

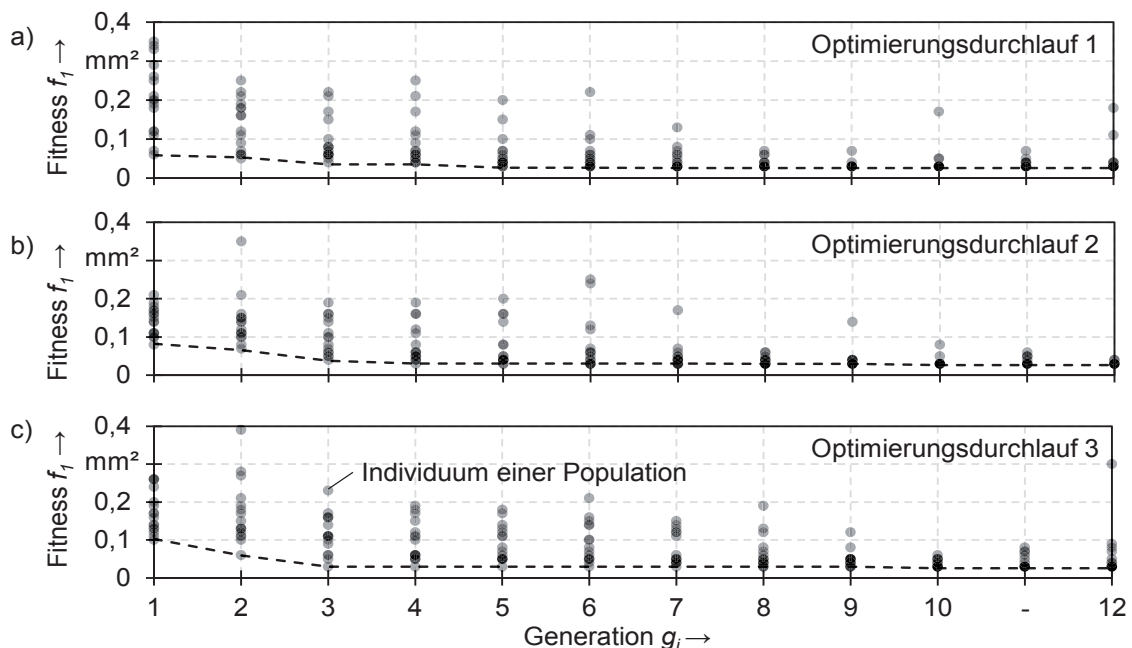


Abbildung 5: Fitnesswerte aller Individuen bei drei Optimierungsdurchläufen

Aus den Ergebnissen war zu erkennen, dass für alle drei Optimierungsdurchläufe ungefähr dieselben Werte für die beste Fitness vorhergesagt wurden. Daraus konnte rückgeschlossen werden, dass der genetische Algorithmus den geringsten Fitnesswert reproduzierbar bestimmen konnte. Der schlechteste Wert der Fitnessfunktion lag bei etwa $0,48 \text{ mm}^2$. Bezogen auf die ursprünglichen Positionen der Auswertepunkte, entspricht dies einem maximalen Verzug von $0,54 \text{ mm}$ in z-Richtung (vgl. Abbildung 2). Der geringste Wert der Fitnessfunktion für die drei Wiederholungen lag stets bei $0,03 \text{ mm}^2$. Dies entspricht einem maximalen Verzug von $0,14 \text{ mm}$ und somit einer Minimierung des Verzugs in z-Richtung um 75% . Des Weiteren war aus den Ergebnissen zu entnehmen, dass allein durch die zufällige Wahl der Startpopulation noch nicht die optimalen Fertigungsparameter ermittelt werden konnten. Erst nach der zweiten Generation war ein konvergierendes Verhalten zu beobachten. In einigen Generationen traten vereinzelt Ausreißer auf. Diese sind auf die Mutationsfunktion des genetischen Algorithmus zurückzuführen und dienen zur Vermeidung der Identifikation eines lokalen Optimums für den Bauteilverzug.

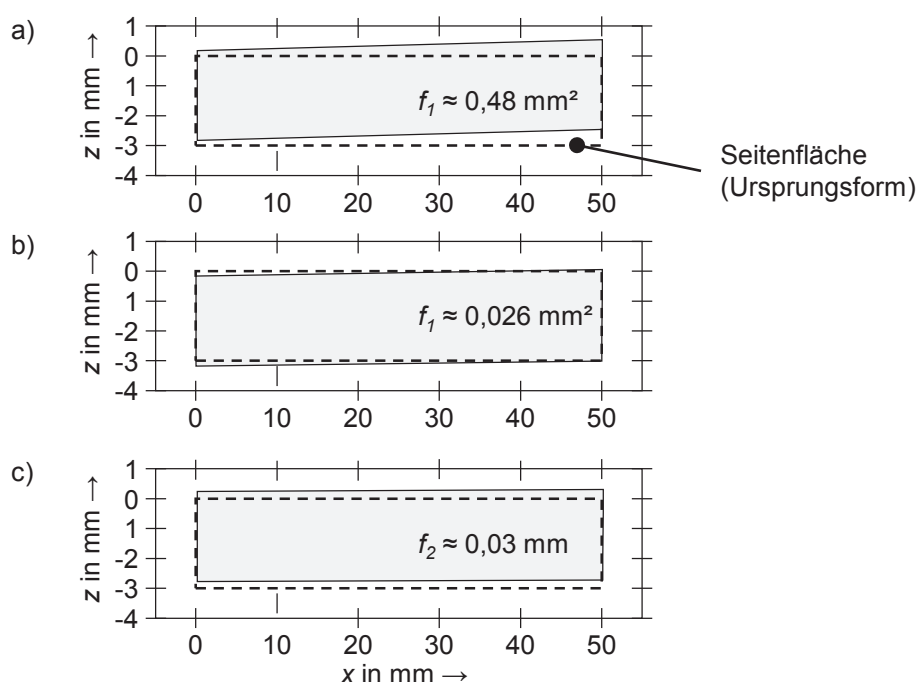


Abbildung 6: Bauteilverzug an der Seitenfläche a) vor und b) nach der Optimierung O_{V1} , c) Minimierung der Torsion

Für das Auffinden eines minimalen Bauteilverzugs mit Berücksichtigung der Fitnessfunktion f_1 wurde bereits nach spätestens fünf Generationen ein Optimum identifiziert. Dies kann daran liegen, dass im Rahmen der einstellbaren Größen zu wenige Möglichkeiten existierten, den Bauteilverzug gänzlich zu vermeiden. Bei Betrachtung der Seitenfläche war eine verbleibende Torsion zu erkennen (vgl. Abbildung 6b). Im Rahmen eines weiteren Optimierungsdurchlaufs ($O_{Torsion}$) wurde überprüft, ob sich mithilfe der Fitnessfunktion f_2 geeignete Fertigungsparameter zur Vermeidung der Torsion ermitteln lassen. Anhand der Ergebnisse konnte gezeigt werden, dass die Torsion zwar von $0,62^\circ$ auf $0,08^\circ$ reduziert wurde, jedoch Verzüge in z-Richtung verstärkt auftraten. In Tabelle 2 werden die vom genetischen Algorithmus empfohlenen Fertigungsparameter zusammenfassend aufgeführt. Diese verdeutlichen, dass für alle drei Optimierungsdurchläufe für beide Schweißungen tendenziell hohe Leistungen und niedrige Vorschubgeschwindig-

keiten gewählt wurden. Neben der grundsätzlichen Zielstellung zur Minimierung des Bauteilverzugs konnten diese Erkenntnisse somit auch zur Erweiterung des Verständnisses über die Wirkmechanismen des Bauteilverzugs genutzt werden.

Tabelle 2: Ermittelte Fertigungsparameter mithilfe des genetischen Algorithmus

	P_1 in kW	v_1 in (mm/s)	P_2 in kW	v_2 in (mm/s)	Sequenz
O_{V1}	9,3	75	9,3	75	Naht 1-, Naht 2+
O_{V2}	9,3	75	9,1	67	Naht 1-, Naht 2+
O_{V3}	9,1	67	9,1	75	Naht 1-, Naht 2+
$O_{Torsion}$	8,1	67	9,3	83	Naht 1-, Naht 2-

Die Dauer zur Berechnung einzelner Generationen kann aus Abbildung 7 entnommen werden. Da die Anzahl der Rechenkerne auf $n_K = 8$ begrenzt war, 16 Berechnungen pro Generation durchzuführen waren und die Simulationsdauer etwa $h \approx 6$ Stunden betrug, ergab sich nach Gleichung (3) ein Zeitbedarf von zwölf Stunden pro Generation.

$$t_{GA} \approx \frac{p_{GA}}{n_K} \cdot h \quad (3)$$

Es ist hervorzuheben, dass die Reduktion der Simulationsdauer nicht über die Verkürzung einer Berechnung erfolgte, sondern über die gleichzeitige Berechnung von mehreren Simulationen. Die Dauer einer einzelnen Berechnung lässt sich nur bedingt durch mehrere Rechenkerne, z. B. mithilfe der Gebietszerlegung, proportional herunterskalieren [MSC Marc, 2016], was in eigenen Arbeiten bestätigt wurde.

Geringfügige Abweichungen der Simulationsdauer sind auf unterschiedliche Schweißkonfigurationen zurückzuführen. Eine deutlich kürzere Berechnungsdauer war ab Generation sieben zu beobachten. Bedingt durch die Populationsgröße von $p_{GA} = 16$ sowie durch die Anzahl an vorhandenen Rechenkernen von $n_K = 8$ erforderte eine Generation zwei Iterationen zur Berechnung aller Individuen. In der siebten Generation wurde in der ersten und zweiten Iterationsschleife auf bereits durchgeführte Teilsimulationen der ersten Schweißung zurückgegriffen. Hingegen war bei der neunten Generation ein Zeitersparnis in nur einer der beiden Iterationsschleifen zu erkennen.

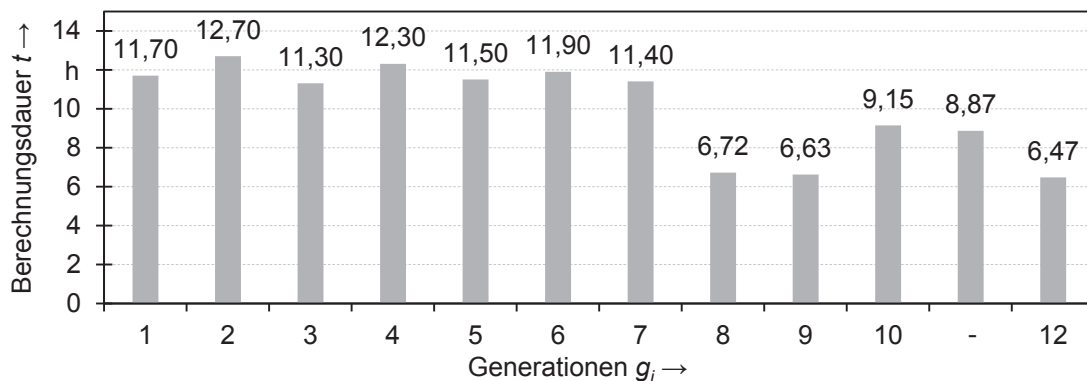


Abbildung 7: Berechnungsdauer einzelner Generationen

In Summe konnten zwölf Generationen und somit etwa 20 % mehr Berechnungen innerhalb der vorgegebenen Zeit durchgeführt werden. Dies stimmt mit der erwarteten Zeitersparnis aus Abbildung 3 gut überein.

5 Zusammenfassung und Ausblick

Das Ziel dieser Arbeit bestand in der Anwendung des genetischen Algorithmus zur Bestimmung von verzugsoptimierten Fertigungsparametern am Beispiel einer Geometrie mit zwei Schweißungen. Zur Reduktion der Simulationsdauer wurde ein Vorgehen erarbeitet, mit welchem bereits durchgeführte Teilsimulationen für nachfolgende Berechnungen wiederverwendet werden konnten. Dadurch ließen sich in derselben Zeit 20 % mehr Simulationen als mit einer konventionellen Vorgehensweise berechnen. Mithilfe mehrerer Optimierungsdurchläufe ließ sich feststellen, dass der genetische Algorithmus den minimalen Bauteilverzug für die gewählte Fitnessfunktion sowie für den betrachteten Versuchsraum zuverlässig vorhersagen kann und eine sehr gute Automatisierbarkeit gegeben ist. In fortführenden Arbeiten soll die Minimierung des Bauteilverzugs an komplexeren Bauteilgeometrien erprobt werden.

6 Danksagung

Die vorliegenden Ergebnisse sind im Rahmen des Forschungsvorhabens ReVeBa („Rechnergestützte Verzugsminimierung beim Laserstrahlschweißen komplexer Bauteilstrukturen“) entstanden. Die Autoren danken der Deutschen Forschungsgemeinschaft (DFG) für die finanzielle Förderung der Arbeiten.

7 Literatur

Belitzki, A., Marder, C., Huissel, A., Zäh, M. F. (2016): „Automated heat source calibration for the numerical simulation of laser beam welded components“, Production Engineering, Bd. 10, Nr. 2, S. 129-136.

Langhorst, M., Deimling, C. v., Zäh, M. F. (2012): „Verzugsminimierung beim Laserstrahlschweißen. Mit kombinierten Berechnungsmethoden schneller zur Genauigkeit“, ZWF Zeitschrift für wirtschaftlichen Fabrikbetrieb, Bd. 107, Nr. 3, S. 127-132.

Liebl, S., Haubold, M. W., Zäh, M. F.: „Laser Welding of AW-5182 with AW-6014 using an adapted Intensity Distribution“, Proceedings of 9th Aluminium Two Thousand World Congress and 5th International Conference on Extrusion and Benchmark, Interall SRL, Florenz, S. 1-11.

Lindgren, L.-E., Häggblad, H. A., McDill, J. M. J., Oddy, A. S. (1997): „Automatic remeshing for three-dimensional finite element simulation of welding“, Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering, Bd. 147, Nr. 3-4, S. 401-409.

Marder, C., Langhorst, M. Dreibati, Os. Sommer, Zäh, M. F. (2013): „Prozessbegleitende dynamische Kompensation des Winkelverzuges und Reduktion der Eigenspannungen beim Laserstrahlschweißen“, In: Hildebrand J. (Hrsg.): Simulationsforum 2013 - Schweißen und Wärmebehandlung, Tagungsband, Weimar, S. 101-110

MSC Marc (2016): „MAR 102 Advanced Course“, Dokumentation, S. 687 ff.

Pohlheim, H. (2013): „Evolutionäre Algorithmen. Verfahren, Operatoren und Hinweise für die Praxis“, Springer, Berlin, Heidelberg.

Schenk, T. (2011): „Modelling of welding distortion. The influence of clamping and sequencing“, Dissertation, TU Delft.

Schulze, G. (2010): „Die Metallurgie des Schweißens. Eisenwerkstoffe - Nichteisenmetallische Werkstoffe“, Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg.

Souloumiac, B., Boitout, F., Bergheau, J. M. (2010): „A new Local-Global Approach for the Modelling of Welded Steel Component Distortions“, In: Cerjak, H. H. et al. (Hrsg.): Mathematical Modelling of weld phenomena 9., Graz, Verlag der Technischen Universität Graz, S. 573-590.

Thater, R., Pittner, A., Rethmeier, M. (2015): „Einsatz der Schweißsimulation zur Verzugsoptimierung an Praxisbauteilen“, In: DVS Congress 2015 (Hrsg.): Große Schweißtechnische Tagung, DVS-Media, Düsseldorf, S. 892-895.

Wohlfahrt, H. (2001): „Simulation der Vorgänge im Schmelzbad beim Laserstrahlschweißen zur Voraussage von Nahtausbildung, Gefüge, Verzug und Schweißseignspannungen“, Abschlussbericht zum Forschungsvorhaben AiF 11.853A/B, Braunschweig.

Zäh, M. F., Lutzmann, S., Schober, A. (2009): „Sensitivität des Bauteilverzugs beim Schweißen in Abhängigkeit verschiedener Einspannbedingungen“, In: Hildebrand, J. (Hrsg.): SYSWELD-Forum 2009, Tagungsband, Weimar, S. 172-177.

Berechnung der Wasserstoffdiffusion in laserstrahlgeschweißten hochfesten Stählen

Frank Schweizer

*Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik IWM, Wöhlerstraße 11, Freiburg i. Br., Germany
E-Mail: frank.schweizer@iwmm.fraunhofer.de*

ZUSAMMENFASSUNG

Wasserstoffbeeinflusste Kaltrisse sind eine der häufigsten Fehlerarten beim Schweißen hochfester Stähle und treten bei kritischen Kombinationen von Härtegefüge, Eigenspannungen und lokalem Wasserstoffgehalt beim Abkühlen oder im bereits erkalteten Bauteil auf. Die Erfassung der einzelnen Einflussfaktoren ist innerhalb der Bauteile messtechnisch nur mit sehr hohem experimentellem Aufwand und im zeitlichen Verlauf während des Schweißens teilweise gar nicht möglich. Jedoch konnten mittels numerischer Schweißsimulationen für reale Laser-schweißversuche, bei denen in die Schweißproben teilweise auch zusätzlicher Wasserstoff eingebracht wurde, die Wasserstoffdiffusion aufgrund von Temperatur-, Gefüge- und Spannungsgradienten untersucht und hierfür charakteristische Werkstoffkennwerte mit Hilfe von experimentellen und numerischen Methoden ermittelt und modelliert werden.

1 Einleitung

Von Wasserstoff beeinflusste Kaltrisse sind eine der häufigsten Schadensursachen beim Schweißen hochfester Stähle [Michailov, Thomas, Wohlfahrt (1996)]. Sie treten vor allem in hoch- und warmfesten niedriglegierten oder Feinkornbaustählen sowohl während der ersten Minuten nach dem Schweißen, als auch mehrere Stunden oder Tage später auf, weshalb man auch von „verzögerter Rissbildung“ spricht. Die häufigsten Orte des Auftretens sind Wurzelrisse, Unternahtrisse und Querrisse in der Wärmeeinflusszone, bei sehr festen Stählen auch im Schweißgut [Michailov, Thomas, Wohlfahrt (1996)].

Für die wasserstoffbeeinflusste Kaltrissbildung ist somit ein Zusammenspiel mehrerer Faktoren notwendig [Alexandrov, 2005]:

- Eine für Versprödung anfällige Mikrostruktur (Härtegefüge),
- eine erhöhte Konzentration von Wasserstoff, welche die Rissbildung unterstützt und
- zur Rissbildung notwendige innere und äußere Spannungen im Bauteil.

Das Auftreten von Kaltrissen wird meist durch Vor-, begleitendes oder Nachwärmen von Bauteilen verhindert, wodurch spröde Gefüge vermieden und die Effusion von Wasserstoff begünstigt werden [Alexandrov, 2005]. Die numerische Simulation kann hier helfen indem bereits in der Entwurfsphase des Bauteils am Computer die Kaltrissgefährdung berechnet und die Gegenmaßnahmen zielgerichtet ausgelegt werden können, um sowohl ein gewünschtes Gefüge, als auch einen akzeptablen Wasserstoffgehalt in allen Bereichen der Schweißnaht zu gewährleisten. Zur Ermittlung der lokalen Wasserstoffkonzentration wurden für drei unterschiedliche Schweißverfahren, die sich durch die Art des Wärmeeintrags unterscheiden, numerische Schweißsimulationen an drei hochfesten Stählen (Wälzlagerstahl, Martensitphasenstahl und Feinkornbaustahl) durchgeführt. Untersucht wurden das Wärmeleitungsschweißen mit geringem Wärmeeintrag sowie das Tiefschweißen mit Faser- und CO₂-Laser.

2 Grundlagen

2.1 Wärmeeintrag beim Laserstrahlschweißen

Die beim Laserstrahlschweißen absorbierte Energie schmelzt die Fügezone lokal auf. Ab sehr hohen Intensitäten von ca. 10^6 W/cm^2 erreicht der Werkstoff seine Verdampfungstemperatur [Rick, 2001]. Das Wärmeleitungsschweißen geht in einen Tiefschweißprozess über, der durch die Bildung einer Dampfkapillare ein tiefes Eindringen der Wärme in den Werkstoff ermöglicht [Kannatey-Asibu, 2009], siehe Abbildung 1.

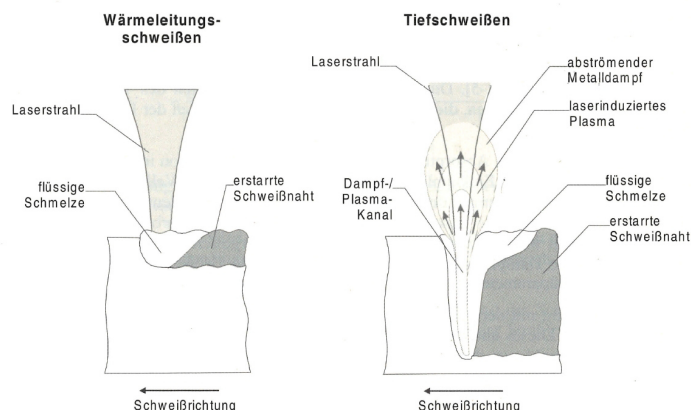


Abbildung 1: Schematische Abbildung des Laserstrahlschweißens [Dilthey, 2000]

Zusätzlich zum Wasserstoffeintrag über Schweißzusatzwerkstoffe und Umgebungsfeuchtigkeit löst sich Wasserstoff, der im Werkstoff fest gebunden ist (siehe Abschnitt 2.3), durch den Wärmeeintrag beim Schweißen wieder aus den sogenannten Wasserstofffallen heraus und diffundiert bevorzugt in spannungsbehaftete Bauteilbereiche, wo er die Kaltrissgefährdung lokal erhöht.

2.2 Wasserstofflöslichkeit

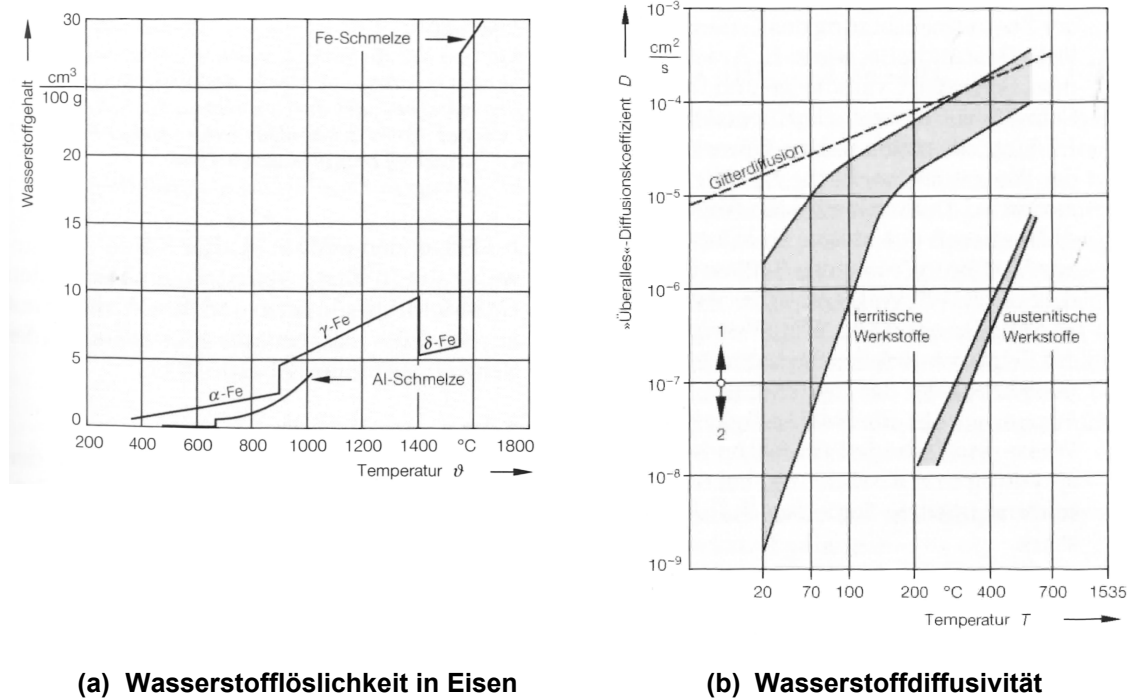
Die Löslichkeit S von Wasserstoff in Stählen folgt dem von Sieverts [Sieverts, 1911] dargestellten Gesetz, nach dem der Wasserstoff an der Metalloberfläche molekular vorliegt und im Metall dissoziiert. Die Konzentration des Wasserstoffs im Bauteil c_H direkt unterhalb der Oberfläche (im Sub-Surface-Layer) ist proportional zur Wurzel des das Bauteil umgebenden Wasserstoff-Partialdrucks p , siehe Gleichung 1 mit dem Verhältnis des Umgebungs- zum Referenzdruck p/p_0 .

$$c_H = S \sqrt{\frac{p}{p_0}} \quad (1)$$

Die Lösungsreaktion von Wasserstoff im Metallgitter ist thermisch aktiviert. Zwischen der Löslichkeit S , der Enthalpie H_S und der Entropie S_S besteht nach [Keller, 2005] der in Gleichung 2 dargestellte Zusammenhang mit der Temperatur T und der universellen Gaskonstante R .

$$S = e^{-\frac{\Delta H_S}{RT}} e^{\frac{\Delta S_S}{R}} \quad (2)$$

Beim Schweißen von Eisenbasiswerkstoffen kommt es zu Sprüngen in der Wasserstofflöslichkeit bei Phasenumwandlungen zwischen kubisch-raumzentriertem und kubisch-flächenzentriertem Metallgitter und beim Phasenübergang fest-flüssig, siehe Abbildung 2.



(a) Wasserstofflöslichkeit in Eisen **(b) Wasserstoffdiffusivität**

Abbildung 2: Werkstoffeigenschaften in Abhängigkeit der Temperatur [Schulze, 2010]

Die Löslichkeit von Wasserstoff in Metallen wird zusätzlich durch elastische mechanische Spannungen beeinflusst. Hydrostatische Zugspannungen σ_H erhöhen die Löslichkeit und Druckspannungen verringern diese, siehe Gleichung 3 [Maroef, Olson, Eberhart, Edwards, 2000], mit der Wasserstoffkonzentration ohne Spannungen c_0 und dem molaren Volumen von Wasserstoff im Metallgitter \overline{V}_M .

$$c_H = c_0 \exp\left(\frac{\sigma_H \overline{V}_M}{RT}\right) \quad (3)$$

2.3 Wasserstoffdiffusion und Wasserstofffallen

Die Diffusion von Wasserstoff erfolgt im Vergleich mit anderen chemischen Elementen wie Kohlenstoff mit hoher Geschwindigkeit [Grabke, Riecke, 2000]. Die Wasserstoffdiffusion $D(T)$ ist ein thermisch aktivierter Prozess und kann durch eine Arrhenius-Gleichung (Gleichung 4) mit der Aktivierungsenergie E_D und einer temperaturunabhängigen Diffusionskonstante D_0 , beschrieben werden.

$$D(T) = D_0 \exp\left(-\frac{E_D}{RT}\right) \quad (4)$$

Die vorliegende Mikrostruktur und Bearbeitungsbedingungen, insbesondere im Zusammenhang mit plastischer Deformation, können den Diffusionskoeffizienten jedoch stark verringern [Grabke,

Riecke, 2000]. Das führt zu der in Abbildung 2b dargestellten Abweichung vom linearen Verlauf der logarithmischen Auftragung bei geringeren Temperaturen in der ferritischen Phase von Eisenbasislegierungen. Die Diffusion von Wasserstoff steht in Wechselwirkung mit sogenannten Wasserstofffallen (englisch: Hydrogen Traps), die als energetisch bevorzugte Stellen den Wasserstoff festhalten. Typische Wasserstofffallen sind Versetzungen, Korngrenzen und Grenzflächen von Ausscheidungen. Der Wasserstoff im Stahl kann somit diffusibel, bei geringer Fallenenergie reversibel und bei hoher Bindungsenergie irreversibel gebunden sein. Bei reiner Betrachtung irreversibler Wasserstofffallen kann die Diffusionsgleichung somit um irreversible Wasserstofffallen ergänzt werden, siehe Gleichung 5 [Turnbull, 1995].

$$\frac{\partial c_H}{\partial t} = \nabla(D\nabla c_H) - N_{irrev} \frac{\partial \theta_{irrev}}{\partial t} \quad (5)$$

Hierbei ist N_{irrev} die Dichte irreversibler Wasserstofffallen und θ_{irrev} deren Besetzungsgrad. Die Geschwindigkeit des Einfangens und Herauslösen von Wasserstoff aus der Wasserstoffalle und die Sättigung können mit der bekannten McNabb&Foster-Gleichung [McNabb, Foster, 1963] beschrieben werden, siehe Gleichung 6.

$$\frac{\partial \theta_{irrev}}{\partial t} = \kappa_{irrev} c_H (1 - \theta_{irrev}) - \rho_{irrev} \theta_{irrev} \quad (6)$$

Hierbei gibt κ die Geschwindigkeit an, mit welcher der Wasserstoff eingefangen und ρ die Geschwindigkeit, mit welcher der Wasserstoff aus der Falle gelöst wird. Die Besetzung der unterschiedlichen Wasserstofffallen ist von deren Bindungsenergie und somit von der Temperatur und der Aufheizrate abhängig. In Abbildung 3 sind beispielhaft die Wahrscheinlichkeiten für die Besetzung einzelner Wasserstofffallen für normale Umgebungsbedingungen berechnet.

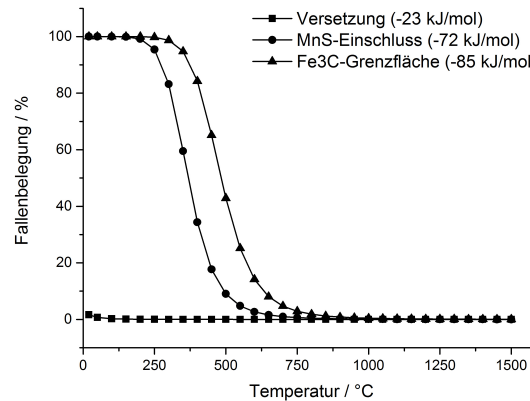


Abbildung 3: Berechnete Besetzungsmöglichkeit für typische Wasserstofffallen in Abhängigkeit von der Temperatur

Für geringe Bindungsenergien (reversible Wasserstofffallen), wie Versetzungen, ergibt sich bei Raumtemperatur eine sehr geringe Besetzungswahrscheinlichkeit. Schon bei geringer Erhöhung der Temperatur wird sich der Wasserstoff aus diesen Fallen lösen. Bei den irreversiblen Wasserstofffallen mit hoher Bindungsenergie ist eine hohe Temperatur zum Herauslösen des Wasserstoffs notwendig.

3 Werkstoffkennwerte für die Simulation

Für die numerische Simulation wurden für alle drei Stähle die thermophysikalischen und thermomechanischen Werkstoffkennwerte, sowie Schweiß-ZTU-Diagramme für laserstrahltypische Aufheizraten und Kennwerte für die Beschreibung der Wasserstoffdiffusion ermittelt.

3.1 Messmethoden und Modellierungsansätze für die Wasserstoffdiffusion

Durch unterschiedliche Prozesse kann bei der Stahlherstellung und -verarbeitung Wasserstoff in den Grundwerkstoff eingebracht werden. Der Gesamt-Wasserstoffgehalt des Grundwerkstoffs wurde durch Aufschmelzen der Probe mittels Trägergas-Heißextraktion gemessen. Zur Ermittlung der Diffusionskoeffizienten und der Wechselwirkung mit Wasserstofffallen wurde die elektrochemische Permeationsmethode nach [Devanathan, Stachursky, 1962] angewandt. Für die Beschreibung der Wechselwirkung mit den Wasserstofffallen wurden die McNabb&Foster-Gleichungen genutzt. Zur Ermittlung von deren Parametern an den einzelnen hochfesten Stählen konnten diese für die Auswertung irreversibler Wasserstofffallen mittels Finite Differenzen Schema wie in [Caskey, Pillinger, 1975] beschrieben diskretisiert und in eine Rechenumgebung zur automatischen Anpassung an die Messung durch die Methode der kleinsten Fehlerquadrate eingebettet werden.

3.2 Ergebnisse

Die drei untersuchten hochfesten Stähle (Wälzlagerstahl, Martensitphasenstahl, Feinkornbaustahl) weisen alle einen sehr geringen Wasserstoffgehalt zwischen 0,5 ppm und 1,0 ppm in den gemessenen Wasserstofflöslichkeiten auf, in Abbildung 4a mit „Lieferzustand“ bezeichnet. In den Permeationsversuchen wird an einer Membran des jeweiligen Stahls auf einer Seite gezielt Wasserstoff erzeugt und auf der anderen Seite dessen Durchtritt durch die Membran detektiert woraus sich in Abhängigkeit der Wasserstofffallen und somit der Diffusionseigenschaften unterschiedliche Permeationskurven ergeben. Abbildung 4 zeigt, dass es eine sehr schnelle Wechselwirkung zwischen diffusiblem und reversibel gebundenem Wasserstoff gibt, wenn im 2. Permeationsdurchgang die irreversiblen Fallen gesättigt sind. Die Beschreibung der Wechselwirkung mit den irreversiblen Wasserstofffallen aus dem 1. Permeationsdurchgang kann mit den McNabb&Foster-Gleichungen beschrieben werden. Die Anwendung des programmierten Finite Differenzen Schemas erlaubt es zudem den Wasserstoffgehalt in einen diffusiblen, reversiblen und irreversiblen Anteil aufzuteilen.

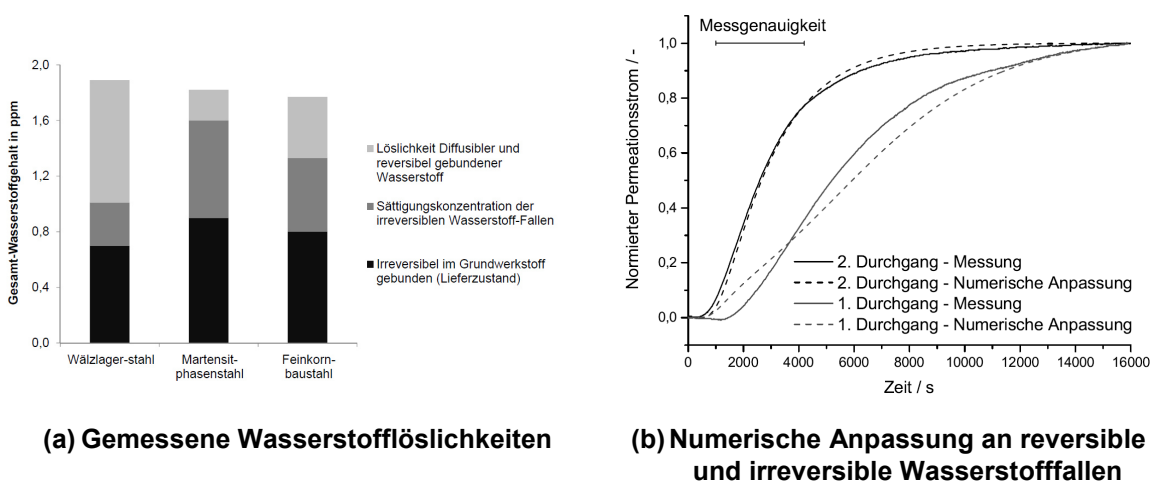
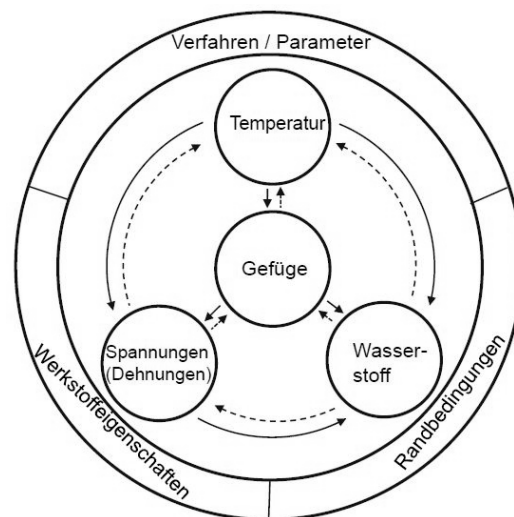


Abbildung 4: Charakterisierte Werkstoffkennwerte für Wasserstofffallen

Die Geschwindigkeitskonstanten für das Einfangen des Wasserstoffs (siehe Gleichung 6) konnte mit der automatischen Anpassung des Modells an die experimentell ermittelten Werte ebenfalls erfasst werden. Dies ist insbesondere für die die Beschreibung von Schweißverfahren wichtig, da durch die Schweißwärme Wasserstoff aus den eigentlich irreversiblen Fallen herausgelöst wird und sowohl wieder diffundieren kann als auch nach Abkühlung in Abhängigkeit der ermittelten Geschwindigkeiten wieder von den Wasserstofffallen eingefangen wird.

4 Numerische Schweißsimulation

Aus Abbildung 5 ergibt sich, dass die Diffusion von Wasserstoff in der Simulation in Abhängigkeit der Temperatur, des Gefüges und der Spannungen beschrieben werden muss. Durch die hohen Gradienten von Temperatur, Mikrostrukturänderung und Spannungsbildung, die alle einen Einfluss auf das chemische Potential haben, ist die modellierte Wasserstoffdiffusion in Schweißnähten ein stark inhomogener Vorgang.



**Abbildung 5: Wechselwirkungen der kaltrisseinflussfaktoren
[Michailov, Thomas, Wohlfahrt, 1996]**

Durch Verwendung eines „Non-uniform Solubility Models“ (Modell zur Beschreibung ungleichmäßiger Löslichkeit) lässt sich Gleichung 5 wie in Gleichung 7 gezeigt mit der Löslichkeit S erweitern:

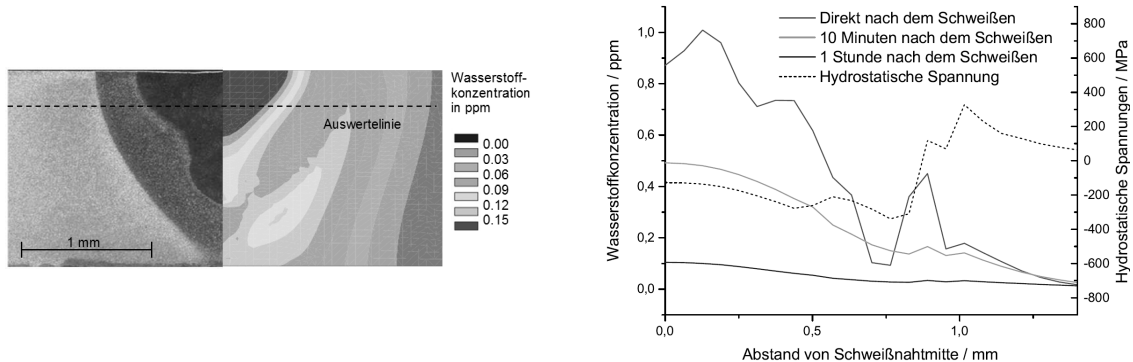
$$\frac{\partial c_H}{\partial t} = \nabla \left(DS \nabla \frac{c_H}{S} \right) - N_{irrev} \frac{\partial \theta_{irrev}}{\partial t} \quad (7)$$

Hierdurch ist es möglich für das gesamte zu betrachtende Bauteil die Löslichkeit bezüglich der Temperatur, der Gefüge und der Spannungen zu beschreiben, was die Simulation der Wasserstoffdiffusion in Schweißnähten ermöglicht.

4.1 Wärmeleitungsschweißen eines hochfesten Wälzlagerstahls

Die schweißtechnische Fragestellung war, ob bei gegebenem sprödem Gefüge eines hochfesten Wälzlagerstahls die Eigenspannungen, der Wasserstoffgehalt oder eine Kombination beider Einflussparameter die Kaltrissbildung bestimmt.

Abbildung 6 (a) zeigt die mit den oben genannten Modellen berechnete Wasserstoffverteilung in der Schweißnaht eine Stunde nach dem Schweißen, Abbildung 6 (b) den Verlauf über die Schweißnaht.



(a) Berechnete Wasserstoffverteilung nach einer Stunde

(b) Berechnete Wasserstoffverteilung und hydrostatische Spannungen (gestrichelte Linie) über der Schweißnaht

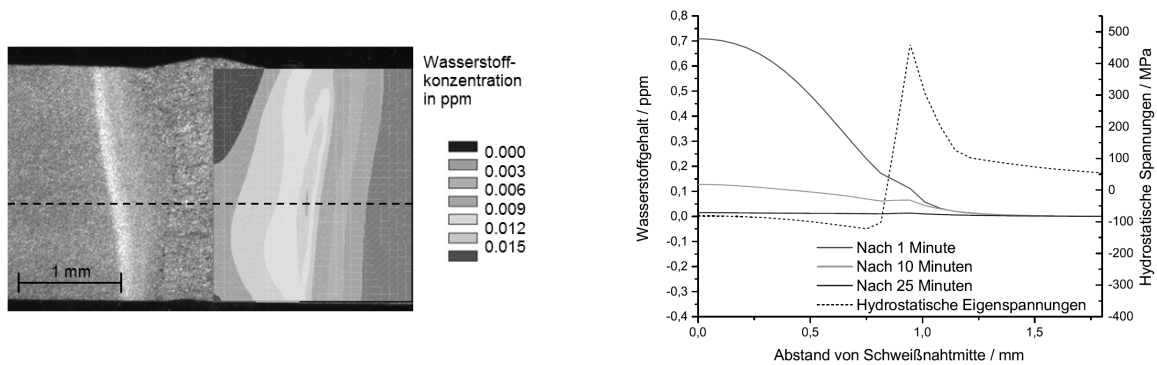
Abbildung 6: Wasserstoffverteilung im Wälzlagerstahl

Der Wasserstoff reichert sich in den Bereichen erhöhter hydrostatischer Zugspannungen an. Im betrachteten Zeitraum von einer Stunde ist durch das Einfangen des Wasserstoffs durch irreversible Wasserstofffallen der diffusive und in reversiblen Wasserstofffallen gebundene Wasserstoffanteil aber insgesamt sehr gering. Innerhalb der ersten Minuten sind somit die Zugspannungsbelasteten Bereiche rissanfällig.

4.2 Tiefschweißen eines hochfesten Martensitphasenstahls

Die schweißtechnische Fragestellung war, ob durch das Schweißen im zeitlichen Verlauf die für Rissbildung hohen notwendigen Wasserstoffgehalte von 4,0 ppm (Literaturwerte für diesen Werkstoff) in einzelnen Bereichen der Schweißnaht auftreten können.

Abbildung 7 zeigt, dass sich ein erhöhter Anteil an Wasserstoff im Schweißgut befindet, wo er durch die hohen erreichten Temperaturen komplett aus den Wasserstofffallen gelöst wurde. Insgesamt ist der diffusive und reversible Wasserstoffgehalt aber bereits 25 Minuten nach dem Schweißen durch das Einfangen in irreversiblen Wasserstofffallen auch in spannungsbehafteten Bauteilbereichen sehr gering und erreicht zu keiner Zeit den kritischen Gehalt von 4,0 ppm.



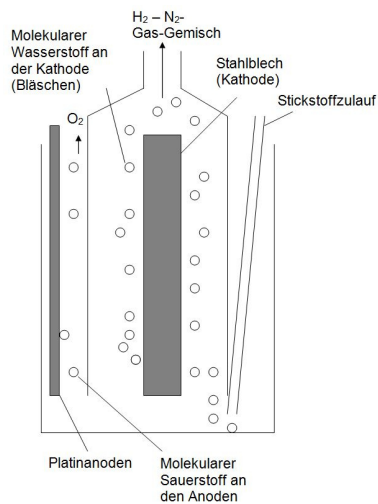
(a) Berechnete Wasserstoffverteilung nach 25 Minuten

(b) Berechnete Wasserstoffverteilung und hydrostatische Spannungen (gestrichelte Linie) über der Schweißnaht

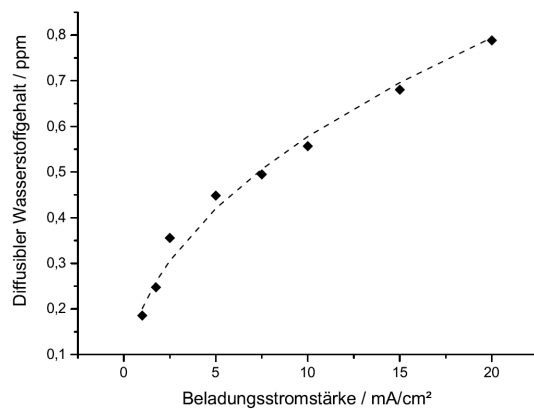
Abbildung 7: Wasserstoffverteilung im Martensitphasenstahl

4.3 Tiefschweißen eines hochfesten Feinkornbaustahls mit zusätzlicher Wasserstoffbeladung

Die schweißtechnische Fragestellung war, ob der Feinkornbaustahl bei unterschiedlichen Wasserstoffgehalten und zusätzlicher hoher mechanischer Belastung zu Rissbildung neigt. Bauteilproben wurden vor dem Schweißen elektrochemisch mit Wasserstoff beladen. Die Höhe der Wasserstoffbeladung wurde durch verschiedene Beladungsstromdichten eingestellt, siehe Abbildung 8 (b). Abbildung 8 (a) zeigt schematisch den Versuchsaufbau der großen Stahlproben.



(a) Versuchsaufbau zur elektrochemischen Beladung von Schweißproben



(b) Gemessener diffusibler Wasserstoffgehalt bei Erhöhung des Beladungsstroms

Abbildung 8: Gezielte Wasserstoffbeladung des Feinkornbaustahls

In Abbildung 9 sind die Wasserstoffverteilung und die hydrostatischen Spannungen über der Schweißnaht dargestellt. Es zeigt sich, dass die erhöhten Zugspannungen in der Wärmeeinflusszone im zeitlichen Verlauf durch die Diffusion von Wasserstoff in diese Gebiete einen hohen Einfluss auf die lokale Wasserstoffkonzentration haben.

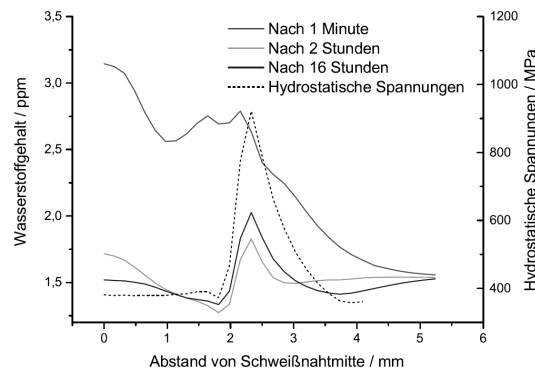


Abbildung 9: Berechnete Wasserstoffverteilung und hydrostatische Spannungen im Feinkornbaustahl

Im gesamten betrachteten Bereich bleiben hohe diffusible und reversible Wasserstoffkonzentrationen auch nach der langen Wartezeit bestehen, da die Wasserstofffallen durch den zusätzlichen Wasserstoff bereits gesättigt sind. Die Zonen hoher Schweißzugspannungen in der Schweißnaht sind somit auch für längere Zeiträume einer erhöhten Kaltrissgefährdung ausgesetzt.

5 Zusammenfassung

Um die Kaltrissbildung in Schweißnähten zu berechnen ist die Berechnung der Wasserstoffdiffusion notwendig. Um diese Wasserstoffdiffusion hinreichend darzustellen müssen Werkstoffeigenschaften zur Löslichkeit, zur Diffusion und zur Wechselwirkung mit Wasserstofffallen möglichst zonenspezifisch experimentell ermittelt werden. Die Einflüsse von Temperatur, Gefüge und Spannungen werden in vorhergehenden Simulationsschritten berechnet, wofür an das Laserstrahlschweißen angepasste Werkstoffeigenschaften experimentell ermittelt werden müssen. Durch die Möglichkeit, Wasserstofffallen in die Berechnungen einzubeziehen, konnte gezeigt werden, dass die kinetische Konstante, welche die Geschwindigkeit der Wasserstoffaufnahme durch die irreversiblen Wasserstofffallen beschreibt, eine bestimmende Größe für lokale Wasserstoffkonzentrationen ist. In den Berechnungen unterschiedlicher Schweißverfahren an verschiedenen hochfesten Stählen zeigt sich, dass für das Laserstrahlschweißen die Gefügeentwicklung keine relevante Größe für die lokale Wasserstoffkonzentration darstellt. Der Einfluss von Eigenspannungen ist nur bei hohen Wasserstoffgehalten relevant. Durch die Kenntnis von Temperatur- und Spannungsfeldern, der Gefügeentwicklung und der lokalen Wasserstoffkonzentration wird eine schweißtechnische Bewertung von Schweißverbindungen ermöglicht. Mit der numerischen Schweißsimulation können so Vor-, begleitende und Nachwärmprozeduren genau angepasst werden. Durch die getrennte Betrachtung von Gefüge, Spannungen und Wasserstoffkonzentration ist es zusätzlich zu schweißtechnischen Kaltrissversuchen möglich die Haupteinflüsse für aufgetretene Kaltrisse zu ermitteln. Die Nutzung experimentell ermittelter Kaltrisskriterien ermöglicht es zudem, schon in der Entwurfsphase am Computer für gesamte Bauteile die lokale Kaltrissgefahr abzuschätzen und Abhilfemaßnahmen zu überprüfen.

6 Literatur

Alexandrov, B.T. (2005): „Hydrogen behaviour in welded joints and evaluation of its role for cold cracking – Part One: State of the problem“, *Mathematical Modelling of Weld Phenomena*, Vol. 7, pp. 781-804

Bailey, N. (1993): „Welding steels without hydrogen cracking“, Woodhead Publishing

Caskey, G.R., Pillinger, W.L. (1975): „Effect of trapping on Hydrogen Permeation“, *Metallurgical Transactions A*, Vol. 6, pp. 47-476

Devanathan, M.A.V., Stachursky, Z. (1962): „The adsorption and diffusion of electrolytic hydrogen in palladium“, *Proceedings of the Royal Society, Series A*, Vol. 270, pp. 90-102

Dilthey, U. (2000): „Laserstrahlschweißen – Prozesse, Werkstoffe, Fertigung und Prüfung“, DVS-Verlag, Düsseldorf

Dilthey, U. (2007): „Schweißtechnische Fertigungsverfahren 2: Verhalten der Werkstoffe beim Schweißen“, Springer-Verlag

Grabke, H.J., Riecke, E. (2000): „Absorption and diffusion of hydrogen in steels“, *Materiali in Tehnologije*, Vol. 34, No. 6, pp.331-342

Kannatey-Asibu Jr., E. (2009): „Principles of laser materials processing“, Vol. 4, John Wiley and Sons

Keller, Th. (2005): „Verhalten von Wasserstoff in Titanlegierungen: Absorption, Diffusion und Phasenumwandlungen“, Dissertation, Technische Universität Darmstadt

Maroef, I., Olson, D.L., Eberhart, M., Edwards, G.R. (2002): „Hydrogen trapping in ferritic steel weld metal“, *International Materials Reviews*, Vol. 47, No. 4, pp. 191-223

McNabb, A., Foster, P. (1963): „A New Analysis of the Diffusion of Hydrogen in Iron and Ferritic Steels“, *Transactions of the metallurgical society of AIME*, Vol. 227, pp. 618-627

Michailov, V. and Thomas, K. and Wohlfahrt, H. (1996): „Der Wasserstoff als maßgebliche Einflussgröße für die Kaltrissneigung von Stählen beim Schweißen“, *DVS-Berichte*, Vol. 176, pp. 30-34

Rick, F. (2001): „Simulationsgestützte Gestaltung von Produkt und Prozess am Beispiel Laserstrahlschweißen“, Dissertation, Technische Universität München

Schulze, G. (2010): „Die Metallurgie des Schweißens“, Springer Science & Business

Sieverts, A. (1911): „Die Löslichkeit von Wasserstoff in Kupfer, Eisen und Nickel“, *Zeitschrift für physikalische Chemie*, Vol. 77, pp. 591-613

Turnbull, A. (1995): „Factors Affecting the Reliability of Hydrogen Permeation Measurements“, *Materials Science Forum*, Vol. 192, pp. 63-78

Entwicklung eines Vorgehens zur Prognose der Restlebensdauer von reparaturgeschweißten Bauteilen

Jan Föhrenbach, Majid Farajian, Dieter Siegele

Institut für Werkstoffmechanik IWM, Freiburg

Abstract

Ein bedeutender Anteil der Tragstrukturen im Industrie- und Anlagenbau in Deutschland ist in Stahlbauweise ausgeführt. Betriebsbeanspruchungen, die während der Nutzungsdauer dieser Konstruktionen auftreten, können zur Werkstoffermüdung mit anschließender Rissinitiierung, Risserweiterung und sogar Bruch und damit zu einer begrenzten Lebensdauer führen [1-3]. Der deutschen Volkswirtschaft entstehen durch die erforderlichen Instandhaltungs- und Sanierungsmaßnahmen hohe und stetig zunehmende Kosten. Als Folge der fehlenden Richtlinien zur Durchführung von Reparaturschweißungen kann auch die dadurch erreichte Lebensdauererlängerung nicht quantifiziert werden und daher ist der Nutzen einer Reparaturschweißung nur schwer abzuschätzen. Im Rahmen eines laufenden Forschungsprojekts wird daher ein Vorgehen zur Restlebensdauerabschätzung nach dem Reparatur-schweißprozess entwickelt. Dieses Vorgehen stützt sich dabei im Gegensatz zu rein experimenteller Quantifizierung [4] des Effektes auf die Finite Elemente (FE) Simulation der Erstschweißung und der anschließenden Reparaturprozesse sowie die Auswertung des FE-Postprocessing anhand geeigneter schädigungsmechanischer Konzepte und wird anhand von experimenteller Ermüdungsversuche validiert. Da dieses Vorgehen eine exakte Beschreibung des Werkstoffzustandes (Eigenspannungen) nach dem Schweißen erfordert, wird vor den Berechnungen das Verfestigungsverhalten der zu behandelten Werkstoffe S235 und S960 charakterisiert und die Simulationsergebnisse mit experimentellen Eigenspannungsmessungen abgeglichen.

In dieser Arbeit werden die Entstehungsmechanismen von Eigenspannungen in mehrlagig geschweißten Verbindungen aus Stahl numerisch beschreibt und die Schädigungswirkung von Schweißesigenspannungen auf die Restlebensdauer in standgesetzter Bauteilen quantitativ abgeschätzt.

References

- [1] BMVBS: Bericht über die Qualität, Dauerhaftigkeit und Sicherheit von Spannbe-tonbrücken. Vorlage an den Ausschuss für Verkehr, Bau und Stadtentwicklung des Deutschen Bundestages, Berlin, 2006.
- [2] Neumann, T., Haardt, P.: Intelligent Bridges - Adaptive Systems for Information and Holistic Evaluation in Real Time. Proceedings of the Sixth International Conference on Bridge Maintenance, Safety and Management, Stresa, Italy, 8-12 July, 2012.
- [3] Ummenhofer, T., Weidner, P., Mehdiانpour, M.: Forschungsprojekt FOSTA P864: Fertigungs- und Instandhaltungsoptimierung bei Tragstrukturen von Offshore-Windenergieanlagen, laufendes Forschungsprojekt. 2011-2015.
- [4] Pasternak H., Chwastek A.: Zur Entwicklung eines Bemessungskonzeptes für die Lebensdauer von Reparaturschweißungen. Teil 1 - Stand der Technik und Versuche. Bauingenieur 90 (2015), 47-54.

Creep-behavior of welded structures

Knoedel Peter¹, Gkatzogiannis Stefanos² and Ummenhofer Thomas³

KIT Steel & Lightweight Structures, Otto-Ammann-Platz 1, Karlsruhe, Germany

¹ *peter.knoedel@kit.edu*

² *stefanos.gkatzogiannis@kit.edu*

³ *thomas.ummenhofer@kit.edu*

ABSTRACT

A series of creep simulations was carried out for Japanese SM50A steel equivalent to European S355 steel and for AISI 316 steel equivalent to European EN 1.4401 steel. Short-time and long-time creep were modelled, studying in this way creep evolution during short-time events like fire or long-time operation in elevated temperatures, like in the case of pressure vessels. Different boundary conditions and applied loading levels were applied. After weld simulations the welding residual stress profiles were used as input for the creep simulations in order to study the effect of the tensile residual stresses on the creep behavior of the investigated steels. It was proved that the residual stresses can have a significant effect on the evolution of creep strains and should be encountered during the creep design phase of steel structures.

1 Introduction

Creep regarding steel structures is seldom a subject of interest under normal operating conditions in civil engineering. At room temperature there is practically no danger regarding failure from creep. Unfortunately, at higher temperatures a steel structure can fail under loads even significantly lower than the yield limit and even after thousands of operating hours. Creep effects can be studied either for short-time creep, effecting the fire resistance of normal steel grades, or for long-time creep, for special operations' structures like pressure vessels. Experimental results for creep behavior of different steel grades can be found in literature in significant amount. Nevertheless, these results are usually not taking into consideration structural irregularities such as plasticity, distortions and residual stresses (RS) caused by welding. The influence of the welding shrinkage on the creep behavior of steel structures should be examined as it could accelerate the creep strains. This effect could be studied by testing welded components, but this option is costly, especially due to the operating periods and temperatures. An alternative method would be a sequential simulation of welding residuals stresses and creep strains. Calculation of welding residual stresses is a field on which a lot of effort has been made in the last decades and still evolves as the complexity of the subject is remarkable. Nevertheless, state of the art methods have been established and are applied in the current paper. Finite element simulation of creep on the other hand is a less exploited field and according to the authors' knowledge, no previous work has been done until today, taking into consideration both of the aforementioned effects. The current study is investigating a simple geometry (single butt-welding), taking into consideration the welding residual stresses and examining both types of materials, usual structural (short-time creep) and creep-resistance steel grades (long-time creep). Aim of current work is to clarify, if the welding residual stresses should be taken into consideration when designing a structure against creep.

2 Theoretical Background

2.1 Simulation of welding residual stresses

The simulation of welding involves a number of different subjects which have to be modelled, so that all effects of the process can be caught with adequate preciseness. Over the last decades, a number of different models have been proposed for the different fields, from which the FE analyst can choose, depending on the focus point and the required preciseness of each study case [Lindgren, 2007]. The weld simulation consists of a coupled thermal transient - static structural analysis, in which three fields of phenomena are covered. The thermal, wherein the movement of the heat source, the heat input and the heat flow are simulated, the microstructural, wherein microstructural transformations caused by the thermal cycles and influencing the mechanical behavior of the component are modelled, and the structural where the residual stresses are calculated based on the previous fields [Lindgren, 2007]. For modelling the heat source the widely applied model proposed by Goldak [Goldak, Chakravarti and Bibby, 1984] is considered to be state of the art, and is also used in the current work. Appropriate weld metal arc efficiency values are found in [DuPont, 1995]. The equations governing the thermal part solution along with

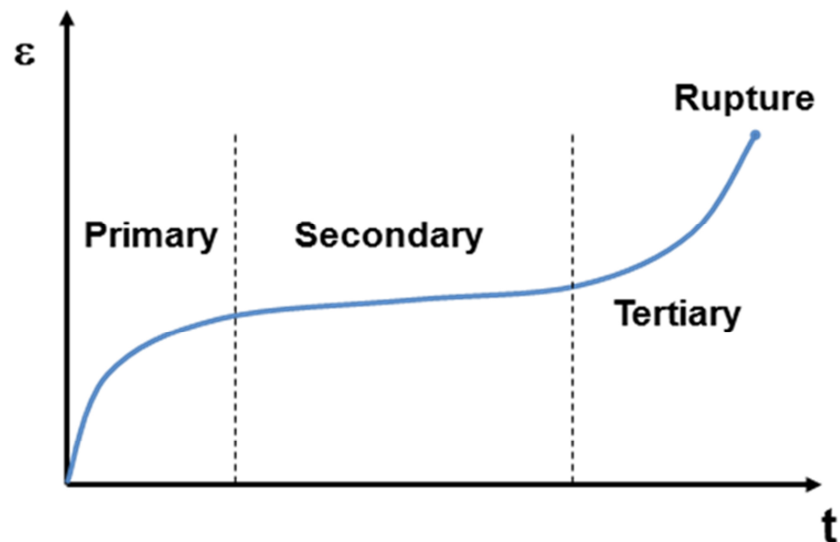


Figure 1: Phases of creep deformation – steady stress and temperature assumed

the straightforward method used for microstructural behavior modelling, are described and validated in [Knoedel, Gkatzogiannis and Ummenhofer T., 2016 b] for Swedish steel HT36 and expanded for steel S355 and aluminum grades EN AW 6060 and EN AW 5754 in [Knoedel, Gkatzogiannis and Ummenhofer, 2016 a]. Commercial Finite Element ANSYS version 16.2 is used for the current analysis [ANSYS, 2015].

2.2 Simulation of creep

The creep phenomenon is a rate-dependent plastic material behaviour (Viscoplasticity), which exhibits increasing strains under constant stress and temperature, at temperature levels usually higher than 50% of the recrystallization temperature (700°C - 800°C depending on steel grade). The creep strain accumulation is divided into three parts primary, secondary and tertiary which leads to rupture (see Figure 1). The simulation of creep is based on the solution of equations, describing the creep strain or creep strain rate as a function of time, stress and temperature. Several models exist, either for implicit or explicit creep [ANSYS, 2015], each one describing one or more of the creep stages. The Combined Time Hardening Model (1), which is provided by ANSYS material model library can calculate creep strains regarding primary and secondary creep is applied in the current study.

$$\varepsilon_{cr} = C_1 \sigma^{c_2} t^{C_3+1} e^{-C_4/T} / (C_3 + 1) + C_5 \sigma^{c_6} t e^{-C_7/T} \quad (1)$$

where ε_{cr} is creep strain, σ is stress, t is time and T is temperature. C_1 to C_7 are coefficients with no direct physical meaning, but are used for fitting the equation 1 to experimental data. For the current work, C_1 to C_7 were calculated through a non-linear regression procedure using the respective experimental data for each investigated material.

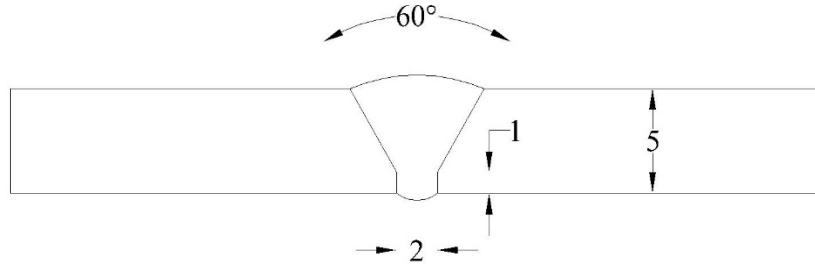


Figure 2: Investigated weld section – dimensions are in [mm]

3 Creep analysis of a but-weld

A single-pass butt-weld was examined in the current work. The weld section is depicted in Figure 2 and the welded plate geometry in Figure 3. Two different steels were investigated, normal structural steel S355 (according to EN 1025) and AISI 316 (creep-resistant steel equivalent to 1.4406 according to DIN EN 10088-3). Data for the short-time creep behavior of S355 were found in [Kodur and Dwaikat, 2010] (Japanese steel SM50A equivalent to S355 steel) and for the long time behavior of AISI 316 in [Rieth et al, 2004]. The provided experimental data are displayed respectively in Figures 4 and 5, along with the predicted creep strains after the fitting of the model to the experimental dataset. In the first case, as the fire resistance of structural steels was under investigation, a loading transverse to the weld was applied (Figure 7 – LC1). In the second case in order to simulate the stress state applied on the walls of a pressure vessel LC2 from Figure 7 was applied. Two sets of boundary conditions were tested as they are presented in Figure 8. Double symmetry conditions were applied to reduce calculation time (one regarding the symmetry adjacent to the weld line and one on the middle of the plate due to the weld sequence, see Figure 8). In the case of S355 equivalent steel different loading levels were applied and for both materials conditions with and without consideration of welding residual stresses were investigated. All simulations were carried out at a temperature of 550°C which is a usual operating temperature for pressure vessels and is also met in parts of buildings under fire conditions. The

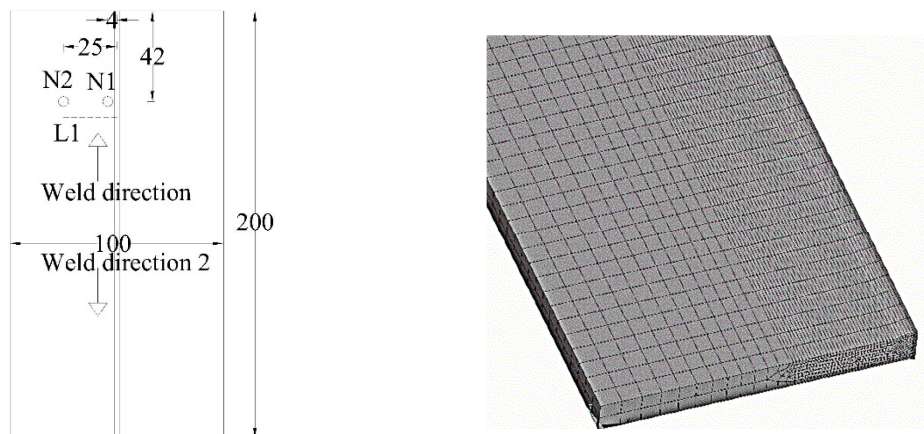


Figure 3: Left: The investigated plate - dimensions in [mm] – L1 and node N3426 – Right: The applied mesh

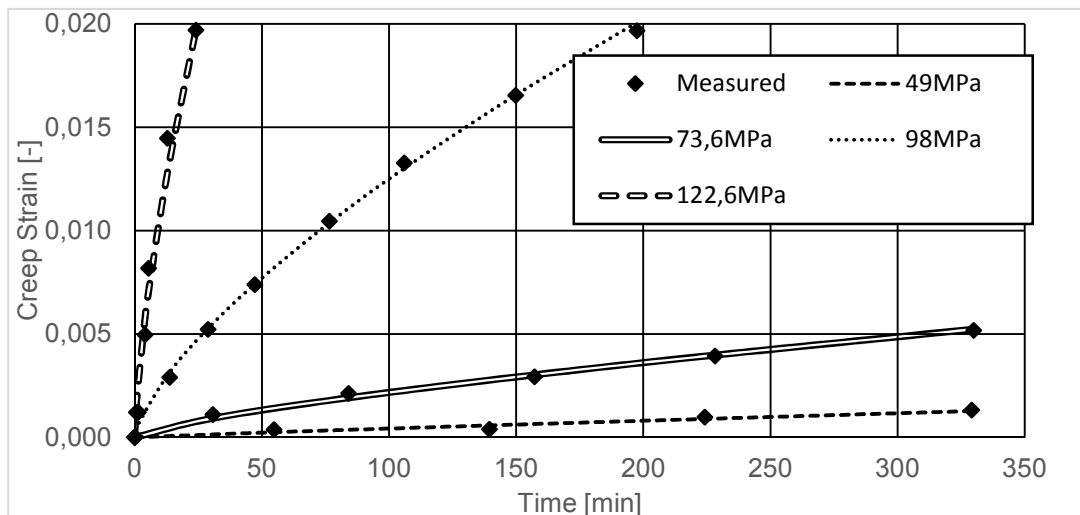


Figure 4: Creep data for S355 equivalent Japanese steel SM50A at temperature 550°C, measured creep strains (black dots) [Kodur and Dwaikat, 2010] and predicted with the Combined Time Hardening Model (curves, present study)

temperature of the analysis was selected based on the available experimental data. All examined cases are presented in Table 1. Appropriate mesh density was selected based on convergence studies during the weld simulation part, to ensure mesh independent results. Minimum mesh density in the heat affected and the weld zone was 0,255 mm. 3D solid elements solid70 were used for the thermal part of the weld simulation and 3D solid elements solid185 for the mechanical part of the weld simulation and the creep analysis. It should be noted at this point, that the model size was chosen to be rather small, in order to reduce the calculation time. The residual stress field can differ for larger models, a difference which will be taken into account in future studies, planned for larger components [Ummerhofer and Landendorf, 2016].

3.1 Fitting of experimental data

A non-linear regression fitting procedure was carried out in the statistic toolbox of the numeric software MATLAB [Matlab, 2015], in order to calculate the coefficients of the Time Hardening model. The model can be depicted as a surface on a 3D system defined by the independent variables time and stress and the dependent variable strain (see Figure 6). In both cases fitting of high quality was met and the preciseness of the model was more than adequate for the needs of current analysis. The resulting curves after fitting procedure for the stress levels of the experiments are presented in Figures 4 and 5 along with the experimental data with good agreement

3.2 Weld simulation

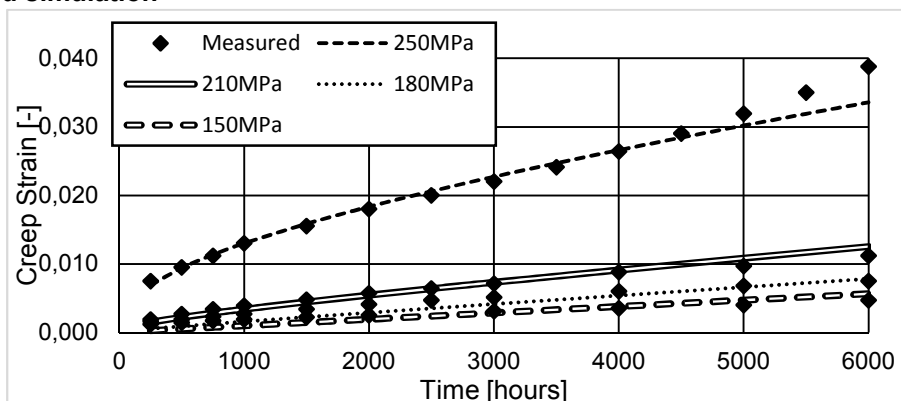


Figure 5: Creep data for AISI 316 at temperature 550°C, measured creep strains (black dots) [Rieth et al, 2004] and predicted with the Combined Time Hardening model (curves, present study)

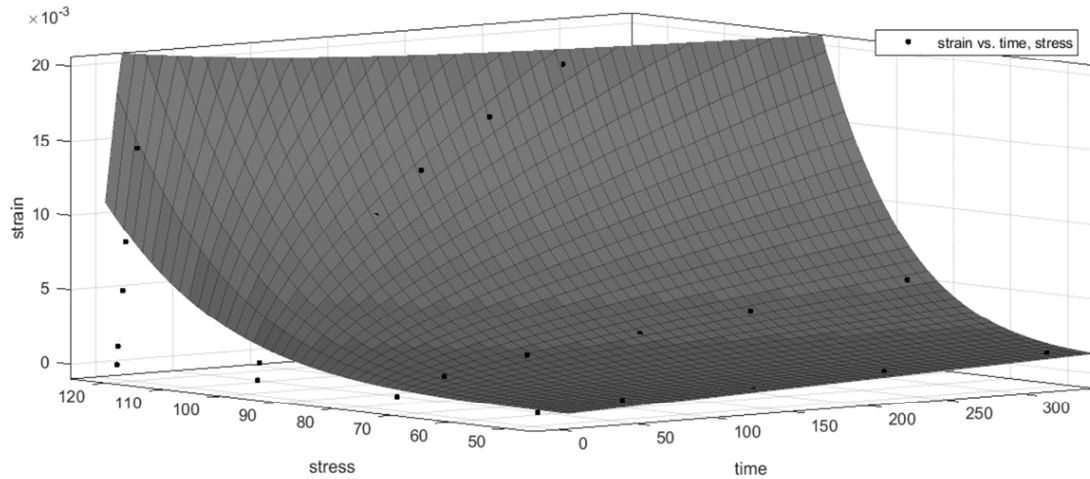


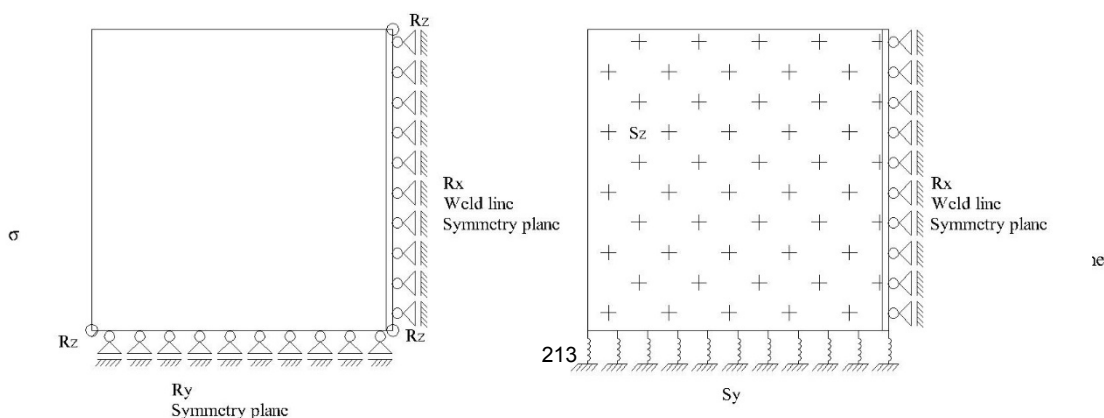
Figure 6: Fitted surface (current study) of experimental data for Japanese steel SM50A [Kodur and Dwaikat, 2010], stress in MPa, time in minutes

Figure 8: Applied boundary conditions. Left: BC1 restrained DOFs, Rx at the symmetry plate (weld center), Rz at three corners and Ry on the side (begin of the two welding steps) – Right: restrained DOF Rx at the symmetry plate, and springs Sz at Z direction on the bottom of the plate and Sy on the Y direction on the side

Weld simulation was carried in the respective study-cases in order to calculate the welding residual stress field, which would be used as input for the creep simulation. In both cases the same welding procedure specifications were assumed, based on data found from industrial application in practice. The weld heat source velocity was assumed 10 mm/s (60 cm/min) and the current and voltage of the metal arc 270 A and 30 V respectively. A weld heat source coefficient of 0.85 was applied and as a result of the above, the heat input was 8.43 kJ/cm. Temperature dependent material parameters of S355 and AISI 316 were found in [Loose, 2008] and [Kyriakongonas, 2009] respectively. The plate was assumed to be welded, in two steps beginning from the middle to the outer sides, a tactic common in practice. Phase changes during welding had to be neglected in the case of S355 as they have caused unsolvable numerical difficulties, when combined with creep material properties. This effect is planned to be taken into consideration in subsequent studies.

3.3 Loading cases and boundary conditions

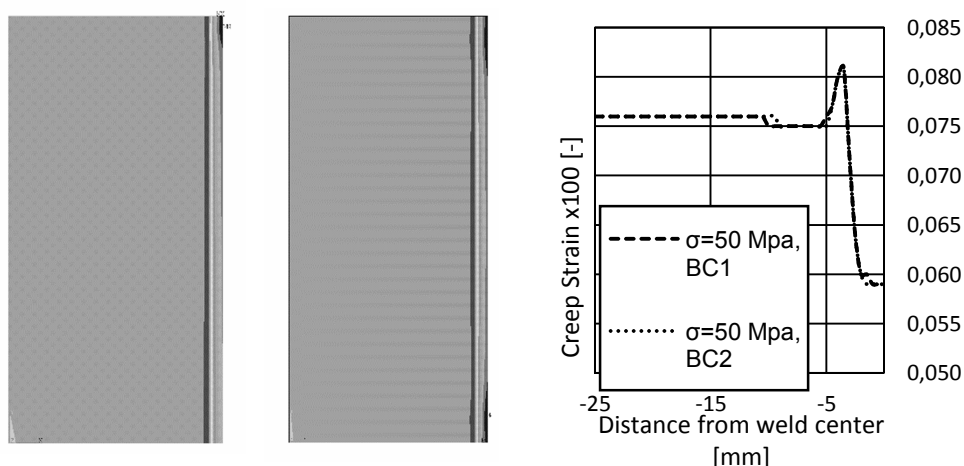
Two different sets of boundary conditions, BC1 and BC2, as they are presented in Figure 8 were tested, in order to eliminate the influence of the boundary conditions on creep simulation. After thorough discussion between the authors, these two restraint systems were proposed in order to minimize or eliminate influence of the boundary conditions, either during welding or during the creep simulation. From the authors' experience [Knoedel, Gkatzogiannis and Ummenhofer, 2016 b], boundary conditions seem to have a significant effect on the calculated welding residual stresses. This effect for the welding simulation part was studied by the authors and will be presented in [Gkatzogiannis, Knoedel, and Ummenhofer, 2017]. In the current study the effect of the two proposed systems on creep simulation was analyzed and both seem to have a homogenous distribution of stresses in the specimen with minimized irregularities caused by the applied boundary conditions (Figure 8). Moreover the evolution of creep strains was examined on the middle of the plate along line L adjacent to the weld centerline (Figure 3), in order to avoid local singularities caused by the boundary conditions. As both proposed restraint systems produced



almost identical results, for the cases where residual stresses were considered, only BC1 was applied. The applied loading combinations, regarding the different study cases are presented in Figure 7. The first one was a simple tensile load of a butt-weld to investigate the effects of short time creep for normal structural steels, while the second one was a simplification of the loading situation met in the walls of a cylindrical pressure vessel. Steel S355 was studied for different levels of loading σ , and in both cases the influence of considering or not the welding residual stresses was analyzed.

Creep	σ [MPa]	Welding RS	Creep Time	Loading Case	BC
Fire	50	-	180 min	LC1	BC1
Fire	50	-	180 min	LC1	BC2
Fire	75	-	180 min	LC1	BC1
Fire	100	-	180 min	LC1	BC1
Fire	130	-	180 min	LC1	BC1
Fire	100	√	180 min	LC1	BC1
Pressure Vessel	100	-	2000 h	LC2	BC1
Pressure Vessel	100	√	2000 h	LC2	BC2

Table 1: Investigated Cases



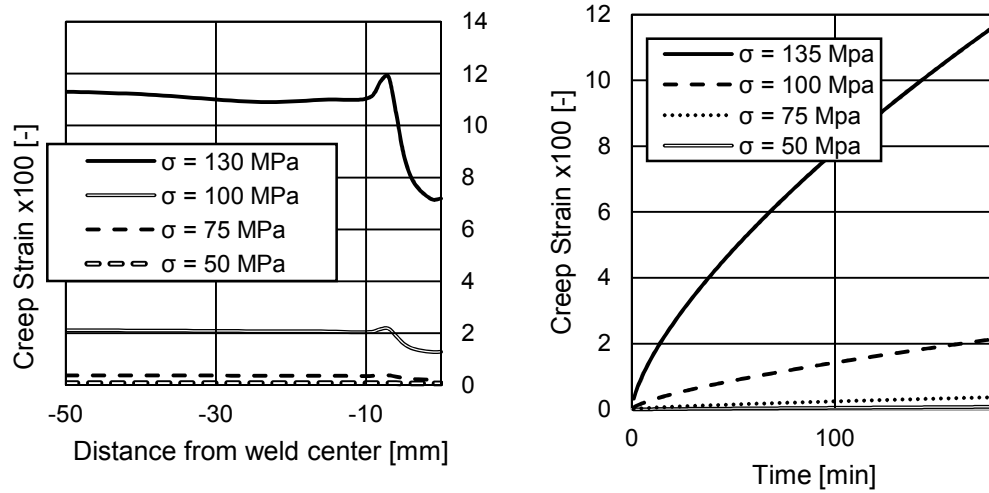


Figure 9: Left: Contour plot of Von-Mises stresses for BC1, LC1 $\sigma=50$ MPa - Middle: Contour plot of Von-Mises stresses for BC2, LC1 $\sigma=50$ MPa – Right: Creep strains profile on the top of the plate, adjacent to the weld centerline for different levels of loading after 180 min at 550°C, BC1 and LC1 – no RS considered

Figure 11: Left: Creep strains profile on the top of the plate, adjacent to the weld centerline for different levels of σ after 180 min at 550°C – no RS considered / Right: Time-History evolution of the creep strain on the top of the plate at node N1 (middle of the

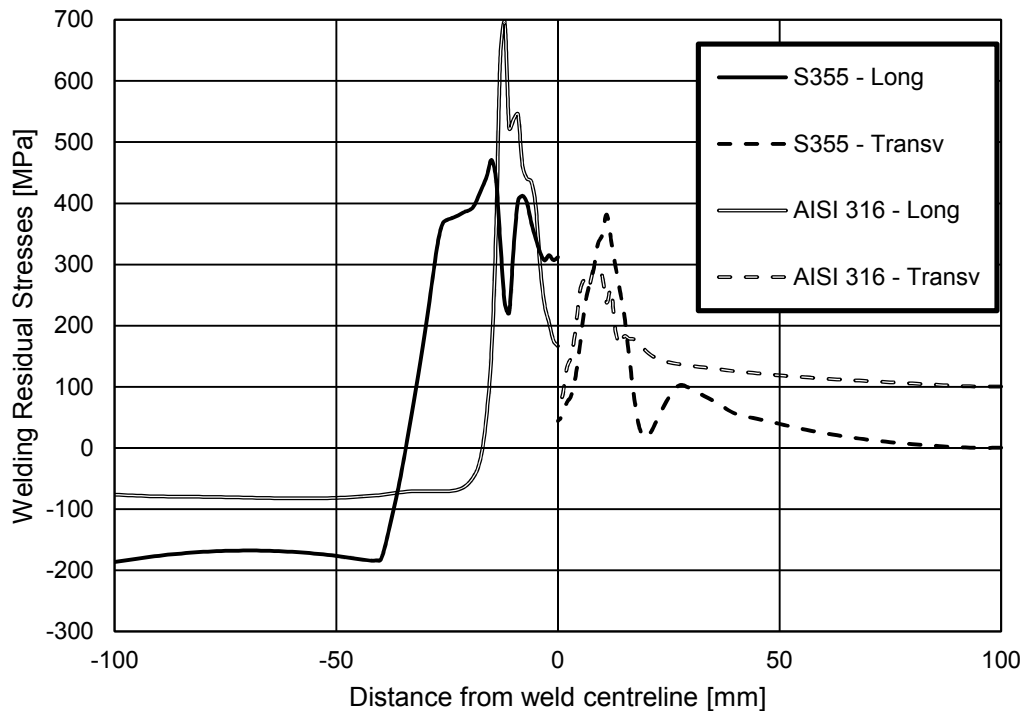


Figure 10: The welding residual stresses on the upper surface of the plate on the center of plate, BC1 for both steels

weld toe) for different loading levels and for the first 180 min / BC1 and LC1 in both cases

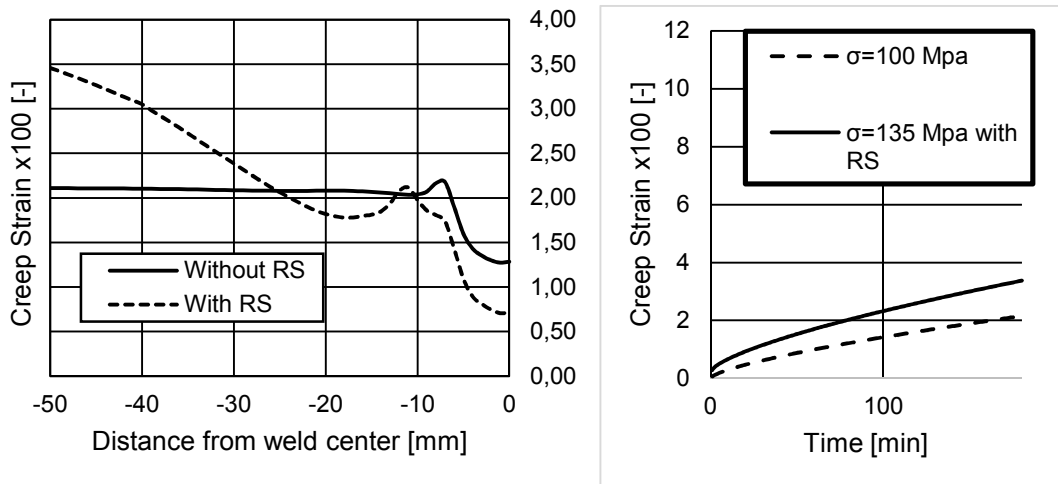


Figure 12: S355 Left: Influence of the RS on the final creep strains profile on the top of the plate, adjacent to the weld centerline after 180 minutes at 550°C / Right: Influence of the RS on the evolution of the creep strain on the top of the plate at node N2 (middle of the weld toe) at the first 180 minutes in higher temperature exposure / BC1 and LC2 in both cases

4 Results and discussion

Creep strain on the upper surface of the plate along line L was used as criterion for comparison of the different study cases. In cases of LC1 the creep strains and stresses parallel to line L were used, while for LC2 the equivalent stresses and creep strains. Moreover the evolution of creep in the creep time on the Node N1 was observed

In Figure 9 the resulting stresses and creeps strains for the two proposed BC systems are presented for creep analysis only (no RS considered) and for LC1 and $\sigma = 50$ MPa. Practically, both restraint systems produced the same profile of stresses (same greyscale colors in Figure 9 left and middle show same stress levels, in both cases minimum Von-Mises stress was 21 MPa and maximum 56 MPa) and therefore creep strains and as a result only BC1 was applied in the following analyses, as BC2 created numerical instability in the weld simulation part, the overcoming of which exceeds the framework of the current analysis but will be analyzed in future work. Nevertheless, as already mentioned the influence of the boundary conditions on the creep behavior was eliminated.

Next step, was to study the influence of different loading levels on the creep behavior of the steel joints. Triggering point for this study was the observation in the experimental data that after a certain stress level, which approaches the temperature-reduced yield limit of the investigated material, a sudden increase of creep strain rate is met (see Figure 4, S355 $Y_s^{550^\circ\text{C}} \approx 550$ MPa). Indeed as it was observed by the results presented in Figure 11 for S355, the increase in the creep strain rate is highly non-linear dependent to the increase of the applied stress. An increase of 30% of applied load from 100 MPa to 130 MPa can result in an increase of the resulted creep strain up to 600%. Although the profile of the creep strain after the end of the analysis is qualitatively same but shifted up, in right part of Figure 11 the change in the creep strain rate is obvious.

Finally the influence of the residual stresses on the evolution of creep strains was examined. The produced creep strains with and without consideration of the RS were compared and are presented in Figures 12 and 13. The influence of the RS is clear as, apart from the higher maximum

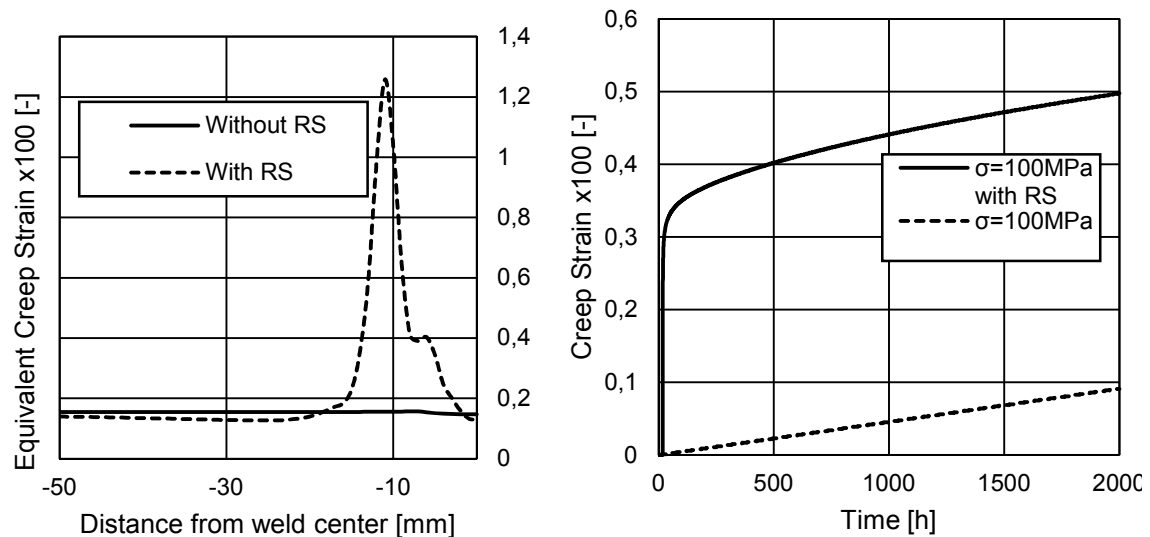


Figure 13: AISI 316 Left: Influence of the RS on the final creep strains profile on the top of the plate, adjacent to the weld centerline after 2000 hours at 550C / Right: Influence of the RS on the evolution of the creep strain on the top of the plate at node N1 (middle of the weld toe) at the first 2000 operating hours / BC1 and LC2 in both cases

creep strain, the distribution of the strains along line L also changes. It is obvious when comparing with the resulted RS profiles, the higher transverse and equivalent creep strain is measured on the points of highest transverse and equivalent RS for LC1 and LC2 respectively. Especially in the case of AISI 316 the considerations of RS led to creep strain accumulation 6 times larger at the area where the peak of the resulting creep strain profile appears (see Figure 13). This influence is more restricted in the case of S355 (Figure 12) where lower longitudinal RS were calculated.

5 Summary and conclusions

Goal of the current work was to clarify if creep design should be taken into account, during the design of welds, for structures which operate for long period under elevated temperatures. Analyses were carried out for two different steel grades, normal structural steel S355 and creep-resistant steel AISI 316. For this reason a single-pass butt-weld in a plate with dimensions 200 mm x 100 mm x 5 mm was modelled. After ensuring that appropriate boundary conditions were applied, so that their influence on the results was minimized, creep simulations were carried out for different loading combinations, loading levels and with and without taking into consideration the presence of welding residual stresses. It was safely concluded that creep strain evolution is non-linearly dependent on the applied loading, and the presence of welding residual stresses, due to their tensile nature, increase radically the calculated creep strains. As a result, if it is proven that the welding residual stresses are not removed due to the higher operating temperature and long operating times of creep-resistance structures like pressure vessels, or in cases like fire creep where the effect is evolving in just a few hours, creep should be taken into account during the design phase of welded joints, if the operating conditions or random events can enable creep strain accumulation. Finally the influence of phase transformations during

welding in the case of S355 steel was not considered in current analyses and will have to be clarified in future work.

6 Acknowledgement

The current work was carried out in the framework of [Gkatzogiannis, 2016].

7 Literature

ANSYS® Academic Research (2015), Release 16.2.

DuPont, J.N. and Marder, A.R. (1995): "*Thermal Efficiency of Arc Welding Processes*", Welding Research Supplement, 406–416.

ISO 9692-1 (2003): "*Recommendations for joint preparation - Part 1: Manual metal-arc welding, gas-shielded metal-arc welding, gas welding, TIG welding and beam welding of steels*".

Gkatzogiannis, S. (2016): PhD Thesis in progress, KIT Steel & Lightweight Structures, Research Center for Steel, Timber & Masonry.

Gkatzogiannis, S., Knoedel, P. and Ummenhofer, T. (2017): "*FE welding residual stress simulation: Influence of boundary conditions and material models*", Eurosteel 2017, 8th European Conference on Steel and Composite Structures, Copenhagen, 13-15 September 2017, Abstract submitted.

Goldak, J., Chakravarti, A. and Bibby, M. (1984) : "*A new finite element model for welding heat sources*," Metall. Trans. B., 15 (2), 299–305.

Hildebrand, J. (2008): "*Numerische Schweißsimulation: Bestimmung von Temperatur, Gefüge und Eigenspannung an Schweißverbindungen aus Stahl- und Glaswerkstoffen*", Bauhaus-Universität Weimar, PhD Thesis.

Knoedel, P., Gkatzogiannis, S., Ummenhofer, T. (2016 a): "FE Simulation of Residual Welding Stresses: Aluminum and Steel Structural Components". P. 268-274 in Mazzolani, F.M., Bellucci, F.: Aluminium Constructions: Sustainability, Durability and Structural Advantages. Selected, peer reviewed papers from the 13th International Aluminium Conference INALCO 2016, September 21-23, 2016, Naples, Italy. Volume 710 of Key Engineering Materials, Trans Tech Publications, CH-8808 Pfaffikon, Switzerland.

Knoedel, P., Gkatzogiannis, S., and Ummenhofer, T. (2016 b): "*Practical aspects of FE weld simulation: A new straightforward approach to calculate the residual welding stresses*", submitted to J. Constr. Steel Res.

Kodur, V. K. R. and Dwaikat, M. M. S. (2010): "*Effect of high temperature creep on the fire response of restrained steel beams*", Materials and Structures, 43, 1327-1341.

Kyriakongonas, A. P. (2009): "*3D Numerical Modeling of Austenitic Stainless Steel 316L Multi - pass Butt Welding and Comparison with Experimental Results*", Master Thesis, National Technical University of Athens, School of Naval Architecture and Marine Engineering.

Lindgren, L.-E. (2007): Computational welding mechanics - Thermomechanical and microstructural simulations, Woodhead Publishing in Materials, Cambridge, England.

Loose, T. (2008): *"Einfluss des transienten Schweißvorganges auf Verzug, Eigenspannungen und Stabilitätsverhalten axial gedrückter Kreiszylinderschalen aus Stahl"*, Dissertation, Universität Karlsruhe (TH).

MATLAB and Statistics Toolbox Release R2015a, (2015), The MathWorks, Inc., Natick, Massachusetts, United States.

Rieth, M., Falkenstein, A., Graf, P., Heger, S., Jäntschi, U., Klimiankou, M., MaternaMorris, E., Zimmermann H. (2004): *"Creep of the Austenitic Steel AISI 316 L(N) – Experiments and Models"*, Forschungszentrum Karlsruhe in der Helmholtz-Gemeinschaft, Institut für Materialforschung, Programm Kernfusion, Wissenschaftliche Berichte FZKA 7065.

Ummenhofer, T. and Landendorf, P. (2016): *"Entwicklung und Validierung eines Bemessungskonzepts für Reparaturschweißungen"* (German title from ongoing research project in KIT Steel & Lightweight Structures - Research Center for Steel, Timber & Masonry), Funded by Industrielle Gemeinschaftsforschung, Germany.

VDI 2230 (2003): *"Systematic calculation of high duty bolted joints Joints with one cylindrical bolt"*.

Entwicklung von Methoden zur industriellen Anwendung der Wärmebehandlungssimulation

Frank Tangemann¹

¹ Volkswagen Aktiengesellschaft, Brieffach 011/1548, D-38436 Wolfsburg, Deutschland
E-Mail: Frank.Tangemann@Volkswagen.de

ZUSAMMENFASSUNG

Dieser Artikel befasst sich mit der Anwendung und Anwendbarkeit der Wärmebehandlungssimulation unter Industriebedingungen. Es werden zwei Verfahren vorgestellt, mit dessen Hilfe generierte Materialdaten mit der Realität abgeglichen werden können. Zusätzlich wird gezeigt, wie mit unsymmetrischer Diffusion der Bauteilverzug gesteuert werden kann und welchen Einfluss die Bauteilkonstruktion auf die Bauteilverformung ausübt. Die Berechnungen wurden mit „Sysweld“ durchgeführt und die Generierung der verwendeten Materialdaten für 22MnCr5 erfolgte mit JMatPro.

1 Einleitung

In der Automobilindustrie werden für die Funktion eines Getriebes Bauteile benötigt, die eine verschleißfeste Randschicht und einen duktilen Kern haben, da andernfalls die Lebensdauer im Betrieb zu gering und die Bruchgefahr zu groß ist. Um diese widersprüchlichen Eigenschaften zu erreichen, werden die Bauteile einsatzgehärtet. Das Einsatzhärten ist kostengünstiger als die alternative Verwendung von hochlegierten Stählen. Typische Bauteile die einsatzgehärtet werden sind Wellen, Zahnräder und Walzen.

Abbildung 1 zeigt den Ablauf für die Entwicklung eines neuen Getriebebauteils. Vor der Serienfertigung werden in der Entwicklung Kleinserien hergestellt. Der Wärmebehandlungsprozess muss hierbei individuell für jedes Bauteil neu ausgerichtet werden. Die Getriebeentwicklung beginnt an dem Punkt „Konstruktion“. Im Abschnitt „Rohteil“ kommen von den Lieferanten vorgefertigte Bauteile, um die Entwicklungskosten zu senken. Es folgt die Weichbearbeitung, in der die Bauteile mit Aufmaß hergestellt werden. Der nachfolgende Prozessschritt „Einsatzhärten“ ändert die Materialeigenschaften der Bauteile, um sie ihrem Einsatzzweck anzupassen. Das Bauteil wird während dieses Fertigungsvorganges einem Temperaturzyklus unterzogen und es kommt zu Gefügeveränderungen. Es folgt die „Hartbearbeitung“ in der die Bauteile auf Sollmaß gefertigt und anschließend in der Qualitätskontrolle „QS“ geprüft werden.

Der Prozess „Einsatzhärten“ verursacht Probleme. Aufgrund inhomogener Temperaturverteilung während des Abkühlens und inhomogen auftretender Umwandlungseffekte entstehen im Bauteil Eigenspannungen, die zu Verformungen oder zum nicht Erreichen der Eigenschaften führen. Zwangsläufig kommt es in der Produktion zu Iterationsschleifen die mit Kosten und Terminverschiebungen verbunden sind.

Wie aus Abbildung 1 hervorgeht, existiert bis heute keine Schnittstelle zwischen „Konstruktion“, „Einsatzhärten“ und „QS“. Gewonnene Erkenntnisse aus der Produktion/Entwicklung fließen nicht in neue Konstruktionen mit ein.

Mit dem Einsatz der Wärmebehandlungssimulation sollen zukünftig die kostenintensiven experimentellen Iterationsschleifen durch die vergleichsweise kostengünstigeren numerischen Iterationsschleifen ersetzt werden. Abbildung 2 stellt die geplante neue Entwicklungskette vor. Diese wird um die Prozessschritte „Iteration zur Geometrieoptimierung“, „Prozessbegleitende Simulation“ und „Verzugsdatenbank“ erweitert. Der Wärmeverzug wird sowohl durch die Bauteilgeo-

metrie als auch durch den Prozessverlauf an sich bestimmt. Die Simulation soll eingesetzt werden, um beide Einflussgrößen zu betrachten.

In der „Iteration zur Geometrieoptimierung“ wird das Wärmeverzugsverhalten zukünftiger Bauteile anhand numerischer Berechnung bereits im Entwicklungsprozess bestimmt. Iterativ wird die Geometrie soweit variiert, dass der Wärmeverzug minimiert wird. Zusätzlich fließen die gewonnenen Erkenntnisse aus der Produktion und Verzugsdatenbank mit in die Konstruktion ein, so dass bereits verbesserte Geometrien weiter optimiert und auf Plausibilität hin überprüft werden können.

Mit der „Prozessbegleitenden Simulation“ werden die Prozessparameter nach der Konstruktion für das Einsatzhärten (Aufkohlungsdauer, Ofentemperaturverlauf, Chargierung und Abschreckbedingungen) berechnet und optimal eingestellt. Mit diesen Einstellungen wird sichergestellt, dass die geforderten mechanischen Eigenschaften erreicht werden und dass sich ein gleichmäßiger und minimierter Bauteilverzug einstellt. Die „Prozessbegleitende Simulation“ dient gleichzeitig der Qualitätssicherung.

Der Abschnitt „Verzugsdatenbank“ wird zur zusätzlichen Prozessoptimierung genutzt. Die gesammelten Werte aus Simulation und photogrammetrischer Vermessung können in zukünftige Bauteilentwicklungen einfließen und ermöglichen so voroptimierte Geometrien im Nullzustand. Der Nullzustand bezeichnet dabei Bauteile, die das erste Mal einsatzgehärtet werden und von denen keine Erfahrungswerte vorliegen.

Durch die Simulation wird eine Zeitersparnis aufgrund des Wegfalls der experimentellen Analyse eines realen Nullzustandes gewonnen, da die Bauteile bereits im Entwicklungsstadium auf kritische Stellen hin untersucht werden können.

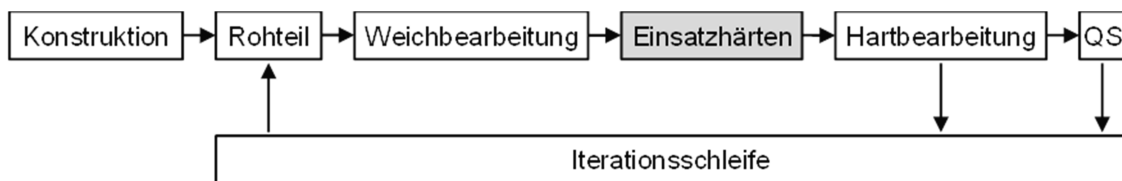


Abbildung 1: Konventionelle Entwicklungskette in der Automobilindustrie

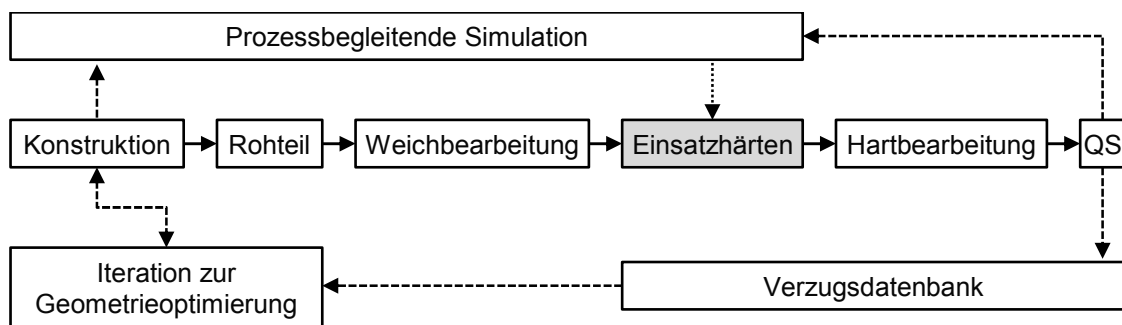


Abbildung 2: Optimierte Bauteilfertigung mit „Prozessbegleitende Simulation“ und Verzugsdatenbankerstellung

2 Simulation

In der Industrie wird für eine Wärmebehandlungsberechnung eine Zeitspanne von einer Woche gefordert. Um diese Vorgabe einzuhalten, werden Verfahren benötigt die schnell und universal einsetzbar sind. Hierzu zählt die Generierung der Materialdaten für unterschiedliche Werkstoffe. Um zu prüfen ob der berechnete Werkstoff mit den realen Materialeigenschaften übereinstimmt, werden in diesem Abschnitt zwei Verfahren vorgestellt.

2.1 Jominy Test

Der Jominy Test liefert über die Tiefe ein kontinuierlich veränderliches Abkühlungsverhalten. Folglich kann mit dem Jominy Test die Richtigkeit der gewählten numerischen Beschreibung für die Gefügeumwandlung überprüft werden. Als Indikator dient der Härteverlauf. Der Probekörper wird als 2D-axialsymmetrisches Modell abgebildet (Abbildung 3). Die y-Achse stellt dabei die Symmetrieachse dar.

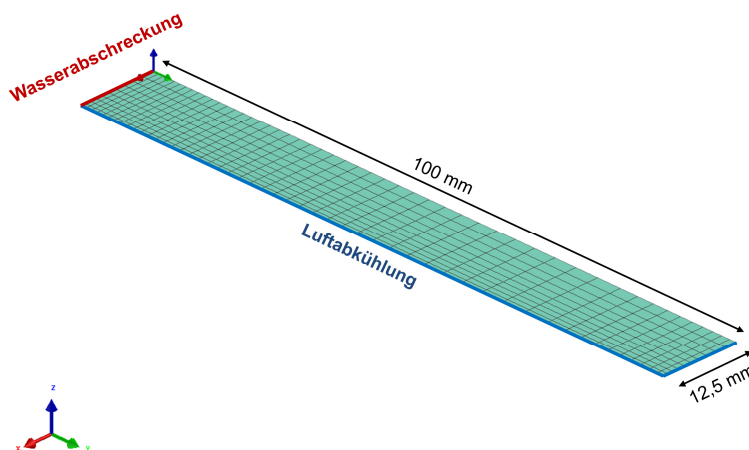


Abbildung 3: FE-Modell für den Jominy Test

In Tabelle 1 sind die verwendeten Wärmeübergangskoeffizienten für die wasserabgeschreckte und die luftberührte Fläche angegeben. Im Wärmeübergangskoeffizienten Luft ist der Wärmestrahlungseffekt mit einberechnet. Die Randbedingungen entsprechen der [DIN 642].

Tabelle 1: Wärmeübergangskoeffizienten für Wasser und Luft

Temperatur	°C	20	200	400	500	600	700	800	900
Wasser	W/(m K)	5000	9500	10000	11000	10000	6000	2000	1000
Luft	W/(m K)	20	25	40	55	60	80	95	110

In Abbildung 4 ist die Auswertung des Jominy Test für den betrachteten Werkstoff 22MnCr5 im nicht aufgekohlten Zustand abgebildet. In der Simulation werden die Grenzzustände Rand- und Kernbereich des Stranggussprofils betrachtet. Als Basis dient die chemische Analyse des Grundmaterials, die für den Randbereich des Stranggussprofils einen Kohlenstoffgehalt von 0,216 % und im Kernbereich von 0,224 % aufweist. Der geringe Einfluss ist in der Härtemessung erkennbar.

Die berechneten Gefügeanteile für Martensit, Bainit und Ferrit sind unterhalb der Härteverläufe dargestellt. Perlit entsteht im betrachteten Bereich der Abkühlrate nicht.

Es wurden vier Proben mit jeweils zwei Härtemessreihen ausgewertet. Der Mittelwert des Härteverlaufes, sowie die Eingrenzung durch die Minimal- und Maximalwerte aus Versuchen, sind im Diagramm mit aufgenommen. Bei einem Stirnabstand von 10 mm beginnt ein Bereich in dem die Härte von 400 HV auf 300 HV abfällt. Dieser Härteabfall ist ein Indikator dafür, dass das vorherrschende Gefüge sich von Martensit auf Bainit ändert.

2.2 Ergebnis

Der Jominy Test liefert eine Bestätigung der angenommenen Materialdaten und Materialmodelle insbesondere der Gefügeumwandlungsbeschreibung:

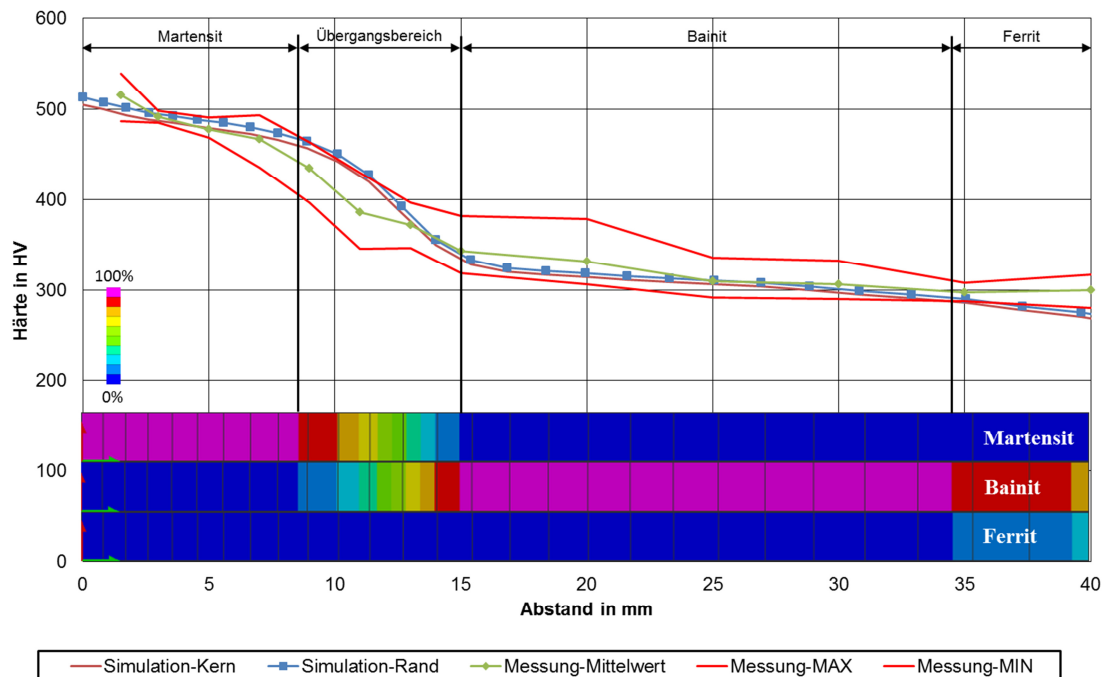


Abbildung 4: Auswertung des Jominy Test für 22MnCr5

- Die berechnete Härte liegt im Streuband der gemessenen Härten.
- Die berechnete Härte stimmt in guter Näherung mit dem Mittelwert der gemessenen Härteverläufe überein.
- Die Gefügeübergangsbereiche Martensit-Bainit und Bainit-Ferrit stimmen mit den Bereichen, in denen die Härte jeweils abfällt, exakt überein.
- Die im Diagramm nicht dargestellte berechnete Härte, bei langsamer Abkühlung (-1 K/s) mit Rückumwandlung in ferritisches Gefüge, stimmt mit 195 HV₁₀ mit der gemessenen Härte des Grundkörpers von 194 HV₁₀ ebenfalls gut überein.

3 Aufkohlungsverhalten

Für den Abgleich des Aufkohlungsverhaltens zwischen Simulation und Realbauteil wird ein Bauteil unter bekannten Ofenparametern aufgekocht und abgeschreckt. Anschließend wird mit Hilfe der Spektralanalyse der Kohlenstofftiefenverlauf aufgenommen. Für die Bestimmung des Kohlenstofftiefenverlaufes bietet sich ein Bereich mit glatter und ebener Oberfläche an.

Nachfolgend wird das Aufkohlungsverhalten in der Simulation abgebildet und die Methode anhand bestehender Ofenkurven überprüft. Das verwendete FEM-Netz bildet ein Teilstück des real vermessenen Bauteils ab (Abbildung 5).

Die Elementgröße wird am Randbereich fein gewählt, um das Aufkohlungsverhalten exakt nachzubilden: Auf 1,5 mm Randbereich werden 20 Elemente mit ansteigender Elementdicke von 0,02 mm bis 0,175 mm angeordnet. Die Elemententeilung wird auf die Messpunkte der Kohlenstoffgehaltmessung abgestimmt. Mit dem Abgleich können folgende Materialparameter überprüft und eingestellt werden:

- äußerer Diffusionsübergangskoeffizient,
- innerer Diffusionskoeffizient,
- Henry-Koeffizient.

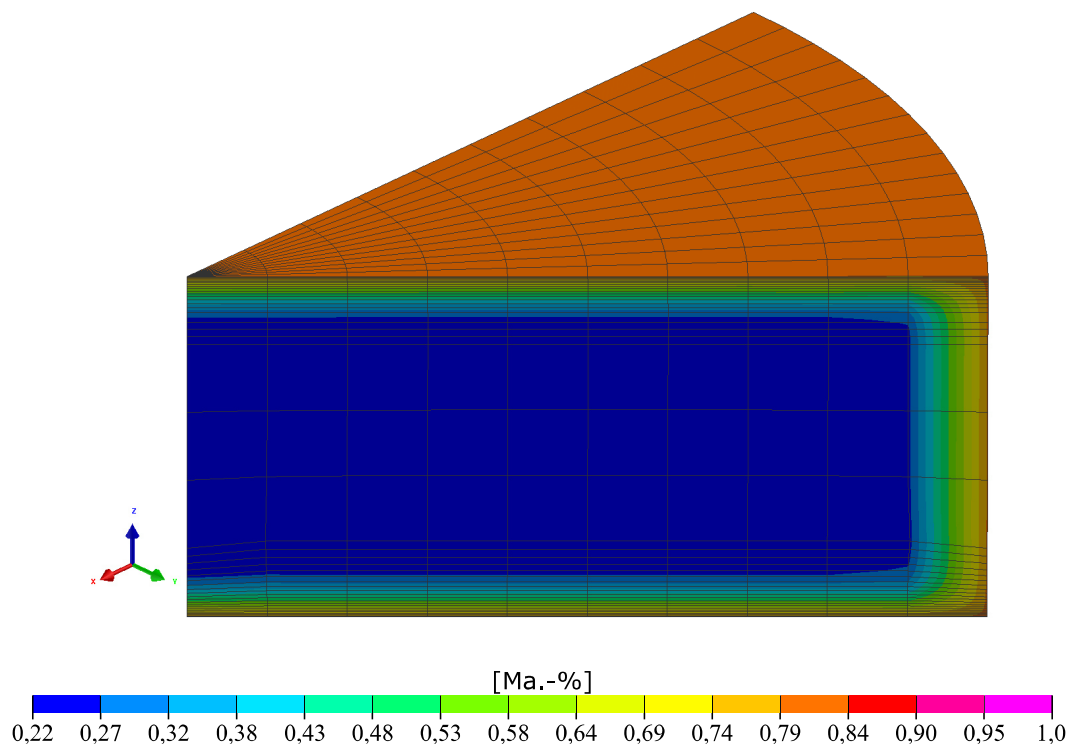


Abbildung 5: FE-Modell für die Aufkohlungskalibrierung mit berechneter Kohlenstoffverteilung nach dem Einsatzhärten.

Versuchssimulationen an einem anderen Modell haben folgende Zusammenhänge aufgezeigt:

- Der innere Diffusionskoeffizient hat den maßgebenden Einfluss auf das Aufkohlungsprofil.
- Eine Variation des äußeren Diffusionsübergangskoeffizienten hat kaum Auswirkung auf das Aufkohlungsprofil.

Das gemessene Profil des Kohlenstoffgehaltes (Abbildung 6) zeigt eine Abnahme zur Randschicht hin. Wird der Verlauf der Ofenkurve mit vollem Konzentrationsgehalt zum Berechnungsende angesetzt, ergibt sich ein Verlauf, der abweichend von den Messwerten den Maximalwert an der Oberfläche hat.

Beim Aufkohlen befindet sich das Zahnrad in einer kohlenstoffreichen und im späteren Verlauf in einer kohlenstoffarmen Atmosphäre. Es kommt zu einem Ausgleich der Kohlenstoffkonzentration in den randnahen Schichten des Bauteils. Dieser Prozess findet in beide Richtungen statt und führt dazu, dass gegen Ende des Prozesses eine Effusion stattfindet. Um diesen Effekt abzubilden, wird ein sogenannter „Prozessnaher Ansatz“ verwendet. Dabei wird für den Zeitraum, der die Fahrzeit vom Ofen ins Abschreckbad darstellt, die Kohlenstoffkonzentration linear auf den halben Wert reduziert.

Mit einfachen Simulationsmodellen wird das Diffusionsverhalten überprüft und an den neuen Werkstoff angepasst. Durch die geringe Modellgröße kann eine extrem feine Randschichtvernetzung erfolgen, um den nicht linearen Verlauf der Kohlenstoffkonzentration nachzubilden.

Mit dem „SIM Prozessnaher Ansatz“ konnte zusätzlich die Effusion abgebildet werden, die eintritt, wenn beim Aufkohlungsprozess gegen Ende der C-Pegel erniedrigt wird, um den Kohlenstoff ins Innere des Bauteils diffundieren zu lassen.

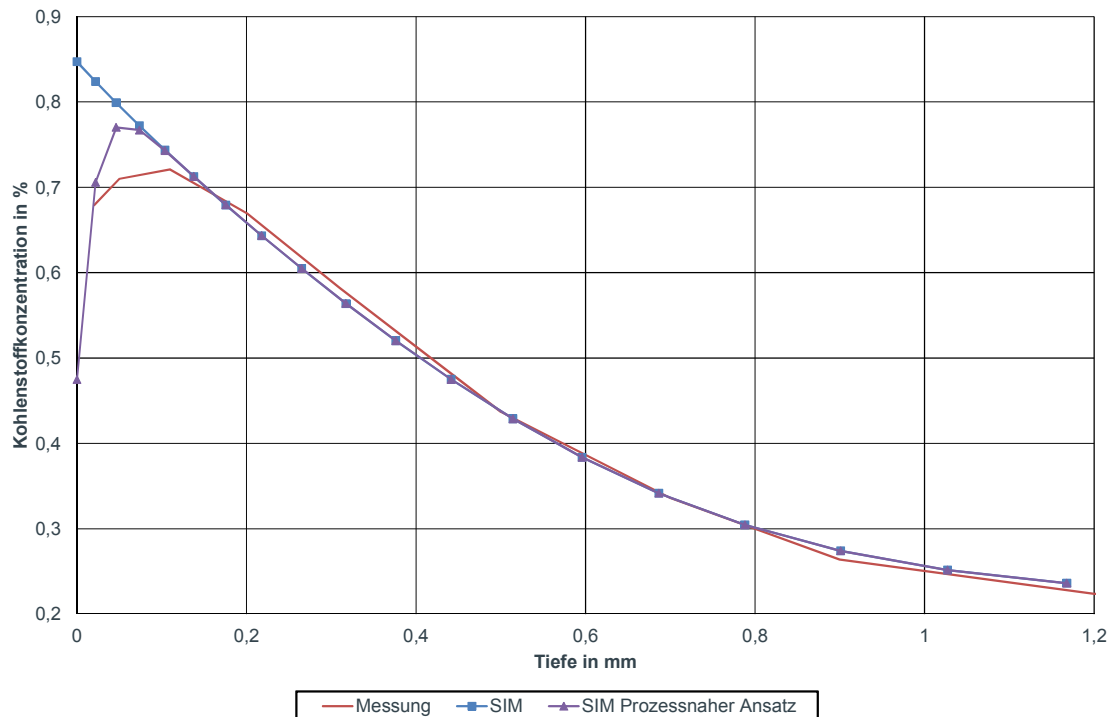


Abbildung 6: Gemessene und berechnete Kohlenstoffkonzentrationstiefenverläufe

4 Variantenstudie

Im Rahmen einer Variantenstudie werden die Auswirkungen unterschiedlicher Prozessgrößen wie Aufkohlungsverhalten und Geometrieänderungen auf den Bauteilverzug untersucht. Als Basisvariante dient ein Zahnrad mit der Variantenbezeichnung „GT-Q“. Hierbei taucht das Bauteil mit einer Geschwindigkeit von 133 mm/s flach und mit der Unterseite zuerst in das Abschreckmedium ein. Die Auswertung der Verzüge erfolgt, wie in Abbildung 7 dargestellt, an der mittleren Knotenreihe des Zahnkranzes oben.

Zur Untersuchung des Einflusses der unsymmetrischen Aufkohlung, werden die in Abbildung 8 dargestellten Varianten, berechnet. Dabei steht:

- GT-Q-Pos: für aufgekohltes Zahnrad mit Ausnahme der Bauteilunterseite
- GT-Q-Neg: für aufgekohltes Zahnrad mit Ausnahme der Bauteiloberseite

Zusätzlich wird die Berechnung für das Zahnrad „GT-Q“ aufgeführt, das als Referenzmodell dient. Im Gegensatz zu den zuvor genannten Modellen, erfolgt hierbei die Aufkohlung über die gesamte Fläche. Parameter wie Aufkohlungsdauer, Eintauchrichtung, Temperatur des Abschreckmediums und Abschreckdauer werden für alle Varianten gleich beibehalten.

Ergänzend zu den Berechnungen werden Zahnräder einsatzgehärtet, die zuvor auf jeweils einer Seite mit einem kohlenstoffdiffusionssperrenden Anstrich versehen wurden. Folglich findet eine Aufkohlung nur an den Flächen statt, die nicht mit einer kohlenstoffdiffusionssperrenden Schicht versehen sind. Analog zur Variante „GT-Q-Pos“ wird die Oberseite und analog zur Variante „GT-Q-Neg“ die Unterseite aufgekühlt.

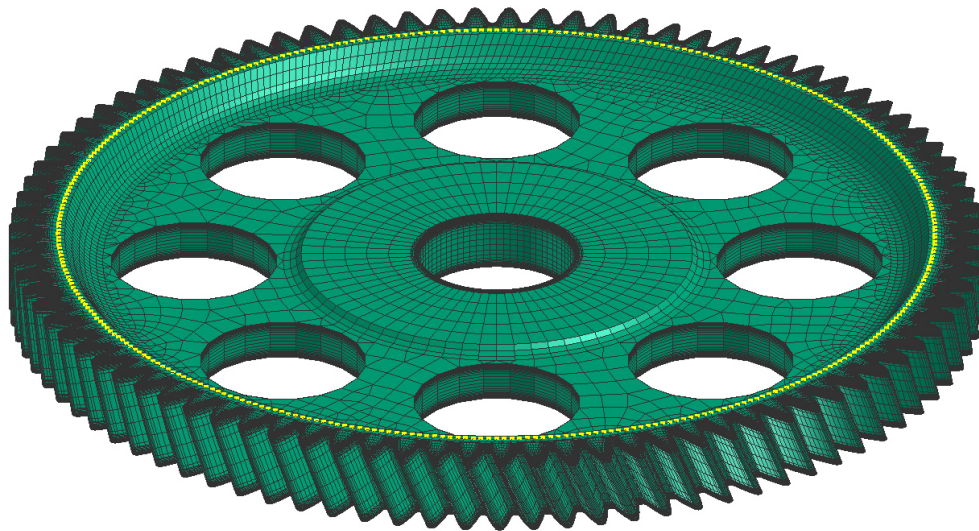


Abbildung 7: Knoten Auswertepfade

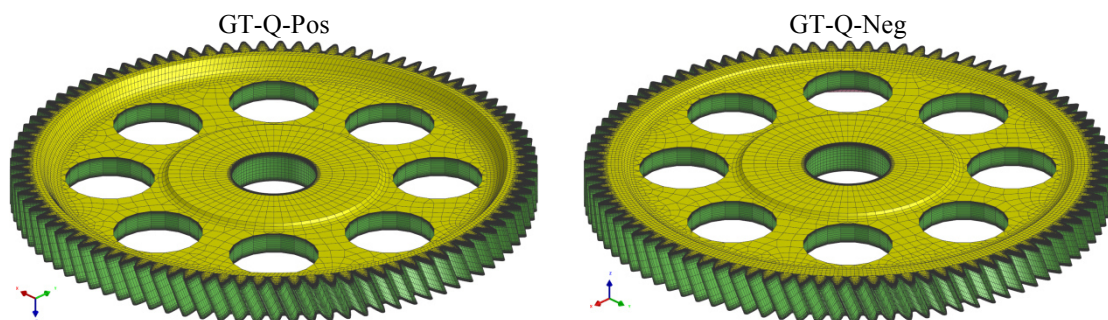


Abbildung 8: Gelb hinterlegte Flächen über die keine Diffusion stattfindet

4.1 Bauteilverzug in Abhängigkeit der Aufkohlungsrichtung

Abbildung 9 zeigt den Axialverzug der Varianten, der sich einstellt, wenn das Bauteil komplett und über Teilflächen aufgekohlt wird. Beim Zahnrad „GT-Q“ erfolgt die Aufkohlung über die gesamte Fläche. Dies führt zu einem Bauteilverzug in negativer Axialrichtung. Zahnrad „GT-Q-Pos“ zeigt ein ähnliches Verformungsverhalten wie „GT-Q“. Auffällig ist hingegen, dass durch die Diffusionssperrschicht sowohl in der Simulation, als auch beim Realversuch, die Verformung von ursprünglich 0,065 mm auf 0,1 mm ansteigt. Das Bauteil „GT-Q-Neg“ weicht von der Verformungsintensität als auch von der Verformungsrichtung der zuvor aufgezeigten Varianten ab. Durch die gerichtete Flächenaufkohlung konnte in der Simulation, wie auch in der Realität, eine Bauteilvorformung in positiver Axialrichtung erzeugt werden, dessen Verzugsamplitude mit 0,05 mm unter der der Basisvariante liegt.

4.2 Ergebnis

Eine unsymmetrische Aufkohlung wirkt sich signifikant auf den Verzug aus. Mit der Auswahl der aufgekohlten Flächen oder Flächenbereiche kann die Verzugsamplitude und die Richtung eingestellt werden.

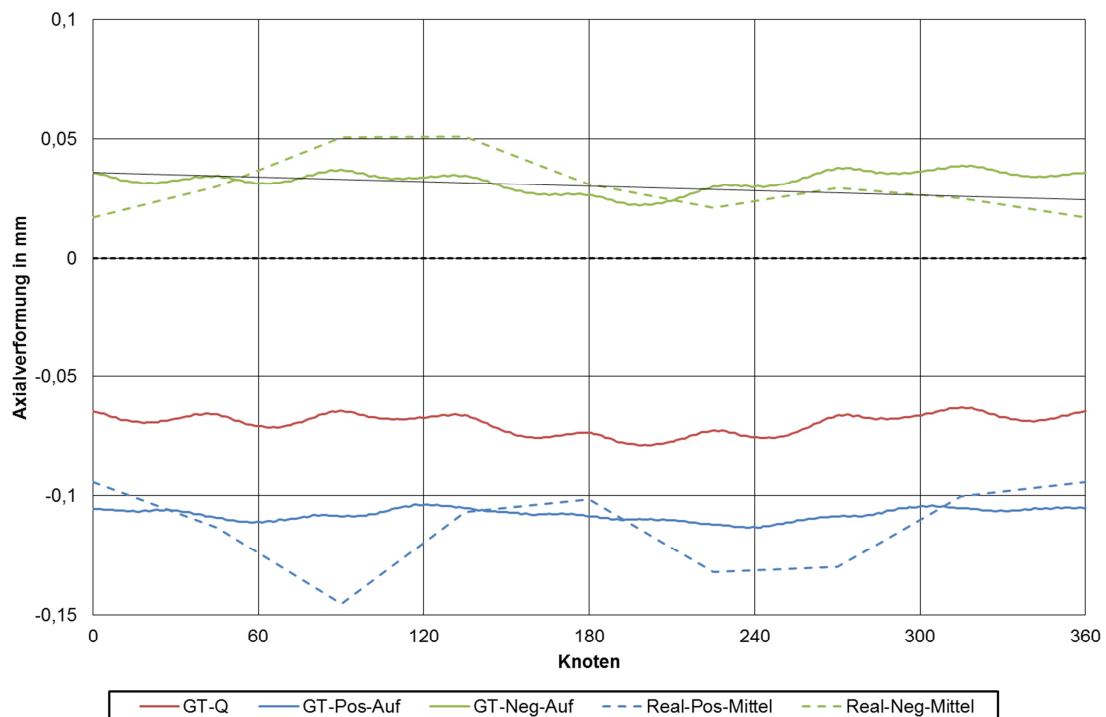


Abbildung 9: Axialverzug unsymmetrisch aufgekohlter Bauteile

4.3 Geometrievariation

Eine weitere Möglichkeit, den Verzug zu beeinflussen, ohne den Werkstoff oder die Prozessparameter zu verändern, besteht in der Veränderung der Geometrie der Bereiche, die keine Funktionsflächen haben. Beim betrachteten Zahnrad ist dies der Steg. Um die Auswirkungen unterschiedlicher Geometrien aufzuzeigen, werden die in Abbildung 10 dargestellten Varianten berechnet. Die Variante „Normalbohrung“ (GT-Q) stellt den derzeitigen Istzustand des Zahnrades dar. Zur Massenreduzierung werden in den Steg 8 Bohrungen eingebracht. Bei der Variante „Vollsteg“ (GT-Q-Voll) wird auf diese Bohrungen verzichtet und bei der Variante „vier Speichen“ (GT-Q-F4) werden die Bohrungen durch trapezförmige Aussparungen ersetzt, so dass sich ein Speichenrad ergibt.

Zahnrad „GT-Q“ entspricht dem Ursprungsdesign und dient als Basisvariante. Abbildung 11 zeigt die Bauteilverzüge in Axialrichtung nach dem Einsatzhärten. Die Auswertung erfolgt an dem in Abbildung 7 dargestellten Knotenpfad. Nach dem Einsatzhärten bildet sich ein negativer Axialverzug aus (Abbildung 12).

Die Verzugsamplitude steigt in dem Bereich an, wo sich eine Bohrung befindet. Grund hierfür ist die Strukturschwächung, die durch die Bohrungen hervorgerufen wird. Am Simulationsmodell „GT-Q-F4“ ist dieser Effekt deutlich sichtbar. Im Gegensatz zu Zahnrad „GT-Q“ ist der sich einstellende Gesamtverzug kleiner. Dies ist auf die Speichenform zurückzuführen. Die Aussparungen dienen als Pufferzone für die Verformung. So stellt sich zwar eine geringere Gesamtverformung ein, diese ist aber mit einer größeren Welligkeit verbunden. Bei der Variante „GT-Q-Voll“ wurde auf alle gewichtseinsparenden Eingriffe verzichtet, was zu folgendem positiven Effekt führt: Der sich bildende Verzug ist gering und weist keine Verformungssprünge auf. Im Gegensatz zu den zuvor betrachteten Modellen bildet sich eine positive Bauteilverformung in Axialrichtung aus.

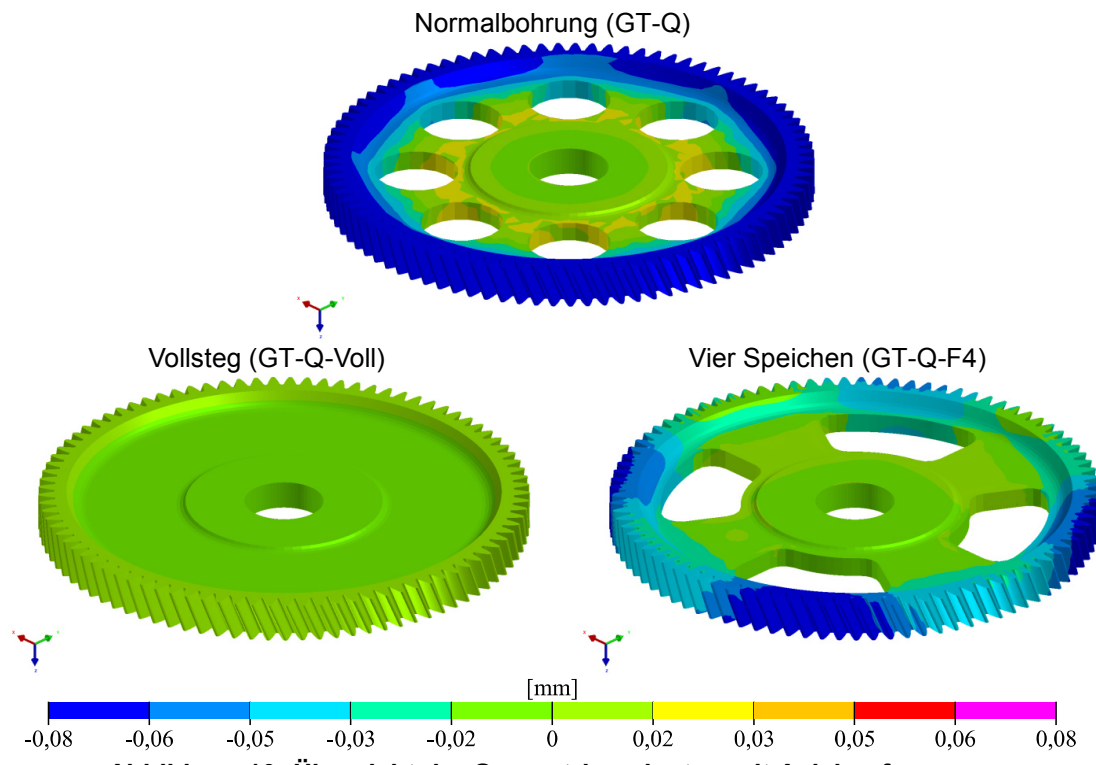


Abbildung 10: Übersicht der Geometrievarianten mit Axialverformung

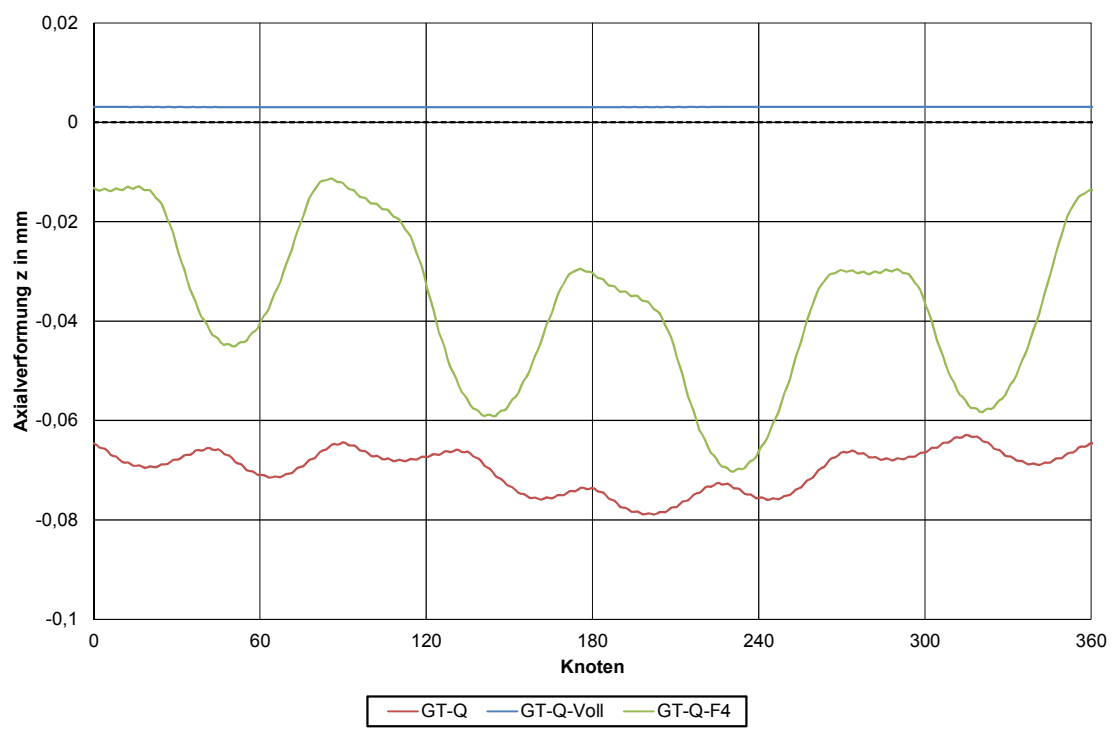


Abbildung 11: Axialverformung am Zahnkranz

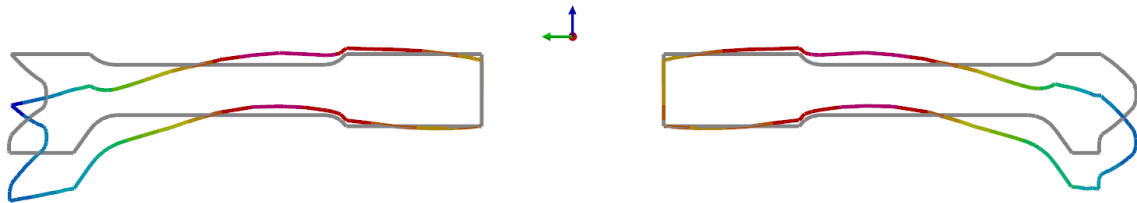


Abbildung 12: Axialverformung GT-Q 50-fach überhöht am Querschnitt

Bei den hier durchgeführten Betrachtungen wird der Einfluss der Geometrie auf den Wärmeverzug generell aufgezeigt. Nicht alle Varianten sind automatisch auch technisch umsetzbar, da auch gebrauchstaugliche Aspekte, wie das Betriebsverhalten (statische oder dynamische Steifigkeit), bei der Auslegung der Konstruktion eine Rolle spielen.

5 Zusammenfassung

Zur Überprüfung der Materialdaten für die Wärmebehandlungssimulation werden zwei Methoden vorgestellt.

Mit dem Jominy-Test können die für die Gefügeumwandlung und Härteberechnung angenommenen Modellparameter überprüft werden.

Mit Hilfe von Aufkohlungsversuchen können die Materialparameter für die Kohlenstoffdiffusions-simulation eingestellt werden. Der vorgestellte „Prozessnahe Ansatz“ ermöglicht die Berücksichtigung der Randschichteffusion anhand greifbarer Prozessdaten.

Mit einer Variantenstudie wird der Einfluss unsymmetrischer Aufkohlung und der Einfluss von Geometriemodifikationen auf den Bauteilverzug aufgezeigt.

Ergebnisse, Meinungen und Schlüsse dieser Veröffentlichung sind nicht notwendigerweise die der Volkswagen AG.
The results, opinions or conclusions of this paper are not necessarily those of the Volkswagen AG.

Wärmebehandlungssimulation von Wellen aus 20MnCr5 unter Berücksichtigung von Effekten aus der Kaltmassivumformung

Martin Hunkel, Dawid Nadolski

Stiftung Institut für Werkstofftechnik, Badgasteiner Straße 3, 28359 Bremen, Deutschland
E-Mail: hunkel@jwt-bremen.de

ZUSAMMENFASSUNG

Der Einfluss einer Kaltmassivumformung auf den Verzug von Wellen aus 20MnCr5 während einer anschließenden Wärmebehandlung wurde simulativ und experimentell untersucht. Neben den umgeformten Bauteilen wurden gedrehte Bauteile untersucht, die entsprechend einen anderen Ausgangszustand haben. Zunächst wurde der Ausgangszustand (Geometrie, Eigenspannungen, Umformgrad) für die Wärmebehandlungssimulation durch eine Kaltmassivumformsimulation eingestellt. Anschließend wurden verschiedene Wärmebehandlungssimulationen (Spannungsarmglühung, Einsatzhärtung) durchgeführt. Die Simulationsergebnisse werden hinsichtlich des Verzugs anhand experimenteller Ergebnisse bewertet.

1 Einleitung

Die Herstellung massiver hochbelasteter Bauteile wie Zahnräder oder Wellen umfasst i.A. zahlreiche Prozessschritte. Die Halbzeugherstellung umfasst die Urformung, meist Strangguss, sowie ein Stabstahlwalzen. Aus Halbzeugabschnitten wird über Umformprozesse, Weichzerpannung und Vorwärmebehandlungen das zu härtende Bauteil hergestellt. Zusätzliche Prozessschritte können auftreten. Nach der Wärmebehandlung treten weitere Prozessschritte wie Hartzerpannung oder Fügeoperationen auf. [Abbildung 1](#) zeigt exemplarisch eine vereinfachte Prozesskette für Massivbauteile. Letztlich ist das Ziel des gesamten Herstellungsprozesses ein beanspruchungsgerechtes Bauteil. Maßgeblich werden die Bauteileigenschaften durch die letzte Wärmebehandlung eingestellt. Gleichzeitig ergibt sich durch die Wärmebehandlung ein Verzug des Bauteils, der zu einer aufwändigen Nachbearbeitung oder im Extremfall zu einem Ausschuss des Bauteils führen kann. Die Bauteileigenschaften und der Verzug hängen nicht nur von den Wärmebehandlungsparametern sondern auch indirekt von den vorangegangenen Prozessschritten ab, bspw. über Seigerungen oder Vorverformung (s. [Abbildung 1](#)).

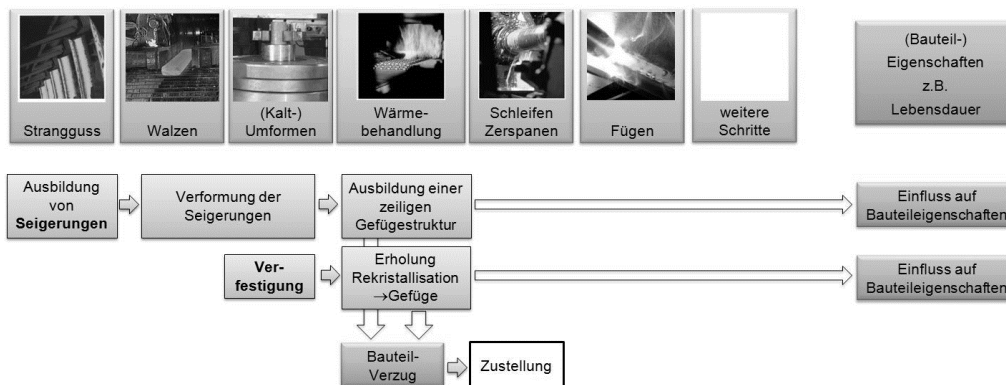


Abbildung 1: Vereinfachte Prozesskette Massivbauteile mit ausgewählten Effekten

Gezeigt werden konnte bereits, dass Seigerungen einen wesentlichen Beitrag zum Verzug von Massivbauteilen haben können [Hunkel, 2012]. Seigerungen bilden sich bei Strang- oder Blockguss aus und lassen sich aus thermodynamisch-kinetischen Gründen nicht verhindern. Bei den Umformprozessen werden Seigerungen stark verformt. Bei der Wärmebehandlung ergibt sich aufgrund der Seigerungen ein zeitliges Gefüge [Hunkel et al, 2007] (s. [Abbildung 1](#)). Eine Abbildung des Verzugs mit Hilfe von FE-Simulationen führt deswegen nur unter Berücksichtigung der Seigerungseffekten zu guten Ergebnissen [Hunkel et al, 2007; Hunkel, Hoffmann, Zoch, 2008; Hunkel, 2012]. Insbesondere die Berücksichtigung der Fließlinien aus einer Umformsimulation, die die Richtung der Zeiligkeit vorgeben, ist für die Simulation des Wärmebehandlungsverzugs hilfreich [Simsir et al, 2012].

Kaltmassivumformen ist ein schnelles und ressourcenschonendes Verfahren zur Massenherstellung von komplexen Bauteilen in großer Stückzahl und findet insbesondere in der Automobilindustrie Anwendung. Vorteile des Kaltmassivumformens sind ein endformnahe Geometrie und eine hohe Oberflächengüte, weshalb auf einen Zerspanprozess nach dem Kaltmassivumformen häufig verzichtet werden kann. Diesem Vorteil steht jedoch die Änderung der werkstückgeometrischen Eigenschaften während der häufig nachfolgenden Wärmebehandlung gegenüber, die sich als Verzug äußern kann. Beim verbreiteten Verfahren des Kaltfließpressens liegt die erreichbare Geometriegenauigkeit nach der Umformung deutlich über den durch Warmumformung erzielbaren Werten [Lange, Kammerer, Pöhlandt, Schöck, 2008]. Zusätzlich zu den Abweichungen, die durch das Fertigungsverfahren gegeben sind, erfahren Bauteile infolge der Wärmebehandlung im Hinblick auf die zu erzielenden geometrischen Toleranzen einen kritischen Verzug. Während nach einer Warmumformung das Bauteil entfestigt und spannungsarm ist, sind Bauteile nach einer Kaltumformung stark verfestigt und spannungsbehaftet. Während einer nachfolgenden Wärmebehandlung kommt es folglich zu Erholungs- und Rekristallisationseffekten. Auch hier ergab sich ein Einfluss auf den Verzug [Nadolski et al, 2014]. Dieser Verzug erfordert aufwendige und kostenintensive Nachbearbeitungen in Form zusätzlicher Richt- und/oder Zerspanprozesse. Grundlegende Erkenntnisse, welche Effekte einen Einfluss aus der Umformsimulation auf die Wärmebehandlungssimulation hat, liefert auch hier die Simulation [Hunkel, Nadolski, 2016].

2 Experimentelle Untersuchungen

Die Wechselwirkungen zwischen Kaltmassivumformung und Wärmebehandlung von abgesetzten Wellen wurden zunächst experimentell untersucht [Nadolski et al, 2014]. Der Schwerpunkt lag dabei auf der Bestimmung des Einflusses der Kaltmassivumformung auf den Verzug der Wellen während der Wärmebehandlung. Es wird im weiteren auf Bauteile aus stranggegossenem Einsatzstahl 20MnCr5, wobei der Ausgangszustand ferritisch/perlitisch war, eingegangen.

Die Wellen wurden durch ein einstufiges Vorwärts-Fließpressen hergestellt. Die Versuche wurden auf einer dreifachwirkenden hydraulischen Presse vom Typ SMG HZPUI 260/100 – 100/1000 durchgeführt. Ein zylindrischer Halbzeugbolzen ($\varnothing 30_{-0,2}$ mm x 71 mm) wurde zunächst mit einem Schmierstoff versehen. Als Schmierstoff kamen ein Festschmierstoff auf der Basis von MoS_2 (ZWEZ Lube MD) und Zinkseife (ZWEZ Lube Z) zum Einsatz. Die Reibkoeffizienten wurden experimentell zu $\mu = 0,08$ für den Festschmierstoff und $\mu = 0,04$ für die Zinkseife bestimmt [Myslicki, 2010]. Diese Halbzeugbolzen wurden dann gepresst, wobei der Schulteröffnungswinkel 2α sowie der Durchmesser des umgeformten Abschnitts d_1 variiert wurden (s. [Abbildung 2a](#)). Der Schulteröffnungswinkel soll nicht weiter betrachtet werden. Es wurden drei verschiedene Durchmesser d_1 (21,15 mm; 18,8 mm; 16,45 mm) des umgeformten Abschnitts verwendet, wodurch sich die Umformgrade $\varphi = \ln(d_0^2/d_1^2)$ von 0,7, 1,0 und 1,2 ergaben. Die Länge des umgeformten Abschnitts war immer 80 mm. Da alle Wellengeometrien ursprünglich dieselbe Rohteilgeometrie hatten, ergab sich eine variierende Länge des nicht umgeformten

Abschnitts. Zum Vergleich wurden abgesetzte Wellen mit identischen Abmaßen aus dem Halbzeug gedreht (zerspanend hergestellt). [Abbildung 2b](#) zeigt im Vergleich die gedrehte und massivumgeformten Wellen für die Umformgrade 0,7 und 1,2.

Im Anschluss an den Umformprozess wurden die Bauteile entschichtet und zusammen mit den gedrehten Bauteilen mit einem Koordinatenmessgerät vermessen. Ein Teil der Bauteile wurde einer Spannungsarmglühung unterzogen, während der andere Teil direkt einsatzgehärtet wurde. Genauere Beschreibungen der untersuchten Wärmebehandlungen mit detaillierten Angaben zu den Prozessparametern sind dem [Kapitel 3.3](#) zu entnehmen. Nach der Wärmebehandlung wurden die Bauteile erneut mit dem Koordinatenmessgerät vermessen. Aufgrund der Vermessung vor und nach der Wärmebehandlung lassen sich die Effekte während der Wärmebehandlung bestimmen.

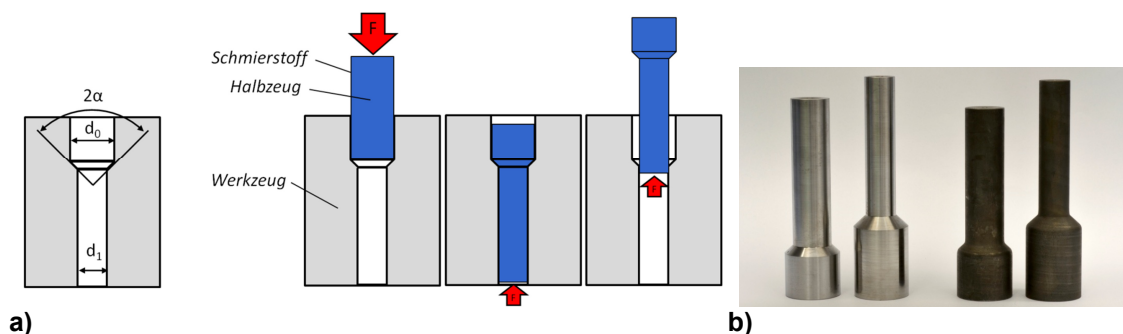


Abbildung 2: a) Schematische Darstellung des Kaltmassivumformens; b) gedrehte (links) und kaltmassivumgeformte (rechts) Wellen

3 Simulationsmodell

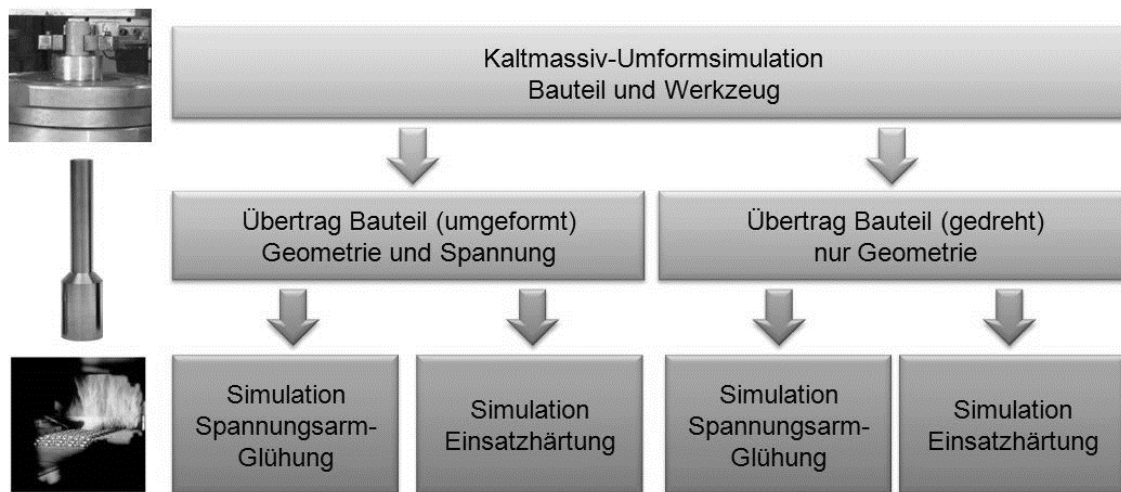
3.1 Prozessübergreifende Simulation

Die übergreifende Simulation mehrerer Prozessschritte kann normalerweise in die einzelprozessspezifische Simulationen (hier Umform- und Wärmebehandlungssimulation) gegliedert werden, zwischen denen nur das Bauteil übergeben wird. Üblicherweise befindet sich das Bauteil dabei auf Raumtemperatur. Neben der Geometrie können weitere Größen wie Gefüge, Verformungsgrad oder Eigenspannungen übergeben werden. Nicht notwendigerweise muss in den einzelprozessspezifischen Simulationen das gleiche FE-Programm verwendet werden, sondern die Daten können mit Hilfe geeigneter Methoden oder Tools übergeben werden [[Simsir et al, 2012](#); [Peetz et al, 2003](#)]. In der vorgestellten Simulation wird sowohl für die Umform- als auch für die Wärmebehandlungssimulation das FE-Programm Abaqus™/Standard verwendet. Die unterschiedlichen Anforderungen der Umform- und Wärmebehandlungssimulation macht es nötig, jeweils eine angepasste Vernetzung verwenden. Deshalb wird die Kontur des Bauteils nach der Umformung übergeben und anschließend erfolgt eine (Neu-)Vernetzung. Die Berücksichtigung einer Zerspannung ist nicht nötig, da die Bauteile nach der Umformung nicht zerspannt wurden. Für die Prozessroute mit den gedrehten Bauteilen wird ebenfalls die Kontur aus der Umformsimulation verwendet. Für die Wärmebehandlungssimulation der umgeformten Bauteile werden zusätzlich noch die Spannungsverteilung und die äquivalente plastische Dehnung übertragen. Dies erfolgt im ersten Schritt mit Hilfe der in Abaqus™ integrierten Mapping-Routine. Der Übertrag von der Umform- auf die Wärmebehandlungssimulation ist in [Abbildung 3](#) graphisch dargestellt.

Die Materialdaten wurden in der Umformsimulation mit der in Abaqus™ implementierten Materialroutine simuliert, da hier nur die mechanische Verformung aber keine Phasenumwandlung

berücksichtigt werden mussten (Details s. [Kapitel 3.2](#)). Für die in der Wärmebehandlung zu berücksichtigenden Phasenumwandlungen existiert kein in Abaqus™ implementiertes Modell. Deshalb wurde am IWT die Modelle auf Basis der User Subroutine UMAT implementiert ([[Hunkel, Hoffmann, Zoch, 2008](#); [Simsir et al, 2012](#)], Details s. [Kapitel 3.3](#)). Für den Übertrag der Spannungsverteilung und der äquivalenten plastischen Dehnung in die State Variablen der UMAT-Routine musste deshalb eine zusätzliche Mappingroutine geschrieben werden.

Sowohl Umform- als auch Wärmebehandlungssimulation wurden in einer gekoppelten thermisch-mechanischen Simulation durchgeführt. In der Umformsimulation sollte die Erwärmung durch die Verformungswärme und die dadurch reduzierte Fließkurve berücksichtigt werden. Die Wärmebehandlungssimulation hat zum Ziel den durch die Spannungs- und Dehnungsentwicklung auftretenden Verzug vorherzusagen. Das Bauteil und sein Herstellungsprozess sind axial-symmetrisch. Da keine Abweichungen von dieser Axialsymmetrie berücksichtigt werden sollten, konnten die Simulationen 2D-axialsymmetrisch durchgeführt werden.



**Abbildung 3: Prinzipieller Aufbau der Simulation:
Von der Umformsimulation zur Wärmebehandlungssimulation**

3.2 Umformsimulation

Wesentliches Ziel der Umformsimulation war die Erzeugung einer möglichst realistischen Anfangsbedingung hinsichtlich Spannungen und Dehnungen für die Wärmebehandlungssimulation. Diese wurde deshalb nach Stand der Technik durchgeführt. Details zur Simulation von Kaltmassivumformprozessen finden sich bspw. in [[Vollrath, 2013](#)]. In der Umformsimulation wurden vier unabhängige Teile verwendet. Neben dem Bauteil die Matrize, der Stempel zur Verformung und der Stempel zum Auswerfen des Bauteils. Das Bauteil war aus dem Einsatzstahl 20MnCr5 und das Werkzeug aus dem Werkzeugstahl X155CrVMo12-1. Während für den Werkzeugstahl thermo-elastisches Verhalten angesetzt wurde, mussten für den Einsatzstahl thermo-plastisches Verhalten angesetzt werden. Die temperaturabhängigen thermo-physikalischen Eigenschaften und Fließkurven wurden der Literatur entnommen [[NN, 1992](#); [Doege, Meyer-Nolkemper, Saeed, 1986](#)]. Während der Umformung wird der meiste Teil der mechanischen Energie in Umformwärme verwandelt. Der Anteil der in Wärme übergehenden Umformenergie beträgt 0,9.

Der Stempel presste das Bauteil mit einer konstanten Vorschubgeschwindigkeit von 10 mm/s in die Matrize. An der Kontaktfläche zwischen Bauteil und Werkzeug kommt es zu mechanischen und thermischen Wechselwirkungen. Es wurde Coulomb-Reibung angesetzt. Der Reibkoeffizient

hängt dabei vom Schmierstoff (Zinkseife, Festschmierstoff) ab. Ein Teil der Reibenergie wird in Reibwärme umgewandelt. Der Anteil der in Wärme übergehenden Reibenergie beträgt wurde willkürlich zu 0,9 angesetzt. An der Kontaktfläche kommt es zudem zu einem Wärmeübergang vom erwärmten Bauteil zum Werkzeug. Literaturwerte für den Wärmeübergangskoeffizienten sind im Bereich von 5000 W/m²K bis zu 100000 W/m²K zu finden. Vorgestellt werden Ergebnisse mit einem Wärmeübergangskoeffizient 15000 W/m²K zwischen Bauteil und Matrize. Unterschiedliche Umformgrade wurden durch die Variation des Durchmessers d_1 der Matrize erreicht. [Tabelle 1](#) gibt die Variationen in der Umformsimulation wieder. Da sich das Bauteil während der Umformung erwärmt hat, wurde im Anschluss an die Umformung das Bauteil aus der Matrize ausgepresst und auf Raumtemperatur (20 °C) abgekühlt. Der Wärmeübergangskoeffizient während dieser Abkühlung betrug 20 W/m²K.

Tabelle 1: Variationen in der Umformsimulation

Umformgrad [-] (umgeformter Durchmesser [mm])	Reibkoeffizient [-]
0.7 (21.15)	0.08 (Festschmierstoff)
1.2 (16.45)	0.04 (Zinkseife)

3.3 Wärmebehandlungssimulation

Eine Einsatzhärtensimulation kann in die Teilschritte Erwärmen/Austenitisieren, Aufkohlen und Abschrecken unterteilt werden. Dabei wird der Zeit-Temperaturverlauf aus dem Erwärmen/Austenitisieren in die Aufkohlsimulation übertragen und der Kohlenstoffverlauf nach dem Aufkohlen sowie Temperatur, Gefüge, Dehnungen und Spannungen aus dem Erwärmen/Austenitisieren als Anfangsbedingung für das Abschrecken verwendet. Da bei einer Spannungsarmglühung sowohl das Austenitisieren als auch das Aufkohlen entfällt, lässt sich diese in einem Schritt berechnen. Anfangsbedingungen für das Erwärmen/Austenitisieren bzw. das Spannungsarmglühen sind 45 % Perlit / 55 % Ferrit als Gefüge, Temperatur sowie Spannungen und Dehnungen wie in [Kapitel 3.1](#) beschrieben aus der Umformsimulation.

Sowohl beim Einsatzhärten als auch beim Spannungsarmglühen werden die Bauteile in den warmen Ofen chargiert. Beim Spannungsarmglühen war dies die Glüh Temperatur von 600 °C. Beim Einsatzhärten war dies zunächst die Vorwärmtemperatur von 840 °C. Nach einem Temperaturengleich wurde der Ofen langsam auf Aufkohltemperatur von 940 °C erwärmt. Nach der Aufkohlung erfolgte eine langsam Abkühlung auf Härtetemperatur von 840 °C, bei der ein gehalten wurde. Während der Abkühlung auf Härtetemperatur und dem Halten auf Härtetemperatur findet noch eine signifikante Kohlenstoffdiffusion statt. Der simulierte Temperaturverlauf im Bauteil bis einschließlich des Haltens wird auf die Aufkohlsimulation übertragen. Im Anschluss erfolgte beim Spannungsarmglühen eine langsame Abkühlung des Ofens auf Raumtemperatur während beim Einsatzhärten mit einer Hochdruckgasabschreckung (Gastemperatur: 20 °C) auf Raumtemperatur abgekühlt wurde. Der Wärmeübergang war im Ofen (Spannungsarmglühen und Erwärmen/Austenitisieren beim Einsatzhärten) 20 W/m²K sowie beim Gasabschreckung 770 W/m²K. Zusätzlich wurde eine Emissivität von 0,5 angesetzt. [Abbildung 4](#) gibt die simulierten Zeit-Temperatur-Verläufe im Kern der Bauteile beim Einsatzhärten und beim Spannungsarmglühen wieder. Das Aufkohlen war ein Niederdruckaufkohlen, bei dem kurzen Burst (hoher Kohlenstoffstrom in das Bauteil) mit Diffusionsphasen abwechseln. Für Details sei hier auf [\[Steinbacher et al, 2008\]](#) verwiesen.

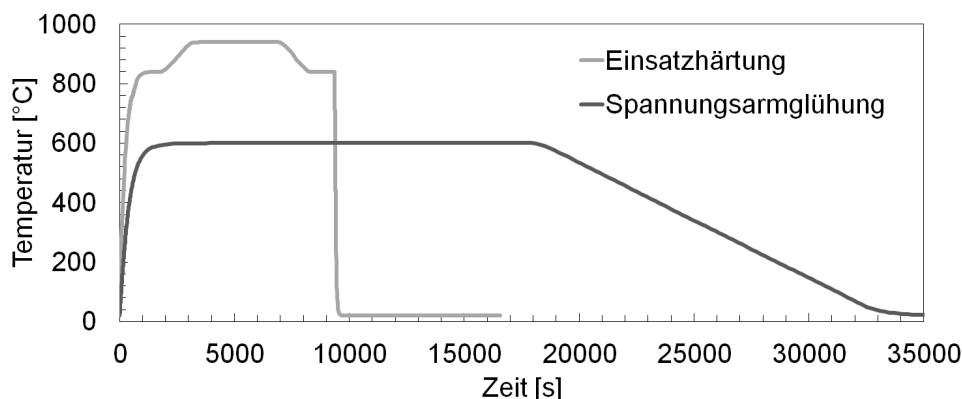


Abbildung 4: Simulierte Zeit-Temperatur-Verläufe im Kern der Bauteile beim Einsatzhärten und beim Spannungsarmglühen.

Für den Einsatzstahl 20MnCr5 wurden die temperatur-phasen- und gegebenenfalls kohlenstoffabhängigen thermo-physikalischen und -mechanischen Daten sowie die Phasenumwandlung im Rahmen des SFB 570 bestimmt [Irretier, 2009]. Die thermo-physikalischen Daten wurden weitestgehend der Literatur entnommen. Für die Bestimmung der thermo-mechanischen Daten sowie der Umwandlungsplastizität wurde ein thermomechanischer Simulator vom Typ Gleeble 3500 verwendet. Auf diese Daten soll hier aus Platzgründen nicht weiter eingegangen werden. Kurz beschrieben werden soll hier die anisotrope Umwandlungsdehnung [Hunkel, 2009], da dieser Effekt einen signifikanten Einfluss auf die Vorhersage des Verzugs hat [Hunkel, Hoffmann, Zoch, 2008]. Untersuchungen zu den Phasenumwandlungen und der damit verbundenen anisotropen Umwandlungsdehnung wurden mit einem Abschreckdilatometer Baehr 805A durchgeführt. **Abbildung 5** zeigt die Temperatur-Längenänderungs-Kurve von Dilatometerproben, die senkrecht und parallel zu den Seigerungen entnommen wurden, wobei die Wärmebehandlung in beiden Fällen identisch war. Die Dilatometerproben sind aus nicht umgeformten Material entnommen. Deutlich erkennbar gibt es einen orientierungsabhängigen Effekt während der Phasenumwandlung, insbesondere beim Austenitisieren (etwa 800 °C). Diese anisotrope Umwandlungsdehnung lässt sich auf die Ausbildung eines zeiligen Gefüges aufgrund von Seigerungen, wie es in **Kapitel 1** beschrieben wurde, zurückführen. Während der Ausbildung des zeiligen Gefüges kommt es aufgrund der unterschiedlichen Dehnungen der Gefügebestandteile zu inneren Spannungen. Diese führen in Analogie zur Umwandlungsplastizität zu einer anisotropen Ausbildung der Umwandlungsdehnung. Der temperatur- und kohlenstoffabhängige Diffusionskoeffizient wurde [Wünning, Leyens, Woelk, 1976] entnommen.

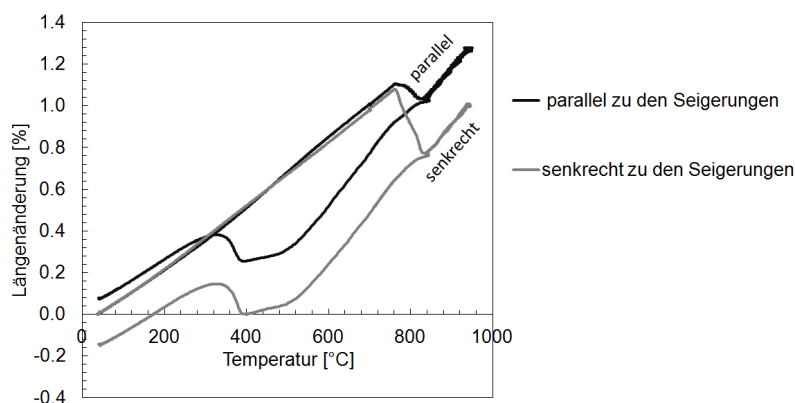


Abbildung 5: Temperatur-Längenänderung in Abhängigkeit der Entnahmerichtung von Dilatometerproben bei identischer Wärmebehandlung

4 Simulationsergebnisse

4.1 Umformsimulation

Während einer Kaltmassumformung kann es zu einer erheblichen Erwärmung des Bauteils kommen. [Abbildung 6](#) zeigt exemplarisch die Temperverteilung im Bauteil und in der Matrize für vier verschiedene Zeitpunkte für den Umformgrad 1,2 und den Reibkoeffizienten 0,04. In der Simulation wurden Temperaturen zwischen 280 °C und 340 °C erreicht, wobei die Maximaltemperatur stark vom Umformgrad und leicht von den Reibbedingungen und wenig von den Wärmeübergangskoeffizienten abhing [[Hunkel, Nadolski, 2016](#)].

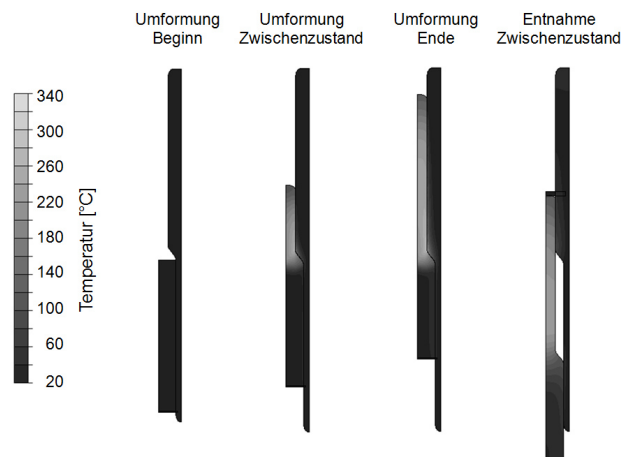


Abbildung 6: Temperaturentwicklung während der Umformung

[Abbildung 7](#) zeigt die Spannungs- und Dehnungsverteilung nach Entnahme und Abkühlung auf Raumtemperatur für die beiden Umformgrade und den Reibkoeffizienten 0,04. Selbstverständlicherweise gibt es einen starken Gradienten entlang der Achse, da es einen Übergang vom nicht umgeformten Bereich (im Bild unten) zu dem umgeformten Bereich (im Bild oben) gibt. Die Spannungs- und Dehnungsverteilung scheint sich im umgeformten Bereich in Abhängigkeit des Umformgrads unterschiedlich auszubilden. Die beiden Verteilungen scheinen sich für den Umformgrad 0,7 in Achsenrichtung homogener auszubilden als für den Umformgrad 1,2.

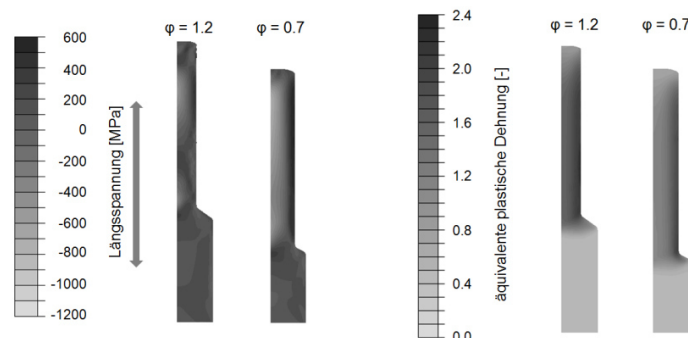


Abbildung 7: Spannungs- Dehnungsverteilung nach der Umformung für beide Umformgrade.

4.2 Wärmebehandlungssimulation

Ziel einer Endwärmebehandlung ist es oft, über die Einstellung des Gefüges die mechanischen Eigenschaften für den Verwendungszweck einzustellen. Bei einer Einsatzhärtung führt der erhöhte Kohlenstoffgehalt am Rand zu einer harten, verschleißarmen Schicht während das Gefüge im Kernbereich oft bainitisch/martensitisch mit besseren Zähigkeitseigenschaften ist [Liedtke, 2008]. **Abbildung 8** gibt die simulierte Kohlenstoffverteilung, Bainitgehalt und Härte im randnahen Bereich für den nicht umgeformten und die beiden umgeformten Durchmesser wieder. Der Kohlenstoffgehalt hängt nicht vom Durchmesser ab. Der erhöhte Kohlenstoffgehalt führt immer zu einer martensitischen Randschicht (Martensitanteil = 100 % - Bainitgehalt). Je kleiner der Durchmesser desto schneller ist die Abkühlung. Da der Bainitgehalt umso geringer ist je höher die Abkühlgeschwindigkeit hängt der Bainitgehalt im Kernbereich im Durchmesser ab. Allerdings macht sich der unterschiedliche Bainitgehalt fast nicht auf die nach [Blondeau et al, 1976] berechnete Härte bemerkbar. Da keine spannungs- oder dehnungsabhängigen Modelle (wie Rekristallisation) implementiert sind, hängen diese Größen nur vom Durchmesser aber nicht von der Herstellung (umgeformt oder gedreht) ab.

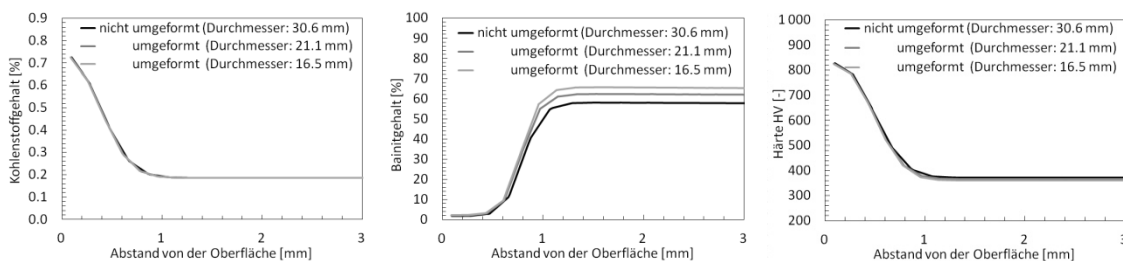


Abbildung 8: Simulierte Kohlenstoffverteilung, Bainitgehalt und Härte im randnahen Bereich

4.3 Verzug während der Wärmebehandlung

Verzug wird i.A. als Abweichung von einer Sollgeometrie(-maß) bezeichnet [Heess et al, 2016]. Diese Abweichung kann auch bereits nach der Umformung auftreten [Nadolski et al, 2014]. Dieser Verzug soll hier nicht betrachtet werden, sondern nur der während der Wärmebehandlung auftretende zusätzliche Verzug. Dieser wird experimentell und simulatorisch bestimmt, indem die Differenz einer Geometriegröße nach der Wärmebehandlung und vor der Wärmebehandlung bestimmt wird. In dieser Veröffentlichung wird im Folgenden nur die Längenänderung als Geometriemaß betrachtet.

Abbildung 9 gibt die simulierte Längenänderung in von Fertigung (umgeformt, gedreht) und Wärmebehandlung (spannungsarmgeglüht, einsatzgehärtet) wieder. Da bei der Spannungsarmglühung im Gegensatz zur Einsatzhärtung keine Phasenumwandlungen auftreten, ist die Längenänderung bei Spannungsarmglühung klein und bei der Einsatzhärtung groß. Bei der Spannungsarmglühung ist nur für den Umformgrad 0,7 ein kleiner Effekt aufgrund der Umformspannungen sowohl für die Spannungsarmglühung als auch für die Einsatzhärtung sichtbar. Für die einsatzgehärteten Bauteile kommt es noch zu einer zusätzlichen Längenänderung aufgrund der durch die unterschiedlichen Durchmesser bedingten unterschiedlichen Abkühlraten. Hierbei überlagern sich Gefügeeefekte und durch die thermischen Spannungen bedingte Plastizitätseffekte.

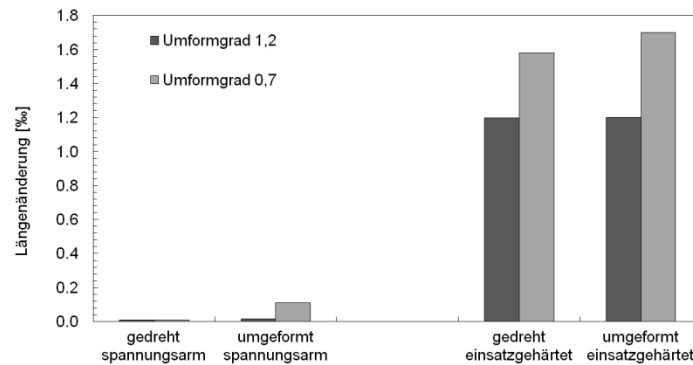


Abbildung 9: Längenänderung der Bauteile in Abhängigkeit von Herstellung und Wärmebehandlung.

Abbildung 10 zeigt den Vergleich der simulierten mit experimentellen Ergebnissen für die Variationen Umformgrad und Reibkoeffizient. In beiden Fällen überschätzt die Simulation die experimentelle Längenänderung. Ursache dürfte sein, dass die in Abbildung 5 gezeigte anisotrope Umwandlungsdehnung abhängig von der Position im Halbzeug ist [Hunkel, 2009] und abhängig vom Umformgrad zu sein scheint. Außerdem werden Effekte in Zusammenhang mit der Rekristallisation des umgeformten Bereichs derzeit nicht berücksichtigt. Die Abhängigkeit der Längenänderung vom Umformgrad konnte gut abgebildet werden. Eine Abhängigkeit vom Reibkoeffizient konnte im Gegensatz zu den experimentellen Ergebnissen nicht festgestellt werden. Ursache könnte auch hier die Vernachlässigung der Rekristallisation sein.

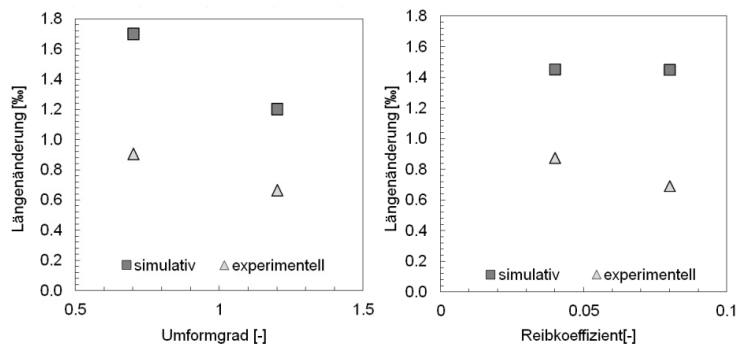


Abbildung 10: Vergleich der experimentell bestimmten und der simulierten Längenänderung.

5 Zusammenfassung

Eine prozessübergreifende Simulation der Kaltmassivumformung und der anschließenden Wärmebehandlung wurde vorgestellt. Neben der Geometrie wurden auch die durch die Kaltmassivumformung induzierten Spannungen und die plastische Dehnung als Anfangsbedingung für die Wärmebehandlungssimulation verwendet. Der Einfluss dieser Größen auf den Verzug nach einer Spannungsarmglühung und nach einer Einsatzhärtung wurde untersucht. Wesentliches Simulationsergebnis, das betrachtet wurde war der Verzug in Form der Längenänderung der Bauteile. Die Ursachen der Abweichung werden im Wesentlichen in der fehlenden Berücksichtigung der orts- und umformgradabhängigen anisotropen Umwandlungsdehnung und den Einfluss der Rekristallisation gesehen. Diese Effekte sind Gegenstand laufender Untersuchungen.

6 Literatur

Blondeau, R.; Maynier, Ph.; Dollet, J.; Vieillard-Baron, B., (1976), „Mathematical Model for the Calculation of Mechanical Properties of Low Alloy Steel Metallurgical Product: a few examples of its applications.“, *Proc. Heat Treatm.* Vol. 76 S. 189-200

Doege, E.; Meyer-Nolkemper, H.; Saeed, I., (1986), *Fließkurvenatlas metallischer Werkstoffe.* Hanser-Verlag, München

Heess, K. und Mitautoren, (2016), *Maß- und Formänderungen infolge Wärmebehandlung von Stählen – Ursachen von der Konstruktion bis zum Endprodukt.* expert-Verlag, Remchingen

Hunkel, M. et al, (2007), „Size Change due to Anisotropic Dilation Behavior of a Low Alloy SAE 5120 Steel.“, *steel research int.*, Vol. 78, S. 45-51

Hunkel, M.; Hoffmann, F.; Zoch, H.W., (2008), „Simulation of the distortion of cylindrical shafts during heat treatment due to segregations.“, *IJMMP* Vol. 3, S. 162-177

Hunkel, M., (2009), „Anisotropic transformation strain and transformation plasticity: two corresponding effects.“, *Mat.-wiss. u. Werkstofftech.* Vol. 40, S. 466-472

Hunkel, M., (2012), „Analyse von Seigerungen und seigerungsbedingtem Verzug am Beispiel des Einsatzstahls 20MnCr5.“, *HTM – J. Heat Treatm. Mat.*, Vol. 67, No. 5, S. 311-322

Hunkel, M; Nadolski, D., (2016), „Coupled Process Simulation of Cold Extrusion and Heat Treatment Distortion of Steel Shafts.“, *Mat.-wiss. u. Werkstofftech.* Vol. 47, S. 762-770

Irretier, A., (2009), Final project report „C1 Stoffwertbestimmung – SFB 570 Distortion Engineering.“, http://www.sfb570.uni-bremen.de/files/TP_C1_09.pdf

Lange, K.; Kammerer, M.; Pöhlant, K.; Schöck, J., (2008) *Fließpressen – Wirtschaftliche Fertigung metallischer Präzisionswerkstücke.*, Springer Verlag, Berlin

Liedtke, D., (2008), „Merkblatt 452 ‚Einsatzhärten‘“, Stahl-Informations-Zentrum, Düsseldorf

Myslicki, S., (2010), *Einfluss der Wärmebehandlung auf die Eigenspannungen kaltmassivumgeformter Bauteile.* Diplomarbeit, Universität Dortmund

Nadolski, D.; Schulz, A.; Hoffmann, F.; Zoch, H.-W.; Hänisch, S.; Ossenkemper, S.; Haase, M.; Tekkaya, A. E., (2014), „Einfluss einer Kaltmassivumformung und Wärmebehandlung auf die Maß- und Formänderungen.“, *HTM J. Heat Treatm. Mat.* Vol 69, S. 295-305

NN, (1992), *Taschenbuch der Stahl-Eisenwerkstoffblätter SEW 310.*, Verlag Stahleisen, Düsseldorf

Peetz, J.-V. et al, (2003) „Verbesserung der Crashvorhersage von Karosseriebauteilen durch Einbeziehung von Ergebnissen aus der Umformsimulation.178“, *Proc. Symposium „Simulation in der Produkt- und Prozessentwicklung“*, 5.-7.11.2003, Bremen, S. 171-

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, S. 163–170

Steinbacher, M.; Clausen, B.; Hoffmann, F.; Zoch, H.-W., (2008), "Steigerung der Vorhersagegenauigkeit bei der Berechnung des Kohlenstoffprofils von Niederdruckaufkohlungsprozessen." *HTM Härterei-Techn. Mitt.* Vol. 63, S. 33-39

Vollrath, K., (2013), *Simulation in der Umformtechnik.*, Industrieverband Massivumformung e. V., Hagen

Wünning, J.; Leyens, G.; Woelk, G., (1976), „Gesteuerte Aufkohlung in CO-freien Amosphären.“, *HTM Härterei-Techn. Mitt.*, Vol. 31, S. 132-135

Simulation des Abschreckens von Aluminiumprofilen in ionischen Flüssigkeiten.

Michael Reich, Martin Beck, Olaf Keßler

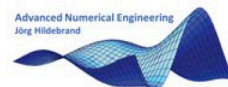
Universität Rostock, Fakultät für Maschinenbau und Schiffstechnik, Lehrstuhl für Werkstofftechnik

Abstract

Der Abschreckvorgang in verdampfenden Flüssigkeiten wird meist durch den Leidenfrost-Effekt beeinflusst, wodurch vermeidbare Eigenspannungen und Verzug hervorgerufen werden. Herkömmliche Salz- und Metallschmelzen gestatten eine Abschreckung ohne Leidenfrost-Effekt, müssen dafür aber bei hohen Badtemperaturen betrieben werden und verursachen einen beträchtlichen Reinigungsaufwand der abgeschreckten Bauteile. Ionische Flüssigkeiten sind Salze mit einer Schmelztemperatur unterhalb von 100°C, häufig sogar unterhalb Raumtemperatur, und ermöglichen damit eine weniger aufwendige Abschreckung gegenüber gebräuchlichen Salz- und Metallschmelzen und eine gleichmäßigere Abkühlung gegenüber dem Abschrecken in verdampfenden Flüssigkeiten. Die Arbeit präsentiert ein thermomechanisch gekoppeltes Simulationsmodell für das Abschrecken eines Aluminiumprofils mit komplexer Geometrie einer 7XXX Aluminium-Legierung zur Bewertung dieser neuartigen Abschreckmedien hinsichtlich der sich im Profil ausbildenden Eigenspannungen und des Verzuges. Eine besondere Beachtung findet die Bestimmung des Wärmeübergangs zwischen Bauteil und ionischer Flüssigkeit sowie die Entwicklung der mechanischen Eigenschaften der Aluminiumlegierung während des Abschreckens. Die Gültigkeit dieses Simulationsmodells wird anhand experimentell ermittelten Temperatur/Zeit-Verläufen und mit den Verzugs- und Eigenspannungsmessungen des Profils nach dem Abschrecken überprüft. Die Ergebnisse stellen das Potential von ionischen Flüssigkeiten für eine Vergleichmäßigung des Abschreckvorgangs heraus.

Impressum	Titel	Simulationsforum 2016 - Schweißen und Wärmebehandlung
	Herausgeber	Dr.-Ing. Jörg Hildebrand Dr.-Ing. Tobias Loose Dr.-Ing. Michael Reich
	Satz	Dr.-Ing. Jörg Hildebrand
	Umschlaggestaltung ISBN	Isabel Rincón de Arellano 978-3-00-054805-5

Förderer und Unterstützer



Bestellung

Verein zur Förderung der
numerischen Analyse der
Wärmebehandlungs- und
Schweißprozesse

Marienstraße 7
D-99423 Weimar
E-Mail: info@fws-ev.de
Internet: www.fws-ev.de