

Tagungsband

SYSWELD

Forum 2011



WELDING & HEAT TREATMENT

*Dorint Am Goethepark,
Weimar*

25.-26. Oktober 2011

ESI Group

**Bauhaus-Universität Weimar
Institut für Konstruktiven Ingenieurbau**

**Ingenieurbüro
Tobias Loose GbR**

SYSWELD Forum 2011

**25.-26. Oktober 2011
Weimar**

Tagungsband

Inhaltsverzeichnis

	Seite
Vorstellung der neuen ESI Welding Solution 2011 Y. Vincent (ESI Group)	5
Methode zur betriebsfesten Bewertung von Laserschweißnähten mittels Schweißsimulation M. Thaler (Montanuniversität Leoben), M. Stoschka (Montanuniversität Leoben), H. Huemer (MAGNA Powertrain AG & Co KG), M. Ottersböck (Montanuniversität Leoben)	27
Verbesserte Berechnung der Tragfähigkeit komplexer Stahlleichtbaustrukturen durch Integration der Schweißsimulation H. Pasternak, G. Kubieniec, V. Bachmann (BTU Cottbus - Lehrstuhl für Stahl- und Holzbau)	39
Simulating the Welding Process of PIN Structures L. Wittwer, N. Enzinger (TU Graz - IWS)	46
Thermomechanische Simulation des Mehrlagenschweißens druckbelasteter Gashochdruckleitungen F. Koch, M. Enderlein (TU Freiberg - Institut für Mechanik und Fluidodynamik)	56
Vorstellung eines Modells für gekoppelte Simulationen von Schweiß- und Zugversuchen zur Festigkeitsbeurteilung von hybriden Verbindungen M. Babaei (BIAS), A. Luttmann (Uni Bremen), A. Schmidt (Uni Bremen), A. Barr (IWT Bremen), H. von Rebenstock (BIAS), F. Vollertsen (BIAS)	68
Mikro-Makromodellierung der Gefügeumwandlung von Stahl bei der Simulation der Kurzzeitwärmebehandlung M. Hunkel (IWT Bremen)	81
Die Bedeutung des Bauschinger Effekts bei der Simulation des Ausscheidungshärtens von Aluminiumlegierungen M. Reich, C. Glumm, O. Keßler (Uni Rostock, Lehrstuhl für Werkstofftechnik)	92
Konsistentes Materialmodell für Umwandlung und mechanische Eigenschaften beim Schweißen hochfester Mehrphasen-Stähle K. Mukherjee, U. Prah, W. Bleck (RWTH Aachen - IEHK); A. Abdurakhmanov, M. Schleser, U. Reisgen (RWTH Aachen - ISF)	105
Ermittlung und Aufbereitung von Werkstoffdaten für die numerische Schweißsimulation T. Lose, A. Rausch, F. Hannemann (ESI GmbH); A. Scharff (SLV Mecklenburg-Vorpommern GmbH)	117

	Seite
Zum Versagensverhalten von Rissen in schweißplattierten Reaktordruckbehältern M. Brand, J. Hohe, D. Siegele (Fraunhofer IWM)	142
Schweißsimulation mit Sysweld vs. experimentelle Schweißsimulation – Treffergenauigkeit in der Wärmeeinflusszone V. Wesling, A. Schram, L. Aschermann (TU Clausthal – ISAF)	155
AixViPMaP® – Anwendung einer Simulationsplattform auf die Prozessketten bei der HT-Aufkohlung P. Shafiei Sabet, S. Konovalov, U. PrahI (RWTH Aachen - IEHK); T. Henke, M. Bambach (RWTH Aachen - IBF)	166
Erster Standard für die numerische Schweißsimulation D. Tikhomirov (INPRO mbH), C. Schwenk (BAM)	176
Numerisches Kompensationsverfahren zur Ermittlung der Vorhaltung von Schweißverzügen Y. M. Omboko (Volkswagen AG), Univ.-Prof. Dr.-Ing. Prof. h.c. S. Böhm (Uni Kassel), Dr.-Ing. H. Verhoeven (Volkswagen AG), Dr.-Ing. P. Weigert (Volkswagen AG), Dr.-Ing. H. Kurz (Volkswagen AG)	183
Integrative Simulation des U/O-Umformens und des UP- Schweißens für die Berechnung von Verzug und Eigenspannung U. Reisgen , E. Rossiter (RWTH Aachen - ISF); T. Henke, M. Bambach, G. Hirt (RWTH Aachen - IBF)	191
Virtuelle Bauteilentwicklung durch Simulation der Prozesskette Umformen-Schweißen A. Petropoulos, A. Lechner, Prof. Dr.-Ing. H. Cramer (SLV München)	201
Introduction to Laser Direct Metal Deposition (LDMD) - a CFD-FE approach - Relevant parts of ACE+ M. Vogel, Dr. M. Megahed (Manchester University)	214
Flow modeling in the laser direct metal deposition process (Ldmd) J. Ibarra-Medina (Manchester University)	223
Metallurgical and stress modeling in Laser Direct Metal deposition – integrated simulation of Laser cladding M. Vogel (Manchester University)	236

Entwicklung großformatiger Schweißsimulation anhand von laserstrahlgeschweißten Quarzglasproben 245

B. Wittor, (Uni Weimar – IKI), J. Hildebrand (Uni Weimar – Simex)

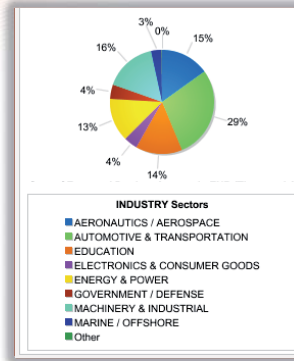
Kurzbiographien 254

ESI's Welding Simulation Suite

A single suite of software for all your welding assessment and fabrication needs

2011 ESI Group

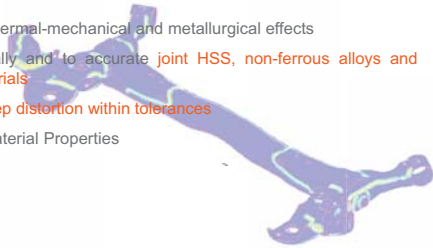
ESI's Welding Market Segment



ESI's Welding Solution based on Customer Needs

Automotive Market requirements

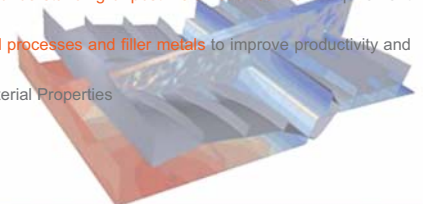
- Predictive software for welded structures to **increase design authority** for tier-1 suppliers and to reduce weight and emissions
- **Improve fatigue and crash performance**
- **Reduce the amount of prototyping work:** Rapid integration from concept-to-prototype-to-production to reduce time line between discovery and implementation.
- **Predict changes** due to thermal-mechanical and metallurgical effects
- **Processes to economically and to accurately joint HSS, non-ferrous alloys and future generation of materials**
- Predictive software to **keep distortion within tolerances**
- **Control Microstructure/Material Properties**



ESI's Welding Solution based on Customer Needs

Energy, Heavy Industry Market requirements

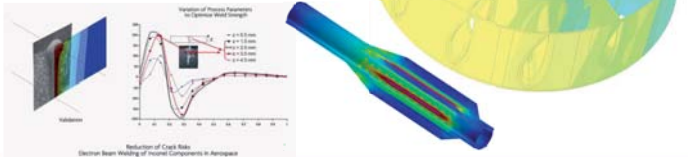
- **Develop weld qualified procedure and design guidelines** for constructability and economical fabrication
- **Eliminate the distortion and residual stresses** in weldments
- **Improve the weld life assessment**
- **Improvements in dissimilar materials joining and in repair welding** and its effects on the whole structure and life
- Long term, **more focused understanding of post weld heat treatment** requirement (e.g. microstructure)
- Accurate **modeling of weld processes and filler metals** to improve productivity and performance.
- **Control Microstructure/Material Properties**



ESI's Welding Solution based on Customer Needs

Aerospace & Aeronautic Market requirements

- More comprehensive mathematic/scientific understanding and modeling in welding of Titanium, Aluminum, Nickel based alloy to improve the weld quality and fatigue life (Avoid microstructure failure cracks).
- Capability to predict distortion and residual stresses and the effect of the precipitation/dissolution at solid stage
- Aging aircraft/sustainment and repair is the major issue for product life



ESI's Welding Solution

A single suite of software for all your welding assessment and fabrication needs

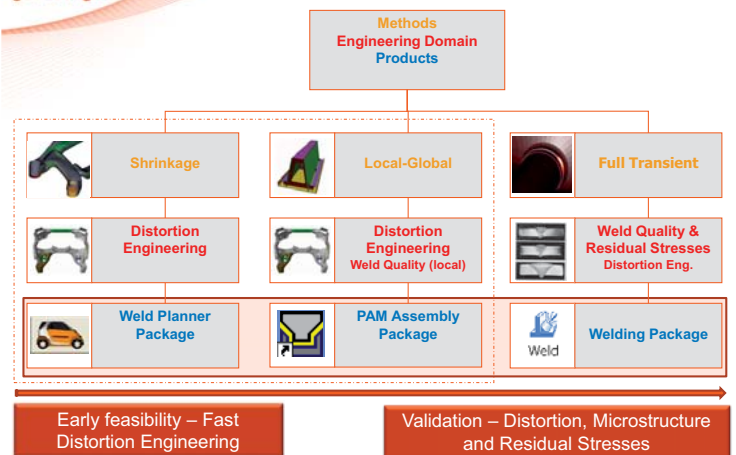
2011 ESI Group

A Complete Virtual Welding Engineering Solution is Available from ESI!



Simulation-based Weld Distortion and Weld Quality Engineering
From Early Feasibility to Process Security

Available Product Packages



ESI's Welding Simulation Suite Weld Quality Engineering

2011 ESI Group

Weld Quality Engineering - The Job to be Done and the Benefits to be Gained



Job to be done

- Help to define optimal process conditions
- Produce higher-quality welds
- Secure the designed process
- Control material properties integrity
- Evaluate residual stresses



Benefits to be gained

- Reduce weight, energy used & cost
- Improve impact or crash performance
- Improve fatigue performance
- Improve structural rigidity/stiffness
- Improve weld joint integrity



Courtesy
PSA



Courtesy Comex

Benefits of Microstructure & Residual Stress Management

- The better the microstructure, the better the strength of a weld
 - Codes assume a weld quality - which must be guaranteed
- Residual Stresses cause distortion
 - Without residual stresses there is no distortion
- Improving residual stresses improves the strength of weld joints
 - Codes assume the worst residual stress field possible
- How to Improve the High Cycle Fatigue Strength of a Weld
 - Make sure the assumed microstructure is right
 - Try to reduce residual stress concentrations
 - Try to reduce residual tensile stresses at critical places as much as this is possible

General Benefits of Weld Quality & Residual Stress Management

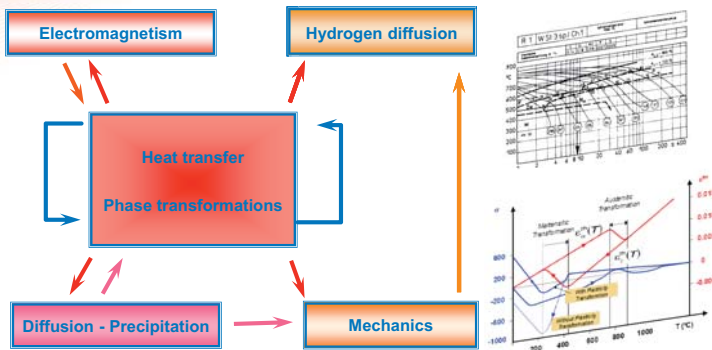
- Residual Stresses
 - Uncover hot stress spots all over the design due to the welding fabrication process, to optimize high cycle fatigue assessment
 - Avoid failure by producing uniform stress distribution and avoiding stress concentrations
 - Avoid stress raiser effects due to a wrong welded design subjected to external loads
 - Avoid crack initiation due to tensile stresses at the wrong place – and best include external loads in the consideration
 - Control residual stresses for stress corrosion cracking
 - Improve Fracture Mechanics Assessment
- Strain rates
 - Monitor critical strain rates for hot cracking
- Microstructure
 - Avoid cold cracks / brittle failure due to a wrong microstructure
- Validation of mission critical projects

Key factors of the ESI's Weld Quality Engineering Solution

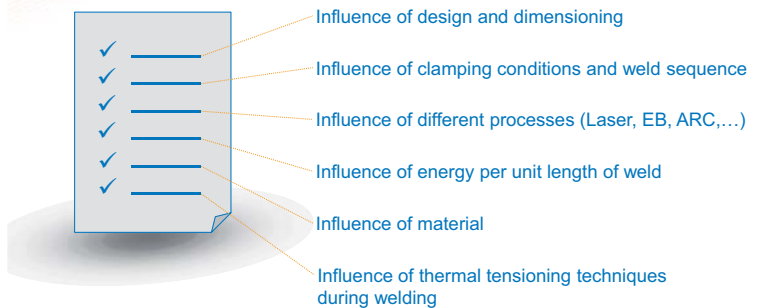
- Provide advanced modeling for accurate physics simulation
 - Transformation Induced Plasticity, Mixed no-linear Isotropic-Kinematic hardening, Viscoplasticity, Dang Van Criteria ...
- Make it Easy to Use
 - Visual Mesh-Weld-HT-Viewer Single Platform
- Make it Fast & Robust
 - DMP on Win64 and Linux64
- Customization according to the welding processes
 - Multipass Advisor, Spot Welding Advisor, Induction Welding, Friction Stir Welding ...
- Provide advanced End to End Chaining solution
 - Fluid-Weld, Stamp-Weld, Cast-Weld, Weld-Fracture, Weld-Crash ...

Provide advanced modeling for accurate physics simulation

Advanced Model for Accurate Physics simulation



What is Computed - Influencing Parameters



What is Computed?

- ✓ Temperature field, phase transformations
- ✓ Distortion and (residual) stresses
- ✓ Plastic strains, Yield strength, Hardness
- ✓ Passes with single and multiple heat sources
- ✓ Multiple passes, Pre & Post Weld Heat Treatment
- ✓ Spot Weld, Friction Stir Welding ...
- ✓ Multi-axial Fatigue Criteria "Dang Van"

Modeling of Steel

- ✓ Grain size over thermal cycle
- ✓ Austenitization depending on the heating rate
- ✓ IT and CCT diagrams as a function of rate and grain size
- ✓ Properties as a function of the temperature & time
- ✓ Properties as a function of the phases, TIP, HR ...
- ✓ Properties as a function of the chemical composition

Metallic Material that can be Modeled

- ✓ Low alloyed carbon steel - Heavy Plate
- ✓ Low alloyed carbon steel - Sheet Metals
- ✓ High alloyed steel
- ✓ Steel cast
- ✓ Wire material
- ✓ Copper, Nickel, Titanium, Aluminum, etc.

Energy: Validation industrial Cases

Proceedings of the ASME 2011 Pressure Vessels & Piping Division Conference PVP2011 July 17-21, 2011, Baltimore, Maryland, USA

NUMERICAL SIMULATION OF A SINGLE BEAD ON PLATE AND THREE PASS SLOT WELDS IN AUSTENITIC STAINLESS STEEL

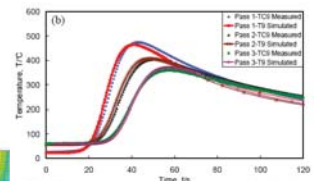
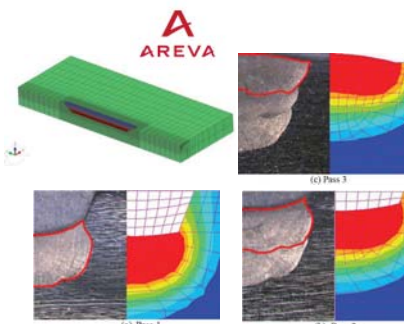


Fig.9 Temperature comparisons between predicted and measured: (a) TG1, (b) TG4

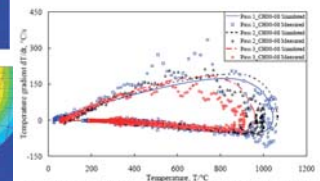
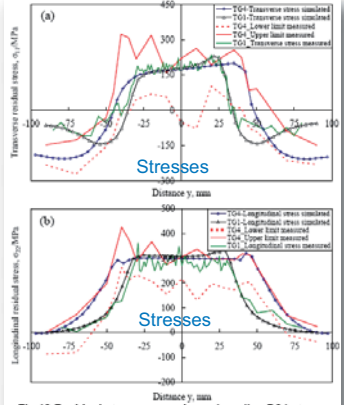
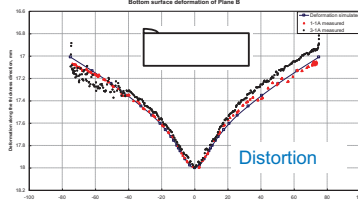
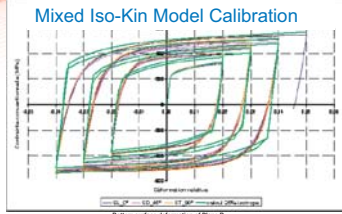


Fig.11 Relationship between temperature and temperature gradient at TC00-08

Energy: Validation industrial Cases

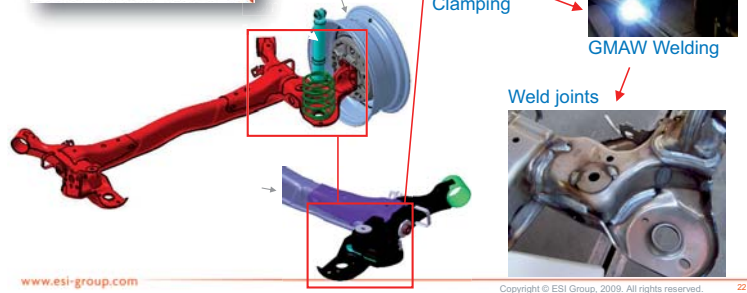
Proceedings of the ASME 2011 Pressure Vessels & Piping Division Conference PVP2011 July 17-21, 2011, Baltimore, Maryland, USA



Automotive: Weld and Fatigue Life Analyses

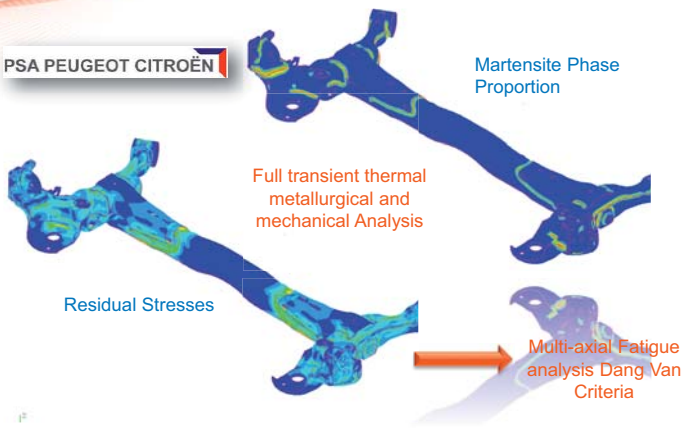
Deformable rear cross member

PSA PEUGEOT CITROËN

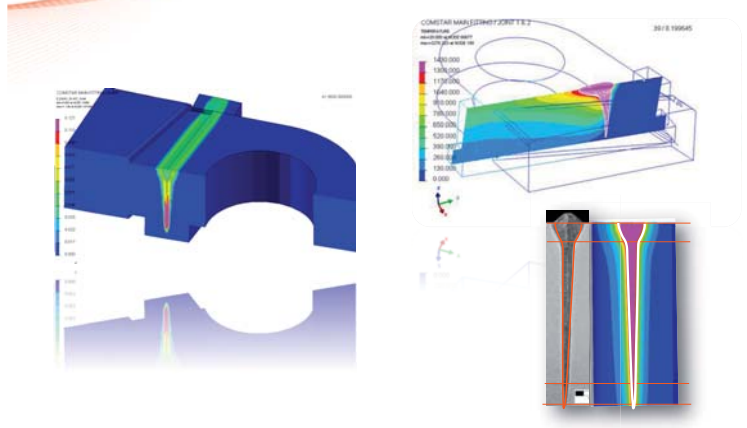


Automotive: Weld and Fatigue Life Analyses

PSA PEUGEOT CITROËN



Aero: Electron Beam Welding Simulation



Make it Easy to Use
Visual Mesh-Weld-HT-Viewer

One Single environment integrating your different applications

Make it Easy to Use
Visual Mesh – Visual Weld & HT – Visual Viewer

Visual-Weld coupled with Visual-Mesh and Visual-Viewer covers all the activities to simulate welding fabrication, starting from interfacing to CAD formats, CAD cleanup, meshing, model set-up, post processing using one single data model.



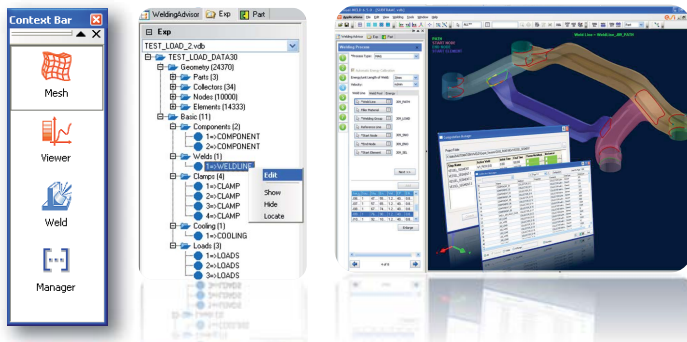
Finite Element Model

Welding Process

Results

Make it Easy to Use

Weld Quality: Visual Mesh-WELD-Viewer is the new-generation fast and easy to use welding simulation tool which covers all the activities of a Welding Engineer



Make it Easy to Use

The complete work-flow is represented with different steps and are efficiently guided to complete the set-up with minimum input.

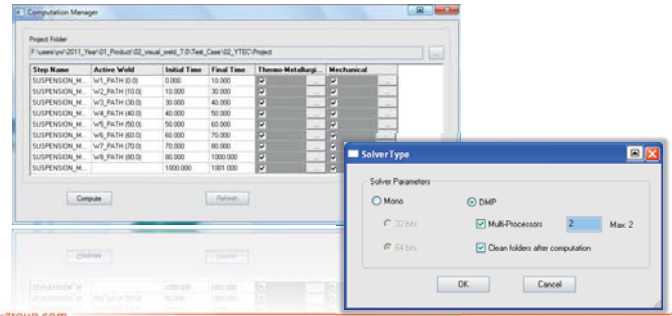
- 1 Project Description
- 2 Global Parameter
- 3 Component Properties
- 4 Welding Process
- 5 Cooling Condition
- 6 Clamping Condition
- 7 Loads and Deformations
- 8 Solution Parameters



Make it Fast & Robust DMP on Win64 and Linux64

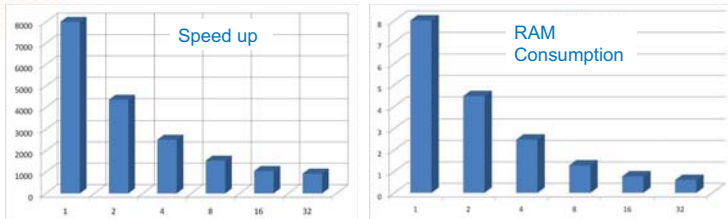
Make it Fast & Robust

- DMP: Distributed Memory Parallelization Computation
- An easy-to-use utility that allows users to manage complex DMP solver runs in an efficient way on Linux64 and Windows64



Make it Fast & Robust

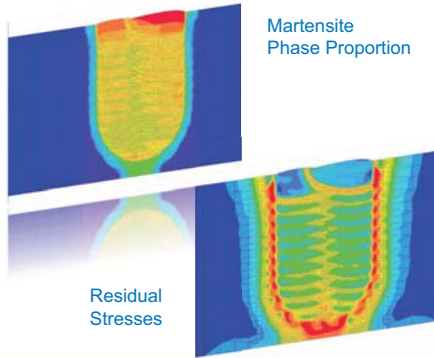
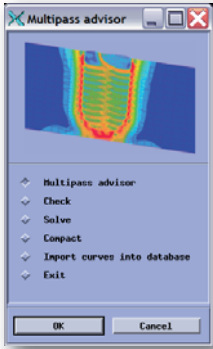
New Full DMP version on LINUX and windows Platforms (Sysweld 2011) & Visual Weld 7.0



Customization according to the welding process
Multipass Advisor, Spot Welding Advisor,
Induction Welding, Friction Stir Welding ...

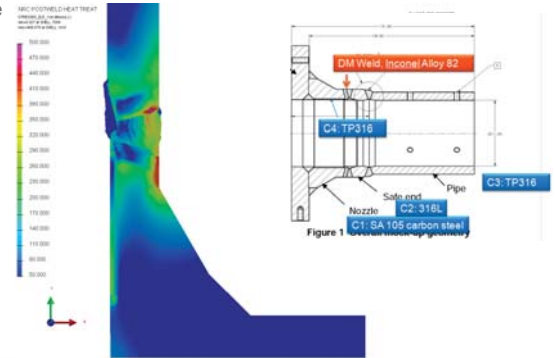
Customization Multipass Welding Advisor

Pre heat treatment – Multi Pass Welding – Post Weld Heat Treatment – Repair Weld
Designed to perform hundreds of passes



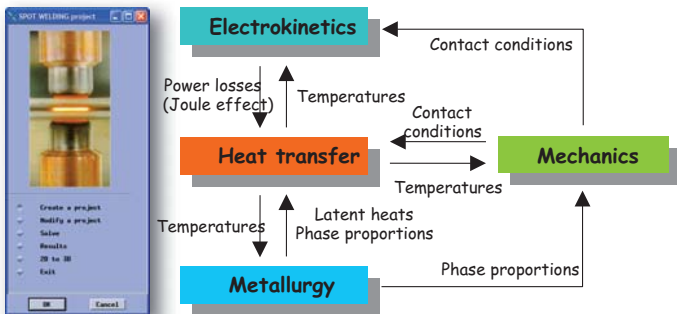
NRC: Multipass Welding: Buttering

Control Residual Stresses to Guarantee the Best Resistance of Dissimilar Material Welds to Stress Corrosion Cracking and Ductile Fracture



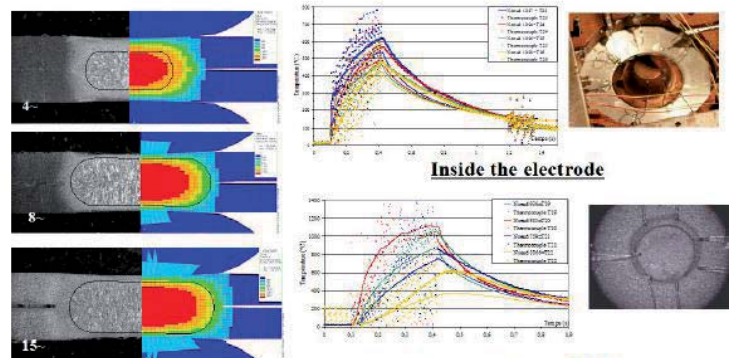
Customization Spot Welding

With the coupling between electromagnetism, heat transfer, metallurgy, and mechanics, SPW process is accurately simulated with SYSWELD.

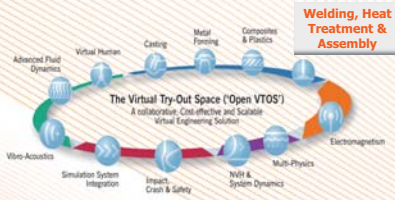


Numerical Simulation of Spot Welding process

Fully coupled Electro Thermo Metallurgical and Mechanical Analysis applied to evolutive contact areas conditions

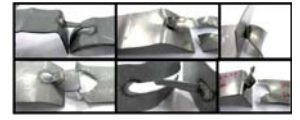
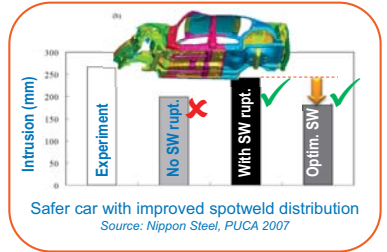


Provide advanced E2E Chaining solution
Fluid-Weld, Stamp-Weld, Cast-Weld, Weld-Crash,
Weld-Crack Propagation

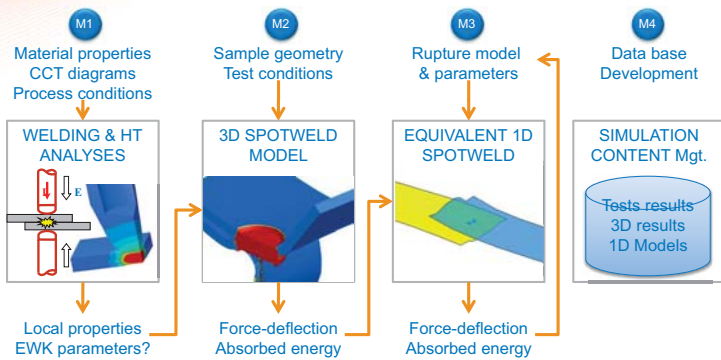


Spotweld Rupture
Why it matters / Absence of Value

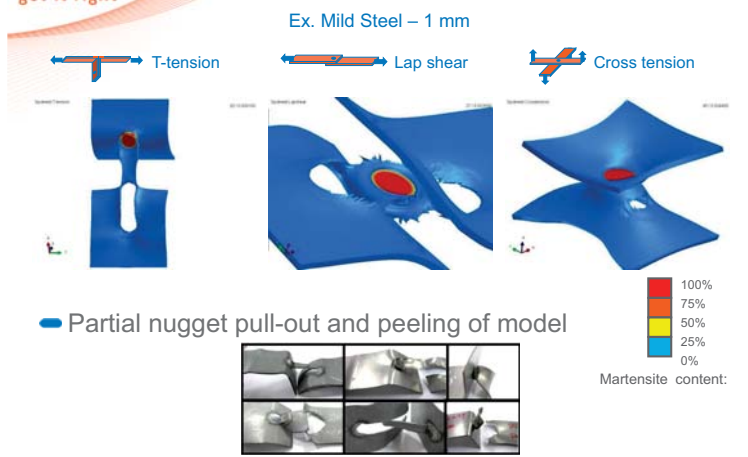
- Crash performance of steel car bodies can be largely affected by spotweld ruptures
- Issues with current spotweld rupture models
 - Require **many lab tests** (varying material, thickness, process)
 - Not realistic enough**
 - Focus on initiation & miss energy absorption
 - Pullout/Interfacial rupture

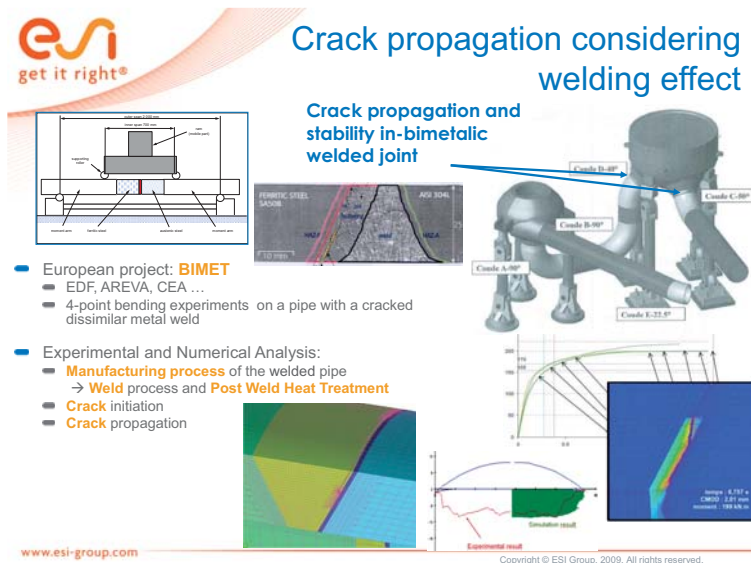
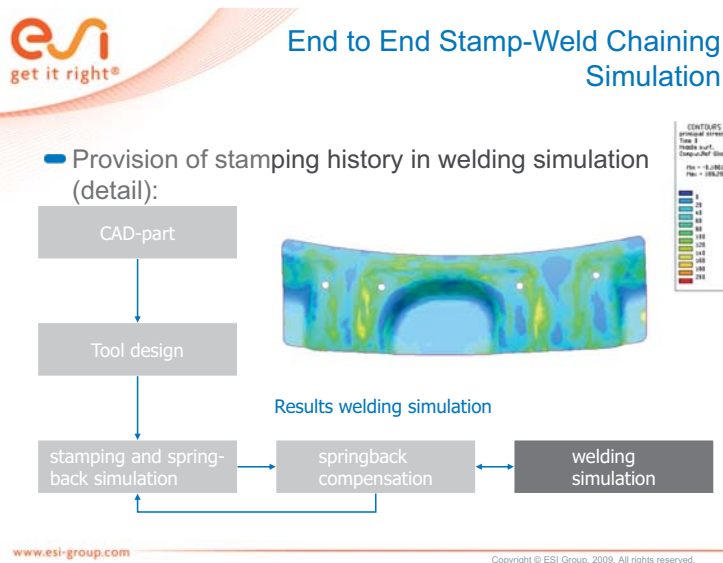
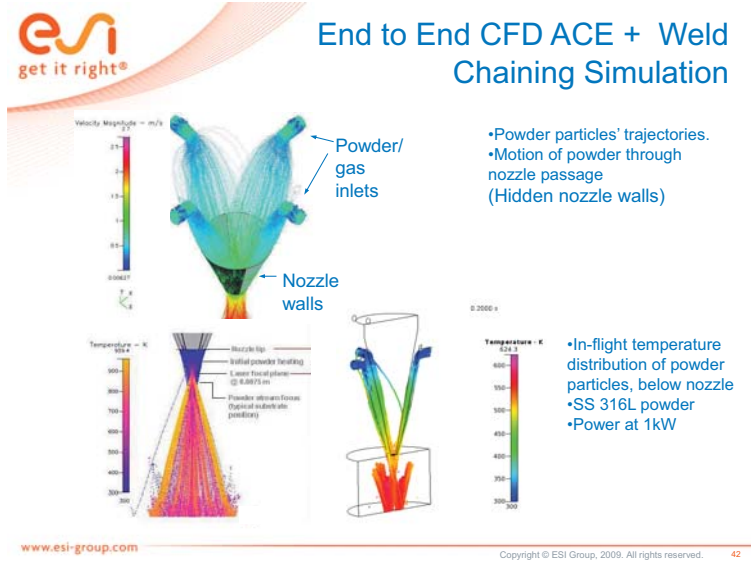
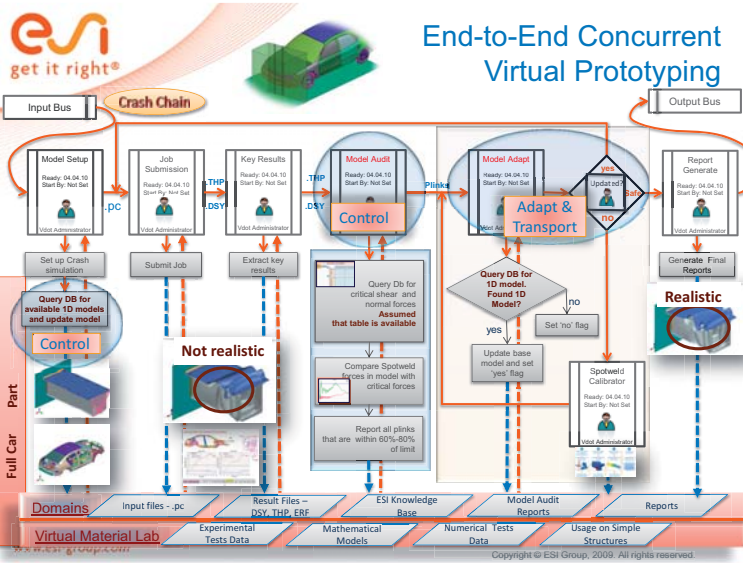


Modeling Tasks:
Virtual Spot Weld Calibration



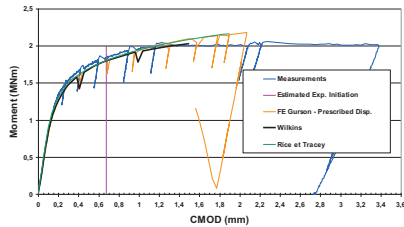
Simulation of Rupture Modes





End to End Weld - Crack Propagation Simulation

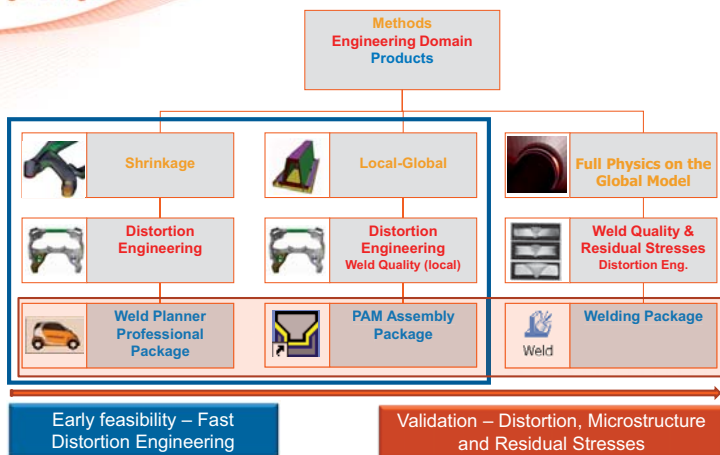
- Capability to well predict the ductile behavior of cracks in Dissimilar Material Welds



ESI's Welding Simulation Suite Distortion Engineering

2011 ESI Group - OCAS

Available Product Packages



Benefits of Welding Distortion Engineering

Overall Benefit

- A stress minimized welded assembly within tolerances, at minimum cost, keeping the specs, with production security
- Avoid design compromises that are not welcome

Saving Cost in the Design Phase

- Speed up the product development cycle by reducing the number of design variants to check for manufacturing feasibility and ability to keep tolerances

Saving Cost in the Fabrication Phase

- Make sure that tolerances are kept and avoid rework - before the fabrication starts
- Optimizing clamp and weld sequences
- Compensate welding distortion in sheet metal forming

Weld Planner - Early Design Solution

- First, a **quick evaluation** of the welded assembly is done using the **WELD PLANNER**. With simulations in weld blocks, it takes only minutes to identify the welds that cause the majority of the distortion. Once identified, **clamping conditions** and **weld sequences** can be optimized for the identified joints.

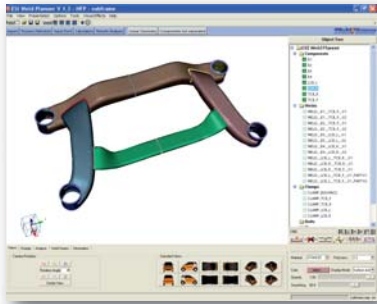
Weld Planner

Developed in close collaboration with INPRO (Daimler, VW, ThyssenKrupp, AUDI)

DAIMLER

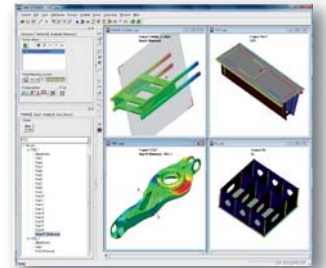


ThyssenKrupp



PAM ASSEMBLY - Detailed Design Solution

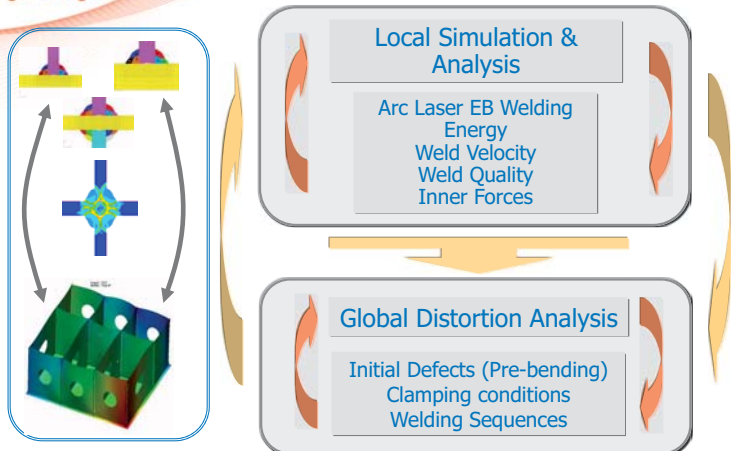
- Fine tuning** of the assembly can then be performed with **PAM-ASSEMBLY**.
- Focusing on the critical joints, variants in energy / unit length of weld, welding process, material variants, etc. can be investigated.
- At this step, you will add **precision to your decision**.



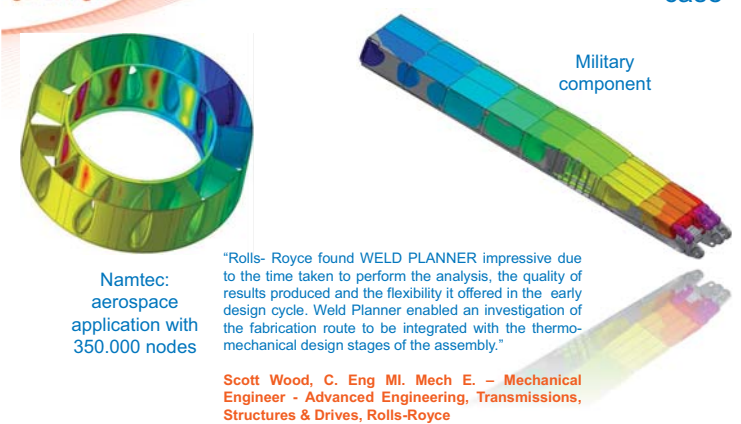
PAM-ASSEMBLY

Developed in Collaboration with Automotive and Nuclear industries

Pam Assembly Local – Global Method



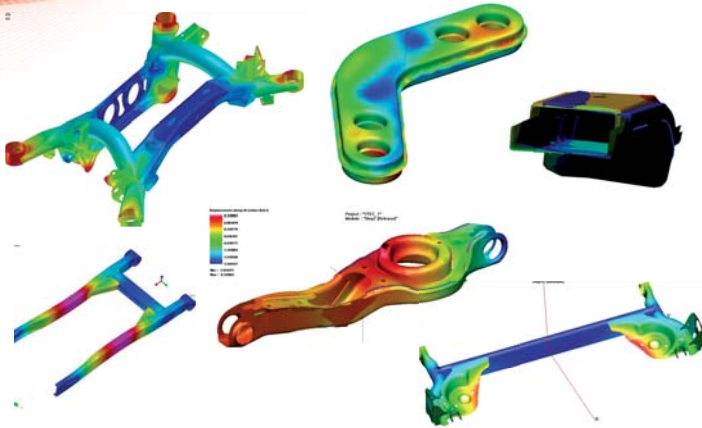
Aero and Defense typical industrial case



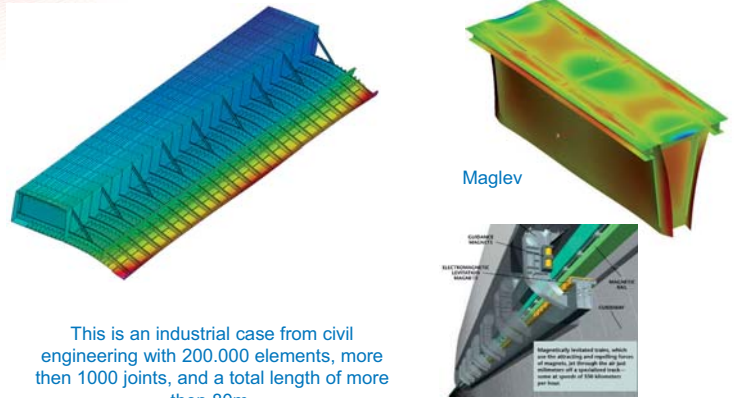
"Rolls- Royce found WELD PLANNER impressive due to the time taken to perform the analysis, the quality of results produced and the flexibility it offered in the early design cycle. Weld Planner enabled an investigation of the fabrication route to be integrated with the thermo-mechanical design stages of the assembly."

Scott Wood, C. Eng MI. Mech E. – Mechanical Engineer - Advanced Engineering, Transmissions, Structures & Drives, Rolls-Royce

Automotive : Typical industrial cases



Heavy Industry : Bridge & Maglev Beam

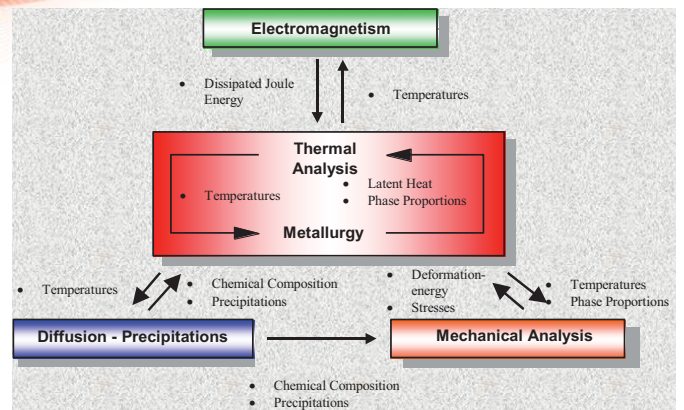


This is an industrial case from civil engineering with 200.000 elements, more than 1000 joints, and a total length of more than 80m.

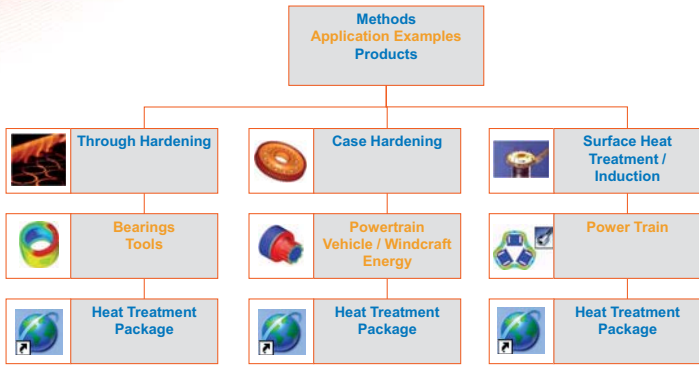
ESI's Heat Treatment Simulation Suite
A single suite of software for all your heat treatment assessment and fabrication needs

2011 ESI Group

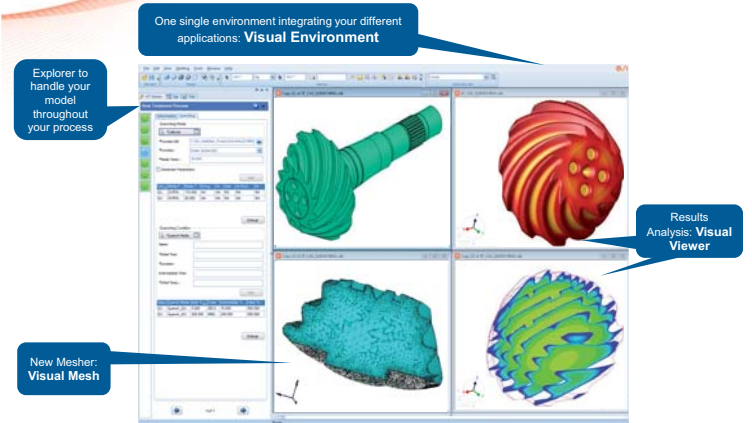
Coupled Analysis for Heat Treatment
Microstructure & Mechanical



The Heat Treatment Solution



Platform Solution for Heat Treatment Applications



Next: Heat Treatment on the Platform

- The complete work-flow is represented with different steps and are efficiently guided to complete the set-up with minimum input.

Visual Heat Treatment

Your Benefits from Heat Treatment Simulation



Cost reduction & Quality improvement

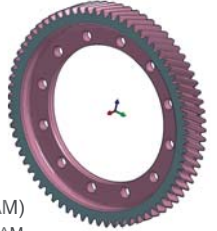
- Understand your processes better – even before they exist
- Check the range of valid process parameters
- Validate all heat treatment process steps
- Save some experiments
- Make better experiments
- Control and minimize distortion
- Maximize compressive stresses where you need to have them
- Avoid cracking

What is Computed

- ✓ Case- and Through Hardening
- ✓ Induction Heat Treatment
- ✓ Temperature and phase transformations
- ✓ Hardness
- ✓ Distortion and stresses
- ✓ Material exposure (crack indicators)

Cementation analysis : PSA 250 000 Nodes / 750 000 Elements

- Computation
 - Carbon Diffusion (5 cards)
 - Thermo-metallurgy (109 cards)
 - Mechanics (113 cards)
- ESI Intel® Xeon® 5680 (12 cores@3.33GHz – 48 GB RAM)
 - SP (1 processor) Total : 56 648 s (~16 h) 7.2 GB RAM
 - DMP (12 processors) Total : 7 709 s (~2 h) 14.4 GB RAM
- Elapse time using DMP Solution : 2 h
- Global SP/DMP12 speedup : 7.3

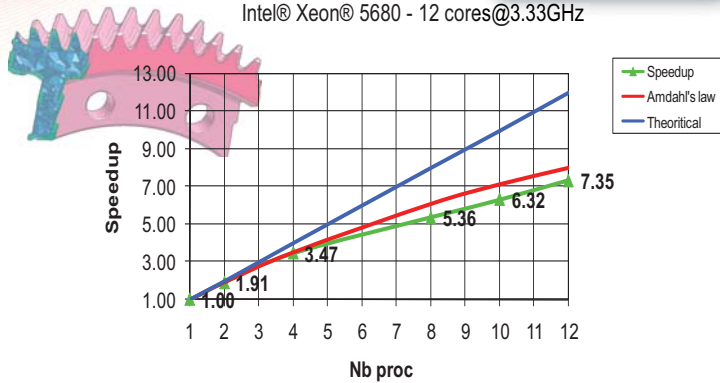


PSA PEUGEOT CITROËN

Cementation analysis : PSA Small test case 250 000 nodes / 750 000 elements

PSA PEUGEOT CITROËN

Intel® Xeon® 5680 - 12 cores@3.33GHz



Heat Treatment Examples

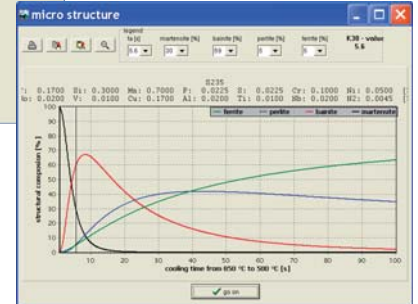
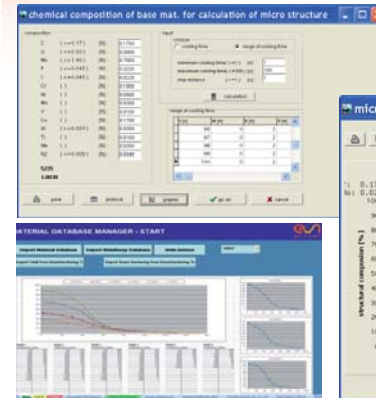


ESI's Welding Simulation Suite Material Properties Definition

2011 ESI Group

WeldWare & ESI Material Data Manager

Easy tool to create a complete material db for Welding simulation based on material class and chemical composition



Selection of Material

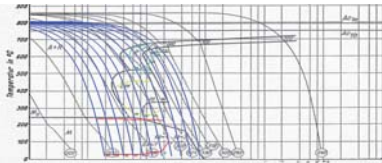
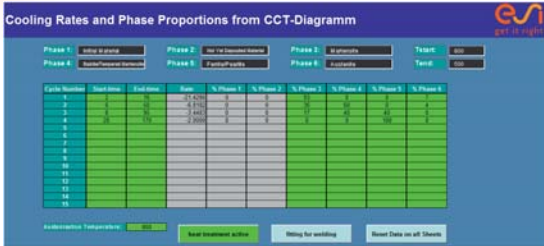
materials	heat control	geometry	HAZ/weld metal	strength	language	service	?
general construction steel							
pipe steel							
fine grain construction steel							
high strength low alloyed steel							
hydrogen fracture resistant steel							
cooled toughened steel							
high temperature steel							
carburizing steel							
heat treatable steel							
model steel							
un alloyed cast steel							
low alloyed cast steel							
GSAW weld metal selection							
calculate MAG-weld metal							
calculation of weld metal composition - without alloy burn-out and burn-out pickup							
looking for material number/ designation							
general list							

WeldWare®

WeldWare

- WeldWare® for each material group consists of the following calculation modules:
 - Welding – ttt (time-temperature-transformation – diagram)* (calculation of schematic welding – tt diagrams by chemical composition, BILD 1).
 - Mechanical properties* (calculation of hardness, yield strength, tensile strength, elongation, reduction of area and impact values in dependence on chemical composition and cooling time, BILD 2).
 - Microstructure* (calculation of microstructure composition in the HAZ in dependence on chemical composition and cooling time).
 - Scattering of chemical composition* (consideration of scattering of charges during determination of mechanical properties or cooling times).
 - Heat input* (determination of necessary heat input and preheat temperature to guarantee the mechanical properties in the HAZ or corresponding cooling times).
 - Cooling time* (calculation of cooling time in dependence on welding process, welding parameters, preheating temperature, kind of joint and material thickness).
 - With the module „post heating“ it is additional possible to calculate the influence of a short time post heating by single or multi flame torch. By this it is possible to determine that post heating parameters which lead to a quasi-isothermal temperature process above the Ms-temperature and a tempering in bainitic field.
 - Temperature field* (calculation of a 2- or 3- dimensional temperature field by means of FiniteElement-Method with implementation of maximum 5 single sources, preheat and post heat temperatures).

Automatic CCT calibration



ESI's Welding Simulation Suite Roadmap

2011 ESI Group

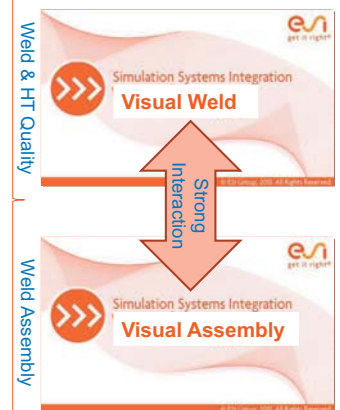
Weld, HT & Weld Assembly Solution (Our Strategy)

- Support ESI Group mission, E2E VP, with realistic physical model in Welding Manufacturing to simulate the Product Lifecycle
- Build Weld One, unique solution addressing major and valuable Welding and Welding Assembly problematic of today and tomorrow with full flexibility (complementary technology and price)
 - Align strategy with market perspective
 - Focus on specific industries' needs - manufacturing processes
 - Develop Customized Applications based on our software technology
 - Integrate our software technology into Engineering Services projects
 - Define and integrate COE driven technologies

Global Objective : "Visual Weld" & "Visual Weld Assembly" end of 2012

One common Platform
Easy to use
Fast and Robust
High Technology Level
Fully Intuitive

For
Automotive / Energy /
Heavy / Ship & Aero /
Construction machinery



Weld Planner Roadmap – FY Delivery Plan 2011/12



Fast & Easy to use Solution

Weld Assembly 2011

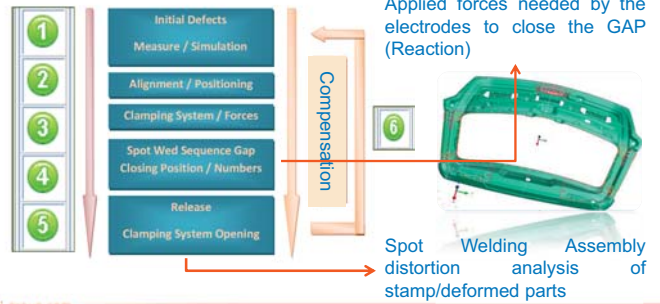
- Weld Planner 2011
- VPS Implicit Solver 2011
- Clamp in local frame (Elastic and Rigid)
- Spot Weld without imperfection (Stamp) and Contact
- Management of 3D model in WP
- Release step improvement for very large model
- DMP for very large models

Weld Assembly 2012

- Weld Planner 2012
- VPS Implicit Solver 2012
- Spot Weld with Imperfection (Stamp) and contact
- Automatic Mesh refinement – Non Conform mesh
- Butt weld with angular distortion
 - Tjoint with angular distortion
 - Separation of component
 - Tack weld

Weld Planner Spot Weld Assembly Development Plan –

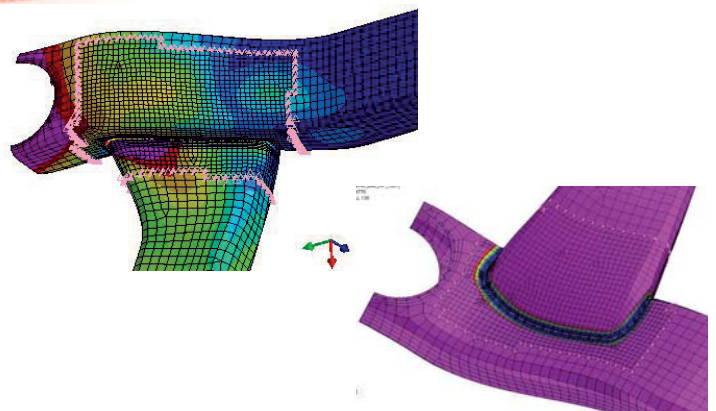
- The one going prototype solution in the Weld Planner stand to be the best possible combination of user friendliness and robustness in the assembly domain, to simulate the main technical points listed in the previous paragraphs.



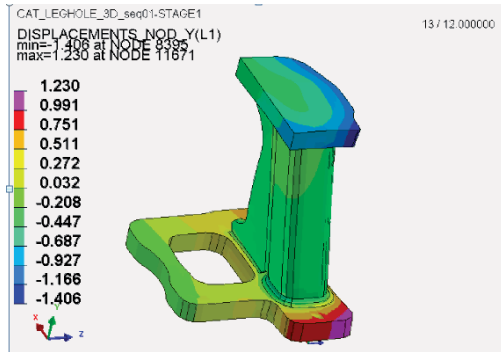
Weld Planner Spot Welding Assembly Development Plan

- Import deformed components in Weld Planner
 - Coming from Stamp Simulation (First Pam Stamp)
 - Coming from Measurement (Example AUDI Workflow)
- Alignment and Positioning in one step
 - All Deformed components are imported in the Global car Coordinate system
 - The components are located in the global clamp system and an equilibrium is performed with contact management to avoid any part inter penetration
- Spot weld Assembly sequence
 - The gap due to the cumulated welding and stamping manufacturing process between the different components where the spot weld joints are located is automatically closed according to the spot weld assembly sequence
 - Out put: Distortion and based on the reaction force needed to close the GAP.
- GUI and Solver development
 - Update GUI to import deformed stamp components and automatic Spot Welding Assembly Sequence management
 - Implementation of MTJOINT in SM-X Pam Crash Solver for automatic Spot Weld Gap closing based on the thickness of the differences components

Weld Planner: Automatic Mesh Refinement Along the weld Joint – Non Conform Mesh Management



3D Shrinkage Methodology updated on Solid model



Fast & Easy to use Solution

Visual Weld & HT 7.5

- Sysweld Solver 2011
 - Visual Heat Treatment
 - Weld-Heat Treatment Chaining solution in one common platform
- Export for Cluster Parallel computation
- Direct Input data .DAT file Loading in visual for advance computation
 - Explorer updates
- Computation manager update / DMP
 - Multiple Data base support
- Transformation displacement results in local coordinate system VE7.6
 -

Visual Weld & HT 8.0

• Sysweld Solver 2012

- Automatic Mesh refinement and Non-Conform mesh management for DMP
- Automatic Activation/deactivation of Component
- Multipass weld simulation based on imposed thermal cycle methodology
 - Import Welding Process plan
 - DMP computation optimization
 - DMP for contact Analysis
 - Hardness Post Processing
- Dang Van Criteria for High cycle low amplitude fatigue analysis
 - Liquid Solid Law Implementation,
- Spot Welding contact robustness Improvement

Visual-Weld 7.5

• Updates – Home Page



- Quick access to open new document, open file, open project & execute session
- Quick access to recently opened files
- Highlights of current version
- One click access to latest news, services, support and contact
- Access to ESI Twitter, Face book and You tube
- Survey Section for quick actions
- One click Feedback section

Visual-Weld 7.5

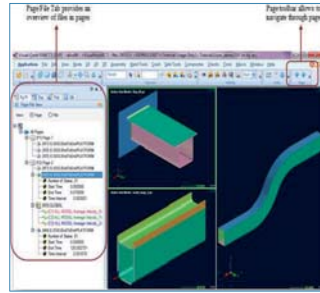
• Updates – Multi Db, *.DAT file reading.

- Multi DB support for Material and for Functions
 - User can assign materials to components by choosing the material from a wide range of material database files (*.mat). Visual-Weld generates a new .mat file with all materials selected from the db files. In a similar, you can assign functions by choosing them from a wide range of function database files (*.fct).
- Supported loading of *.DAT files
 - Any valid *.DAT file can be loaded directly into Visual-Weld. This facility allows you to load the DAT file which is generated in Sysweld or any other tool. You can modify the card data directly and export as a *.ASC file. This file can be used in Computation Manager. A log file is generated and posted as a hyper link on the console for your information.

Visual-Weld 7.5

• Updates – Weld-HT Chaining

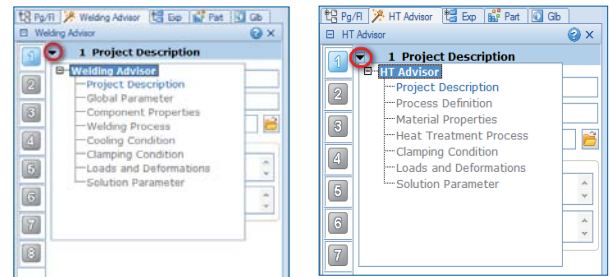
- Weld-HT Chaining
 - Heat Treatment project files are restarted if welding project files already exist in the current working directory. An option is given to select Weld - HT chaining or normal heat treatment export. Start time of the heat treatment project files is the end time of the last welding project file.
- * Due to limitation in handling material and function db chained data can't be re-used to the full extent in this version.
- Common windows between Pre and Post processors
 - Pages and windows are now managed the same way across all applications for seamless navigation.



Visual-Weld 7.5

• Updates – Work Flow Manager Updates

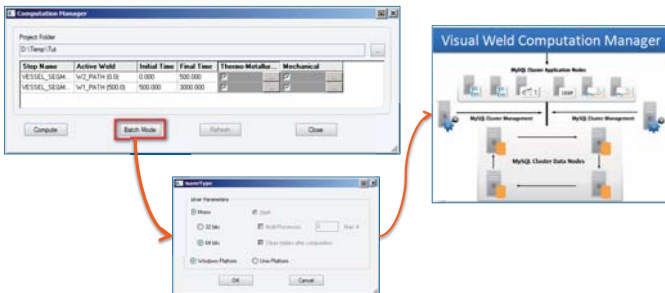
- Block List for work flow managers for quick navigation



Visual-Weld 7.5

• Updates – Computation Manager Updates

- Export for Cluster
 - To allow you to export all the data files through the Computation Manager to solve large models on a cluster.



Visual-Weld 7.5

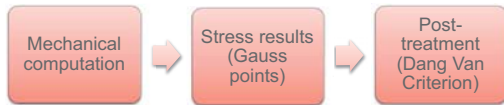
• Updates – Other Updates

- Proper material import from .MAT file for Heat Treatment is supported with HTD, HTL, HTQ and HTS tags.
- Option to define "User Length Step" in the "Weld Pool" section.
- Free Air Cooling function is updated to use by default CONVECTIVE AND RADIATIVE LOSSES mm instead Heat Exchange With Air in the Function file.
- Explorer is updated to retain the default *.ASC file information even on closing the Welding or HT advisor.
- Not Yet Deposited Material by default "NO" in General Preferences.
- Enhanced and Updated missed out tooltips in Welding and HT advisors.
- Context Sensitive help given for each steps in Welding and HT advisor.
- Solver setting dialog is simplified.
- Convert Element Type functionality is added in Tools menu.
- Visual Weld generated vdb file can be loaded in any VE applications.
- Visual Weld generated vdb compatibility issue across platforms
- ...

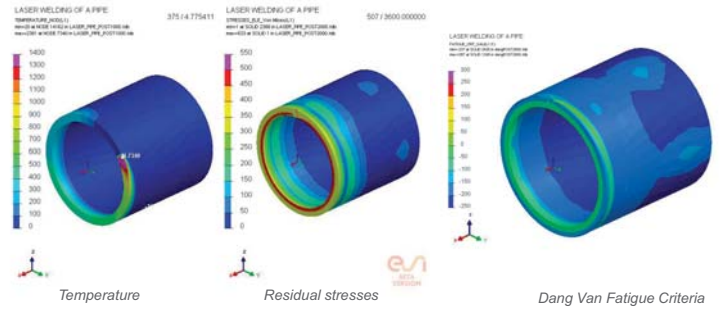
SYSWELD 2012–Dang Van criterion implementation

At post-treatment stage, Dang Van criterion has been integrated in SYSWELD in order to allow users to predict cracks initiation. Computation Stages of criterion are as follows :

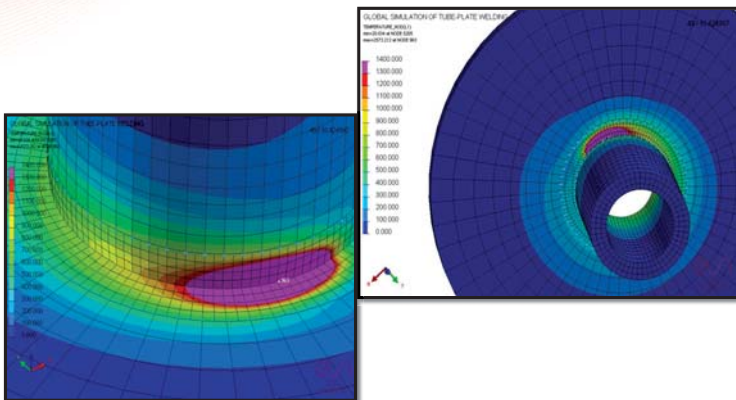
1. Reading stress results (Gauss points)
2. Computing of hypersphere center using an appropriate algorithm
3. Computing Dang Van criterion



Laser welding of a pipe Temperature, Stresses, Fatigue Criteria



SYSWELD 2012 DMP full transient computation on non conformed refined mesh



Methode zur betriebsfesten Bewertung von Laserschweißnähten mittels Schweißsimulation

Michael Thaler¹, Michael Stoschka¹, Hubert Huemer² und Markus Ottersböck¹

¹ Lehrstuhl für Allgemeinen Maschinenbau, Franz-Josef-Straße 18, 8700 - Leoben
Montanuniversität Leoben, Österreich
E-Mail: michael.thaler@unileoben.ac.at
E-Mail: michael.stoschka@unileoben.ac.at
E-Mail: ottersboeck@stud.unileoben.ac.at

² MAGNA Powertrain AG & Co KG, Industriestraße 35, 8502 - Lannach, Österreich
E-Mail: hubert.huemer@magnapowertrain.com

ZUSAMMENFASSUNG

Die immer größer werdende Forderung nach Gewichtsreduzierung betrifft den Automobilsektor in besonderem Ausmaß. Eine Reduzierung an Masse im Fahrzeugkonzept impliziert eine direkte, große Auswirkung in Bezug auf die Emission von CO₂. Indirekt besteht ein geringerer Rohstoffeinsatz durch Leichtbau im Gedanken der Nachhaltigkeit in Bezug auf Ressourcenschonung und Energieeinsatz in der Fertigung.

Einen Beitrag dazu leisten zusatzwerkstofffrei verschweißte Laserschweißnähte. Diese Nahttopologie ermöglicht nicht nur den Verzicht auf den teuren Nickel Zusatzwerkstoff, sondern auch eine Steigerung in der Produktivität durch höhere Schweißgeschwindigkeiten. Diese Arbeit leistet einen Beitrag künftiges Laserschweißnahtdesign anwendungsgerecht im Sinne des Leichtbaus zu definieren. Innovatives Fügesitzdesign trägt dazu bei die verbleibenden Schweißeigenstressungen im Bauteil als auch den Verzug zu minimieren. Die numerische Schweißsimulation gibt Aufschluss über gefährdete Bereiche der Schweißnaht und stellt die Spannungssituation von Laserrundnähten, wie sie typischerweise im Fahrzeugantriebsstrang appliziert werden, dar. Betriebsfeste Untersuchungen klären den Ort von Rissinitiation und Wachstum artgleich, zusatzwerkstofffrei verschweißter Bauteile. Eine anschließende betriebsfeste Bewertung unter Berücksichtigung tatsächlich von der Schweißnaht ertragener Belastungen gibt einen konservativen Vorschlag für die Auslegung dieser Laserschweißnähte. Besonderes Augenmerk wird dabei der geschlossenen Simulationskette von Schweißsimulation in *SysWeld* © und nachfolgender strukturmechanischer Simulation mittel *ABAQUS* © gegeben. Die Miteinbeziehung von Schweißeigenstressungen sowie deren Überlagerung durch Betriebslasten (Spannungsüberlagerung sowie Mittelspannungsverschiebung) klärt die genaue Belastungssituation dieser Nähte. Komplexe, multiaxiale Belastungen können so abgebildet werden. Die künftige Entwicklungsarbeit von Komponenten in Bezug auf Design und Bauteillebensdauer kann so zu einem größeren Anteil virtuell erfolgen. Dies birgt großes Einsparpotential in der Entwicklungszeit sowie in der gesamten Kostenstruktur der geschweißten Komponenten.

1 Probengeometrie

Der prozessgerechten Auslegung des Fugesitzes kommt bei der Verwirklichung zusatzwerkstofffrei geschweißter Bauteile eine wesentliche Bedeutung zu. Im Allgemeinen wurde durch die Verwendung von Nickel – Basis Zusatzwerkstoff eine Schmelzzone geschaffen die auf Grund ihrer duktilen Materialeigenschaft ein tolerantes Verhalten gegenüber hohen, verbleibenden Schweißzugspannungen zeigt. Ein wesentlicher Unterschied zum Schweißen mit Zusatzwerkstoff zeigt sich aber bei der Umsetzung des zusatzwerkstofffreien Schweißens von artgleichen als auch artfremden Materialkombinationen. Die sich hier ausbildenden Gefügezonen kennzeichnen sich oft durch ihre hochfesten, aber lokal spröden Zonen [Stoschka, 2011]. Um ein niederes Eigenspannungsniveau in der Schweißnaht einzustellen wurde daher der Bereich der Fügezone freigestellt. Die Verformung dieses Bauteilbereichs wird über sogenannte Dehnstege ermöglicht. Aus dieser Fugestellentopologie resultieren geringes Eigenspannungsniveau der Schweißnaht sowie eine gleichzeitige Reduzierung des Schweißverzuges [Thaler 1, 2011].

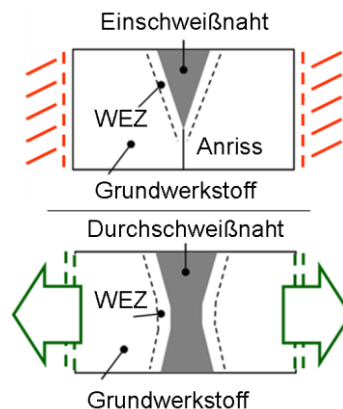


Abbildung 1: Designtopologien von Einschweißnaht im konventionellen und Durchschweißnaht im Dehnstegdesign

Des Weiteren wird durch die Einführung des Durchschweißprozesses der beim Einschweißprozess unvermeidbare Wurzelanriss vermieden, welcher die dynamische Festigkeit negativ beeinflusst [Ebner, 1995]. Die bessere Entgasungsmöglichkeit der Schweißnaht in dieser Nahttopologie garantiert für porenfreie, hochwertige Schweißnähte. Die abgeleitete Probengeometrie spiegelt künftiges Fugesitzdesign wieder und stellt so die Nähe zu realen, geschweißten Strukturen her.

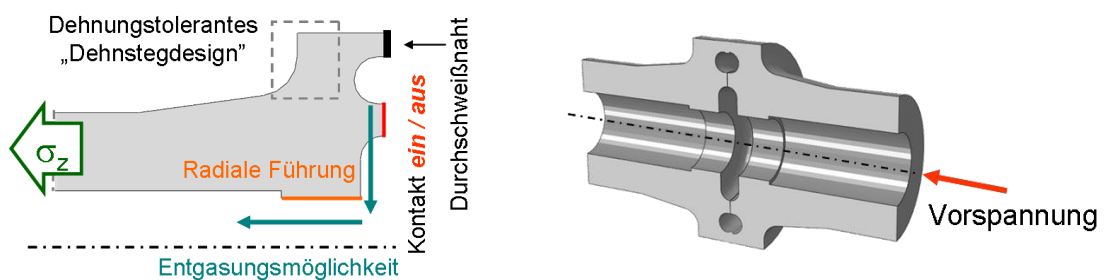


Abbildung 2: Querschnitt durch Laserschweißrundprobe

Es wurde eine Rundprobe entworfen die diesen Gestaltungsanforderungen gerecht wird. Am Innenring der Schweißprobe kann je nach mechanischer Ausführung ein Kontakt mit der gegenüberliegenden Proben­seite hergestellt oder unterbunden werden. Dies ermöglicht ein Studium der Auswirkung verschiedener Proben­steifigkeiten auf die Spannungsverteilung und dynamische Festigkeit der Probe.

2 Simulation

Simulation und Realversuch wurden unter denselben Randbedingungen durchgeführt. Als Softwarepaket wurde *Sysweld*® verwendet. Die Berechnung erfolgte angelehnt an die verwendeten Werkstoffe mit dem integrierten *16MnCr5* Datensatz. Die axialen Vorspannkräfte wurden gemessen und in die Simulation übertragen. Die Einbringung der Laserleistung erfolgt möglichst realitätsnah über eine Leistungsrampe. Dabei wird die Laserleistung innerhalb von dreißig Winkelgrad auf hundert Prozent gesteigert. Anschließend folgt ein konstanter Schweißprozess über einen überstrichenen Winkelbereich von einer Umdrehung. Anschließend wird die Laserleistung innerhalb von neunzig Grad auf Null gebracht. Somit wird ein überschweißter Schweißnahtbereich von einhundertzwanzig Grad abgebildet.

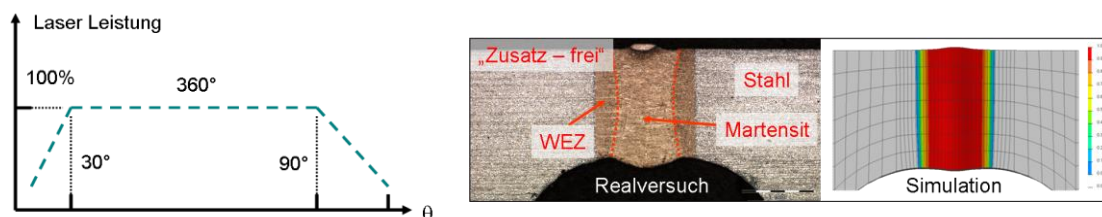


Abbildung 3: Einbringung und Kalibrierung der numerischen Laserleistung

Die Kalibrierung des numerischen Schweißprozesses erfolgte anhand der Gefügeausbildung der realen Probe. Dazu wurde die Wärmeeinbringung der numerischen Laserstrahlquelle anhand der Verteilung des martensitisch umgewandelten Gefüges justiert.

Das Simulationsmodell weist zur Abbildung der extrem hohen Gradienten beim Laserschweißprozess eine hohe Element-Diskretisierung im Bereich der Schweißzone auf. Die Auswertung von relevanten Informationen erfolgte quantitativ im stationären Bereich bei einhundertachtzig Grad überstrichenen Winkel in einem Abschnitt konstanter Prozessführung. Eine Bewertung des überschweißten Probenbereichs wurde zusätzlich vergleichend vorgenommen.

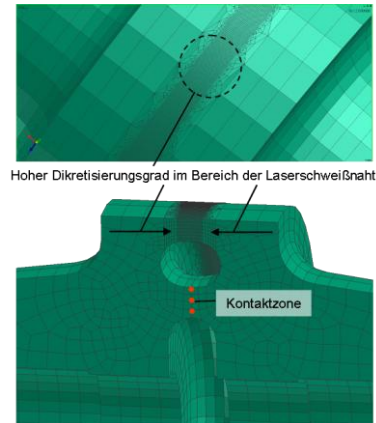


Abbildung 4: Hoher Diskretisierungsgrad der numerischen Schweißprobe zur Abbildung der Gradienten beim Laserschweißen.

Elemente in der Breite von $0,05\text{ mm}$ bilden die Wärmeinflusszone in Längsrichtung ab. Die Auswertung von Daten erfolgte jeweils im ausgekühlten sowie unverspannten Zustand. Unberücksichtigt dabei bleibt die Ausbildung der real vorhandenen Nahtgeometrie der Schweißnahtwurzel bzw. der realen Oberflächentopologie. Sämtliche numerischen Versuchsergebnisse spiegeln die Spannungssituation an der Probenidealgeometrie wieder. Eine linear-elastische Bewertung der geometrischen Schweißnahtkerbe nach IIW Richtlinien [Hobbacher, 2008] wird im experimentellen Teil dieser Arbeit im Rahmen der Auswertmethode behandelt.

2.1 Ergebnisse

Auf Grund der Dünnhheit dieser Schweißstruktur wurde wesentliches Augenmerk auf die Ausbildung der verbleibenden axialen und tangentialen Schweißeigenstressungen gelegt. Die Auswertung erfolgte dabei normal zum Schweißpfad an der Schweißnahtwurzel und Oberfläche in einem Bereich konstanter Prozessführung. Es kann gezeigt werden, dass die Probensteifigkeit durch die jeweilige Bedingung im ein- oder ausgeschalteten Kontaktzustand einen wesentlichen Einfluss auf das sich in der Probe ausbildende Eigenspannungsfeld hat. Die Probensteifigkeit wird durch aktivierten Kontakt erhöht. Eine allgemeine Erhöhung der Spannungssituation kann dabei beobachtet werden.

Oberflächenspannung Die deutlichsten Auswirkungen werden dabei bei den **axialen** Schweißeigenstressungen an der Nahtoberfläche beobachtet. Befinden sich diese Spannungen bei verhiindertem Kontakt sogar im Druckspannungsbereich, verschieben sich diese in den ungünstigen Zugspannungsbereich bei erlaubtem Kontakt. Die **tangentiale** Spannungsverteilung weist sowohl bei verhiindertem als auch bei erlaubtem Kontakt ein Zugeigenstressungsfeld auf. Dies wird durch die Kontaktformulierung zu triaxialen Zugeigenstressungen hin verschärft.

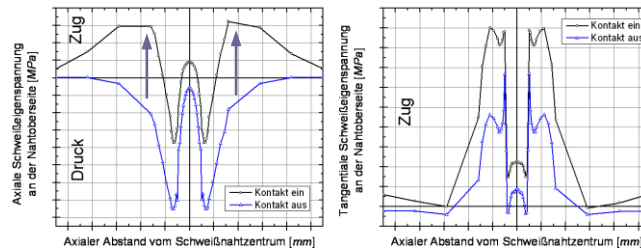


Abbildung 5: Axiale und tangentielle Schweißeigenstressverteilung quer zum Schweißpfad an der Nahtoberseite

Wurzelspannung An der idealisierten Geometrie der Schweißnahtwurzel herrschen größere Zugeigenstressfelder als an der Probenoberseite. Sowohl die **axialen** als auch die **tangentialen** Schweißeigenstressungen verschieben sich hin zu größeren Zugeigenstressungen bei aktiver Kontaktformulierung.

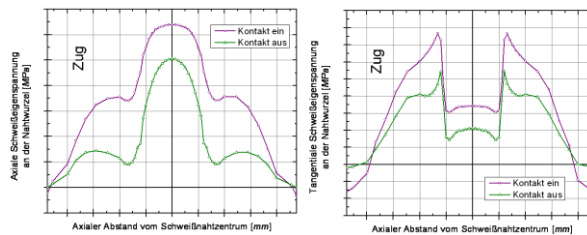


Abbildung 6: Axiale und tangentielle Schweißeigenstressverteilung quer zum Schweißpfad an der Nahtwurzel

Überschweißter Bereich An der überschweißten Nahtzone kann eine erhöhte Spannungssituation sowohl bei den sich ausbildenden axialen und tangentialen Spannungen beobachtet werden. Auch hier weist die Modifikation in aktiver Kontaktformulierung die höheren Eigenstressungen auf. Im Vergleich zur Nahtzone konstanter Prozessführung weist der durch zweimaliges Aufschmelzen gekennzeichnete Bereich ein größeres Werkstoffvolumen mit erhöhtem und somit ungünstigeren Spannungszustand auf.

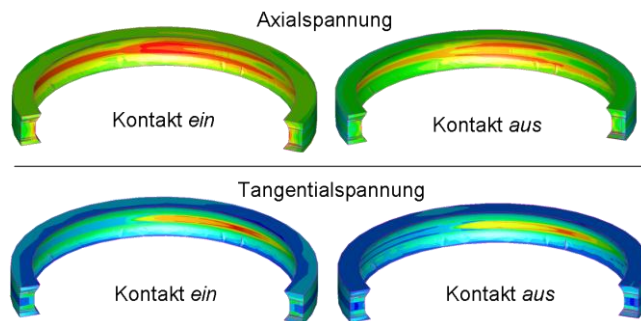


Abbildung 7: Spannungssituation im Bereich der Überschweißung

Die Erhöhung der Spannung im Bereich der Überschweißung ist in guter Übereinstimmung mit dem Anstieg des Kontaktdrucks am Innenring der Probe. Dieser bildet sich homogen entlang des Umfangs des Innenrings aus und erfährt eine Überhöhung im Bereich der Überschweißung.

Die Entspannung der Probe führt schlussendlich zu einem linearen Rückgang des Kontaktdrucks sowohl im stationären als auch überschweißtem Nahtbereich.

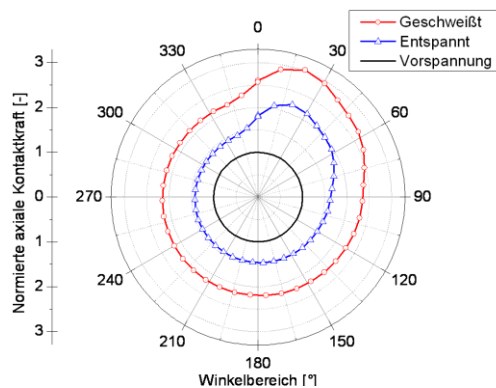


Abbildung 8: Verlauf der Kontaktkraft am Probeninnenring

Es kann eine 2,3 fache Steigerung der Kontaktkraft im Bereich der Überschweißung festgestellt werden. Im Bereich konstanter Prozessführung wird eine 1,5 fache Überhöhung der Kontaktkraft gegenüber dem Vorspannzustand erreicht.

3 Betriebsfestigkeit

Probenhälften aus Einsatzstahl wurden mit dem Scheibenlaser ohne Verwendung von Zusatzwerkstoff verschweißt. Dabei wurden Schweißparameter gefunden die eine hohe Schweißgeschwindigkeit und damit eine geringe Wärmeeinflusszone im Grundmaterial sowie die Nichtanschweißung des Innenrings garantieren. Eine Verhinderung des Anschweißens des Innenrings stellt bei Proben mit Kontakt ein wesentliches Kriterium dar. Eine partielle Verschweißung dieses Bereiches würde ansonsten zur Verfälschung des Betriebsfestigkeitsversuches führen.

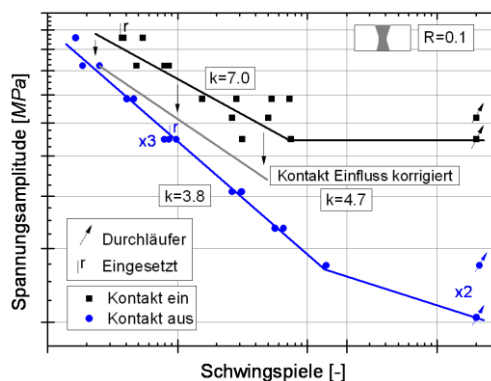


Abbildung 9: Betriebsfestigkeitsverhalten artgleicher Laserschweißverbindungen – uniaxiale Zugschwellbelastung

Wesentliche Unterschiede konnten im dynamischen Verhalten von Proben verschiedener Steifigkeit, induziert durch den Kontaktbereich, beobachtet werden. Proben welche einen aktiven Kontakt aufweisen, scheinen höhere dynamische Lasten zu ertragen. Die metallographische Untersuchung von Schweißnähten mit oder ohne Kontakt gab aber keine Hinweise auf eine signifikant geänderte Nahtausbildung oder einer damit verbundenen

anderwärtigen Erstarrungssituation während des Schweißprozesses. Weitergehende Simulation welche die Spannungsevolution im Bereich der Schweißnahtwurzel bei axialer Zugbelastung abbildete weist einen sich geänderten Kraftfluss innerhalb der Probe bei aktivem Kontakt aus. Der Wurzelbereich der Proben mit Kontakt erfährt bei einer axialen Belastung dadurch eine Entschärfung der Spannungssituation bis hin zum vollständigen Öffnen des Kontaktes bzw. der lokalen Plastifizierung dieses Nahtbereichs.

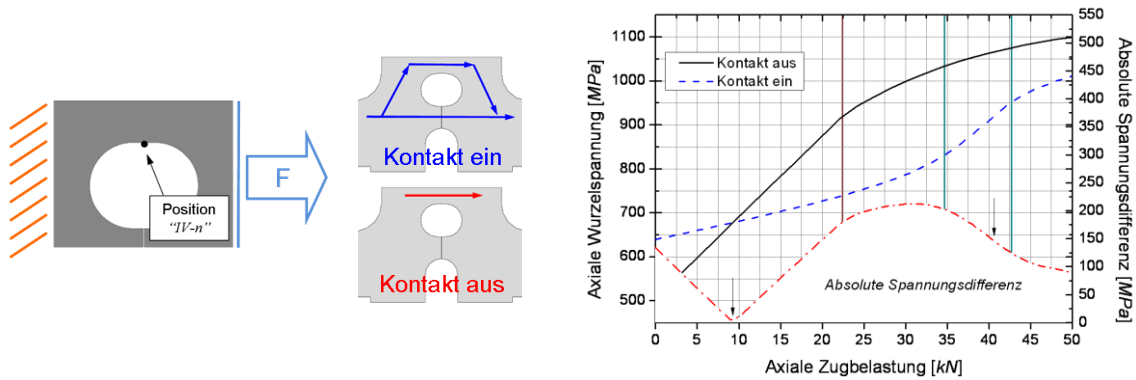


Abbildung 10: Tatsächlich von der Schweißnahtwurzel ertragene Spannung bei axialer Zugbelastung

Eine Korrektur des Wöhlerdiagramms um die tatsächlich von der Schweißnaht ertragene Spannung gibt das dynamische Verhalten von Schweißproben ohne Kontakt wieder. Abweichungen diesbezüglich entstehen durch die Verwendung der Nennwurzelgeometrie sowie abweichender Materialdaten.

4 Metallographie

Bei zusatzwerkstofffrei verschweißten, artgleichen Proben konnte eine durchgehend sehr hohe Güte der Laserschweißnaht ausgewiesen werden. Auf Grund der hohen Schweißgeschwindigkeit beim Laserprozess findet eine lokale martensitische Aufhärtung beschränkt auf den unmittelbaren Schmelzbereich statt. Die Ausbildung einer sehr kleinen Wärmeeinflusszone garantiert für geringe Werkstoffschädigung und minimalen Verzug.

Fraktographie Untersuchungen ergaben keine Bevorzugung der dynamischen Schädigung im Bereich der Überschweißung. Das betriebsfeste Verhalten von artgleichen Proben wird eindeutig vom Einfluss der geometrischen Wurzelkerbe dominiert. Dies ist in guter Übereinstimmung zu den numerisch berechneten hohen Spannungen an der Schweißnahtwurzel.

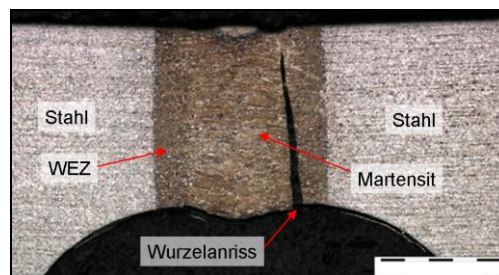


Abbildung 11: Nahtausbildung und Schädigung artgleicher Laserschweißverbindungen

Topographische Untersuchungen des Wurzelbereichs offenbaren eine inhomogene Verteilung der Schädigungs- bzw. Rissinitiierung. Lokale Überlasten an tangential ausgebildeten Schweißnahteneinfällen initiieren vorwiegend das Versagen dieser Laserschweißnähte. Kennzeichnend für diese Stellen ist ihre asymmetrische Kerbgeometrie welche flach hin zur Schweißnaht verläuft aber abrupt, stufenförmig im Bereich der Wärmeinflusszone endet. Derartige Bereiche stellen Regionen hoher Spannungsüberhöhung dar. Rissinitiierung und Wachstum kann an solchen gefährdeten Stellen beobachtet werden. Treffen die Risswachstumsfronten der jeweiligen Bereiche aufeinander können Sprungstellen identifiziert werden. Erreicht die dynamisch fortschreitende Schädigung einen kritischen Wert kann duktiler Restbruch im Grundwerkstoff der Proben beobachtet werden.

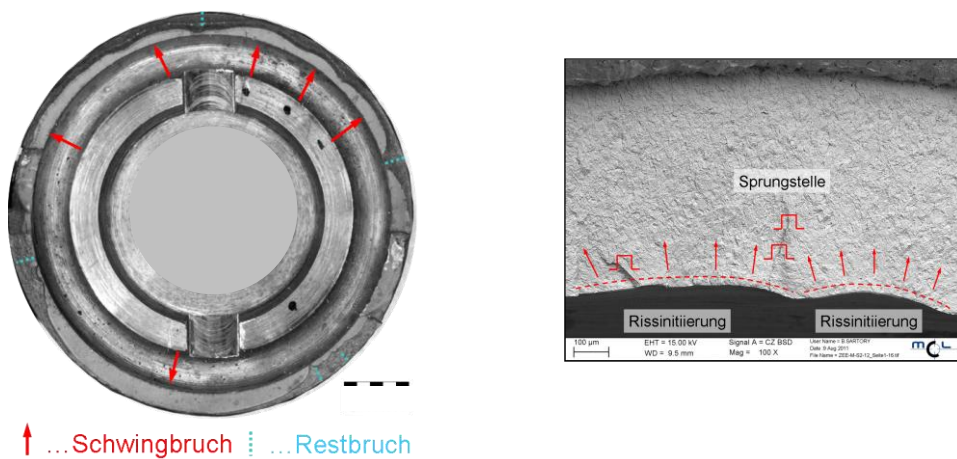


Abbildung 12: Schwing- und Restbruchanteil artgleich geschweißter Probenhälfte

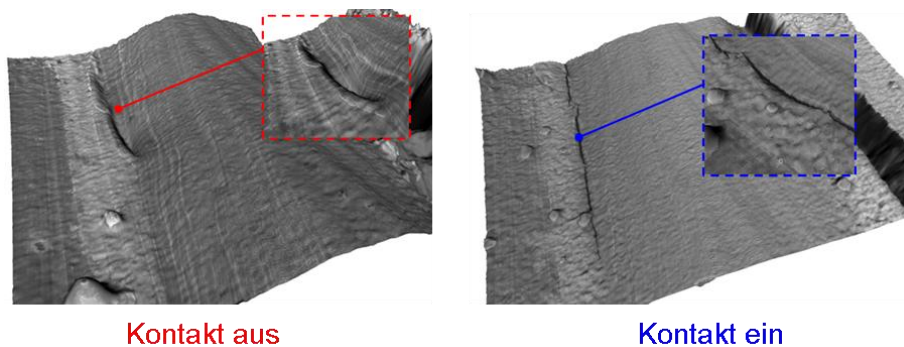


Abbildung 13: REM Untersuchung - Rissinitiierung an hochbelasteten, tangentialen Einfallsbereichen der Nahtwurzel

Es konnten mittlere Fehlergrößen im Bereich von $30 \mu\text{m}$ bis $500 \mu\text{m}$ in tangentialer Richtung am Nahtübergang der Wurzel festgestellt werden.

5 Rechnerische Bewertung

Die klassischen Berechnungskonzepte müssen besonders bei dünnwandigen, geschweißten Strukturen kritisch betrachtet werden [Baumgartner et al., 2011]. Ausgehend von der Geometrie der Nahtwurzel und Oberfläche wurde ein Finite Elemente Modell abgeleitet. Dabei wurden die Übergangsbereiche der Naht hin zur Wärmeinflusszone mit Übergangsradien von $0,05\text{ mm}$ ausgerundet. Die Berechnung erfolgte linear elastisch mit quadratischen Elementen. Die Elementgröße im kritischen Schweißnahtbereich liegt bei $4,4\text{ }\mu\text{m}$. Somit wird die Struktur der Wurzelkerbe sehr gut abgebildet. Dieses Vorgehen ist in Übereinstimmung mit Modellierungsrichtlinien des IIW für dünnwandige Strukturen [Sonsino, 2009].

Zur Auswertung wurde die auf Nennspannung berechnete Wurzelspannung innerhalb des verschweißten Kreisrings mit der lokal höchsten von-Mises Vergleichsspannung in Relation gesetzt.

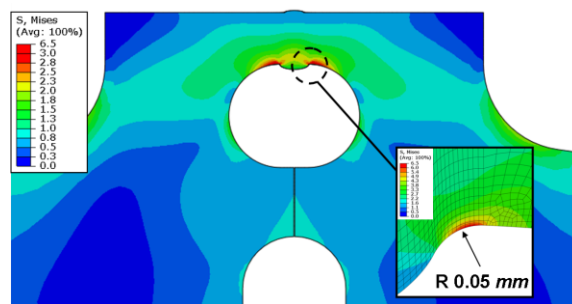


Abbildung 14: Bewertung des Spannungsfeldes an der Wurzelkerbe nach IIW Richtlinien

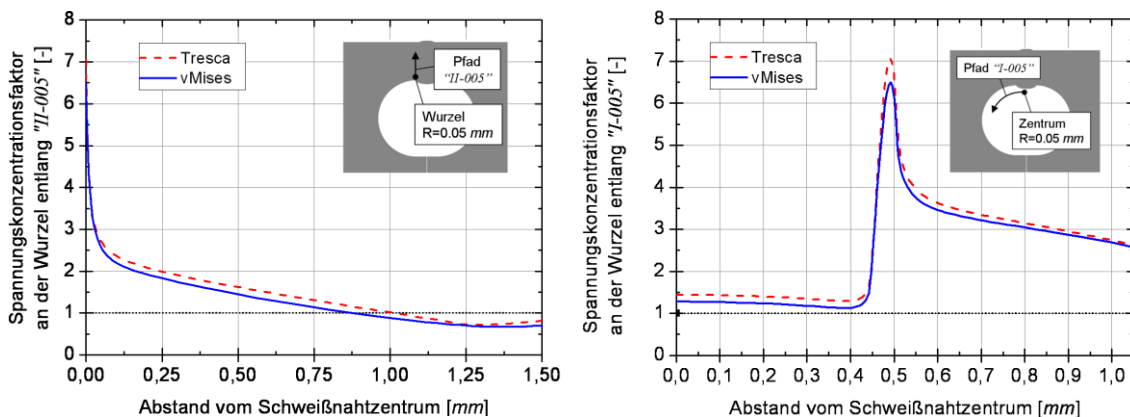


Abbildung 15: Bewertung des Spannungsverlaufes entlang der modellierten Wurzelkerbe nach IIW - Richtlinien mit einem Referenzradius von $r_{\text{ref}} = 0,05\text{ mm}$

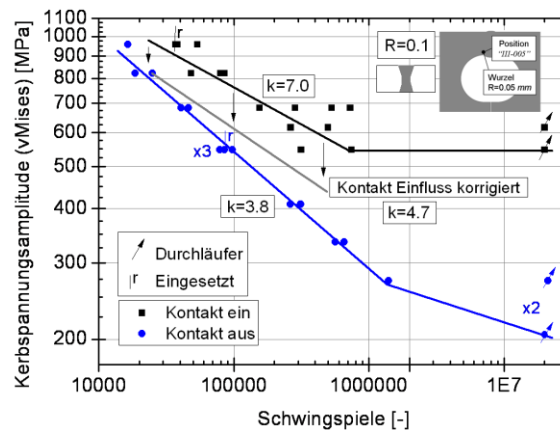


Abbildung 16: Bewertung des betriebsfesten Verhaltens artgleicher, zusatzwerkstofffrei verschweißter Stahlverbindungen auf Basis der lokalen Kerbspannung

Eine gekoppelte Betrachtung von Schweißeigenstressungen und deren Überlagerung mit Betriebslast induzierten Spannungen ermöglicht eine detaillierte Darstellung der Belastungssituation der Schweißnaht. Dazu gilt es das werkstoffmechanische Verhalten der Werkstoffe beim Schweißen in passenden Verfestigungsmodellen abzubilden. Kombinierte Modelle nach Chaboche und Prager bilden hierzu einen vorhandenen kinematischen Verfestigungsanteil ab. Eine sehr gute numerische Abbildung von Versuchsdaten ist anhand des Chaboche Modells möglich. Jedoch ist die Generierung der Parametersätze sehr aufwendig und das Multiphasenverhalten wird in SysWeld © noch nicht berücksichtigt.

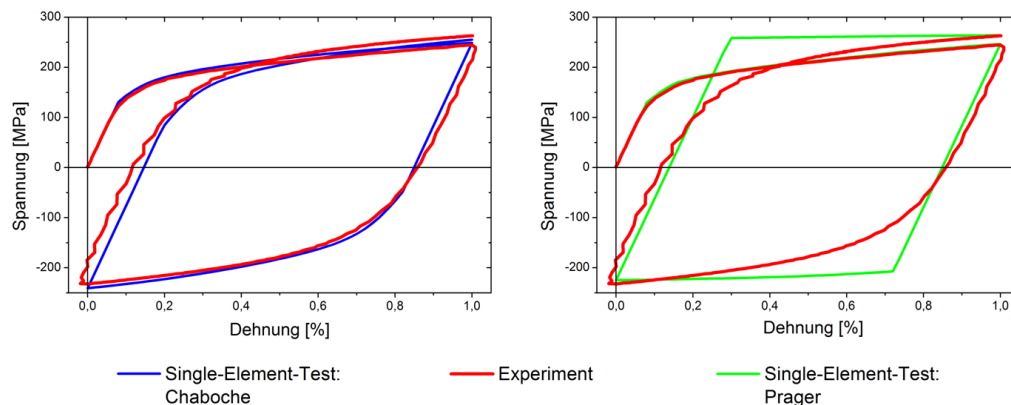


Abbildung 17: Numerische Abbildung der Verfestigungsverhalten anhand von Chaboche und Prager Modellen

Die Berücksichtigung des Verfestigungsverhaltens in der Schweißsimulation sowie die nachfolgende Aufbringung komplexer Betriebslastbeanspruchung in der strukturellen Simulation ermöglicht es geschweißte Bauteilverbunde der numerischen Schadensrechnung zuzuführen. Am nachfolgenden Beispiel ist die Anwendung dieses Konzepts an der Schweißprobengeometrie demonstriert. Multiaxiale Belastung wie sie im Antriebsstrang vorherrscht wird auf die Probe aufgebracht. Eine eindeutig abweichende Spannungsreaktion an der Schweißnaht ist im Vergleich zur Belastung mit Biegung und Torsion in Phase zur Belastung mit Phasenverschiebung zu erkennen. Dies hat direkte Auswirkungen auf eine auszuführende numerische Schadensakkumulationsrechnung.

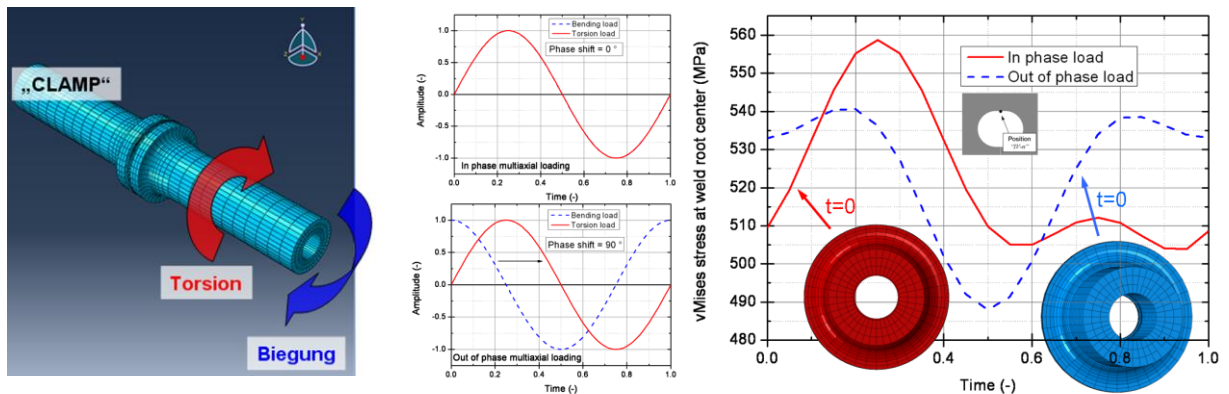


Abbildung 18: Tatsächlich von der Schweißnaht ertragene Spannung unter multiaxialer Belastung durch Überlagerung von Schweißeigenstress und Betriebslast als Ergebnis einer ABAQUS ©- Berechnung

6 Zusammenfassung

Die Einführung des zusatzwerkstofffreien Laserschweißens von artgleichen Materialkombinationen birgt sehr hohes Kostenpotential in Bezug auf Taktzeiten und Materialkosten. Diese Voruntersuchungen zeigen die eindeutige Anwendbarkeit dieser Technologie auf Zusatzwerkstoff frei verschweißte, artgleiche Stahlverbindungen. Die Möglichkeiten der modernen Schweißsimulation helfen bereits beim Design von Fügeseiten künftiger Bauteile und ermöglichen so den experimentellen Aufwand zu minimieren. Weitergehende Ansätze die numerische Schweißsimulation über die Vergleichsrechnung hinweg einzubeziehen und Schädigungen am Bauteil anhand numerischer Schädigungsrechnung zu ermitteln werden angestrengt. Lokale Ansätze zur Prognose der Lebensdauer wie lokale Kerbspannungen, Kerbspannungsintensität oder auch energiebasierende Methoden [Fischer, 2007/08] sollen die tatsächlich lokal auftretenden Verhältnisse besser widerspiegeln wie dies zurzeit über Gestaltfestigkeitswerte der Fall ist [Thaler 2, 2011].

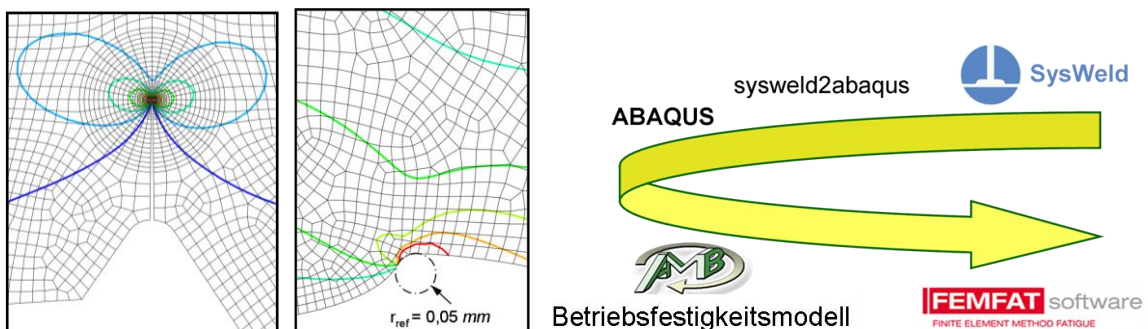


Abbildung 19: Lokale Ansätze in der geschlossenen Simulationskette zur Bauteilauslegung

Eine künftig geschlossenen Simulationsschleife hin von der Schweißprozesssimulation zur numerischen Lebensdaueranalyse soll den Entwicklungszeitraum von lasergeschweißten Komponenten senken und genauere Berechnungsmittel über die zu erwartende Schädigung und damit verbundene Bauteillebensdauer bereitstellen.

7 Literatur

Baumgartner, J. and Bruder, T. and Hanselka, H. (2011): "Fatigue Strength of Laser Beam Welded Automotive Components Made of Thin Steel Sheets Considering Size Effects", *International Journal of Fatigue*

Ebner, R. (1995): *Laserstrahlschweißen von Massivbauteilen*, Habilitationsschrift, Leoben

Fischer, C. and Feltz, O. and Fricke, W. and Lazzarin, P., (2007/08): "WELDING IN THE WORLD", Vol. 55 Nr. 07/08

Hobbacher, A. (2008): "RECOMMENDATIONS FOR FATIGUE DESIGN OF WELDED JOINTS AND COMPONENTS", IIW document IIW-1823-07

Sonsino, C.M. (2009): „Anwendbarkeit lokaler Nachweiskonzepte bei Schwingbeanspruchung“, Festigkeit geschweißter Bauteile., *DVS Media*, S. 18

Stoschka, M. and Thaler, M. and Huemer, H. (2011): "Contribution to the fatigue assessment of laser welded joints", *ICM 2011*, Mailand

Thaler, M. and Stoschka, M. and Huemer, H. (2011): "Application example of local thermo-mechanical simulation of laser welded joints", *IWOTE 2011*, Bremen

Thaler, M. and Stoschka, M. and Huemer, H. (2011): "Integrated simulation of weld seam fatigue", *FEMFAT User Meeting 2011*, Steyr

Verbesserte Berechnung der Tragfähigkeit komplexer Stahlleichtbaustrukturen durch Integration der Schweißsimulation

Hartmut Pasternak¹, Gabriel Kubieniec¹ und Volkmar Bachmann¹

¹ Brandenburgische Technische Universität, Lehrstuhl für Stahl- und Holzbau, K.- Wachsmann- Allee 2, 03046 Cottbus

E-Mail: hartmut.pasternak@tu-cottbus.de

E-Mail: gabriel.kubieniec@tu-cottbus.de

E-Mail: volkmar.bachmann@tu-cottbus.de

ZUSAMMENFASSUNG

Mit Hilfe der Schweißsimulation wird ein Einblick in die Werkstoff- und Eigenspannungsverhältnisse nach dem Schweißen möglich. Durch eine Verzugs- und Eigenspannungsberechnung können für eine anschließende Traglastberechnung Eingangswerte bestimmt werden, um die Genauigkeit zu erhöhen. Der Einsatz der Methoden der Schweißsimulation zur Ermittlung der in geschweißten Bereichen lokal vorliegenden Bauteileigenschaften und hierauf aufbauend die Entwicklung verbesserter FE-Modelle für die Berechnung der Tragfähigkeit von komplexen Stahlleichtbaustrukturen ist dabei erstmals umfassend angewandt. Mit der Ableitung von praktischen Empfehlungen und Ingenieurmodellen zur Bemessung solcher Strukturen im Rahmen von Bemessungsvorschlägen wird die Vorgehensweise an zwei repräsentativen Stahlleichtbaustrukturen aufgezeigt.

1 Einleitung

Leichtbau wird auch im Bauwesen zunehmend wichtiger. Moderner Stahlleichtbau zeichnet sich zudem durch belastungsoptimierte Tragstrukturen aus. Als maßgebliche Zielsetzung im Stahlbau gilt die Verbesserung der Tragfähigkeit ohne gleichzeitige Gewichtszunahme. Eine Erhöhung der Tragfähigkeit hierzu eingesetzter, dünnwandiger komplexer Stahlleichtbaustrukturen kann konstruktiv erfolgen, indem das Ausgangsmaterial kaltverformt wird. Heute versucht man – um Kosten für Großbauteilversuche zu sparen, über geometrische und physikalische nichtlineare Finite-Elemente-Rechnungen das Bauteilverhalten abzubilden und so Trag- und Verformungsanalysen sowie Optimierungsprozesse vermehrt am virtuellen Bauteil durchzuführen. Bisher werden jedoch für den Tragsicherheitsnachweis der heute eingesetzten kaltverformten, profilierten Stahlbleche und Stahlleichtbauprofile die tatsächlich vorliegenden lokalen Bauteileigenschaften nicht detailliert berücksichtigt, es werden daher Traglastreserven verschenkt. Weiterhin lässt sich das gleichzeitige Zusammentreffen von Kaltverformung und Schweißung konstruktiv nicht immer vermeiden und kann örtlich zu einer Überschätzung der Tragfähigkeit in der FE-Rechnung führen.

Bei dünnen Blechen, wie sie im Leichtbau verwendet werden, können Eigenspannungen Instabilitäten bzw. reduzierte Querschnittstragfähigkeiten auslösen. Der Einfluss der Eigenspannungen besteht im Wesentlichen darin, dass das Material frühzeitig, d.h. schon bei geringer Beanspruchung zu fließen beginnt. Dadurch wird die Steifigkeit herabgesetzt. Die Verformungen nehmen überproportional zu, und die Traglast wird reduziert. Im Gegensatz zu den umfassenden Analysen der Auswirkungen der Eigenspannungen aus Umformprozesse auf die Tragfähigkeit bspw. bei dünnwandigen kaltgeformten Holzprofilen [Valtinat, 2001], [Linder,

1993], [Kreutz, 1988] sind diese für die Schweißspannungen bisher nur stark lückenhaft vorhanden. Da die Schweißsimulation prinzipiell in der Lage ist, die für die Tragfähigkeitsbewertung notwendigen Aussagen zu liefern, wurde diese Herangehensweise angewandt.

2 Schweißsimulation

Die während des Schweißens auftretenden Eigenspannungen und Verzüge gelten oftmals als qualitativer Mangel. Fertigungstechnisch sind vor allem die entstehenden Verzüge von Bedeutung. Die aus einer inhomogenen Bauteilerwärmung und –abkühlung resultierenden Schweißspannungen können einen positiven als auch negativen Einfluss auf die Tragfähigkeit und/oder Betriebsfestigkeit der Strukturen haben.

Die Schweißsimulation ist heute weit entwickelt. Die numerische Schweißsimulation kann als eine Kombination von miteinander gekoppelten Einzelsimulationen aufgefasst werden [4], (Abbildung 1). Jede dieser Einzeldisziplinen aus den Bereichen Prozess-, Werkstoff- und Struktursimulation verfolgt andere Berechnungsziele, die sich untereinander in verschiedenem Maße beeinflussen. Ziel der Prozesssimulation ist u.a. die Ermittlung der Schmelzzonegeometrie sowie des lokalen Temperaturfelds. Die schweißbedingten Eigenspannungen und der Verzug werden im Rahmen der Struktursimulation, die meist direkt an die Prozesssimulation anschließt, berechnet. Die Werkstoffsimulation dient der Berechnung der Gefügeverteilung in der Naht und der Wärmeeinflusszone sowie der Bestimmung der sich ausbildenden Härteverteilung.

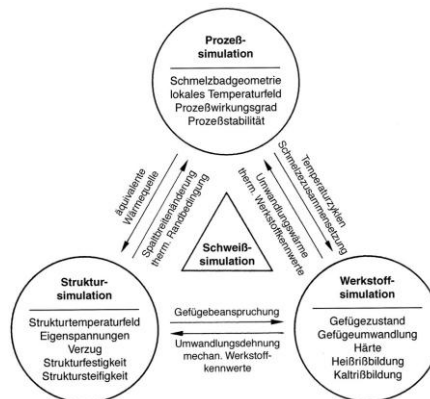


Abbildung 1: Kopplung der Einzelsimulationen [Radaj, 1988]

Mittlerweile stehen verschiedene Software-Werkzeuge zur Schweißsimulation zur Verfügung. In Zukunft wird die Anwendung der Schweißsimulation weiter vereinfacht werden und so der Einsatz in der Planung und Konstruktion von tragenden Schweißkonstruktionen zunehmen. Eine Ergänzung der heute schon weit verbreitenden Struktursimulation durch die Schweißsimulation wird den möglichen Ausnutzungsgrad des Werkstoffes, gerade bei immer höherfesten Stahlsorten, vorantreiben.

3 Untersuchte Leichtbaustrukturen

Grundlage für die Untersuchungen bildete dabei:

ein Bauelemente (Träger mit wellenförmig profilierten Steg) sowie

ein Strukturelement (komplexe Knotenstruktur)

3.1 Bauelement – Träger mit wellenförmig profilierten Steg

Wellstegträger sind geschweißte I-Träger mit dünnwandigen gewellten Stegen und Flanschen aus Breitflachstahl. Verglichen mit den seit den 60er Jahren bekannten Trapezstegträgern ist das Stegblech jedoch sinusförmig profiliert. Das erlaubt eine rein maschinelle Fertigung der Trägerrohlinge und hat außerdem auch gewisse statische Vorteile.



Abbildung 1: Schweißen von Wellstegträgern [Pasternak, 2009]

Die schweißtechnische Verbindung zwischen kaltprofilierem Stegblech und dem ebenen Flanschen erfolgt vollautomatisch.

3.2 Strukturelement – komplexe Knotenstruktur

Mit der Entwicklung neuer Werkzeuge der Umformtechnik ist es heute möglich, nahezu jede Profilgeometrie mit konstanten Querschnitten zu produzieren. Bei den Weiterentwicklungen der Werkzeuge im Bereich der Umformtechnik (Walzprofilierung) wird der Begriff „flexibles Profilieren“ häufig verwendet. Mit der Integration der veränderlichen Formgebungsmöglichkeiten in einen Walzprofilierprozess wird die Restriktion hinsichtlich der Beschränkung konstanter Querschnitte zukünftig aufgehoben. Mit derartigen kontinuierlich hergestellten Kaltprofilen mit veränderlichem Querschnitt lässt sich die Kontur tragender Bauteile im Sinn des Leichtbaues belastungsoptimiert auslegen. Mit dieser Möglichkeit der nahezu unbegrenzten Vielzahl Profilquerschnittsgeometrie entstehen auch immer komplexere Knotenstrukturen. Die Erfassung und die Nachweise des Tragverhaltens solcher komplexen Knotenstrukturen können dabei nur noch stark eingeschränkt mit analytischen Lösungen erfolgen.



Abbildung 2: Komplexe Knotenstruktur [AIF 287]

4 Tragfähigkeitsberechnung durch Integration der Schweißsimulation

Die Basis für einen verbesserten Tragfähigkeitsnachweis wird durch den Einsatz der Schweißsimulation und die hierdurch mögliche Berücksichtigung lokaler Bauteileigenschaften gebildet. Da die Schweißsimulation prinzipiell in der Lage ist, die für eine Tragfähigkeitsbewertung notwendigen Ausgangsgrößen zu liefern, wird diese Herangehensweise erstmals angewendet.

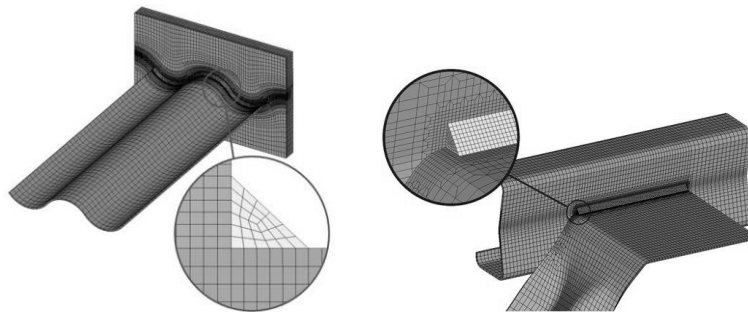


Abbildung 3: Modellierung und Vernetzung – Schweißsimulation [AIF 287]

Sowohl die detaillierten Schweißproben als auch die Großbauteilstrukturen wurden in detaillierte CAD- Modelle überführt. Die Schweißsimulation verwendet für die FE- Vernetzung hexaedrischen Volumenelementen. Die Großbauteilstrukturen können auf Grund des Rechenaufwandes jedoch nur mit Schalenelemente oder Balkenelementen diskretisiert werden.

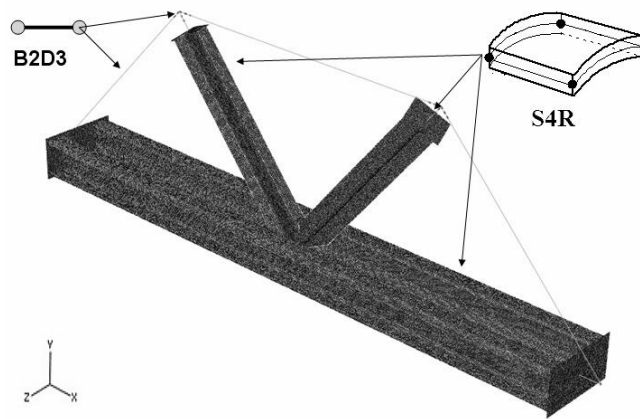


Abbildung 4: Modellierung und Vernetzung - Leichtbaustruktur [AIF 287]

Mit den Ergebnissen der Schweißsimulation war es möglich zunächst eine Abschätzung der geometrischen Abmessungen der Wärmeeinflusszone (WEZ) sowie die Materialeigenschaften nach dem Schweißprozess, welcher in den kaltverformten Bereichen durchgeführt wurde in die numerischen Modelle der Großbauteilversuche zu implementieren. Durch ergänzende Parameterstudien konnten die numerische Simulationen deutlich besser an das experimentell ermittelte Tragverhalten abgebildet werden. So konnte der Steifigkeitsverlauf bei dem Wellstegträger und die lokale Querschnittstragfähigkeit der komplexen Knotenstruktur unter konsequenter Nutzung der Informationen einer vorgeschalteten Schweißsimulation erreicht werden.

5 Fazit

Verbesserte Tragfähigkeitsnachweise werden durch die Nutzung der Informationen aus der Schweißsimulation möglich. Der praktische Wissenszuwachs liegt jedoch in der Möglichkeit der Ableitung detaillierter und realitätsnaher empirischen Formelapparate für die Beschreibung des Spannungszustands der WEZ unter Beachtung der Schweißparameter. Das ist notwendig, da gerade bei höherfesten Stählen die Schweißnahtüberfestigkeiten stärker an die Schweißparameter (Schweißnahtspannung, Schweißzusatzstoffe, Materialkennwerte) gebunden sind. Somit stehen der Praxis verbesserte Ansätze zur Abschätzung der Eigenspannungsverteilungen und somit für die Implementierung in der numerischen Simulation zukünftig zur Verfügung. Eine weitere praktische Erkenntnis für den Bauelement Wellstegträger geht aus Abbildung 5 hervor. Es ist klar erkennbar, dass für den Nachweis der Gebrauchstauglichkeit derartiger Träger eine Anpassung der vorhandenen Verformungen bei der Bemessung erfolgen muss. Der Grund hierfür ist das stark ausgeprägte nichtlineare Verformungsverhalten.

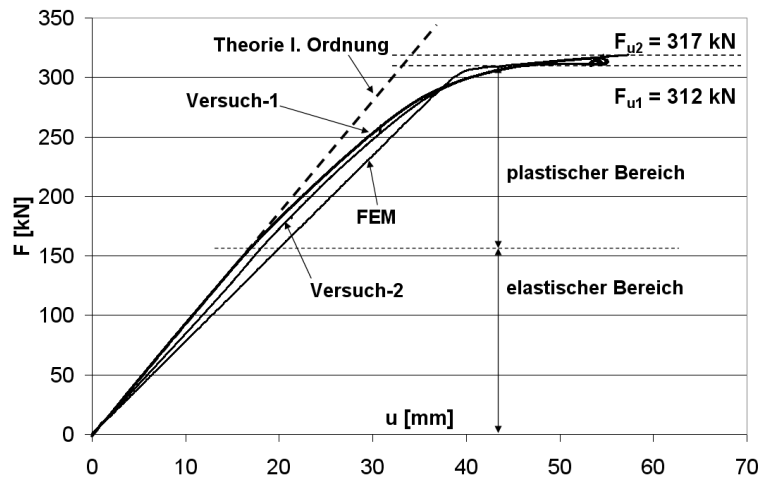


Abbildung 5: Vergleich numerische Simulation und Versuch [AIF 287]

Die Quantifizierung des Einflusses der Schweißung bei einer komplexen Knotenstruktur ist stark von den konstruktiven Randbedingungen abhängig und kann somit nicht verallgemeinert ausgeschlossen werden. Aufbauend auf den Erkenntnissen stellten parametrisierte Untersuchungen eine direkte Abhängigkeit:

- der Schweißnahtlänge,
- der Schweißnahtlage am Querschnitt und
- der Beanspruchungssituation

auf das Tragverhalten komplexer Strukturelemente heraus. Die gesamten Erkenntnisse können praktisch genutzt werden, sowohl im Bereich von Sonderlösungen (Einzeldetails, Sanierungskonzepte) als auch bei der Entwicklung und Optimierung von Bauprodukten.

6 Förderung

Das IGF-Vorhaben IGF-Nr. 287 ZBG der Forschungsvereinigung Stahlanwendung e.V. – FOSTA, Düsseldorf, wurde über die AiF im Rahmen des Programms zur Förderung der industriellen Gemeinschaftsforschung und -entwicklung (IGF) vom Bundesministerium für Wirtschaft und Technologie gefördert.

7 Literatur

AIF 287, Dilger K., Pasternak H., u.a.: *AiF-Projekt Nr. IGF ZGB 287: Einsatz der Schweißsimulation zur systematischen Entwicklung verbesserter Modelle für die Tragfähigkeit komplexer Stahlleichtbausstrukturen*. Forschungsbericht für die Praxis, Forschungsvereinigung Stahlanwendung e. V., FOSTA, Verlags- und Vertriebsgesellschaft, Düsseldorf, (Abschlussbericht im Druck).

Kreutz J.-St. und Haller W. (1988): „Zur Einstufung von rechteckigen und quadratischen Hohlprofilen in DIN 18800 Teil 2“, *Stahlbau* 57, S. 129-134.

Linder J. und Aschinger R. (1993): „Zur Streckgrenzenerhöhung infolge Kaltumformung bei dünnwandigen Profilen“, *Stahlbau* 62, S. 170-178.

Pasternak H., Robra J. und Bachmann V. (2009): „Wellstegträger mit größeren Stegblechdicken - Fertigungstechnologie und Tragverhalten“, *Bauingenieur 84* S. 415-419.

Radaj, D. (1988): *Simulation von Temperaturfeld, Eigenspannungen und Verzug beim Schweißen*, DSV-Berichte Band 214, DVS-Verlag GmbH, Düsseldorf.

Valtinat G., Faber T. und Steck M. (2001): „Kaltgefertigte Hohlprofile aus hochfestem Feinkornbaustahl. Vorschlag zur Neueinordnung in die Knickspannungslinien nach DIN V ENV 1993 (EC 3) und DIN 18800 (11.90)“, *Stahlbau 70*, S. 171-182.

Simulating the welding process of pin structures

Lukas Wittwer¹ and Norbert Enzinger¹

¹ TU Graz, Institute for Material Science and Welding, Kopernikusgasse 24, 8010 Graz, Austria
E-Mail: lukas.wittwer@tugraz.at

ABSTRACT

Pin structures offer an innovative way of joining dissimilar materials such as metals and plastics based on an additional geometric link. Therefore pins are placed on a metal sheet substrate by use of a special arc welding technique called cold metal transfer (CMT), developed by Fronius International. The key element of the CMT process is a controlled back and forth movement of the wire during the welding process. This back and forth movement allows for welding pins.

In the context of pin welding, the welding process consists of three stages, warm up, cooling and shaping. During the warm up phase the welding wire is welded on the base material (stainless steel AISI 304). In the cooling stage the zone of maximum temperature is migrating within the wire to a certain position. When applying a current in the shaping phase the electric resistance is highest in the zone of maximum temperature, consequently the ohmic heating is strongest in this zone. In addition to the ohmic heating in a well-defined area the wire is pulled back mechanically causing the wire to rip off at certain distance from the joint. The height of the pins is in the millimeter range.

This work aims to describe the mechanical properties of a single pin based on its thermal history during the welding process. Thereby, we assume a given pin geometry derived from measurements of polished cross sections. In order to mimic the heat deposited in the welding process the Goldak heat source with optimized parameters is applied. Furthermore the occurring electric currents and voltages by means of an electro kinetic - thermal coupled analysis were taken into account.

1 Introduction

A very common and widely used method of joining metals and plastics is to use adhesives. Such joints can be improved by adding mechanical reinforcements such as bolts or rivets. The described techniques are well studied and are state of the art in many branches of industry like automotive or shipbuilding industry.

However, further developments in light weight design having increased the use of composite materials, e.g. carbon fiber reinforced plastics, demand for improvements in joining composites and metals. Pin structures on metal surfaces pose a mechanical reinforcement to ordinary adhesive joints with respect to forces perpendicular to the metal surface.

Furthermore, depending on the welding parameters three different kinds of shapes can be achieved, these are cylindrical, spiky and ball-headed pins. The shapes are depicted schematically in Figure 1.

In the case of fiber reinforced plastics the fibers may be woven around the pins or the pins can be impressed into the fiber mats and then be processed further. It has been demonstrated that

joints reinforced by pin structures exhibit a considerable increase of strength in comparison to joints without pins (see [1])

In this work we restricted ourselves to cylindrical pins made of stainless steel because the cylindrical geometry is easiest to handle in terms of finite element analysis. The filler material is stainless steel of the type AISI 308 and the base material is stainless steel AISI 304, Table 1 gives the composition of the used materials. These materials don't show metallurgical transitions during the welding process and are therefore appropriate for first basic calculations.

Table 1: Chemical composition of the used materials. AISI 304 – plate, AISI 308 – pin

	C	Si	Mn	Cr	Ni
AISI 304	≤ 0.05	0.5	1.4	18.5	9.5
AISI 308	≤ 0.02	0.8	1.7	20.0	10.2



Figure 1: Schematic representation of differently shaped pins. The black bulk represents the base material and the light gray area is the attached part.

The first part of this paper describes the used methods in detail. A description of the simulation process and the parameters for the thermal and mechanical analyses are provided.

In the second section the findings of some parameter studies are presented, further, results of temperature field calculations are given.

Finally, a short outlook on further investigations to be done concludes this work.

2 Process

As described before the welding process of a single pin is structured in several stages, those were adopted for finite element calculations yielding the following steps:

- **Stickout** During the stickout phase the wire tip is placed at the surface of the plate and a current of 100 A is applied for 2 ms causing to preheat the wire.
- **Heating** During this stage the arc burns in terms of FE analysis this means that the Goldak heat source is applied to the pin and the plate for 24 ms. Therefore, the Goldak source was split spatially in one part acting on the pin and another one acting on the plate. The thermal conductivity and heat capacity of the elements in between was set to $10^{-6} \text{ Wmm}^{-1}\text{K}^{-1}$ and $10^{-6} \text{ Jg}^{-1}\text{K}^{-1}$ respectively in order to prevent heat flow from the pin to the plate or vice versa. This assumption appears to be reasonable because during the real welding process, i.e. while the arc burns, wire and plate are separated from each other and thus any heat flow doesn't occur there. During this stage the thermal

expansion of the material is at the maximum. While the arc is burning the wire approaches the plate until it touches it, at this point the arc breaks down and the heating phase is done.

- **Pullback** After heating, the wire was pulled upwards for 3 ms. Furthermore, the thermal conductivity and heat capacity of the elements between pin and plate were set to values representing the proper material behavior at the acting temperature.
- **Calming** During this stage the whole system cools down, that is a phase when no thermal loads were applied to the system except for the boundary conditions. Due to the large volume of the plate compared to the wire most of the heat flows from the wire to the plate. As a consequence the zone of maximum temperature is migrating upwards in the wire.
- **Shaping** In this work we only consider cylindrically shaped pins. Therefore, after calming a current of 120 A was applied on the system and after a delay of 30 ms the preheated wire was pulled upwards. In order to model the shaping of the pin it is necessary to couple electro-kinetic thermal and mechanical calculations. Since SYSWELD does not provide such a tool we created a work around using a script written in SIL.

Figure 2a shows the mesh used for our calculations - Figure 2b in particular shows the region of the pin - plate interface. The thermal conductivity and the heat capacity of the elements marked 'interface' were set to $10^{-6} \text{ Wmm}^{-1}\text{K}^{-1}$ and $10^{-6} \text{ Jg}^{-1}\text{K}^{-1}$ while the heat source was active, i.e. pin and plate were thermally insulated.

The length of the wire corresponds to the weld parameter 'stickout' which is 12 mm, its diameter is 0.8 mm, and the thickness of the plate is 3 mm. The height of the pin socket as well as its horizontal expansion was derived from polished cross sections of real pins.

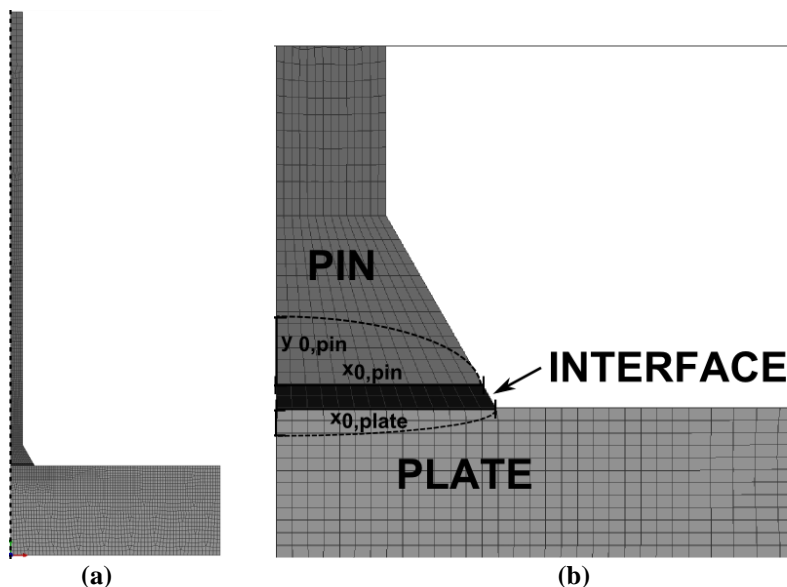


Figure 2: Mesh of a plate and wire used in FE analysis. Picture (a) gives an overview over the whole mesh, the axis of symmetry is marked with a dotted line. In Figure (b) the interface of the pin and the plate are depicted. Further the parameters of the heat source are illustrated (compare Equation (1)).

2.1 Thermal calculations

In order to mimic the heat input during the welding process of a pin, we used several models for the heat input in our calculations. Due to a single pin's axial symmetry the simulation can be limited to the positive x-y plane with the y-axis being the rotation axis.

At this point it should be mentioned that, since we were only performing thermal calculations, we used a predefined pin geometry, which is possible due to the high reproducibility of the process. This geometry was determined from polished cross sections. The thermo physical material parameters were taken from the SYSWELD database if not mentioned explicitly. An overview of the used parameters at room temperature is given in Table 2.

Table 2: Thermal properties of stainless steel AISI 304 (plate) and AISI 308 (pin) at room temperature (20°C). Values with an asterisk were taken from the SYSWELD database.

λ ... thermal conductivity (AISI 304 from SYSWELD database, AISI 308 from ASM Handbook)
 ρ^* ... Density
 c_p^* ... heat capacity

	λ [Wmm ⁻¹ K ⁻¹]	ρ [gmm ⁻³]	c_p [Jg ⁻¹ K ⁻¹]
AISI 304	0.0162	7.9*10 ⁻⁶	514
AISI 308	0.0139	7.9*10 ⁻⁶	514

The three dimensional Goldak heat source (see [2]) turned out to be the best way to model the heat input for this welding process. In our radial-symmetric geometry the heat input due to Goldak reads as follows,

$$q = q_0 e^{-3\left(\frac{x}{x_0}\right)^2} e^{-3\left(\frac{y}{y_0}\right)^2} \quad (1)$$

$$q_0 = \eta \frac{6\sqrt{3}UI}{x_0^2 y_0 \sqrt{\pi\pi}} f \quad (2)$$

with x_0 and y_0 representing the width and the depth of the weld pool, respectively. The parameters U and I are the voltage and electric current defining in connection with the efficiency η the power input.

As mentioned above, the heat source was split into two parts, one acting on the plate and the other acting on the pin. The parameter f in Equation (1) describes how much power is deposited on the pin and the plate, respectively. Thus the value of f ranges from 0 to 1 in the pin and the plate and the sum of f_{pin} and f_{plate} must be equal to one due to energy conservation:

$$f = f_{pin} + f_{plate} = 1. \quad (3)$$

2.1.1 Boundary conditions

The boundary conditions describe the loss of energy due to radiation and convection at the edge of the work piece. The heat exchange of the work piece and the surrounding environment was

described by the 'lumped capacitance model' [3]. In this model the heat transfer coefficient for radiation reads as follows

$$h_{rad} = \sigma \varepsilon (T + T_0)(T^2 + T_0^2) \quad (4)$$

where T_0 is the temperature of the surrounding medium. The quantity σ denotes the Boltzmann's constant and ε is the emissivity. In our case the surrounding medium was air with a temperature of 20°C and the emissivity was set to a value of 0.8 (compare [4]).

Heat loss due to convection was taken into account by an additional parameter h_c being the convective heat transfer coefficient. In contrast to radiation h_c was assumed to be constant in temperature.

Thus, the overall heat exchange of the work piece with its environment is described by the sum of radiation and convection:

$$h = h_{rad} + h_c \quad (5)$$

In case of convection the boundary of the system was divided in two sections of different convective heat transfer coefficients.

In the region of the interface of pin and plate the convective heat transfer coefficient was assumed to be higher than at the rest of the surface. This assumption appears to be reasonable since the loss of energy in this region is enhanced due to vortices of the shielding gas in this area.

The value for the convective heat transfer coefficient at the residual boundaries was set to 80 $\text{Wm}^{-2}\text{K}^{-1}$ as suggested in [4], for the interface region several calculations with different values for h_c were performed. In those calculations h_c in the pin socket region was multiplied by a factor k ranging from $k = [1, 2.5]$. However, the range of values for h_c at the interface was chosen for investigating its influence on the overall result. In order to get physical reasonable values fluid mechanical calculations are still to be performed.

The temperature at the nodes located on the lower side of the plate as well as those at the very top of the wire was constrained to 20 °C. These rigid boundary conditions take into account that those are not real surfaces exposed to the surrounding air. In the case of the top nodes, there is continuing wire and the bottom of the plate is in direct contact to the work bench.

2.2 Mechanical calculations

For the mechanical analysis we assumed plasticity with isotropic strain hardening. The respective temperature dependent material parameters were taken from the SYSWELD material database.

During the *pullback* phase the velocity in y direction for the top nodes of the wire was set to 5mms^{-1} . Several nodes at the surface of the plate were restricted from moving in order to mimic the clamping of the work piece.

In the *shaping* stage the clamped nodes at the surface were fixed and the velocity of the nodes at the top was set to 33mms^{-1} . The velocities applied during pullback and shaping were predefined from the welding program.

During the *shaping* process interactions between mechanics and thermo-electric effects must be considered. On the one hand the electrical resistance increases at the point of maximum temperature causing the wire to heat up further. Further, the contractions in the zone of elevated temperature lead to a reduced cross section and therefore to a rising electrical resistance.

In order to mimic the shaping process described above, the shaping phase was subdivided in several electro-thermal and mechanical parts. After each mechanical analysis the mesh was updated for the following thermal calculation. The process was aborted if the temperature within the necking zone exceeded the melting temperature of the wire material.

The whole process described above is summarized in a chart in Figure 3.

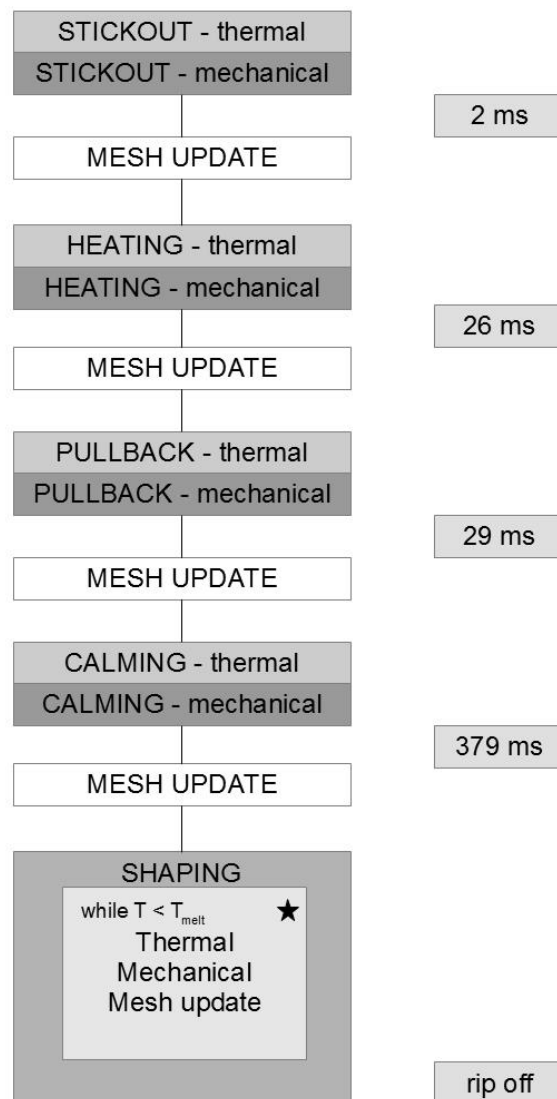


Figure 3: Flow chart of the welding process of a single pin. The light gray boxes represent electro-thermal calculations the dark gray boxes mechanical calculations. The star in the shaping box indicates that these processes were repeated.

3 Results

3.1 Parameter study of h_c

As mentioned above, the convective heat transfer coefficient can be assumed to be different in the region of the pin plate interface than in the other areas of the system. In order to investigate the influence of different values for h_c in the interfacial area we conducted several calculations with values for h_c ranging from 80 to 200 $\text{Wm}^{-2}\text{K}^{-1}$, all other parameters were kept constant. In Figure 4 the temperature distribution after the calming phase is depicted for different h_c . Higher values of h_c in the region of the pin socket enhances the heat flow out of the wire and thus causes the zone of maximum temperature to migrate higher upwards the wire. However the absolute value of the maximum temperature gets lower with rising h_c .

The vertical position of the hottest zone eventually defines the height of the pin because the electrical resistance is largest there.

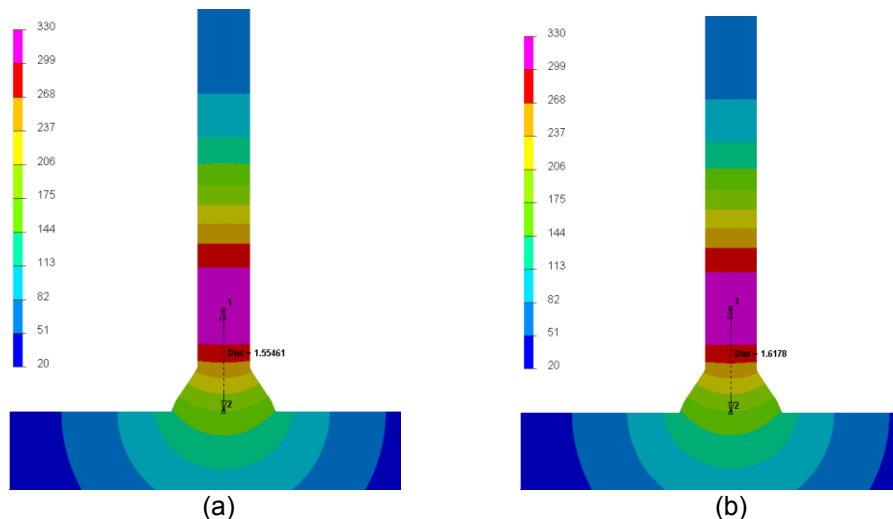


Figure 4: Temperature fields for different values of h_c . The plotted distance markers indicate the distance of the zone with maximum temperature to surface of the base material. (a) $h_c = 80 \text{ Wm}^{-2}\text{K}^{-1}$, (b) $h_c = 200 \text{ Wm}^{-2}\text{K}^{-1}$

3.2 Simulation of the weld pool

One of the major goals of this work was to mimic the heat input on a pin during its welding process. In Section 2.1 the applied heat source as well as the used boundary conditions are presented. In the case of stainless steel pins an arc voltage of $U = 18 \text{ V}$ and a current of $I = 35 \text{ A}$ was employed; the efficiency η was set to 82.5%. The quantities U and V were given by the experimental welding program, the efficiency was taken from literature (see[5]).

The parameters x_0 , y_0 and f in Equation (1) are auxiliary parameters in order to describe the effects of the very complex processes occurring in a weld pool, e.g. fluid dynamic effects. Therefore, these parameters need to be tuned in order to make the simulated weld pool match experimental samples. Since the materials used in this work do not show metallurgical phase transformations only the molten zone in the polished cross section of a real pin and the results of the FE simulation was compared. Figure 4 shows a comparison of the simulation and experiment, the engaged parameters are listed in Table 3. The procedure for finding the parameters x_0 , y_0 and f was based on a systematic optimization, i.e. the adjustment of simulation and experiment was done visually and the values of the parameters were changed manually.

Table 3: Geometric parameters used in the Goldak heat source (compare Equation (1))

x_{pin} [mm]	y_{pin} [mm]	f_{pin}	x_{plate} [mm]	y_{plate} [mm]	f_{plate}
0.85	0.3	0.78	0.97	0.04	0.22

The simulated weld pool appears to coincide quite well with the polished cross section of a real pin. However, the penetration into the plate is a little underestimated by the simulation while the molten area in the pin is slightly too low. Further improvements may be achieved by a systematical tuning of the geometry parameters of the heat source, e.g. by using neuronal networks [6].

At this point should be mentioned, that for all further analyses the convective heat transfer coefficient in the area of the pin socket was set to $h_c = 10000 \text{ Wm}^{-2}\text{K}^{-1}$. It turned out that using this value for h_c at the pin socket yields good results as far as the shape of the molten area is concerned as shown in Figure 5.

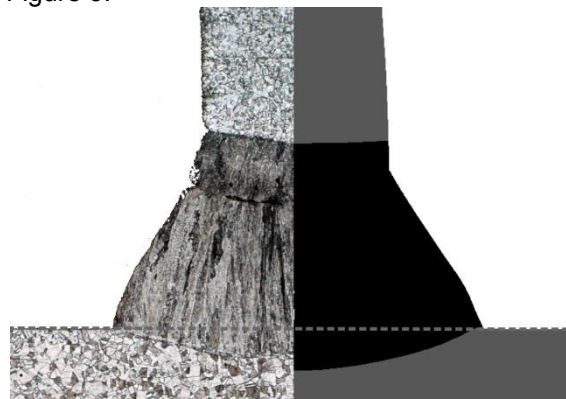


Figure 5: Comparison of the molten zone in the simulation (left) and experiment (right) of stainless steel pins.

In Figure 6 the temperature over time underneath the pin inside the plate is depicted and compared to measurements using thermo elements placed in a drill-hole at the lower surface of the plate. The thermo couples were attached to the plate using conductive paste (Type 'Arctic Silver' [7]). These measurements were conducted by Fronius International. The peak temperature of the measurement and the FE calculations agree pretty well, on the other hand the rate of cooling is significantly higher in the simulation than in the experiment. This results from the fact that thermal grease has a lower thermal conductivity than stainless steel. For the comparison with the experiment just the temperature of the nodes located in the same position as the thermo element was taken into account.

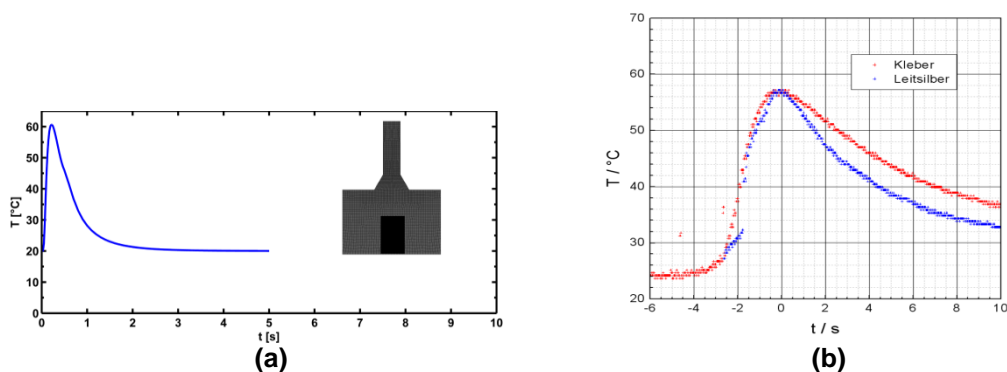


Figure 6: Comparison between simulation (Picture (a)) and experiment (Picture (b)) of the temperature measurement. The temperature curve in Figure (a) was obtained by averaging over the nodes within the marked area.

3.3 Shaping

Applying a current after a cooling time of 350 ms increases the wire's temperature at its hottest zone due to reduced electrical conductivity with increasing temperatures. Furthermore, the filler material narrows at the hottest zone due to reduced yield strength at elevated temperatures when pulling the wire upwards, leading to a reduced cross section in the zone of maximum temperature. As a consequence the filler material will heat-up at the most necked location due to Ohmic heating when a current is applied. This means that mechanical and geometrical changes have an influence on thermal electrical properties and vice versa.

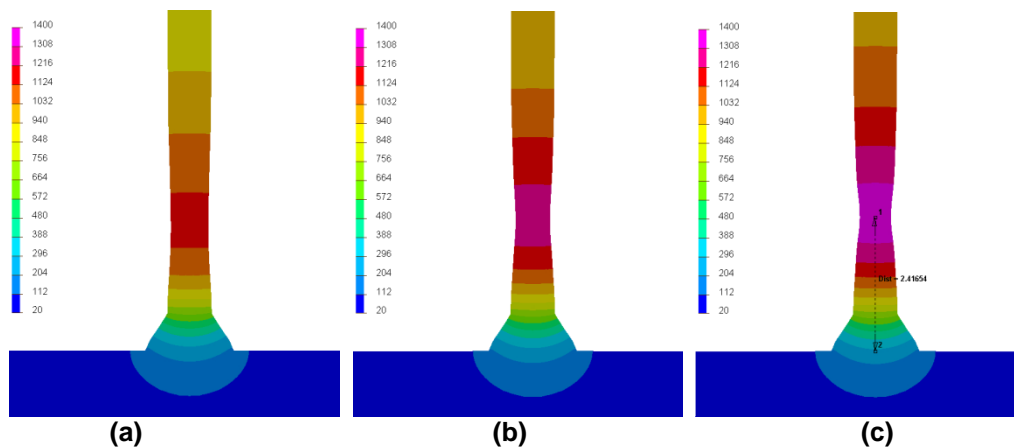


Figure 7: Temperature distributions during the shaping phase of an electro-thermal mechanical coupled simulation. Picture (a) at 450 ms, Picture (b) at 455 ms and Picture (c) at 459 ms when the wire breaks.

Figure 7 shows the temperature distribution during the shaping stage at several time steps before the wire rips off. One can see that the temperature reaches its maximum right in the necking zone and thus causes the wire to rip at a very defined height. Another feature in Figure 7 is that when approaching the breaking of the wire the hottest zone gets more localized, i.e. the vertical expansion of the area of maximum temperature decreases.

4 Conclusion

The Goldak heat source was applied successfully in order to describe the heat input during the welding process of a pin. The shape of the weld pool predicted in the simulation matches the experimental results quite well.

Further, the coupling of electro-thermal and mechanical calculations was performed for modeling the shaping of a cylindrical pin.

5 Outlook

As mentioned in the previous section the geometry parameters (x_0 , y_0 , f) for the Goldak heat source were determined empirically by trial and error. A more systematic way would be using neuronal networks being a widely used tool for such tasks as described in [8].

Furthermore, the correlation of the timespan between applying the current and pulling the wire upwards at the beginning of the shaping phase, and the eventual height of the pin will be subject to further investigations.

The energy loss due to convective heat transfer is assumed to be higher in the region of the pin socket due to vortices of the shielding gas. In order to determine an actual value for h_c fluid dynamic calculations are necessary.

6 Acknowledgements

This work was funded by the project JOIN4+. The K-Project Network of Excellence for Joining Technologies JOIN4+ is fostered in the frame of COMET - Competence Centers for Excellent Technologies by BMVIT, BMWFJ, FFG, Land Oberösterreich, Land Steiermark, SFG and ZIT. The program COMET is handled by FFG.

7 References

Anca, A. and Cardona, A. and Risso, J. and Fachinotti, V.D. (2010): "Finite element modeling of welding processes," *Appl.Math.Model.*, vol. 35, no. 2, 2, pp. 688-707.

Arctic Silver Thermal Adhesive: http://www.arcticsilver.com/arctic_silver_thermal_adhesive.htm

Bhadeshia, H. (1999): "Neural networks in materials science," *ISIJ Int*, vol. 39, no. 10, pp. 966-979.

Goldak, J. and Chakravarti, A. and Bibby, M. (2011): "A new finite element model for welding heat sources," *Metallurgical and Materials Transactions B*, vol. 15, no. 2, pp. 299-305.

Incropera, F.P. and Dewitt, D.B. and Bergman, T. L. and Lavine, A. (2007): "Fundamentals of heat and mass transfer", *John Wiley, Hoboken, NJ*

Schnubel, D. and Möller, M. and Huber, N. (2011): "Boundary condition identification for structural welding simulation via artificial neural networks," *IWOTE 2011*, pp. 1-14.

Ucsnik, S. and Scheerer, M. and Zaremba, S. and Pahr, D.H. (2010): "Experimental investigation of a novel hybrid metal-composite joining technology," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 41, no. 3, pp. 369-374.

Wang, Y. and Shi, Q. and Tsai, H.L. (2001): "Modeling of the effects of surface-active elements on flow patterns and weld penetration," *Metallurgical and Materials Transactions B*, vol. 32, no. 1, pp. 145-161.

Thermomechanische Simulation des Mehrlagenschweißens druckbelasteter Gashochdruckleitungen

Felix Koch¹ und Marco Enderlein¹

¹ Institut für Mechanik und Fluidodynamik, Lampadiusstraße 4, Technische Universität Bergakademie Freiberg, Deutschland

E-Mail: Felix.Koch@imfd.tu-freiberg.de, Marco.Enderlein@imfd.tu-freiberg.de

ZUSAMMENFASSUNG

Gashochdruckleitungen müssen zur Gewährleistung eines ordnungsgemäßen Betriebs regelmäßig gewartet und im Bedarfsfall erweitert werden. Aus wirtschaftlicher und technischer Sicht werden die dabei erforderlichen Schweißarbeiten im Betriebszustand der Gasleitung durchgeführt. Für die verwendete Technologie des Schweißens unter Druck ist eine Sicherstellung der Festigkeit von Leitung und Schweißnaht notwendig. Zur Bewertung der Schweißverbindungen wird das E-Hand Mehrlagenschweißen mithilfe der FEM innerhalb der Software ABAQUS abgebildet. Für die Berechnung der Temperaturverteilung beim Schweißen wird die doppelellipsoide Volumenwärmequelle nach Goldak verwendet. Die Eigenspannungsverteilung wird während des Schweißens und bei der Abkühlung der Schweißnaht bestimmt. In Anlehnung an die Rohrleitungsschweißungen werden Werkstatt-Schweißversuche durchgeführt. Die Simulationsergebnisse werden anhand von Thermolementmessungen und Makroschliffen aus den Schweißversuchen validiert.

1 Einleitung

Schweißarbeiten an Gasleitungen im Betriebszustand werden notwendig, wenn beim Einbinden neuer Verbraucher, Netzerweiterungen und Sanierungsarbeiten die Gasversorgung nicht unterbrochen werden soll. Für den Anschluss von Abzweigleitungen kommt unter Anderem das Aufschweißen von geteilten T-Stücken zur Anwendung. Wie Abbildung 1 zeigt, besteht das geteilte T-Stück aus zwei Halbschalen, die den Umfang der Gasleitung umschließen. Die Halbschalen werden durch Längsstumpfnähte untereinander verbunden. Nachfolgend wird das T-Stück mit Stirnkehlnähten auf die Gasleitung aufgeschweißt. Die zu bewertenden Stirnkehlnähte werden jeweils vierlagig mit 10 Schweißraupen ausgeführt. Weitere Arbeitsschritte bestehen darin die Gasleitung unter Gasdruck anzubohren (mithilfe des sogenannten Stopp-Verfahrens gemäß [Böhme, 1996]) und durch Schieber zu verschließen. Nach Demontage der Bohrvorrichtung wird der neue Leitungsabschnitt eingebunden.

Bei Schweißarbeiten an Rohrleitungen unter Betriebsdruck müssen folgende Besonderheiten berücksichtigt werden: Einerseits sollte das Schweißen am vorgewärmten Rohr erfolgen, da sonst die Wärmeabfuhr aus dem Schweißbereich infolge Gasstrom zu unzulässigen Härtewerten in der Naht und der Wärmeeinflusszone führt. Andererseits ist der Wärmeeintrag so gering wie möglich zu halten (Vermeidung großvolumiger Schmelzbäder), da die Streckgrenze des Rohrwerkstoffs bei erhöhter Temperatur sinkt. In diesem Zusammenhang besteht die Notwendigkeit durch Modellierung und Simulation eine Bewertung der mehrlagigen Stirnkehlnahtverbindung zwischen T-Stück und Gasleitung durchzuführen.

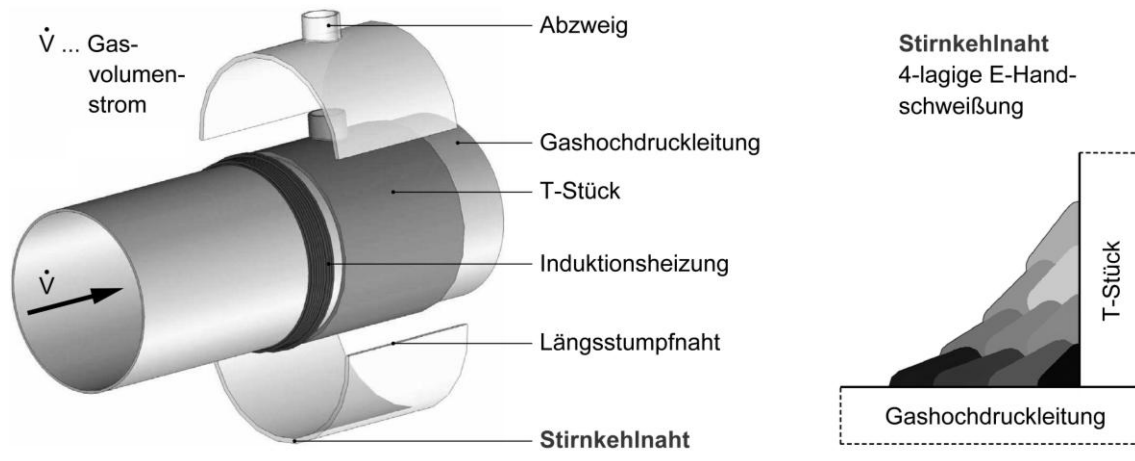


Abbildung 1: Erstellen eines Abzweiges an einer Gashochdruckleitung im Betriebszustand

Das Schweißen an Gasleitungen im Betriebszustand wird in bisherigen Arbeiten für einlagige Stirnkehlnähte bei [Sabapathy und Wahab und Painter, 2001 / 2005] untersucht. Eine Erweiterung auf mehrlagige Stirnkehlnähte und Längsstumpfnähte an Gasleitungen wird bei [Bang et al, 2002] für ein zweidimensionales Berechnungsmodell vorgestellt. Bei [Sabapathy und Wahab und Painter, 2001 / 2005] und [Bang et al, 2002] wird für die Berechnung des Schweißtemperaturzyklus jeweils die doppelellipsoide Volumenwärmequelle nach [Goldak und Akhlaghi, 2005] verwendet. Die berechneten Temperaturfelder zeigen dabei eine gute Übereinstimmung mit Messwerten aus dem Schweißversuch. Ausgehend von den genannten Vorarbeiten wird das Mehrlagenschweißen anhand einer zweilagigen E-Hand-Auftragsschweißung an einem Blech durch Werkstatt-Schweißversuche und Simulation untersucht. Dabei wird die doppelellipsoide Volumenwärmequelle nach [Goldak und Akhlaghi, 2005] zur Temperaturfeldberechnung eingesetzt und für das Mehrlagenschweißen modifiziert. Die Auftragschweißung wird mit den Schweißparametern der zu bewertenden Stirnkehlnah durchgeführt. Gegenüber der Rohrleitungsschweißung erfolgt der Schweißversuch mit vereinfachter Geometrie (Auftragsraupen an ebenem Blech) und vereinfachten Randbedingungen. Diese Vorgehensweise erleichtert die Temperaturmessung durch Thermoelemente und die Anfertigung von Makroschliffen für den Temperaturfeldabgleich mit der Simulation.

2 Modellierung des E-Hand Mehrlagenschweißens

Im Hinblick auf die Modellierung sind die beim Schweißen ablaufenden physikalischen Teilvorgänge von besonderer Bedeutung. Ausgehend von der Wirkung des Lichtbogens wird dabei zwischen primären- und sekundären Teilvorgängen unterschieden. Zu den primären Vorgängen zählen hier alle elektrodynamischen und strömungsmechanischen Effekte wie beispielsweise die Entwicklung des Schmelzbades und der Tropfenübergang. Wärmeleitung im Festkörper, Wärmeübergang zur Umgebung sowie Phasentransformation und Entwicklung von Eigenspannungen werden den sekundären Vorgängen zugeordnet. Die vorliegende Modellierung berücksichtigt die primären Effekte vereinfacht mithilfe eines Wärmequellenmodells. Schwerpunkt der Untersuchung sind die sekundären Vorgänge. Für den durchgeführten Schweißversuch wird das instationäre Temperaturfeld sowie der Gefüge- und Eigenspannungszustand berechnet. Die entsprechende thermomechanische Anfangs-Randwertaufgabe wird

mithilfe der Finite-Elemente-Methode mit dem FE-Code ABAQUS gelöst. Das dabei verwendete Berechnungsmodell setzt sich aus einem Prozess-, Geometrie-, und Werkstoffmodell zusammen. Das Prozessmodell beschreibt die Wärmewirkung des Lichtbogens auf den Grundwerkstoff bzw. auf untere Schweißlagen und die Aktivierung des Zusatzwerkstoffes. Das Geometriemodell liefert die Abmessungen und Randbedingungen für das Berechnungsgebiet. Innerhalb des Werkstoffmodells werden die thermomechanischen und metallurgischen Materialdaten bereitgestellt.

Im Prozessmodell wird die Wärmewirkung des Lichtbogens mithilfe der doppelellipsoiden Volumenwärmequelle q^{vol} nach Goldak [Goldak und Akhlaghi, 2005] (Goldak-Quelle) abgebildet. q^{vol} ist gemäß Gleichung 1 eine Verteilungsfunktion für die Wärmeleistungsdichte in Abhängigkeit von den Schweißparametern (I^{s} , U^{s} , η_{LB} , v^{s}) und den Quellenparametern ($x_{\text{qf}/r}$, y_{q} , z_{q}), die die Form und Abmessung der Quelle bestimmen. Die Schweißparameter ergeben sich direkt aus dem Prozess (vgl. Tabelle 1, Annahme: $\eta_{\text{LB}} = 65\%$), wohingegen die Quellenparameter durch den Abgleich von Versuch und Simulation gewonnen werden müssen.

$$q^{\text{vol}}(x', y', z', t) = \frac{6\sqrt{3}Q^{\text{FEM}}}{\pi\sqrt{\pi}y_{\text{q}}z_{\text{q}}} \begin{cases} \frac{f_r}{x_{\text{qf}}} \exp \left[-3 \frac{(x' - v^{\text{s}}t)^2}{x_{\text{qf}}^2} - 3 \frac{y'^2}{y_{\text{q}}^2} - 3 \frac{z'^2}{z_{\text{q}}^2} \right] & \text{für } x' > v^{\text{s}}t \\ \frac{f_f}{x_{\text{qr}}} \exp \left[-3 \frac{(x' - v^{\text{s}}t)^2}{x_{\text{qr}}^2} - 3 \frac{y'^2}{y_{\text{q}}^2} - 3 \frac{z'^2}{z_{\text{q}}^2} \right] & \text{für } x' < v^{\text{s}}t \end{cases} \quad (1)$$

mit	q^{vol}	□	zugeführte Wärmeleistung pro Volumeneinheit [W/m ³]
	x', y', z'	□	mitbewegte Koordinaten
	Q^{FEM}	□	siehe Gleichung 2
	U^{s}	□	Schweißspannung [V]
	I^{s}	□	Schweißstrom [A]
	η_{LB}	□	effektiver Lichtbogenwirkungsgrad
	$x_{\text{qf}/r}, y_{\text{q}}, z_{\text{q}}$	□	Wärmequellenparameter
	f^f, f^r	□	Wichtungsfaktoren
			($f^f + f^r = 2$; $f^i = 2x_{\text{qi}} / [x_{\text{qf}} + x_{\text{qr}}]$; $i = f$ bzw. r)

In Gleichung 1 wird mit Q^{FEM} die Wärmeleistung des Lichtbogens berücksichtigt. Das Volumenintegral von q^{vol} liefert 88,84% der vorgegebenen Wärmeleistung Q^{FEM} (Nachweis siehe [Lindgren, 2007]). Wird q^{vol} an den Integrationspunkten eines FE-Netzes berechnet, ist das entsprechende Volumenintegral zusätzlich von der Größe der finiten Elemente abhängig. Die Abweichung nach Lindgren und die Netzabhängigkeit des Wärmeeintrags werden durch die Korrekturfaktoren f_1 und f_2 gemäß Gleichung 2 berücksichtigt.

$$Q^{\text{FEM}} = f_1 \cdot f_2 \cdot Q \quad (2)$$

mit	f_1	□	Korrekturfaktor gemäß Lindgren $f_1 = 1/0,8884$
	f_2	□	Korrekturfaktor infolge Vernetzung
	Q	□	Wärmeleistung infolge Lichtbogen ($Q = \eta_{\text{LB}} \cdot U^{\text{s}} \cdot I^{\text{s}}$) [W]

Gemäß Gleichung 1 beschreibt die Goldak-Quelle denjenigen Wärmeleistungsanteil, der durch den Lichtbogen zum Erwärmen und partiellen Aufschmelzen des Grundwerkstoffes aufgebracht wird (siehe Abbildung 2 links). Für die effiziente Simulation von mehrlagigen Auftrags- und

Kehlnahtschweißungen wird der Ellipsoid nach Goldak auf die jeweilige Nahtkontur bestehend aus Grund- und Zusatzwerkstoff projiziert (vgl. Abbildung 2 rechts und 6). Mit dieser Vorgehensweise werden gekrümmte Bauteiloberflächen berücksichtigt und Grund sowie Zusatzwerkstoff gleichzeitig angesprochen.

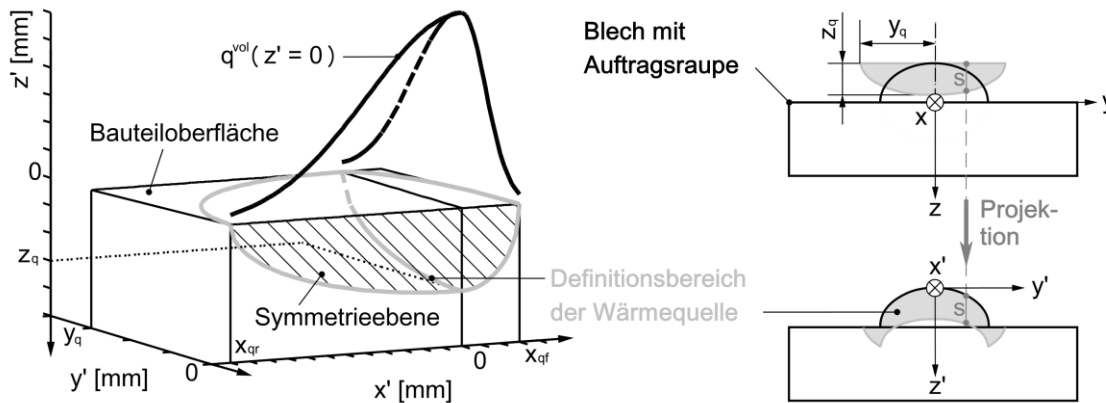


Abbildung 2: Anwendung der Wärmequelle nach Goldak

Die mitbewegten Koordinaten der Wärmequelle (x' , y' , z') werden mithilfe der nachfolgenden Transformationsvorschrift auf ortsfeste Bauteilkoordinaten (x , y , z) überführt.

$$x' = t \cdot v^S - x, \quad y' = y, \quad z' = |f(y, z)| + z \quad (3)$$

mit v^S □ Schweißgeschwindigkeit [mm/s]
 $f(y, z)$ □ Oberflächenkontur (z.B. Ellipse für die erste Raupe)

Dieses Vorgehen kann in Analogie auf Mehrlagenschweißungen übertragen werden. Abbildung 6 zeigt am Beispiel der Auftragsschweißung mit zwei Raupen den jeweiligen Definitionsbereich der Goldak-Quelle. Die modifizierte Goldak-Quelle wird mithilfe von User-routinen entsprechend der zu schweißenden Geometrie in den FE-Code ABAQUS implementiert.

Beim E-Handschweißen wird im Bereich der Fügestelle Material (ZWks) an der Oberfläche der zu schweißenden Bauteile (GWks) hinzugefügt. Das Geometriemodell der Schweißsimulation umfasst jedoch bereits im Ausgangszustand der Simulation (bei Beginn der Schweißung) die vollständige Nahtgeometrie. Das Hinzufügen des Zusatzwerkstoffes erfolgt während der Simulation durch das separate Zuweisen von Werkstoffkennwerten für bereits hinzugefügten (aktiven) bzw. noch nicht hinzugefügten (inaktiven) Zusatzwerkstoff. Die Aktivierung wird in Abbildung 3 dargestellt. Für die thermische Rechnung (Temperaturfeldsimulation) wird ein Materialpunkt im Zusatzwerkstoff aktiv, sobald die Quellenfront ($x' = x_{0,05f}$) den Materialpunkt erreicht hat. Ab der Aktivierung wird der Zusatzwerkstoff aufgeschmolzen und bildet mit dem ebenso verflüssigten Grundwerkstoff im Zentrum der Wärmequelle das Schmelzbad. Bei der mechanischen Rechnung ist das Aufschmelzen des Zusatzwerkstoffes im Hinblick auf die zu berechnende Eigenspannungsverteilung irrelevant. Eine Aktivierung des Zusatzwerkstoffes mit Erreichen der Erstarrungstemperatur (1500°C) ist daher ausreichend. Die Spannungsverteilung wird in den abkühlenden festen Werkstoffbereichen berechnet.

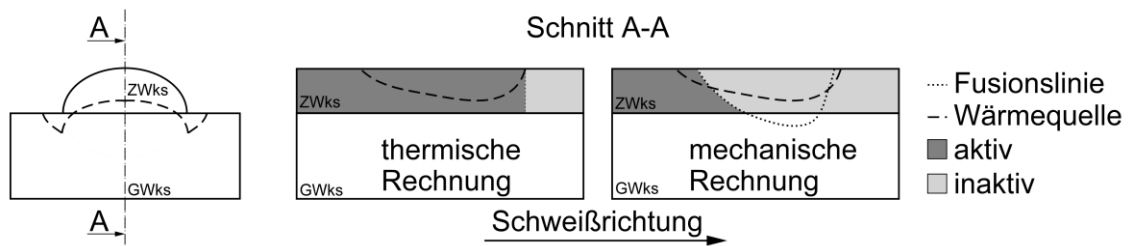


Abbildung 3: Aktivierung des Zusatzwerkstoffes (ZWks)

3 Experimentelle und numerische Ergebnisse

Im Zusammenhang mit den Schweißarbeiten an der Gashochdruckleitung werden Werkstatt-Schweißversuche durchgeführt. Dabei wird eine zweilagige E-Hand-Auftragsschweißung untersucht, die mit den Schweißparametern der Rohrleitungsschweißung erstellt wird. Für die E-Hand-Auftragsschweißung wird das Temperaturfeld berechnet und die Gefügeverteilung sowie der Eigenspannungszustand während und nach dem Schweißen ermittelt. Die Temperaturfeldsimulation wird mithilfe von Thermoelementmessergebnissen und Makroschliffen kalibriert.

3.1 Versuchsanordnung und Schweißparameter

Es wird eine zweilagige E-Hand-Auftragsschweißung an einem Blech (S355J2G3) der Abmessung 250 mm x 175 mm x 10 mm durchgeführt. Eine Übersicht zur Versuchsanordnung liefert Abbildung 4. Das Blech befindet sich beim Schweißen in einer Aufhängung, welche mit der Massenklemme der Schweißmaschine verbunden ist. Es kommen basisch umhüllte Stabelektroden (E 42 4B 42 H5) mit einem Kerndrahtdurchmesser von 3,2 mm zum Einsatz. Die Elektroden werden am positiven Pol mit Gleichstrom verschweißt. Die Lichtbogenlänge beträgt etwa 3,2 mm (Kerndrahtdurchmesser). Die aus dem Elektrodenabbrand gebildete Schlacke wird unmittelbar nach dem Schweißen von der Raupenoberfläche entfernt, sodass das Aufschweißen der nachfolgenden Raupe möglich ist. Während des Versuchs werden die Schweißprozessdaten (I^S , U^S , t^S) mit dem Prozesssensor HKS P 1000 erfasst. Das Temperaturfeld während des Schweißens und bei der Abkühlung wird mit Thermoelementen aufgezeichnet (Anordnung vgl. Abbildung 4). Von der Auftragsnaht werden an der Position $r_1 = 95$ mm (Thermoelement 1) und $r_4 = 110$ mm (Thermoelement 4) Makroschliffe zur Auswertung von Nahtkontur, Fusionslinie und Wärmeeinflusszone angefertigt.

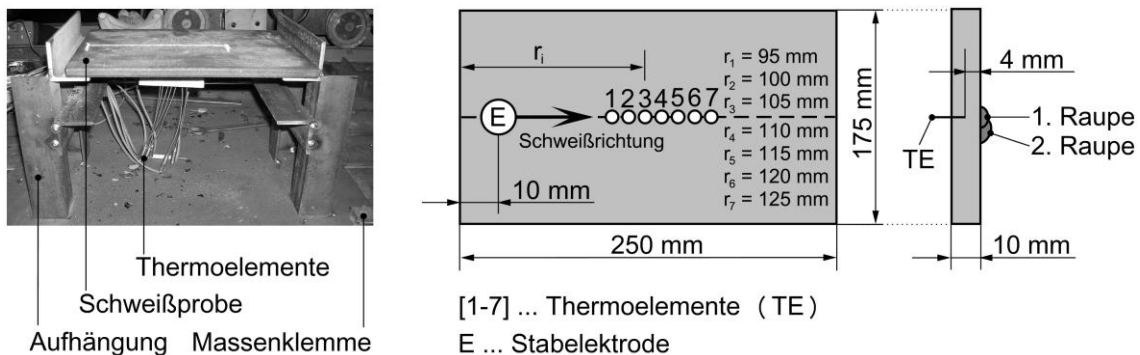


Abbildung 4: Versuchsanordnung für die E-Hand Auftragsschweißung

Tabelle 1 liefert eine Übersicht zu den Schweißprozessdaten. An der Schweißmaschine wird eine Stromstärke von 120 A eingestellt. In Tabelle 1 werden die Effektivwerte I_{eff}^S und U_{eff}^S aufgelistet, welche für die Schweißzeit t^S der jeweiligen Raupe ermittelt werden.

Tabelle 1: Schweißparameter für die E-Hand Auftragschweißung

Raupe	I_{eff}^S [A]	U_{eff}^S [V]	P^S [W]	t^S [s]	s [mm]	v^S [mm/s]	E^S [Ws/mm]	t^A [s]
1	121,72	22,94	2792,26	78,8	130	1,65	1692,54	47
2	121,72	22,54	2743,57	75,3	131	1,74	1577,03	76

s □ Schweißnahtlänge, $E^S = U^S \cdot I^S / v^S$ (Streckenenergie), t^A □ Abkühlzeit

3.2 FE-Modell

Für die E-Hand-Auftragsschweißung werden eine Temperaturfeldsimulation und eine Simulation des Eigenspannungszustandes durchgeführt. Das dabei verwendete FE-Modell bildet das gesamte Blech sowie die zwei Schweißraupen ab (vgl. Abbildung 5). Die Raupenkontur wird anhand von Makroschliffen ermittelt und mithilfe von Ellipsensegmenten näherungsweise im FE-Modell abgebildet (vgl. Abbildung 6). Das FE-Netz besteht aus linearen 8 Knoten Hexaederelementen (thermische Analyse: DC3D8, mechanische Analyse: C3D8R, reduzierte Integration, in ABAQUS). Im Wirkungsbereich des Lichtbogens ist das zu schweißende Blech verhältnismäßig fein vernetzt mit einer Elementabmessung von 0,5 mm x 0,5 mm senkrecht zur Schweißrichtung und 1 mm in Schweißrichtung. Diese feine Vernetzung ist notwendig, um die hohen Temperaturgradienten in unmittelbarer Umgebung der Fugestelle ausreichend genau abzubilden.

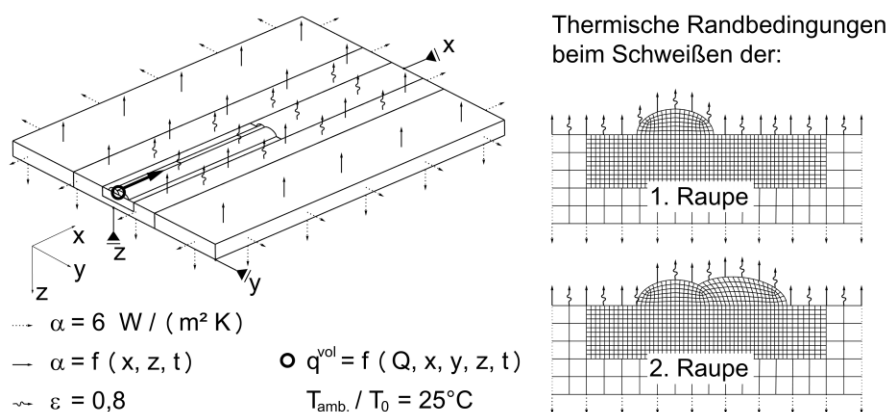


Abbildung 5: ABAQUS FE-Modell für die E-Hand Auftragsschweißung mit thermischen und mechanischen Randbedingungen

Die definierten thermischen und mechanischen Randbedingungen werden in Abbildung 5 dargestellt. An der Unterseite und an den Stirnseiten des zu schweißenden Blechs wird die Wärmeübergangszahl $\alpha = 6 \text{ W / (m}^2 \text{K)}$ für freie Konvektion zur Luft vorgegeben (gemäß [Baehr und Stephan, 1994]). Die Blechoberseite wird während des E-Hand-Schweißens durch die Schutzgaswolke resultierend aus dem Umhüllungsabbrand angeströmt. Die Anströmung der Blechoberseite wird näherungsweise mit einer orts- und zeitabhängigen Verteilung der Wärmeübergangszahl $\alpha = f(x, z, t)$ beschrieben (mit $\alpha_{\text{max}} = 120 \text{ W / (m}^2 \text{K)}$). Auf der Nahtoberfläche und in unmittelbarer Umgebung zur Naht wird der Wärmeübergang durch Strahlung mit einem Emissionsgrad $\varepsilon = 0,8$ (gemäß [Baehr und Stephan, 1994] für oxidierte

Stahloberflächen) berücksichtigt. Die thermischen Randbedingungen werden an den entsprechenden Nahtoberflächen gemäß Abbildung 5 für das Schweißen der jeweiligen Raupe separat definiert. Der Wärmeeintrag des Lichtbogens wird mithilfe der Goldak-Wärmequelle q^{vol} entsprechend der Vorgehensweise in Abschnitt 2 abgebildet. Die durch Abgleich der berechneten und gemessenen Temperaturverläufe ermittelten Wärmequellenparameter $x_{qf/r}$, y_q und z_q zeigt Abbildung 6.

Das Blech befindet sich beim Schweißen in einer Aufhängung, die eine freie Verformung in alle Raumrichtungen zulässt. Um Starrkörperverschiebungen und -rotationen des FE-Modells für die mechanische Rechnung zu unterbinden, werden an ausgewählten Netzknoten die Verschiebung in x -, y - und z -Richtung Null gesetzt (vgl. Kennzeichnung in Abbildung 5).

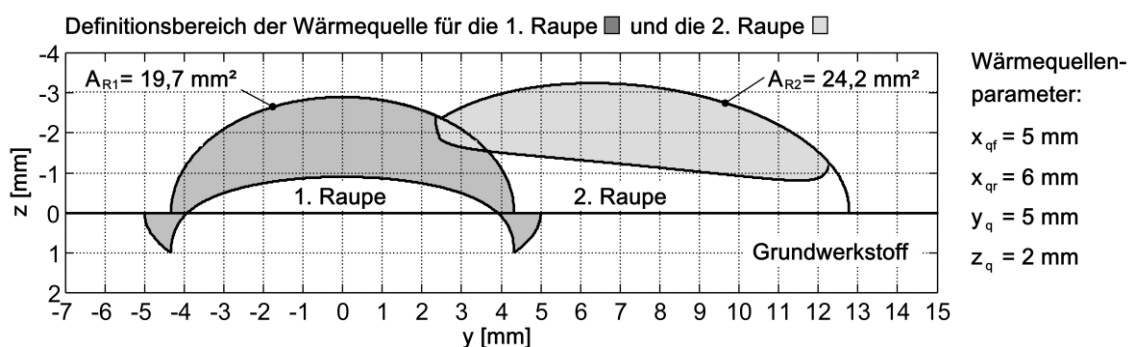


Abbildung 6: Raupenkontur und Definitionsbereiche der Wärmequelle für die zweilagige Auftragsschweißung ($A_{R1/2}$ □ Flächeninhalt der 1. bzw. 2. Schweißraupe)

3.3 Validierung der Temperaturfeldberechnung

Die Ergebnisse der Temperaturfeldberechnung werden mit der Thermoelementmessung und den Makroschliffen aus dem Schweißversuch abgeglichen. Durch den Abgleich werden die offenen Parameter des Wärmequellenmodells ermittelt ($x_{qf/r}$, y_q und z_q siehe Abbildung 6) und die Plausibilität der Simulationsergebnisse überprüft.

Abbildung 7 liefert eine Übersicht zur Position der Thermoelementmessstellen (Ni-Cr-Ni Mantelthermoelemente) und der angefertigten Makroschliffe entlang der Auftragsnaht. In den Makroschliffen wird die für den Temperaturfeldabgleich relevante Fusionslinie gepunktet und der äußere Rand der Wärmeeinflusszone (WEZ) gestrichelt markiert. An der Fusionslinie treten während des Schweißens Temperaturen zwischen Liquidus- (T_{liq}) und Solidustemperatur (T_{sol}) auf. Mithilfe von [Spur und Stöferle, 1987] wird $T_{liq} = 1520^\circ\text{C}$ und $T_{sol} = 1420^\circ\text{C}$ für S355J2G3 ermittelt. Es wird angenommen, dass am markierten äußeren Rand der WEZ beim Schweißen Temperaturen zwischen A_{c1} und A_{c3} vorliegen. Entsprechend [Seyffarth und Meyer, 1992] wird $A_{c1} = 720^\circ\text{C}$ und $A_{c3} = 880^\circ\text{C}$ für S355J2G3 zugrunde gelegt.

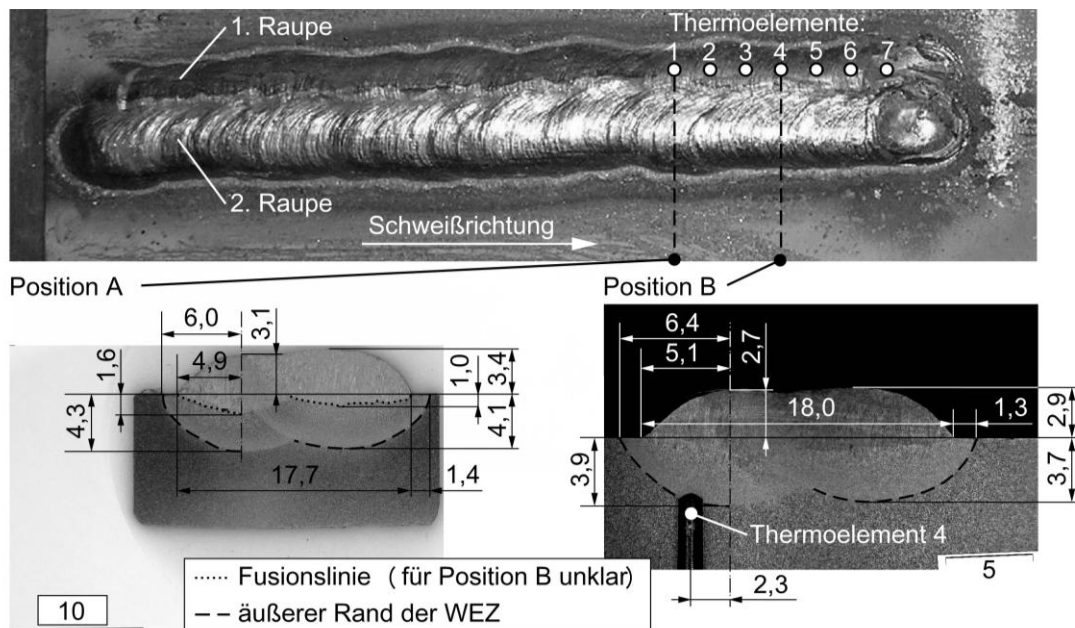


Abbildung 7: Makroschliffe für die Auftragsschweißung (Angaben in mm)

Die thermische Simulation wird mit den in Tabelle 1 aufgelisteten Schweißparametern, dem effektivem Lichtbogenwirkungsgrad $\eta_{LB} = 65\%$ und den Wärmequellenparametern gemäß Abbildung 6 durchgeführt. Für den Abgleich der Berechnungsergebnisse mit dem Makroschliff an Position A (vgl. Abbildung 7) wird der Temperaturverlauf nach 52 s Schweißzeit der ersten Raupe und nach 55 s Schweißzeit der zweiten Raupe ausgewertet. Abbildung 8 zeigt, dass das berechnete Temperaturfeld die Fusionslinie aus dem Schliffbild für die erste Raupe sehr gut abbildet. Die Simulation für die zweite Raupe liefert in Übereinstimmung mit dem Schliffbild eine Einbrandtiefe von 1 mm, die Form der berechneten Fusionslinie weicht jedoch gering vom Schliffbild ab.

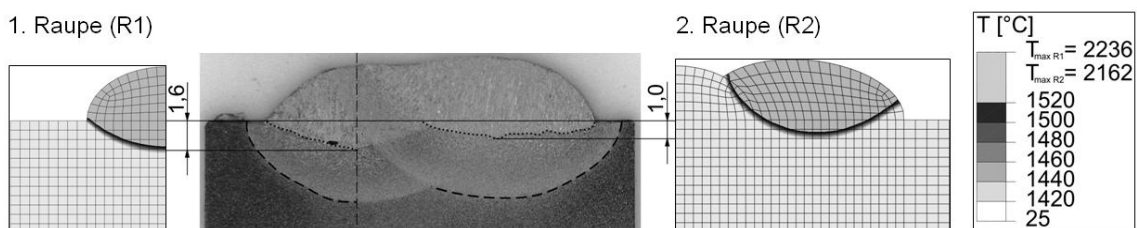


Abbildung 8: Abgleich der Fusionslinie (Makroschliff für Position A, vgl. Abb. 7)

In Analogie zu Abbildung 8 zeigt Abbildung 9 den Abgleich der Wärmeeinflusszone anhand des Makroschliffes für Position A. Der im Schliffbild markierte Rand der WEZ wird für die erste- und zweite Raupe durch das berechnete Temperaturband $A_{c1} < T < A_{c3}$ abgebildet.

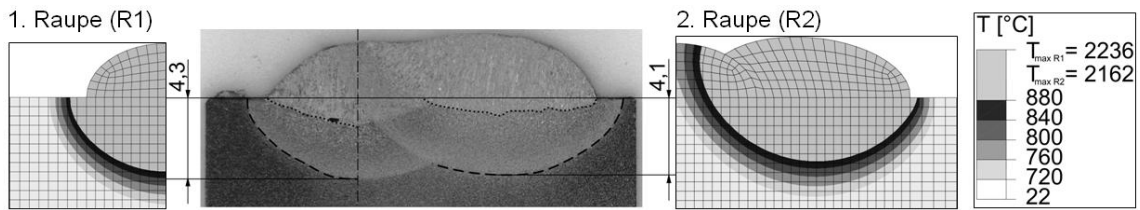


Abbildung 9: Abgleich der Wärmeeinflusszone (Makroschliff für Position A, vgl. Abb. 7)

Für den Abgleich der gemessenen und berechneten Temperaturzeitverläufe werden die Thermoelementmessstellen 1 und 4 entsprechend Abbildung 10 ausgewählt. Aufgrund der Größe der Thermoelemente (vgl. Abbildung 7 Position B) werden die Berechnungsergebnisse für den Vergleich mit den Thermoelementmesswerten über die in Abbildung 10 markierten Netzknoten gemittelt. Die Berechnungsergebnisse bilden die Messwerte verhältnismäßig gut ab. Entsprechend Tabelle 2 weichen die berechneten Spitzentemperaturen an Messstelle 1 um maximal 4,2% und an Messstelle um maximal 11,9% von der Messung ab.

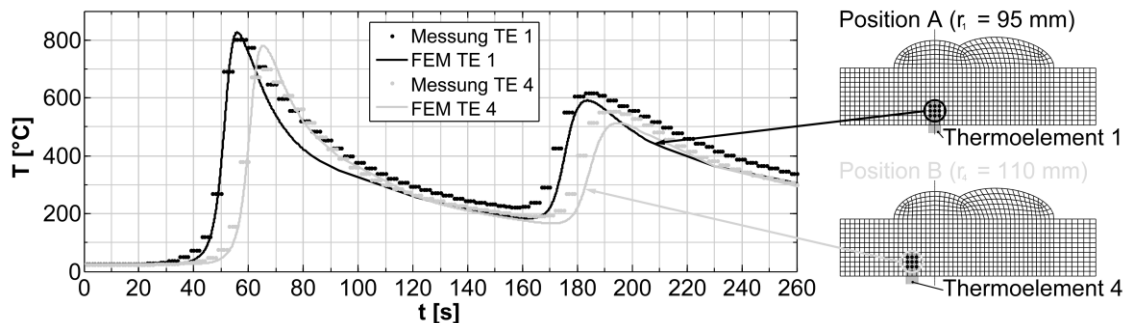


Abbildung 10: Abgleich der Temperaturverläufe an Thermoelementmessstelle 1 und 4

Tabelle 2: Gemessene und berechnete Spitzentemperaturen der ersten (R1) und zweiten Schweißraupe (R2) vgl. Abbildung 10

	TE 1 R1	TE 1 R2	TE 4 R1	TE 4 R2
Messung	801,8°C	616,7°C	697,4°C	531,9°C
Berechnung	825,9°C	590,9°C	780,4°C	513,4°C
Abweichung	+3,0 %	-4,2 %	+11,9 %	-3,5 %
Abweichung	□ Abweichung der berechneten von den gemessenen Werten			

3.4 Eigenspannungszustand für die Mehrlagenschweißung

Der Spannungszustand wird für den gesamten Schweißvorgang ermittelt und nach Abkühlung der ersten sowie zweiten Schweißraupe ausgewertet. Abbildung 11 zeigt die berechneten Nahtquer- (σ_{11}) und Nahtlängsspannungen (σ_{33}) auf der Blechmittelebene (Abstand $x_2 = 5$ mm zur Blechoberfläche) entlang der markierten Schnitte (gepunktete Linien). Die Nahtquerspannung σ_{22} kann gegenüber den übrigen Spannungskomponenten vernachlässigt werden.

Für die erste Schweißraupe tritt der Maximalwert der Schrumpfeigenspannung in Nahtlängsrichtung im Bereich des Nahtanfangs mit $\sigma_{33 \max} = 605,7$ MPa (Zug) auf. In Schweißrichtung beträgt σ_{33} im Bereich der Nahtmitte ca. 500 MPa und geht in Richtung

Blechrand auf Null zurück. Im Schnitt senkrecht zur Schweißrichtung geht die Nahtlängsspannung ausgehend von der Nahtmitte vom Zug- in den Druckbereich ($\sigma_{33 \text{ min.}} = -170,7 \text{ MPa}$) über und beträgt am Blechrand Null. Die Nahtquerspannung σ_{11} wird in Schweißrichtung im Bereich der Raupe maximal ($\sigma_{11 \text{ max.}} = 477,4 \text{ MPa}$, Zug) und geht am Anfangs- und Endpunkt der Raupe in den Druckbereich über ($\sigma_{11 \text{ min.}} = -442,2 \text{ MPa}$).

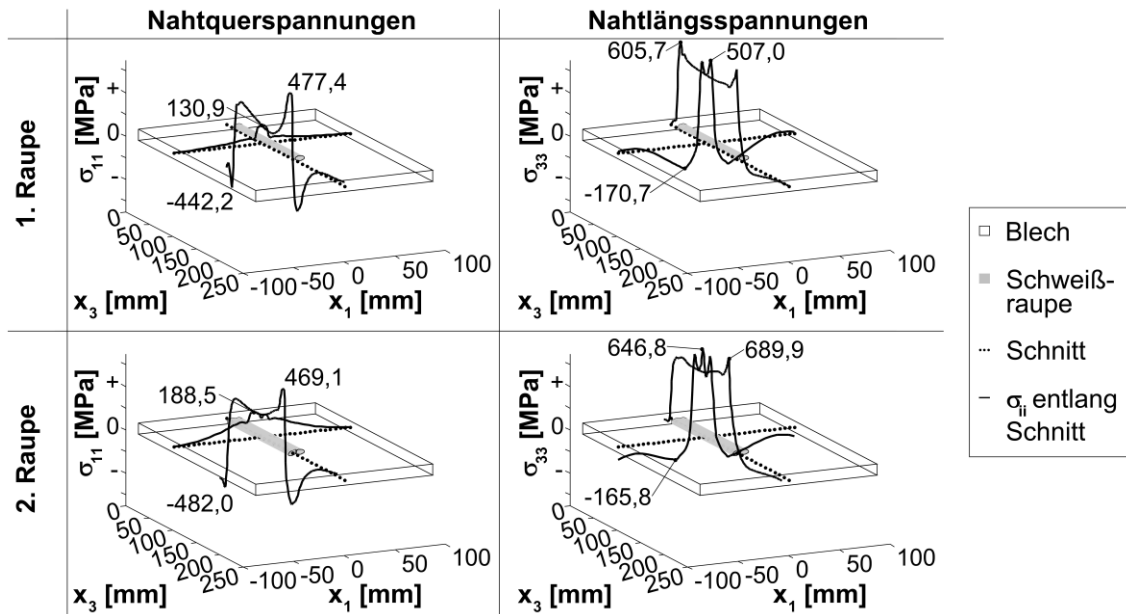


Abbildung 11: Schrupfeigenspannungen für die 1. Raupe (nach Abkühlung auf ca. 250°C) und für die 2. Raupe (nach Abkühlung auf ca. 270°C)

Der ermittelte Verlauf der Nahtlängsspannung σ_{33} stimmt verhältnismäßig gut mit den qualitativen Spannungsverläufen gemäß [DVS Merkblatt 1002 Teil 1, 1983] überein. Für den Schnitt senkrecht zur Schweißrichtung stimmt neben dem Verlauf der Spannung ebenso die Größenordnung der ermittelten Zugspannung $\sigma_{33} \approx 500 \text{ MPa}$ im Bereich der Nahtmitte gut mit den Berechnungsergebnissen nach [Pilipenko, 2001] überein. Hinsichtlich der Nahtquerspannung σ_{11} wird der ermittelte Spannungsverlauf für den Schnitt senkrecht zur Schweißrichtung in [DVS Merkblatt 1002 Teil 1, 1983] und [Pilipenko, 2001] bestätigt. In Schweißrichtung wird der Verlauf von σ_{11} stark durch Start- und Endpunkt der Schweißung beeinflusst. In der Literatur (vgl. [DVS Merkblatt 1002 Teil 1, 1983]) werden für die Nahtmitte Zugspannungen σ_{11} angegeben, die in Richtung Blechrand in Schweißrichtung zu Druckspannungen übergehen. Dieses Verhalten wird tendenziell im berechneten Verlauf von σ_{11} abgebildet.

Der Verlauf der Eigenspannungen nach Abkühlung der zweiten Raupe ähnelt dem Eigenspannungszustand nach Abkühlen der ersten Raupe. Die maximale Schrupfeigenspannung tritt für die zweite Raupe analog zur ersten Raupe in Nahtlängsrichtung (σ_{33}) auf. Entsprechend Abbildung 11 beträgt die maximale Spannung für die zweite Raupe $\sigma_{33 \text{ max.}} = 689,9 \text{ MPa}$ (Zug). Es wird ersichtlich, dass analog zur ersten Schweißraupe im Bereich der Schweißnaht Zugspannungen und in den umliegenden Bauteilbereichen Druckspannungen auftreten.

4 Diskussion

Maßgebend für die Berechnung des Eigenspannungszustandes und die Bewertung der Gefügeverteilung in der Schweißnaht ist die Qualität der thermischen Simulation. Durch den Abgleich des berechneten Temperaturfeldes mit den Thermoelementmessergebnissen und den Konturlinien aus dem Makroschliff (Fusionslinie und WEZ) soll gewährleistet werden, dass der Schweißtemperaturzyklus realitätsnah abgebildet wird. Der Abgleich erfolgt durch Anpassen der Parameter der Goldak-Wärmequelle $x_{qf/r}$, y_q und z_q für die erste Schweißraupe (siehe Abbildung 6). Da die Arbeitswerte (I_{eff}^S , U_{eff}^S und v^S vgl. Tabelle 1) der ersten und zweiten Raupe nahezu identisch sind, werden beide Raupen mit demselben Quellenparametersatz berechnet. Der Abgleich mit dem Makroschliff zeigt jedoch für die zweite Raupe Abweichungen hinsichtlich der Fusionslinie (vgl. Abbildung 8). Die berechnete Fusionslinie ist zu schmal, somit wird das hinzukommende Material nicht vollständig aufgeschmolzen. Dabei muss berücksichtigt werden, dass die Querschnittsfläche der zweiten Raupe mit $A_{R2} = 24,2 \text{ mm}^2$ im Vergleich zur ersten Raupe ($A_{R1} = 19,7 \text{ mm}^2$) um 22,8% größer ist. Ein verbesserter Abgleich kann durch separates anpassen der Quellenparameter für die zweite Raupe erreicht werden.

Gemäß [Goldak und Akhlaghi, 2005] sind die Abmessungen der Wärmequelle (Quellenparameter) im Bereich der realen Schmelzbadabmessungen zu wählen um den Versuch korrekt abzubilden. Für den vorliegenden Abgleich der ersten Schweißraupe stimmt die Abmessung der Wärmequelle in y' -Richtung ($y_q = 5 \text{ mm}$) mit der Schmelzbadbreite im Makroschliff überein (vgl. Abbildung 7). Durch die Projektion des Quellellipsoids auf die Nahtkontur entspricht die Abmessung der Wärmequelle in z' -Richtung (z_q) nicht mehr wie bei [Goldak und Akhlaghi, 2005] gefordert der Einbrandtiefe. Die Fusionslinie im Schliff wird verhältnismäßig gut abgebildet, wenn z_q ca. zwei Drittel der Raupenhöhe beträgt. Der aufgeschmolzene Bereich kann in der Simulation zusätzlich durch den effektiven Lichtbogenwirkungsgrad η_{LB} skaliert werden. Aus Gründen der Vereinfachung wird η_{LB} nicht als Skalierungsfaktor in den Abgleich einbezogen (Annahme $\eta_{LB} = 65\%$).

Seitens des Versuchs wird das gemessene Temperaturfeld durch die Elektrodenbewegung (variierende Lichtbogenlänge und Schweißgeschwindigkeit sowie Abweichungen von der gewünschten Schweißbahn) und die Schlacke beeinflusst. Die Effekte der Elektrodenbewegung werden in der Simulation durch Mittelung der Arbeitswerte (I_{eff}^S , U_{eff}^S und v^S) und eine ideale Schweißbahn vereinfacht wiedergegeben. Der Einfluss der Schlacke wird im Berechnungsmodell nicht berücksichtigt.

5 Zusammenfassung und Ausblick

Im Zusammenhang mit der Bewertung von Schweißverbindungen an Gashochdruckleitungen im Betriebszustand wird durch Versuch und Simulation das Mehrlagenschweißen untersucht. Es wird ein Modellierungskonzept für das Mehrlagenschweißen innerhalb des FE-Codes ABAQUS entwickelt und an einer mehrlagigen Auftragsschweißung erprobt. Der Schweißtemperaturzyklus wird mithilfe einer für das Mehrlagenschweißen angepassten Goldak-Wärmequelle berechnet. Nach Abgleich mit dem Versuch bildet die Simulation das Temperaturfeld beim mehrlagigen Auftragsschweißen realitätsnah ab. Die ermittelten Eigenspannungsverläufe stimmen qualitativ mit den Verläufen aus der Literatur überein.

Die weitere Vorgehensweise wird darin bestehen die simulierten Eigenspannungen durch Messung zu validieren (z.B. Bohrlochmethode). Versuch und Simulation müssen in Analogie zur Auftragsschweißung für Kehlnähte an Rohren erweitert werden. Dabei ist ein Abgleich der Simulationsergebnisse mit Thermoelementmessungen und Makroschliffen notwendig. Im Hinblick auf die Schweißarbeiten an Gasrohrleitungen muss in Versuch und Simulation der

Einfluss der Schweißposition (steigend bzw. überkopf) und der Pendelbewegung der Stabelektrode untersucht werden. Für die effiziente Schweißsimulation sollte ein Zusammenhang zwischen Schweißparametern und Quellenparametern der Wärmequellenmodellierung abgeleitet werden. In diesem Kontext ist eine Parameterstudie, die die Quellenparameter der modifizierten Goldak-Quelle und die Schweißparameter umfasst, notwendig.

6 Literatur

Baehr, H. D. und Stephan, K. (1994): *Wärme und Stoffübertragung*, Springer, Berlin.

Bang, I.-W. et al (2002): "Numerical Simulation of Sleeve Repair Welding of In-Service Gas Pipelines", *Welding Journal*, Vol. 81, pp. 273-282.

Böhme, A. (1996): *Handbuch für Rohrnetzmeister*, Oldenbourg Verlag, München.

DVS Merkblatt 1002 Teil 1 (1983): *Schweißseigenspannungen: Einteilung, Benennung, Erklärungen*.

Goldak, J. A. und Akhlaghi, M. (2005): *Computational welding mechanics*, Springer Science+Business Media Inc, Boston MA.

Lindgren, L.-E. (2007): *Computational welding mechanics: Thermomechanical and microstructural simulations*, Woodhead Publishing Limited and CRC Press, Cambridge.

Pilipenko, Artem (2001): *Computer simulation of residual stress and distortion of thick plates in multi-electrode submerged arc welding. Their mitigation techniques*, Dissertation, Department of Machine Design and Materials Technology, Norwegian University of Science and Technology, Trondheim

Sabapathy, P. N. und Wahab, M. A. und Painter, M. J. (2001): "Numerical models of in-service welding of gas pipelines", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 118, pp. 14-21.

Sabapathy, P. N. und Wahab, M. A. und Painter, M. J. (2005): "The onset of pipe wall failure during in-service welding of gas pipelines", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 168, pp. 414-422.

Seyffarth, P. und Meyer, B. and Scharff, A. (1992): *Großer Atlas Schweiß-ZTU-Schaubilder*, Deutscher Verlag für Schweißtechnik DVS-Verlag GmbH, Düsseldorf.

Spur, G. und Stöferle, T. (1987): *Handbuch der Fertigungstechnik Band 4/2 Wärmebehandeln*, Carl Hanser Verlag, München.

Vorstellung eines Modells für gekoppelte Simulationen von Schweiß- und Zugversuchen zur Festigkeitsbeurteilung von hybriden Verbindungen

M. Babaei¹, A. Luttmann², A. Schmidt², A. Barr³, H. von Rebenstock¹ und F. Vollertsen¹

¹ BIAS Bremer Institut für angewandte Strahltechnik GmbH, Klagenfurter Straße 2, 28359 Bremen, Deutschland

E-Mail: babaei@bias.de, vollertsen@bias.de

² Universität Bremen, Zentrum für Technomathematik, Bibliothekstraße 1, 28359 Bremen, Deutschland

E-Mail: andreasl@math.uni-bremen.de

³ IWT Stiftung Institut für Werkstofftechnik Bremen, Badgasteiner Straße 3, 28359 Bremen, Deutschland

E-Mail: schmidt@math.uni-bremen.de

ZUSAMMENFASSUNG

Der moderne Leichtbau bietet ein großes Potential zur Material- und Kosteneffizienz, da durch Kombinationen unterschiedlicher metallischer Werkstoffe maßgeschneiderte Konstruktionen mit optimierten Eigenschaften hergestellt werden können. Die Erweiterung der Einsatzmöglichkeiten stoffschlüssiger Werkstoffverbunde von Aluminium und Stahl stellen jedoch hohe Anforderungen an die Schweißtechnik. Sowohl die Nahtgeometrie und damit die tragenden Querschnitte, als auch das lokale Werkstoffverhalten werden durch die Prozessparameter beim Schweißen beeinflusst. Ziel eines über die AiF als ZUTECH-Vorhaben geförderten aktuellen Forschungsprojektes ist die Erarbeitung einer simulationsbasierten Bewertungsmethode, die erstmals sämtliche für die Belastbarkeit von Mischverbindungen aus Aluminium (EN AW 6082) und Stahl (DC 04) verantwortlichen Einflüsse berücksichtigt.

Im Rahmen des Vortrages wird der zur Zielerreichung beschrittene Weg schrittweise erläutert, der mit der Untersuchung der Temperaturentwicklung im Werkstück mithilfe einer Schweißstruktursimulation beginnt. Diese experimentell validierten Untersuchungen sind erforderlich, um Erkenntnisse über die lokalen Spannungs-Dehnungsbeziehungen zu erhalten, die vom Temperatur-Zeit-Verlauf abhängig sind. Anschließend werden die Modelle aus den Schweißstruktursimulationen für simulierte Zugversuche zur Beurteilung der Bauteilfestigkeit herangezogen. Hierbei werden die lokalen Dehnungen mittels eines lokalen Kriteriums zu jedem Zeitpunkt des simulierten Zugversuchs bewertet. Die Resultate aus den modellierten Zugversuchen werden anhand von Zugversuchen an geschweißten Proben validiert. Es wird gezeigt, in welcher Weise diese Bewertungsmethode einen Einblick und damit ein besseres Verständnis in die lokale Spannungs- und Dehnungsverteilung vor dem Versagen der Naht ermöglicht und welche weiteren Optimierungsmöglichkeiten sich mit Blick auf die Nahtfestigkeit hybrider Verbindungen ableiten lassen.

1 Einleitung

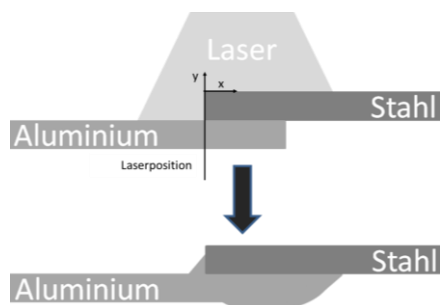
Laserstrahlschweißen von Mischverbindungen ist in der Industrie aufgrund seiner guten Wirtschaftlichkeit ein allgemein anerkanntes und weit verbreitetes Verfahren [Li et al., 2011]. Simulationen bieten bei der Entwicklung von laserstrahlgeschweißten Hybridstrukturen große Einsparpotenziale hinsichtlich Entwicklungszeit und -kosten. Eine durchgängige Modellierung einer Schweißprozesssimulation ist jedoch notwendige Voraussetzung zur Realisierung dieser

Potenziale. Diese muss sowohl die Berechnung der Nahtgeometrie als auch die Strukturmechanik und das Gefüge in einer thermo-physikalischen Schweißstruktursimulation beinhalten, welche nach derzeitigem Kenntnisstand nicht verfügbar ist. Leider sind zum jetzigen Zeitpunkt allgemeine Bemessungsansätze speziell für tragende hybride Bauteile noch nicht verfügbar. Insbesondere bei hybriden Verbindungen findet in und um die Fügezone, zusätzlich zu den üblichen Festigkeitsbeeinflussungen beim Schweißen, infolge der im Vergleich zu den lokalen Fließgrenzen vorherrschenden hohen Eigenspannungen [Nitschke-Pagel et al., 2005] und der lokal variierenden Festigkeiten, ein nur schwer vorhersagbarer Spannungsausgleich statt. Wenn eine Last auf das Bauteil ausgeübt wird, kann dies zum Überschreiten der lokalen Fließgrenzen führen. Daher sind Bemessungsansätze, die den Werkstoffzustand infolge eines Spannungsausgleichs unter Last berücksichtigen, zwingend erforderlich, jedoch zurzeit nicht vorhanden. Eine rechnerische Bemessung der Bauteile einschließlich der Schweißnähte ist bis jetzt noch nicht möglich, da eine Methode zur Beurteilung der Tragfähigkeit derzeit nicht existiert, auch wenn die lokal hohen Eigenspannungen und -dehnungen sowie die Verfestigungen (siehe z. B. [Van der Aa, 2007]) und die erhöhten bzw. gesenkten Fließgrenzen in dem Nahtquerschnitt gemessen und simuliert werden können [Loose et al., 2008]. Unterschiedliche Materialeigenschaften und daraus resultierende Festigkeitssprünge in der Fügezone erschweren ein Fügen dieser Werkstoffe [Zäh et al., 2009]. Im Rahmen dieses Beitrages soll anhand einer gekoppelten Prozess-, Gefüge- und Struktursimulation unter Berücksichtigung der lokalen Werkstoffzustände und der sich ausbildenden Nahtgeometrie ein Ansatz zur Beurteilung der quasi-statischen Nahtfestigkeit laserstrahlgeschweißter Hybridverbindungen vorgestellt werden.

Das Ziel einer solchen Modellierungsmethodik ist die Bewertung von Schweißverbindungen unter Ausnutzung einer entsprechenden ganzheitlichen Prozessmodellierung. Hierbei wird jedoch nicht nur der Spannungs- und Dehnungszustand nach dem Schweißen berechnet, sondern auch dessen weiteres Verhalten in modellierten Zugversuchen untersucht, um so Rückschlüsse auf die reale Bauteilfestigkeit ziehen zu können. Dieser Beitrag zeigt die Ergebnisse der gekoppelten Simulationen und die Modellierungsansätze zur Simulation von Zugversuchen über die Wahl verschiedener Abbruchkriterien und deren Einflüsse auf das Ergebnis der Simulation.

2 Fügen mittels Wärmeleitschweißen

Verschweißt werden Aluminium- und Stahlbleche mittels Wärmeleitungsschweißen im Überlappstoß. Die Blechdicke des Stahls beträgt 1.0 mm, die des Aluminiums 1.2 mm. Beim Schweißen kommt ein ND:YAG Laser HL4006D der Firma Trumpf zum Einsatz. Die Werkstücklänge und -breite beträgt bei beiden Blechen 200 mm x 100 mm. Der Versuchsaufbau ist schematisch in Abbildung 1 mit den gewählten Prozessparametern aufgeführt und dargestellt.



Laser:	ND:YAG Laser HL4006D
Laserleistung:	2100 W
Vorschub:	0.8 m/min
Spotdurchmesser:	7.3 mm
Überlappbreite:	4 mm
Laserposition X:	6.15 mm auf Stahl 1.15 mm auf Aluminium
Schutzgas:	Argon 40 l/min

Abbildung 1: Prozessschema bei der Überlappkonfiguration mit den gewählten Prozessparametern

2.1 Werkstoffe

Der gewählte Stahl ist ein DC 04 und das Aluminiumblech ist ein EN AW-6082 im T4-Zustand. Die chemischen Zusammensetzungen sind in Tabelle 1 und 2 aufgeführt.

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung DC 04

Chemische Zusammensetzung	C [%]	P [%]	S [%]	Mn [%]
DC 04	≤ 0,08	≤ 0,03	≤ 0,03	≤ 0,4

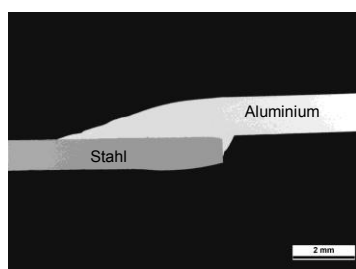
Tabelle 2: Chemische Zusammensetzung EN AW-6082

Chemische Zusammensetzung	Si [%]	Fe [%]	Cu [%]	Mn [%]	Mg [%]	Cr [%]	Ni [%]	Zn [%]	Übrige	Ti [%]
EN AW-6082, T4	0,7-1,3	0,5	0,1	0,4-1,0	0,6-1,2	0,25	-	0,2	0,1	0,1

Soweit erforderlich, ermöglichen metallurgische Untersuchungen am Grundwerkstoff und an geschweißten Proben ein Anpassen und die Erweiterung der Materialdatenbank an die vorhandenen Materialeigenschaften beider Werkstoffe für die weiteren Simulationen [Keßler et al., 2006].

2.2 Ergebnisse nach dem Schweißen

Die Proben wurden im Überlappstoß unter einer Argon-Atmosphäre wärmeleitgeschweißt. Während aller Versuche wurden die Temperaturen in der Fügezone mittels Thermoelementen und an der Schmelzbadoberfläche des Aluminiums mit einem Quotientenpyrometer überwacht und aufgenommen. Durch die Berücksichtigung der Messwerte bei der Prozesskalibrierung konnte einerseits ein Aufschmelzen des Stahls vermieden und andererseits das Aufschmelzen des Aluminiums überprüft werden. In Abbildung 2 ist eine Schweißprobe mit den gewählten Prozessparametern im Querschliff dargestellt. Dieses Schliffbild wurde für die simulative Vorhersage der Nahtgeometrie zum Abgleich der Simulationsergebnisse herangezogen.



Laser: ND:YAG Laser HL4006D
Laserleistung: 2100 W
Vorschub: 0.8 m/min
Spotdurchmesser: 7.3 mm
Überlappbreite: 4 mm
Laserposition X: 6.15 mm auf Stahl
1.15 mm auf Aluminium
Schutzgas: Argon 40 l/min

Abbildung 2: Schliffbild einer mit den gewählten Schweißparametern hergestellten Schweißprobe

3 Zugversuchsdurchführung

Zur Ermittlung der benötigten Kennwerte für die weiteren Simulationen wurden aus den Schweißproben Proben für Zugversuche herausgetrennt. Die Probengeometrie entsprach der genormten Geometrie gemäß DIN 50125:2009-0. Die Zugversuche wurden an Zugprüfmaschine Typ Inspekt 100 kN mini MFA2 mit einer Dehngeschwindigkeit von 0,34 mm/min durchgeführt.

Die Zugproben rissen alle in der Fügezone entlang des Anbindungsbereiches zwischen dem Aluminium und dem Stahl, siehe Abbildung 3.

Dieser Umstand war zu erwarten, da die Nähte aufgrund des Grundzustandes des Aluminiums (T4) eine erhöhte Heißrissneigung haben und diese Werkstoffkombination nur ein sehr geringes Prozessfenster aufweist, in dem Schweißnähte hergestellt werden können.

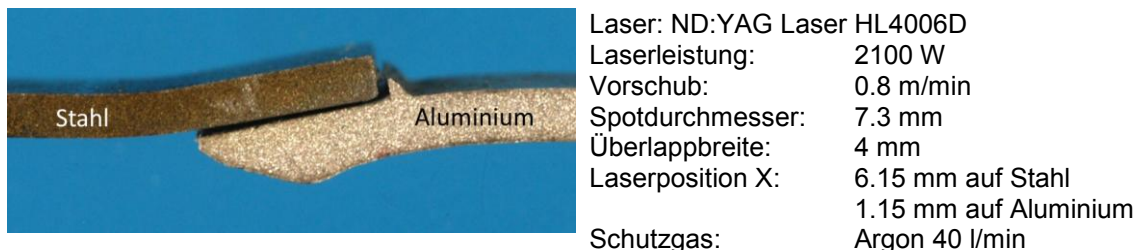


Abbildung 3: Zugprobe nach dem Ziehen

4 Simulative Vorhersage der Nahtgeometrie

Zur Simulation der Ausbildung der Nahtgeometrie durch den Schweißprozess werden das Schmelz- und Erstarrungsverhalten des Aluminiums, die Dynamik in der Schmelze und die Benetzung des Hybridträgerwerkstoffs durch ein System partieller Differentialgleichungen modelliert. Die Grundlage bildet dabei das in [Bänsch et al., 2010] entwickelte Modell zum Anschmelzen eines Drahtendes, welches durch die Kopplung des Stefan-Problems (Energiebilanz und Phasenübergang) mit den Navier-Stokes-Gleichungen für inkompressible Fluide mit freier Oberfläche beschrieben wird. Dieses Modell wurde in [Babaei et al., 2011] auf den vorliegenden Schweißprozess erweitert, auf ein vereinfachtes 2D-Modell reduziert und hier angewendet. Die numerische Lösung erfolgt unter der Verwendung temperaturunabhängiger Materialparameter durch die Finite-Elemente-Software NAVIER der Universität Erlangen. Ein Vergleich der simulierten mit der realen Nahtgeometrie ist in Abbildung 4 dargestellt und zeigt eine weitgehende Übereinstimmung. Das lässt darauf schließen, dass das zugrundeliegende 2D-Modell die wesentlichen physikalischen Einflussgrößen und Effekte in Bezug auf die Ausbildung der Nahtgeometrie erfasst. Das Ergebnis kann und wird noch dahingehend optimiert, dass temperaturabhängige Materialparameter für den DC 04 und den EN AW-6082 in die numerische Simulation einfließen und die Wärmeleitung längs der Schweißnaht durch innere Quellen/Senken in das 2D-Modell integriert werden sollen.

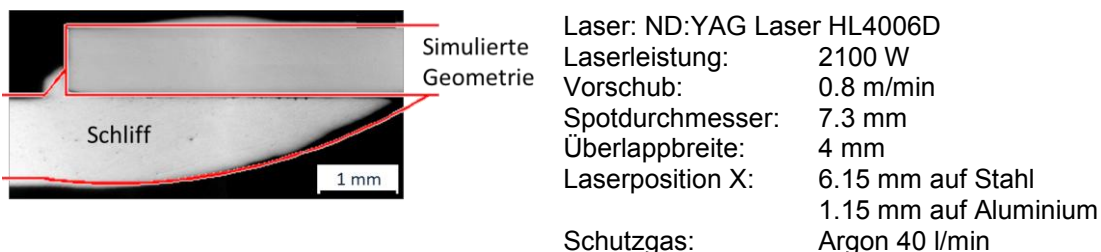


Abbildung 4: Überlagerung eines Schliffes mit der vorhergesagten Nahtform [Luttmann et al., 2011]

Die somit vorhergesagte Nahtgeometrie wird für die Modellierung der Bauteile in der thermo-mechanischen Simulation verwendet.

5 Thermomechanische Simulation des Schweißens

5.1. Netzmodellierung

Die Modellierung und Berechnung werden mit Hilfe der Programmpakete SYSWELD 2011 und Visual Mesh 7.0 durchgeführt. Zur einfachen Vernetzung des Modells wird ABAQUS v6.9 eingesetzt. Das so erhaltene FE-Netz wird anschließend in ein SYSWELD-konformes Format übertragen.

Zur Durchführung der thermomechanischen Schweißstruktursimulation wird ein FE-Netz mit ca. 87000 3D-Elementen vom Typ 3008 (dreidimensionale Quader mit 8 Gauß-Punkten) und 47000 2D-Oberflächenelementen vom Typ 2004 (zweidimensionale Rechtecke mit 4 Gaußpunkten) erstellt. Dabei ist das FE-Netz mit steigendem Abstand von der Nahtmitte in alle drei Raumrichtungen vergrößert (Abbildung 5). Die kleinste Elementengröße beträgt 0.5 x 0.5 x 0.25 mm im Stahl und die größte Elementengröße beträgt 2 x 2 x 0.6 mm im Aluminium.

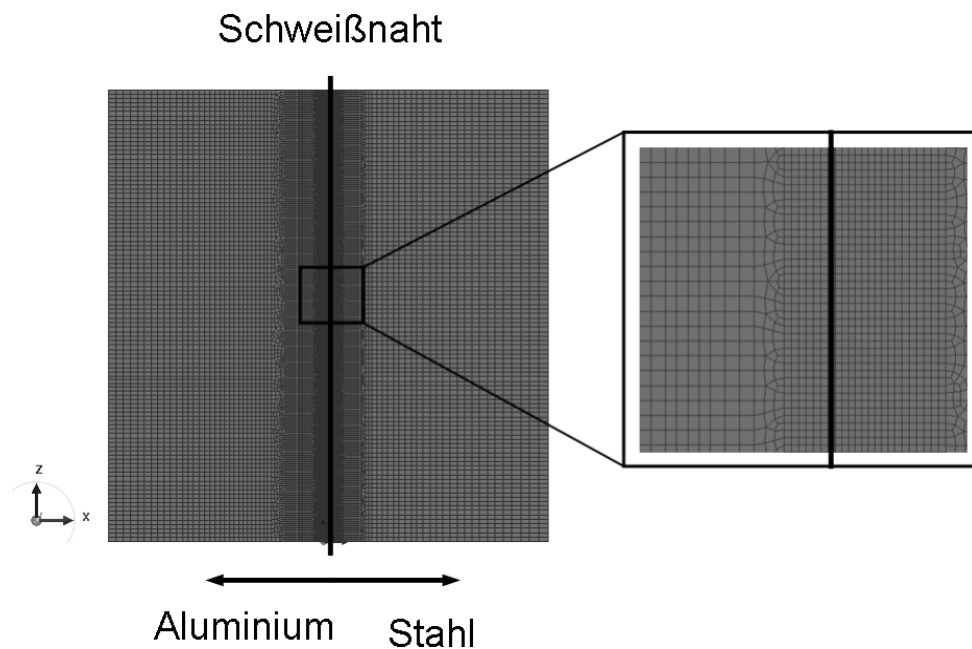


Abbildung 5: FE-Netz des Schweißmodells

Des Weiteren wird in der Fügezone eine Chewing-Gum Modellierung durchgeführt, da nach SysTus-Handbuch eine variable Modellierung des Kontaktes nicht möglich ist. Diese variable Kontaktmodellierung ist jedoch zwingend erforderlich für die weiteren Simulationen, so dass über eine künstliche Phase (KM) Abhilfe geschaffen wird. Diese künstliche Phase erhält weitestgehend die Materialeigenschaften des Aluminiums. Jedoch hat KM von Beginn der Schweißsimulation an ein niedriges E-Modul (1 GPa). Ab 600°C wandelt KM in den erstarrten Grundwerkstoff um und hat dann dieselben Eigenschaften wie das restliche Aluminium. Mit dieser Maßnahme können Schrumpfungen und Ausdehnungen, die aus dem Schweißprozess resultieren, aufgenommen werden, ohne dass eine Durchdringung der beiden Bauteile zueinander erfolgt. Die künstliche Phase ist in Abbildung 6 dargestellt.

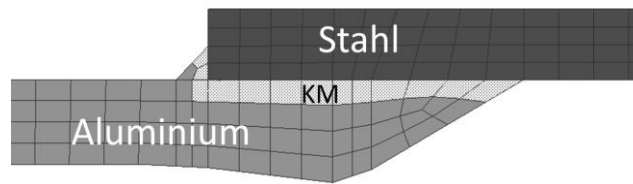


Abbildung 6: Darstellung der künstlichen Phase (KM)

5.2 Thermometallurgische Materialeigenschaften

Die Materialdaten des DC 04 und des EN AW-6082 für die thermometallurgische Simulation stammen im Wesentlichen aus der Sysweldmaterialdatenbank. Die Daten wurden jedoch an die realen Materialeigenschaften der jeweiligen Chargen angepasst, nachdem metallurgische Untersuchungen an den Grundwerkstoffen und den Schweißproben durchgeführt wurden.

Der umwandelnde Stahl DC 04 wird mit insgesamt 6 Phasen modelliert. Die ersten 5 Phasen repräsentieren in dieser Reihenfolge Ferrit (Ausgangswerkstoff), Bainit, Martensit und 2 künstliche Phasen, Phase 6 ist Austenit.

Die Wärmeleitfähigkeit ist so modelliert, dass die Werte der ferritischen Phasen ab 900°C mit denen des Austenits übereinstimmen. Auf diese Weise werden während der Austenitbildung Unstetigkeiten in der Wärmeleitfähigkeit vermieden.

Auch bei der Modellierung der Wärmekapazität wurde so vorgegangen, dass ab 900°C die Werte der ferritischen Phasen und des Austenits übereinstimmen.

Die Dichte des DC 04 ist so modelliert, dass ab 1450°C die ferritischen Phasen dieselbe Dichte wie Austenit haben.

Die Modellierung der Phasenumwandlung im Stahl erfolgt nach dem klassischen Leblond-Modell. Als Ausgangsphase wird Ferrit-Perlit angesetzt. Die Austenitbildung beginnt bei $AC_1 = 730^\circ\text{C}$, der Gleichgewichtsphasenanteil $P_{\text{eq; Austenit}} = 1$ ist bei $AC_3 = 870^\circ\text{C}$ erreicht. Der Austenitzerfall setzt während der Abkühlung bei 860°C ein, der Gleichgewichtsphasenanteil $P_{\text{eq; Ferrit}} = 1$ wird bei 620°C erreicht. Unterhalb von 595°C setzt die Bainitbildung ein, der Gleichgewichtsphasenanteil $P_{\text{eq; Bainit}} = 1$ wird bei 480°C erreicht. Die Gleichgewichtsanteile zwischen Beginn und Ende der Umwandlungen werden linear interpoliert. Unterhalb von 475°C setzt die Martensitbildung ein.

Die Aluminiumlegierung 6082 ist mit 4 Phasen modelliert. Phase 1 repräsentiert das Grundmaterial, welches sich beim Schweißen in Phase 2 und 3 umwandelt. Phase 4 ist die künstliche Phase.

Die Wärmeleitfähigkeit ist der Materialdatenbank entnommen. Alternativ dazu wurde in Erwägung gezogen, basierend auf der Arbeit von [Brandt et al., 2007], die auf dem Wiedemann-Franz-Gesetz basierenden Daten zu übernehmen. Eine Gegenüberstellung der Daten ist in Abbildung 7 dargestellt.

Die weiteren Simulationen basieren jedoch vorerst auf den Verläufen aus der SYSWELD-Materialdatenbank. Die Verläufe der Wärmekapazität wie auch die Dichte stammen aus der SYSWELD-Materialdatenbank.

Für die Modellierung der Phasenumwandlung im EN AW-6082 wandelt der Grundwerkstoff (Phase 1) während der Erwärmung in Phase 2 (zwischen 200°C und 300°C) und in Phase 3

(zwischen 550°C und 555°C) um. Die künstliche eingeführte Phase KM ist die Phase 4. Diese wandelt im Originaldatensatz zwischen 500°C und 510°C in Phase 3 um. Dies führt zu einer Unstetigkeit im E-Modul, daher wurde die Umwandlung der künstlichen Phase um 100°C zur höheren Temperatur hin verschoben.

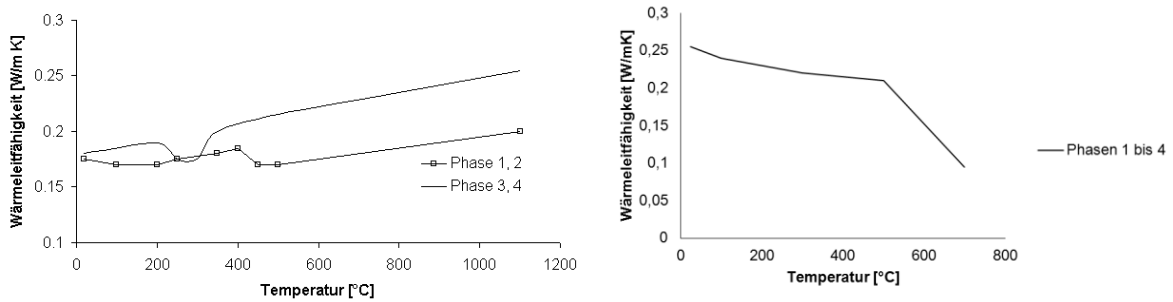


Abbildung 7: Wärmeleitfähigkeit für den EN AW-6082,
links: Materialdatenbank SYSWELD, rechts: [Brandt et al., 2007]

5.3 Thermomechanische Materialeigenschaften

Das Verfestigungsverhalten beider Werkstoffe ist als isotrope Verfestigung modelliert. Jedoch sind die Verfestigungen bzw. Aufhärtungen des Aluminiums den realen Eigenschaften, die aus metallurgischen Untersuchungen resultieren, angepasst. Die Unterschiede zwischen den Daten aus der SYSWELD-Materialdatenbank und den ermittelten Werten aus den Werkstoffprüfungen sind beispielhaft für die Temperaturen 20°C und 200°C für die modellierten Aluminiumphasen (Phase 1 bis Schmelztemperatur, danach Phase 2,3 und 4) in Abbildung 8 und 9 dargestellt.

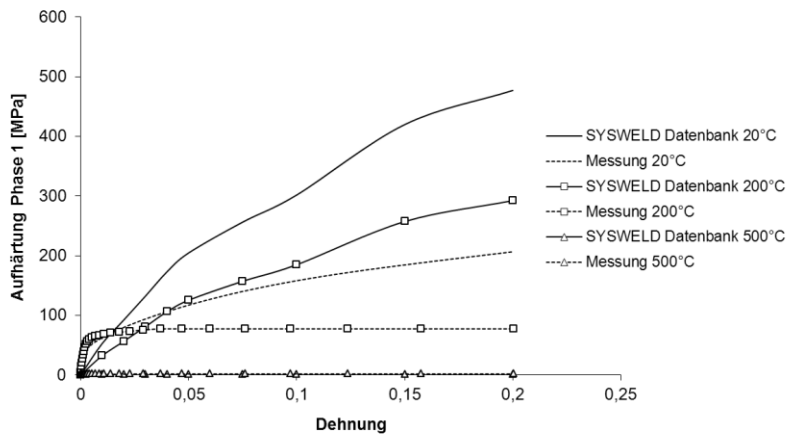


Abbildung 8: Aufhärtung der Phase 1 des EN AW-6082

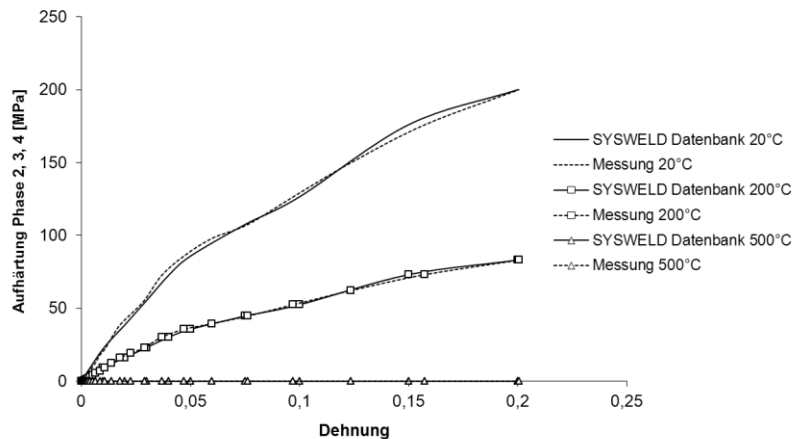


Abbildung 9: Aufhärtung der Phasen 2,3, und 4 des EN AW-6082

Die Querkontraktionszahl wird für beide Werkstoffe und deren Phasen temperaturunabhängig als 0,33 angenommen. Die Fließgrenzen des Stahls laufen für alle Phasen ab 900°C zusammen. Die Fließgrenzen des Aluminiums für die Phase 1 wird getrennt von den Phasen 2, 3 und der künstlichen Phase (Phase 4) modelliert. Des Weiteren sind die Fließgrenzen anhand der Fließkurven aus den Warmzugversuchen am Aluminiumgrundwerkstoff angepasst. Der Vergleich zwischen den Fließkurven aus der SYSWELD-Materialdatenbank und den angepassten Fließkurven ist in Abbildung 10 dargestellt.

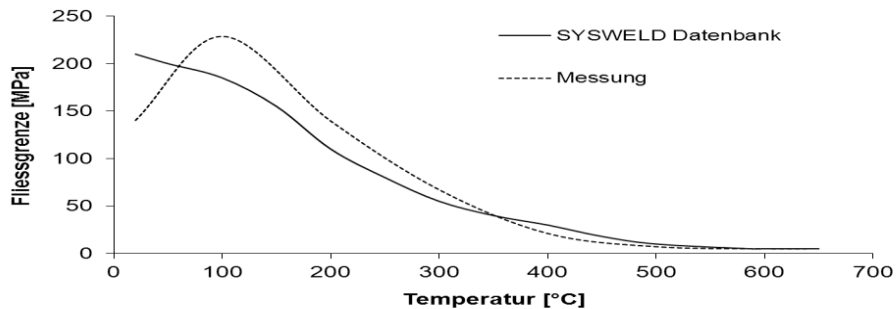


Abbildung 10: Fließgrenze EN AW-6082

Für die weiteren Simulationen wurde die angepasste Fließgrenze übernommen.

Analog ist auch das E-Modul für Aluminium EN AW-6082 angepasst (siehe Abbildung 11). Die künstliche Phase hat den temperaturunabhängigen Wert von 1 GPa. Nach Erreichen der 600°C wandelt die künstliche Phase in Phase 3 um, die dieselben Eigenschaften wie das restliche Aluminium beim Abkühlen hat.

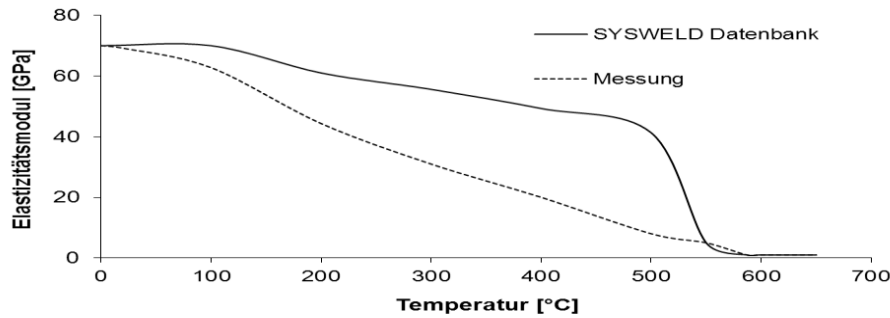


Abbildung 11: E-Modul EN AW-6082

Des Weiteren werden die thermischen Dehnungen der beiden Werkstoffe modelliert. Beim Stahl sind die ferritischen Phasen im Modell zusammengefasst, lediglich die austenitische Phase ist gesondert modelliert. Für Aluminium sind die thermischen Dehnungen der Phasen 1 bis 3 linear ansteigend modelliert, die künstliche Phase dehnt sich nicht aus, sondern beschreibt nur den Kontakt zwischen den Aluminium- und Stahloberflächen und erlaubt im Grundzustand eine beinahe widerstandslose Bewegung der Flächen zueinander. Diese Schicht erstarrt bei Abkühlung, wobei sie die Eigenschaften des Aluminiumwerkstoffs annimmt, und verbietet somit nach dem Schweißen die Bewegung der Platten.

5.4 Thermische Rechnung

5.4.1 Wärmequelle

Die Intensitätsverteilung in der Wärmequelle wurde in Form einer Gauß-Glocke mit Gaußparameter $M = -1$ modelliert. Die Prozessparameter sind entsprechend den Versuchsparametern (siehe Abbildung 1) eingestellt. Die Absorptionskoeffizienten sind $\alpha_{\text{Stahl}} = 0,7$ und $\alpha_{\text{Alu}} = 0,23$. Die Geschwindigkeit der Wärmequelle beträgt $v = 13,333 \text{ mm/s}$. Der Schweißprozess startet sobald die Mitte der Wärmequelle 26,5 mm vom Rand der Probe entfernt ist und endet ebenfalls in diesem Abstand vom Rand. Die Wärmequellenposition ist schematisch in Abbildung 12 dargestellt.

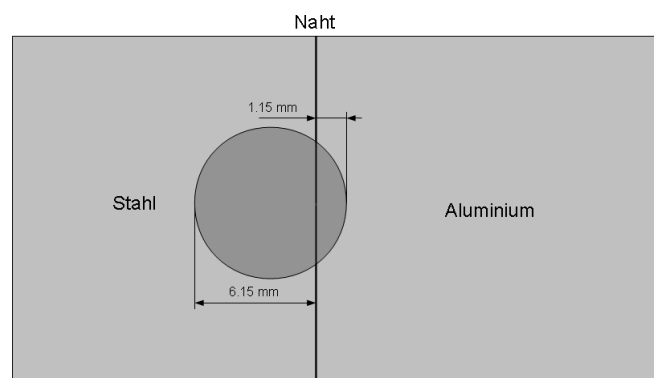


Abbildung 12: Wärmequellenposition

5.4.2 Anfangs- und Randbedingungen

Als Anfangsbedingung wird die Anfangstemperatur der Knoten vorgeschrieben. Sie hat für das Modell den Wert von 20°C. Die gewählten thermischen Randbedingungen beschreiben die

Wärmeverluste durch die Oberfläche der Probe. Die freie Konvektion ist mit 25 W/mK modelliert [Rada], 1999]. Die Energieverluste durch thermische Strahlung werden mit dem Stefan-Boltzmann-Gesetz mit einem Emissionsgrad $\epsilon = 0,8$ beschrieben.

5.5 Mechanische Rechnung

Die thermischen Dehnungen, die durch das in der thermisch-metallurgischen Rechnung berechnete transiente Temperaturfeld induziert worden sind, fungieren als Lasten der mechanischen Schweiß-Struktur-Berechnung. Abbildung 13 zeigt die angesetzten Randbedingungen.

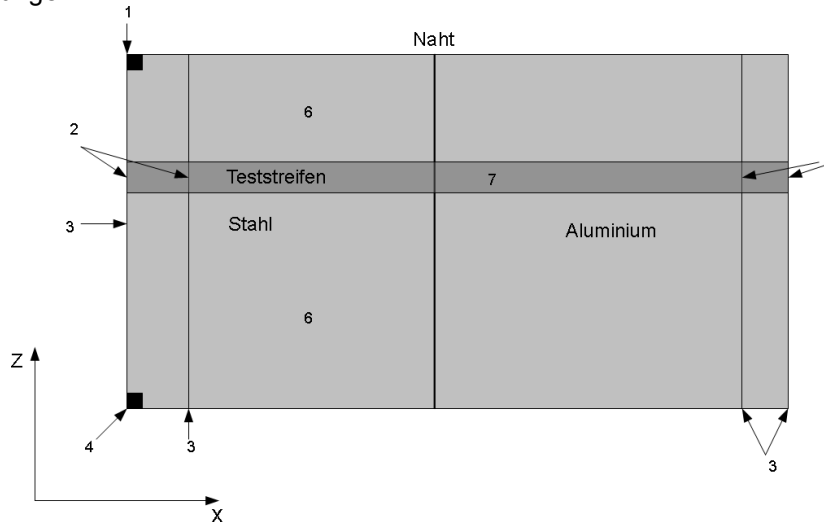


Abbildung 13: Mechanische Randbedingungen

Die Randbedingungen 1 bis 5 sind am Beginn der Schweißsimulation aktiv. Die Randbedingung 1 ist eine elastische Randbedingung, die auf einen Knoten wirkt und in alle Raumrichtungen mit einem Widerstandsbeiwert $KX \ KY \ KZ = 500$ die Bewegung des Knotens verhindert. Randbedingung 4 ist ähnlich und unterscheidet sich von der Randbedingung 1 lediglich durch einen kleineren Widerstandsbeiwert in Z-Richtung ($KZ = 50$). Randbedingung 3 wirkt auf Knotenlinien und verhindert mit dem Widerstandsbeiwert $KY = 500$ die Bewegung aus der Ebene heraus, dabei gilt $KX, KZ = 50$. Randbedingungen 1, 3 und 4 werden nach 10000s zeitgleich mit der Deaktivierung der Randelemente abgeschaltet. Der mechanische Kontakt wird durch eine Elementschicht modelliert, die zu Beginn der Simulation durch eine künstliche Aluminiumphase beschrieben wird. Während der Erwärmung bekommt diese Phase die Eigenschaften des Aluminiums und erhärtet somit gemeinsam mit den anderen Aluminiumphasen. Die elastische Randbedingung $KY=1000$ auf dem Teststreifen dient dazu, Oszillationen in Y-Richtung zu verhindern.

6 Simulation eines Zugversuches

Um während des Zugversuchs ein Festhalten der Probe an einem Probenende zu modellieren, wurde die Randbedingung 2 gesetzt, welche die Bewegung von zwei Knotenreihen am Stahlende der Probe verhindert. Die Randbedingung 5 wirkt auf das Aluminiumende der Probe und erlaubt die Bewegung in Zugrichtung X. Das Deaktivieren der Elemente außerhalb der Zugprobe erfolgt 10000s nach Beginn der Rechnung.

In dieser Konfiguration zeigt sich nach Deaktivieren der Randelemente und Abschalten der elastischen Randbedingungen 1, 3 und 4, dass sich diese trotz korrekter Deaktivierung (nachprüfbar durch das Anlegen der entsprechenden Elementgruppen für jede Transient Card) weiterhin bewegen. Diese Bewegung wird vom Solver mit berücksichtigt und verhindert die Konvergenz der Rechnung bei sinnvollen Konvergenzbedingungen.

Die Probe selbst zeigt am freien Aluminiumende nach der Deaktivierung der Elemente eine Bewegung hauptsächlich in Y-Richtung (aus der Probenebene heraus) in der Größenordnung von ca. 2 mm.

Um die Bewegung der deaktivierten Elemente zu verhindern, ist - entgegen der Empfehlung des Handbuchs - die elastische Randbedingung 6 gesetzt, die mit $KX KY KZ = 1$ den Verzug in den deaktivierten Bereichen unterbindet. Eine statisch bestimmte Lagerung der Zugprobe selbst reicht dafür nicht aus.

Dies führt zunächst zu einer Beseitigung der Konvergenzprobleme. Der Zugversuch selbst wurde derart modelliert, dass den Knoten, auf welche die Randbedingung 5 wirkt, eine Bewegungsgeschwindigkeit in Zugrichtung in Höhe von 0,03 mm/s vorgeschrieben ist. Da dem Materialverhalten ein elastisch-plastisches Materialgesetz zugrunde liegt, also keine viskosen Vorgänge berücksichtigt werden, ist die Dehngeschwindigkeit, also die zeitliche Änderung der Dehnung, nicht für das Ergebnis relevant und muss nur für die Beurteilung der Konvergenzkriterien und richtigen Abbildung von plastischen Dehnungen und Eigenspannungen betrachtet und entsprechend gewählt werden.

Wie oben erwähnt, zeigt sich, dass die Aluminiumseite der Probe während des Ziehens eine oszillierende Bewegung in Y-Richtung, also quer zur Probenebene, vollzieht. Dieses Phänomen führt erneut zu Konvergenzproblemen, da die Geschwindigkeit der oszillierenden Bewegung um ca. Faktor 100 über der Zuggeschwindigkeit liegt. Um die Oszillation zu unterbinden, wird die Bewegung des Zugstreifens in Y-Richtung durch die Randbedingung 7 ($KY = 1000$) unterbunden.

Das Abbruchkriterium wird mit Hilfe einer SIL-Routine abgefragt, ausgewertet und angezeigt. Versuche, das Abbruchkriterium unter Zuhilfenahme der Vergleichsspannung zu beschreiben, schlagen bislang fehl, da aus den bisherigen Versuchen noch keine Informationen zu den lokal aufgelösten Festigkeiten und Fließgrenzen vorliegen. Daher wird als Abbruchkriterium die Dehnung in Zugrichtung in jedem einzelnen Element ausgelesen und mit der gewählten Bruchdehnung (5%) aus dem Zugversuch verglichen. Wird in einem Element das Abbruchkriterium erreicht, bricht die Simulation ab und das Element, in dem das Kriterium erstmals erreicht ist, wird ausgeschrieben. Das Versagen tritt bei einer gewählten Schrittweite $\Delta t = 0,1$ s nach 2 s ein.

7 Diskussion

Der Versagensort ist nicht wie erwartet in der Fügezone, sondern im Aluminiumgrundwerkstoff, siehe Abbildung 14. Das reale Versagen tritt dort ein, wo lokal im Bauteil die Vergleichsspannungen [Richard et al., 2006] einen bestimmten Grenzwert überschreiten [Ulrich, 1959]. Da die lokalen Eigenschaften noch unzureichend bekannt und somit nicht im Bauteil modelliert sind, kommt es zu einer Abweichung des Versagensortes. Im Modell hat das Aluminium in der Nähe der Fügezone eine höhere Festigkeit als im Grundmaterial an der Einspannung, weshalb das Abbruchkriterium hier früher erreicht wird. Des Weiteren hat auch die Randbedingung 7 eine Verhinderung der Querkontraktion zur Folge, was ebenfalls zu einer Abweichung des Versagensortes führt. Der Grund für die Randbedingung 7 ist die Oszillation

des Aluminiumzugstreifens in Y-Richtung, die auf numerische Instabilitäten zurückzuführen ist, deren Erforschung dringend erforderlich wäre, um die Simulation zu optimieren. Die Verringerung der Elementgröße und Zeitschrittweite als mögliche Lösungsansätze bei der Berechnung haben nicht den gewünschten Effekt, da die Berechnungszeit und die Berechenbarkeit aufgrund der feineren Inkremente zu einer nicht vertretbaren Potenzierung der Berechnungszeit führt. Dies gilt umso mehr, als bei komplexeren Geometrien das Modell sowieso wesentlich größer und feiner ausfällt, was eine Berechenbarkeit unmöglich macht.

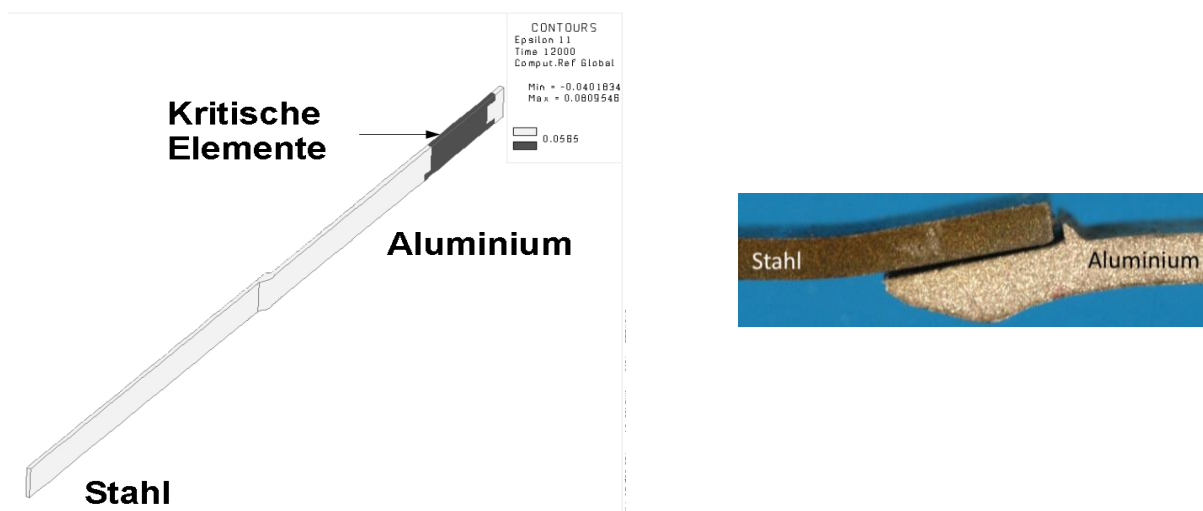


Abbildung 14: Versagensort Simulation (links), Versagensort Realität (rechts)

8 Fazit

Es wurde gezeigt, dass

- mechanische Lasten (z.B. Zugkräfte) auf simulierte geschweißte Bauteile angewendet werden konnten.
- es möglich ist während der Simulation Ergebnisdaten mit Hilfe einer SIL-Routine auszulesen und weiter auszuwerten.
- Konvergenzschwierigkeiten bei dieser Anwendung auftreten, die untersucht werden müssen.
- Lösungsansätze möglich sind, die jedoch mit Annahmen verbunden sind, die das Ergebnis unter Umständen verfälschen.
- Numerische Instabilitäten auftreten, die einer weiteren Klärung bedürfen.
- im Laufe der Untersuchungen Probleme aufgezeigt werden konnten, die jetzt einer Lösung bedürfen.

9 Danksagung

Das IGF-Vorhaben 360 ZN der Forschungsvereinigung Schweißen und verwandte Verfahren e.V. des DVS wurde über die AiF im Rahmen des Programms zur Förderung der industriellen Gemeinschaftsforschung und -entwicklung (IGF) gefördert. Hierfür bedanken sich die Autoren dieses Beitrages.

Weiterhin bedanken sich die Autoren bei Herrn Pawel Khazan und Herrn Marcus Brand für die hilfreichen Diskussionen und die fachlichen Unterstützung.

10 Literatur

Babaei, M. und Sakkietitbutrau, J. und Barr, A. und Karsten, O. und von Bargaen, R. und von Hehl, A. und Luttmann, A. und Schmidt, A. (2011): „Zur simulationsbasierten Beurteilung der quasi-statischen Festigkeit von laserstrahlgeschweißten Hybridverbindungen“. *WERKSTOFFE UND WERKSTOFFTECHNISCHE ANWENDUNGEN*, Band 41. Tagungsband zum 18. Symposium Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde 30.03.–01.04.2011, Chemnitz. Wielage, B.(Hersg.), Eigenverlag, pp. 636-641.

Bänsch, E. and Paul, J. and Schmidt, A. (2010): "An ALE FEM for solid-liquid phase transitions with free melt surface". *Berichte aus der Technomathematik 10-07*, Universität Bremen.

Brandt, R. und Neuer, G. (2007): „Electrical Resistivity and Thermal Conductivity of Pure Aluminium and Aluminium Alloys up to and above the Melting Temperature“, *International Journal of Thermophysics*, Vol. 28, No. 5, pp. 1429-1446.

Keßler, O. and Von Bargaen, R. and Zoch, H.-W. (2006): "Continuous Cooling Transformation (CCT) Diagram of Aluminium Alloy Al-4.5Zn-1Mg", *10th Int. Conf. on Aluminum Alloys (ICAA10)*, Poole, W. J. et al., Vancouver/Ca, Materials Science Forum 519-521 (2006), pp. 1467-1472.

Li, L. and Eghlio R. and Marimuthu, S. (2011): "Laser net shape welding", *CIRP Annals 2011 Manufacturing Technology*, Volume 60/1, pp. 223-226.

Loose, T. (2008): *Einfluss des transienten Schweißvorganges auf Verzug, Eigenspannungen und Stabilitätsverhalten axial gedrückter Kreiszyinderschalen aus Stahl*, Dissertation, Karlsruhe.

Loose, T. und Sakkietitbutra, J. (2008): „Leistungsmerkmale der Schweiß-Struktursimulation“, *Schweißen und Schneiden* 9, pp. 487-491.

Nitschke-Pagel, Th. and Wohlfahrt, H. (2005): "Residual Stresses in Welded Joints – Sources and Consequences", *Handbook of Residual Stress*, 2nd edition, Vol.1: Residual Stress: Manufacturing and Materials Processing, Society for Experimental Mechanics, Inc..

Radaj, D. (1999): *Schweißprozesssimulation*, Fachbuchreihe Schweißtechnik 141, DVS Media.

Richard, H. A. und Sander, M. (2006): *Technische Mechanik. Festigkeitslehre*, Friedr. Vieweg & Sohn Verlag, pp. 152-153.

Ulrich, E. (1959): „Über das Problem der Vergleichsspannungen in der Festigkeitslehre“, *Forschung auf dem Gebiete des Ingenieurwesens*, Band 25, Springer Berlin / Heidelberg, pp. 106-114.

van der Aa, E. (2007): *Local Cooling during Welding: Prediction and Control of Residual Stresses and Buckling Distortion*, Dissertation, TU Delft.

Zäh, M. F. and Tekkaya, A. E. and Biermann, D. and Zabel, A. and Langhorst, M. and Schober, A. and Kloppenborg, T. and Steiner, M. and Ungemach, E. (2009): „Integrated simulation of the process chain composite extrusion-milling-welding for lightweight frame structures“, *Production Engineering Research and Development*, Vol. 3 Numbers 4-5, pp. 441-451

Mikro-Makromodellierung der Gefügeumwandlung von Stahl bei der Simulation der Kurzzeitwärmebehandlung

Martin Hunkel¹

¹ Stiftung Institut für Werkstofftechnik, Badgasteiner Str. 3, 28359 Bremen, Deutschland
E-Mail: hunkel@iwt-bremen.de

ZUSAMMENFASSUNG

Das Umwandlungsverhalten beim Erwärmen und Abschrecken bei der Wärmebehandlung von Stahlbauteilen hängt u.a. stark von der chemischen Zusammensetzung und dem Ausgangsgefüge ab. Ein neuer Weg zur Bestimmung der Gefügeumwandlung wird im vorliegenden Aufsatz vorgestellt. Hierzu wird die Gefügeumwandlung aus einer mesoskopischen Gefügesimulation in einem RVE der Größe $(10 \mu\text{m})^3 - (100 \mu\text{m})^3$ bestimmt. Das Ausgangsgefüge besteht aus kugelförmigen Karbiden und Ferrit. Berücksichtigt werden die Keimbildung des Austenits, die Kohlenstoffdiffusion, das Austenitwachstum sowie das Kornwachstum des Austenits. Die martensitische Umwandlung erfolgt in Abhängigkeit der Verteilung des gelösten Kohlenstoffs. Die mesoskopische Gefügesimulation wurde anstelle eines vorgegebenen Umwandlungsmodells in die makroskopische Wärmebehandlungssimulation mit Sysweld™ integriert. Exemplarisch wird die Mikro-Makro-Modellierung bei der Kurzzeitwärmebehandlung des Stahls 100Cr6 vorgestellt.

1 Einleitung

Die Anforderungen an Simulationsergebnisse werden immer größer. Dies hat zur Folge, dass zunehmend übergreifende Simulationen durchgeführt werden. Hierbei gibt es zwei Hauptrichtungen: die Simulation verschiedener, aufeinanderfolgender Prozesse entlang einer Prozesskette (horizontale Kopplung), bspw. ein Scheibenschmieden mit nachfolgender Wärmebehandlung [Simsir et al 2011], und die Simulation über verschiedene Skalen (vertikale Kopplung) [Konovalov et al 2011], von der in diesem Beitrag berichtet werden soll.

Bei einer Wärmebehandlung mit dem Ziel der martensitischen Umwandlung wird das Bauteil zunächst austenitisiert und dann abgeschreckt. Stand der Technik in der Wärmebehandlungssimulation ist es, Gefügeanteile über phänomenologische Gleichungen abzubilden, die nur die Mittelwerte der einzelnen Phasen und weiterer Größen wie Korngröße oder gelöster Kohlenstoffgehalt im Austenit beinhalten. Oft ist aber die Verteilung von Größen entscheidend. So ist bekannt, dass die Martensitbildung von der Homogenität des gelösten Kohlenstoffgehalts im Austenit abhängt. Solche Größen lassen sich einfach aus Mikro-Simulationen auf Gefügeebene bestimmen.

Als praktische Anwendung bietet sich die Kurzzeitaustenitisierung an. Typische Zeiten und Temperaturen bei der Kurzzeitaustenitisierung sind 10-30 s bei 900-1050 °C während bei einer konventionellen Wärmebehandlung bspw. 30 min bei 850 °C austenitisiert wird. Kürzere Zeiten werden also durch höhere Austenitisiertemperaturen erzielt. Aufgrund der kurzen Austenitisierrauern ist die Inhomogenität des Kohlenstoffs im Austenit im Gegensatz zur konventionellen (Langzeit-)Austenitisierung besonders ausgeprägt [Schlicht, Schreiber, Fahry 1968].

Obwohl die Austenitisierung wesentlich zum Erfolg einer Wärmebehandlung beiträgt, wird sie oft in der Theorie und Simulation eher stiefmütterlich behandelt. Die Anzahl der Veröffentlichungen zu den Umwandlungen beim Abschrecken ist um Größenordnungen größer als zum Austenitisieren. Trotzdem sind bereits zahlreiche Zeit-Temperatur-Austenitisierungs- (ZTA-) Diagramme unterschiedlicher Stähle veröffentlicht worden (s. bspw. [Orlich, Pietrzeniuk 1976]).

Gefüge von Stählen vor einer Wärmebehandlung sind beispielsweise FP-Gefüge (ferritisch-perlitisch), vorvergütet (gehärtet und angelassen) oder GKZ-Gefüge (globulare Karbide). Aufgrund der unterschiedlichen Struktur läuft die Austenitbildung bei diesen Gefügen unterschiedlich ab. Nach [Molinder 1956] kann die Austenitbildung übereutektoider Stähle mit ferritisch-karbidischem Gefüge (Ferrit mit GKZ-Gefüge oder perlitisches Gefüge) beim Aufheizen in drei Stadien unterteilt werden:

1. Bildung von Austenitkeimen (Keimbildung)
2. Umwandlung des Ferrits in Austenit mit schneller Karbidauflösung
3. langsame Karbidauflösung im Austenit

Nach der vollständigen Karbidauflösung liegt der Kohlenstoff im Austenit zunächst inhomogen vor. Zudem kommt es zu einem Austenitkornwachstum. Deshalb soll zusätzlich ein viertes und fünftes Stadium eingeführt werden:

4. Homogenisierung des Kohlenstoffs im Austenit
5. Austenitkornwachstum

Da Keimbildung und Kohlenstoffdiffusion zeitabhängig sind und mit zunehmender Temperatur zunehmen, ergibt sich das in Abbildung 1 schematisch gezeigte ZTA-Diagramm. Neben der chemischen Zusammensetzung beeinflusst auch die Karbidgrößenverteilung das Austenitisierungsverhalten. Je gröber die Karbide sind, desto weniger Keimstellen für den Austenit existieren und desto länger dauert die Auflösung einzelner Karbide.

Das Ziel der in dieser Veröffentlichung behandelten Abschreckung ist die martensitische Härtung. Diese hängt wesentlich vom Zustand nach der Austenitisierung ab. Wichtigste Einflussgrößen sind der im Austenit gelöste Kohlenstoffgehalt und die Austenitkorngröße. Weiter treten auch nach dem Abschrecken beim Stahl 100Cr6 noch erhebliche Mengen an Restaustenit auf.

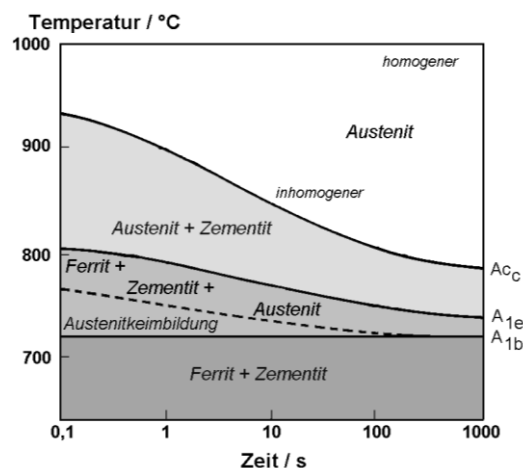


Abbildung 1: Schematisches kontinuierliches ZTA-Diagramm eines übereutektoiden Stahls (ohne Darstellung der Aufheizlinien).

2 Simulationsmodell

Das Mikro-Makromodell zur Gefügeumwandlung von Stahl besteht aus zwei Teilen. Die Makrosimulation erfolgt konventionell mit Sysweld™. Dieser wurde eine externe Gefügesimulation zugefügt, die in jedem Zeitschritt die Phasenumwandlungen berechnet, s. Abbildung 2. Die externe Gefügesimulation erfolgt in repräsentativen Volumenelementen (RVE) der Größe $(10\ \mu\text{m})^3 - (100\ \mu\text{m})^3$.

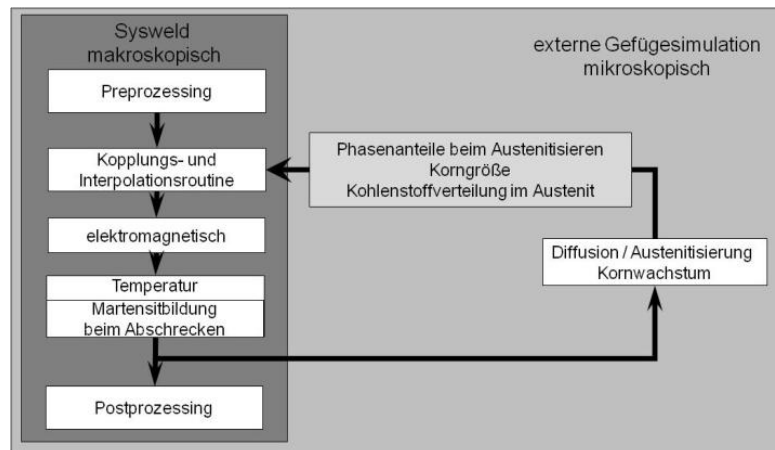


Abbildung 2: Schematische Darstellung der Mikro-Makromodellierung der Gefügeumwandlung von Stahl bei der Simulation der Kurzzeitwärmebehandlung

2.1 Diffusionsmodell in der Mikrosimulation

Der Simulationsansatz zur Austenitisierung beruht auf einem Programm zur numerischen Lösung des Diffusionsproblems [Hunkel 1999] unter zusätzlicher Berücksichtigung von Karbidverteilungen und Keimbildung [Hunkel et al. 2003]. Gewählt wurde dabei die „Sharp Interface“-Methode (im Gegensatz zur Phasenfeldmethode). Aufgrund der Komplexität des Problems wurden folgende Annahmen getroffen:

1. Globulare Karbide (Verteilung nach Voronoi)
2. Keimbildung punktuell an den Karbiden
3. Quasibinäres System (Fe,Cr) - C

Diese Annahmen sind nicht notwendige Voraussetzung, vereinfachen aber die Simulation erheblich. Die mikroskopische Simulation erfolgte dreidimensional.

Der Austenit kann an der Grenzfläche Karbid-Ferrit ankeimen, wobei für die Keimbildungswahrscheinlichkeit gilt [Roosz, Gaschi, Fuchs 1983]:

$$p(T) = p_0 \cdot e^{-\frac{Q_N}{T-T_S}} \quad (1)$$

Der Kohlenstoff-Diffusionsstrom innerhalb der Phasen wird durch das 1. Fick'sche Gesetz beschrieben:

$$\vec{j} = -D\vec{\nabla}c \quad (2)$$

Über eine Phasengrenze wird für den Kohlenstoffstrom verwendet [Hunkel 1999]:

$$\vec{j} = -k(T)(c_L - c_R)\vec{n} \quad (3)$$

Zusätzlich wird die Kontinuitätsgleichung angewendet. Der Kohlenstoffdiffusionskoeffizient wird konzentrationsabhängig angesetzt [Smith 1953; Wüning, Leyens, Woelk 1976]. Für weitere Details sei auf [Hunkel et al. 2003] verwiesen.

2.2 Kornwachstumsmodell in der Mikrosimulation

Dieses Simulationsprogramm wurde um das Austenitkornwachstum auf Basis der Potts-Monte-Carlo-Methode ergänzt. Anwendung findet die Metropolis-Übergangswahrscheinlichkeit P_M :

$$P_M = \begin{cases} \exp\left(-\frac{\Delta E}{RT}\right) & \Delta E > 0 \\ 1 & \Delta E \leq 0 \end{cases} \quad (4)$$

ΔE entspricht der Grenzflächenenergie in unmittelbarer Umgebung des jeweils betrachteten Ortes [Raabe 98]. Bei einem diskreten Gitter kann die Grenzflächenenergie ΔE aus der Orientierung der nächsten Nachbarn S_j berechnet werden:

$$\Delta E = -J \sum_{NN} (\delta_{S_i S_j} - 1) \quad (5)$$

mit Kronecker-Delta $\delta_{S_i S_j}$.

Der Zusammenhang zwischen der Monte-Carlo-Zeit t_{MC} und der physikalischen Zeit $t = \sum_i \Delta t_i$

wird nach einer Idee von Gao und Thompson [Gao, Thompson 96] hergestellt:

$$(t_{MC})^{n_1} = \left(\frac{d_0}{K_1 \lambda}\right)^n + \frac{k_0}{(K_1 \lambda)^n} \sum_i e^{-\frac{Q}{RT(t)}} \Delta t_i \quad (6)$$

Die Summation ist aufgrund der Temperaturänderung beim Austenitisieren nötig. Dabei ergeben sich die Parameter n , k_0 und Q aus dem Kornwachstumsgesetz. Die Parameter K_1 und n_1 müssen durch Minimierung der Abweichungsquadrate zwischen den Ergebnissen der Monte-Carlo-Simulation und dem Kornwachstumsgesetz angepasst werden. Der Parameter λ gibt den Zusammenhang zwischen der Länge im MC-Modell und der physikalischen Längenskala wieder: $\lambda = r/r_{MC}$. Im konkreten Fall wird $d_0 = 0$ und $\lambda = 1$ gewählt. Die Berechnung erfolgt für jede Stützstelle getrennt.

Das oben geschilderte Vorgehen (Vernachlässigung der Kornorientierung, Berechnung der Übergangszahl) wurde der Simulation des Kornwachstums in der Wärmeeinflusszone beim Schweißen von Stählen und Nichteisenlegierungen (z.B. [Yang, Sista, Elmer, Debroy 2000; Mishra, DebRoy 2006, Wei, Xu, Dong, Zhan 2009]) entlehnt.

2.3 Martensitbildung in der Mikrosimulation

Beim Abschrecken wird der Austenit in Martensit umgewandelt, sobald die Martensitstarttemperatur M_S unterschritten wird. Die Martensitanteil p_M wird meist über die Koistinen-Marburger-Gleichung [Koistinen, Marburger 1959] in Abhängigkeit der Temperatur für $T < M_S$ berechnet

$$p_M(T) = 1 - e^{-k_{KM}(M_S - T)} \quad (7)$$

mit der Koistinen-Marburger-Konstanten k_{KM} . Die Martensitstarttemperatur M_S ist im Wesentlichen von der chemischen Zusammensetzung abhängig, wobei die Kohlenstoffabhängigkeit die mit Abstand wichtigste ist. Daneben kann M_S bspw. von der Korngröße [Yang, Bhadeshia 2009] und einer Vorverformung [Beswick 1984] abhängen. Letzteres wird im Rahmen dieser Arbeit vernachlässigt.

Zunächst wird nur der Einfluss der Kohlenstoffinhomogenität im Austenit modelliert. Der Martensitanteil ergibt sich über die Integration im Austenitgebiet V_A :

$$p_M(T) = \frac{1}{V} \int_{V_A} 1 - e^{-k_{KM}(c_A)(M_S(c_A) - T)} dV' \quad (8)$$

wobei V das Volumen des repräsentativen Volumenelements und c_A der lokale Kohlenstoffgehalt ist.

2.4 FEM-Simulation

Die Simulation des Bauteils erfolgt mit der Software Sysweld™. Die Ankopplung an die Mikrosimulation wurde über die user defined function *usfnc* realisiert. Anwendung findet dabei das Umwandlungsmodell 1 (Berechnung der Umwandlungsrate) von Sysweld™.

2.5 Mikro-Makro-Kopplung

Die Wechselwirkung zwischen Mikrosimulation und Makrosimulation soll in einer starken Kopplung erfolgen. D.h. die Mikrosimulation soll dem Temperaturpfad an einem Gausspunkt folgen und das Resultat der Mikrosimulation soll der Makrosimulation direkt zur Verfügung stehen. Die Berechnung der Mikrosimulation an jedem Gausspunkt ist derzeit zu rechenzeitaufwändig. Vorteilhaft ist, dass sich die Berechnungen an einzelnen Gausspunkten einfach und effektiv parallelisieren lassen. Realisieren lässt sich die Berechnung bei der Verwendung eines Mehrprozessor-Computers an 4 bis 10 ausgewählten Gausspunkten. Die Berechnung an den restlichen Gausspunkten muss durch eine geeignete Interpolationsroutine erfolgen. Vorteilhaft für dieses Vorgehen sind zwei charakteristische Eigenschaften der Austenitisierung:

- skalare Größen wie Temperatur, Phasenanteil und Korngröße
- relativ kleine Gradienten in der Temperatur

Zielgrößen sind die Ratengleichungen für die einzelnen Phasen. Denkbar sind zwei Strategien:

- die Bestimmung in Abhängigkeit der Temperatur und der entsprechenden Phasenanteile
- die Interpolation nur über die Temperatur

Die 1. Strategie ist zwar die physikalisch sinnvoller. Da im nachfolgenden Beispiel die Gradienten klein sind, wurde zunächst vereinfachend die 2. Strategie gewählt. Als Ansatz wurde eine lineare Temperaturabhängigkeit verwendet, bspw. für die Karbidrate:

$$\dot{p}_K(T) = p_{K0} + p_{K1} \cdot T \quad (9)$$

Die Parameter p_{K0} und p_{K1} (und entsprechend die Parameter für die Ferritrate und die Martensitrate) werden in jedem Zeitschritt aus den berechneten Mikrosimulationen über eine Ausgleichsrechnung (Methode der kleinsten Quadrate) neu bestimmt.

3 Beispielsimulation

3.1 Simulationsmodell

Als Modellbauteil für die in dieser Veröffentlichung vorgestellten Studie wird ein Ring mit Innendurchmesser $\varnothing_i = 16$ mm, Außendurchmesser $\varnothing_a = 20$ mm und Höhe $h = 8$ mm verwendet. Der ringförmige Induktor hat die Maße Innendurchmesser $\varnothing_i = 22$ mm, Außendurchmesser $\varnothing_a = 24$ mm, Höhe $h = 6$ mm und Wandstärke $w = 1$ mm. Eine Aufnahme der Anlage für die geplanten Verifikationsversuche ist in Abbildung 3 dargestellt. Das zugehörige FEM-Netz des Simulationsmodells ist in Abbildung 4 wiedergegeben.

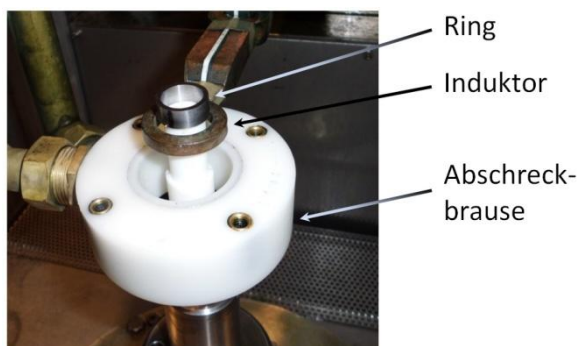


Abbildung 3: Wälzlagering positioniert oberhalb des Induktor und der Abschreckbrause

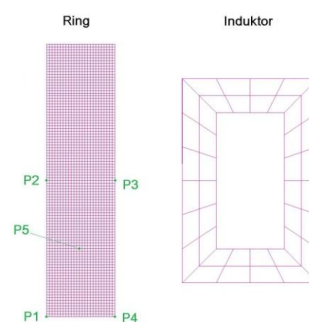


Abbildung 4: 2D-Simulationsnetz (P1 – P5 bezeichnet die zur Mikrosimulation verwendeten Gausspunkte)

Die induktive Wärmebehandlung des Wälzlagerstahls mit dem Ziel der Durchhärtung erfolgte einstufig. Die Leistungssteuerung erfolgte so, dass die Erwärmung innerhalb 10-15 s erfolgte und nach der Wärmebehandlung noch 2-3 % Karbide vorhanden sind. Während der induktiven Erwärmung erfolgt ein konvektiver Wärmeverlust über die Außenflächen des Rings an die Umgebungsluft sowie über Strahlung. Die Abschreckung erfolgte 0,5 s nach Ende der Austenitisierung mittels einer Abschreckbrause über die äußere Mantelfläche. Der Wärmeverlust über die Stirnflächen und die innere Mantelfläche erfolgt weiterhin an die Umgebung. Der Induktor selber ist mit einer Wasserkühlung versehen. Die Geometriemaße und die Daten zur induktiven Erwärmung orientieren sich an den im IWT vorhandenen Möglichkeiten um die Simulationen experimentell zu verifizieren.

3.2 Datenbestimmung

Für den Wälzlagerstahl 100Cr6 sind umfangreiche ZTA-Daten in der Literatur erhältlich [Orlich 1974]. Neben einem kontinuierlichen und isothermen ZTA-Diagramm sind auch Karbidgehalt,

Korngröße und resultierende M_S -Temperatur explizit angegeben. Ein Vergleich zwischen dem mit der Mikrosimulation berechneten und den angegebenen ZTA-Diagramm wird in Abbildung 5 gegeben.

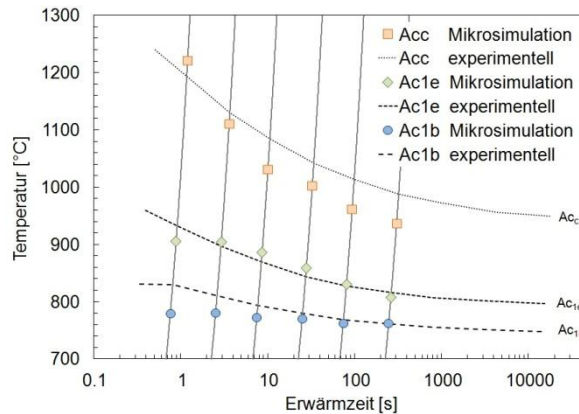


Abbildung 5: Vergleich des experimentellen [Orlich 1974] und des simulierten kontinuierlichen ZTA-Diagramms

Die Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt (in Masse%) im Austenit der Martensitstarttemperatur M_S (in °C) und des KM-Parameters k_{KM} (in °C⁻¹) ist gegeben über [van Bohemen, Sietsma 2009]

$$M_S = 432 - 273 \cdot c_A \quad (10)$$

$$k_{KM} = 0.0220 - 0.0107 \cdot c_A \quad (11)$$

Die Auswertung erfolgte in der Mikrosimulation in jeder Simulationszelle der RVEs einzeln.

3.3 Simulationsergebnisse

Als Ergebnisse stehen nach der Simulation der induktiven Wärmebehandlung zum einen der räumliche und zeitliche Verlauf der Mittelwerte der Temperatur, Phasenanteile, Austenitkorngröße sowie Kohlenstoff im Austenit und zum anderen die Verteilung der Karbidgröße, der Austenitkorngröße sowie Kohlenstoff im Austenit an den betrachteten Gausspunkten zur Verfügung.

Exemplarisch ist die Zeit-Temperatur-Kurve an den fünf Gausspunkten in Abbildung 6 links dargestellt. Bei den gewählten Induktorparametern ergeben sich nur geringfügige Unterschiede in der Temperatur. Die Ferrit → Austenit-Umwandlung liegt etwa im Bereich 780 °C - 840 °C. Aufgrund der freiwerdenden Umwandlungswärme kommt es zu einem Abflachen der Temperaturkurve in diesem Bereich. Die Maximaltemperatur von etwa 950 °C wird nach 13 s erreicht. Durch den ähnlichen Temperaturverlauf sind auch die Phasenanteile, die Korngrößenverteilung und die Kohlenstoffverteilung im Austenit sehr ähnlich.

Da sich die Ergebnisse an den fünf Gausspunkten sehr ähneln, werden die Ergebnisse exemplarisch nur für Gausspunkt 1 (s. Abbildung 4) diskutiert. Die Gefügeentwicklung ist in Abbildung 6 rechts dargestellt. Die Ferrit → Austenit-Umwandlung verläuft sehr schnell. Hierbei wird auch schon ein Teil der Karbide aufgelöst. Die restliche Karbidauflösung verläuft relativ langsam. Deshalb sind bei Beginn der Abschreckung noch nicht alle Karbide aufgelöst. Beim Abschrecken beginnt die Martensitbildung bei unterschreiten der lokalen Martensitstarttemperatur. Da der lokale Kohlenstoffgehalt im Minimum bei etwa 0.4 % liegt, beginnt die Martensitbildung lokal

bereits bei Unterschreiten von 280 °C. Dies ist deutlich höher als die aus dem mittleren Kohlenstoffgehalt berechneten Martensitstarttemperatur von etwa 200 °C.

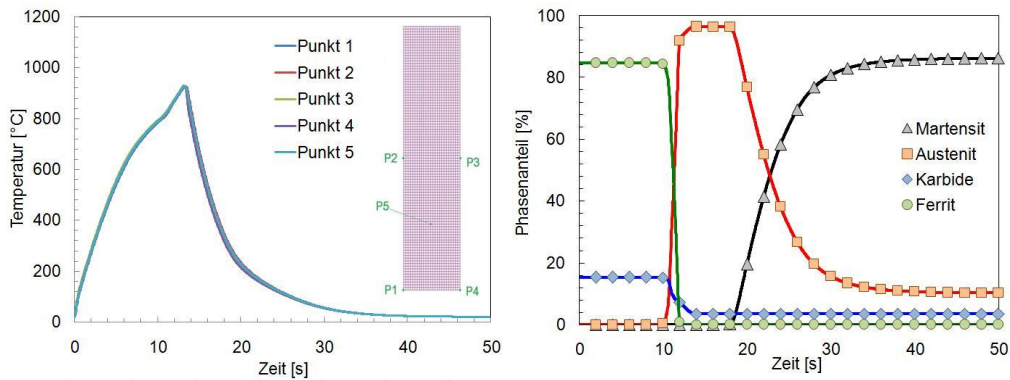


Abbildung 6: Temperaturverlauf an den fünf Gausspunkten (links) und Phasenumwandlung an Gausspunkt 1 (rechts)

Zwei Größen, die normalerweise nicht berücksichtigt werden, sich aber einfach aus der Mikrosimulation ergeben sind Kohlenstoffgehalt im Austenit und Korngröße. Die zeitliche Entwicklung der Mittelwerte und die Verteilung nach der induktiven Wärmebehandlung sind für beide Größen in Abbildung 7 dargestellt. Der Kohlenstoffgehalt im Austenit liegt während der Ferrit → Austenit-Umwandlung etwa bei der eutektoiden Konzentration von 100Cr6 ($c_e \cong 0,6\%$). Mit zunehmender Karbidauflösung steigt dann der mittlere Kohlenstoffgehalt im Austenit an. Da die Martensitumwandlung in Bereichen mit geringem Kohlenstoffgehalt beginnt, steigt der Kohlenstoffgehalt im verbleibenden Austenit weiter an. Der Kohlenstoffgehalt im Restaustenit (nach der induktiven Wärmebehandlung) ist deutlich höher als durch den Karbidgehalt berechenbar. Die Austenit-Korngröße steigt während der Umwandlung deutlich an. Zu einem weiteren Kornwachstum kommt es nicht, da die Temperaturen noch relativ niedrig sind und zudem die Karbide das Kornwachstum behindern.

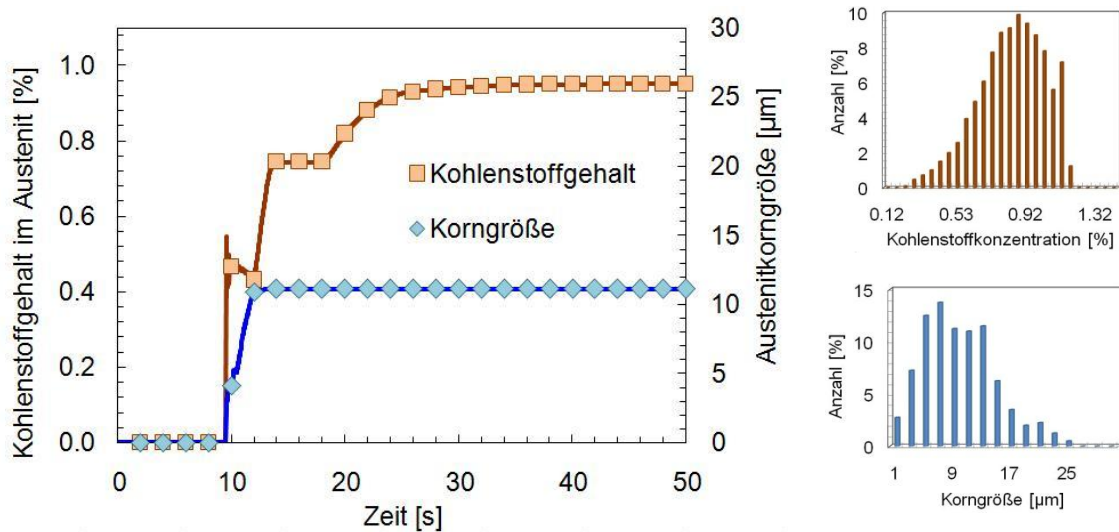


Abbildung 7: Mittlere Korngröße und mittlerer Kohlenstoffgehalt im Austenit an Gausspunkt 1 (links) sowie Verteilung über alle 5 Gausspunkte (rechts)

Die räumlichen Verteilungen innerhalb der repräsentativen Volumenelemente (RVE) an den fünf Gausspunkten der in Abbildung 7 dargestellten Verteilungen des Kohlenstoffgehalts und der Austenitkörner sind in Abbildung 8 wiedergegeben. Zudem ist der Karbidgehalt der Makrosimulation dargestellt. Der Karbidgehalt ist am niedrigsten mittig an der äußeren Mantelfläche, wo die Induktionserwärmung am effektivsten ist und nimmt zu den Kanten der inneren Mantelfläche hin ab.

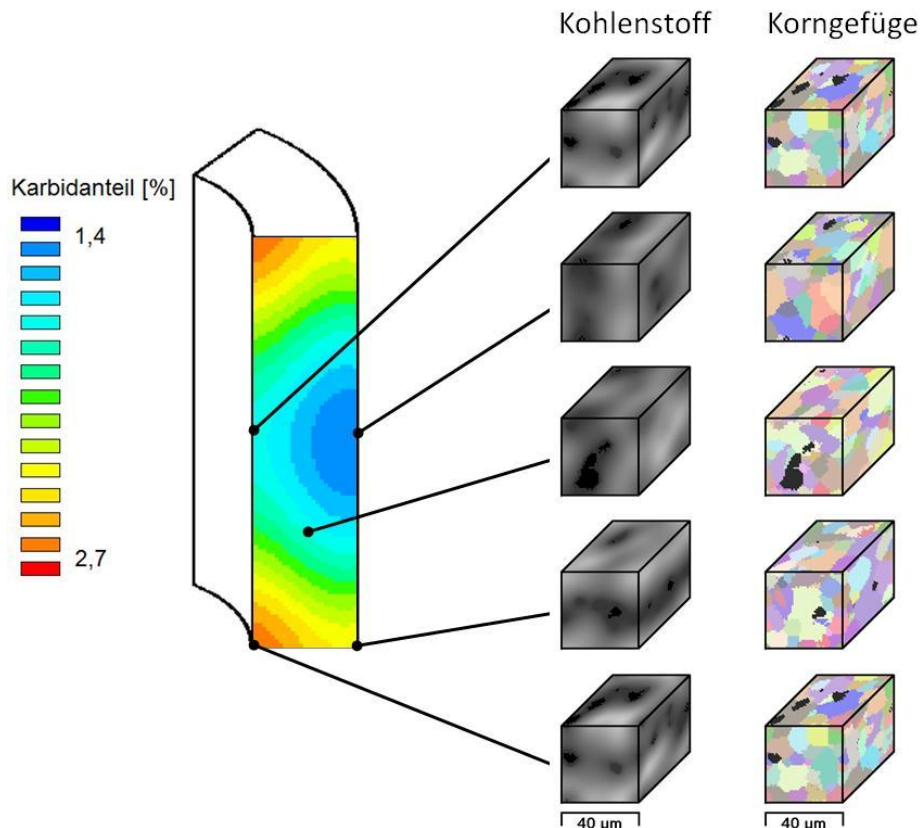


Abbildung 9: Kohlenstoffverteilung und Austenitkornverteilung auf der Mikroebene und resultierende makroskopische Karbidverteilung in einem kurzzeitwärmebehandelten Wälzlagering aus 100Cr6

4 Zusammenfassung

Es wurde ein Konzept zur gekoppelten Mikro-Makro-Simulation der Phasenumwandlungen in der Wärmebehandlung von Stahl vorgestellt. Die Umwandlung wird auf Mikroebene (d.h. Gefügeebene) mittels der „Sharp Interface“-Methode simuliert und in die Makrosimulation übertragen. Auf der Mikroebene werden berücksichtigt:

- Kugelige Karbide in einer Ferrit-Matrix
- Keimbildung des Austenits an den Karbiden
- Diffusion des Kohlenstoffs
- Austenitkornwachstum über die Monte-Carlo-Methode
- Martensitbildung in Abhängigkeit des lokalen Kohlenstoffgehalts

Die Makrosimulation berücksichtigt das Temperaturfeld sowie die Phasenanteile. Da die einzelne Mikrosimulation sehr zeitaufwändig ist, wurde ein Algorithmus verwendet, der aus wenigen Mikrosimulationen an ausgewählten Gausspunkten eine Vorhersage für das ganze Bauteil erlaubt. Exemplarisch wurde die Mikro-Makro-Simulation an der induktiven Kurzzeitwärmebehandlung eines Wälzlageringens aus dem Stahl 100Cr6 vorgestellt.

5 Danksagung

Die Arbeiten wurden im Rahmen des Projekts „Mikro-Makro-Modellierung der Kurzzeitwärmebehandlung“ von der DFG unter der Nummer „Hu 905/2-1“ gefördert. Für die finanzielle Unterstützung dankt der Autor der Deutschen Forschungsgemeinschaft.

6 Literatur

- Beswick, J. (1984): „Effect of prior cold work on the martensite transformation in SAE 52100“, *Metall. Trans. A*, Vol. 15, pp 299-306.
- van Bohemen, S.M.C. and Sietsma J. (2009): „Martensite Formation in Partially and Fully Austenitic Plain Carbon Steels“, *Metall. Mater. Trans A*, Vol. 40A, pp 1059-1068.
- Gao, J. and Thompson R.G. (1996): „Real time-temperature models for Monte Carlo simulations of normal grain growth“, *Acta Mater.* Vol. 44, pp. 4565-4570.
- Hunkel, M. (1999): *Simulationsmodell zur reaktiven Diffusion in Mehrphasensystemen*, Dissertation, TU BA Freiberg, Shaker-Verlag, Aachen .
- Hunkel, M. and Surm, H. and Lübben, Th. and Kessler, O. and Hoffmann, F. and Mayr, P (2003): „Modeling the Formation of Austenite from Ferrite-Carbide Aggregates“ in *Austenite Formation and Decomposition*; E. Buddy Damm, Matthew J. Merwin (Hrsg); TMS, pp 475-490.
- Koistinen, D.P. and Marburger R.E. (1959): „A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels“, *Acta Metall.*, Vol. 7, pp 59-60.
- Konovalov, S. und Clausen, B. und Hoffmann, F. und Zoch, H.-W. und Prah, U. und Bleck, W. (2011): „Simulation der Partikelentwicklung entlang der Prozesskette geschmiedeter und ein-satzgehärteter Bauteile aus mikrolegiertem 18CrNiMo7-6“, *HTM J. Heat Treatm. Mat.*, Vol. 66, No. 1, pp. 3-11.
- Mishra, S. and DebRoy, T. (2006): „Non-isothermal grain growth in metals and alloys“, *Mater. Sci. Technol.*, Vol. 22, pp 253-278.
- Molinder, G. (1956): „A Quantitative Study of the Formation of Austenite and the Solution of Cementite at Different Austenitizing Temperatures for a 1.27% Carbon Steel“, *Acta metall.*, Vol. 4, pp 565-571.
- Orlich, J. (1974): „Beschreibung der Austenitisierungsvorgänge bei der Schnellerwärmung von Stahl in Zeit-Temperatur-Austenitisierungs-(ZTA-)Schaubildern“, *HTM* Vol. 29, pp231-236.
- Orlich, J. und Pietrzeniuk, H.-J. (1976): *Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle. Band 4. Roos, A.; ZTA-Diagramme*, Verlag Stahleisen, Aachen.
- Raabe, D. (1998): *Computational Materials Science*, Wiley-VCH, Weinheim.
- Roos, A. and Gasca, Z. and Fuchs, E.G. (1983): „Isothermal Formation of Austenite in Eutectoid Plain Carbon Steel“, *Acta metall.* Vol.31, pp 509-517.

Schlicht, H. und Schreiber, E. und Fahry, H. (1968): „Induktives Härten eines übereutektoiden Wälzlagerstahles“, *HTM Härtereitechn. Mitt.* Vol 23, pp. 232-238.

Simsir, C. and Hunkel, M. and Lütjens, J. and Rentsch, R. (2011): „Process-chain simulation for prediction of the distortion of case-hardened gear blanks“ *Proc. 3th Int. Conf. On Distortion Engineering IDE 2011, 14.-19. September 2011*, Bremen, Germany, Zoch, H.-W.; Lübben, Th. (Eds.) 437-446.

Smith, R.P. (1953): „The Diffusivity of Carbon in Iron by the Steady-State Method“; *Acta metall.* Vol. 1, pp 578-587.

Wei, Y. and Xu, Y. and Dong, Z. and Zhan, X. (2009): „Three-dimensional Monte Carlo simulation of discontinuous grain growth in HAZ of stainless steel during GTAW process“, *J. Mater. Proc. Techn.*, Vol. 209, pp. 1466-1470.

Wünning, J. und Leyens, G. und Woelk, G. (1976): „Gesteuerte Aufkohlung in CO-freien Atmosphären“, *HTM Härtereitechn. Mitt.* Vol. 31, pp 132-137.

Yang, H.S. and Bhadeshia, H.K.D.H. (2009): „Austenite grain size and the martensite-start temperature“, *Scr. Mater.* Vol. 60, pp. 493–495.

Yang, Z. and Sista, S. and Elmer, J.W. and Debroy, T. (2000): „Three dimensional Monte Carlo simulation of grain growth during GTA welding of titanium“, *Acta Mater.* Vol. 48, pp. 4813-4825.

Die Bedeutung des Bauschinger-Effekts bei der Simulation des Ausscheidungshärtens von Aluminiumlegierungen

Michael Reich¹, Christoph Glumm¹ und Olaf Keßler¹

¹ Universität Rostock, Lehrstuhl für Werkstofftechnik, 18051 Rostock, Deutschland
E-Mail: michael.reich@uni-rostock.de

ZUSAMMENFASSUNG

Wichtigstes Wärmebehandlungsverfahren zur Festigkeitssteigerung von Aluminiumlegierung ist das Ausscheidungshärten, bei dem insbesondere der Abschreckvorgang zu unerwünschten Eigenspannungen und Verzügen führt. Genauso wie bei Stählen kann die numerische Simulation dieses Vorgangs auch hier einen wesentlichen Beitrag liefern, ein tiefer gehendes Verständnis über Verzugsmechanismen zu gewinnen und die zu erwartenden Eigenspannungen und Verzüge vorherzusagen. Die Qualität der Simulationsergebnisse hängt entscheidend von einer zutreffenden Formulierung des elasto-plastischen Stoffgesetzes ab, welches durch Fließbedingung, Fließgesetz und Verfestigungsgesetz dargestellt werden kann. Gegenüber der Werkstoffgruppe der Stähle gibt es für die Aluminiumlegierungen im unterkühlten Zustand kaum Werkstoffdaten. Die vorliegende Arbeit richtet ihr Hauptaugenmerk auf die experimentelle Erfassung des Verfestigungsverhaltens der exemplarisch ausgewählten Aluminiumlegierung EN AW-6082 im abgeschreckten Zustand und die entsprechende Implementation in SYSWELD[®]. Hierzu werden die Ergebnisse umfangreicher Belastungsversuche im Abschreck- und Umformdilatometer vorgestellt, die eine gute Abschätzung des Bauschinger Effekts in Abhängigkeit von der Temperatur und dem Beanspruchungsniveau wiedergeben. Die ermittelten Kennwerte dienen im Weiteren dazu, in SYSWELD[®] ein aus kinematischer und isotroper Verfestigung kombiniertes Materialmodell zu definieren. Die FE-Simulation der Bauschinger-Effekt-Versuche ermöglicht eine Bewertung der Darstellbarkeit des Verfestigungsverhaltens durch die in SYSWELD[®] zur Verfügung stehenden Materialmodelle. Mit Hilfe dieses validierten Stoffgesetzes kann das Abschrecken von Aluminiumbauteilen simuliert werden. Die numerische Analyse erfolgt beispielhaft an einem Strangpressprofil mit inhomogenem Querschnitt, das nach dem Lösungsglühen in einem Wasserbad abgeschreckt wird.

1 Einleitung

Aluminiumlegierungen werden insbesondere im Verkehrsmittelbau zur Gewichtsreduzierung eingesetzt. Um die hohen Anforderungen an die Festigkeit zu erfüllen, kann durch Wärmebehandlung gezielt Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften genommen werden. Wichtigstes Verfahren ist das Ausscheidungshärten, welches das Prinzip der Teilchenverfestigung nutzt, um eine signifikante Festigkeitssteigerung zu erwirken. Das Ausscheidungshärten beinhaltet die drei Prozessschritte Lösungsglühen, Abschrecken und Auslagern, Abbildung 1.

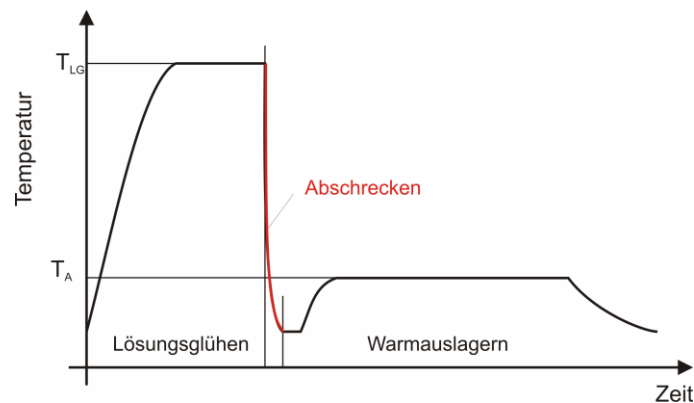


Abbildung 1: Verlauf der Temperatur beim Ausscheidungshärten

Durch das Abschrecken der Aluminiumlegierung von Lösungsglühtemperatur oberhalb der werkstoffspezifischen kritischen Abkühlgeschwindigkeit werden Diffusionsvorgänge, die zu Ausscheidungsbildungen führen, unterdrückt. Im Ergebnis entsteht ein übersättigter Mischkristall. Die anschließende Auslagerung bewirkt die Ausscheidung von Partikeln intermetallischer Phasen in einer Größe von wenigen nm. Eine feine und homogene Ausscheidungsverteilung führt nach dem Prinzip der Teilchenverfestigung zu einer signifikanten Festigkeitssteigerung. Die Nachteile dieses Wärmebehandlungsprozesses resultieren vor allem aus den Inhomogenitäten der Bauteile beim Abschrecken. Durch die geforderten Abschreckgeschwindigkeiten kommt es insbesondere bei komplizierten Bauteilgeometrien zu Maß- und Formänderungen sowie zu Eigenspannungen. Der Verlauf der Tangentialspannungen im Kern und am Rand eines einfachen Zylinders für den Fall einer umwandlungsfreien Abschreckung ist in Abbildung 2 dargestellt. Die gegenüber dem Kern voreilende Abkühlung und Kontraktion des Randes bewirkt hier zunächst einen Zugspannungszustand, in dessen Reaktion im Kern Druckspannungen entstehen. Wird dabei die Fließspannung erreicht, kehren sich die Spannungszustände im weiteren Verlauf der Abkühlung um. Nach vollständiger Abkühlung verbleiben Druckspannungen auf dem Rand und Zugspannungen im Kern.

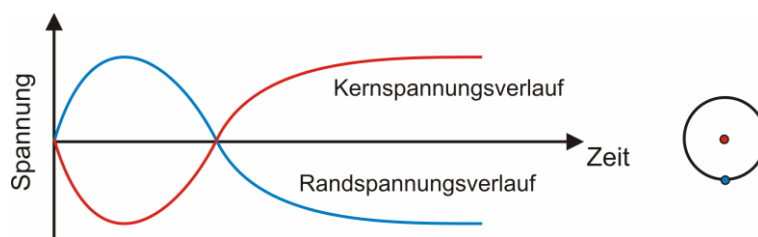


Abbildung 2: Schematischer Verlauf der Spannungen im Kern und Nahe des Randes beim Abschrecken einer zylindrischen Probe ohne signifikante Gefügeumwandlungen

Die Notwendigkeit, die beim raschen Abkühlen von Bauteilen auftretenden thermischen Spannungen und Verzüge zu minimieren, bietet der Wärmebehandlungssimulation mittels der Finite-Elemente-Methode auch für Aluminiumlegierungen eine interessante Anwendungsmöglichkeit. Hierzu ist die Formulierung eines elasto-plastischen Stoffgesetzes notwendig, welches durch Fließbedingung, Fließgesetz und Verfestigungsgesetz dargestellt werden kann. Für metallische Wertstoffe ist bekannt, dass das Verfestigungsverhalten von dem

zuvor erfahrenen Spannungs-Dehnungs-Verlauf abhängt. Beim Vorzeichenwechsel der Spannungen ist die Auswahl eines isotropen, kinematischen oder aus beiden kombinierten Verfestigungsgesetzes bedeutsam und führt zu experimentellen Untersuchungen des Bauschinger-Effekts, im vorliegenden Fall, an unterkühlten Aluminiumlegierungen.

2 Bauschinger Effekt

Die Verfestigungsgesetze beschreiben die Modifikation der Fließspannung infolge plastischer Verformung. Im Falle eines dreidimensionalen Spannungszustandes kann sich die Fließfläche in ihrer Form, Größe und Position verändern. Zwei idealisierte Fälle sind die isotrope und die kinematische Verfestigung. Bei der isotropen Verfestigung vergrößert sich die Fließfläche, wobei ihre Lage konstant bleibt. Bei der kinematischen Verfestigung bleiben die Form und die Größe der Fließfläche konstant, wobei sich die Lage im Spannungsraum ändert (siehe Abbildung 3)

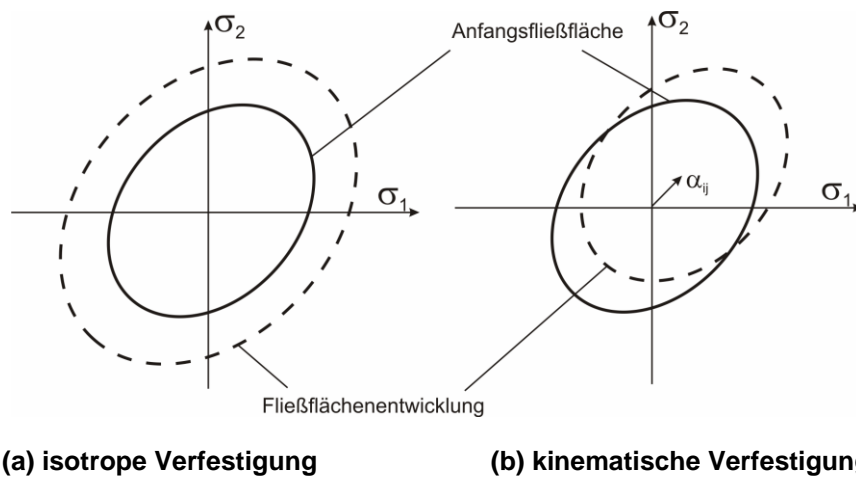


Abbildung 3: Entwicklung der Fließfläche für isotropes und kinematisches Verfestigungsverhalten

Beim isotropen Verfestigungsmodell geht man von der Annahme aus, dass die bei einer Belastung höchste erreichte Spannung nach Belastungsumkehr zur aktuellen Fließspannung wird.

$$k_f^{II} = -k_f^I \quad (1)$$

Beim kinematischen Verfestigungsmodell tritt das Fließen als Folge der Verschiebung der Fließfläche bei einer entgegengesetzten Beanspruchung bereits bei einem Spannungsniveau von

$$k_f^{II} = k_f^I - 2k_{f0} \quad (2)$$

mit der Fließgrenze k_{f0} und der maximalen Fließspannung vor Richtungsumkehr k_f^I ein, siehe vergleichend dazu auch Abbildung 4.

Der Bauschinger-Effekt (BE) ist als eine Kombination aus kinematischer und isotroper Verfestigung zu verstehen und bildet damit oftmals das reale Materialverhalten besser ab als

ausschließlich isotropes oder kinematisches Verfestigungsverhalten. Eine einfache Möglichkeit den BE zu untersuchen sind einachsige Belastungstests mit Lastumkehr. In Abbildung 4 ist der Verlauf der wahren Spannung und Dehnung sowohl eines Zugversuchs als auch einer Zug-Druck-Belastung dargestellt, üblicherweise Spannungen und Dehnungen jeweils als Absolutwerte [Şimşir, Dalgıç, Lübben, Irretier, Wolff, Zoch 2010]. Zur Quantifizierung des BE aus experimentellen Untersuchungen können unterschiedliche Parameter verwendet werden. Oftmals werden die Ergebnisse durch den Bauschinger-Spannungs-Parameter (BSP) dargestellt [Caceres, Griffiths, Reiner 1996], [Wei 2005], [Jordon, Horstemeyer, Solanki, Xue 2007], der ein Maß für die Reduzierung der Fließspannung bei Vorzeichenumkehr der Spannungen ist.

$$\text{BSP} = \frac{k_f^I - k_f^{II}}{k_f^I} \quad (3)$$

Der Bauschinger-Effekt-Parameter (BEP) gibt den Anteil der kinematischen Verfestigung eines aus isotroper und kinematischer Verfestigung angenommenen kombinierten Werkstoffverhaltens an, der zumeist als Eingabegröße für numerische Materialmodelle dient [Embury 1987], [Şimşir, Dalgıç, Lübben, Irretier, Wolff, Zoch 2010].

$$\text{BEP} = \frac{1}{2} \frac{k_f^I - k_f^{II}}{k_f^I - k_{f0}} \quad (4)$$

Untersuchungen anderer Autoren zeigen eine signifikante Abhängigkeit des BE von der plastischen Vordehnung, der Dehnrage, der Verformungstemperatur und von dem Gefügestand. Insbesondere beeinflussen Teilchen in Form von kohärenten bzw. inkohärenten Ausscheidungen das plastische Fließen der Rückbeanspruchung [Ukadgaonker, Kulkarni 1979], [Caceres, Griffiths, Reiner 1996], [Jordon, Horstemeyer, Solanki, Xue 2007], [Proudhon, Poole, Wang, Bréchet 2008], [Williams, Simha, Abedrabbo, Mayer, Worswick 2010].

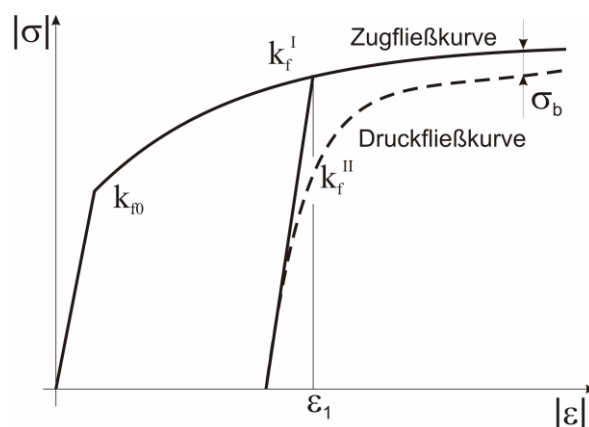


Abbildung 4: Ermittlung der BE-Parameter aus den experimentell ermittelten Fließkurven

3 Experimentelle Erfassung des Bauschinger-Effekts an EN AW-6082

Die Untersuchungen erfolgen an der Aluminiumknetlegierung EN AW-6082, für die in früheren Arbeiten bereits eine umfassende Charakterisierung der Zugfließkurven in Abhängigkeit von der Temperatur und dem Gefügestand erfolgte [Kessler, Reich 2010]. Die nachfolgende Tabelle 1 gibt die chemische Zusammensetzung der Legierung an. Die kritische Abkühlgeschwindigkeit, bei der alle Ausscheidungsreaktionen beim Abkühlen unterdrückt werden, beträgt 1000 K/min.

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung der Legierung EN AW-6082

Masse-%	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn
Norm	0,7-1,3	<0,5	<0,1	0,4-1,0	0,6-1,2	<0,25	<0,2
Analyse	0,73	0,22	0,05	0,48	0,61	0,003	0,009

Um eine Beeinflussung von Ausscheidungen auf den BE zu verhindern, muss der Belastungstest unmittelbar nach dem Abschrecken am vollständig übersättigten Mischkristall erfolgen. Unter dieser Anforderung an den Probenzustand wurden Wechselbelastungsversuche im Abschreck- und Umformdilatometer Bähr 805 A/D durchgeführt. In Abbildung 5 ist schematisch die in der Versuchskammer des Dilatometers eingebaute Probe dargestellt.

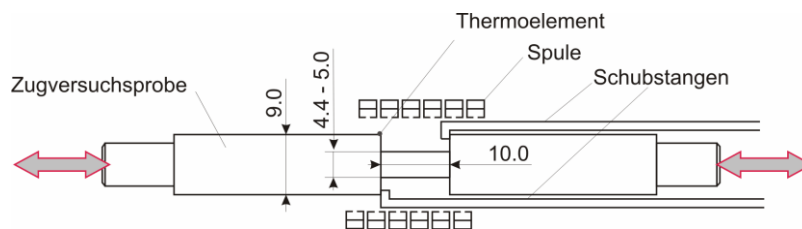


Abbildung 5: Schematische Darstellung der im Dilatometer eingebauten Probe

Die Probentemperatur wird mittels Thermoelement gemessen und durch eine Induktionsheizspule und eine Gasdüsenfeldabschreckung geregelt. Für die Untersuchungen an EN AW-6082 wird der Temperatur-Zeit-Verlauf entsprechend Abbildung 6 definiert.

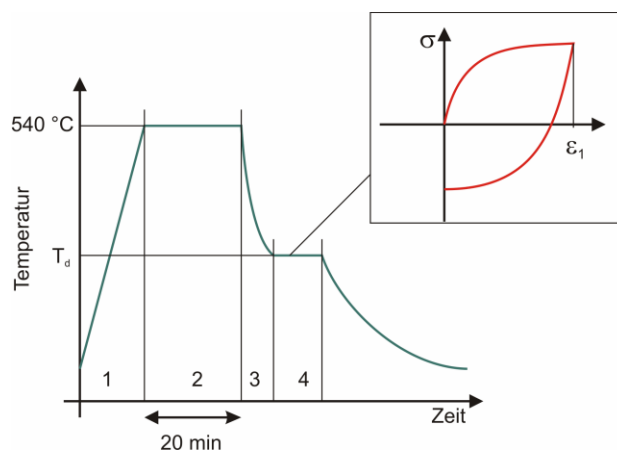


Abbildung 6: Temperatur-Zeit-Verlauf der Bauschinger-Versuche im Dilatometer

Das Lösungsglühen erfolgt bei 540 °C 20 min. Das Abschrecken erfolgt mit maximaler Kühlleistung, die ausreicht, um die kritische Abkühlgeschwindigkeit des Untersuchungswerkstoffs im ausscheidungsrelevanten Temperaturbereich bis 200 °C mindestens zu erzielen. Die Belastungstests erfolgen bei Temperaturen von 540; 400; 300; 200; 100 und 30 °C mit den vier unterschiedlichen Vordehnungen 0,005; 0,01; 0,03 und 0,06. Diese Versuchsparameter, wie auch die gewählte einheitliche Dehnrates von 0,1 s⁻¹ orientieren sich an Ergebnissen aus Abschrecksimulationen für unterschiedliche Profile aus EN AW-6082. Die Versuche wurden mit gleichen Parametern jeweils mindestens dreimal wiederholt.

Die nachfolgenden Abbildungen enthalten die Spannungs-Dehnungs-Verläufe repräsentativer Bauschinger-Versuche. Es ist jeweils die Zugversuchskurve sowie die aus der Wechselbelastung, Zug-Druck, dargestellt. Anhand der Diagramme der Abbildung 7 ist zunächst der Einfluss der plastischen Vordehnung auf den Bauschinger-Effekt zu sehen.

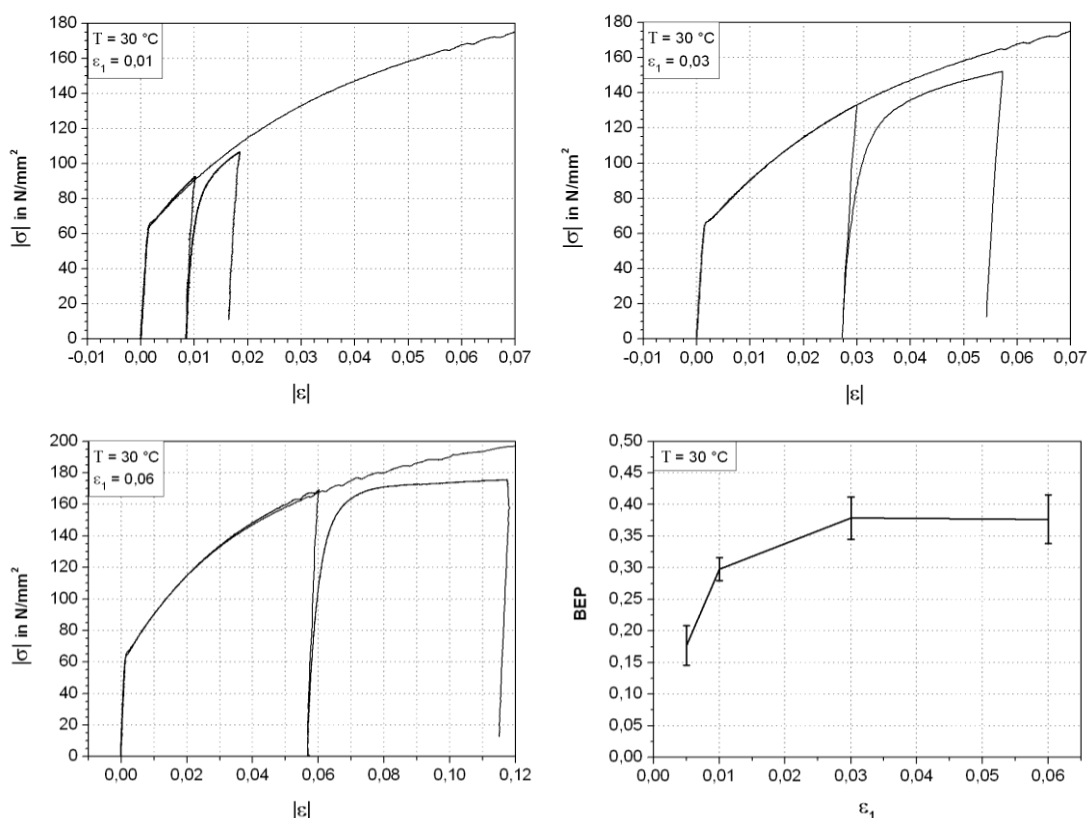


Abbildung 7: Bauschinger Versuche bei 30 °C mit einer Vordehnung von 0,01; 0,03 und 0,06 sowie der BEP in Abhängigkeit von der Vordehnung

In den Diagrammen kann die Differenz zwischen Zugversuchs- und Druckbelastungspfad als Maß für den BE angenommen werden. Demnach gewinnt der BE mit zunehmender Vordehnung an Einfluss. Bei einer Vordehnung von 0,06 fällt zudem auf, dass die Verfestigung der Druckbelastung sehr viel geringer ist, als diese bei der Zugversuchskurve beobachtet werden kann. In Abbildung 7 unten rechts ist der Einfluss der Vordehnung auf den BEP dargestellt und bestätigt die Vermutung aus den Versuchskurven, dass eine zunehmende plastische Vordehnung zu einer bedeutenden Entfestigung des Materials bei entgegengesetzter Belastung führt. Mit zunehmender Vordehnung erreicht der BE einen konstanten Maximalwert.

In den nachfolgenden Diagrammen wird anhand von Versuchsergebnissen mit der gleichen Vordehnung der Einfluss der Temperatur auf den BE gezeigt. Es ist eine Abnahme der Entfestigung mit steigender Verformungstemperatur zu erkennen. Oberhalb von 400 °C bewirkt die plastische Verformung in Zugrichtung eine zusätzliche Verfestigung, die weder durch das kinematische noch durch das isotrope Verfestigungsgesetz beschrieben werden kann.

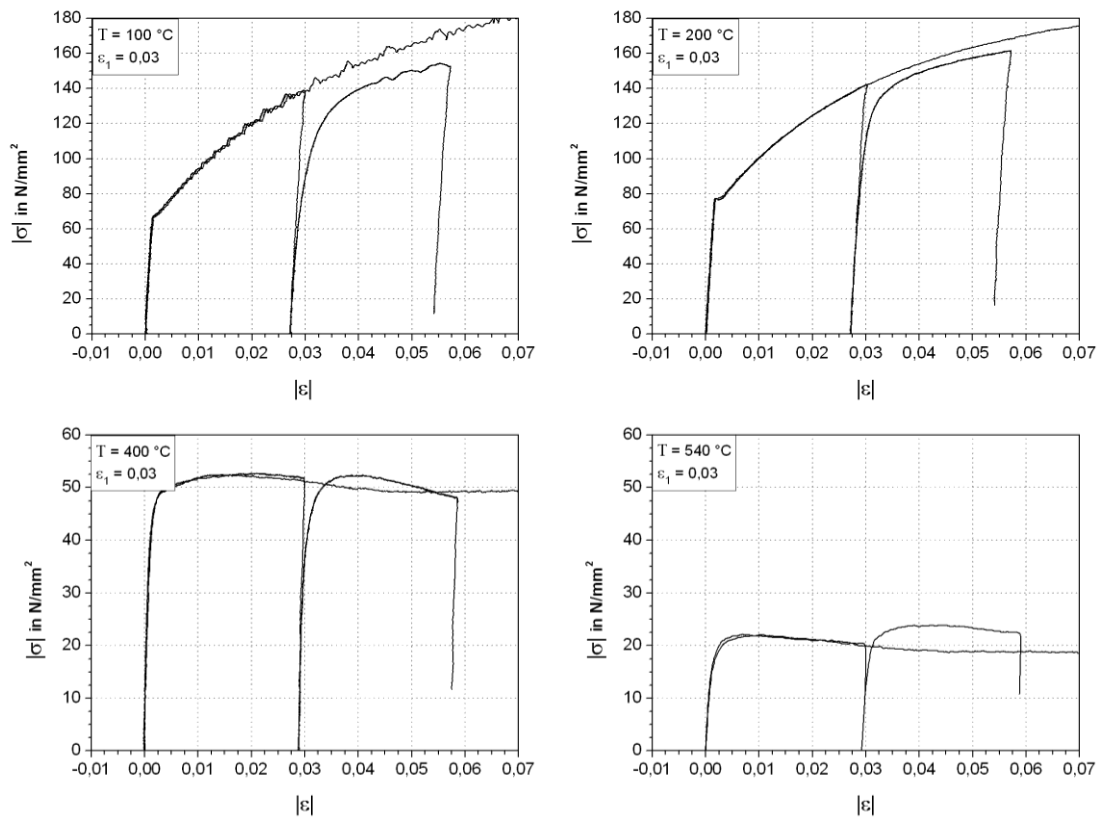


Abbildung 8: Bauschinger-Versuche mit einer Vordehnung von 0,03 bei unterschiedlichen Temperaturen

Letztlich sind in den Diagrammen der Abbildung 9 alle Versuchsergebnisse im Temperaturbereich bis 300 °C und bis zu einer Vordehnung von 0,03 für den BSP und den BEP mit den entsprechenden Streuungen zusammengefasst. Grundsätzlich kann festgestellt werden, dass der Anteil der kinematischen Verfestigung mit zunehmender plastischer Vordehnung und abnehmender Temperatur steigt. Bezogen auf die Reduzierung der Fließgrenze ist eine Entfestigung der unterkühlten Aluminiumlegierung EN AW-6082 von bis zu 40 % nach Richtungsumkehr zu beobachten.

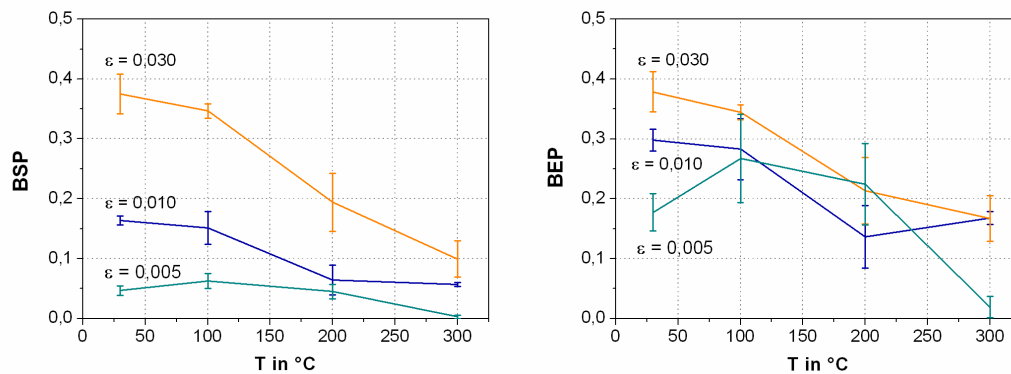


Abbildung 9: Experimentell ermittelte Bauschinger-Spannungs-Parameter und Bauschinger-Effekt-Parameter in Abhängigkeit von der Vordehnung und der Temperatur

4 FEM-Simulation

In SYSWELD® steht eine Vielzahl von Verfestigungsmodellen zur Verfügung. Für die Implementation von experimentell ermittelten Fließkurven, die als Datenpunkte vorliegen, gibt es die Möglichkeit ein isotropes (MODEL=3), ein kinematisches (MODEL=2) oder ein aus beiden kombiniertes (MODEL=11) Verfestigungsgesetz zu definieren [ESI-Group 2010]. Für die Abbildung des Bauschinger-Effekts durch das kombinierte Verfestigungsgesetz ist der Parameter P_{isotr} anzugeben, der den Anteil an isotropen Verfestigungsverhalten angibt.

$$0 \leq P_{isotr} \leq 1 \quad (5)$$

Demnach folgt aus der Festlegung $P_{isotr}=0$ das Materialmodell 2 und aus $P_{isotr}=1$ das Materialmodell 3. Der SYSWELD-Eingabeparameter errechnet sich aus dem Bauschinger-Effekt-Parameter entsprechend Gleichung 6

$$P_{isotr} = 1 - BEP \quad (6)$$

Simulation der Bauschinger-Experimente

Durch die Simulation einzelner Bauschinger-Versuche des Dilatometers mittels SYSWELD® soll zunächst geprüft werden, ob das experimentell ermittelte Verfestigungsverhalten durch die FE-Software abgebildet werden kann. Grundlage für diese Untersuchungen ist ein rotationssymmetrisches FE-Modell der Dilatometerprobe, für das die temperaturabhängigen Fließkurven und der zum jeweiligen Versuch ermittelte BEP vereinbart wurden. Unter der Annahme einer konstanten Temperatur sind Bauschinger-Versuche mit unterschiedlichen Vordrehungen simuliert worden. Die Abbildung 10 zeigt die Spannungsverteilung in der Dilatometerprobe bei Zugbeanspruchung, links, und bei Druckbeanspruchung, rechts. Auffällig ist die ungleichmäßige Spannungsverteilung im Untersuchungsquerschnitt. Die zur Längenänderungsmessung notwendigen scharfen Querschnittsübergänge verursachen hohe Spannungen in den Kerben, hingegen bildet sich nur ein sehr geringer Bereich mit einer konstanten Axialspannung aus.

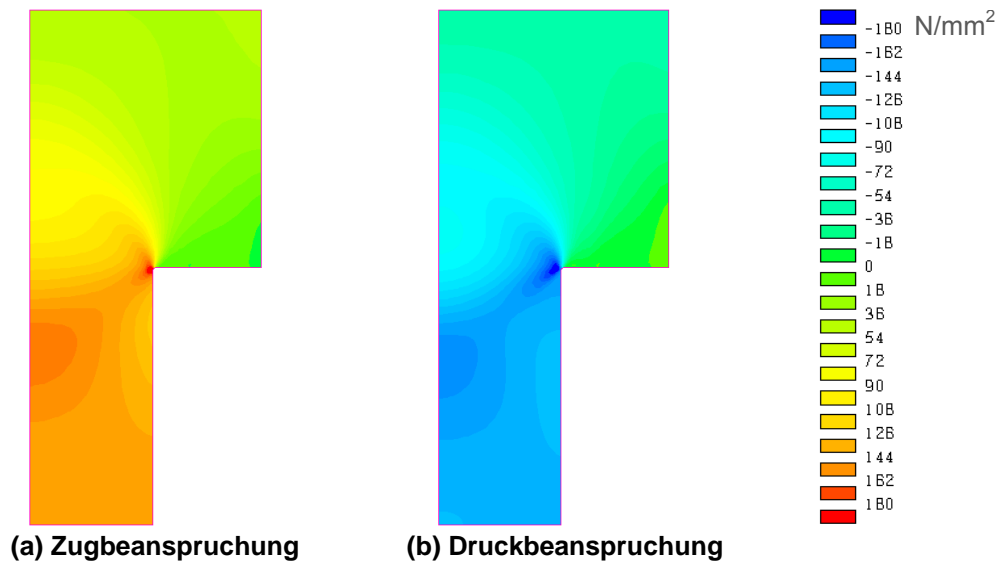


Abbildung 10: Verteilung der axialen Spannungen des BE-Versuchs mit einer Vordehnung von 0,03 und einer Temperatur von 100 °C.

Die Abbildung 11 zeigt die Spannungs-Dehnungs-Verläufe in axialer Richtung der Dilatometerprobe in der Querschnittsmitte der Symmetrieebene. Die rote, durchgezogene Linie ist jeweils das Ergebnis eines BE-Versuches. Die schwarzen Linien stellen die Resultate der FE-Simulation unter Annahme eines isotropen, eines kinematischen oder eines aus beiden kombinierten Verfestigungsmodells dar. Erwartungsgemäß wird der Zugbeanspruchungspfad durch die Simulation sehr gut wiedergegeben. Bei Entlastung und anschließender entgegengesetzter Beanspruchung wird zunächst bis zur Fließgrenze, die sich aus dem vereinbarten P_{isotr} ergibt, ein linearelastisches Verhalten angenommen. Bei einer darüber hinaus gehenden Belastungszunahme basiert die Verfestigung wieder auf der Fließkurve der Zugbeanspruchung.

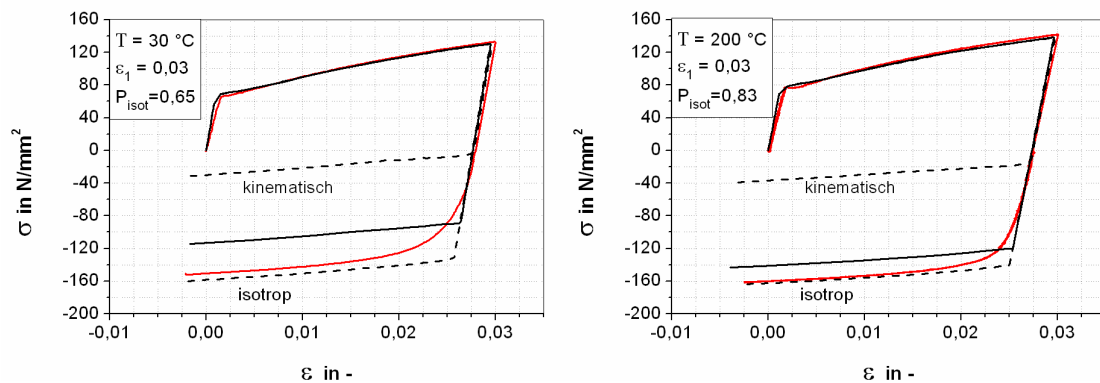


Abbildung 11: Vergleich des experimentell bestimmten Verfestigungsverhaltens (rot) mit Simulationsergebnissen (schwarz) basierend auf der Annahme eines isotropen, kinematischen oder kombinierten Verfestigungsmodells

Aus dem Vergleich des experimentellen und des simulierten Spannungs-Dehnungs-Verhaltens kann geschlossen werden, dass sich der bleibende BE, welcher in der Literatur auch als permanente Entfestigung bezeichnet wird [Proudhon, Poole 2006], insofern gut simulieren lässt,

dass der Anstieg der Spannungs-Dehnungs-Kurve von Experiment und Simulation bei größeren Dehnungen identisch ist. Vergleicht man zudem Experiment und Simulation hinsichtlich des Spannungsniveaus des bleibenden BE fällt auf, dass dieses bei der Simulation im Besonderen bei großen Vordehnungen und geringen Temperaturen deutlich von den Experimenten abweicht. Hier ist die Festlegung von P_{isotr} aus dem ermittelten BEP ungeeignet. Besser geeignet erscheint dagegen, den Anteil an kinematischer Verfestigung mittels des ebenso leicht aus den experimentellen Kurven zu bestimmenden Back-Stresses (σ_b), siehe Abbildung 4, zu definieren. Der temporäre BE, welcher sich in der deutlich weniger ausgeprägten Streckgrenze der Rückbeanspruchung äußert, kann bei dem verwendeten Materialmodell nicht abgebildet werden.

Abschrecksimulation eines Aluminiumprofils

Das experimentell ermittelte und in SYSWELD® implementierte Verfestigungsverhalten soll dazu verwendet werden, einen realen Abschreckprozess zu simulieren, um die zu erwartenden Verzüge und Eigenspannungen zu bestimmen. Dazu soll ein L-Profil mit einer Querschnittsgeometrie entsprechend Abbildung 12 und einer Länge von 200 mm in einem Wasserbad mit 30 °C aus Lösungsglühtemperatur 540 °C abgeschreckt werden. Für die Simulation wurde ein dreidimensionales FE-Modell mit 32238 Knoten unter Ausnutzung der axialen Symmetrie erstellt, Abbildung 12.

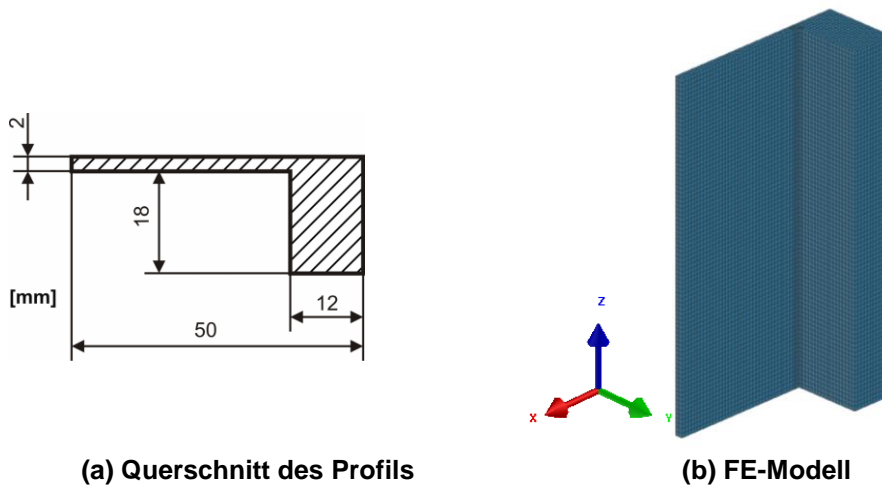


Abbildung 12: Zur Abschrecksimulation angenommenes L-Profil

Da in der FE-Software nur ein konstanter Wert für P_{isotr} angenommen werden kann, bedarf es zunächst einigen Vorüberlegungen. Aus einer ersten Simulation mit isotropen Materialverhalten werden die maximalen Dehnungen und die Bauschinger-Temperatur bestimmt, nach denen aus Abbildung 9 der entsprechende BEP ausgewählt wird. Für die Bestimmung der Bauschinger-Temperatur wird sowohl für den am langsamsten abkühlenden Punkt im Profil als auch den am schnellsten abkühlenden Punkt die Temperaturen bestimmt, bei denen für den axialen Spannungsverlauf erstmals ein Vorzeichenwechsel zu beobachten ist. Aus dem Mittelwert wird schließlich die Bauschinger-Temperatur ermittelt. Schematisch ist diese Herangehensweise in Abbildung 13 gezeigt.

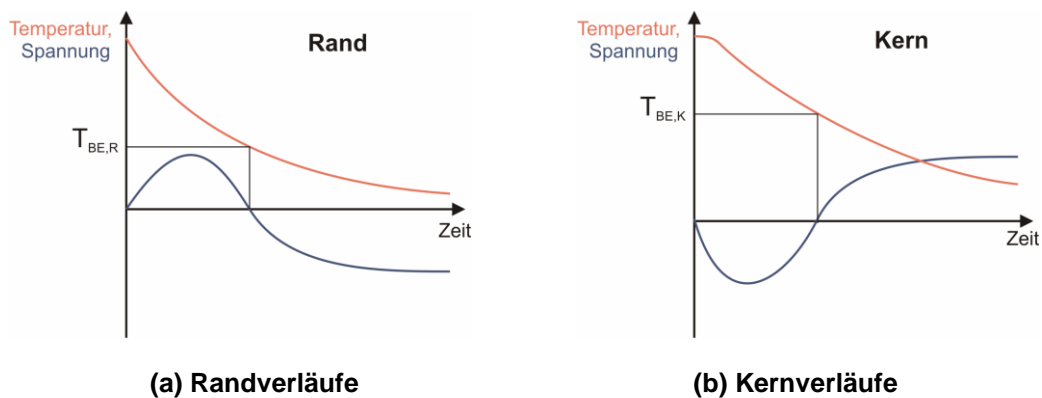


Abbildung 13: Bestimmung der Bauschinger-Temperatur aus den Verläufen der Spannungen und Temperaturen

Die Auswertung der Spannungen und Dehnungen der thermo-mechanischen Simulation in verschiedenen Knoten bestätigt die theoretischen Überlegungen hinsichtlich eines Vorzeichenwechsels der zu erwartenden Spannungen. Abbildung 14 zeigt diese Verläufe für zwei ausgewählte Punkte im Symmetriequerschnitt. Im Kern des dickeren Profilschenkels tritt zunächst ein Druckspannungszustand auf, der sich im Laufe der Abkühlung zu einem Zugspannungszustand umwandelt. In beiden Beanspruchungsphasen tritt plastisches Fließen ein. Der Spannungs-Dehnungs-Endzustand ist eher im Bereich des temporären Bauschinger-Effekts zu beobachten. Am Rand des schmaleren Schenkels, blaue Kurve in Abbildung 14, werden anfangs Zugspannungen ermittelt, die sich dann zu Druckspannungen verändern. Die unterschiedlich rasche Abkühlung der beiden Profilschenkel verursacht hier eine nochmalige Richtungsumkehr des Spannungszustandes, sodass letztlich auch hier Zugspannungen verbleiben. Für die zuverlässige Erfassung des Fließens nach dem ersten Vorzeichenwechsel ist sowohl der temporäre als auch der permanente BE zu berücksichtigen. Der Spannungs-Dehnungs-Endzustand ist wiederum eher im Bereich des Fließbeginns, also im Bereich des temporären BE zu sehen. Diese Untersuchungen zeigen anschaulich, dass die berechneten Eigenspannungen und Verzüge von der Größe des vereinbarten BE abhängen.

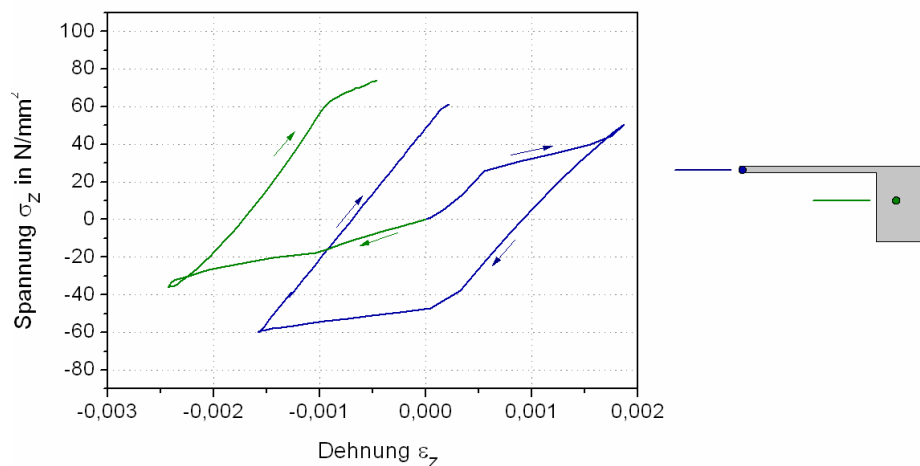


Abbildung 14: Ausgewählte Spannungs-Dehnungs-Verläufe in axialer Richtung infolge des Abschreckens eines L-Profiles in Wasser

Sowohl hinsichtlich der Krümmungsänderungen der Profile (ca. 200 µm) als auch hinsichtlich der Eigenspannungen an ausgewählten Positionen konnten befriedigende Übereinstimmungen von Simulation und Experiment gefunden werden.

5 Zusammenfassung

Die dargestellten Simulationsergebnisse zum Abschrecken von Aluminiumlegierungen belegen, dass eine sorgsame Auswahl eines isotropen, kinematischen oder aus beiden kombinierten Verfestigungsgesetzes entscheidend die zuverlässige Berechnung der Spannungs- und Dehnungsverläufe und damit auch die letztlich ermittelten Eigenspannungen und Verzüge beeinflusst. Das setzt zum einen experimentelle Untersuchungen zum Bauschinger-Effekt im unterkühlten Zustand der entsprechenden Aluminiumlegierung voraus. Für diese Analysen hat sich das Abschreck- und Umformdilatometer als zweckmäßig erwiesen. Der identifizierte BE steigt mit zunehmender plastischer Vordehnung und sinkender Temperatur und führt bezüglich des Fließbeginns nach Richtungsumkehr der Spannungen zu einer Entfestigung von bis zu 40 %. Zum anderen ist eine genaue Abbildung des Verfestigungsverhaltens durch die mechanische Simulation notwendig. Die Berechnungsergebnisse für die untersuchten Materialmodelle zeigen, dass SYSWELD® dazu in der Lage ist. Mit erweiterten Materialmodellen könnten noch realistischere Simulationen vorgenommen werden.

6 Danksagung

Die Autoren danken der Deutschen Forschungsgemeinschaft für die Förderung des Projekts (KE616/13-1), dem Land Mecklenburg-Vorpommern und der Deutschen Forschungsgemeinschaft für die Förderung des Abschreck- und Umformdilatometers (INST264/40-1) und der Engineering System International GmbH für die Bereitstellung einer SYSWELD ® Lizenz.

7 Literatur

Caceres, C. H. and Griffiths, J. R. and Reiner, P. (1996): "The influence of microstructure on the bauschinger effect in an Al-Si-Mg casting alloy", *Acta Materialia*, Vol. 44, No. 1, 1996, p. 15-23.

Embury, J. D. (1987): "Structural Aspects of the Bauschinger Effect", *Materials Forum*, Vol. 10, No. 1, 1987, p. 27-32.

ESI-Group (2010): "Analysis Reference Manual", *SYSWELD 2010*, Vol. No. 2010, p. 1079-1131

Jordon, J. B. and M. F. Horstemeyer and K. Solanki and Y. Xue (2007): "Damage and stress state influence on the Bauschinger effect in aluminum alloys", *Mechanics of Materials*, Vol. 39, No. 10, 2007, p. 920-931.

Kessler, O. and M. Reich (2010): "Mechanical properties of an undercooled aluminium alloy Al-0.6Mg-0.7Si", *J. Phys.: Conf. Ser.*, Vol. 240 No. 2010, p. 012093.

Proudhon, H. and W. J. Poole (2006): *The bauschinger effect in AA 6111*. Vancouver. Vol. 519-521: 913-918.

Proudhon, H. and Poole, W. J. and Wang, X. and Bréchet, Y. (2008): "The role of internal stresses on the plastic deformation of the Al-Mg-Si-Cu alloy AA6111", *Philosophical Magazine*, Vol. 88, No. 5, 2008, p. 621-640.

Şimşir, C. and Dalgiç, M. and Lübben, T. and A. Irretier, T. and M. Wolff, T. and Zoch, H. W. (2010): "The Bauschinger effect in the supercooled austenite of SAE 52100 steel", *Acta Materialia*, Vol. No. 2010, p. 4478–4491.

Ukadgaonker, V. G. and Kulkarni, P. R. (1979): "Influence of Temperature on Bauschinger Effect for Aluminium", *Indian Journal of Technology*, Vol. 17, No. 3, 1979, p. 114-117.

Wei, G. (2005): *Precipitation and Strengthening in Al-Ge-Si Alloys*, PhD Thesis, State University, Ohio, USA, 2005.

Williams, B. W. and Simha, C. H. M. and Abedrabbo, N. and Mayer, R. and Worswick, M. J. (2010): "Effect of anisotropy, kinematic hardening, and strain-rate sensitivity on the predicted axial crush response of hydroformed aluminium alloy tubes", *International Journal of Impact Engineering*, Vol. 37, No. 6, 2010, p. 652-661

Konsistentes Materialmodell für Umwandlung
und mechanische Eigenschaften beim Schweißen
hochfester Mehrphasen-Stähle

K. Mukherjee, U. Prah, W. Bleck (IEHK)
A. Abdurakhmanov, M. Schleser, U. Reisgen (ISF)

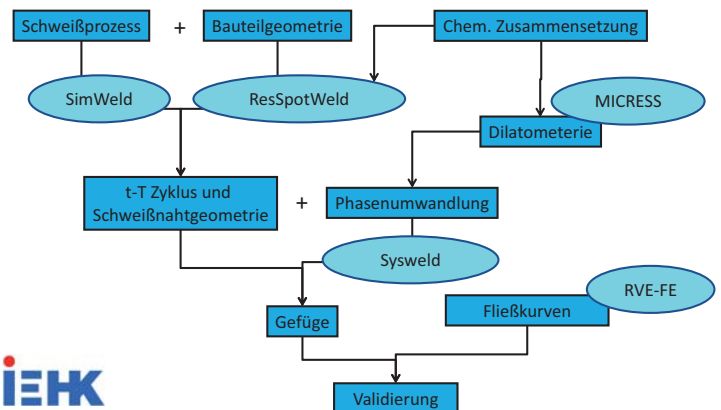
- Einleitung/Motivation/Konzept
- Prozess-Simulation
- Umwandlungssimulation
- Lokale mechan. Eigenschaften
- Validierung

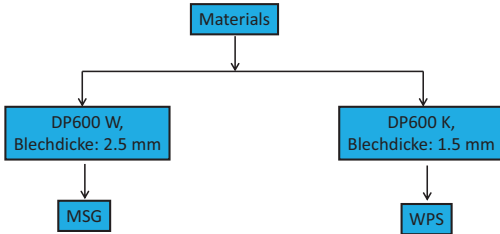
Ziele der Simulation:

- Vorhersage der **Temperaturfelder**, der **Gefügeentwicklung** und der resultierenden **Fließkurven** von Schweißverbindung für DP-Stahl
- Berücksichtigung der für Schweißprozesse typischen Aufheiz- und Abkühlbedingungen (**Metallschutzgas-, Widerstandspunktschweißen**)
- Erarbeitung von experimentellen Methoden zur **Ermittlung der Modellparameter** sowie empirische und numerische **Validierung** der Modelle

Innovativer Beitrag der angestrebten Forschungsergebnisse

- Voraussetzung für quantitative Verzugs- und Eigenspannungssimulation
- Reduzierter Aufwand für die Kennwertermittlung bei neuen Werkstoffen



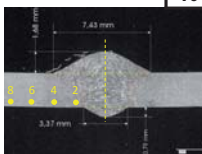


- Einleitung/Motivation/Konzept
- **Prozess-Simulation**
- Umwandlungssimulation
- Lokale mechan. Eigenschaften
- Validierung

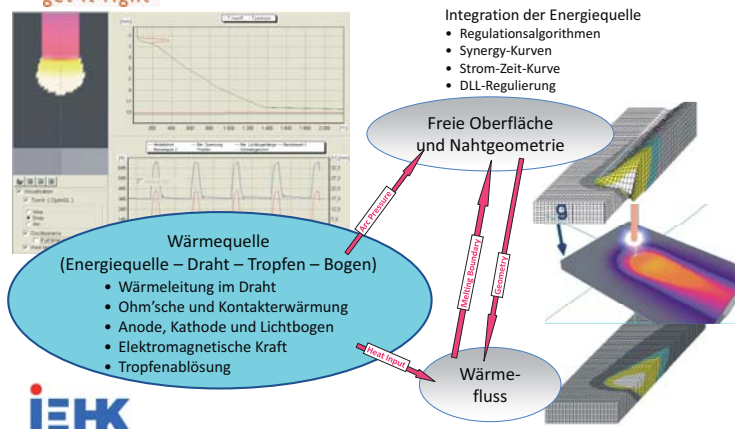
Stromquelle: OTC
Schweißprozess: Pulse
Schweißzusatz: SG-YGW12, Ø 0.9 mm
Schutzgas: Ar80CO20 = 15 l/h
Arbeitsabstand = 15 mm

Schweißroboter: OTC Daihen Alpha AX-V6
Stromquelle : OTC DP 400

№	v_d^* m/min	P, kW	v_s^* m/min	E, kJ/m
V1	4,85	2,1	0,25	0,84
V2	7	3,02	0,42	0,72
V3	9	3,91	0,59	0,66
V4	11	4,80	0,69	0,69
V5			0,79	0,60
V6	13	5,74	0,89	0,64
V7	17	7,56	0,98	0,58
V8			1,23	0,61
V9			1,36	0,55



Positionierung von Thermoelementen in der WEZ

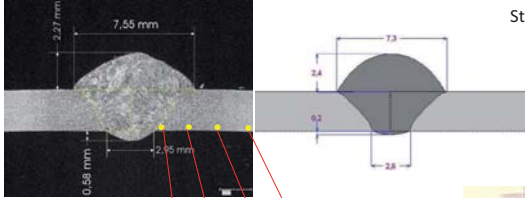




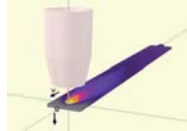
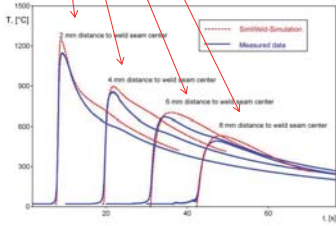
Thermozyklen

SYSWELD
Forum 2011

Stahl: DP600W



Schweißparameter
 $v_d = 4.85 \text{ m/min}$
 $v_s = 0.25 \text{ m/min}$

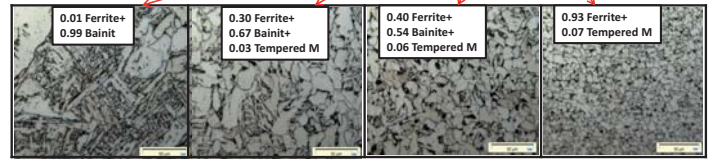
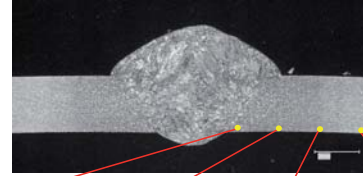


Mikrostruktur

SYSWELD
Forum 2011

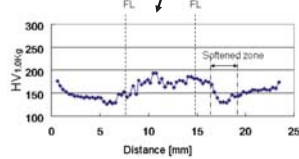
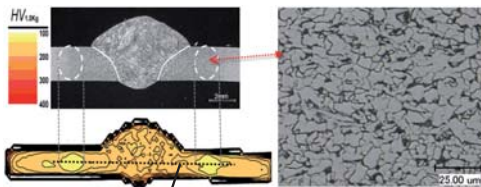
Stahl: DP600W

Schweißparameter
 $v_d = 4.85 \text{ m/min}$
 $v_s = 0.25 \text{ m/min}$



Makrostruktur

SYSWELD
Forum 2011



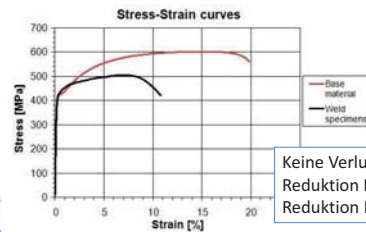
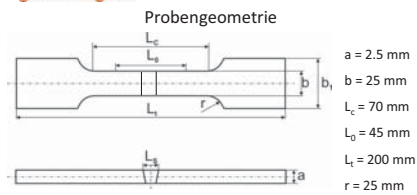
- in der WEZ ist eine enthärtete Zone mit einem Härteabfall um mehr als $25 \text{ HV}_{1.0\text{kg}}$
- in der enthärtete Zone ist ein Zwei-Phasen-Gefüge mit angelassenem Martensit



Zugkurven

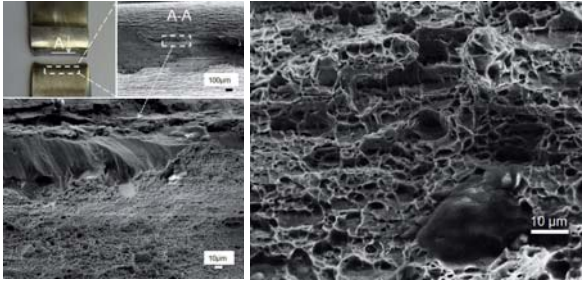
SYSWELD
Forum 2011

Zugprüfmaschine



Keine Verlust in der Fließspannung
Reduktion Bruchfestigkeit ca. 100 MPa
Reduktion Bruchdehnung ca. 8 %





Dehnungsbruch-Oberfläche

Interkristalliner Bruch

Alle Schweißproben versagen in der WEZ – enthärtete Zone,

=> duktiler Bruch in der enthärteten Zone

Schweißroboter der Firma KUKA vom Typ KR200-2



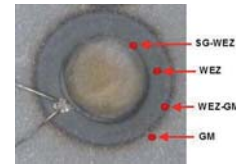
Mittelfrequenzschweißpunktzange der

Firma NIMAK vom Typ ModulGun ,

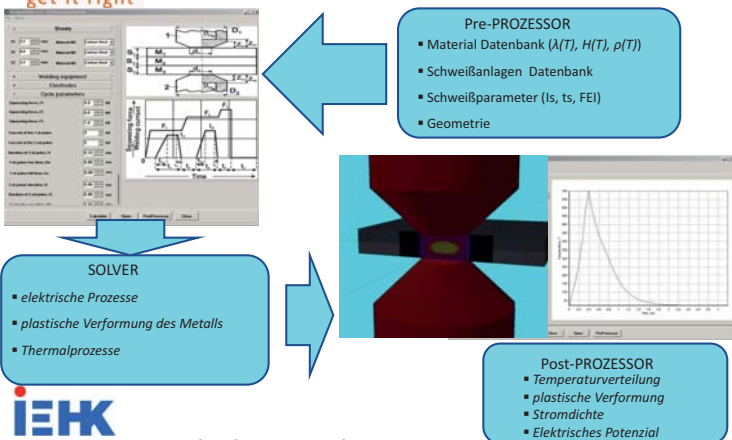
1000Hz, 7 kN, 130 kVA

Elektrodenkappen G16

Nr	F _{EI} [kN]	Vorhaltezeit [ms]	Pulse 1		Pause [ms]	Pulse 2		
			I _{S1} [kA]	t _{s1} [ms]		I _{S2} [kA]	t _{s2} [ms]	Nachhaltezeit [ms]
WP1	3	140	7	200	60	3.5	380	140
WP2				380				
WP3				200				
WP4				340				
WP5			7	200				
WP6			380					
WP7			200					
WP8			9	340				



Positionierung von Thermoelementen in der WEZ



TSU – Prof. Erofeev & ISF – Prof. Reisgen

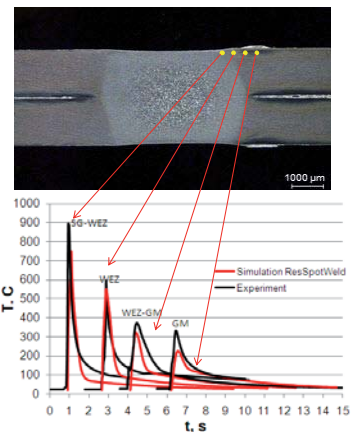
Ein-Impuls-Prozess

Schweißparameter

F_{EI} = 3 kN,

I_S = 7 kA,

t_S = 200 ms



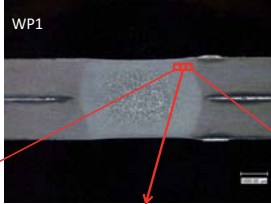
Stahl: DP600K

Mikrostruktur

SYSWELD
Forum 2011

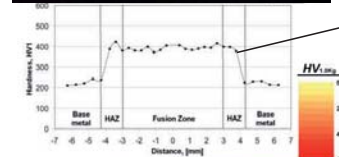
Ein-Impuls-Prozess
Schweißparameter
 $F_{El} = 3 \text{ kN}$,
 $I_S = 7 \text{ kA}$,
 $t_S = 200 \text{ ms}$

Stahl: DP600K



Härte

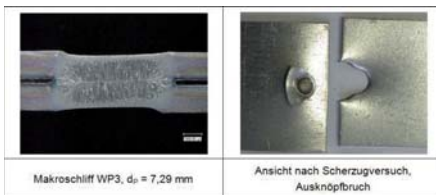
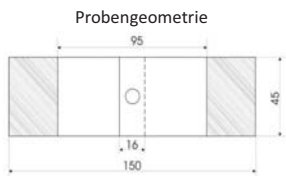
SYSWELD
Forum 2011



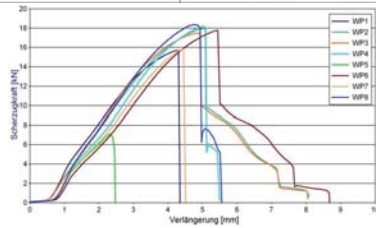
- Bainit+Martensit Zone im Übergang von der Schweißlinse zum Grundmaterial
- Mögliche Stelle des Versagens wegen der geringen Duktilität

Scherzugversuch

SYSWELD
Forum 2011

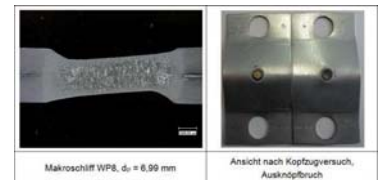
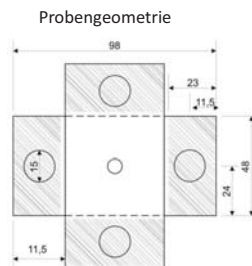


Bruchart:
WP2, WP3 und WP6 Ausknöpfruch
WP4 und WP8 Mischbruch
WP1, WP5 und WP7 Scherbruch

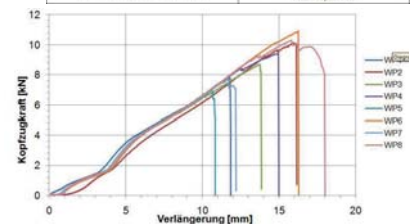


Kopfzugversuch

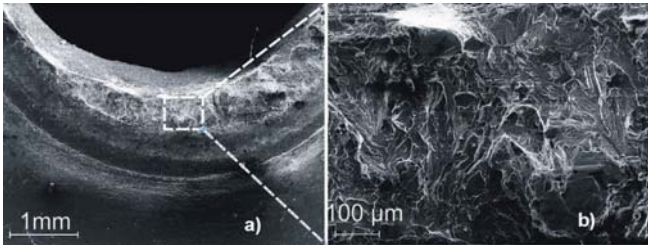
SYSWELD
Forum 2011



Alle Schweißproben zeigen Ausknöpfung



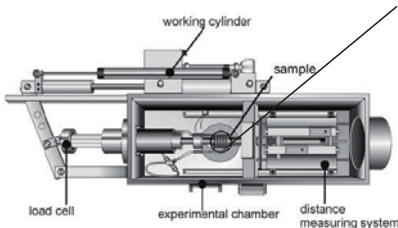
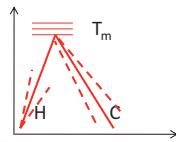
Bruchstelle des Kopfzugprobe



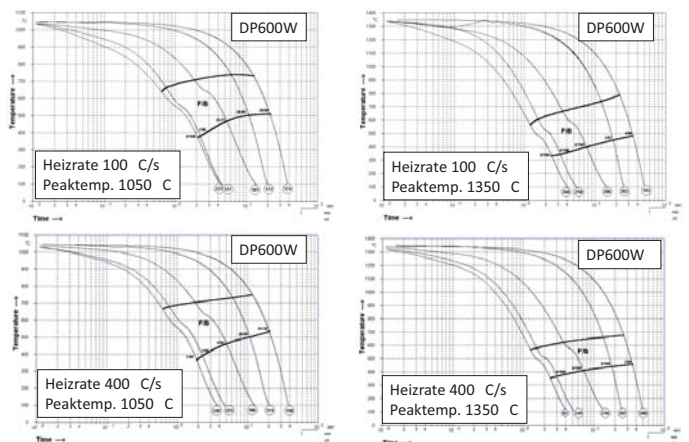
Alle Schweißproben versagen im Bereich der WEZ und weisen ein deutliches duktiles Bruchverhalten auf.

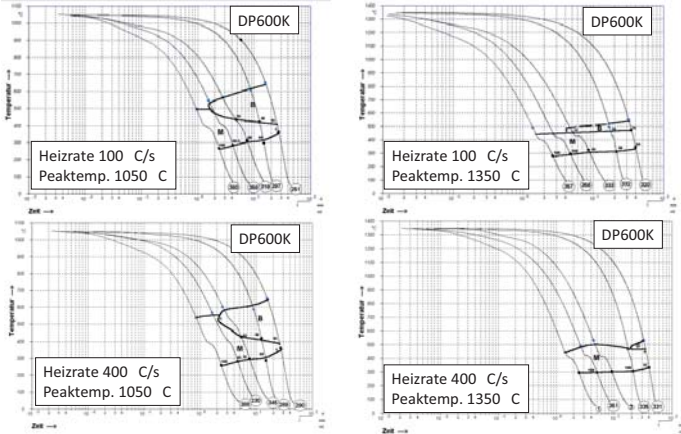
- Einleitung/Motivation/Konzept
- Prozess-Simulation
- **Umwandlungssimulation**
- Lokale mechan. Eigenschaften
- Validierung

Parameter	Parameterrange
Heizrate	100, 400 °C/s
Austenitis.-temperatur	900, 1050, 1200, 1350 °C
Kühlrate	600, 400, 350, 250, 150, 50, 25 °C/s

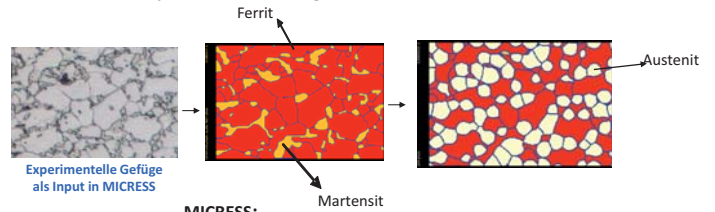


- Probengeometrie: 2 mm × 7 mm
- Probendicke: 1.5 und 2.5 mm





Beispiel zur Umwandlungssimulation in MICRESS



MICRESS:

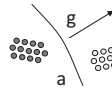
- Kommerzielle Phasenfeld-Software
- Basiert auf dem Prinzip der diffusen Grenzflächen-Migration
- Lösung der Multielemente-Multiphasenfeld-Gleichungen
- Entwicklung durch "ACCESS e.V." an der RWTH Aachen
- Simulation von Gefügeentwicklung (Phasenumwandlung)

Korngrenzmobilität:

$$\mu = \mu_0 \exp\left(\frac{-Q_m}{kT}\right) \quad \text{mit} \quad \mu_0 = \frac{d^3 v_D}{kT}$$

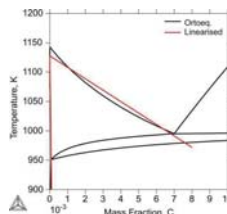
μ_0 - Prä-exponentielle Konstante
 Q_m - Aktivierungsenergie
 k - Boltzmann-Konstante

T - Temperatur
 v_D - Atomabstand
 d - Debye-Frequenz



Interaktion zwischen Phasen:

- Thermodynamische treibende Kraft aus linearisierten Phasendiagramm (Fe-C-Mn-Cr System)
- Nur C-Diffusion wird berücksichtigt



Nukleation:

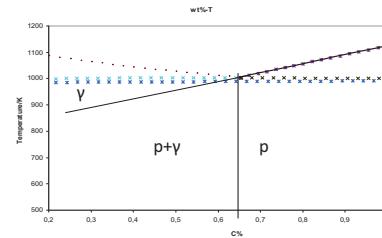
Nukleationsdichte gemäß experimentellen Analysen

Thiessen, R. G.: Ph. D. thesis, TU-Delft (2006)

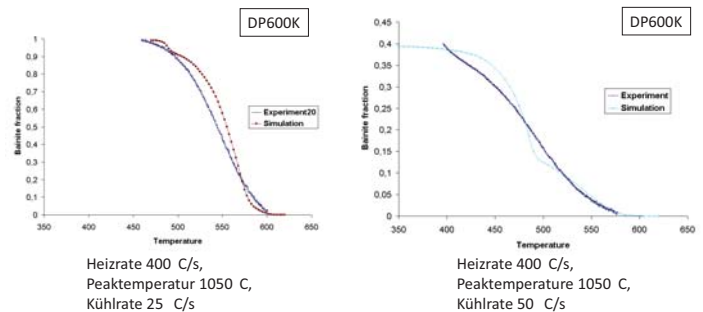
- In MICRESS wurde das „Facetted growth“ Modell zur Modellierung der bainitischen Phasenumwandlung verwendet.
- Die treibende Kraft für die Bainitumwandlung wurde berechnet, indem für Bainite die thermodynamischen Daten von Ferrit verwendet wurden.
- Die kinetischen Parameter für die bainitische Umwandlung wurden anhand von experimentellen Umwandlungskurven für variierende Kühlraten und Austenitkorngrößen bestimmt.
- Zwei Typen von Bainit-Nuklei wurden für oberen und unteren Bainit formuliert.
- Es wird angenommen, dass bei den hohen Kühlraten während des Schweißens keine Karbidausscheidung stattfindet.

MICRESS Parameter	Quantitative Werte
Nukleationstemperatur oberer Bainit (K)	933
Nukleationstemperatur unterer Bainit (K)	853
Shield-Distanz oberer Bainit (µm)	10
Shield-Distanz unterer Bainit (µm)	2.5
Austenit/Bainit-Mobilität oberhalb 853 K (m ⁴ J ⁻¹ s ⁻¹)	$3.0 \times 10^{-6} \times e^{(-92200/8.314T)}$
Austenit/Bainit-Mobilität unterhalb 853 K (m ⁴ J ⁻¹ s ⁻¹)	$8.0 \times 10^{-6} \times e^{(-92200/8.314T)}$
Kohlenstoffdiffusivität in Austenit (cm ² s ⁻¹)	$8.7 \times 10^{-3} \times e^{(-98000/8.314T)}$

- Perlit wird nicht als eine lamellare Mischung aus Ferrit und Zementit betrachtet, sondern als eine Pseudo-Singlephase
- Die treibende Kraft für die Austenit-Perlit-Umwandlung wird mit einem Pseudo-Phasendiagramm berechnet.



MICRESS Parameter	Quantitative Werte
Perlit-Nukleationstemperatur (K)	994
Shield-Distanz(µm)	5
Austenit/Perlit-Mobilität (m ⁴ J ⁻¹ s ⁻¹)	$1.35 \times 10^{-4} \times e^{(-168560/8.314T)}$
Entropiewert für Austenit-Perlit-Umwandlung (J/(cm ³ K))	0.3

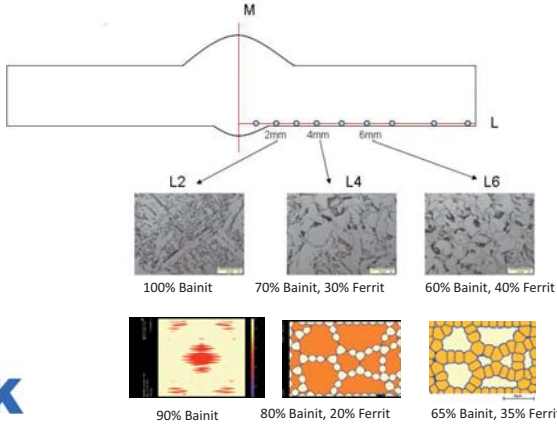


=> Simulation der Schweiß-ZTU Diagramm



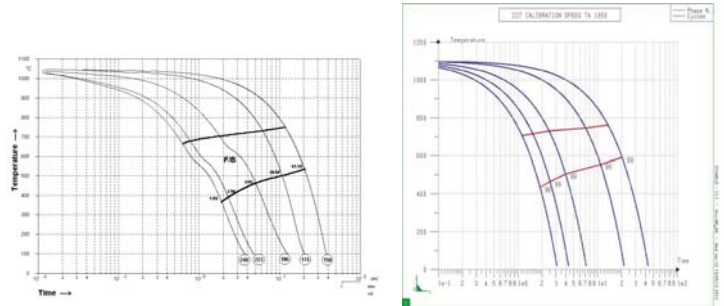
Gefüge

SYSWELD
Forum 2011



Schweiß-ZTUs

SYSWELD
Forum 2011



Experiment

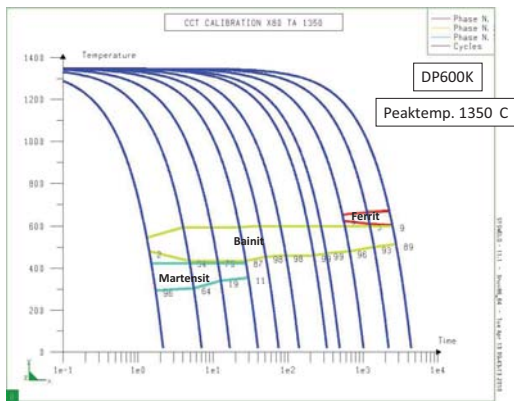
Simulation

Heating rate 400 C/s,
Temperature 1050 C



S-ZTU

SYSWELD
Forum 2011

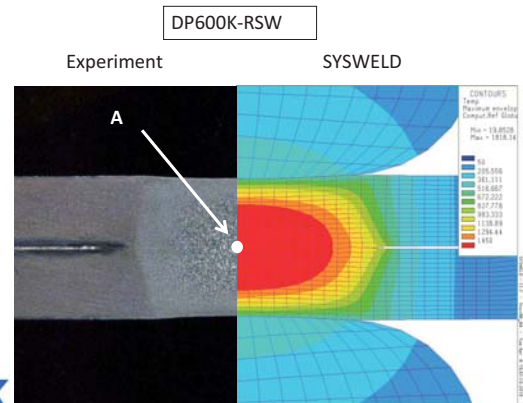


S-ZTU-Diagramm aus SYSWELD nach der Kalibrierung



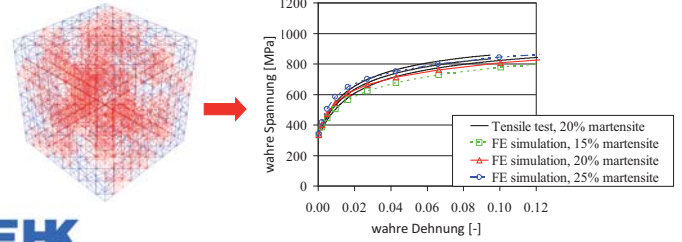
RSW-Fügezone

SYSWELD
Forum 2011

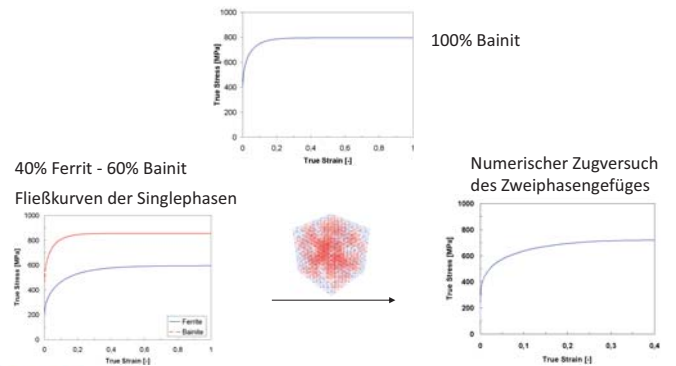
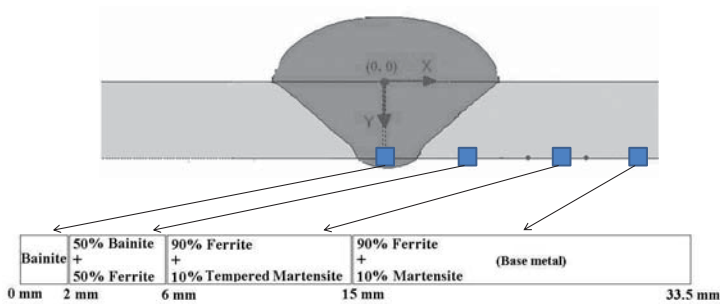


- Einleitung/Motivation/Konzept
- Prozess-Simulation
- Umwandlungssimulation
- **Lokale mechan. Eigenschaften**
- Validierung

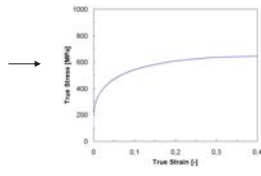
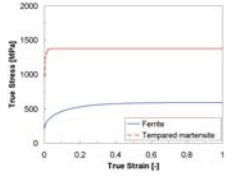
- Berechnung der lokalen Gefügezusammensetzung durch Umwandlungssimulation
- Zugversuche an im Glöhsimulator wärmebehandelten Proben mit optischer Dehnungsmessung
=> Fließkurve, E-Modul und Querkontraktionszahl des einphasigen Werkstoffs
- Repräsentatives Volumenelement (RVE)
- Vorhersage der Fließkurve mehrphasiger Werkstoffe als Funktion der Gefügebestandteile



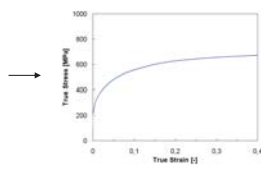
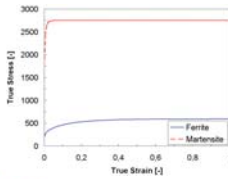
Quelle: Thomser et al., Numisheet 2008



Fließkurve zur Eingabe in Makrosimulation

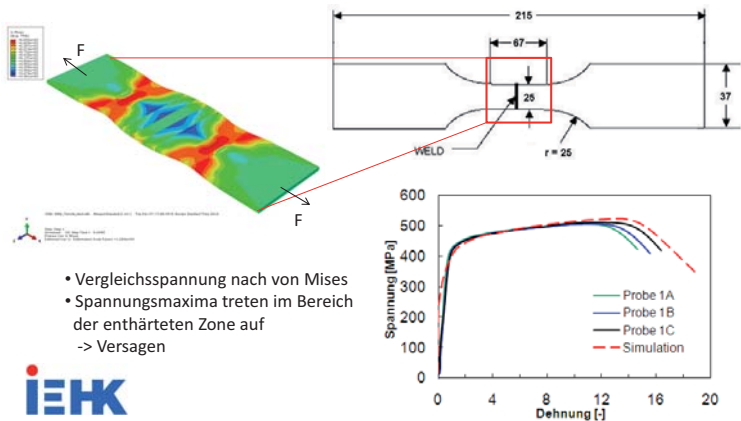


90 % Ferrit –
10 % angel.
Martensit

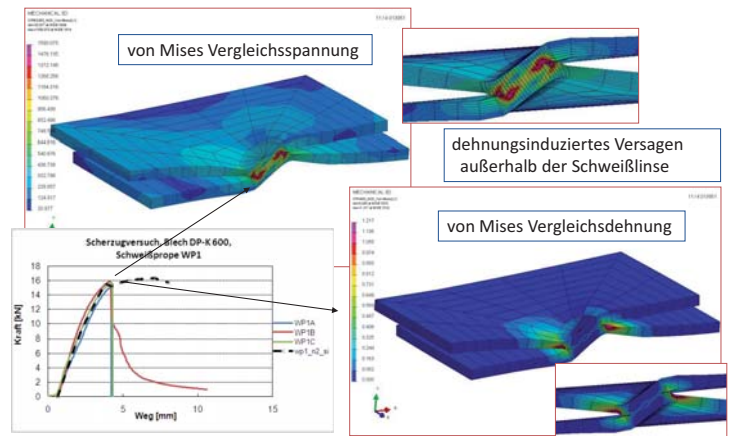


90 % Ferrit –
10 % Martensit

- Einleitung/Motivation/Konzept
- Prozess-Simulation
- Umwandlungssimulation
- Lokale mechan. Eigenschaften
- **Validierung**



- Vergleichsspannung nach von Mises
- Spannungmaxima treten im Bereich der enthärteten Zone auf
-> Versagen





Summary

SYSWELD
Forum 2011

- Schweißversuche für die Metallschutzgas- und Widerstandspunktschweißen (Therkozyklen und Gefüge in der WEZ + Simulation (SimWeld und ResSpotWeld))
- Dilatometrische Versuche (S-ZTU)
- Analyse der Mikrostruktur und Härtemessung in der Wärmeeinflusszone
- Zugversuche und Bruchstellenanalyse – Versagen in der WEZ
- Modellierung aller Phasenumwandlungen:
 - Ferrit / Martensit -> Austenit , Austenit -> Bainit, Austenit -> Perlit
- mikromechanische Modellierung mittels numerischen Zugversuch am RVE
- thermomechanische Simulation – Zugversuch (Fließkurve)



Methode zum Aufsetzen einer thermomechanischen Simulation



Danksagung

SYSWELD
Forum 2011



AiF 15548 N

Konsistentes Materialmodell für Umwandlung und mechanische Eigenschaften beim Schweißen hochfester Mehrphasen-Stähle

„Schweißen von DP-Stählen“



Ermittlung und Aufbereitung von Werkstoffdaten für die numerische Schweißstruktursimulation

Teil 1:

Material Data Manager (MDM)
Strain Hardening Tool (SHT)
Stress Strain Calibration Manager (SSCM)

Tobias Loose , Alexander Rausch,
Florian Hannemann, Arite Scharff

Dr.-Ing. Tobias Loose , Ingenieurbüro Tobias Loose, Wössingen (Lkr. Karlsruhe)
B.Eng. Alexander Rausch, ESI Engineering System International GmbH, München
cand.-ing. Florian Hannemann, ESI Engineering System International GmbH, München
Dr.-Ing. Arite Scharff, SLV Mecklenburg-Vorpommern, Rostock

25. - 26. Oktober 2011, Weimar

Haftungsausschluß

Whilst this presentation has been carefully written and subject to intensive review, it is the reader's responsibility to take all necessary steps to ensure that the assumptions and results from any finite element analysis which is made as a result of reading this document are correct. Neither the companies nor the authors can accept any liability for incorrect analysis.

Material Data Manager V3.400

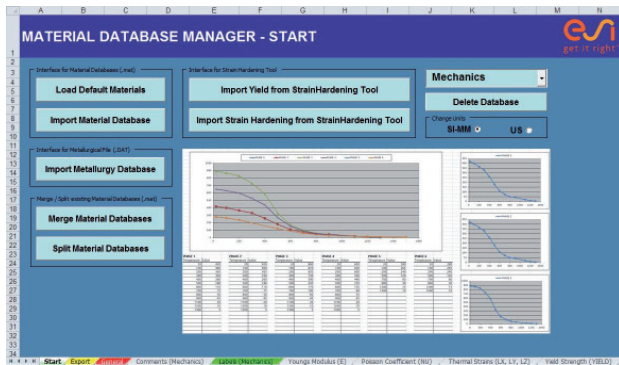
Excelbasierte Aufbereitung von
Werkstoffdaten

25. - 26. Oktober 2011, Weimar

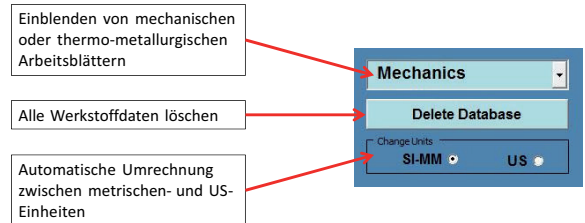
Material Data Manager V3.400

- Excel-basiertes Tool zur Aufbereitung von Materialdaten
- Graphische und tabellarische Darstellung sämtlicher Werkstoffkennwerte
- Import- und Export von Sysweld Material-Datenbanken (*.mat) und METALLURGY.DAT-Dateien
- Trennen und Zusammenfügen von Datenbanken
- Schnittstellen zu Strain-Hardening Tool (SHT) und Stress Strain Calibration Manager (SSCM)
- Integration der Richter Stahldatenbank
- Automatische Konvertierung zwischen metrischen und US Einheiten
- Plausibilitätstests beim Export einer Materialdatenbank

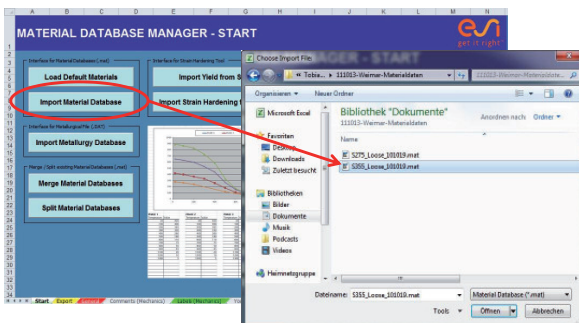
Startseite



Funktionen auf Startseite

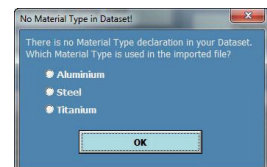
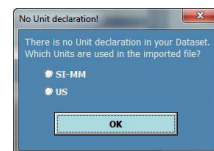


Import einer Materialdatenbank



Import einer Materialdatenbank

Spezifikation des Datensatzes falls Quellangaben fehlen



Arbeitsblatt „General“

Darstellung der Materialdaten

Übersicht der zu deklarierenden SYSWELD-Labels

Mechanische Kennwerte:

Name	Tabellenblatt	SYSWELD-Label
E-Modul	Youngs Modulus	E
Poisson Koeffizient	Poisson Coefficient	NU
Thermische Dehnungen	Thermal Strains	LX, LY, LZ
Streckgrenze	Yield Strength	YIELD
Verfestigung	Strain Hardening	SLOPE
Anzahl der Phasen	Labels (Mechanics)	PHAS
Schmelzpunkt	Labels (Mechanics)	TF
Umwandlungsinduzierte Plastizität	Labels (Mechanics)	KY
Elastoplastisches Verhalten	Labels (Mechanics)	MODEL

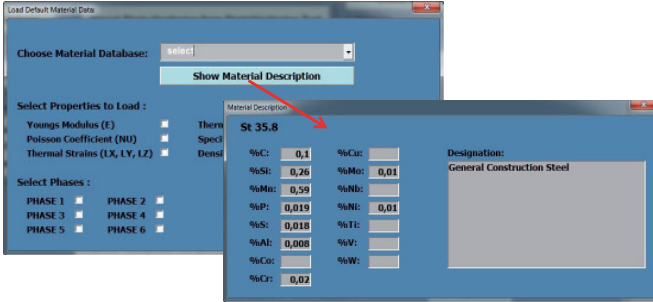
Übersicht der zu deklarierenden SYSWELD-Labels

Thermo-Metallurgische Kennwerte:

Name	Tabellenblatt	SYSWELD-Label
Wärmeleitfähigkeit	Thermal Conductivity	KX
Spezifische Wärmekapazität	Specific Heat	C
Enthalpie	Enthalpy	ENTH
Dichte	Density	RHO
Umwandlungsverhalten	Reaction	Reaction
Anzahl der Phasen	Material	PHASE

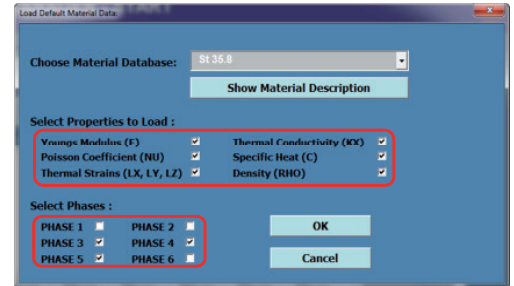
Importieren von Standardstählen (Richter Datenbank)

Aufrufen der Werkstoffspezifikationen



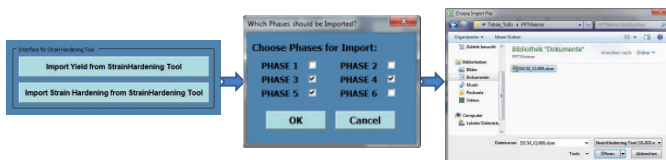
Importieren von Standardstählen (Richter Datenbank)

Auswahl der zu übernehmenden Parameter und Phasen



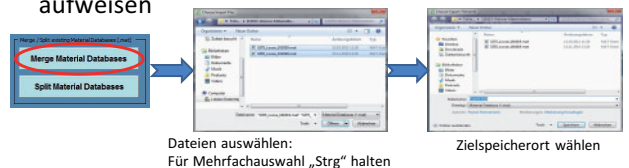
Schnittstelle zu Strain Hardening Tool und SSCM

- Import von Streckgrenze oder Verfestigung
- Kompatibel mit
 - Stress Strain Calibration Manager ab Version 1.000
 - Strain Hardening Tool ab Version 1.022



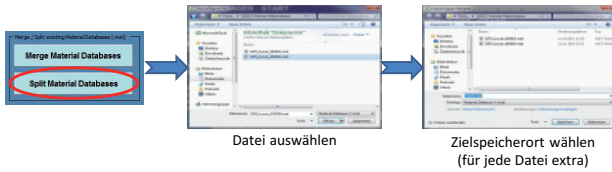
Zusammenführen von .mat-Dateien

- Führt beliebig viele .mat-Dateien mit einem Werkstoff zu einer Datenbank mit mehreren Werkstoffen zusammen
- Voraussetzung: .mat-Dateien müssen aus MDM geschrieben worden sein bzw. gleiches Format aufweisen

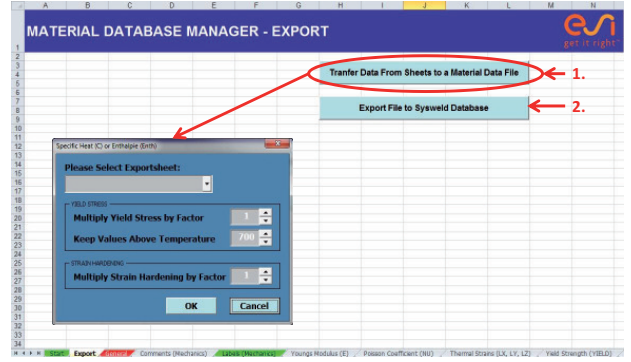


Trennen von .mat-Dateien

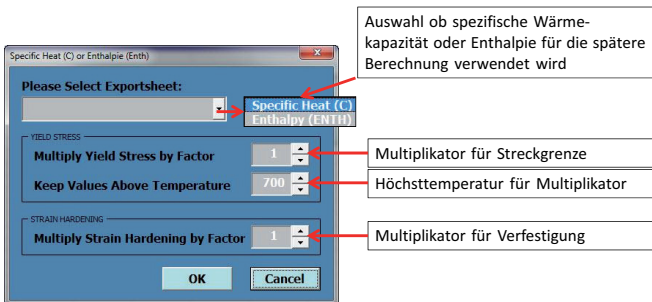
- Splittet eine .mat-Dateien mit mehreren Werkstoffen in mehrere Datenbanken mit einem Werkstoff auf
- Voraussetzung: .mat-Datei muss aus MDM geschrieben worden sein bzw. gleiches Format aufweisen



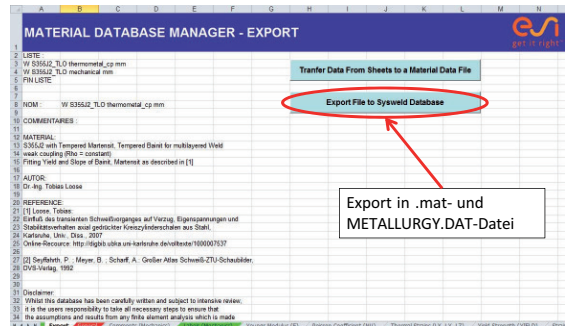
Exportieren der Werkstoffdatenbank



Exportieren der Werkstoffdatenbank



Exportieren der Werkstoffdatenbank



Strain Hardening Tool

Teilautomatisiertes Kalibrieren von
Streckgrenze und Verfestigung

25. - 26. Oktober 2011, Weimar

Strain Hardening Tool

- Schnelle Kalibrierung von Streckgrenze und Verfestigung auf Basis gemessener Werkstoffdaten
- Berechnung der Streckgrenze durch Vergleich mit E-Modul
- Annähern der Verfestigungskurve durch vereinfachte Ramberg-Osgood-Gleichung
- Voll kompatibel mit Material Data Manager

SYSWELD
Forum 2011

25. - 26. Oktober 2011, Weimar

Teil 1 Seite 26

Arbeitsblatt „Input“



SYSWELD
Forum 2011

25. - 26. Oktober 2011, Weimar

Teil 1 Seite 27

Kalibrieren der Streckgrenze

Folgende Eingaben werden benötigt:

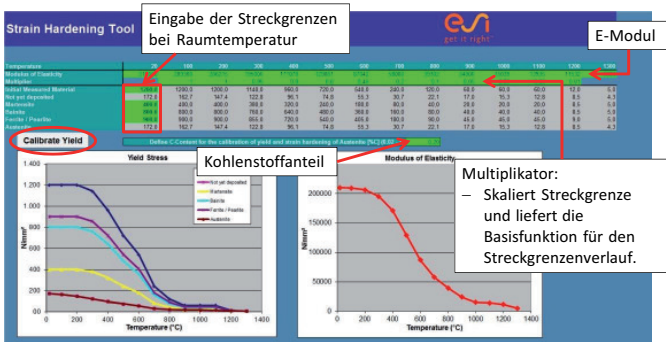
- E-Modul des Werkstoffs, Temperaturabhängig
- Streckgrenze bei Raumtemperatur von
 - Grundwerkstoff
 - Ferrit / Perlit
 - Bainit
 - Martensit
- Kohlenstoffanteil des Werkstoffs

SYSWELD
Forum 2011

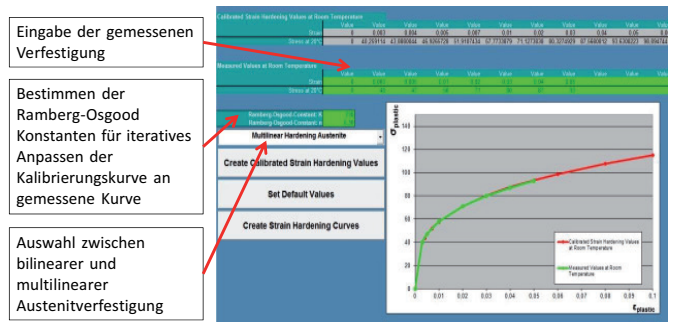
25. - 26. Oktober 2011, Weimar

Teil 1 Seite 28

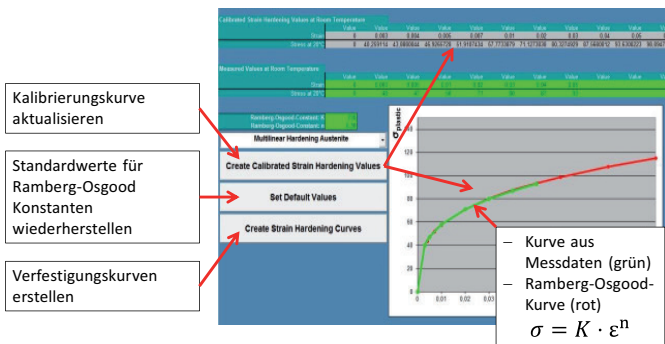
Kalibrieren der Streckgrenze



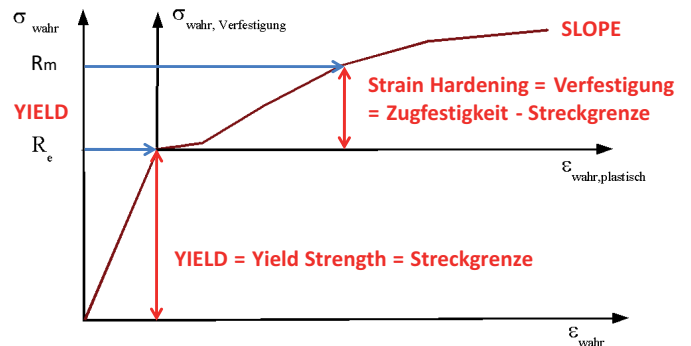
Kalibrieren der Verfestigung



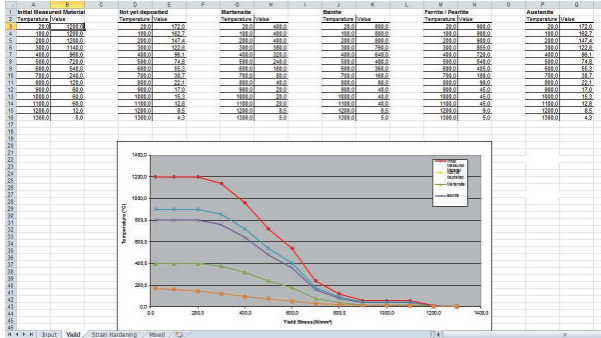
Kalibrieren der Verfestigung



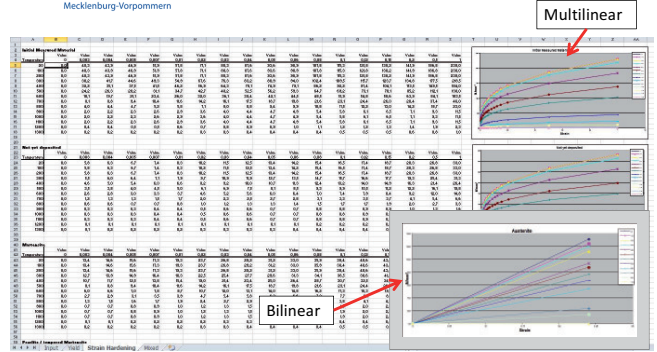
Definition der Spannungs-Dehnungsbeziehung in Sysweld



Darstellung der Streckgrenze



Darstellung der Verfestigung



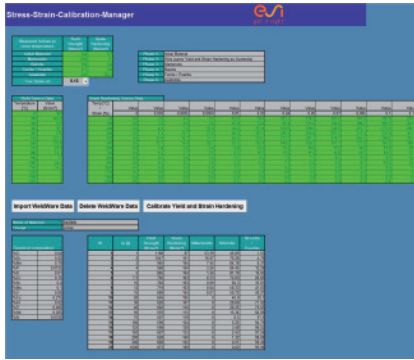
Stress-Strain Calibration Manager

Teilautomatisiertes Kalibrieren von
Streckgrenze und Verfestigung

Stress-Strain Calibration Manager

- Geeignet für die schnelle Erstellung von Streckgrenzen- und Verfestigungskurven
- Skalierung der Kurven mit Hilfe vorhandener Streckgrenzen- und Verfestigungsverläufe eines ähnlichen Werkstoffs als Basisfunktionen
- Benötigt einen Verlauf von Streckgrenze und Verfestigung temperaturabhängig
- Benötigt die Werte bei Raumtemperatur von
 - Grundwerkstoff
 - Ferrit / Perlit
 - Bainit
 - Martensit
 - Austenit
- Schnittstelle zu WeldWare

Startseite



Parametereingabe

Eingabe der gemessenen Werte bei Raumtemperatur

Measured Values at room temperature	Yield Strength [N/mm ²]	Strain Hardening [N/mm ²]
Initial Material	540	320
Martensite	1150	87
Bainite	900	104
Ferrite / Pearlite	873	199
Austenite	245	152.5
True Strain at:	0.13	

Wahre plastische Dehnung der Zugfestigkeit.

Vorgabe eines Streckgrenzenverlaufs als Basisfunktion

Yield Source-Data	Temperature [°C]	Value [N/mm ²]
	20	300
	100	345.5
	200	321
	300	301
	400	276
	500	227.5
	600	179.0
	700	87.0
	800	51.3
	900	37
	1000	24.4
	1100	16.2
	1200	6
	1300	0
	1500	0

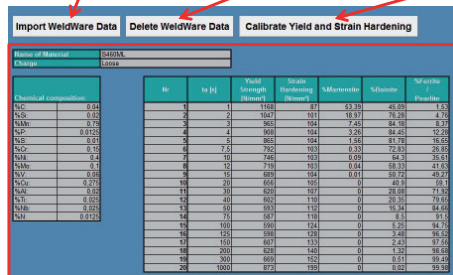
Parametereingabe

Vorgabe eines Verfestigungsverlaufes als Basisfunktion

Temp [°C]	Value	Value	Value	Value	Value	Value	Value	Value	Value	Value	Value
Strain [%]	0	0.005	0.005	0.005	0.01	0.03	0.05	0.05	0.07	0.09	0.1
20	0.0	4.0	7.0	10.0	13.0	16.0	19.0	22.0	25.0	28.0	31.0
100	0.0	4.0	7.0	10.0	13.0	16.0	19.0	22.0	25.0	28.0	31.0
200	0.0	4.0	7.0	10.0	13.0	16.0	19.0	22.0	25.0	28.0	31.0
300	0.0	4.0	7.0	10.0	13.0	16.0	19.0	22.0	25.0	28.0	31.0
400	0.0	4.0	7.0	10.0	13.0	16.0	19.0	22.0	25.0	28.0	31.0
500	0.0	4.0	7.0	10.0	13.0	16.0	19.0	22.0	25.0	28.0	31.0
600	0.0	4.0	7.0	10.0	13.0	16.0	19.0	22.0	25.0	28.0	31.0
700	0.0	4.0	7.0	10.0	13.0	16.0	19.0	22.0	25.0	28.0	31.0
800	0.0	4.0	7.0	10.0	13.0	16.0	19.0	22.0	25.0	28.0	31.0
900	0.0	4.0	7.0	10.0	13.0	16.0	19.0	22.0	25.0	28.0	31.0
1000	0.0	4.0	7.0	10.0	13.0	16.0	19.0	22.0	25.0	28.0	31.0
1100	0.0	4.0	7.0	10.0	13.0	16.0	19.0	22.0	25.0	28.0	31.0
1200	0.0	4.0	7.0	10.0	13.0	16.0	19.0	22.0	25.0	28.0	31.0
1300	0.0	4.0	7.0	10.0	13.0	16.0	19.0	22.0	25.0	28.0	31.0
1500	0.0	4.0	7.0	10.0	13.0	16.0	19.0	22.0	25.0	28.0	31.0

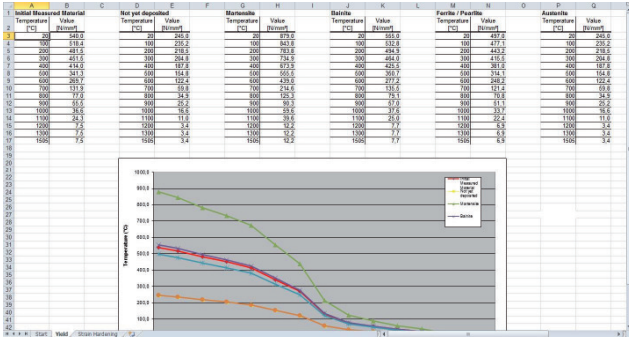
Kalibrieren der Kurven & Schnittstelle zu WeldWare

WeldWare Daten importieren WeldWare Daten löschen Streckgrenze und Verfestigung Kalibrieren

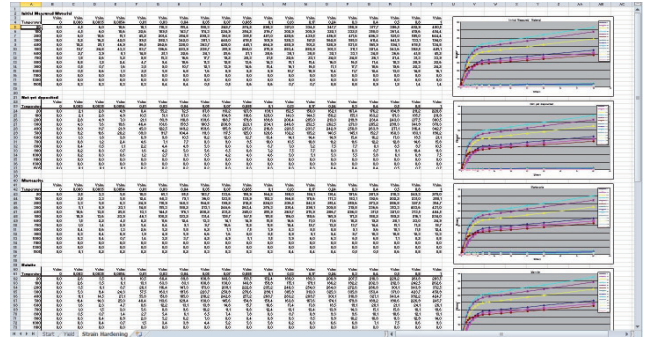


Ausgewählte WeldWare Daten

Darstellung der Streckgrenze



Darstellung der Verfestigung



Zusammenspiel von Strain Hardening Tool und Stress-Strain Calibration Manager

Möglichkeit Musterverlauf des SSCM in SHT zu erstellen

Erstellen von initial Yield im SHT

Erstellen von initial Strain Hardening
im SHT

Kopieren von Yield & Strain Hardening
aus SHT in Source Data Tabellen des
SSCM

Ermittlung und Aufbereitung von Werkstoffdaten für die numerische Schweißstruktursimulation

Teil 2: Phase Transformation Calibration Manager (PTCM)

Tobias Loose, **Alexander Rausch**,
Florian Hannemann, Arite Scharff

Dr.-Ing. Tobias Loose, Ingenieurbüro Tobias Loose, Wässingen (Lkr. Karlsruhe)
B.Eng. Alexander Rausch, ESI Engineering System International GmbH, München
cand.-Ing. Florian Hannemann, ESI Engineering System International GmbH, München
Dr.-Ing. Arite Scharff, SLV Mecklenburg-Vorpommern, Rostock

25. - 26. Oktober 2011, Weimar

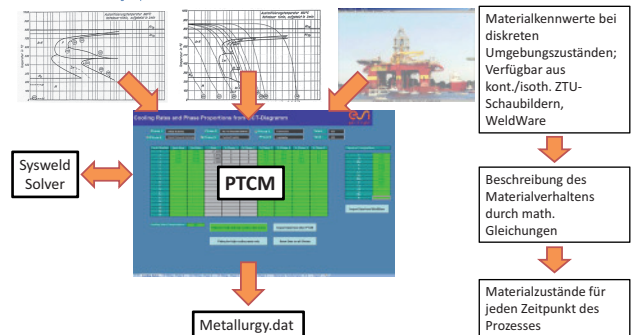
Haftungsausschluß

Whilst this presentation has been carefully written and subject to intensive review, it is the reader's responsibility to take all necessary steps to ensure that the assumptions and results from any finite element analysis which is made as a result of reading this document are correct. Neither the companies nor the authors can accept any liability for incorrect analysis.

Agenda

- Allgemeines Vorgehen
- Mathematische Beschreibung der Gefügeumwandlung
- Funktionalität PTCM
- Kalibrierung isothermes ZTU-Diagramm
- Kalibrierung kontinuierliches ZTU-Diagramm
- Kalibrierung Martensit-Umwandlung
- Export
- Ergebnisse

Allgemeines Vorgehen



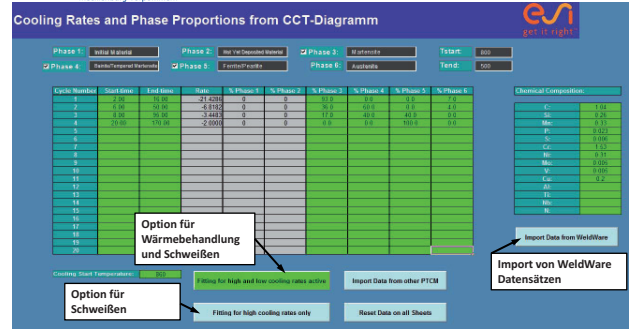
Mathematische Beschreibung der Gefügeumwandlung

Die mathematische Beschreibung der Phasenumwandlung geschieht über 3 Modelle:

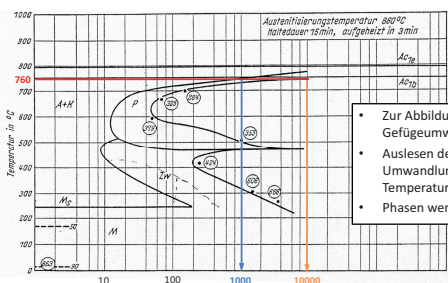
- Leblond: $\frac{dP(T)}{dt} = f(T) \cdot \frac{PEQ(T) - P(T)}{TAU(T)}$ nicht isotherme Umwandlungen
- Johnson-Mehl-Avrami: $P(t) = PEQ \cdot \left(1 - e^{-\left(\frac{t}{TAU}\right)^n}\right)$ isotherme Umwandlungen
- Koistinen-Marburger: $P(T) = 1 - \exp(-b \cdot (Ms - T))$ Martensit Umwandlungen

P Phasenanteil
PEQ Phasenanteil im Gleichgewicht
T Temperatur
t Zeit
T Aufheiz-/Abkühlrate
TAU Verzögerungsglied
Ms Martensit Starttemperatur
b Koistinen-Marburger Faktor

Funktionalität PTM

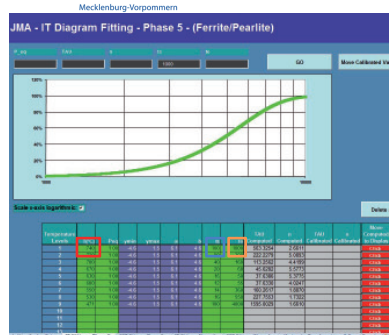


Isothermes Umwandlungsverhalten



- Zur Abbildung der diffusionsgesteuerten Gefügeumwandlung
- Auslesen der Start- und Endzeiten der Umwandlung bei diskreten Temperaturen
- Phasen werden getrennt betrachtet

Isothermes Umwandlungsverhalten



- Übertragen der ausgelesenen Werte in den PTM
- Automatische Berechnung der Parameter Tau und n
- Zusätzlich kann der zeitliche Verlauf der Gefügeumwandlung über ein Diagramm visualisiert werden

$$TAU = e^{\left(\frac{(a-b) \ln ts + b \ln te}{a}\right)}$$

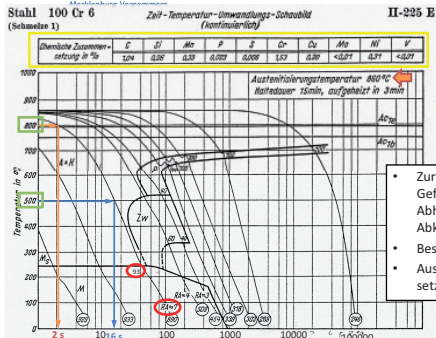
$$N = \frac{a}{\ln te - \ln ts}$$

$$v1 = \ln \left(\frac{PEq}{PEq - P} \right) \text{ mit } P=0.01$$

$$v2 = \ln \left(\frac{PEq}{PEq - P} \right) \text{ mit } P=0.99$$

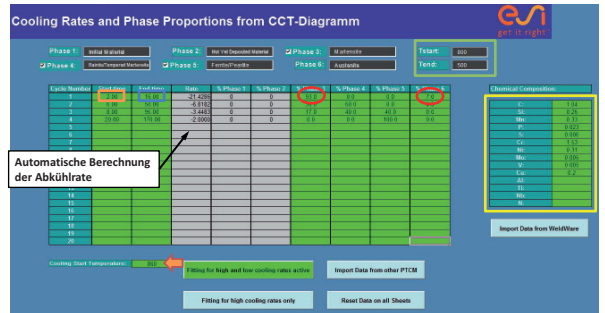
$$a = |v1| + |v2| \quad b = |v1|$$

Kontinuierliches Umwandlungsverhalten

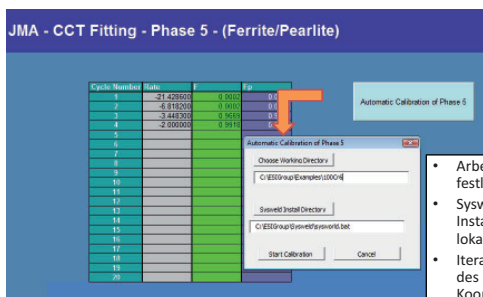


- Zur Abbildung der Gefügewandlung in Abhängigkeit der Abkühlgeschwindigkeit
- Bestimmung der t8/5 Zeit.
- Auslesen der Gefügezusammensetzung.

Kontinuierliches Umwandlungsverhalten

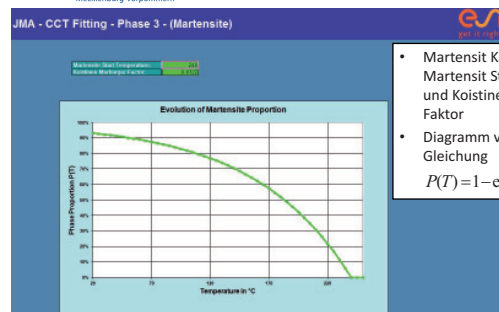


Automatisches Anpassen der Parameter



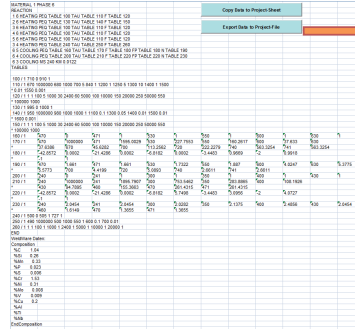
- Arbeitsverzeichnis festlegen
- Sysweld Installationsdatei lokalisieren
- Iterative Approximation des Phasenanteils in Kooperation mit dem Sysweld Solver

Martensit Kalibrierung



- Martensit Kalibrierung mittels Martensit Starttemperatur und Koistinen-Marburger Faktor
- Diagramm visualisiert die KM-Gleichung $P(T) = 1 - \exp(-b \cdot (Ms - T))$

Export



- 01_DISP_IT_PHASE_4.DAT
- 01_DISP_IT_PHASE_5.DAT
- 02_CALIBRATE_CCT_PHASE_4.DAT
- 02_CALIBRATE_CCT_PHASE_5.DAT
- 03_CALIBRATE_MS.DAT
- 04_DISPLAY_CCT_VELO.DAT
- METALLURGY.DAT

- Copy Data to Project File erzeugt alle benötigten Dateien
- Chemische Zusammensetzung wird nun ebenfalls in METALLURGY.DAT geschrieben
- Export Data to Project File erstellt die Dateien in das gewünschte Verzeichnis (Arbeitsverzeichnis wird vorgeschlagen)

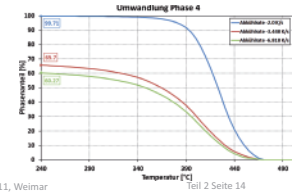
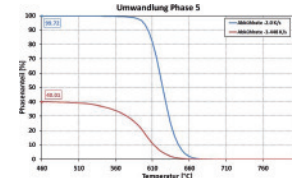
Ergebnisse Phasenanteile

- 02_CALIBRATE_CCT_PHASE_5.DAT
- 02_CALIBRATE_CCT_PHASE_4.DAT

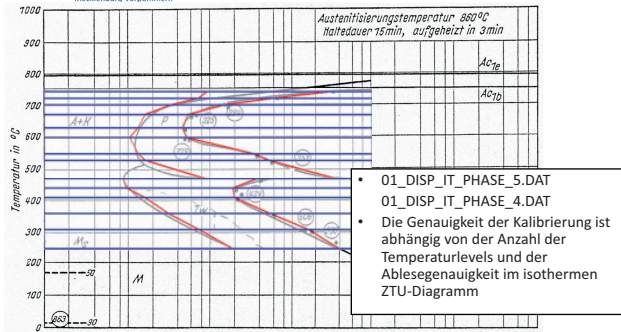
- Phasenanteile werden mit einer Genauigkeit von maximal 0.3 % Abweichung kalibriert.

Abkühlrate	% Phase 5	% Phase 4 ZTU	% Phase 4
-21.4 K/s	0.00	0.00	0.00
-6.8 K/s	0.00	60.00	60.00
-3.4 K/s	40.00	40.00	66.67
-2.0 K/s	100.00	0.00	100.00

$$\% \text{ Phase 4} = \frac{\% \text{ Phase 4 ZTU}}{(100 - \% \text{ Phase 5})} \times 100$$

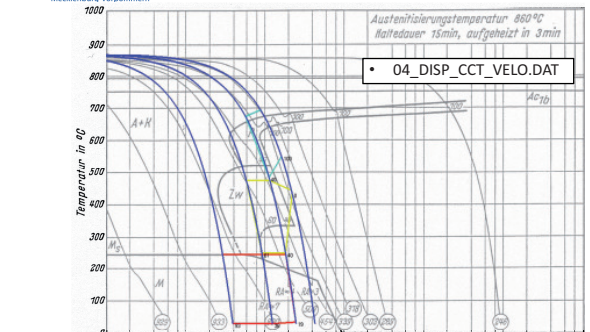


Ergebnisse isothermes Umwandlungsverhalten



- 01_DISP_IT_PHASE_5.DAT
- 01_DISP_IT_PHASE_4.DAT
- Die Genauigkeit der Kalibrierung ist abhängig von der Anzahl der Temperaturlevels und der Ablesegenauigkeit im isothermen ZTU-Diagramm

Ergebnisse kontinuierliches Umwandlungsverhalten



- 04_DISP_CCT_VELO.DAT

**Ermittlung und Aufbereitung von Werkstoffdaten
für die numerische Schweißstruktursimulation**

Teil 3: **WeldWare®
Materialdatenaufbereitung mit der
WWD-Schnittstelle am Beispiel des S275J0**

Tobias Loose, Alexander Rausch,
Florian Hannemann, Arite Scharff

Dr.-Ing. Tobias Loose, Ingenieurbüro Tobias Loose, Wässingen (Lkr. Karlsruhe)
B.Eng. Alexander Rausch, ESI Engineering System International GmbH, München
cand.-Ing. Florian Hannemann, ESI Engineering System International GmbH, München
Dr.-Ing. Arite Scharff, SLV Mecklenburg-Vorpommern, Rostock

25. - 26. Oktober 2011, Weimar

Haftungsausschluß

Whilst this presentation has been carefully written and subject to intensive review, it is the reader's responsibility to take all necessary steps to ensure that the assumptions and results from any finite element analysis which is made as a result of reading this document are correct. Neither the companies not the authors can accept any liability for incorrect analysis.



WeldWare®

25. - 26. Oktober 2011, Weimar

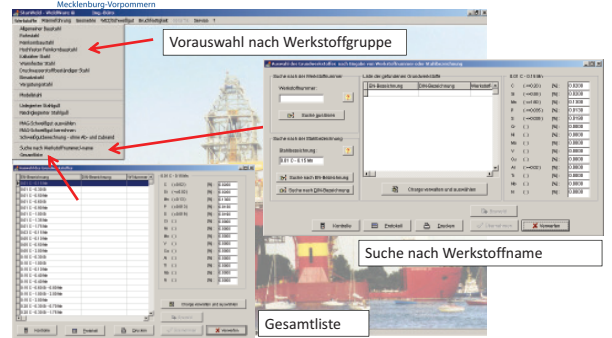
WeldWare dient...

- der Kalkulation der Wärmeführung vor Schweißbeginn an Stahl
- der Berechnung von Gefüge und mechanischen Kennwerten in der WEZ von Schweißnähten
- der Ermittlung notwendiger Vorwärmtemperaturen an realen Bauteilen

WeldWare nutzt...

- Chargenübergreifende Regressionsgleichungen
- Gemessene Schweiß-ZTU-Schaubilder aus eigenem Hause
- Zugehörige Materialdaten

Materialdaten auswählen

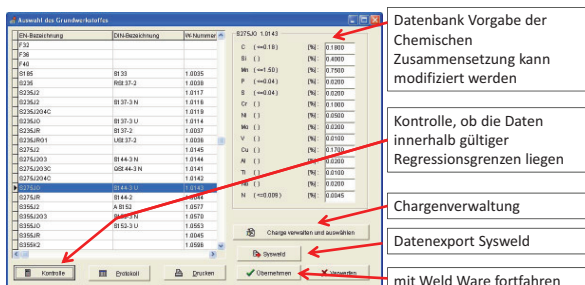


Vorauswahl nach Werkstoffgruppe

Suche nach Werkstoffname

Gesamtliste

Materialdaten auswählen



Datenbank Vorgabe der Chemischen Zusammensetzung kann modifiziert werden

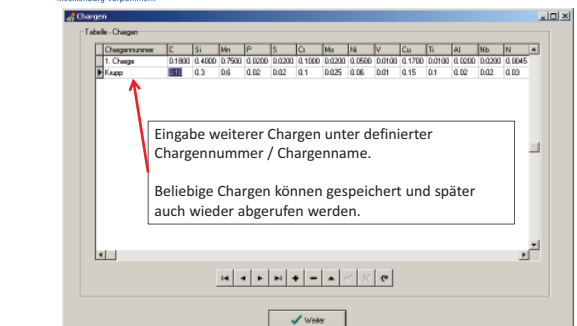
Kontrolle, ob die Daten innerhalb gültiger Regressionsgrenzen liegen

Chargenverwaltung

Datenexport Sysweld

mit Weld Ware fortfahren

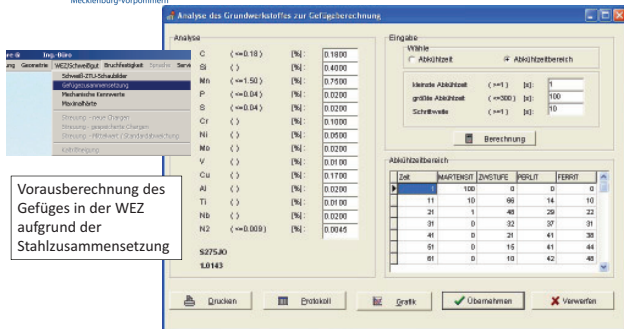
Chargenverwaltung



Eingabe weiterer Chargen unter definierter Chargennummer / Chargenname.

Beliebige Chargen können gespeichert und später auch wieder abgerufen werden.

Gefügezusammensetzung berechnen

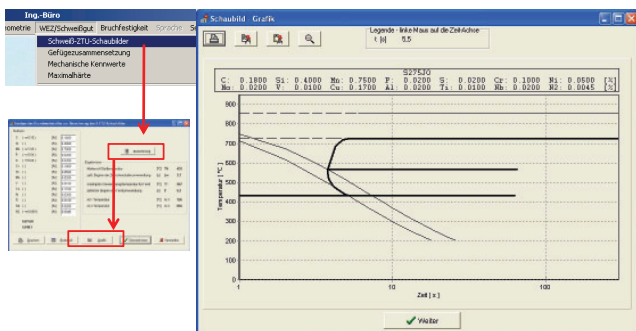


Vorausrechnung des Gefüges in der WEZ aufgrund der Stahlzusammensetzung

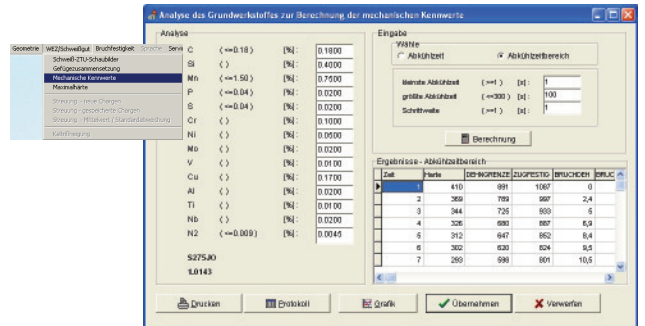
K30 Wert bestimmen



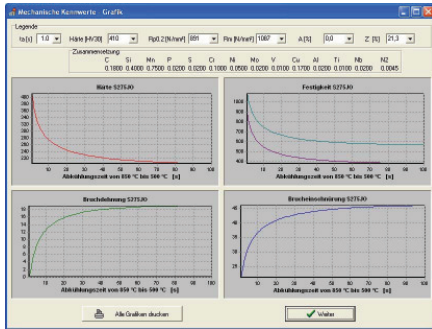
Anzeige des SZTU-Diagramms



Abschätzung der zu erwartenden mechanischen Kennwerte in der WEZ ...

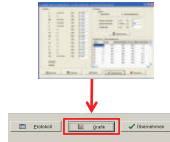


... dient der Vermeidung technologischer Kerben
im Vergleich zum ungeschweißten
Grundwerkstoff



SYSWELD
Forum 2011

25. - 26. Oktober 2011, Weimar



Teil 3 Seite 13

Schweißdaten abschätzen



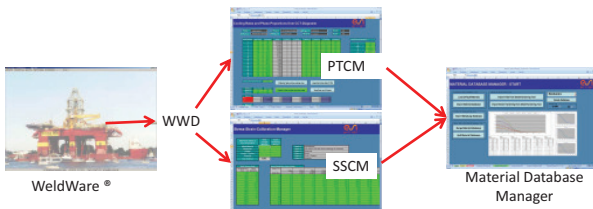
Schweißdaten,
die den K30-Wert
(7,1 s) sichern.

SYSWELD
Forum 2011

25. - 26. Oktober 2011, Weimar

Teil 3 Seite 14

Materialdatenaufbereitung mit der WWD-Schnittstelle am Beispiel des S275JO



25. - 26. Oktober 2011, Weimar

Datensatz in WeldWare auswählen und exportieren

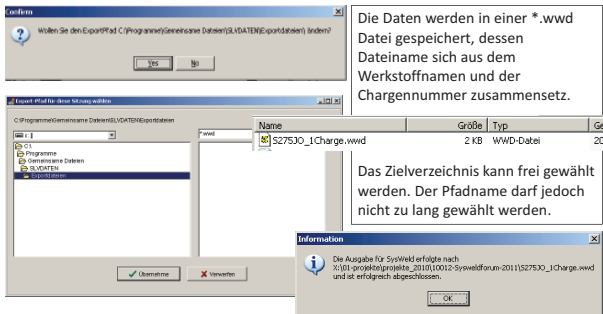
Meldet die „Kontrolle“ Werte außerhalb des Gültigkeitsbereiches muß die chemische Analyse
entsprechend angepaßt werden.

SYSWELD
Forum 2011

25. - 26. Oktober 2011, Weimar

Teil 3 Seite 16

Daten exportieren

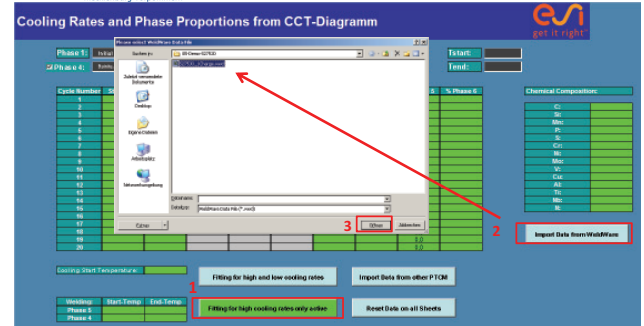


Die Daten werden in einer *.wwd Datei gespeichert, dessen Dateiname sich aus dem Werkstoffnamen und der Chargennummer zusammensetzt.

Das Zielverzeichnis kann frei gewählt werden. Der Pfadname darf jedoch nicht zu lang gewählt werden.

Die Ausgabe für SysWeld erfolgte nach:
X:\211-projekte\projekte_2010\0012-SysWeldforum-2011\S27530_1Charge.wwd
und ist erfolgreich abgeschlossen.

Gefügewandlung -- PTCM



Cooling Rates and Phase Proportions from CCT-Diagramm

Phase 1: [] Phase 2: [] Phase 3: [] Phase 4: [] Phase 5: [] Phase 6: []

Start: [] End: []

Import Data from other PTCM

Fitting for high and low cooling rates

Fitting for high cooling rates only active

Reset Data on all Sheets

Vordefinierte Phasenbelegung im PTCM

- Phase 1: Grundwerkstoff
- Phase 2: Zusatzmaterial
- Phase 3: Martensit
- Phase 4: Bainit = angelassener Martensit
- Phase 5: Ferrit / Perlit
- Phase 6: Austenit

Die Umwandlungsdefinition aller Phasen nach Austenit und die Umwandlung von Martensit zu angelassenem Martensit erfolgt vom PTCM automatisch.

Importierte Daten

Tstart:	850
Tend:	600

Start-Endzeit für die Bestimmung der Abkühlzeit

Cooling Start Temperature:	856	
Welding:	Start-Temp	End-Temp
Phase 5:	726	567
Phase 4:	567	432

Starttemperatur der Abkühlung = Ac3

Start- und End-Temperaturen der Umwandlungsbereiche Ferrit und Bainit

Martensite Start Temperature:	432
Koistinen Marburger Factor:	

Martensit Starttemperatur

Zu einigen WeldWare Datensätzen existieren nicht alle Start- oder End-Temperaturen. Diese müssen dann vom Anwender selbst ergänzt werden

Importierte Daten

Chemical Composition:	
C:	0.18
Si:	0.4
Mn:	0.75
P:	0.02
S:	0.02
Cr:	0.1
Ni:	0.05
Mo:	0.02
V:	0.01
Cu:	0.17
Al:	0.02
Ti:	0.01
Nb:	0.02
N:	0.0045

Die chemische Zusammensetzung wird mit übernommen, beim Export in der METALLURGY.DAT abgespeichert und vom Material Data Manager beim Import gelesen.

Damit bleibt der Materialdatensatz nachvollziehbar, insbesondere wenn es zu einem Werkstoff mehrere Chargen gibt.

Importierte Daten

Cycle Number	Start time	End time	Rate	% Phase 1	% Phase 2	% Phase 3	% Phase 4	% Phase 5	% Phase 6
1	0.00	1.00	-350.0000	0	0	99.8	0.2	0.0	0.0
2	0.00	2.00	-175.0000	0	0	84.8	4.8	0.4	0.0
3	0.00	3.00	-116.6667	0	0	82.7	15.0	1.3	0.0
4	0.00	4.00	-87.5000	0	0	67.5	29.5	3.0	0.0
5	0.00	5.00	-70.0000	0	0	53.0	41.7	5.3	0.0
6	0.00	7.50	-46.6667	0	0	27.1	69.5	12.4	0.0
7	0.00	10.00	-35.0000	0	0	13.6	65.8	20.6	0.0
8	0.00	12.00	-29.1667	0	0	8.0	65.0	27.0	0.0
9	0.00	15.00	-23.3333	0	0	3.7	60.2	36.1	0.0
10	0.00	20.00	-17.5000	0	0	1.2	49.8	49.0	0.0
11	0.00	30.00	-11.6667	0	0	0.2	32.7	67.1	0.0
12	0.00	40.00	-8.7500	0	0	0.0	21.9	78.1	0.0
13	0.00	50.00	-7.0000	0	0	0.0	15.1	84.9	0.0
14	0.00	75.00	-4.6667	0	0	0.0	6.7	93.3	0.0
15	0.00	100.00	-3.5000	0	0	0.0	3.4	96.6	0.0
16	0.00	125.00	-2.8000	0	0	0.0	1.8	98.2	0.0
17	0.00	150.00	-2.3333	0	0	0.0	1.1	98.9	0.0
18	0.00	200.00	-1.7500	0	0	0.0	0.4	99.6	0.0
19	0.00	300.00	-1.1667	0	0	0.0	0.1	99.9	0.0
20	0.00	1000.00	-0.3500	0	0	0.0	0.0	100.0	0.0

Für 20 ausgewählte Abkühlraten werden die Gefügeanteile für Martensit (3) Bainit (4) und Ferrit/Perlit (5) eigelesen.

Kalibrieren der Leblond - Parameter für Phase 4 und 5

1 CCT-Fitting – Phase 5 im Tabellenreiter wählen

2 Kalibrierung Starten

Arbeitsverzeichnis und Pfad zum Sysweld Solver angeben

3 Automatic Calibration of Phase 5

rot: Kalibrierung läuft, grün: auskalibrierte Werte

Cycle Number	Rate	F	Fp
1	-350.000000	0.0000	0.8900
2	-175.000000	0.0044	0.8964
3	-116.666702	0.0137	0.9037
4	-87.500000	0.0228	0.9128
5	-70.000000	0.0239	0.9239
6	-46.666698	0.0427	0.9483
7	-35.000000	0.0507	0.9507
8	-29.166700	0.0576	0.9576
9	-23.333300	0.0656	0.9656
10	-17.500000	0.0740	0.9740
11	-11.666700	0.0814	0.9814
12	-8.750000	0.0835	0.9835
13	-7.000000	0.0829	0.9829
14	-4.666700	0.0793	0.9793
15	-3.500000	0.0737	0.9737
16	-2.800000	0.0668	0.9668
17	-2.333300	0.0634	0.9634
18	-1.750000	0.0583	0.9583
19	-1.166700	0.0412	0.9412
20	-0.350000	0.0130	0.9130

Kalibrieren der Leblond - Parameter für Phase 4 und 5

CCT-Fitting – Phase 4 im Tabellenreiter wählen und Kalibrierung starten

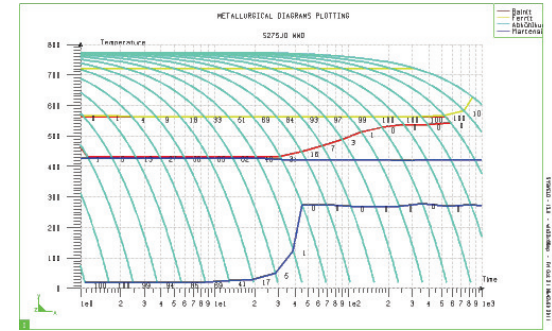
Automatic Calibration of Phase 4

Auskalibrierte Werte Phase 5

Auskalibrierte Werte Phase 4

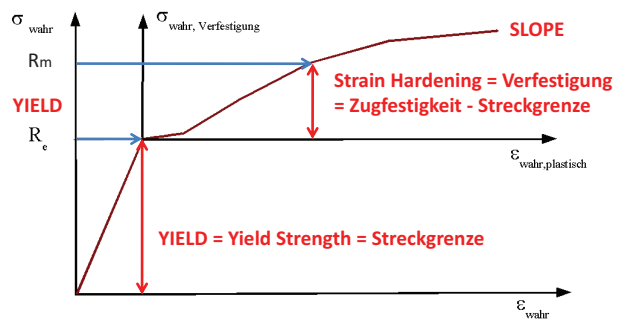
Cycle Number	Rate	F	Fp
1	-350.00	0.0000	0.8900
2	-175.00	0.0005	0.8905
3	-116.67	0.0008	0.8908
4	-87.50	0.0010	0.8910
5	-70.00	0.0010	0.8910
6	-46.67	0.0010	0.8910
7	-35.00	0.0010	0.8910
8	-29.17	0.0010	0.8910
9	-23.33	0.0010	0.8910
10	-17.50	0.0010	0.8910
11	-11.67	0.0010	0.8910
12	-8.75	0.0010	0.8910
13	-7.00	0.0010	0.8910
14	-4.67	0.0010	0.8910
15	-3.50	0.0010	0.8910
16	-2.80	0.0010	0.8910
17	-2.33	0.0010	0.8910
18	-1.75	0.0010	0.8910
19	-1.17	0.0010	0.8910
20	-0.35	0.0010	0.8910

SZTU-Diagramm in Sysweld darstellen



SYSWELD Forum 2011 25. - 26. Oktober 2011, Weimar Teil 3 Seite 29

Anpassen der mechanischen Kennwerte mit dem SSCM



SYSWELD Forum 2011 25. - 26. Oktober 2011, Weimar Teil 3 Seite 30

WeldWare Daten laden

Stress-Strain-Calibration-Manager

Import WeldWare Data Delete WeldWare Data Calibrate Yield and Strain Hardening

05-Demo-S275J0
S275J0_1Charge.wwd

Warning! Implausible Data:

The minimum value for Yield Strength should be at the cooling time of 1000 seconds. In the imported Dataset it is at the time of 150 seconds with:
90.91% Ferrite/Pearlite
1.08% Bainite
0% Martensite

Please check the imported values and correct them if necessary.

Beim Import der Daten erfolgt eine Plausibilitätskontrolle. Es wird gefordert, daß bei Abkühlzeit von 1 s der Ferritanteil > 90 % ist von 1000 s der Ferritanteil > 90 % ist die minimale Streckgrenze bei einer Abkühlzeit von 1000 s liegt.

Werden die Bedingungen verletzt erfolgt eine Warnung und der Anwender wird aufgefordert die Daten zu kontrollieren und ggf. zu berichtigen.

HIER: Streckgrenze Ferrit/Perlit prüfen

SYSWELD Forum 2011 25. - 26. Oktober 2011, Weimar Teil 3 Seite 31

Importierte Daten

Name of Material		S275J0		Charge		1.0	
Nr	ta [s]	Yield Strength [N/mm²]	Strain Hardening [N/mm²]	%Martensite	%Bainite	%Ferrite / Pearlite	
1	1	891	196	99.75	0.15	0.07	
2	2	789	208	94.83	4.75	0.42	
3	3	725	208	92.68	15.98	1.34	
4	4	680	207	67.51	29.46	3.03	
5	5	647	205	53.04	41.71	5.25	
6	6	598	201	27.07	66.5	12.43	
7	10	551	199	13.61	65.85	20.53	
8	12	529	198	7.97	65.01	27.01	
9	15	503	196	3.71	63.11	36.15	
10	20	474	194	1.15	49.81	49.04	
11	30	438	192	0.15	32.74	67.11	
12	40	418	190	0.03	21.91	78.02	
13	50	405	190	0.01	15.12	84.88	
14	75	388	189	0	6.7	93.3	
15	100	380	190	0	3.37	96.63	
16	125	377	190	0	1.88	98.15	
17	150	377	191	0	1.08	99.81	
18	200	380	192	0	0.43	99.57	
19	300	391	195	0	0.1	99.9	
20	1000	473	211	0	0	100	

Materialname, Chemische Zusammensetzung, Abkühlrate, Streckgrenze, Zugfestigkeit und Gefügeanteile werden zur Information angezeigt.

SYSWELD Forum 2011 25. - 26. Oktober 2011, Weimar Teil 3 Seite 32

Importierte Daten

Nr	ta [s]	Yield Strength [N/mm²]	Strain Hardening [N/mm²]	%Martensite	%Bainite	%Ferrite / Pearlite
1	1	891	196	99.75	0.19	0.07
3	10	890	196	99.75	0.19	0.07
7	10	551	199	13.61	65.85	20.55
16	125	377	190	0	1.85	98.15
20	1000	473	211	0	0	100

Aus den Abkühlraten übernommene Werte für Zugfestigkeit und Verfestigung

Werte für Ferrit / Perlit berichtigen und Werte für Initial Material ergänzen. (hier dieselben wie für Ferrit / Perlit)

Measured Values at room temperature	Yield Strength [N/mm²]	Strain Hardening [N/mm²]
Initial Material		
Martensite	891	196
Bainite	551	199
Ferrite / Pearlite	473	211
Austenite		
True Strain at:	0.13	

Measured Values at room temperature	Yield Strength [N/mm²]	Strain Hardening [N/mm²]
Initial Material	377	190
Martensite	891	196
Bainite	551	199
Ferrite / Pearlite	377	190
Austenite		
True Strain at:	0.13	

Basisfunktionen Start der Kalibrierung

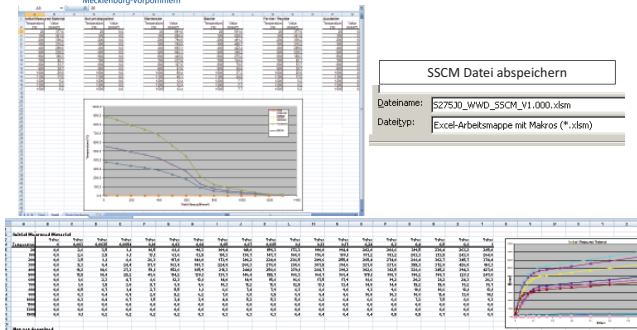
Yield Source-Data	Strain Hardening Source-Data	True Strain at:
Temperature [°C]	Temp [°C]	0.13
Value [N/mm²]	Value	0.085
20	0	0.1
100	0	0.17
200	0	0.24
300	0	0.3
400	0	0.4
500	0	0.5
600	0	
700	0	
800	0	
900	0	
1000	0	
1100	0	
1200	0	
1300	0	
1500	0	

Der Wert „True Strain at“ gibt die wahre plastische Dehnung an, bei der die Zugfestigkeit erreicht wird.

Basisfunktion im Beispiel sind die Werte der Spannung-Dehnungsbeziehung aus Warmzugversuchen, die von Wichers am S355J2 durchgeführt wurden.

Import WeldWare Data Delete WeldWare Data Calibrate Yield and Strain Hardening

Ergebnis der Kalibrierung, Speichern!



Sysweld Materialdatensatz mit dem MDM erstellen

Import Material Database

Suchen in: 05-Demo-S27530
S355J2_WWD_TLO.mst

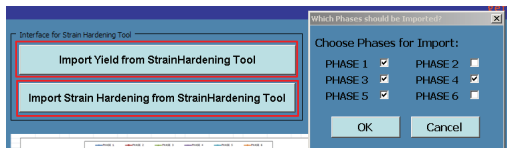
Vorhandenen Materialdatensatz eines Ähnlichen Werkstoffs Importieren

Import Metallurgy Database

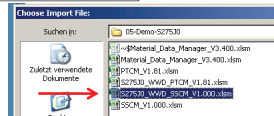
Suchen in: 05-Demo-S27530
Zuletzt verwendete Dokumente
01_DISP_CCT.DAT
02_CALIBRATE_CCT_PHASE_4.DAT
02_CALIBRATE_CCT_PHASE_5.DAT
03_CALIBRATE_MS.DAT
S275_WWD_METALLURGY.DAT
SYSTEMS.DAT

Metallurgy Datei des S275 laden = Export File aus SSCM

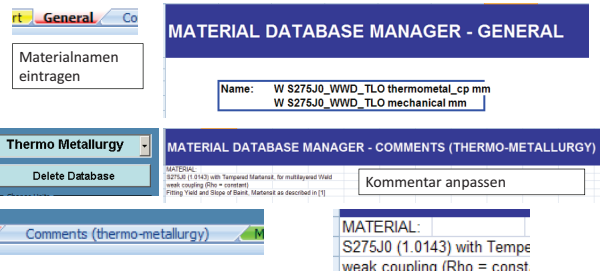
Sysweld Materialdatensatz mit dem MDM erstellen



Yield und Strain Hardening Daten aus dem SSCM importieren, dabei die Phasen 1, 3, 4 und 5 anwählen. Phase 6 (Austenit) und Phase 2 (Zusatzwerkstoff) bleiben ohne Modifikation

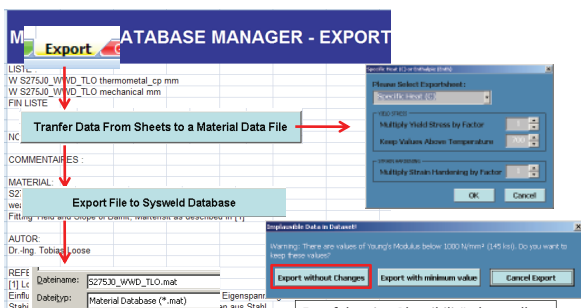


Sysweld Materialdatensatz mit dem MDM erstellen



! Materialdaten kontrollieren!

Export in *.mat Datei



Es erfolgt eine Plausibilitätskontrolle, Hier mit Export without Changes weitergehen

Verwendung des neuen Materialdatensatzes beispielsweise in Visual Weld

