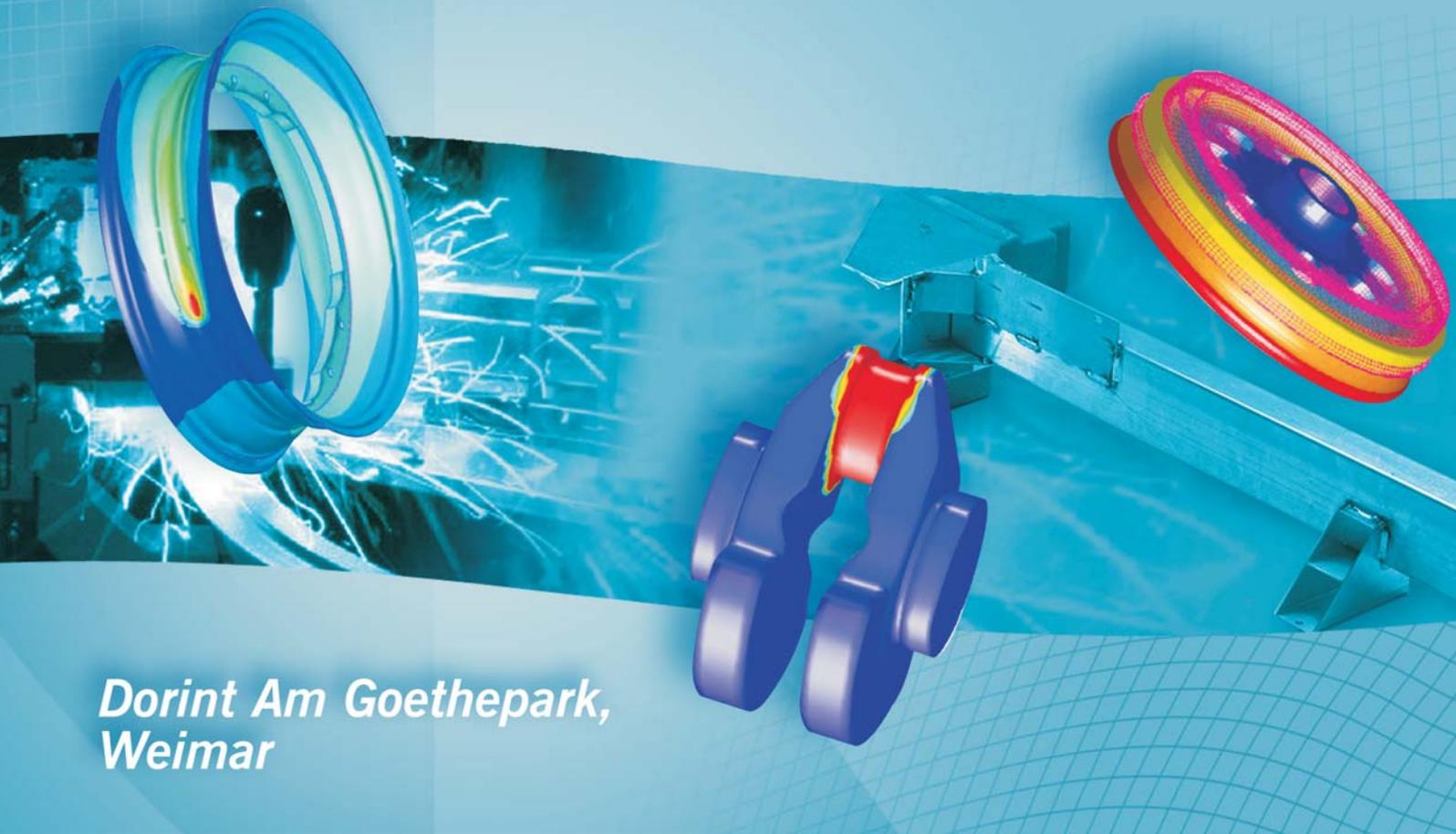


Tagungsband

SYSWELD

Forum 2009



*Dorint Am Goethepark,
Weimar*

22.-23. Oktober 2009

ESI Group

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

**Ingenieurbüro
Tobias Loose GbR**

SYSWELD Forum 2009

**22.-23. Oktober 2009
Weimar**

Tagungsband

Inhaltsverzeichnis

	Seite
Viscoplastic Behavior of Steels during Welding Y. Vincent (ESI Group)	7
Zur Wahl des Verfestigungsmodells bei der Berechnung von Schweißspannungen J. Sakkiittibutra, F. Vollertsen (BIAS GmbH), T. Loose (Ing.Büro Loose GbR), H. Wohlfahrt (TU Braunschweig – IFS)	21
Automatisiertes rechnergestütztes Richten für Schiff- und Waggonbau P. Seyffahrt, O. Machnenko (IMG mbH)	34
Simulation des Schweißens und Verzuges im Schiffsbau S. Gazdag, T. Rieger, U. Prah, W. Bleck (RWTH Aachen – IEHK)	49
Reduzierung von Rechenzeiten in Mechanikberechnungen unter Berücksichtigung von instationären und quasi-stationären Temperaturfeldern beim Schweißen M. Brand, M. Luke, J. Hohe (Fraunhofer IWM)	54
Experimentelle und numerische Analyse des Geometrieinflusses auf den Schweißspannungszustand C. Heinze, C. Schwenk, M. Rethmeier (Bundesanstalt für Materialforschung und –prüfung)	62
Integrative Berechnung von Verzug und Eigenspannungen auf Basis realer Schweißparameter U. Reisinger, M. Schleser, O. Mokrov, E. Ahmed, A. Schmidt, E. Rossiter (RWTH Aachen – ISF)	75
Verzugsberechnungen an einer lichtbogengeschweißten komplexen Trägerstruktur aus dem Schienenfahrzeugbau M. Urner, M. Vogt, K. Dilger (TU Braunschweig – IFS)	84
Hybride Berechnungsansätze zur Prognostizierung und Minimierung des Verzugs komplexer Schweißkonstruktionen C. Stapelfeld, N. Doynov, V. Michailov (BTU Cottbus – LFT)	91
Simulation der Prozesskette Tiefziehen - Schweißen zur Ermittlung von Verzug und Eigenspannung A. Lechner, H. Cramer (SLV München)	106

	Seite
Schweißen und Schneiden von Glas mittels Laserstrahl – Potenzial der numerischen Simulation J. Hildebrand, M. Göbel, B. Wittor, F. Werner (Bauhaus Universität Weimar – IKI)	115
Schweißsimulation des Rotations- und Orbitalreibschweißens von unlegierten Stählen F. Trommer (Daimler AG), T. Loose (Ing.Büro Loose GbR), I. Martinek (Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg – IWF), H. Goldau (Hochschule Magdeburg-Stendal)	130
Modification of Coupling Parameters for a more accurate numerically coupled Simulation of the Resistance Spot Welding Process W. Ernst (voestalpine Stahl GmbH), M. Galler, R. Vallant, N. Enzinger (TU Graz – IWS)	143
Einsatz der Schweißsimulation zur Verbesserung der Tragfähigkeitsberechnungen komplexer Stahlleichtbaustrukturen M. Workowski, M. Vogt, K. Dilger (TU Braunschweig – IFS)	157
Zur effizienten Einbindung der Schweißsimulation in die Produktionsplanung und die Produktentwicklung D. Tikhomirov, L. Schmidt, G. Eßer (INPRO mbH)	164
Automatische Anpassung des Wärmeeintrags zur vereinfachten Temperaturfeldberechnung M. Brand, M. Luke (Fraunhofer IWM)	172
Entstehung und Ermittlung des Eigenspannungszustandes von Kaltwalzen M. Wildau (IBW Ingenieurbüro), K. Steinhoff (Steinhoff GmbH)	178
Simulation des Einflusses von Seigerungen auf den Wärmebehandlungsverzug von Wellen aus 20MnCr5 M. Hunkel (IWT Bremen)	191
Einfluss der Wärmequellenmodellierung auf die Simulation der Einhärtetiefe und der Bauteilverzüge beim Schleifhärteprozess T. Föckerer, M. Zäh (TU München - IWB), C. Heinzl, E. Brinksmeier, J.W. Huntemann (IWT Bremen)	205
WeldWare® - Schweißtechnisches Knowhow aus dem Computer A. Scharff (SLV Mecklenburg-Vorpommern GmbH)	221
Troughout Simulation of Manufacturing of Longitudinally Welded Steel Pipe with SYSWELD T. Reichel, V. Pavlyk (Eisenbau Krämer GmbH), T. Loose (Ing.Büro Loose GbR)	237

	Seite
AixViPMaP® – Entwicklung einer virtuellen Plattform für das Processing von Werkstoffen	254
U. Prahl, G.J. Schmitz, W. Bleck (RWTH Aachen - IEHK)	
„Mechanisches Vorspannen“ – Eine Möglichkeit zur Modifikation schweißinduzierter Verzüge und Eigenspannungen	266
D. Schnubel, M. Koçak, P. Staron (GKSS-Forschungszentrum Geesthacht GmbH)	
Sensitivität des Bauteilverzugs beim Schweißen in Abhängigkeit verschiedener Einspannbedingungen	274
M. Zäh, S. Lutzmann, A. Schober, S. Schulz (TU München - IWB)	
Kurzbiographien	285

Viscoplastic Behavior of Steels during Welding

Yannick Vincent

*ESI Group, 70, rue Robert, F-69458 Lyon cedex 06
E-Mail: yannick.vincent@esi-group.com*

Abstract

In most numerical simulations of welding, viscoplastic phenomena are neglected, because of shortness of the process. The aim of this paper is to accurately assess the effect of such phenomena upon predicted residual stresses and distortions, through comparison of simulations using both elastic-plastic and elastic-viscoplastic constitutive laws, and experiments. These experiments are performed on a mockup developed at INSA Lyon and especially designed for the study of the material behavior in the heat affected zone of a welded component; this mockup is sufficiently simple to allow for cheap 2D axisymmetric simulations, but nevertheless complex enough to represent a real welded structure, albeit in a schematic way. It is found that incorporation of viscous effects into the description of the material behavior has a marginal influence upon predicted residual stresses but a significant one upon predicted residual distortions, which agree much better with measured ones when viscous effects are accounted for.

1 Introduction

Welding of steel structures involves complex interactions between thermal, metallurgical and mechanical phenomena leading to residual stresses and distortions, which play a major role during subsequent service of these structures. Control of welding residual stresses, in particular, is of major interest in the nuclear industry. However, residual distortions are also of interest, in particular in the automotive industry. Such considerations have motivated important research programs in France on numerical simulations of welding, bringing together industrial partners (FRAMATOME ANP, Electricité de France, ESI GROUP) and the nuclear safety administration (Direction de la Sûreté des Installations Nucléaires). The essential aim of these programs is to improve the assessment of safety margins in simplified, conservative analyses of the welding processes involved in the manufacturing of nuclear components. It is clear, however, that their results can be useful for other industries. The work described here was performed within the context of these programs.

The reason why viscoplastic effects are disregarded in most welding simulations is that the duration of welding processes is quite short, so that it is generally thought to be insufficient for significant creep to occur. The aim of this paper is precisely to accurately assess the influence of such a simplification upon predicted residual stresses and distortions. This cannot be inferred from previous results available in the literature, because even when viscous effects were incorporated in some simulation, no comparison was made with some "reference" simulation disregarding them. Such a comparison between simulations using elastic-plastic and elastic-viscoplastic constitutive laws will be performed here; "reference" experimental results will also be presented and compared to those of the simulations.

In Section 2, we describe an experimental mockup developed at INSA Lyon and especially dedicated to the analysis of metallurgical and mechanical phenomena during welding. The geometry and the loading are chosen so as to maximize the influence of the material behavior in the heat affected zone (HAZ) (where viscous effects can take place) upon the overall response. The axisymmetric geometry is simple enough to allow for cheap simulations while remaining sufficiently complex to schematically represent an actual welded component. Quantities measured include temperature, proportions of metallurgical phases, displacements, and residual stresses and strains.

Numerical simulations with the SYSWELD Software incorporating viscous effects are then presented in Section 3. Incorporation of such effects is found to have a minor influence on predicted stresses, but a significant one on residual distortions, which are much better predicted, as compared to experiments, when viscous effects are accounted for.

2 Experimental mockup

2.1 Brief sketch

Since our aim is not to simulate some specific welding process, but to assess the influence of viscous effects in general during welding, it is preferable not to consider an actual welded structure, but a model geometry subjected to some simple, carefully controlled thermal loading. This will allow not only to simplify the numerical simulations but also, by avoiding fusion of the material, to eliminate poorly known phenomena such as convection in the molten pool, which are inevitably present in actual welding processes but would hamper here “neat” comparison of experimental and numerical results and clear assessment of the influence of viscous effects.

An experimental mockup was thus developed at INSA Lyon in order to simulate a real welding operation in a simple, but not over-simplified way (which means that this mockup must not be a homogeneous specimen but a real, albeit simple structure). The geometry adopted is a circular disk, so as to allow for simple finite element simulations with an axisymmetric option, with a modest radius, so as to maximize the influence of the metallurgical and mechanical phenomena occurring in the HAZ upon the overall response. The heat input is controlled during all imposed thermal cycles in such a way that fusion does not occur. The material employed is the low alloy C-Mn steel used in French nuclear pressure vessels (16MND5 in the French AFNOR norm; see chemical composition in Tab. 1).

Table 1: Chemical composition of 16MND5 steel (French standard)

	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Al	Sn	S	P	N
Min	0.196	0.22	1.51	0.63	0.19	0.51	0.021	< 20 ppm	< 0.002	< 0.002	< 0.004
Max	0.212	0.23	1.58	0.65	0.20	0.53	0.024				

2.2 Experimental details

The original experimental procedure developed, named “INZAT Program”, is schematically depicted in Fig. 1. The disk, with radius 160 mm and thickness 5 mm, lies on 3 radial alumina bars oriented at 0°, 120° and 240°. Illumination by a CO₂ laser provides an axisymmetric heat source around the center of the upper face. The heat input is chosen in such a way that the central part of the disk reaches an austenitic state during heating without melting : the maximum temperatures reached at the center of the upper and lower faces are 955 and 915°C respectively. Also, the thickness of the disk has been chosen sufficiently small for the

through-the-thickness temperature gradient to be moderate, so as to generate essentially planar (radial and tangential) residual stresses, but not too small in order for the axial (out-of-plane) displacement to be nevertheless observable.

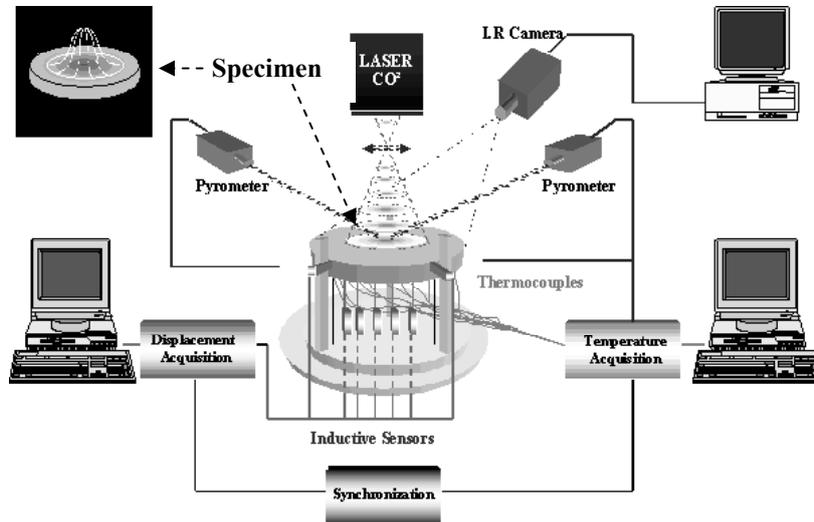


Figure 1: Sketch of the experimental device

Two types of measurements are performed continuously during the whole experiment. Temperatures are recorded using 40 thermocouples welded along a diameter on the lower face. These measurements allow for the determination, using an inverse method, of the a priori unknown thermal boundary conditions, which are needed for the numerical simulations; these conditions include the heat input distribution and the radiative and convective heat transfer coefficients governing losses. Also, measurements of axial displacements are performed using 10 inductive sensors located at different points on the lower face of the disk.

After complete cooling of the disk, 4 types of measurements are made. First, residual stresses measurements are performed using X-ray diffraction. Second, the final deformed shape of the disk is recorded through measurement of the axial displacement along a diameter on both faces of the disk. Third, strain measurements are also carried out on the upper face using the numerical image correlation method [Mguil-Touchal, Morestin, Brunet, 1996]; these measurements are performed on the whole face in order to check for axisymmetry. Finally, a micrographic analysis coupled with micro- and macro-hardness measurements is performed in order to determine the metallurgical structure of an entire section of the disk. The experimental error on measured stresses is not known accurately, but is thought to be at least of the order of 50 MPa at room temperature.

3 Comparison of experiments and elastic-plastic and elastic-viscoplastic analyses

3.1 Thermal, metallurgical and mechanical models used in the simulations rief sketch

3.1.1 Generalities

Thermal properties are phase dependent, and metallurgical transformations involve latent heats; conversely, transformations of course depend on temperature. Thus the thermal and metallurgical calculations with SYSWELD are fully coupled and performed simultaneously, although they are presented separately here for clarity. On the other hand, heating arising from

(visco)plastic dissipation, and influence of stresses and plastic strain on transformation kinetics are disregarded. Thus the thermo-metallurgical calculation is independent of the mechanical one, so they can be performed one after another, the results of the first being used in the second as input data.

3.1.2 Heat transfer

The heat conduction equation is solved using an enthalpic formulation [Bergheau, Leblond, 1991] especially fit for optimal numerical treatment of latent heat effects. The data required are the specific heats of individual phases and the various transformation latent heats. These quantities are deduced, as functions of temperature (including the transition of the specific heat at the Curie temperature), from some measurement of the “overall” specific heat (which incorporates all phenomena in a global way) of a small specimen performed at a heating rate of 20°C/s, close to the actual one in the disk. The results of this measurement are displayed in the left part of Fig. 2.

It must be emphasized that the measurement of the “overall” specific heat is not used as a direct input for some classical thermal calculation, but, once again, to determine the specific heats of individual phases and transformation latent heats required for an enthalpic formulation coupled with some metallurgical calculation. Thus the simulation fully accounts for the different transformation kinetics during heating and cooling, which means that the “overall” specific heat in the calculation does take different values during heating and cooling, as desired, even though the data used are deduced from a single experiment performed during heating. Thermal diffusivity has also been measured, using the flash method at low temperatures and the “periodic” method [Mguil-Touchal, Morestin, Brunet, 1996] at higher ones. The results of this measurement are displayed in the right part of Fig. 2. Thermal conductivity is then obtained as the product of specific heat and thermal diffusivity.

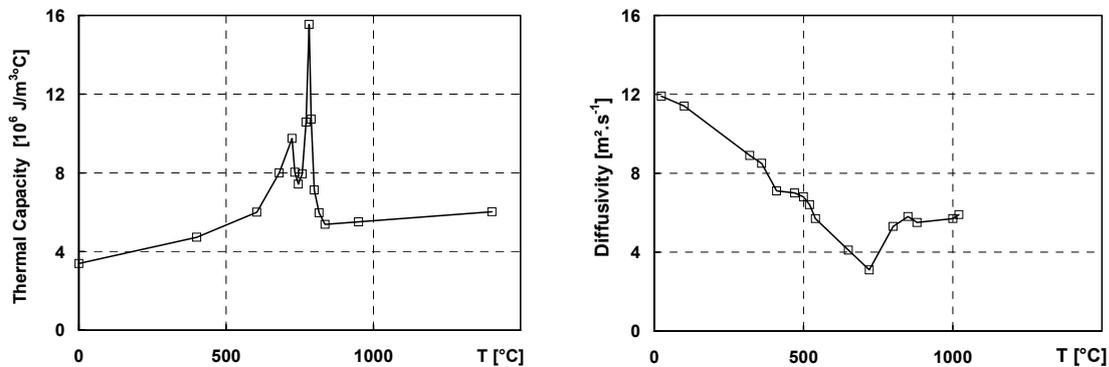


Figure 2: Measured thermal properties

These values are also used for the determination of the heat flux density absorbed by the upper face of the disk through an inverse method. The distribution of this density is given in Fig. 3. Also, the following values have been found for the convective and radiative heat transfer coefficients:

$$H_c = 15 \text{ W}/(\text{m}^2\text{°C}) \tag{1}$$

$$H_r(T) = \varepsilon\sigma(T^2 + T_\infty^2)(T + T_\infty) \tag{2}$$

with Stefan’s constant $\sigma = 5.67 \cdot 10^{-8} \text{ W}/(\text{m}^2\text{K}^4)$ and thermal emissivity $\varepsilon = 0.75$.

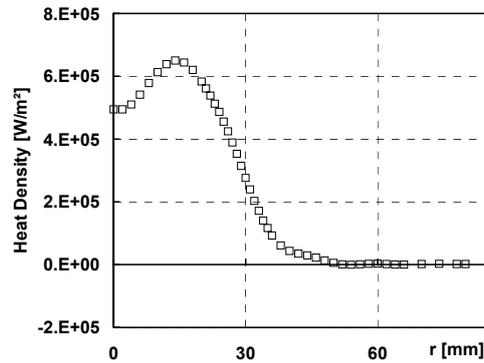


Figure 3: Heat flux distribution

3.1.3 Metallurgy

For diffusional transformations, the phenomenological kinetic model proposed by Leblond and Devaux [Leblond, Devaux, 1984] is used. This model involves simple first-order evolution equations for the volume fractions of the phases, the parameters of which are determined using free dilatometry tests performed with austenitization conditions close to those encountered in the disk experiment [Cavallo, 1998]. The temperatures corresponding to the beginning and end of the austenitic transformation are 705 and 805°C respectively, and that corresponding to the beginning of the bainitic transformation, 565°C. The same model is used to reproduce tempering effects occurring near the HAZ, which are represented through some fictitious transformation from some as-quenched structure to some completely tempered one.

As for the martensitic transformation, the volume fraction of martensite is assumed to be given as a function of temperature by Koistinen-Marburger's famous formula [Koistinen, Marburg, 1959]:

$$z(T) = 1 - \exp(-k(M_s - T)) \quad (3)$$

with, for the material considered, $k = 2.47 \cdot 10^{-2} \text{°C}^{-1}$ and starting temperature for the martensitic transformation $M_s = 365 \text{°C}$.

3.1.4 Mechanics

As already mentioned, two calculations are performed, using the elastic-plastic and elastic-viscoplastic models. When viscous effects are accounted for, they are introduced at all temperatures, including those corresponding to metallurgical transformations. Transformation plasticity during the ferritic, bainitic and martensitic transformations is duly accounted for using the classical model of Leblond and coworkers [Leblond, 1989], [Leblond, Devaux, 1989], based on the seminal work of Greenwood and Johnson [Greenwood, Johnson, 1965] and considering only the mechanism proposed by these authors to explain transformation plasticity. (The other mechanism [Magee, 1966] known to also be partly responsible for this phenomenon, during the martensitic transformation of certain steels, was experimentally shown by Desalos [Dealos, 1981] to be negligible in the specific material considered here, and this was later confirmed by Cavallo [Cavallo, 1998], Coret [Coret, 2001] and Taleb and Grostabusiat [Taleb, Grostabusiat, 1998]. Viscous effects are introduced in this model in an elementary, approximate way by simply allowing the yield stress of austenite to depend on strain rate in this phase [Vincent, 2002], [Vincent, Bergheau, Leblond, Jullien, 2003]. Both calculations without and with viscous effects make the assumption that hardening is of isotropic type and completely erased by all

transformations (that is, the initial hardening of the newly formed phase is assumed to be zero). All calculations are performed with a large displacement, large strain option based on an updated Lagrangian formulation.

Since the main point in this paper is to show that viscoplastic calculations yield better results than plastic ones, as compared to experiments, it is essential to give details about the mechanical data used in both viscoplastic and plastic simulations. In the plastic calculation, the yield stresses and hardening curves of individual phases used are taken from the experimental work of Dupas and Waeckel [Dupas, Waeckel, 1994]. These authors measured these parameters as functions of temperature, for some relatively low strain rate roughly corresponding to that during the cooling period of the disk experiment. Thus, during the cooling stage of the calculation, the difference between the stress-strain curves used, taken from Dupas and Waeckel [Dupas, Waeckel, 1994], and the “real” ones is small, of the order of 10 MPa. However, in the disk experiment, as in all welding processes, the strain rate is considerably higher during heating than during cooling, and therefore the yield stresses are also higher. Thus, during the heating stage of the calculation, the difference between the stress-strain curves used, corresponding to some low strain rate, and the “real” ones which ought to be used is larger, of the order of 50 MPa.

Of course, it would have been possible to use, in the plastic calculation, yield stresses and hardening curves corresponding to measurements performed at higher strain rates. But then these parameters would have been incorrect during cooling instead of heating. The point here is that owing to the important difference between values of the strain rate during heating and cooling, it is impossible, in purely plastic calculations disregarding the influence of strain rate, to use stress-strain curves “well fit” for both the heating and cooling periods. This is possible only in viscoplastic calculations accounting for this influence, and this is thought to be the basic reason why such calculations yield better results, as will be seen below.

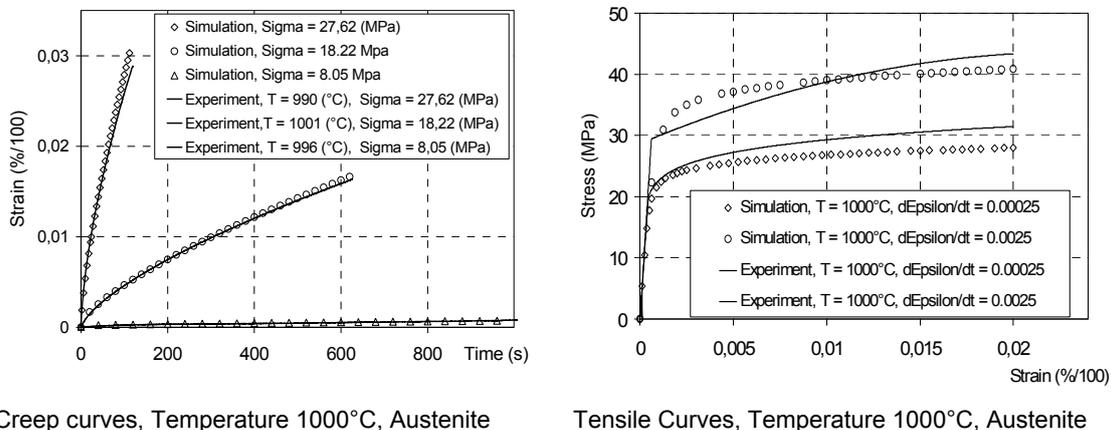


Figure 4: Experimental and computed creep and tensile tests

With regard to the viscoplastic calculation, the mechanical parameters required have been determined from uniaxial creep tests performed at INSA Lyon with a dilatometric device allowing for simultaneous thermal and mechanical measurements [Vincent, 2002], [Vincent, Bergheau, Leblond, Jullien, 2003]. These parameters have been measured between 400 and 700°C for bainite and martensite and between 700 and 1100°C for austenite. For example, the left part of Fig. 4 gives a comparison between experimental and computed creep curves at 1000°C. For lower and higher temperatures, extrapolations are used. The validity of these measurements and extrapolations has been assessed by performing independent simple

tension tests at different strain rates, and comparing predicted and experimental stress-strain curves. The difference between these curves is small, of the order of 10 MPa, for all strain rates envisaged. For example, the right part of Fig. 4 gives experimental and computed stress-strain curves at 1000°C. Support conditions of the disk are schematized by prescribing a zero axial displacement at the node located on the lower face at a distance of 72 mm from its center. All calculations are performed with the SYSWELD® [SYSWELD, 2002] finite element program.

3.2 Results and discussion

3.2.1 Thermal and metallurgical analysis

The determination, by an inverse method, of the heat input distribution and the convective and radiative heat transfer coefficients leads to some very accurate thermal simulation, as can be seen in Fig 5 which compares experimental and computed thermal histories at 3 points on the upper and lower faces located at $r = 0, 30$ and 60 mm.

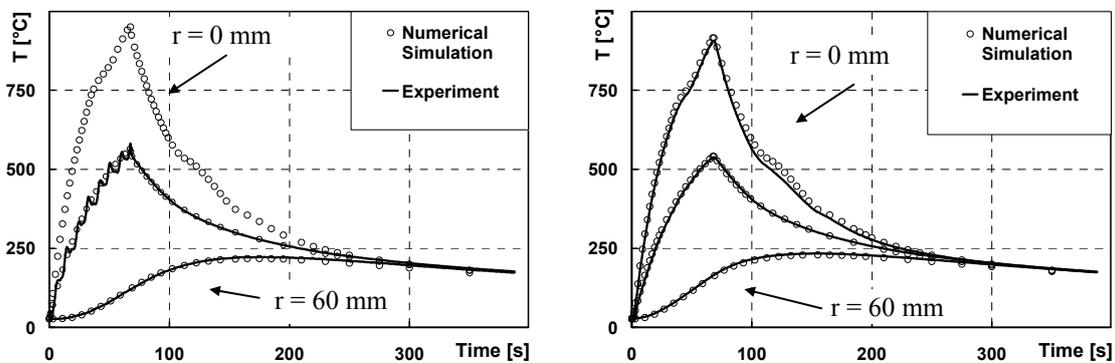


Figure 5: Thermal histories at 3 points of the upper and lower faces ($r=0, 30, 60$ mm)

Fig. 6 compares the experimental and computed temporal evolutions of the temperature rate at the center of the lower face. These curves give informations about the occurrence of transformations through their effect (arising from latent heats) upon the evolution of temperature; it can thus be seen that at the point considered, the temperature rate is perturbed during heating between 35 and 55 s because of the austenitic transformation, and during cooling between 100 and 200 s, now because of the bainitic and martensitic transformations.

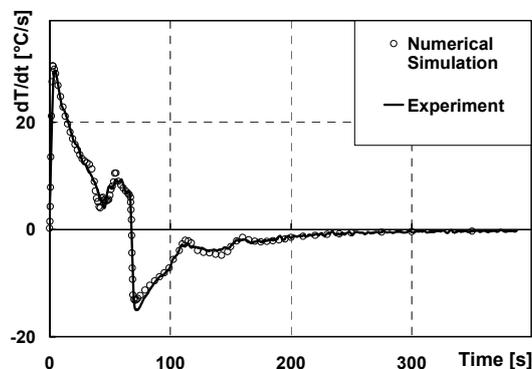
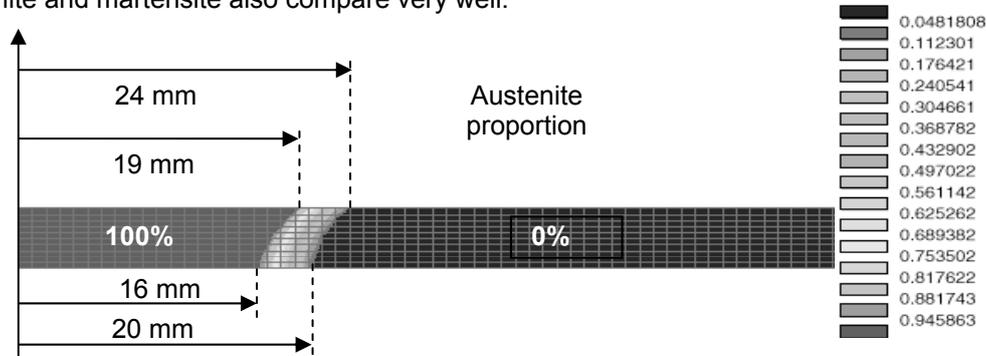


Figure 6: Temperature rate as a function of time at the center of the lower face

Fig. 7 shows the computed HAZ on top, then the dimensions of the experimental HAZ below, and finally the measured and computed final proportions of bainite and martensite. (The respective proportions of bainite and martensite in the HAZ cannot be read from the top part of the figure, they are provided only in its bottom part). The agreement between the dimensions of the experimental and computed HAZ is excellent. The measured and computed final proportions of bainite and martensite also compare very well.



Experiment	Totally austenitized zone	Partially austenitized zone
Upper face	19 mm	4 mm
Lower face	16 mm	4 mm

Proportion	Experiment	Simulation
Martensite	27 % – 38 %	32.5 %
Bainite	62 % – 73 %	67.5 %

Figure 7: Dimensions of HAZ on the lower and upper faces and final phase proportions

3.2.2 Mechanical analysis

Evolution of the deformed structure:

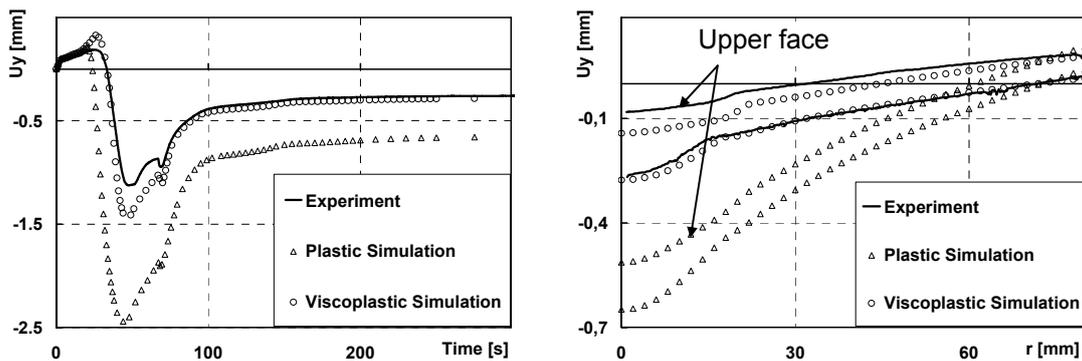


Figure 8: Vertical displacement vs. time on the lower face at $r=1$ mm, and vs. radial distance on both faces at the end of the process

Fig. 8 displays the temporal evolution of the axial displacement at a point located at $r=1$ mm on the lower face of the disk, and the final radial distribution of this displacement on both faces. There are some differences between experimental and computed results here, especially for the elastic-plastic simulation. First, prior to the austenitic transformation during heating, the collapse

of the central part occurs somewhat too early in the plastic simulation. Moreover, at the end of heating, the axial displacement is overestimated by a factor of 2 in this simulation. The same overestimation can quite logically be observed in the final computed distribution of this displacement.

Detailed study of the temporal evolution of the axial displacement allows to better understand why such a discrepancy exists in the plastic simulation, and why it is greatly reduced in the viscoplastic one.

0 < t < 21-26 s : Raise of the central part of the disk

At the beginning of heating, temperature gradients appear in the radial and axial directions. The higher temperature on the upper face generates a bending effect which tends to raise the central part of the disk.

21-26 s < t < 36 s : Collapse of the central part of the disk

At time $t = 21$ s in the plastic calculation, and 26 s in the viscoplastic one and the experiment, there is a sudden drop of the axial displacement. This effect comes from plastification of the central part of the disk, which occurs earlier on the hotter upper face than on the cooler lower one. Indeed, plasticity now limits compressive stresses on the upper face whereas they still increase on the lower one, and this generates a reversal of the bending moment and therefore a change of sign of the axial displacement.

The reason why the plastic calculation strongly overestimates this bending moment reversal, and consequently the drop of the axial displacement, is that it underestimates the yield stress and therefore the compressive stresses on the upper face. Of course, this is because, as explained above, the yield stresses used in this calculation are taken from experiments performed at strain rates corresponding to the cooling period, which are considerably lower than those encountered during the heating period discussed here. Accounting for viscous effects leads to enhancing the yield stress, decreasing the magnitude of the bending moment reversal and therefore also that of the drop of the axial displacement, in better agreement with the experiment.

36 s < t < 67 s : Austenitic transformation and end of the laser heating

At time $t = 36$ s, the austenitic transformation begins at the center of the upper face of the disk. This transformation induces a contraction of the central part of the upper face, which enhances the collapse of this central part. The austenitic transformation then propagates through the thickness down to the lower face. When the central part of the lower face starts transforming, the accompanying contraction tends to reverse the bending effect, which causes the central part of the disk to rise back till the end of the heating.

t > 67 s : Cooling

During cooling, thermal contraction of the central part of the disk still induces a raise of this zone. After time $t = 100$ s, however, the axial temperature gradient becomes very small, so that the bending moments and the axial displacement do not change any longer, in spite of the large (but homogeneous through the thickness) expansion of the HAZ induced by the bainitic and martensitic transformations.

Residual strains:

Fig. 9 shows the distributions of radial and tangential residual strains, as measured using the numerical image correlation method. The zone investigated is a rectangle of dimensions mm on the upper face of the disk. Also, Fig. 10 compares the measured and computed distributions of residual strains along some radial line on the upper face. The agreement is qualitatively acceptable for both simulations, but the plastic calculation slightly overestimates the maximum

values of both the radial and tangential strains, which occur at the center of the disk. This is in line with the overestimation of the axial displacement in this simulation.

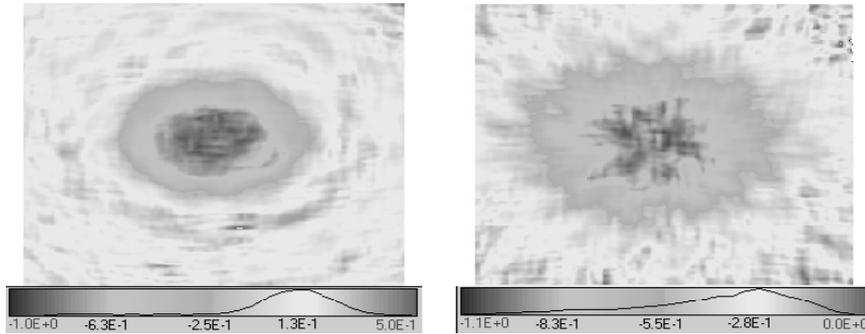


Figure 9: Distributions of measured residual radial (left) and tangential (right) strains

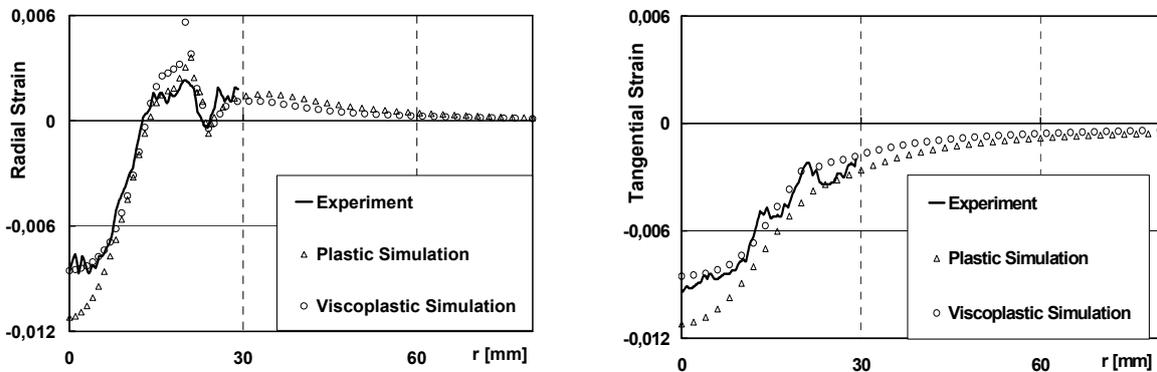


Figure 10: Residual radial and tangential strains as functions of radial distance on the upper face

Residual stresses:

Fig. 11 and 12 provide the distributions of residual stresses on the lower and upper faces respectively. Both computed and experimentally determined values are reported, and also the mean width of the X-ray diffraction peak (noted L.I. in the figures).

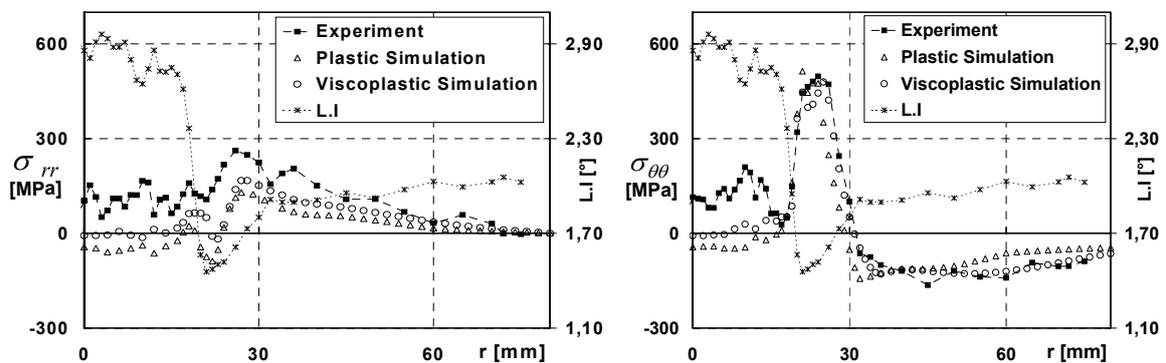


Figure 11: Residual radial and tangential stresses on the lower face

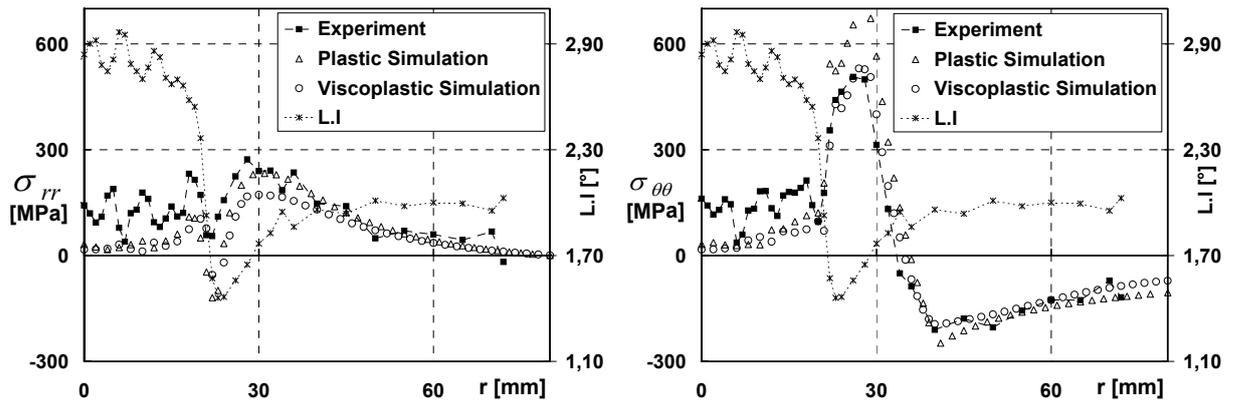


Figure 12: Residual radial and tangential stresses on the upper face

Let us first discuss values of the width of the X-ray diffraction peak. This width is an increasing function of hardening and crystal lattice distortion; it increases in the following order: ferrite, bainite, martensite. Examination of its distribution thus allows for approximate determination of the zones where various transformations have occurred. Thus, in the central HAZ which has undergone both bainitic and martensitic transformations, the peak width is larger than in the surrounding base material. Just outside the HAZ, it abruptly falls down to a minimum value (at $r = 21$ mm on the lower face and 24 mm on the upper face), then slightly increases again. This is typical of a zone which has undergone a tempering effect.

Let us now consider measured residual stresses. Correlating their values with the metallurgical structure, as determined from the width of the X-ray diffraction peak, one notes that the largest residual stresses are to be found on the periphery of the HAZ, in the partially austenitized zone and the tempered one. In contrast, residual stresses are relatively low (<150 MPa) in the HAZ. This is because the expansion induced by the bainitic and martensitic transformations, coupled with the additional plastic flow arising from transformation plasticity, partly compensates thermal contraction during cooling.

Let us finally compare experimental and computed values of the residual stresses. The agreement can be seen to be satisfactory for both the plastic and viscoplastic simulations, especially considering that experimental errors are at least of the order of 50 MPa; the magnitude and location of maximum values, in particular, are correctly predicted by both calculations. However, computed results are better on the upper face than on the lower one; indeed the calculation yields slightly compressive stresses in the HAZ on the latter face whereas tensile stresses are actually measured. Also, results of the viscoplastic simulation are slightly better, on average, than those of the plastic simulation. It can be concluded that the influence of viscous effects upon residual stresses is marginal, in contrast to their influence on residual distortions.

4 Conclusion

An experimental mockup of a welded structure developed at INSA Lyon and especially designed for the analysis of the material behavior in the heat affected zone has been described. Numerical simulations of this mockup using both elastic-plastic and elastic-viscoplastic models have been performed and compared to experiments. The comparison has clearly shown that viscous effects have a marginal influence upon residual stresses but an important one upon residual distortions, and must be accounted for if accurate predictions of the latter quantities are

desired; in the case investigated, the value of the residual axial displacement predicted by the plastic simulation is erroneous by as much as a factor of 2.

This conclusion is in line with that of the works of Bru et al [Bru, Devaux, Bergheau, Pont, 1996] and Leblond et al. [Leblond, Pont, Devaux, Bru, Bergheau, 1997], who found that values of the yield stress at very high temperatures, close to the fusion point, which could be expected to be of minor importance in numerical simulations of welding, in fact have a significant influence on predicted residual distortions. (Such temperatures were not reached in the experiments described here since fusion was deliberately avoided, as explained above). It thus appears that residual distortions are sensitive to tiny details of the material law which have little influence on residual stresses. This makes accurate prediction of residual distortions a considerably more difficult challenge than that of residual stresses, especially in large thin welded structures (as encountered for instance in the automotive industry) for which these distortions can be quite large.

One final remark is that the general need for accurate description of the material behavior at high temperatures (including, in particular, viscous effects), becomes even clearer in investigations of effects occurring near the weld at such temperatures, like hot cracking for instance.

5 References

Bergheau J.-M., Leblond J.-B. (1991), "Coupling between heat flow, metallurgy and stress-strain computations in steels - The approach developed in the computer code SYSWELD for welding or quenching", in "Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes V", Rappaz, Ozgu and Mahin, eds., the Minerals, Metals and Materials Society, pp. 203-210.

Dong Y., Hong J.K., Tsai C.L., Dong P. (1997), "Finite element modeling of residual stresses in austenitic stainless steel pipe girth welds", *Welding J.*, 76, 442-449.

Giusti J. (1981), "Contraintes et déformations résiduelles d'origine thermique – Application au soudage et à la trempe des aciers", Ph.D. thesis, Université Paris VI.

Gu M., Goldak J. (1991), "Mixing thermal shell and brick elements in FEA of welds", *Proceedings of the 10th International Conference on "Offshore Mechanics and Arctic Engineering"*, Stavanger, Norway, publication of the ASME, vol. III, part A, pp. 1-6.

Josefson B.L. (1991), "Prediction of residual stresses and distortions in welded structures", *Proceedings of the 10th International Conference on "Offshore Mechanics and Arctic Engineering"*, Stavanger, Norway, publication of the ASME, vol. III, part A, pp. 25-30.

Lindgren L.E. (2001), "Finite element modeling and simulation of welding, Part 1 – Increased complexity; Part 2 – Improved material modelling; Part 3 – Efficiency and integration", *J. Thermal Stresses*, 24, 141-192; 195-231; 305-334.

Lindgren L.E. (2002), "Welding simulation – Knowing what is not necessary to know", *Math. Modelling of Weld Phenomena*, 6, 491-518.

Näsström M., Wikander L., Karlsson L., Lindgren L.E. (1992), "Combined 3D and shell modelling of welding", *Proceedings of the IUTAM Symposium on "Mechanical Effects of Welding"*, Lulea, Sweden, Springer-Verlag, pp. 197-206.

Oddy A., Lindgren L.E. (1997), "Mechanical modelling and residual stresses", in "Modeling in Welding, Hot Powder Forming and Casting", L. Karlsson, ed., ASM International, pp. 31-59.

Ueda Y., Nakacho K., Yuan M. (1991), "Theoretical analysis : measurement and prediction of welding residual stresses using FEM", Proceedings of the 10th International Conference on "Offshore Mechanics and Arctic Engineering", Stavanger, Norway, publication of the ASME, vol. III, part A, pp. 7-15.

Wang Z.G., Inoue T. (1985), "Viscoplastic constitutive relation incorporating phase transformation - Application to welding", Materials Sci. Technol., 1, 899-903.

Mguil-Touchal S., Morestin F., Brunet M. (1996), "Mesure de champs de déplacements et de déformations par corrélation d'images numériques", Proceedings of "Colloque National Mécatmat 96 - Mécanisme et Mécanique des Grandes Déformations", pp. 179-182.

Blanc G., Druette L., Laurent M. and Raynaud M. (1998), "Etudes des propriétés thermiques de l'acier 16MND5", Centre de Thermique INSA Lyon Internal Report n° 20113809E.

Leblond J.B., Devaux J. (1984), "A new kinetic model for anisothermal metallurgical transformations in steels including effect of austenite grain size", Acta Met., 32, 137-146.

Cavallo N. (1998), "Contribution à la validation expérimentale de modèles décrivant la ZAT lors d'une opération de soudage", Ph.D. thesis, INSA Lyon.

Koistinen D.P., Marburger R.E. (1959), "A general equation prescribing extent of austenite-martensite transformation in pure Fe-C alloys and plain carbon steels", Acta Met., 7, 59-60.

Leblond J.B. (1989), "Mathematical modelling of transformation plasticity in steels – II. Coupling with strain hardening phenomena", Int. J. Plasticity, 5, 573-591.

Leblond J.B., Devaux J., Devaux J.C. (1989), "Mathematical modelling of transformation plasticity in steels – I. Case of ideal-plastic phases", Int. J. Plasticity, 5, 551-572.

Greenwood G.W., Johnson R.H. (1965), "The deformation of metals under small stresses during phase transformation", Proc. Roy. Soc., 283, 403-422.

Magee C.L. (1966), "Transformation kinetics, microplasticity and ageing of martensite in Fe-31Ni", Ph.D. thesis, Carnegie Mellon University, Pittsburg.

Desalos Y. (1981), "Comportement dilatométrique et mécanique de l'austénite métastable d'un acier A533", IRSID Report n° 95349401 MET 44.

Coret M. (2001), "Etude expérimentale et simulation de la plasticité de transformation et du comportement multiphase de l'acier de cuve 16MND5 sous chargement multiaxial anisotherme", Ph.D. thesis, LMT Cachan.

Taleb L., Grostabussiat, S. (1998), "Etude du comportement mécanique des aciers en cours de transformations métallurgiques – Analyse de la déformation irréversible dans les essais de plasticité de transformation", INSA Lyon/URGC-Structures Internal Report n° 1/972/005c.

Vincent Y. (2002), "Simulation numérique des conséquences métallurgiques et mécaniques induites par une opération de soudage - Acier 16MND5", Ph.D. thesis, INSA Lyon.

Vincent Y., Bergheau J.M., Leblond J.B., Jullien J.F. (2003), "Viscoplastic behaviour of steels during phase transformations", submitted to Comptes-Rendus Mécanique.

Dupas P., Waeckel F.(1994), "Recueil bibliographique de caractéristiques thermo-mécaniques pour l'acier de cuve, les revêtements inoxydables et les alliages 182 et 600", EDF/DER Internal Report HI-74/93/097, HT-26/93/058A.

SYSWELD 2002, User's Manual, Engineering Systems International.

Bru D., Devaux J., Bergheau J.-M. and Pont D. (1996), "Influence of material properties at high temperatures on the modelling of welding residual stress and deformation state", Mathematical Modelling of Weld Phenomena 3, edited by Pr. H. Cerjak, The Institute of Materials, London, pp. 456-463.

Leblond J.B., Pont D., Devaux J., Bru D., Bergheau J.M. (1997), "Metallurgical and mechanical consequences of phase transformations in numerical simulations of welding processes", in "Modeling in Welding, Hot Powder Forming and Casting", L. Karlsson, ed., ASM International, pp. 61-89.

Zur Wahl des Verfestigungsmodells bei der Berechnung von Schweißeigenstressungen

Jens Sakkiettibutra¹⁾, Tobias Loose²⁾, Frank Vollertsen¹⁾, Helmut Wohlfahrt³⁾

¹⁾ Bremer Institut für angewandte Strahltechnik GmbH, Bremen,
E-mail: sakkiettibutra@bias.de

²⁾ Ingenieurbüro Tobias Loose GbR, Karlsruhe,
E-mail: loose@tl-ing.de

³⁾ Institut für Füge- und Schweißtechnik, Technische Universität Braunschweig,
E-mail: h.wohlfahrt@tu-bs.de

ZUSAMMENFASSUNG

Neueren Untersuchungen zufolge können bei der Berechnung von Schweißeigenstressungszuständen die maximal auftretenden Zugeigenstressungen durch Wahl eines ungeeigneten Verfestigungsmodells unterschätzt werden. Da die maximalen Zugeigenstressungen das Verhalten geschweißter Bauteile unter bestimmten Beanspruchungsarten sehr nachteilig beeinflussen, erscheint eine eingehende Diskussion der Frage welches Materialgesetz je nach geschweißtem Werkstoff angewendet werden muss, um korrekte Angaben zum möglichen Maximalwert der Zugeigenstressungen zu erhalten, unumgänglich.

Nachfolgend wird über die Ergebnisse von 3D-Berechnungen berichtet, die für einen austenitischen Stahl und den Baustahl S355 das Modell der isotropen Verfestigung anwenden und mit den Resultaten von Messungen sowie von Berechnungen mit verschiedenen gemischten Verfestigungsmodellen vergleichen. Die bei Annahme rein isotroper Verfestigung erzielten Berechnungsergebnisse zeigen stets eine recht gute, zum Teil nahezu vollkommene Übereinstimmung mit den Messergebnissen und geben maximale Zugeigenstressungsbeträge weitgehend korrekt wieder. Die Berechnung der schweißbedingten Verformungen und Verfestigungen bringt dabei wichtige Hinweise für die Diskussion der verschiedenen Ergebnisse.

Zusätzliche Berechnungen der Schweißeigenstressungen mit dem Modell der kinematischen Verfestigung weisen erhebliche Unterschiede zu denen mit dem Modell isotroper Verfestigung und auch zu den Messergebnissen auf. Die Unterschiede können beim Austenit im Detail mit der unterschiedlichen Berücksichtigung des Bauschingereffektes erklärt werden. Hierbei muss man in Rechnung stellen, dass die Wirksamkeit des Bauschingereffektes je nach Werkstoff und außerdem je nach Verformungstemperatur unterschiedlich stark ist. Da die sich beim Schweißen ergebenden plastischen Verformungen und Spannungen gerade bei erhöhten Temperaturen eintreten, erscheint eine Nichtbeachtung des Bauschingereffektes bei Anwendung des Modells der isotropen Verfestigung, wie die Ergebnisse bestätigen, gerechtfertigt.

Die starken Abweichungen von den Messergebnissen und eine Überschätzung maximaler Zugeigenstressungen, wie sie bei Berechnungen mit dem Modell kinematischer Verfestigung beim umwandlungsbehafteten Stahl S355 auftreten, lassen sich ebenfalls mit der nicht gerechtfertigten

Berücksichtigung des Bauschingereffektes begründen. Dieser stellt bei dem umwandlungsbehafteten Stahl vermutlich verformungsbedingte Verfestigungen bzw. Streckgrenzenerhöhungen in Rechnung, die aufgrund der Gefügewandlungen gar nicht wirksam werden.

1 Einleitung

Ein wichtiges Ziel bei der Berechnung von Schweißeigenspannungszuständen ist die Erfassung der maximal auftretenden Zugeigenspannungen, die das Verhalten geschweißter Bauteile unter bestimmten Beanspruchungsarten stark nachteilig beeinflussen können. Bei einem Ringversuch haben Vergleiche von gemessenen mit den berechneten Eigenspannungsverteilungen einer geschweißten Platte eines austenitischen Stahles gezeigt, dass bei Wahl eines ungeeigneten Verfestigungsmodells die maximal auftretenden Zugeigenspannungen unterschätzt werden [Janosch, 2005; Janosch, 2008; Wohlfahrt und Dilger, 2008]. Eine eingehende Diskussion und Klärung der Frage welches Materialgesetz je nach geschweißtem Werkstoff angewendet werden muss, um korrekte Angaben zum möglichen Maximalwert der Zugeigenspannungen zu erhalten und kontraproduktive Fehleinschätzungen zu vermeiden, erscheint daher unumgänglich.

Im zeitlichen Ablauf der Ausbildung schweißbedingter Spannungen treten während der erheizungsbedingten Ausdehnung nahtnaher Zonen des Grundwerkstoffs – als Folge der Behinderung durch kalt gebliebene Bereiche - zunächst Druckspannungen auf, die als Folge der Schrumpfung beim Abkühlung in Zugspannungen übergehen. Es muss davon ausgegangen werden, dass mit dieser Spannungsumkehr der Bauschingereffekt auftritt. Dieser Effekt kann bei der Eigenspannungsberechnung z.B. durch Anwendung des Modells der kinematischen Verfestigung berücksichtigt werden. Für austenitische Stähle ist bekannt, dass sie neben einer starken Verfestigung auch einen stark ausgeprägten Bauschingereffekt bei plastischer Verformung aufweisen. Deshalb wurde für die Eigenspannungsberechnungen an einer zweilagig mit Einschweißungen versehenen austenitischen Platte in dem zitierten Ringversuch die Anwendung des kinematischen Verfestigungsmodells vorgegeben. Die durchgeführten Rechnungen ergaben im Bereich von Schweißnaht und Wärmeeinflusszone (WEZ) überwiegend ein breites Plateau der Längseigenspannungen mit Zugspannungswerten im Bereich der Werkstoffstreckgrenze (275 MPa) oder einem Maximum in Nahtmitte (290 MPa). Eigenspannungsmessungen mit den verschiedensten Techniken zeigten aber in der WEZ Zugspannungsmaxima der Längseigenspannungen mit viel höheren Beträgen von 350 MPa bis über 500 MPa.

Werkstoffwissenschaftliche Veröffentlichungen weisen jedoch darauf hin, dass die Wirksamkeit des Bauschingereffektes stark werkstoff- und temperaturabhängig ist. Für einen austenitischen Stahl kann zum Beispiel eine Mischung aus etwa gleichen Anteilen kinematischer und isotroper Verfestigung bei Berechnung von Eigenspannungen infolge plastischer Verformungen bei Raumtemperatur angenommen werden [Manninen et al., 2009]. Noch wichtiger erscheint, dass bei plastischen Verformungen unter erhöhten Temperaturen (z.B. bei 480 °C), wie sie beim Schweißen in der WEZ auftreten, der Einfluss des Bauschingereffektes geringer wird [Matay et al., 1983].

In neueren 3D-Berechnungen wurden deshalb für den obgenannten austenitischen Stahl [Wohlfahrt, 2009] das Modell der isotropen Verfestigung, sowie verschiedene gemischte Verfestigungsmodelle, angewendet. Die bei Annahme rein isotroper Verfestigung erzielten Berechnungsergebnisse zeigen eine gute Übereinstimmung mit den Messergebnissen. Die Wahl des Verfestigungsmodells kann daher als entscheidend für die Qualität der Ergebnisse der Eigenspannungsmodellierung angesehen werden. Die Variation weiterer Modellansätze wie beispielsweise die Modellierung des Zusatzwerkstoffes („chewing gum“ Methode oder Elementaktivierung) oder verschiedene Varianten der Modellierung der statisch bestimmten Auflagerung zeigten einen nur sehr geringen Einfluss auf die Eigenspannungen. Die

Vereinfachungen durch eine 2D-Modellierung hingegen lassen nur unzureichende Resultate erzielen. Die zu verschiedenen Zeitschritten berechneten schweißbedingten Verformungen und Verfestigungen ermöglichen wichtige Schlussfolgerungen zur Erklärung der Ergebnisse und der Unterschiede zwischen Berechnungen mit isotroper und mit kinematischer Verfestigung.

Mit der erfolgreichen Berechnung von Schweißeigenstressungen unter Verwendung des isotropen Verfestigungsmodells im Beispielfall eines austenitischen Stahles ergab sich die Frage, mit welchem Verfestigungsmodell Berechnungen bei den allgemeinen Baustählen zu nutzbaren Ergebnissen führen. Bei diesen Stählen mit ihrem gegenüber Austeniten geringeren Verfestigungsexponenten spielen verformungsinduzierte Verfestigungen allenfalls in nicht umwandelnden Bereichen eine geringe, umwandlungsbedingte Aufhärtungen und Eigenspannungsanteile aber eine große Rolle, so dass eine Prüfung der Anwendbarkeit des kinematischen Verfestigungsmodells mit seiner Annahme verformungsbedingter Verfestigungen durch Einbeziehen des Bauschinger-effektes besonders angebracht erscheint. Für den Fall einer Blindnaht an einem Stahlblech der Güte S355 wurden daher ebenfalls Rechnungen sowohl mit kinematischem als auch isotropem Verfestigungsverhalten durchgeführt und diese, wie nachfolgend dargestellt, mit Messungen verglichen.

2 Untersuchungsobjekte und Bedingungen der FE-Berechnungen

2.1 Neue Berechnungen zu dem IIV Ringversuch an einem austenitischen Stahl

Die in dem Ringversuch verwendeten austenitischen Stahlplatten des Typ 316L waren auf jeweils drei Stiften statisch bestimmt gelagert. Auf dieser Platte wurden nach Ausfräsen einer U - förmigen Nahtvorbereitung zwei Blindnähte nacheinander geschweißt. Detaillierte Angaben zu den Bedingungen der neuen numerischen Untersuchungen und zu den berechneten Temperaturverläufen an dem austenitischen Stahl finden sich in [Wohlfahrt, 2009].

2.2 Berechnungen zu Blindnahtschweißungen an einem Baustahl der Güte S355

Die zum Vergleich verwendeten Messergebnisse stammen von Stahlblechen eines S355J2 der Dicke 9,2 mm. Nach dem Einschweißen einer Blindnaht in die ebenfalls nicht eingespannten Bleche, wurden die Eigenspannungen röntgenographisch bestimmt. [Nitschke, 1985]. Unter Zugrundelegung der angewandten Schweißbedingungen erfolgten für diese Bleche FE - Eigenspannungsberechnungen mit dem kommerziellen FEM Programm SYSWELD Version 2007 und 2008. Dabei wurden die Schweißeigenstressungen sowohl mit einem isotropem Verfestigungsmodell [Loose, 2008, Loose und Sakkietitbutra, 2008] als auch mit kinematischer Verfestigung berechnet. Außer den Verfestigungsmodellen sind zur Vergleichbarkeit der Rechenergebnisse die gleichen Rechenmodelle und Prozessparameter wie beim austenitischen Stahl verwendet worden. Vereinfachend wurde hierbei die Symmetrie ausgenutzt und die Berechnungen nur am halben System vorgenommen. Dabei fand das in der

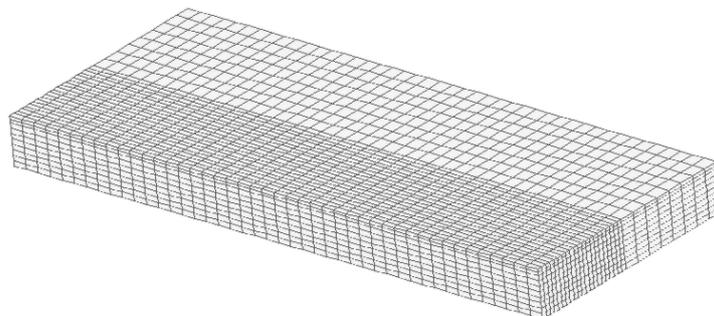


Abbildung 1: modelliertes Netz für die Berechnung der Schweißeigenstressungen einer Stahlplatte aus einem Stahl der Güte S355

Abbildung 1 dargestellte Netz mit 15840 linearen Volumenelementen des Typs 3008 Verwendung.

Für die temperaturabhängigen Spannungs-Dehnungsbeziehungen der ferritischen Phase wurden die in [Peil und Wichers, 2004] für das ferritisch-perlitische Grundmaterial vorgestellten gemessenen Werte genutzt. Die Festigkeiten der einzelnen Gefüge wurden nach dem Verhältnis der Festigkeiten der Messwerte der einzelnen Gefüge bei Raumtemperatur skaliert und nach den unter isothermen Bedingungen ermittelten Warmzugversuchen ähnlich modelliert. Mithilfe von Mischungsregeln lassen sich hieraus die Materialeigenschaften den Gefügeanteilen entsprechend gewichtet berechnen. Die Verfestigungskurven der Einzelphasen wurden hierzu analog skaliert. Oberhalb einer Temperatur von 1300 °C wurden in der strukturmechanischen Berechnung die verfestigungsrelevanten kumulierten plastischen Dehnungen gelöscht. Ein Zurücksetzen der plastischen Dehnungen bei Feststoffphasentransformationen erfolgte nicht.

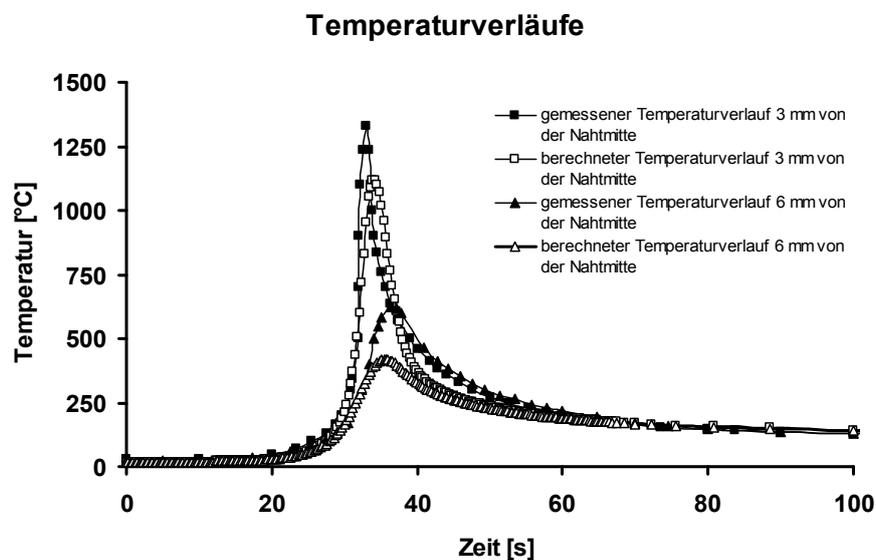


Abbildung 2: Vergleich von modellierten und gemessenen Temperaturverläufen

Abbildung 2 zeigt sowohl die modellierten als auch gemessenen Temperaturverläufe an zwei Messpunkten die jeweils 3 mm und 6 mm von der Naht entfernt sind. Das modellierte Temperaturfeld ist etwas schmaler als die im Experiment beobachteten Temperaturen. Es gibt den prinzipiellen Verlauf für die Berechnung des mechanischen Verhaltens der Platte ausreichend genau wieder.

3 Ergebnisse

3.1 Austenitischer Stahl

Die mit dem Materialgesetz „isotrope Verfestigung“ berechneten Eigenspannungen in einer Oberflächenschicht der austenitischen Stahlplatte sind [Wohlfahrt, 2009] zu entnehmen. Dort wird deutlich, dass beidseitig entlang der Schweißnaht Zug-Längseigenspannungen mit hohen Beträgen verlaufen, während im Nahtbereich selbst nur geringere Zugeigenspannungsbeträge auftreten. Die Quereigenspannungen weisen eine ungleichmäßige Verteilung über die Nahtlänge auf. Die höchsten Zugeigenspannungen sind zum Nahtanfang oder Nahtende hin verschoben, was in Anbetracht des kontinuierlichen Schweißprozesses mit vorgegebener Geschwindigkeit verständlich erscheint. Im Nahtbereich liegen signifikante Quer-Druckeigenspannungen vor.

Im Folgenden werden für den Vergleich von Ergebnissen, die mit unterschiedlichen Materialgesetzen berechnet wurden, und auch für den Vergleich mit gemessenen Eigenspannungsverteilungen die Eigenspannungsverläufe längs einer Linie quer zur Naht im Abstand von 90 mm vom Nahtende betrachtet. Dabei werden bevorzugt Vergleiche der Längseigenspannungen nach dem Schweißen der 2. Lage vorgenommen, da bei den Ergebnissen des Ringversuches die erwähnten Diskrepanzen zwischen Messung und Rechnung insbesondere für die Längseigenspannungen bedeutsam waren, während sich bei den Quereigenspannungen weniger bedeutsame Unterschiede ergaben.

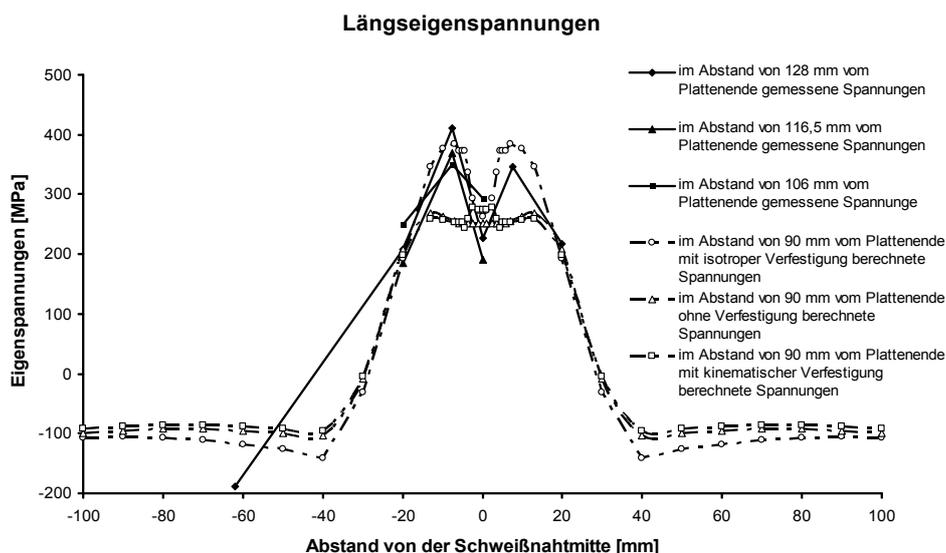


Abbildung 3: Vergleich gemessener und berechneter Längseigenspannungen an der austenitischen Stahlplatte, Berechnungen mit verschiedenen Verfestigungsmodellen

Abbildung 3 stellt deutlich heraus, wie stark bei den Längseigenspannungen die berechneten Eigenspannungsverläufe von gemessenen Verläufen abweichen, wenn kein isotropes Verfestigungsmodell verwendet wird. Dabei werden Berechnungen für eine Oberflächenschichtdicke von 1 mm mit Messungen mittels der Bohrlochmethode in Kombination mit elektronischer Speckle-Interferometrie verglichen, bei denen die Schichtdicke, über die die Eigenspannungen integrierend erfasst werden, ebenfalls 1 mm betrug. Während sich bei Berechnung mit isotroper Verfestigung eine recht gute Übereinstimmung mit den gemessenen Verläufen und insbesondere mit den Zugspannungsmaxima ergibt, lassen sich bei Berechnung mit kinematischer Verfestigung gar keine Zugeigenspannungsmaxima am Nahtrand darstellen und das flache Eigenspannungsplateau bleibt – wie auch bei den Ergebnissen im Rahmen des Ringversuches – etwa auf Höhe der Raumtemperaturstreckgrenze des Austenits. Interessant erscheint, dass die Berechnung mit ideal elastisch-plastischem Materialgesetz praktisch auf denselben Eigenspannungsverlauf führt, wie die Berechnung mit der Annahme kinematischer Verfestigung.

Längseigenspannungen

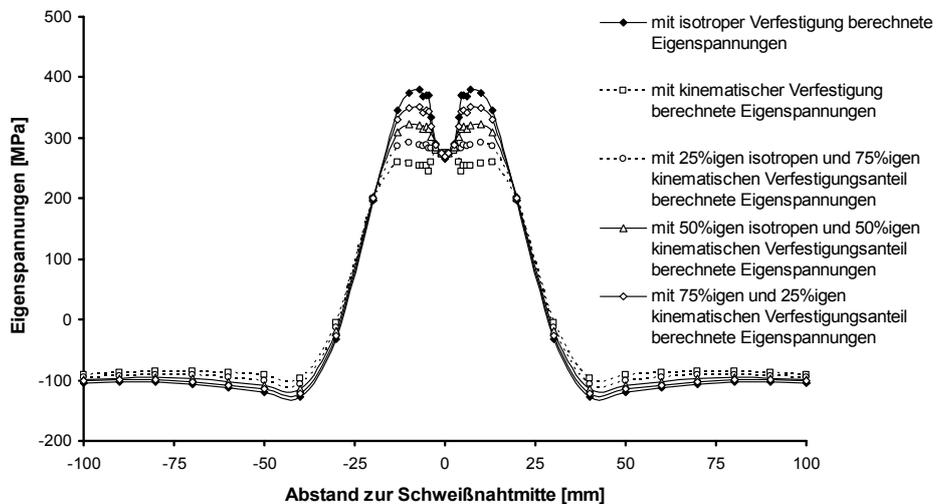


Abbildung 4: Vergleich der mit unterschiedlichen Verfestigungsmodellen berechneten Längseigenspannungen an der Oberfläche der austenitischen Stahlplatte

In Ergänzung zu diesen Ergebnissen stellt Abbildung 4 dar, dass bei Berechnungen mit Kombinationen aus isotroper und kinematischer Verfestigung sich zwar noch Zugeigenspannungsmaxima in der nahtnahen WEZ ergeben, diese aber immer geringer ausfallen, je größer der verwendete Anteil an kinematischer Verfestigung wird. Bei Berechnung unter Verwendung des rein kinematischen Verfestigungsmodells erhält man – wie schon in Abbildung 3 dargestellt – statt der Zugeigenspannungsmaxima in der WEZ ein Zugspannungsplateau etwa in Höhe der Raumtemperaturstreckgrenze und leicht erhöhte Zugspannungswerte in Nahtmitte, die die Fließgrenze der Materials bei Raumtemperatur überschreiten.

In Abbildung 5 ist der Aufbau der Längsspannungen zu verschiedenen charakteristischen Zeitpunkten während des Schweißens der 2. Lage dargestellt. Die vom Schweißen der 1. Lage herrührenden Eigenspannungen mit Zugspannungsmaxima von etwa 300 MPa (3000 s) werden beim Schweißen der 2. Lage zunächst abgebaut und es entstehen im nahtnahen Bereich Druckspannungen von bis zu -310 MPa (3245 s). Mit dem Erreichen der Maximaltemperatur (3269 s) sind diese Druckspannungen schon wieder verringert. Im nahtnahen WEZ-Bereich und in der jetzt vorhandenen 2. Nahtlage wachsen Zugspannungen an, wobei deren Beträge in der Naht immer etwas geringer als in der WEZ ausfallen (z.B. nach 3301 s). Dies lässt sich damit begründen, dass die erzeugten Spannungen nach den lokal vorhandenen Festigkeiten gewichtet werden. Beim Abkühlen steigt die temperaturabhängige lokale Fließgrenze wieder an. Im aufgeschmolzenen Nahtbereich ist das Material nicht vorverfestigt, so dass Längseigenspannungen etwa in Höhe der Raumtemperaturstreckgrenze (275 MPa) zurückbleiben. In dem beim Erhitzen verfestigten nahtnahen Bereich können jedoch Längseigenspannungen von bis zu 380 MPa nach dem Abkühlen (15000 s) aufgenommen werden. Mit dem Anwachsen der Zugspannungen stellen sich in nahtferneren Zonen Gleichgewichts-Druckspannungen mit zunächst zunehmenden Beträgen ein (z.B. 3301 s), die schließlich immer größere Querschnittsbereiche erfassen (15000 s).

Längseigenspannungen (2. Lage)

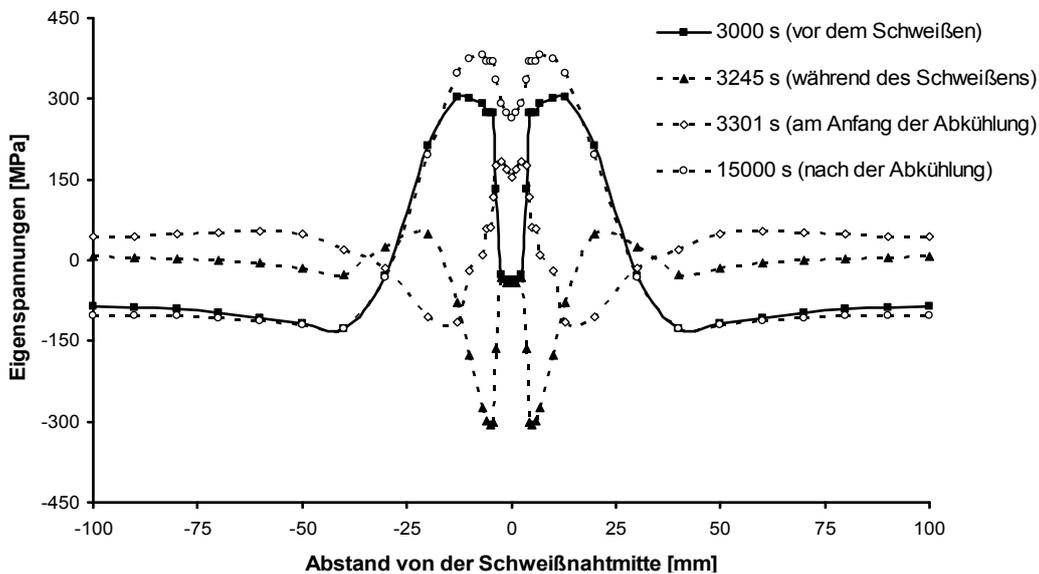


Abbildung 5: Mit isotroper Verfestigung berechnete Längsspannungen zu verschiedenen charakteristischen Zeitpunkten während des Schweißens der 2. Lage der austenitischen Stahlplatte

Das Entstehen der Druckspannungen im nahtnahen WEZ-Bereich während der Erhitzungsphase (z.B. 3245 s) ist für die Ausbildung hoher Eigenspannungen oberhalb der Raumtemperaturstreckgrenze des Grundwerkstoffs entscheidend. Da die erhitzungsbedingten Druckspannungen die mit steigender Temperatur sinkende Druckfließgrenze des Stahls erreichen, werden plastische Verformungen eingepreßt, die zu Verfestigungen im nahtnahen WEZ-Bereich führen. Die eingetretenen Verfestigungen bleiben offenbar auch noch richtungsunabhängig während der Abkühlung wirksam und ermöglichen einen Anstieg der Streckgrenze und damit auch der abkühlbedingten Zugeigenspannungen bis über den ursprünglichen Wert der Raumtemperaturstreckgrenze.

Der Nachweis der entstandenen und zu verschiedenen Zeiten vorliegenden Verfestigungen oder Streckgrenzenerhöhungen ergibt sich aus Abbildung 6. Nach der deutlich erkennbaren Verfestigung durch die 1. Lage sinkt die Fließ- bzw. Streckgrenze bis zum Erreichen der Maximaltemperatur (3269 s) im Nahtbereich auf Null ab. Im Verlauf der Abkühlung steigt die Fließgrenze in der Naht temperaturbedingt und in der an die Naht angrenzenden WEZ temperatur- und verfestigungsbedingt wieder an (3301 s) bis nach 15000 s mit vollständiger Abkühlung der Endzustand erreicht wird. Die in der WEZ letztlich eingetretene Verfestigung ergibt sich als Differenz aus dem Endwert von Fließ- bzw. Streckgrenze und deren Ausgangswert. Die Fließgrenzenmaximalwerte in der Kurve für den Endzustand belegen, dass auch noch höhere Zugeigenspannungen möglich wären als unter der Annahme eines isotropen Verfestigungsverhaltens berechnet.

Verfestigungs- und temperaturabhängige Fließgrenze (2. Lage)

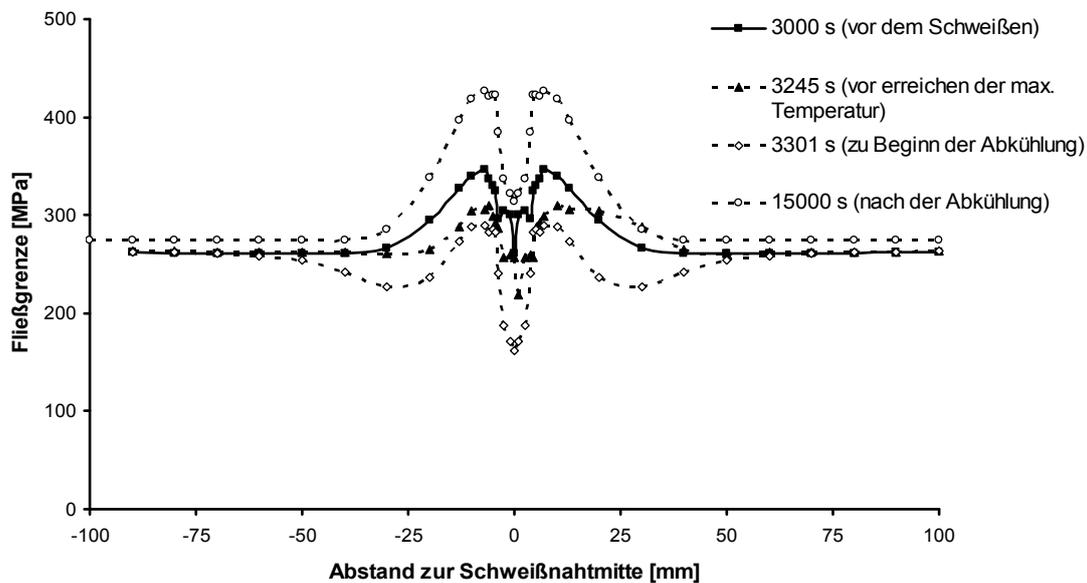


Abbildung 6: Verfestigungsbedingte Streckgrenzenerhöhungen zu verschiedenen Zeiten während des Schweißens der 2. Lage (isotrope Verfestigung)

Das Modell isotroper Verfestigung stellt die aus den Verfestigungen während der Erhitzungsphase resultierenden Streckgrenzenerhöhungen nach Lastumkehr in der Abkühlphase in Rechnung. Die Anwendung des Modells kinematische Verfestigung bedeutet dagegen mit der vollen Berücksichtigung des Bauschinger-effektes, dass die im 1. Zyklus (Druckspannungen in der Erhitzungsphase der WEZ) erreichte verfestigungsbedingte Streckgrenzenerhöhung am Ende des 2. Zyklus (Zugspannungen in der Abkühlphase der WEZ) nicht zur Geltung kommt. So ergibt sich nach vollständiger Abkühlung ungefähr wieder der Streckgrenzenwert im Ausgangszustand, wie dies in dem gegenüber den Messungen zu tief liegenden Plateau der Zugeigen-spannung aus Berechnungen mit kinematischer Verfestigung zum Ausdruck kommt. Bei Eigenspannungsberechnungen für Schweißverbindungen aus austenitischen Stählen kann die Benutzung des Modells kinematische Verfestigung also zu einer deutlichen Unterschätzung der Zuglängseigen-spannungen führen.

3.2 Baustahl S355

Allgemeine Baustähle, wie auch der Stahl S355, besitzen einerseits geringere Verfestigungsexponenten als der austenitische Stahl, auf der anderen Seite haben bei diesen Stählen aber die Phasenumwandlungen beim Erhitzen und Abkühlen eine wesentliche Bedeutung für die Eigenspannungsbildung. Die bei der Abkühlung von Schweißtemperatur eintretende Umwandlung des Austenits, die je nach Abkühlgeschwindigkeit zu Ferrit, Bainit oder Martensit führt, geht mit einer Volumenvergrößerung einher, die durch nicht umwandelnde, kälter gebliebene Zonen behindert wird und so einen gesonderten Eigenspannungsanteil, die Umwandlungseigen-spannungen, bedingt. Je nach Schweiß- bzw. Abkühlbedingungen können sich durch Überlagerung des schrumpfungsbedingten und des umwandlungsbedingten Eigenspannungsanteils sehr unterschiedliche, komplexe Eigenspannungsverläufe ergeben, die durch zahlreiche Messergebnisse belegt und umfassend gedeutet sind [Wohlfahrt, 1986; Nitschke-Pagel und Wohlfahrt, 2005]

Erst neuerdings konnten die Autoren zeigen, dass gemessene Eigenspannungsverläufe mit typischen umwandlungsbedingten Charakteristika [Nitschke, 1985] mit der Modellannahme

isotroper Verfestigung recht gut nachvollzogen werden können [Loose, 2008; Loose und Sakkiettibutra, 2008]. Hierzu wird nachfolgend zusätzlich geprüft, zu welchen Ergebnissen das Modell der kinematischen Verfestigung bei der Eigenspannungsberechnung für umwandlungsbehaftete Baustähle wie dem S355 führt, obwohl zu erwarten ist, dass verformungsinduzierte Verfestigungen bzw. Streckgrenzenänderungen, wie sie dieser Modellansatz berücksichtigt, infolge der Gefügeumwandlungen bei solchen Stählen keine Rolle spielen.

Die Abbildungen 7 und 8 zeigen zunächst die mit den beschriebenen FE-Berechnungen unter Verwendung des Materialgesetzes isotroper Verfestigung ermittelten Eigenspannungen in einer Oberflächenschicht eines Stahlbleches aus S355. In Abbildung 7 sind deutlich die beidseitig entlang der Schweißnaht verlaufenden Zugeigenspannungen mit hohen Beträgen zu sehen. Im Nahtbereich selbst hebt sich aus geringeren Zugeigenspannungsbeträgen ein kleines Maximum ab. Abbildung 8 lässt erkennen, dass eine nicht ganz gleichmäßige Verteilung der Quereigenspannungen über die Nahtlänge auftritt. Dass die höchsten in Nahtmitte liegenden Zugeigenspannungen zum einen Nahtende hin verschoben sind, erscheint in Anbetracht des kontinuierlichen Schweißprozesses mit vorgegebener Geschwindigkeit verständlich. An den Nahtändern liegen merkliche Druckeigenspannungen vor.

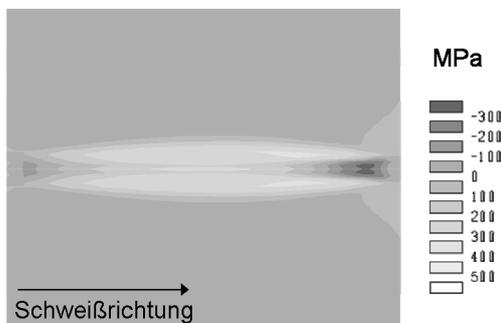


Abbildung 7: Längseigenspannungen nach der 2. Lage einer Einschweißung an der Oberseite einer Platte aus einem Baustahl der Güte S355J2, isotropes Verfestigungsmodell

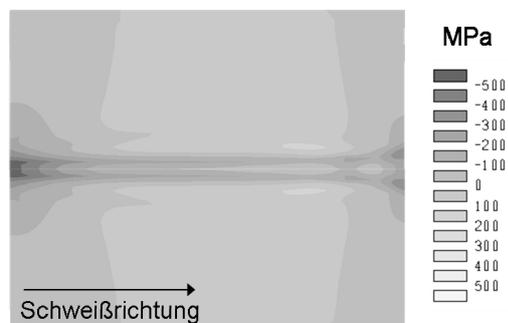


Abbildung 8: Quereigenspannungen nach der 2. Lage einer Einschweißung an der Oberseite einer Platte aus einem Baustahl der Güte S355J2, isotropes Verfestigungsmodell

Für Vergleiche von berechneten und gemessenen Eigenspannungen werden im Folgenden wieder Verläufe längs einer Linie quer zur Naht herangezogen. Die Abbildungen 9 bis 11 zeigen röntgenographisch gemessene Eigenspannungsverläufe an 9,2 mm dicken Blechen aus dem Stahl S355 mit Einschweißungen jeweils im Vergleich mit berechneten Eigenspannungsverläufen. Berechnungen mit isotroper Verfestigung geben die Abfolge von Maxima und Minima der Längs- und Quereigenspannungen sowohl qualitativ also auch quantitativ treffend wieder, können also die durch die Phasenumwandlung und die Überlagerung von umwandlungsbedingten und schrumpfungsbedingten Anteilen beeinflusste Eigenspannungsbildung beim Stahl S355 nachvollziehen. Die bei der kleinen Wärmeeinbringung von 5,8 kJ/cm als umwandlungsbedingt interpretierten Zugmaxima der Längseigenspannungen und die Einsattelung zur Nahtmitte hin werden bei Annahme isotroper Verfestigung mit Abweichungen von unter 100 MPa wiedergegeben (Abbildung 9) und auch der kleine schrumpfungsbedingte Querspannungsgipfel in Abbildung 10, wird gut in das Tal umwandlungsbedingter Druckeigenspannungen eingebunden. Beim Schweißen mit geringer Wärmeeinbringung (5,8 kJ/cm) und 300 °C Vorwärmung wächst aufgrund der veränderten Abkühlbedingungen (höhere Umwandlungs-Temperaturbereich) ein viel ausgeprägterer schrumpfungsbedingter Spannungsgipfel in Nahtmitte aus dem umwandlungsbedingten Quereigenspannungstal auf (Abbildung 11) als in Abbildung 10. Die Berechnung unter Annahme isotroper Verfestigung bildet auch dieses typische Maximum korrekt ab, wenngleich

es ein wenig bis in den Zugspannungsbereich überhöht ist [Loose und Sakkietitubtra, 2008].

Für Berechnungsergebnisse unter Annahme kinematischer Verfestigung gilt die Aussage einer korrekten Wiedergabe von Maxima und Minima in den Eigenspannungsverteilungen nur noch in sehr eingeschränktem Maße. Die so berechneten Eigenspannungen weichen wesentlich stärker von den Messwerten ab als bei Berechnungen mit isotroper Verfestigung (Abbildung 9 bis 11). Zugeigenspannungmaxima werden dabei nicht nur stark überschätzt (Abbildung 9), sondern auch an Stelle von Spannungmaxima aufgezeigt, die gemäß Messung noch im Druckbereich bleiben (Abbildung 10 und 11). Außerdem lassen sich die umwandlungsbedingt weit in den Druckbereich reichenden Minima der Quereigenspannungen, und damit wesentliche Charakteristika der Schweiß eigenspannungen bei Baustählen, unter Annahme kinematischer Verfestigung nicht richtig erfassen, allenfalls andeuten (Abbildungen 10 und 11).

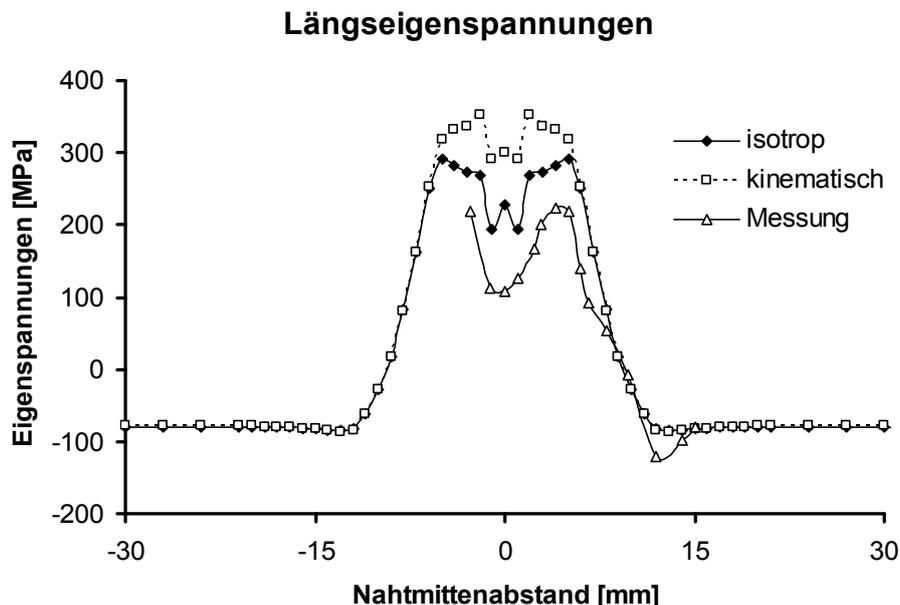


Abbildung 9: Vergleich gemessener und berechneter Längseigenspannungen, Blech von 9,2 mm Dicke aus Stahl S355 mit Aufschweißung, Streckenenergie 5,8 kJ/cm, [Messungen Nitschke, 1985; Berechnung isotrop Loose, 2008]

Die Ergebnisse belegen eindeutig, dass auch beim Stahl S355 nur der Modellansatz isotrope Verfestigung zur Eigenspannungsberechnung geeignet ist und messtechnisch gut abgesicherte komplexe Eigenspannungsverteilungen mit schrumpfungs- und umwandlungsbedingten Maxima und Minima recht gut nachvollziehen kann.

Die mit dem Modell kinematische Verfestigung berechneten und durchweg in den Zugbereich verschobenen Eigenspannungsverteilungen mit den überschätztem Zugeigenspannungmaxima lassen zur Deutung folgende Vermutung zu: beim Schweißen umwandlungsbehafteter Stähle wechseln mit steigender und später sinkender Temperatur Zug- und Druckspannungen in der WEZ bzw. Naht mehrfach ab. Der Modellansatz kinematische Verfestigung berücksichtigt vermutlich jede Spannungsumkehr im Sinne des Bauschingereseffektes, so dass sich je nach Zyklenzahl bzw. Spannungsrichtung am Abkühlungsende eine verformungsbedingt erhöhte oder erniedrigte Streckgrenze ergibt. Wird die Eigenspannungsbildung mit einem Druckzyklus abgeschlossen, rechnet das Modell mit einer erhöhten Streckgrenze, was erklären könnte, dass die umwandlungsbedingten lokalen Druckspannungsminima nicht wiedergegeben werden, sondern die Eigenspannungsverläufe mit korrekt widergespiegelten Maxima und Minima in den Zugbereich angehoben sind.

Es bleibt zu klären, inwiefern verformungsbedingte Streckgrenzerhöhungen die Eigenspannungsbildung umwandelnder Stähle beeinflussen können, obwohl anzunehmen ist, dass die Streckgrenzerhöhungen in Zonen mit einer Gefügeumwandlung nicht wirksam werden [Leblond et. al., 1986, van der Aa, 2007]. Die Klärung dieser Frage sollte im Rahmen von umfassenderen Vergleichen von berechneten und gemessenen Eigenspannungen bei weiteren typischen Vertretern wichtiger Stahlgruppen erfolgen.

Quereigenspannungen

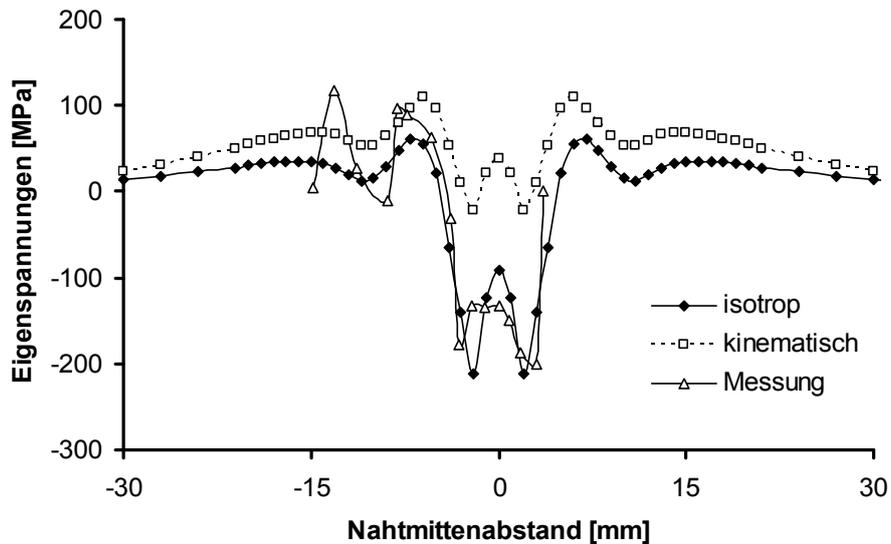


Abbildung 10: Vergleich gemessener und berechneter Quereigenspannungen, Blech von 9,2 mm Dicke aus Stahl S355 mit Aufschweißung, Streckenenergie 5,8 kJ/cm, [Messungen Nitschke, 1985; Berechnung isotrop Loose, 2008]

Quereigenspannungen

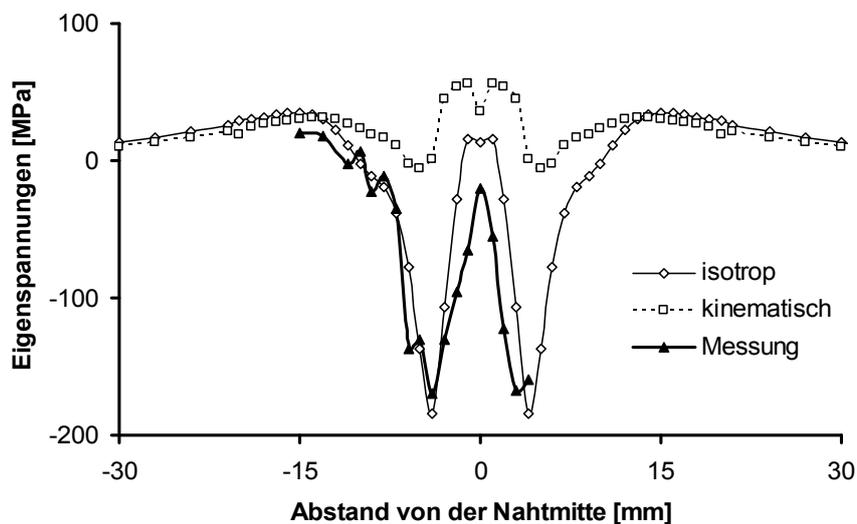


Abbildung 11: Vergleich gemessener und berechneter Quereigenspannungen, Blech von 9,2 mm Dicke aus Stahl S355 mit Aufschweißung, Vorwärmung bei 300 °C und Streckenenergie 5,8 kJ/cm, [Messungen Nitschke, 1985; Berechnung isotrop Loose und Sakkiettibutra, 2008]

4 Zusammenfassung und Folgerungen

Die dargestellten Ergebnisse belegen, dass nicht nur bei einem austenitischen Stahl, sondern auch beim Baustahl S355, Eigenspannungsberechnungen mit dem Modellansatz isotroper Verfestigung in guter Übereinstimmung mit den gemessenen Verläufen stehen und sowohl hohe Zugeigenspannungsmaxima als auch Druckspannungstäler gut wiedergeben können.

Der Modellansatz mit kinematischer Verfestigung ergab bei einem austenitischen Stahl anstelle von Zugeigenspannungsmaxima ein flaches Eigenspannungsplateau auf niedrigerem Niveau und bei einem Baustahl erheblich von gemessenen Eigenspannungsverteilungen abweichende Eigenspannungswerte und überschätzte Zugeigenspannungen. Für beide Fälle, lassen sich detaillierte Begründungen für die Abweichungen von abgesicherten Messergebnissen anführen, die darauf hinauslaufen, dass bei der Berechnung von Schweißigenspannungen mit dem Modell kinematischer Verfestigung der Bauschinger Effekt ungerechtfertigt einbezogen wird. Wie eingangs angeführt, ist davon auszugehen, dass dieser Effekt aufgrund der hohen Temperaturen in der WEZ von Schweißverbindungen gar nicht wirksam sein kann. Dies bedeutet, dass das Modell kinematischer Verfestigung für Schweißigenspannungsberechnungen nicht geeignet ist.

Schließlich bleibt zu klären, ob sich bei Baustählen die Übereinstimmung von Berechnungs- mit Messergebnissen noch weiter verbessern lässt, indem mögliche Verfestigungen in Zonen ohne Gefügeumwandlungen bei der Eigenspannungsberechnung berücksichtigt werden. Zur Absicherung der Brauchbarkeit des Modellansatzes isotrope Verfestigung erscheint eine Klärung dieser Frage im Rahmen von umfassenderen Vergleichen von berechneten und gemessenen Eigenspannungen bei weiteren typischen Vertretern wichtiger Stahlgruppen dringend notwendig.

5 Literatur

Janosch, J.J. (2005), „Round robin phase II - 3D modelling“, Updated results. IIW-X/XIII/XV-RSDP-114-05.

Janosch, J.J. (2008), „International Institute of Welding work on residual stress and its application to industry“. *International Journal of Pressure Vessel and Piping*, 85 (2008) pp. 183-190.

Leblond, J.B.; Mottet, G. and Devaux, J.C. (1986), „A Theoretical and Numerical Approach to the Plastic Behaviour of Steels During Phase Transformation I: Derivation of General Relations“, *Journal of Mechanics and Physics of Solids*, 34(1986), No.4, pp. 395-409.

Loose, T. (2007), „Einfluss des transienten Schweißvorganges auf Verzug, Eigenspannungen und Stabilitätsverhalten axial gedrückter Kreiszyinderschalen aus Stahl“. Dr.-Ing. Diss. Karlsruhe 2007.

Loose, T. and Sakkiittibutra, J. (2008), „Leistungsmerkmale der Schweißstruktursimulation“, *Schweißen und Schneiden*, 9(2008), pp. 487-491.

Manninen, T.; Myllykoski, P.; Taulavuori, T.; Korhonen, A.S. (2009), „Large-strain Bauschinger effect in austenitic stainless steel sheet“. *Materials Science and Engineering, A* 499 (2009) pp. 333-336.

Matay, M.C., Carr, M.J. and Krauss, G. (1983), „The Bauschinger Effect in a Nitrogen-strengthened Austenitic Stainless Steel“. *Materials Science and Engineering*, 57 (1983) pp. 205-222.

Nitschke, Th. (1985) „Untersuchungen zum Einfluß des Vorwärmens auf den Eigenspannungszustand von WIG-geschweißten Platten aus St 52-3 und StE70“. Institut für Werkstofftechnik der Universität-Gesamthochschule Kassel, Diplomarbeit, 1985.

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. Editor J.Lu. Society for Experimental Mechanics, Inc., 2005.

Peil, U. and Wichers, M. (2004), „Schweißen unter Betriebsbeanspruchung - Werkstoffkennwerte für einen S355J2G3 unter Temperaturen bis 1200°C“, Stahlbau, 73(2004), No.6, pp. 400-416.

van der Aa, E.M. (2007), „Local Heating during welding: Prediction and Control of Residual Stresses and Buckling Distortion“, Delft 2007.

Wohlfahrt, H. (1986), „Die Bedeutung der Austenitumwandlung für die Eigenspannungsentstehung beim Schweißen“, *Härterei-Techn. Mitt.*, 41(1986), No.5, pp. 248-257.

Wohlfahrt, H. and Dilger, K. (2008), „New results of the IIW Round Robin Residual Stress Measurements“. Report on the Experimental Round Robin Tests on Residual Stresses 2008. IIW-Document IIW-XIII-2241-08, IIW-XV-1283-08.

Wohlfahrt, H. (2009), „New calculations checking an adequate materials law. New results on distortion measurements“. Report on the Round Robin Tests on Residual Stresses 2009, IIW-Document IIW-X-1668-09, XIII-2291-09, XV-1326-09.

Automatisiertes rechnergestütztes Richten für Schiff- und Waggonbau

Peter Seyffarth und Oleg Machnenko

Ingenieurtechnik und Maschinenbau GmbH, Industriestr. 8, 18069 Rostock,

E-Mail: P.Seyffarth@img-tech.de

E-Mail: O.Machnenko@img-tech.de

ZUSAMMENFASSUNG

Es wird über die Entwicklung eines Gerätesystems zum automatisierten rechnergestützten Richten von Feldbeulen an Paneelen des Schiff- und Waggonbaus berichtet. Das Grundprinzip besteht in der Ermittlung der Oberflächentopographie der Beulfelder und der mathematischen Minimierung der Oberfläche. Für die zum Erzeugen plastischer Deformationen notwendige Wärmeeinbringung wurden unterschiedliche Quellen erprobt, die auf dem Geräteträger installiert wurden. Als Richtfiguren wurden Wärmepunkte, -kreise und -striche eingesetzt. Es ergeben sich bei der praktischen Durchführung des Richtens erhebliche Zeiteinsparungen. Das Richten kann außerdem von gering qualifiziertem Personal durchgeführt werden.

1 Einleitung

Großflächige dünnwandige Bauteile, die durch Schweißen hergestellt werden, unterliegen infolge der örtlich begrenzten Wärmeeinbringung Wärmedeformationen infolge von Schweißschumpfungen, die neben Maßveränderungen auch zur Beulenbildung führen. Für die tägliche Ingenieurarbeit geeignete effiziente Berechnungsverfahren für Großbauteile sind zwar anwendbar zur Kalkulation der Schweißverzüge, wie z. B. die intelligente Softwarelösung INSOFT, sind aber nicht in der Lage, Instabilitäten wie Beulen zu berechnen. Großflächige Konstruktionen, wie Decks von Schiffen, Waggonseitenwände, oder auch hochstegige Träger von Brückenbauwerken oder Portalkränen mit Tragkräften bis zu 1000 t, wie sie im Schiffbau eingesetzt werden, erfordern daher nach wie vor einen nach dem Schweißen angeordneten Richtprozess. Einesteils ist das Richten erforderlich, um Stabilitätsunfälle zu vermeiden, andererseits ist das Richten sowohl aus kosmetischen Gründen erforderlich. Auch die gängige Praxis, Beulen durch Spachteln zu beseitigen, verursacht hohe Kosten und bringt zusätzliches Gewicht in die Konstruktion, was bei Schiffen zudem die Schwimmstabilität verringern kann.

Einzig und allein eine Minimierung der Wärmeeinbringung durch Anwenden von Fügeverfahren hoher Energiekonzentration und geringer Streckenenergie, wie die Strahlverfahren sie bieten, ist ein Mittel zum Eindämmen unliebsamer und Kosten verursachender Beulen.

In einem vom BMWi geförderten Verbundprojekt mit der Kurzbezeichnung WaRiS (Warmrichten im Schiffbau) sollte ein Instrumentarium zum rechnergestützten mechanisierten oder automatisierten Richten geschaffen werden. Grundidee der Vorgehensweise besteht darin, die durch örtlich begrenzte Wärmeeinwirkung verursachte Beulung durch örtliche Wärmeeinwirkung nach dem Schweißen wieder zu beseitigen. Dabei wird im ersten Schritt die Topographie der Beule durch schnelle Lasertriangulation bestimmt und durch gezielte örtliche Wärmeeinwirkung die betreffende verbeulte Oberfläche minimiert. Die Minimierung der Oberfläche ergibt die gewünschte ebene Oberfläche des Bauteils.

Beispiele für derartige durch Richten zu beseitigende Beulen zeigen die Abbildungen 1 bis 3.

Abbildung 4 zeigt den erheblichen Aufwand an Stunden für das Richten in Abhängigkeit von Schiffstyp und Bauteilgruppe sowie Werft. Diese Aufstellung zeigt nachdrücklich die Notwendigkeit, bisher zeitaufwändige manuelle Richtarbeiten durch Automatisierung zu verringern und das hier vorhandene Rationalisierungspotential zu nutzen.



Abbildung 1: Feldbeulen an der Außenhaut



Abbildung 2: Feldbeulen im Deck

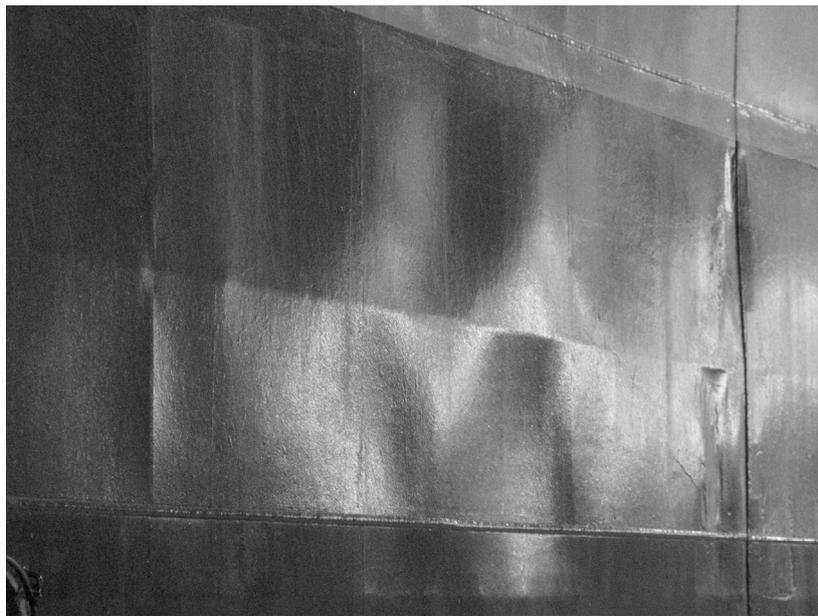


Abbildung 3: Beulen in der Außenhaut eines Expeditionsschiffes

2 Grundprinzip des entwickelten Verfahrens

Das Grundprinzip des entwickelten Verfahrens besteht darin, die Oberflächentopographie einer durch Schweißen entstandenen Beule mittels eines Laserscanners automatisch zu erfassen und daraus den Betrag der plastischen Deformation zu berechnen, der zu einer Minimierung der Oberfläche und damit zu einem ebenen Bauteil führt. Ein Rechenprogramm ermittelt die für den Betrag der plastischen Deformation notwendige Wärmemenge, die mit unterschiedlichen

Wärmefiguren (Punkt, Linie, Kreise) in das Blech eingebracht werden mss, um nach Abkühlen des Bleches auf die Ausgangstemperatur eine angenäherte Ebenheit des Bleches zu erzeugen. Die Messtechnik für die Erfassung der Schweißdeformation und die Einspannung für den Brenner sind auf einem gemeinsamen fahrbaren Geräteträger installiert und werden über eine Gesamtsteuerung betrieben.

Richten ...		Grafik	FSG	AMTW	AWW	JLM	HDW	NSW	LÜRS	PW	VWS
in	an		h/Obj.	h/Obj.	h/Obj.	h/Obj.	% Obj-h	h/Obj.	h/t _{ST}	% Obj-h	h/Obj.
Vorfertigungslinien	ebener Plattenplan		150h/Ro					50 h/CS			
	ebenes Paneel									760h/CS	
	ebene Flachsektion			270h/PS 250h/CS	100h/CS						
	Mikropaneel		200h/Ro	700h/PS 540h/CS	400h/CS			100 h/CS			500 h/CS
	T-Träger			850h/PS 575h/CS	80h/CS			500 h/CS		270h/CS	500 h/CS
	leichte Wand			in Mikropaneel	500h/CS			50 h/CS		in Flachsektion	in Mikropaneel
Sektionsbau	Außenhaut		100h/Ro	1336h/PS 1728h/CS	250h/CS	1000h/PS	10% (Fre, Kor)	700 h/CS	9..11 h/t _{ST} (Rumpf, Stahl)		450 h/CS
	Decks		500h/Ro	2033h/PS 915h/CS	500h/CS	7000h/PS	14% (PS)	3500 h/CS		300h/CS	1500 h/CS
	leichte Wand		400h/Ro	547h/PS 583h/CS	200h/CS	2000h/PS		2900 h/CS	28..30 h/t _{ST}		900 h/CS
	gekrümmte Flachsektion			293h/PS 56h/CS	250h/CS		4% (Ro/Pax)				150 h/CS
Endmontage / Ausrüstung	Außenhaut		50h/Ro	5035h/PS 1357h/CS	100h/CS	1000 h/PS		400 h/CS	(AL-Aufbau, Decks-haus)	180h/CS	450 h/CS
	Decks		400h/Ro	18926h/PS 791h/CS	100h/CS	7000h/PS		1500 h/CS			1350 h/CS
	leichte Wand			11280 h/PS 163h/CS	100h/CS	2000h/PS		1000 h/CS			450 h/CS

Abbildung 4: Stundenaufwand für das Richten

Das Gesamtziel des Verbundvorhabens *WaRiS* bestand in der Entwicklung neuer Verfahren zum thermischen Richten von Feldbeulen an schiffbaulichen Strukturen mittels Mikroplasmastrahl und defokussiertem Laserstrahl zur Steigerung des Richteffektes im Vergleich zum herkömmlichen Flammrichten. Parallel dazu wurde ein mobiles Richtgerät entwickelt, das mittels integrierter Messtechnik und geeigneter Steuerung, einen weitgehend mechanisierten oder teilautomatisierten Einsatz der neuen thermischen Richtverfahren für ausgewählte Richtaufgaben im schiffbaulichen Fertigungsprozess ermöglicht. Zur Validierung des Verfahrens und des Rechenprogramms wurde eine Versuchsanlage gefertigt und im Rahmen von Feldversuchen auf einer Schiffswerft zu einem praxistauglichen Prototyp qualifiziert. Darüber hinaus wurden Richtstrategien erprobt, die eine Integration des neuen Richtwerkzeuges in die Fertigungspraxis gestatten. Das rechnergesteuerte Verfahren hat neben höherer Produktivität weitere Vorteile, die im Fortfall des subjektiven Faktors bestehen, der gerade beim bisherigen Flammrichten in Abhängigkeit von der Erfahrung des Richtschmiedes zu größeren Fehlern und auch zu Eigenschaftsdegradationen führen kann und zudem mit einer ungünstigen Energieausnutzung beim Richten verbunden ist.

Zur Schaffung der entsprechenden Datenbasis und der Eingangsgrößen für das Rechenprogramm wurden Grundlagenuntersuchungen zum Richten von Feldbeulen mit dem nicht übertragenen Mikroplasmastrahl durchgeführt. Hierzu gehören theoretische Untersuchungen zum Wärmeeintrag in das zu richtende Blech bei Verwendung eines indirekt wirkenden nicht übertragenen Plasmastrahls und die Ermittlung der erforderlichen Strahlleistung, des einzusetzenden Plasmagases, der Düsengröße usw. in Abhängigkeit von der Blechdicke und weiteren variablen Einflussfaktoren wie Einwirkungsdauer, Fleckgröße bei punktförmiger Wärmeeinbringung, Einspannbedingungen und Steifigkeitsparametern des zu richtenden Werkstücks. Nach Ermittlung dieser Ausgangsgrößen war der nächste Schritt die Auslegung,

Konstruktion und Herstellung eines Plasmarichtbrenners und die Vorbereitung einer Rechnerschnittstelle zur Steuerung des Wärmeeintrages über die Plasmaparameter sowie die geometrischen Parameter.. Die Frage, ob blechdickenabhängig mit einem eindimensionalen Modell ohne Temperaturgradient über die Dicke gerechnet werden kann und ab welcher Blechdicke zusätzlich mit einem zweidimensionalen Modell unter Berücksichtigung des Temperaturgradienten über die Blechdicke gearbeitet werden muss, wurde ebenfalls berücksichtigt.

Nach Erstellen des grundlegenden Rechenprogramms dienten die ersten Versuchsserien der Ermittlung der werkstoff- und geometrieabhängigen Parameter sowie der Schaffung einer Parameterdatenbank, die durch außerhalb des zuerst erstellten Parameterkollektivs liegende Parameterkombinationen im Versuch verifiziert werden musste. Das umfasste sowohl die Temperaturfeldmessung im Vergleich zur vorherberechneten wie auch die Erfassung des Richteffektes und die Ermittlung der Streuwerte und der Reproduzierbarkeit. Nach Laborversuchen wurden analoge Versuche mit schiffbautypischen Strukturen durchgeführt.

Im Unterschied zum bisherigen manuellen Richten mit der Flamme wird beim rechnergesteuerten Verfahren ein optimaler Wärmezyklus gewährleistet, der sowohl Überhitzungen als auch eine Erwärmung in das Zweiphasengebiet Ferrit/Austenit mit der möglichen Gefahr einer Aufhärtung durch Martensitbildung in den kohlenstoffreichen inhomogenen Austenitbereichen vermeidet. Hieraus ergibt sich ein weiterer qualitativer Vorteil für die angestrebte Verfahrensweise des mechanisierten/automatisierten Richtens.

Letztlich wurden drei Verfahren (Plasma, Laserstrahl, Gasflamme) für die Wärmeeinbringung untersucht, wobei für den Blechdickenbereich zwischen vier und acht Millimeter unabhängig vom Verfahren etwa 2,3 kW Wärmeleistung sich als vorteilhaft erwiesen,

Im Verlaufe der Bearbeitung wurden die Nachteile des Plasmaverfahrens für die Steuerung des Richtprozesses erkannt und weiterführende Versuche mit einem Gasbrenner etwa gleicher Wärmeleistung durchgeführt, wobei das Grundprinzip *„Meßtechnische Erfassung der Beule – Berechnung des erforderlichen Betrags des Plastifizierung – Steuerung des Brenners bezüglich Ort, Abstand zum Blech, Zeitdauer des Brennens bzw. Bewegungsgeschwindigkeit – Realisierung der Wärmeeinbringung“* erhalten blieb.

Der zugrunde liegende physikalische Wirkprozess wird seit Jahren zur gezielten Formgebung flächenförmiger Bauteile benutzt, wobei im Regelfall von einer ebenen Struktur ausgegangen wird, die durch Wärmestriche in die gewünschte zweidimensional gekrümmte Form gebracht wird. Solche Anwendungen sind aus dem Schiffbau für stark verformte Bereiche im Vor- und Achterschiff bekannt (line heating). Derartige Formgebungsprozesse sind stark durch empirische Erfahrungen und handwerklich-manuelle Durchführung geprägt, auch wenn der mathematische Apparat hierzu in zahlreichen wissenschaftlichen Arbeiten eingehend untersucht wurde.

Während bei der gezielten Warmformung jedoch von einer bekannten, meist ebenen Ausgangsform ausgegangen werden kann, gestaltet sich der inverse Prozess, nämlich eine beliebig verformte Struktur so zu stauchen, dass eine ebene Fläche entsteht, wesentlich schwieriger und ist bislang nicht mechanisiert oder automatisiert worden.

Die vorhandene Oberflächenkonfiguration des mit Schweißdeformationen behafteten Bauteils wird als Eingangsgröße einem Rechenprogramm zugeführt. Die wissenschaftliche Aufgabe besteht darin, das inverse Problem zu lösen, durch gezielten örtlichen Wärmeeintrag aus der verformten Oberfläche eine ebene Fläche zu reproduzieren. Die technische Aufgabe besteht in der Ermittlung der dafür geeigneten Parameter des Mikroplasmastrahls (Stromstärke, Spannung, Plasmagasart, Durchflussmenge, Düsengröße) sowie der erforderlichen Prozessparameter (Heizzeit, Düsenabstand, Heizfleckgröße, Richtpunktfolge/-anzahl und -ort). Dabei ist eine minimale Werkstoffdegradation zu gewährleisten und eine Überhitzung und

Schädigung des Materials durch örtliches Anschmelzen oder durch Martensitbildung zu vermeiden.

Die Lösung der wissenschaftlich – technischen Aufgabe erfordert die Erarbeitung eines Rechenprogramms mit entsprechenden Schnittstellen sowohl zum Messwerterfassungssystem als auch zur Wärmequelle (Plasma, Laser, Gasflamme) und zum Versuchsträger für die Steuerung der Plasma-, Prozess- und Geometrieparameter.

Grundlage für das zu erarbeitende Rechenprogramm ist der eindimensionale Fall. Unter Beachtung einer ausreichenden und schnellen Durchwärmung eines dünnen Bleches kann der Temperaturgradient über die Blechdicke vernachlässigt werden. Das Berechnungsprinzip besteht darin, die Oberflächenvergrößerung gegenüber einer ideal ebenen Fläche aus der sensorisch ermittelten Oberflächentopographie zu ermitteln und die Größe der plastischen Verformung zu berechnen, die zum Einkürzen der verformten Oberfläche benötigt wird. Die Summe der erforderlichen plastischen Verformung wird auf kreisförmige Wärmepunkte so aufgeteilt, dass daraus die Anzahl der Wärmepunkte ermittelt werden kann. Die Berechnung der plastischen Dehnungen, der Resteigenspannungen sowie der thermischen Richtzyklen erfolgt eindimensional über den Radius des Wärmepunktes aus den Prozess- und Plasmaparametern, wobei die erforderlichen Korrelationen zwischen Blechdicke und Heizzeit sowie Blechdicke und Wärmefleckgröße bei unterschiedlichen Heizleistungen zum Erreichen eines optimalen Richteffektes ermittelt werden müssen.

Die entwickelte Software erlaubt es, den Erwärmungsprozess in der Umgebung eines runden Wärmepunktes in einer dünnen Metallplatte zu modellieren und die momentanen (zeitlichen) sowie Restverteilungen für die Temperatur, die plastischen Dehnungen und die Spannungsverteilung zu berechnen. Das mathematische Modell gewährleistet auch die Ermittlung des Startzeitpunktes für den Beginn des Steifigkeitsverlustes und damit den Beginn lokaler Beulung in der Platte infolge der örtlichen Erwärmung des Wärmepunktes. Im Fall der Schweißdeformation (Beulung) in einer rechteckigen Platte gemäß Abbildung 5 ermöglicht die Software die Bestimmung der erforderlichen Anzahl von Wärmepunkten sowie deren Anordnung zum Zwecke des Warmrichtens.

Das mathematische Modell und die entsprechende Software muss zwei Probleme lösen. Die erste Aufgabe besteht darin, optimale Parameter für den Wärmepunkt zu finden, durch die maximale plastische Dehnungen beim Schrumpfen erzeugt werden ohne dass lokale Instabilitäten und damit eine lokale Beulung auftritt. Die zweite Aufgabe besteht darin, die erforderliche Anzahl von Wärmepunkten und deren Anordnung auf der Platte zu ermitteln. Das Modell muss einfach sein, um die Aufgabe in Echtzeit abarbeiten zu können.

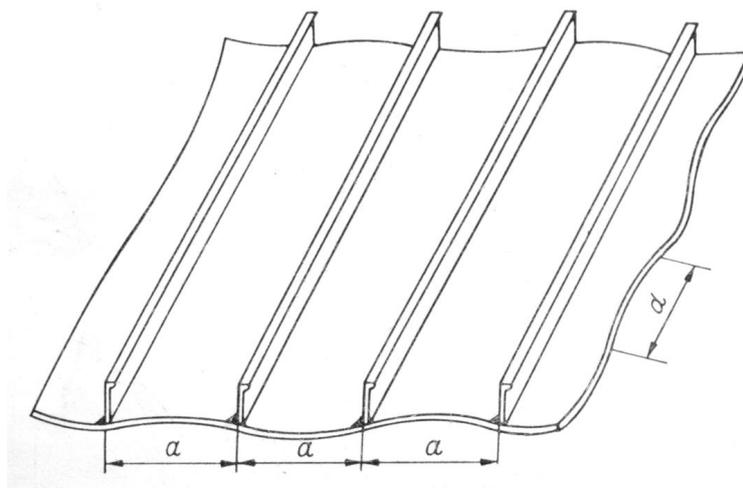


Abbildung 5: Schematische Darstellung der Beulenbildung in einer geschweißten Platte

3 FEM-Analyse für runde Wärmepunkte in dünnen Blechen

Um das mathematische Modell zu vereinfachen wird der Wärmepunkt als ideal rund angenommen. Damit kann das erste Problem mit einem eindimensionalen Modell gelöst werden. Dabei werden folgende Annahmen getroffen: 1) Ebener Spannungszustand und Abwesenheit von Verschiebungen in der Normalenrichtung. 2) Symmetrie in der Plattenebene 3) Unendliche Abmessungen der Platte. Das entspricht den realen Bedingungen bei hohen Temperaturgradienten in einem bestimmten Abstand von der Plattengrenze. Mittels einer thermo-mechanischen Analyse auf Basis von FEM wird die Entwicklung von Spannungen und plastischen Dehnungen Schritt für Schritt verfolgt während des Erwärmens und Abkühlens.

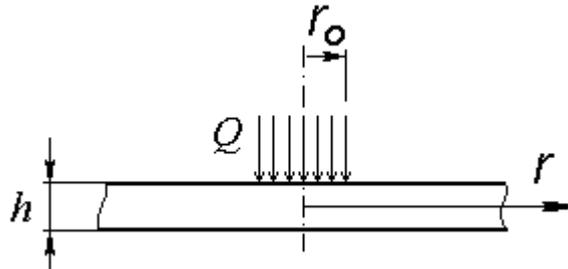


Abbildung 6: Modell für runden Wärmepunkt in einer unendlichen Platte mit der Dicke h

3.1 Das Temperatur Problem

Die Lösung des Temperaturproblems erfolgt mit der Gleichung der Wärmeleitung:

$$\frac{\partial}{\partial r} \left(\lambda r \frac{\partial T}{\partial r} \right) + W r = r c \gamma \frac{\partial T}{\partial t} + \frac{2\alpha}{\delta} (T - T_0) r, \quad (1)$$

mit

r - Koordinate des jeweiligen Punktes in radialer Richtung;

t - Zeit;

T - Temperatur $T(r, t)$;

λ - Wärmeleitkoeffizient;

$c \gamma$ -Volumenwärmekapazität;

W - Funktion der Wärmequelle $W(r, t)$;

α - Wärmeübergangskoeffizient;

T_0 - Anfangstemperatur in der Platte.

Die Lösung wird für folgende Anfangsbedingungen:

$$t = 0 \quad T_0 = 0$$

und für folgende Randbedingungen gesucht:

$$r = 0 \quad \frac{\partial T}{\partial r} = 0 \quad (2)$$

$$r \rightarrow \infty \quad T \rightarrow T_0 \quad (3)$$

Die Funktion der Wärmequelle $W(r, t)$ kann dargestellt werden als:

$$0 < r < r_0 \quad 0 < t < t_0 \quad W(r,t) = \frac{Q}{\pi r_0^2 \delta} ,$$

wobei Q - effektive Leistung der Wärmequelle;
 r_0 - Radius des Wärmepunktes;
 t_0 - Heizzeit.

ist.

Für das Lösen der Gleichung (1) wird eine numerische Methode benutzt, wobei alle zeitlichen Prozesse während des Aufheizens und Abkühlens in separate Zeitschritte Δt geteilt werden. Deshalb ist die laufende Zeit $t = k\Delta t$, mit $k = 0,1,2,3,\dots$

Entsprechend kann die Ableitung nach der Zeit wie folgt dargestellt werden:

$$\frac{\partial T}{\partial t}(t) = \frac{T^{(k)} - T^{(k-1)}}{\Delta t} \quad (k = 1,2,3,\dots) \quad (4)$$

Gleichung (1) für den Zeitmoment $t = k\Delta t$ ist dann:

$$\frac{\partial}{\partial r} \left(\lambda^{(k-1)} r \frac{\partial T^{(k)}}{\partial r} \right) - \left[T^{(k)} \left(\frac{c\gamma^{(k-1)}}{\Delta t} + \frac{2\alpha}{\delta} \right) \right] r = - \left(W^{(k)} + c\gamma^{(k-1)} \frac{T^{(k-1)}}{\Delta t} + \frac{2\alpha}{\delta} T_0 \right) r \quad (5)$$

Die Differentialgleichung (5) wird gelöst für die Bedingungen (2), (3). Die Materialeigenschaften λ und $c\gamma$ hängen von der Temperatur ab, und ihre Werte müssen in die entsprechende Temperatur $T^{(k-1)}$ eingesetzt werden. Die Lösung der Gleichung (5) kann durch FEM oder durch die Methode der finiten Differenzen für eine Reihe von Punkten entlang der Koordinate r erfolgen, das ist $r_n = \Delta r * n$ ($n = 1,2,\dots,N$). Für Punkt n kann genommen werden:

$$\frac{1}{\Delta r} \left[(\lambda^{(k-1)} r)_{n+1,n} \frac{T_{n+1}^{(k)} - T_n^{(k)}}{\Delta r} - (\lambda^{(k-1)} r)_{n-1,n} \frac{T_n^{(k)} - T_{n-1}^{(k)}}{\Delta r} \right] - T_n^{(k)} \left(\frac{c\gamma_n^{(k-1)}}{\Delta t} + \frac{2\alpha_n}{\delta} \right) r_n = F_n^{(k)}, \quad (6)$$

wobei $(\lambda^{(k-1)} r)_{n+1,n} = \frac{(\lambda^{(k-1)} r)_{n+1} + (\lambda^{(k-1)} r)_n}{2}$;

$$(\lambda^{(k-1)} r)_{n-1,n} = \frac{(\lambda^{(k-1)} r)_{n-1} + (\lambda^{(k-1)} r)_n}{2}; \quad (n = 1,2,\dots,N-1)$$

$$F_n^{(k)} = - \left[W_n^{(k)} + c\gamma_n^{(k-1)} \frac{T_n^{(k-1)}}{\Delta t} + \frac{2\alpha_n}{\delta} T_0 \right] r_n$$

Das Gleichungssystem (5) mit den Randbedingungen (2), (3) ist das volle Gleichungssystem für die gesuchte Temperatur $T_n^{(k-1)}$ ($n = 1,2,\dots,N$). Der Wert von N wird gewählt aus der Bedingung:

$$N\Delta r \approx (20 \div 30)r_0, \quad \Delta r = \left(\frac{r_0}{5} \div \frac{r_0}{10} \right), \quad \Rightarrow N \approx 100 \div 300.$$

Für die Lösung des Gleichungssystem (5) kann die direkte Methode von Gauss oder die Methode von Rauthword benutzt werden.

3.2 Das mechanische Problem

Für die Lösung des mechanischen Problems wird die Methode des konsekutiven Suchens der Entwicklung plastischer Dehnungen infolge des Erwärmens und Abkühlens der Platte verwendet. Der Zeitschritt ist $\Delta\tau = m\Delta t$, mit $m = 5 \div 10$. Für jeden Zeitschritt t wird unter Berücksichtigung der Lösung im Moment $t - \Delta\tau$ und der Temperatur $T(r, t) = T_n^{(k)}$ im Moment t . entschieden. Die Suche nach dem Entscheidungskriterium wird mit der FE Methode für die Reihe von Knoten längs der Koordinate r durchgeführt, ähnlich wie für das Temperaturproblem, mit $r_n = \Delta r * n$ ($n = 1, 2, \dots, N$).

3.3 Lokale Ausbeulung der Platte während des Aufheizens

Mit dem Modell ist die Möglichkeit gegeben, lokales Ausbeulen am runden Wärmefleck während des Aufheizens zu berücksichtigen. Dabei wird die Annahme getroffen, dass lokales Ausbeulen in einem ausreichend großen Plattenbereich auftritt, in dem durch die Temperatur Druckspannungen erzeugt werden. Dabei wird angenommen, dass das lokale Ausbeulen in der Platte in achsensymmetrischer Form erfolgt. Auf eine ausführliche Herleitung kann an dieser Stelle verzichtet werden.

4 Praktische Realisierung des automatischen Richtens

Für die praktische Realisierung des Richtproblems wurde bei IMG das in Abbildung 7 gezeigte Richtgerät gebaut und das entwickelte Rechenprogramm implementiert. Mit Hilfe eines Lasersensors wird die Oberflächentopographie der Beule ermittelt, mit der das Programm alle für den Richtprozess relevanten Daten berechnet. Das ist in erster Linie die Summe der plastischen Deformationen, die für den Erhalt einer ebenen Platte mit minimierter Oberfläche notwendig sind. Das Programm ermittelt weiterhin die Effizienz der einzelnen Richtfiguren Wärmepunkt, Kreis, Strich oder Spirale. Das angewendete Kriterium für die Auswahl der geeigneten Wärmefigur ist die kürzeste Zeit zum Erreichen der gewünschten Ebenheit. Das Programm ermittelt weiterhin sämtliche für die Steuerung des automatischen Richtprozesses erforderlichen Daten für die ausgewählte Richtfigur, nämlich:

- Heizleistung
- Heizzeit
- Abstand zwischen Brenner und Plattenoberfläche
- Bewegungsgeschwindigkeit des Brenners (für die Fälle des 2d-Wärmeflusses bei Wärmestrichen, Kreisen oder Spiralen).

Die benötigte Anzahl der Wärmefiguren wird ebenfalls berechnet. Anschließend bewegt sich der Brenner automatisch über den Beulbereich, um den benötigten Umfang der plastischen Deformation zu erzeugen.

Abbildung 8 zeigt den an der Y-Achse befestigten Brenner und in Abbildung 9 sind im Hintergrund des arbeitenden Plasmabrenners einige Kreise als die für diesen Fall effiziente Wärmefiguren zu sehen.

Abbildung 10 zeigt das graphische Interface des Programms für die Auswahl der Wärmefiguren und in Abbildung 11 wird ein Beispiel für die benötigten Eingangsdaten des Programms im Falle einer streifenförmigen Wärmefigur gezeigt.

Im Beispiel der Abbildung 10 liegt eine Platte mit den Abmessungen 1000 x 800 x 4 mm vor. Die gemessene Beultiefe beträgt 10,4 mm. Die ausgewählte Wärmefigur ist ein Punkt und die

kalkulierte Summe des erforderlichen plastischen Volumens ist $273,5 \text{ mm}^3$. Die berechnete Heizzeit für das automatische Richten beträgt 350 s.



Abbildung 7: Überblick über das Richtgerät



Abbildung 8: Plasmabrenner zum Richten, befestigt an der Y-Achse (links in der Abbildung Kreise als Wärmefigur)

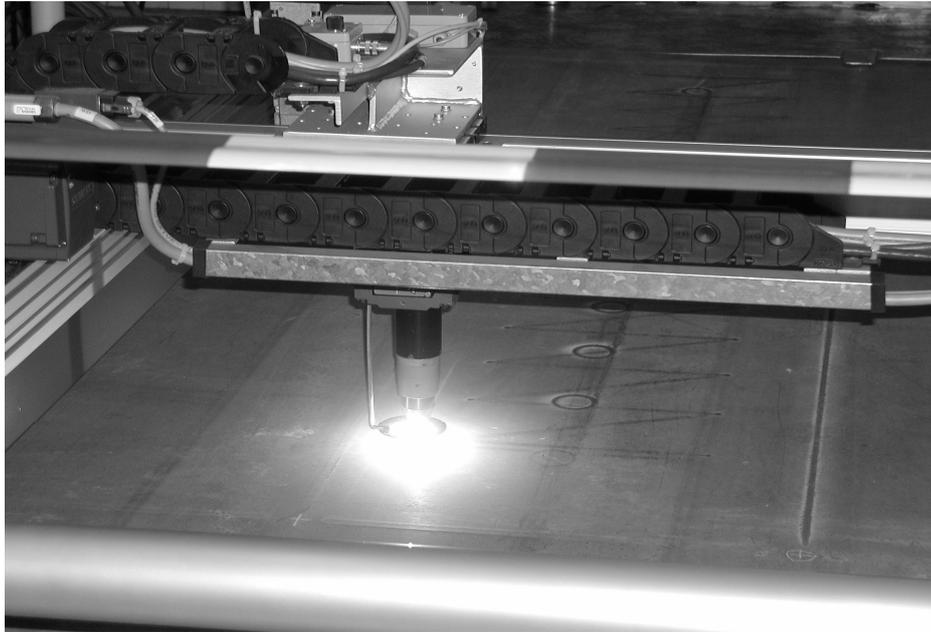


Abbildung 9: Brennender Plasmabrenner während des Richtprozesses

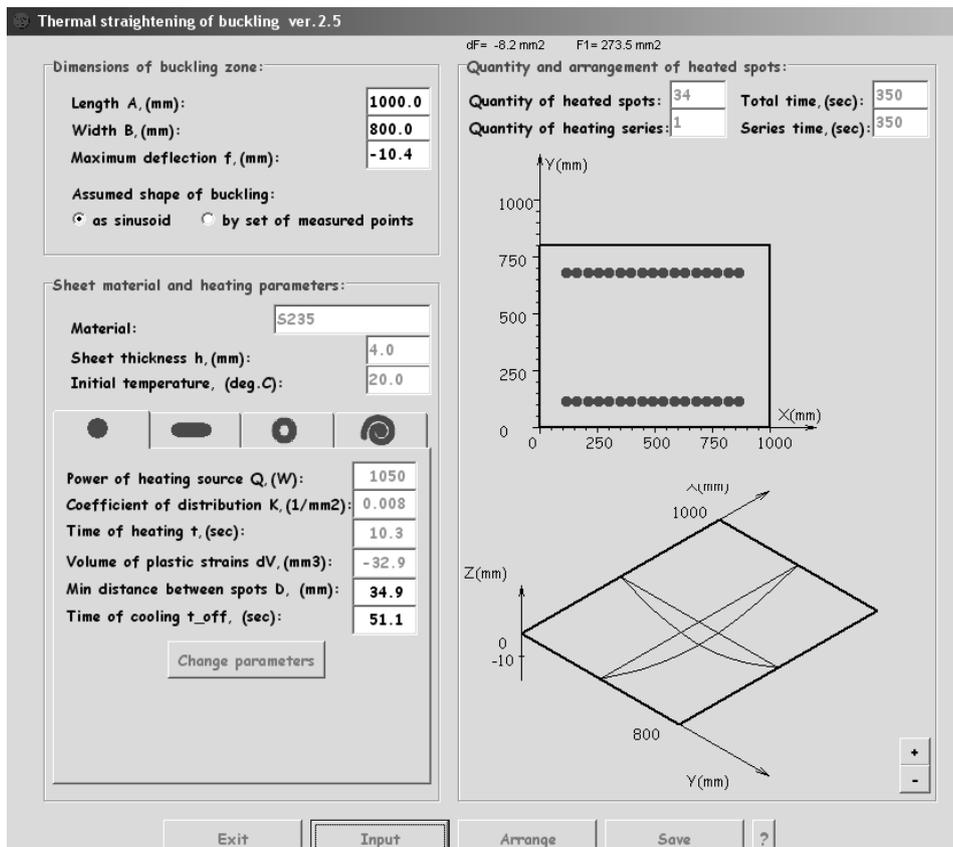


Abbildung 10: Grafisches Interface für verschiedene Wärmefiguren

Heating of a strip in metal sheet

Material: S235

Sheet thickness h, (mm): 4.0

Heating parameters:

Initial temperature, (deg.C):	20.0
Current I, (A):	100
Argon content (Skt):	70
Hydrogen content (Skt):	20
Distance to metal sheet (mm):	30.0
<input checked="" type="checkbox"/> Maximum temperature, (deg.C):	650
Time of heating at start, (sec):	-
Speed of heating source Vq, (mm\sec):	2.0
Length of heating Lq, (mm):	150
Power of heating source Q, (W):	1050
Coefficient of distribution K, (1/mm2):	0.004

Scheme of heating:

$$Q(r) = Q \cdot K / \pi \cdot \exp(-K \cdot x^2 - K \cdot y^2)$$

Computation parameters:

Temperature of cooled sheet, (deg.C): 50.0

Only temperature problem

Cooling conditions:

natural cooling

air jet cooling

water jet cooling

<< Back Material FE Mesh Net Results Calculate >> ?

Abbildung 11: Beispiel für die Eingangsdaten im Fall einer streifenförmigen Wärmefigur

Abbildung 12 zeigt das Ergebnis für die Temperaturverteilung um einen Wärmepunkt nach 300 s Abkühlzeit (oben links), die grafische Funktion für $T = f(t)$ für verschiedene Abstände vom Mittelpunkt der Wärmefigur (oben rechts), die radialen und tangentialen Dehnungen um den Mittelpunkt der Erwärmung nach der Abkühlung (unten links) und schließlich die Radial- und Tangentialspannungen um das Zentrum der Erwärmung nach dem Abkühlen (unten rechts). Den Größenbereich vorkommender Beultiefen zwischen den Aussteifungen zeigt Abbildung 13 am Beispiel real im Rahmen der vorliegenden Arbeit auf einer Partnerwerft gemessenen Beulen. Diese Beträge sind mit der entwickelten Software, die in das Richtgerät implementiert wurde, zu richten. Für die Erprobung des Systems wurden zunächst Probekörper mit realen Abmessungen des Schiffbaus in der Versuchshalle von IMG eingesetzt, die später auf einer Werft fortgesetzt wurden, Abbildung 14. Es erwies sich bei praktischen Richtversuchen als vorteilhaft, in das Richtprogramm empirisches Wissen der Richtschmiede zu integrieren, um zunächst vor dem Abscannen der Feldbeulen die Winkelschrumpfung an den Aussteifungen mit Wärmestrichen abzuziehen, Abbildung 15.

Es wurden für unterschiedliche Wärmefiguren und unterschiedliche Anordnungen der Wärmefiguren im Beulbereich FEM-Berechnungen für die Probekörper zur Ermittlung einer optimalen Richtstrategie durchgeführt. Den Einfluss der Winkelschrumpfung auf das Richtergebnis zeigt beispielhaft die Abbildung 16.

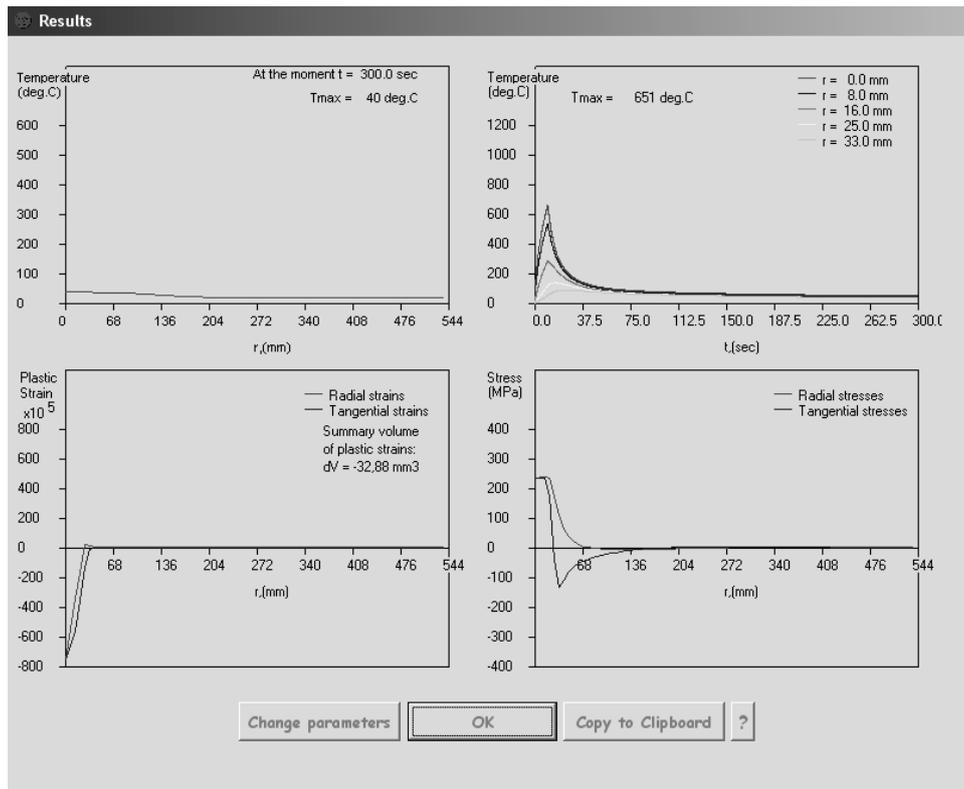


Abbildung 12: Beispiel für die kalkulierte Temperaturverteilung, Spannungen und Dehnungen

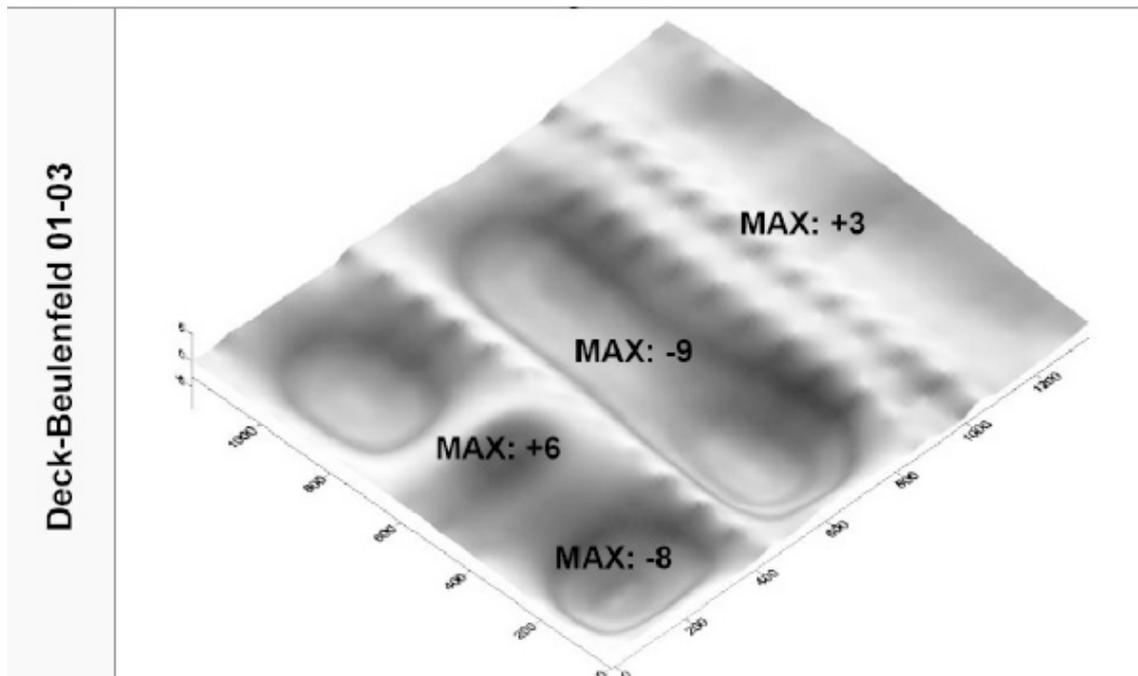


Abbildung 13: Reales Beulenfeld mit Angabe konvexer und konkaver Abweichungen von der ideal ebenen Oberfläche eines Schiffsdecks

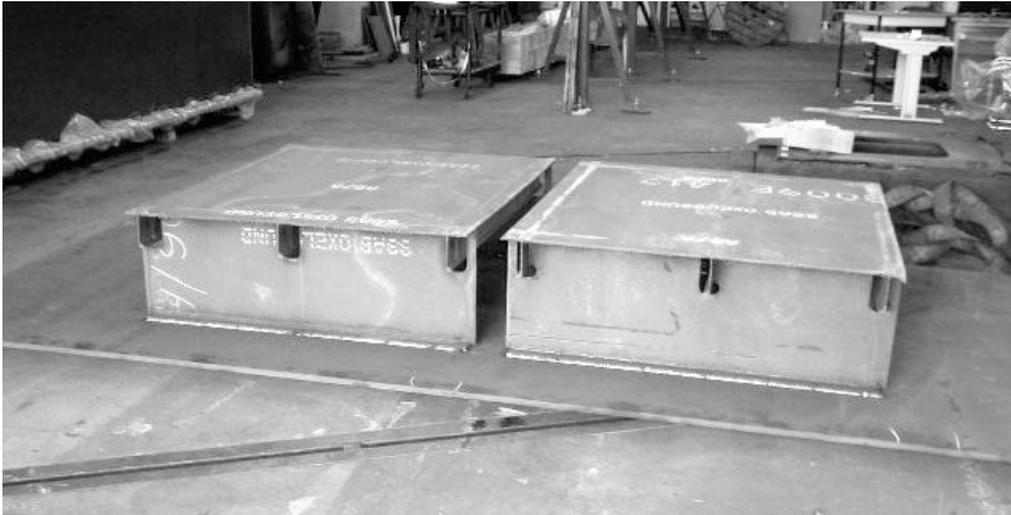


Abbildung 14: Erprobungsbauteile mit realen Bauteilabmessungen des Schiffbaus

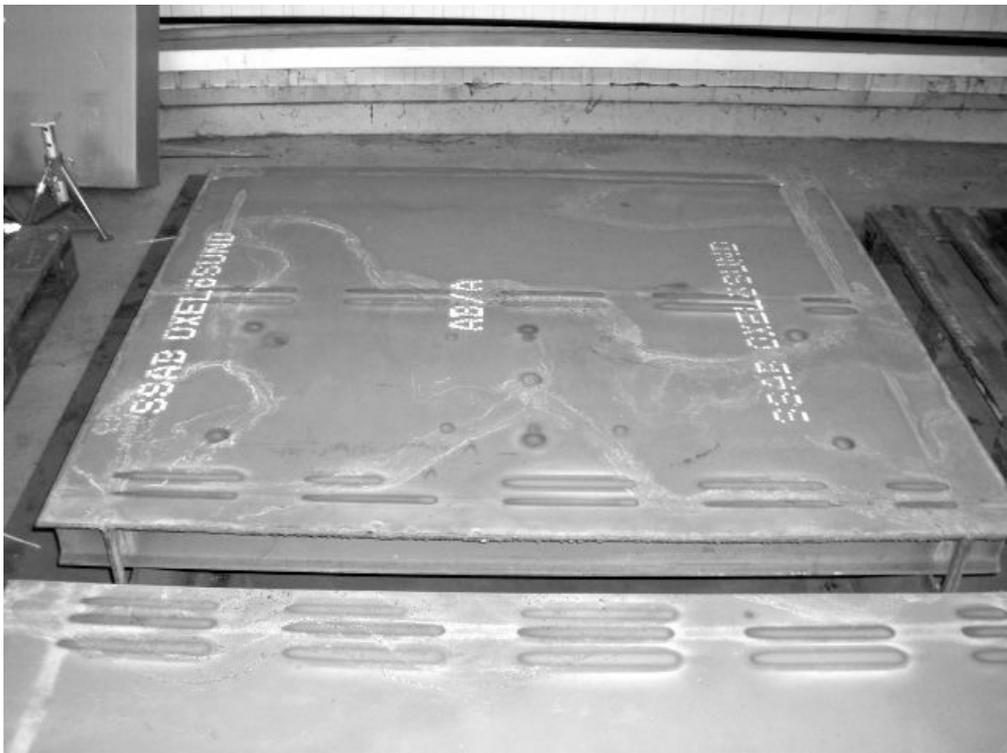


Abbildung 15: Abziehen der Steifen mit Wärmestrichen

5 Schlussfolgerungen

Der automatische Richtprozess hat folgende Vorteile:

- Die Prozesszeit beträgt nur 15...20 % des manuellen Richtens
- In Verbindung mit der verringerten Prozesszeit ist das Richten billiger und erfordert weniger Energie
- Der Prozess ist voll automatisiert und erfordert keine erfahrenen Richtschmiede

- Die Richttemperatur kann automatisch begrenzt werden, so dass Überhitzen von wärmeempfindlichen Werkstoffen und unerwünschte Gefügeumwandlungen vermieden werden.
- Die Datenbank der thermophysikalischen Werkstoffkennwerte erlaubt das Richten auch für andere Werkstoffe außer Stahl, wie z. B. Aluminiumlegierungen oder Titan.
- Das Richtgerät erlaubt das Arbeiten mit Blechdicken im Bereich von 2 bis 8 mm
- Es ist möglich, als Wärmequelle auf dem Richtgerät eine Azetylen-Sauerstoffflamme, einen Plasmalichtbogen oder gegebenenfalls auch einen Laser einzusetzen.

Das ausgearbeitete FEM-Modell des Warmrichtens von Modellpaneelen auf der Grundlage der Schrumpffunktion erlaubt außerdem die Durchführung von Zahlenexperimenten für unterschiedliche Anordnungen von Wärmestrichen und Wärmepunkten sowie für unterschiedliche Blechdicken unter Berücksichtigung sowohl der Schrumpfung in der Blechebene als auch der Winkelschrumpfung, die durch die ungleichmäßige Erwärmung über die Blechdicke hervorgerufen wird.

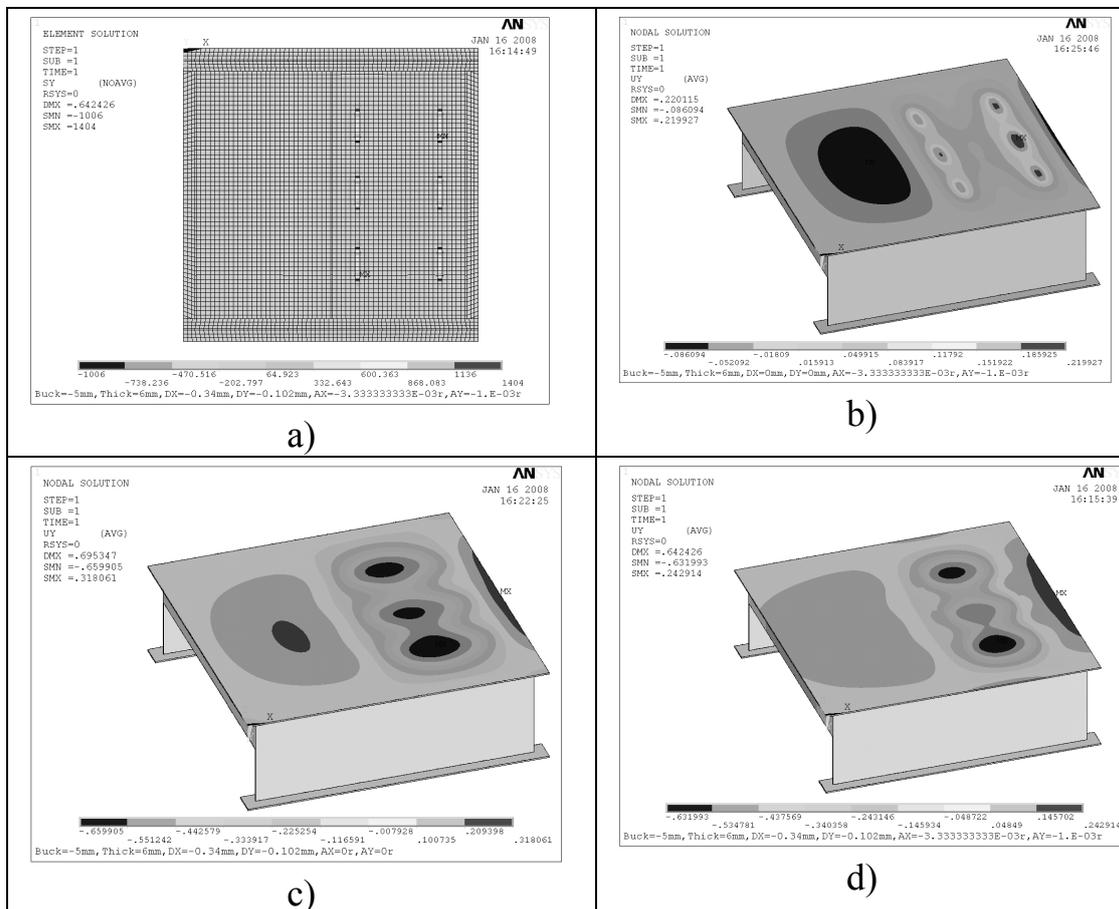


Abbildung 16: Verschiebung U_y aus der Blechebene durch Wärmestriche mit 150 mm Länge.. Ausgangsbeultiefe – 5 mm

- Anordnung von sechs Wärmestrichen;
- Wirkung der Winkeldeformation $U_y = +0,22$ mm
- Wirkung der Schrumpfdeformation in der Blechebene $U_y = -0,66$ mm;
- Summe von Winkel- und Schrumpfdeformation $U_y = -0,63$ mm;

Die Ergebnisse durchgeführter Zahlenexperimente gestatten folgende Aussagen:

1. Die Effektivität des Warmrichtens hängt in erheblichem Maß von der Ausgangsbeultiefe ab, d. h. die Verringerung der Beultiefe – faktisch die Biegung des Blechs – hängt vom Hebelarm der Schrumpfkkräfte ab. Bei kleinen Ausgangsgrößen der Beultiefe oder mit zunehmender Verringerung der Beultiefe im Prozess des Richtens nimmt die Richtwirkung stark ab.
2. Großen Einfluss auf die Effektivität des Warmrichtens hat die Dicke der Beplattung. Bei großen Blechdicken (6 mm) verringert sich die Effektivität und die Schrumpfdeformation in der Blechebene erheblich. Zusätzlich rufen große Blechdicken durch die ungleichförmige Erwärmung in Dickenrichtung Biegedeformationen hervor, die in Abhängigkeit vom Vorzeichen der Beule die Richtwirkung erheblich verringern können.
3. Das Ergebnis des Warmrichtens hängt weiterhin von der Anzahl und der Anordnung der Wärmefiguren auf dem Beulenbereich ab. Bei einer großen Anzahl von Wärmestellen kann der Richteffekt nicht als einfache Summe der Wirkung aller einzelnen Wärmestellen betrachtet werden. Die Verringerung der Beultiefe infolge einer einzelnen Erwärmungsstelle hat lokalen Charakter und findet in einem Bereich statt, dessen Abmessungen in etwa der Breite der Beule entsprechen. Außerhalb dieser Zone und teilweise auch in den Nachbarfeldern sind sogar kleinere Vergrößerungen der Beule zu beobachten. Daher muss das Warmrichten mit Wärmestrichen oder Wärmepunkten in der Zone der größten Beultiefe durchgeführt werden.
4. Beim Warmrichten von Beulen müssen eine Reihe objektiver Faktoren berücksichtigt werden, die die Effektivität dieser technologischen Operation besonders bei größeren Dicken begrenzen. Positive Richteffekte sind nur zu erzielen bei einer optimalen Auswahl der Verfahren und der Anordnung der Wärmefiguren mit einer neuen intelligenten Richtfolge.

Danksagung

Die Arbeiten wurden durch das Bundesministerium für Wirtschaft und Technologie unter dem Förderkennzeichen 03SX211A unterstützt, wofür an dieser Stelle gedankt sei.

Simulation des Schweißens und Verzuges im Schiffsbau

Stefan Gazdag¹, Thomas Rieger², Ulrich Prah³, Wolfgang Bleck⁴

¹ Institut für Eisenhüttenkunde, Intzestraße 1, RWTH Aachen, Deutschland
E-Mail: stefan.gazdag@iehk.rwth-aachen.de

² Institut für Eisenhüttenkunde, Intzestraße 1, RWTH Aachen, Deutschland
E-Mail: thomas.rieger@iehk.rwth-aachen.de

³ Institut für Eisenhüttenkunde, Intzestraße 1, RWTH Aachen, Deutschland
E-Mail: ulrich.prah@iehk.rwth-aachen.de

⁴ Institut für Eisenhüttenkunde, Intzestraße 1, RWTH Aachen, Deutschland
E-Mail: wolfgang.bleck@iehk.rwth-aachen.de

ZUSAMMENFASSUNG

Dieser Beitrag befasst sich mit dem für den Schiffsbau typischen Phänomen des Beulens, das als eine Konsequenz des Schweißverzuges angesehen werden kann. Bei vielen Anwendungen werden zur Erhöhung der strukturellen Steifigkeit von Schiffspaneele Holland-Profile aufgeschweißt, wobei es gerade bei einer rechteckigen Anordnung dieser Profile zum unerwünschten Beulen kommen kann. Die Hauptparameter, die das Beulen beeinflussen, sind neben den Bauteilabmessungen und der Dicke der Paneele die Parameter des Schweißprozesses und die Reihenfolge des Schweißens von einzelnen Profilen. In diesem Artikel wird ein Simulationsansatz für die Vorhersage des Verzuges während des Schweißens von Holland-Profilen formuliert, was der erste Schritt zur wissensbasierten Lösung des Problems ist. Hierfür wurde mit der kommerziellen Software SYSWELD[®] das Schweißen von Holland-Profilen auf ein rechteckiges Paneel simuliert. Zur Parameteridentifikation der äquivalenten Wärmequelle wurde eine physikalischbasierte Simulation mit der Software SimWeld durchgeführt. Die Phasenumwandlung während des Schweißens basiert auf einem Raten-Modell nach Leblond. Die Simulationsergebnisse wurden mit Experimenten validiert. Diese Arbeit wurde im Rahmen des Teilprojekts 4 des Transferbereichs 63 „Vorhersage lokaler mechanischer Eigenschaften in Schweißnähten“ durchgeführt und strebt die industrielle Anwendung von Ergebnissen an, die im Sonderforschungsbereich 370 „Interaktive Materialmodellierung“ generiert wurden.

1 Einleitung

Numerische Simulationen werden immer öfter für die Untersuchung von Prozessparametern eingesetzt, weil die Simulationen in vielen Fällen billiger und schneller als Experimente sind. Häufig müssen die notwendigen Experimente erst nach Durchführung erster Simulationen realisiert werden, womit die Betriebskosten im Designprozess erheblich gesenkt werden können. In diesem Artikel wird das Metallschutzgasschweißen (MSG) von einem Schiffspaneel mittels Simulation abgebildet. Der vorgestellte Simulationsansatz beinhaltet alle Elemente einer vollständigen Schweißsimulation [Radaj, 1999; Radaj, 2002], wobei im Vordergrund die Vorhersage von Verzug nach dem Schweißen steht.

Der Schweißprozess wurde mit Hilfe der Software SimWeld simuliert. Anschließend wurde die äquivalente Wärmequelle (ÄWQ) nach Goldak [Goldak, 1984] generiert. Die im SimWeld generierte äquivalente Wärmequelle (ÄWQ) wurde in die Software SYSWELD[®] übergeben und

hier für die Simulation des Verzuges verwendet. Die berechneten Ergebnisse wurden mit einem Experiment validiert.

2 Experiment

Um die Simulationsergebnisse zu validieren, wurde ein industrierelevantes Bauteil gefertigt. An einem Schiffspaneel aus Stahl S355 wurden drei Holland-Profile mit Hilfe eines MSG-Prozesses angeschweißt. Abmessungen und Anordnung der Profile sind in Abbildung 1 dargestellt.

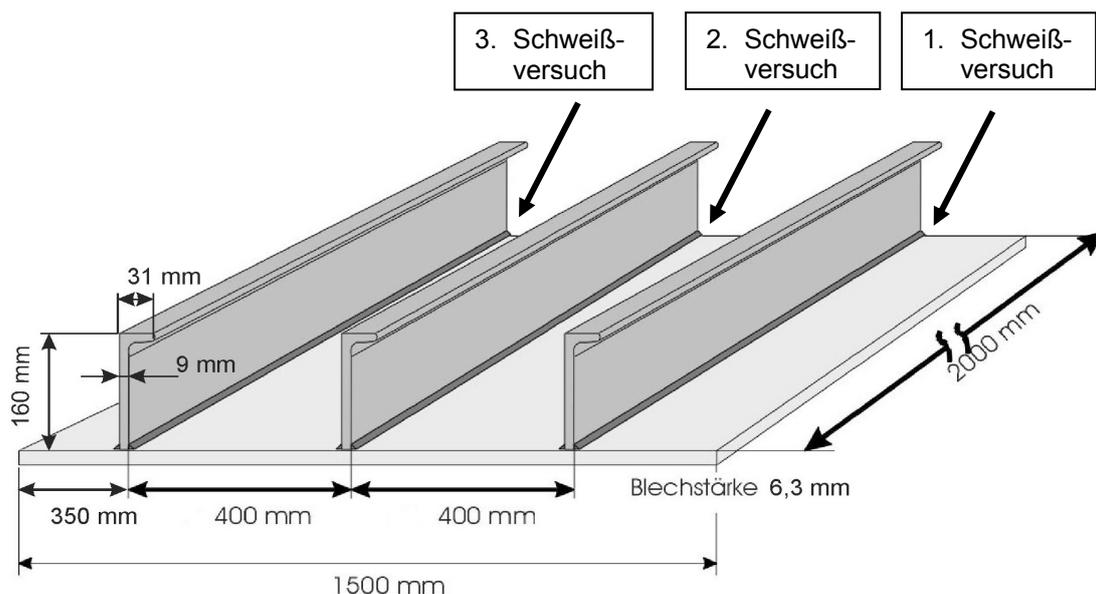


Abbildung 1: Platte mit Holland-Profilen

Die Schweißbrenner wurden unter 45° auf beweglichen Schweißtraktoren befestigt, die mit konstanter Geschwindigkeit von 700 mm/min führen. Der Zusatzwerkstoff (SG3 Draht mit Durchmesser von 1,4 mm) wurde mit Geschwindigkeit von 8,2 m/min zugeführt. Während des Schweißens wurden die Spannung und der Strom am Schweißbrenner gemessen und später für die Kalibrierung von SimWeld-Simulationen verwendet. Nach dem Schweißvorgang wurde die Platte auf einen Messtisch gelegt, so dass der Verzug der unteren Plattenseite mit einem 3D-Koordinatenmesssystem mechanisch mit einem Schritt von 100x100 mm gemessen werden konnte. Der gemessene Verzug ist in Abbildung 2 dargestellt.

3 Schweißsimulation

Die ÄWQ ist ein wichtiger Eingabeparameter für die FEM-Simulation des Verzugs. Eine häufig verwendete Wärmequelle ist die Formulierung nach Goldak. Um die Parameter der ÄWQ zu bestimmen, wurde zuerst eine Schweißprozesssimulation mit Hilfe der Software SimWeld durchgeführt. Eine genaue Beschreibung dieses Ansatzes kann man in [Mokrov et al., 2006] finden. SimWeld ist eine physikalisch basierte Simulationssoftware, die unter anderen die Vorhersage von Schweißbadgeometrie und Temperaturverteilung im Bereich von Schweißbad und Wärmeeinflusszone ermöglicht. Anschließend werden die Parameter der ÄWQ berechnet. Um den Effekt des Schweißens auf die gesamte Struktur zu untersuchen, wurde der ganze Bauteil mit der kommerziellen FEM-Software SYSWELD® simuliert.

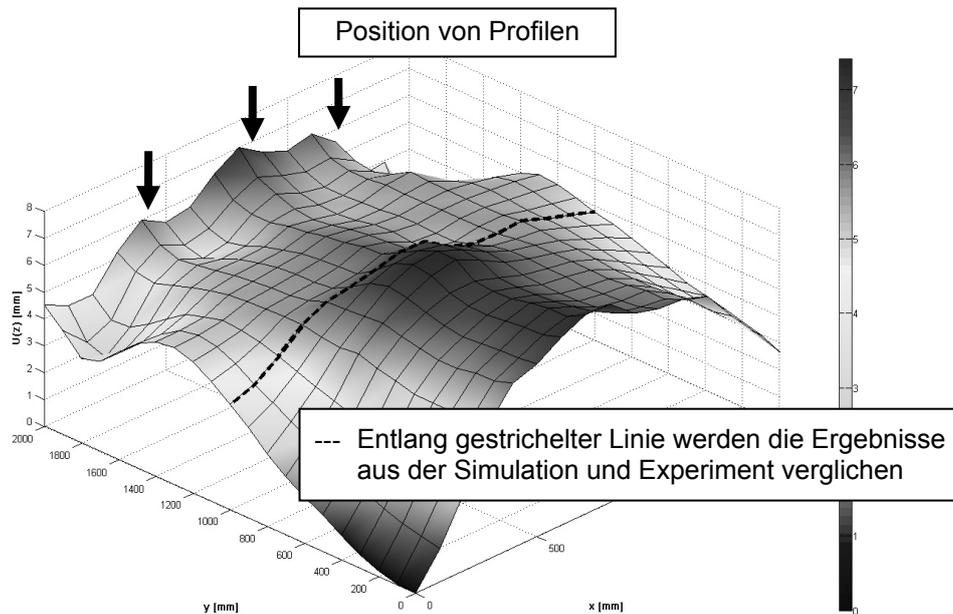


Abbildung 2: Experimentell gemessener Verzug bei Firma Stahlgießerei Hoffmann, Eschweiler

Der Vorteil dieser Software ist die Berücksichtigung von der während des Schweißens aufgetretenen Phasenumwandlung, die hauptsächlich aus der Volumenänderung und der Umwandlungsplastizität besteht.

Eine mit SYSWELD[®] durchgeführte Schweißsimulation besteht prinzipiell aus zwei Teilen. Der erste Teil ist eine Kopplung zwischen einer thermischen Berechnung und einer Phasenumwandlungsberechnung. Der zweite Teil ist die mechanische Berechnung und ist von thermo-metallurgischen entkoppelt, d.h. zuerst wird die thermometallurgische Berechnung durchgeführt und die Ergebnisse aus dieser Berechnung sind die Belastungen für die mechanische Berechnung.

Das für die Schweißsimulation benötigte FE-Netz wurde in Visual-Mesh[®] erzeugt und enthält 130.000 lineare 3D Elemente, was einen akzeptablen Kompromiss zwischen Vorhersagegenauigkeit und Rechenzeit darstellt. Es enthält mehrere Gruppen und Bereiche, die für die Definition von Randbedingungen und Leistungseinbringung notwendig sind. Besondere Beachtung erfordert die numerische Modellierung des Zusatzwerkstoffes, der während der Schweißung eingebracht wird. SYSWELD[®] bietet für die Simulation des Zusatzwerkstoffes zwei Ansätze:

- 1) Die Aktivierung der Elemente an der Stelle des Lichtbogens
- 2) Die Kaugummi-Methode

Bei dem ersten Ansatz führt die plötzliche E-Modul-Änderung während des Einschaltens der Elemente zu numerischen Schwierigkeiten. In Gegensatz zum ersten Ansatz verursacht die Kaugummi-Methode keine numerischen Probleme. Bei der Kaugummi-Methode wird der Zusatzwerkstoff als eine künstliche Phase modelliert, die von Anfang an ein Bestandteil des Netzes ist, allerdings mit speziellen Eigenschaften versehen: Sie wird mit geringen Werten für E-Modul (1000 MPa) und Streckgrenze (245 MPa) versehen und aus mechanischer Sicht hat sie keinen Einfluss auf das Verhalten des Gesamtsystems. Sie kann sich nicht thermisch ausdehnen, aber sie leitet die Wärme. Bei der Schmelztemperatur wandelt die Phase in das geschmolzene Material um und erstarrt anschließend infolge des Prozesses, so dass auch diese Bereiche einen Beitrag für das mechanische System leisten. In Fall des Schiffspaneels wurde die Kaugummi-Methode für die Modellierung der Schweißnaht verwendet.

Material der Platte und der angeschweißten Profilen ist der Stahl S355, der in Materialdatenbank von SYSWELD® vorhanden ist. Aus diesem Grunde war eine neue Kalibrierung des Umwandlungsmodells nicht erforderlich.

4 Ergebnisse

Der mit Hilfe von SYSWELD® vorhergesagte Verzug ist in Abbildung 3 zusammen mit der Kontur der Anfangsgeometrie dargestellt. Für verschiedene Simulationen sind in Abbildung 4 die Ergebnisse für die in Abbildung 2 gekennzeichnete Linie mit den experimentellen Werten verglichen. Hierbei wurde in der Simulation Sim1 eine Standard-Wärmequelle aus der SYSWELD® verwendet. In Simulationen Sim2 und Sim3 stammen die Parameter der ÄWQ aus SimWeld. In Simulation Sim3 wurden zusätzlich die geometrischen Nichtlinearitätseffekten (GNL-Effekt) berücksichtigt.

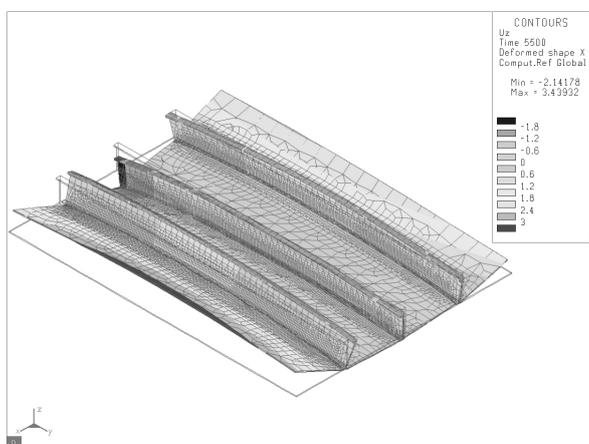


Abbildung 3: Vertikale Verformung des Schiffspaneel nach dem Schweißen (dargestellt mit 50fache Vergrößerung)

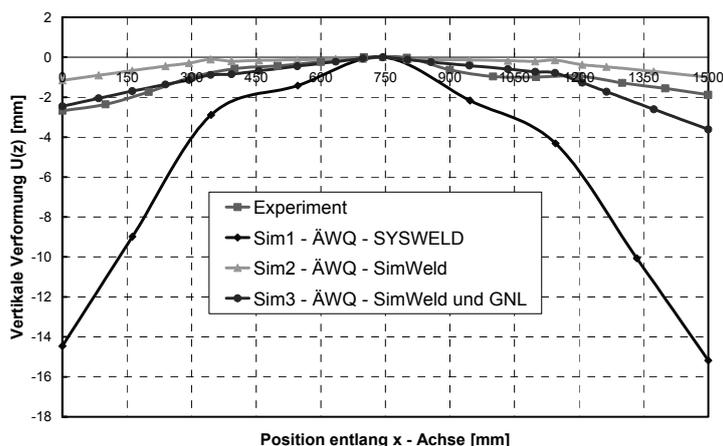


Abbildung 4: Vergleich von simulierten Ergebnissen mit Experiment

Es ist deutlich zu erkennen, dass die SimWeld-SYSWELD[®]-Kopplung zu einer deutlichen Verbesserung der Simulationsergebnisse geführt hat. Die Berücksichtigung von GNL-Effekten liefert eine weitere Verbesserung der Simulationsergebnisse, bewirkt allerdings gleichzeitig eine starke Zunahme der Rechenzeit.

5 Schlussfolgerungen

Auf Grund der erreichten Ergebnisse lassen sich folgende Schlussfolgerungen ziehen:

- In der Software SimWeld ist für MSG-Schweißen ein physikalisch basiertes Modell zur Vorhersage von Parameter für eine äquivalente Wärmequelle vorhanden.
- Die SimWeld-SYSWELD[®]-Kopplung ermöglicht eine sehr gute Vorhersage des Schweißverzuges.
- Der vorgestellte Ansatz könnte zur Optimierung des Schweißprozesses im Schiffsbau verwendet werden.

6 Danksagung

Die in diesem Artikel dargestellten Arbeiten sind im Rahmen des Teilprojektes „Vorhersage der lokalen mechanischen Eigenschaften in Schweißnähten“ innerhalb des DFG-finanzierten TFB63 „praxisrelevante Modellierungswerkzeuge“ entstanden. Für die DFG-Finanzierung sowie die aktive Beteiligung der verschiedenen Industriepartner sei hiermit dankbar hingewiesen.

7 Literatur

Radaj, D. (1999), Schweißprozesssimulation. Grundlagen und Anwendungen, DVS-Verlag, Düsseldorf.

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

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

Mokrov, O.; Pavlyk, V. and Dilthey, U.(2006), "Analyses of Thermo-Electrical Process and Electrode Metal Transfer During Gas-Metal-Arc Welding with the Aid of Numerical Modeling", *Math. Mod. Inf. Techn. Weld. Relat. Pro.*, Paton Electric Welding Institute, Kiev, Ukraine, pp. 250-257.

Reduzierung von Rechenzeiten in Mechanikberechnungen unter Berücksichtigung von instationären und quasi-stationären Temperaturfeldern beim Schweißen

Marcus Brand, Michael Luke und Jörg Hohe

Fraunhofer Institut für Werkstoffmechanik, Wöhlerstraße 11, Freiburg i. Br., Deutschland

Marcus.Brand@iwf.fraunhofer.de

Michael.Luke@iwf.fraunhofer.de

Joerg.Hohe@iwf.fraunhofer.de

ZUSAMMENFASSUNG

Mit transienten Schweißnahtsimulationen lassen sich Verzug und Eigenspannungen während des Schweißens im Vergleich zu Ersatzmethoden detaillierter abbilden. Die Genauigkeit transienter Berechnungen führt aber zu höchsten Rechenzeiten. Es kann gezeigt werden, dass für transiente Berechnungen im quasi-stationären Bereich einer Schweißnaht die Berechnung erheblich beschleunigt werden kann, ohne auf die Qualität und die Detailtreue der transienten Berechnung verzichten zu müssen. Das quasi-stationäre Verhalten von Temperaturfeldern wird an zwei Beispielen untersucht und in einer Mechanikberechnung angewandt.

1 Einleitung

Mechanikberechnungen sind – unabhängig vom verwendeten Code – und je nach Anzahl der Elemente bzw. Knoten sehr zeitaufwändig. Berechnungen lassen sich sowohl transient oder mit Ersatzmethoden ausführen. Je nach Wahl der Ersatzmethode können die Ergebnisse unterschiedlich genau ausfallen. Die am IWM entwickelte Methode zur Ausnutzung von quasi-stationären Bereichen einer Schweißnaht stellt das Bindeglied zwischen einer transient und einer Steady-State-Rechnung ausgeführten dar. Ziel der Methode ist die Schnelligkeit einer Steady-State-Rechnung mit der Genauigkeit einer transienten Berechnung zu kombinieren. Die Methode wurde im Rahmen des von der Aif geförderten Projekts zur „Anwendungsnahen Schweißsimulation komplexer Strukturen“ am IWM entwickelt. Es wird eine Laserblindnahtschweißung an einer Aluminiumlegierung und eine MAG-Schweißung von Feinkornbaustählen zu einem Profilknoten aus dem Fahrzeugbau untersucht.

2 Verhalten von Temperaturfeldern beim Schweißen

Zu Schweißbeginn und am -nahtende zeigen Temperaturfelder ein instationäres Verhalten. Während des Schweißens kann sich aber ein quasi-stationäres Temperaturfeld ausbilden. Der Begriff des quasi-stationären Temperaturfelds wurde erstmals von [Rosenthal, 1941] geprägt. Der Übergang vom instationären zum quasi-stationären Bereich ist fließend und von den Schweißparametern sowie den thermophysikalischen und –metallurgischen Materialdaten in Temperaturfeldberechnungen abhängig. Die Schweißnaht kann als quasi-stationär angenommen werden, wenn sich die Temperatur entlang der Schweißnaht nicht mehr ändert. Betrachtet wird zunächst das Temperaturfeld der Laserblindnahtschweißung einer Aluminiumlegierung des Werkstoffs Ecodal.

Wird entlang der Schweißnaht die berechnete Maximaltemperatur jedes Temperatur-Zeit-Verlaufs an jedem Knoten des FE-Netzes über der Schweißnahtlänge und in verschiedenen Parallelen zur Schweißnahtmitte aufgetragen, so ergeben sich die Kurven von Maximaltemperaturen in Abbildung 1. Der quasi-stationäre Bereich entlang der Schweißnahtlänge ($dT/dx_x=0$) zeigt sich als Linie konstanter Maximaltemperaturen.

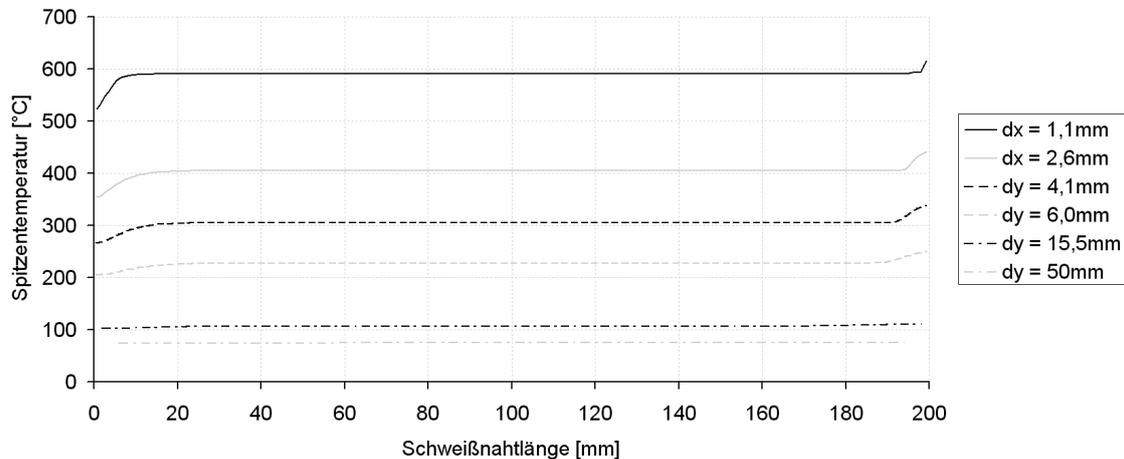


Abbildung 1: Maximaltemperaturen parallel zur Schweißnahttrichtung beim Laserblindnahtschweißen einer Aluminiumlegierung (Ecodal)

Werden die Temperaturverläufe mit der jeweiligen Temperatur im quasi-stationären Bereich normiert, so zeigt Abbildung 2, dass sich mit zunehmender Entfernung von der Nahtmitte der quasi-stationäre Bereich verkürzt.

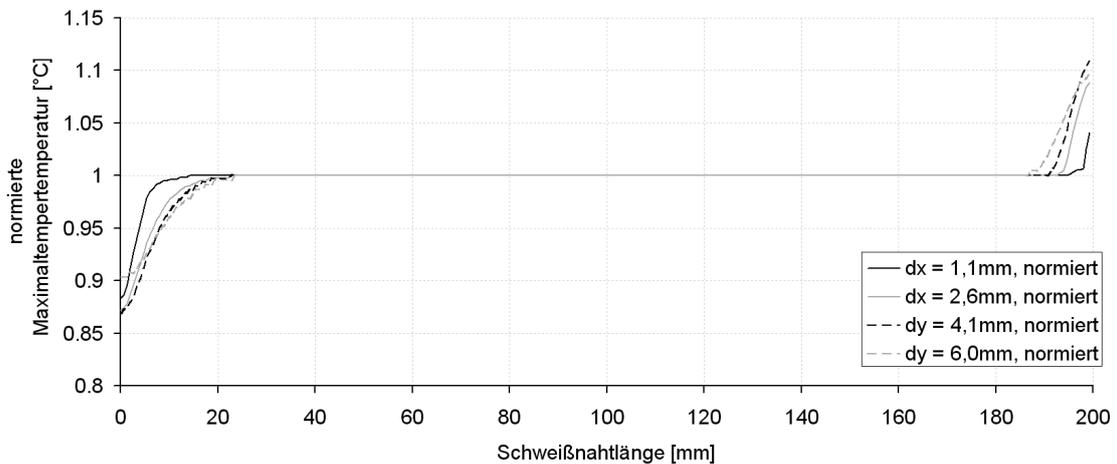


Abbildung 2: Normierte Maximaltemperaturen parallel zur Schweißnahttrichtung beim Laserblindnahtschweißen einer Aluminiumlegierung (Ecodal)

Am Beispiel einer MAG-Schweißnaht eines Profilknotens aus dem Fahrzeugbau zeigen die Maximaltemperaturen parallel zur Schweißnahttrichtung für die MAG-Schweißung keinen quasi-stationären Bereich mehr. Abbildung 3 zeigt die Maximaltemperaturen als Konturplot im Vergleich zur Laserblindnahtschweißung. Anhand der Farbgebung ist deutlich zu erkennen,

dass die Temperaturen in Parallelen zur Schweißnahtmitte nicht konstant sind. Bei der Laserblindnahtschweißung zeigen sich konstante Maximaltemperaturen.

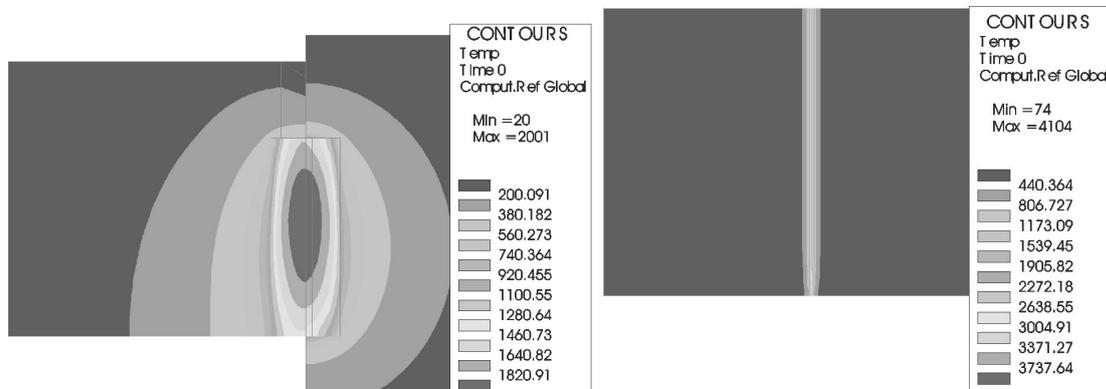


Abbildung 3: Maximaltemperaturen parallel zur Schweißnahtichtung beim MAG-Schweißen von Feinkornbaustählen eines Profilknottes (links) und beim Laserblindnahtschweißen einer Aluminiumlegierung (Ecodal, rechts)

Die Schweißnaht der MAG-Schweißung ist mit 36mm im Vergleich zur Laserblindnahtschweißung mit 200mm zu kurz. Aus der Betrachtung der Maximaltemperaturen parallel zur Schweißnaht kann auch abgeschätzt werden, welche Ersatzmethode zur Verringerung der Rechenzeiten in Mechanikberechnungen eingesetzt werden kann. Am Beispiel der Laserblindnahtschweißung zeigt sich der Einfluss der instationären Bereiche des Nahtanfangs und des –endes in bezug auf den quasi-stationären Bereich untergeordnet. Für den Profilknott würde die Steady-State-Berechnung zu einer Verfälschung des Ergebnisses führen, da kein quasi-stationärer Bereich existiert.

3 Numerische Betrachtung des quasi-stationären Verhaltens von Temperaturfeldern für Mechanikberechnungen

In Mechanikberechnungen zu Verzug und Eigenspannungen werden die akkumulierten plastischen Dehnungen inkrementell aus der Fließfunktion und dem Lagrangeparameter nach Gleichung 1 berechnet.

$$\frac{\partial \varepsilon_{ij}^{pl}}{\partial t} = d\lambda \frac{\partial \Phi}{\partial \sigma_{ij}} \quad \text{mit} \quad \frac{\partial \Phi}{\partial t} = 0 \quad (1)$$

Die Fließfunktion in Gleichung 2 setzt sich aus dem Spannungsdeviator, den Fließspannungen, der Temperatur, den akkumulierten plastischen Dehnungen sowie weiteren Größen zusammen.

$$\Phi = \Phi(\sigma'_{ij}, \sigma_0, T, \varepsilon_{ij}^{pl}, \xi_k) \quad (2)$$

Mit konstanter Schweißgeschwindigkeit v_k und den Parametern wie Blechdicke, Leistung bzw. Energieeinbringung in das Werkstück und Nahtvorbereitung, die bei der Mehrzahl der Fügeverbindungen in der industriellen Fertigung konstant sind, kann die Zeitabhängigkeit aus Gleichung 1 nach [Goldak and Gu, 1995] wie folgt ersetzt werden:

$$v_k = \frac{\partial x_k}{\partial t} = \text{const} \Rightarrow \frac{\partial}{\partial t} = -v_k \frac{\partial}{\partial x_k} \quad (3)$$

Die akkumulierten plastischen Dehnungen sind mit Gleichung 3 nicht mehr zeitabhängig, sondern ortsabhängig, wie Gleichung 4 zeigt.

$$\frac{\partial \varepsilon_{ij}^{pl}}{\partial t} = -v_k \frac{\partial \varepsilon_{ij}^{pl}}{\partial x_k} \quad (4)$$

Mit der Substitution kann Gleichung 1 in Gleichung 5 vereinfacht angegeben werden:

$$-v_k \frac{\partial \varepsilon_{ij}^{pl}}{\partial x_k} = d\lambda \frac{\partial \Phi}{\partial \sigma_{ij}} \quad (5)$$

Der Lagrangeparameter muss nicht mehr iterativ berechnet werden, sondern ergibt sich in der nullten Iteration. Der Zeitvorteil liegt in der Vermeidung der Iterationen zur Bestimmung des Lagrangeparameters durch die Vorgabe der akkumulierten plastischen Dehnungen.

Das Inkrement der plastischen Dehnungen kann aus der Berechnung von zwei aufeinander folgenden Mechanikrechnungen aufgefasst werden. Die Differenz aufaddiert auf die letzte Lösung ergibt eine Schätzung der akkumulierten plastischen Dehnungen, die mit Gleichung 1 vom Solver geprüft wird. Ist die Lösung nach der nullten Iteration nicht erfolgt, so liegt kein quasi-stationäres Verhalten vor, anderfalls wird die Berechnung fortgesetzt. Der Vorteil liegt darin, dass durch lokale Einspannungen oder sprunghafte Querschnittsänderungen, die sich in der Temperaturfeldberechnung nicht immer als instationäre Bereich darstellen, durch die Prüfung nach Gleichung 1 vom Solver des FE-Codes Sysweld ebenfalls berücksichtigt werden.

4 Anwendung auf eine Plattenschweißung

Das Temperaturfeld – auch als Wärmewirkung nach [Radaj, 2001] bekannt – verursacht während des Schweißens plastische Dehnungen, die als Verzug und Eigenspannungen in Erscheinung treten. Da sich mit der Entfernung zur Naht der quasi-stationäre Bereich des Temperaturfelds verkürzt und die plastischen Dehnungen nur in der Nähe der Naht auftreten, wird eine Referenztemperatur definiert, bei der das quasi-stationäre das instationäre Temperaturfeld abgelöst. Das Kriterium hierzu ist die Ausdehnung des Feldes der akkumulierten plastischen Dehnungen. Um der maximalen Ausbreitung des Feldes eine Referenztemperatur zuzuordnen zu können, wurde eine Java-Routine entwickelt, die das in ASCII exportierte Temperaturfeld des Programcodes Sysweld einliest und verarbeitet. Mit der Routine werden die Spitzentemperaturen jedes Temperatur-Zeit-Verlaufs an jedem Knoten ausgelesen und an Sysweld übergeben. Es wird ein Ergebnisfile erzeugt, mit dem die Maximaltemperaturen an jedem Knoten als Plot in Sysweld dargestellt werden können.

Die Laserblindnahtschweißung des Werkstoffs Ecodal bei mechanisch eindeutiger Lagerung wurde mit den Materialdaten des Programmpakets Sysweld durchgeführt. Werden die Maximaltemperaturen dem Feld der bei Raumtemperatur vorliegenden akkumulierten plastischen Dehnungen nach einer Schweißung gegenübergestellt, so zeigen sich unterhalb von 125°C keine akkumulierten plastischen Dehnungen, wie in Abbildung 4 gezeigt ist.

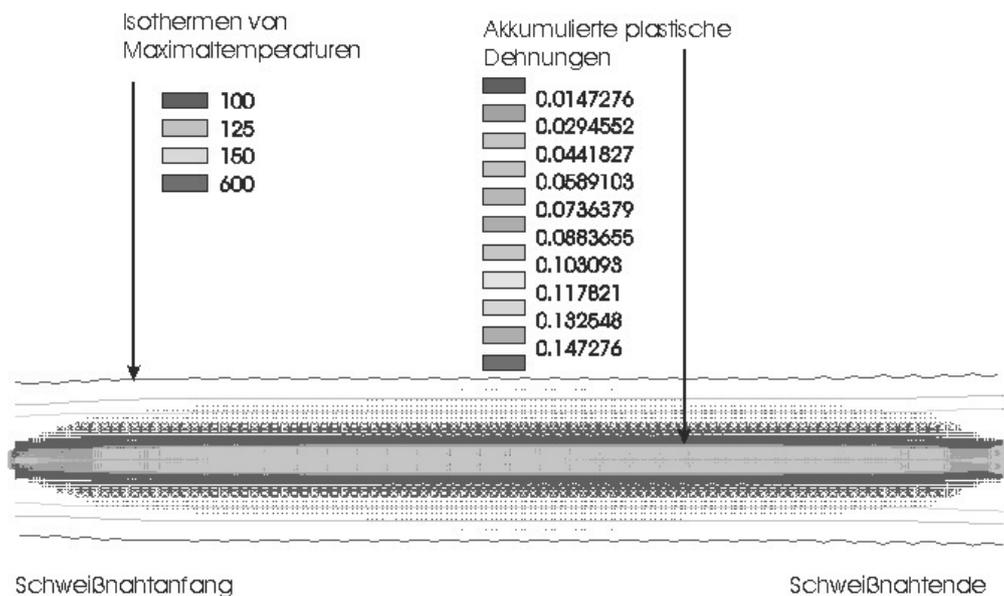


Abbildung 4: Akkumulierte plastische Dehnungen im Vergleich zu den Isothermen beim Schweißen

Die Temperatur wird als Referenztemperatur definiert, unterhalb derer akkumulierte plastische Dehnungen nicht auftreten. Im vorliegenden Fall wurde parallel zur Schweißnaht und im Abstand von 15,5mm von der Schweißnahtmitte eine Referenztemperatur von 107°C gefunden.

Abbildung 5 zeigt für die Maximaltemperaturen im Abstand von 15,5 mm von der Schweißnahtmitte. Der Temperaturgradient $dT/dx_r=0$ kennzeichnet den quasi-stationären Bereich der Schweißnaht, der in diesem Fall 62 % der Schweißnahtlänge beträgt. Bereits nach 38 mm stellt sich ein quasi-stationärer Zustand ein. Bei durchschnittlich 8 Iterationsschritten zur Bestimmung des Lagrangeparameters pro Mechanikzeitschritt im quasi-stationären Bereich ergibt sich eine abgeschätzte Rechenzeiteinsparung von 87,5% mit dem quasi-stationären Ansatz.

Als Ergebnis der Analyse des Temperaturfelds wird mit der Java-Routine ein Input-File erzeugt, mit dem eine Mechanikberechnung für den instationären bis in die ersten zehn Lastschritte des quasi-stationären Bereichs transient durchgeführt wird. Die letzten beiden Lastschritte werden zur Weiterverarbeitung in Java im ASCII-Format aus Sysweld exportiert und das Inkrement der plastischen Dehnungen gebildet. Dieses aufaddiert auf den letzten Lastschritt ergibt ein neues Ergebnisfile, das an Sysweld weitergegeben wird.

Die Ausgleichsrechnung der Spannungen erfolgt mit Sysweld im nullten Lastschritt. Das Aufaddieren der akkumulierten plastischen Dehnungsinkremente auf die jeweils letzte Lösung wird nur für den quasi-stationären Bereich angewendet. Am Nahtende stellt sich erneut ein instationärer Bereich ein. Die Java-Routine erzeugt ebenso ein Input-File, ab dem im instationären Bereichs transient bis zur vollständigen Abkühlung weitergerechnet werden wird.

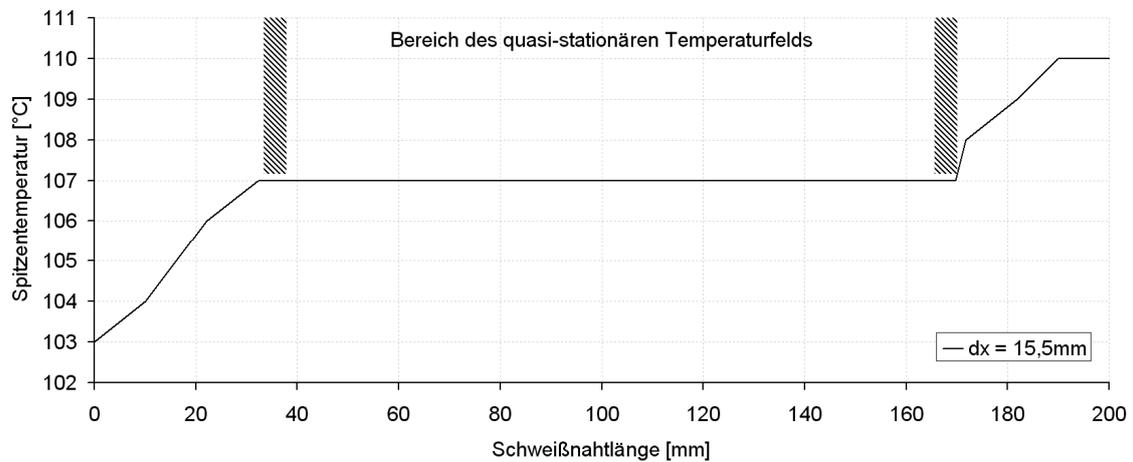


Abbildung 5: In- und quasi-stationäre Bereiche des Temperaturfelds quer zur Naht

In den nachfolgenden Abbildungen sind die Verzugs- und Eigenspannungsergebnisse zweier Mechanikberechnungen zu gleichen Zeitschritten gegenübergestellt. In der linken Abbildungshälfte sind jeweils die Ergebnisse dargestellt, die sich bei einer transienten Schweißnahtberechnung ergeben. In der rechten Abbildungshälfte ist das Ergebnis dargestellt, das sich aus dem Ansatz des quasi-stationären Bereichs des Temperaturfelds für die Mechanikberechnung ergibt.

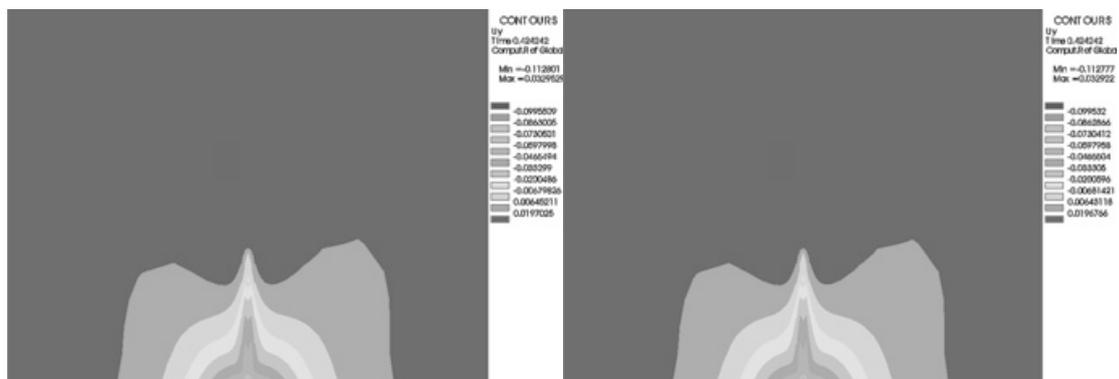


Abbildung 6: Längsverformungen der transienten Mechanikberechnung (links) und unter Ausnutzung des quasistationären Verhaltens von Temperaturfeldern (rechts)

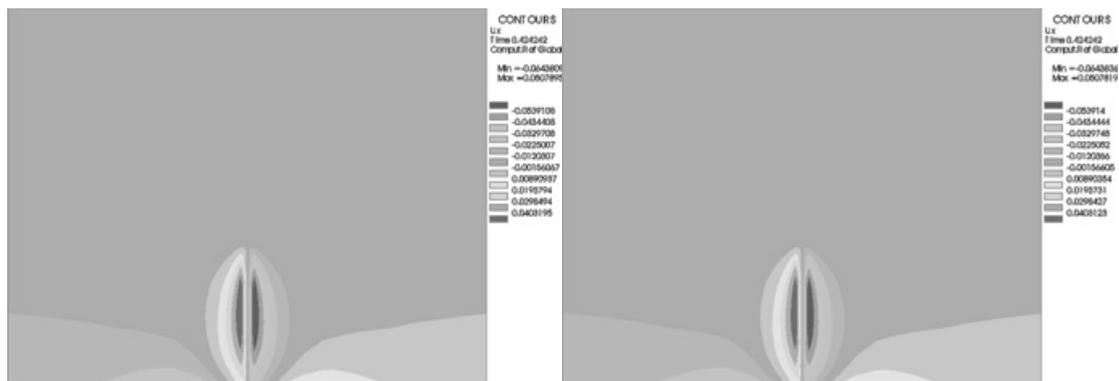


Abbildung 7: Querverformungen der transienten Mechanikberechnung (links) und unter Ausnutzung des quasistationären Verhaltens von Temperaturfeldern (rechts)

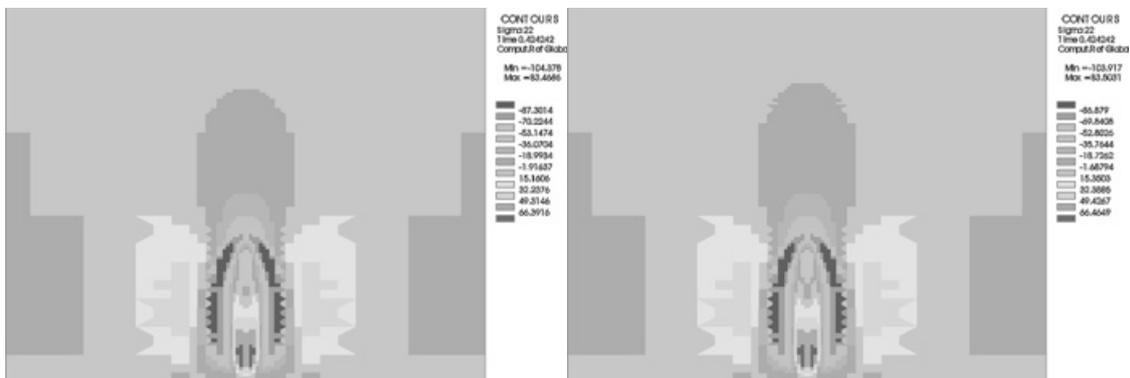


Abbildung 8: Längseigenstressen der transienten Mechanikberechnung (links) und unter Ausnutzung des quasistationären Verhaltens von Temperaturfeldern (rechts)



Abbildung 9: Quereigenstressen der transienten Mechanikberechnung (links) und unter Ausnutzung des quasistationären Verhaltens von Temperaturfeldern (rechts)

Die Absolutwerte für die Verformungen und Eigenstressen während des Schweißens beider Vorgehensweisen sind in Tabelle 1 angeführt.

Tabelle 1: Absolutwerte des Verformungs- und Eigenspannungsergebnisse aus der transienten und der quasi-stationären Mechanikberechnung im Vergleich

Berechnung	Längsverformung [mm]	Querverformung [mm]	Längseigen- spannung [MPa]	Quereigen- spannung [MPa]
Transient min/maxa	-643,809E-6	-112,8E-3	-104,378	-118,864
	50789,5E-6	3295,3E-5	83,468	43,925
Quasi- stationär	-643,836E-6	-112,78E-3	-103,92	-119,245
	50789,2E-6	3292,2E-5	83,503	43,89

Die Konturplots in den Abbildungen zeigen eine sehr gute Übereinstimmung zwischen den beiden Vorgehensweisen. Das quasi-stationäre Verhalten der Mechanikberechnung wurde bisher nur für einen Lastschritt erprobt und muss in der Weiterentwicklung noch auf den gesamten quasi-stationären Bereich der Schweißnaht angewendet werden.

Im Hinblick auf die Rechenzeitverkürzung und die Ergebnistreue von Mechanikberechnungen liefert die Betrachtung der Maximaltemperaturen in Parallelen zur Naht wichtige Hinweise zur Auswahl der Ersatzmethode.

5 Literatur

Rosenthal, D. (1941), "Mathematical theory of heat distribution during welding and cutting", *Welding Journal*, 1941, Vol. 20 (5), pp. 220-234.

Radaj, D. (2001), "Heat Effects of Welding - Temperature Field, Residual Stress", *Distortion* Springer-Verlag, Berlin, 1992.

Goldak, J. and Gu, M., „Computational weld mechanics of the steady state“, Mathematical Modelling of Weld Phenomena 2, Cerjak, P. H. (ed.), pp. 207-225.

Experimentelle und numerische Analyse des Geometrieinflusses auf den Schweißeigenspannungszustand

Christoph Heinze, Christopher Schwenk, Michael Rethmeier

Bundesanstalt für Materialforschung und –prüfung, Fachgruppe V.5 „Sicherheit gefügter Bauteile“, Unter den Eichen 87, D-12205 Berlin
E-Mail: christoph.heinze@bam.de

ZUSAMMENFASSUNG

Die vorliegende Arbeit stellt Untersuchungen im Rahmen eines Forschungsprojektes mit Schwerpunkt in der experimentellen und numerischen Analyse schweißbedingter Eigenspannungen und Verzüge beim Mehrlagenschweißen dar. Das Auftreten von kritischen Eigenspannungszuständen und untolerierbaren Verzügen während des Fertigungsprozesses verursacht durch erforderliche Nacharbeiten, wie z.B. Richten oder Wärmenachbehandlungen, zusätzliche Kosten. Diese Nacharbeiten können vermieden werden, wenn die numerische Schweißsimulation auf der Grundlage von zuverlässigen Berechnungsergebnissen zur Optimierung angewandt wird.

Die Analyse des Eigenspannungszustandes erfolgt an 5 mm dicken Blechen des unlegierten Baustahls S355J2, wobei Stumpfnah-Verbindungen mittels Metall-Aktiv-Gas-(MAG)-Schweißen ausgeführt worden sind. Im Zusammenhang mit den Experimenten werden sowohl Temperaturzyklen und Eigenspannungen gemessen als auch Schmelzbadgeometrie und Mikrostruktur ermittelt.

Auf der Basis eines experimentell validierten Temperaturfeldes und umfangreichen röntgenografischen Eigenspannungsuntersuchungen erfolgen numerische Strukturberechnungen. Die auftretenden Phasenumwandlungen werden in der Simulation berücksichtigt.

Die Betrachtung verschiedener Blechkonfigurationen gibt den Einfluss der Blechlänge auf das Niveau der entstehenden Eigenspannungen wieder. Es stellt sich heraus, dass sich die Quereigenspannungen in den nahtnahen Bereich mit zunehmender Blechlänge in den Druckbereich verschieben. Dieses Verhalten kann durch die experimentell validierte Struktursimulation des vorliegenden Prozesses numerisch abgebildet werden und schafft somit den Ausgangspunkt für die spätere Berechnung von mehrlagigen Schweißnähten.

1 Einleitung

Die Simulation physikalischer Vorgänge stellt in der Industrie einen wesentlichen Punkt für die Produkt- und Kostenoptimierung dar. Die Automobilindustrie zeigt beispielsweise großes Interesse an der numerischen Berechnung realer Schweißprozesse, wobei hier der Verzug und die Eigenspannungen als entscheidendes Berechnungsergebnis im Vordergrund der so genannten Struktursimulation stehen. Im Bereich der mehrlagig geschweißten Grobbleche im Schiffs- und Schienenfahrzeugbau stellt die Schweißsimulation ebenfalls ein wichtiges Instrument zur rechnerischen Abschätzung entstehender Eigenspannungen und Formänderungen dar. Das Schweißen von Einzelstücken und Kleinserien, wie es in diesen Industriebereichen auftritt, beschränkt wegen hoher Bauteilkosten und des notwendigen Aufwandes die wirtschaftliche Durchführbarkeit von Schweißversuchen. Hierbei bietet die numerische Schweißsimulation ein beachtliches Potential Entwicklungs- und Produktionskosten durch den effizienteren Einsatz von Zeit und Ressourcen zu senken. Der Begriff des

„Simultaneous Engineering“ steht im engen Zusammenhang mit der Durchführung von Simulationsprozessen während der Produktentwicklung und -fertigung.

Das Schweißen von Bauteilen ist ein Prozess, der durch einen hohen Grad an Komplexität gekennzeichnet ist. Diese Komplexität wird auf nichtlineare Abhängigkeiten der Werkstoffkennwerte, Temperaturverläufe und Phasenumwandlungen zurückgeführt. Bei jedem Schweißprozess entstehen in unterschiedlicher Ausprägung Eigenspannungen und Verzüge, die direkt durch diese Nichtlinearitäten beeinflusst werden. Hier ist die Herausforderung für die Simulation zu sehen, da sie kosteneffiziente Parameterstudien und Versuche mit geringerem Zeit- und Materialaufwand realisierbar macht. Des Weiteren ist, im Gegensatz zu vielen experimentellen Versuchsmethoden, die Bestimmung von Eigenschaften im dreidimensionalen Raum an beliebigen Orten des untersuchten Bauteils im gesamten Prozessablauf möglich. Die computergestützte Vorhersage von Schweißprozessen ist jedoch bisher nur durch erfahrene Anwender der Berechnungsprogramme möglich, wobei die exakte Abbildung des Eigenspannungszustandes häufig einen Kernpunkt darstellt. Die korrekte Simulation der ablaufenden Prozesse und die Anwendung der Schweißsimulation durch Ingenieure ohne umfassende Erfahrungen zu ermöglichen, sind zentrale Aspekte der Forschung und Entwicklung.

Das Ziel der vorliegenden Arbeit ist die numerische Berechnung von Eigenspannungen unter Berücksichtigung von Phasenumwandlungen und die Klärung des Einflusses der Blechlänge auf die Simulationsergebnisse. In diesem Zusammenhang werden anhand von Metall-Aktiv-Gas(MAG)-Schweißversuchen umfangreiche experimentelle Untersuchungen durchgeführt, die zur Analyse der Wärmewirkung des Schweißens dienen. Zu den entsprechenden Untersuchungen zählen Thermoelementmessungen von Temperaturzyklen in der Wärmeeinflusszone (WEZ), Analyse sowohl der Makro- als auch der Mikrostruktur, Aufnahmen des Schmelzbades und röntgenografische Eigenspannungsuntersuchungen. Die entsprechenden Ergebnisse werden für die Validierung des Temperaturfeldes der numerischen Simulation verwendet. Das abgeglichene Temperaturfeld liefert folglich die Eingangsdaten für die anschließende strukturmechanische Berechnung der Eigenspannungen. Daraufhin werden die numerisch berechneten mit den experimentell ermittelten Eigenspannungen verglichen und der Einfluss der Blechlänge auf den Eigenspannungszustand herausgestellt. Die Evaluierung des Geometrieinflusses auf die Eigenspannungsbildung hebt eine gute Abbildung des experimentell festgestellten Verhaltens durch die Simulation hervor. Die dargestellte Vorgehensweise der Schweißsimulation wird in Übereinstimmung mit den Ausführungen in [Schwenk, 2009] durchgeführt.

2 Experimentelle Versuchsdurchführung und -ergebnisse

Die experimentellen Versuche werden an einem unlegierten Baustahl der Bezeichnung S355J2 durchgeführt. Die chemische Zusammensetzung des Versuchswerkstoffes ist mittels Funkenspektralanalyse geprüft worden, Tabelle 1, und entspricht den Normvorgaben der DIN EN 10025-2:2004.

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung des verwendeten Versuchswerkstoffes S355J2, bestimmt mittels Funkenspektralanalyse, Angaben in Gewichtsprozent

	C	Si	Mn	Al	Mo	Cr	Cu	Ni	P	S	N	Fe
Normvorgabe DIN EN 10025	max. 0,20	max. 0,55	max. 1,60	min. 0,02	k.A.	k.A.	max. 0,55	k.A.	max. 0,03	max. 0,03	k.A.	Rest
S355J2	0,14	0,20	0,67	0,04	0,01	0,03	0,02	0,04	0,01	0,01	0,01	Rest

Die experimentell ermittelte obere Streckgrenze und Zugfestigkeit der Versuchscharge erfüllen mit $R_{eH} = 365$ MPa und $R_m = 490$ MPa die Anforderungen der genannten Norm.

Die MAG-Schweißversuche werden an mechanisch mittels Fräsen vorbereiteten und spannungsarmgeglühten Blechen (570°C , 3,5 h, Ofenabkühlung) mit einer Blechdicke $t = 5$ mm und einer Einzelblechbreite $b = 100$ mm realisiert. Vor dem Spannungsarmglühen werden die zu verschweißenden Bleche geheftet. Zur Untersuchung des Geometrieinflusses enthält das Versuchsprogramm Schweißungen an 200 mm, 300 mm und 500 mm langen Blechen (Blechlänge l), wobei die restlichen Abmaße nicht verändert werden. Die Nahtvorbereitung der Stumpfnahnt entspricht einer V-Fuge mit einem 60° -Gesamtöffnungswinkel. Zusätzlich wird eine Keramik-badsicherung an der Blechunterseite fixiert. Der Schweißprozess wird im Arbeitsbereich des Impulslichtbogens ausgeführt. Tabelle 2 zeigt hierfür die relevanten Schweißparameter, wobei die Werte für Stromstärke und Spannung die arithmetischen Mittelwerte mehrerer Schweißungen wiedergeben.

Tabelle 2: Schweißparameter der MAG-Schweißungen, thermischer Wirkungsgrad $\eta = 0,8$ aus SEW 088 [SEW088, 1993] und DIN EN 1011-1 [DIN1011, 1998], Wärmeeinbringung $Q = \eta E$

I in A	U in V	v_D in m/min	v_S in cm/min	η	Q in kJ/mm
262	30	8,5	40	0,8	0,97

Als Schweißzusatzwerkstoff kommen ein G3Si1-Draht mit 1,2 mm Durchmesser nach DIN EN ISO 14341 und das Schutzgas M21 nach DIN EN ISO 14175 bei einer Schutzgasmenge von 18 l/min zum Einsatz.

Den experimentellen Versuchsaufbau stellt Abbildung 1 dar. Zu sehen ist, dass die Lagerung des Bleches punktuell an der Blechunterseite der jeweiligen Ecken des Bleches erfolgt. Die abgebildete Fixierung realisiert eine rein statisch bestimmte Lagerung der Versuchsprobe ohne Zwängungen.

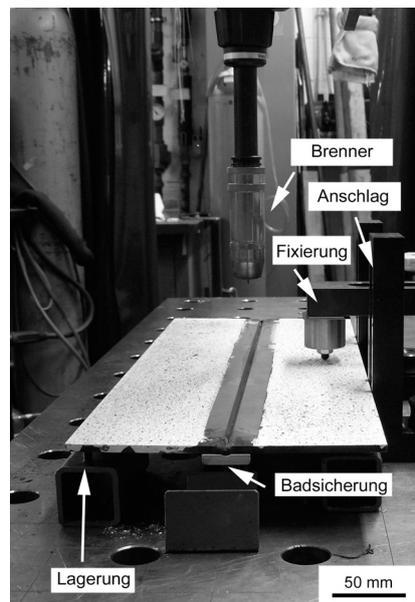


Abbildung 1: Experimenteller Versuchsaufbau

Während der Schweißung werden Temperaturzyklen mit Hilfe von NiCr/Ni-Thermoelementen, welche in bestimmten Abständen zur Schweißnaht sowohl auf der Blechober- als auch auf der -unterseite angebracht worden sind, aufgezeichnet, Abbildung 2.

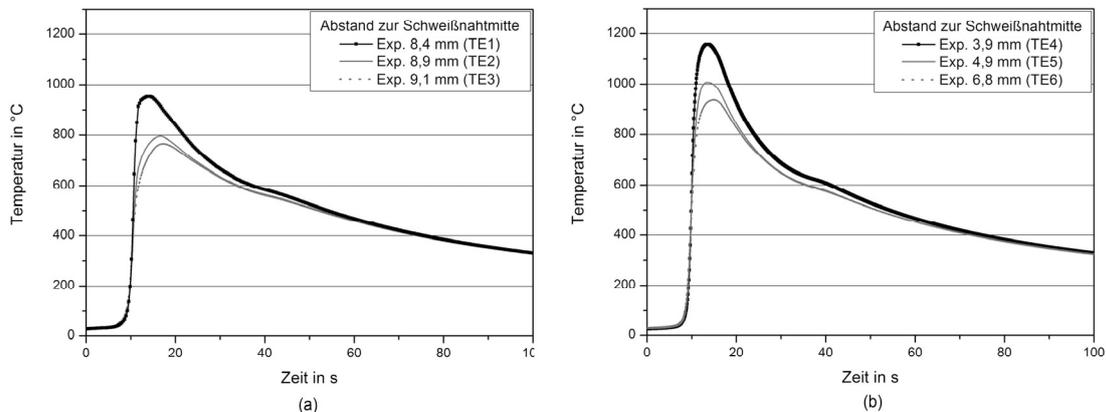


Abbildung 2: Experimentell ermittelte Temperaturzyklen, (a) Blechoberseite, (b) Blechunterseite, S355J2, $t = 5$ mm, $l = 300$ mm, Streckenenergie ca. 1 kJ/mm

Nach vollständiger Abkühlung der Versuchsbleche finden die röntgenografischen Eigenspannungsmessungen sowie die metallografische Präparation von Proben statt. Für die Eigenspannungsmessungen stand ein mobiles Röntgendiffraktometer der Firma Stresstech Typ Xstress 3000 Goniometer G3 zur Verfügung. Abbildung 3 zeigt schematisch die Anordnung der einzelnen Messpunkte auf einer Schweißprobe.

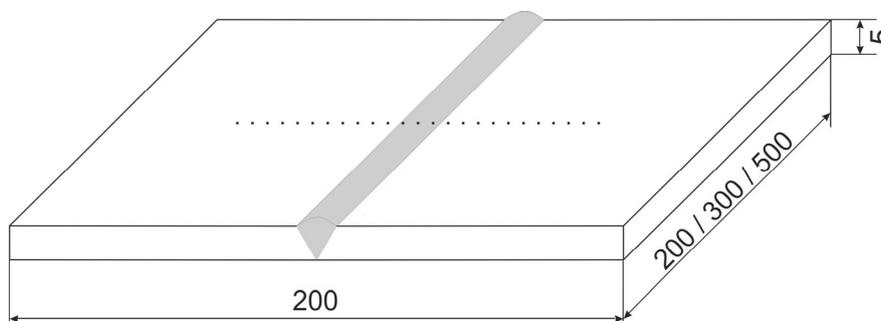


Abbildung 3: Schematische Darstellung der Messpunkte der Eigenspannungsermittlung

Abbildung 4 - 6 zeigen die gemessenen Quer- bzw. Längseigenspannungen in Abhängigkeit von der Blechlänge, wobei die Eigenspannungen bei halber Schweißnahtlänge quer zur Naht röntgenografisch ermittelt worden sind. Die maximalen Längseigenspannungen liegen für alle drei Blechlängen auf einem vergleichbaren Niveau um 350 MPa, wobei der auftretende Messfehler der Eigenspannungsberechnung beachtet wurde. Auffällig ist dabei das Auftreten der Maxima im Bereich 10-15 mm neben der Schweißnahtmitte. Von diesen Maxima fallen die Spannungswerte mit zunehmendem Abstand zur Schweißnaht auf Werte um 0 MPa ab. Dabei sind in den drei betrachteten Fällen vergleichbare Gradienten zu erkennen. Für den Fall der Quereigenspannungen ist die Abnahme des Eigenspannungsniveaus mit zunehmender Blechlänge festzustellen. Höchstwerte der Quereigenspannungen liegen für $l = 200$ mm bei ca. 150 MPa, für $l = 300$ mm bei ca. 95 MPa und für $l = 500$ mm bei ca. 0 MPa.

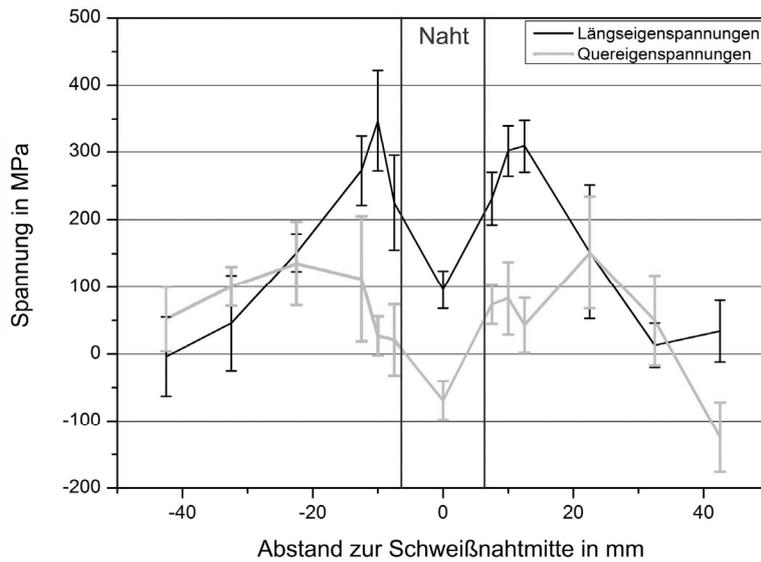


Abbildung 4: Röntgenografisch ermittelte Eigenspannungsverteilungen, $l = 200$ mm, Position = halbe Schweißnahtlänge (vgl. Abbildung 3), Streckenenergie ca. 1 kJ/mm, Werkstoff S355J2

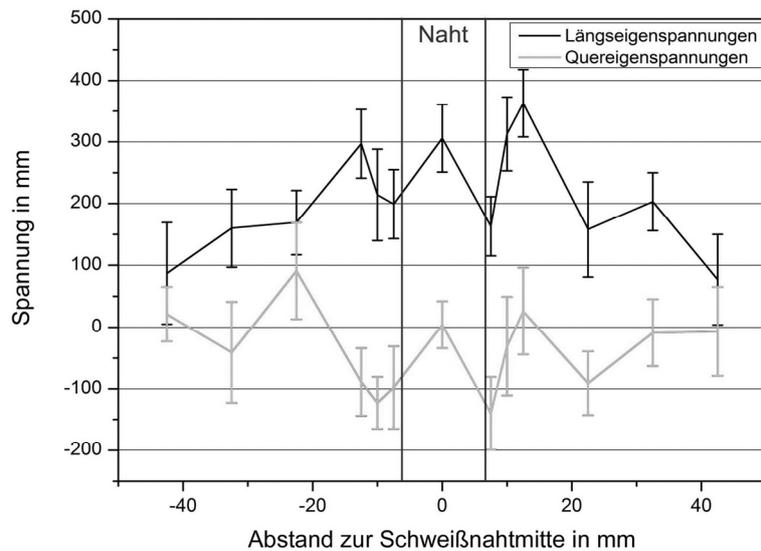


Abbildung 5: Röntgenografisch ermittelte Eigenspannungsverteilungen, $l = 300$ mm, Position = halbe Schweißnahtlänge (vgl. Abbildung 3), Streckenenergie ca. 1 kJ/mm, Werkstoff S355J2

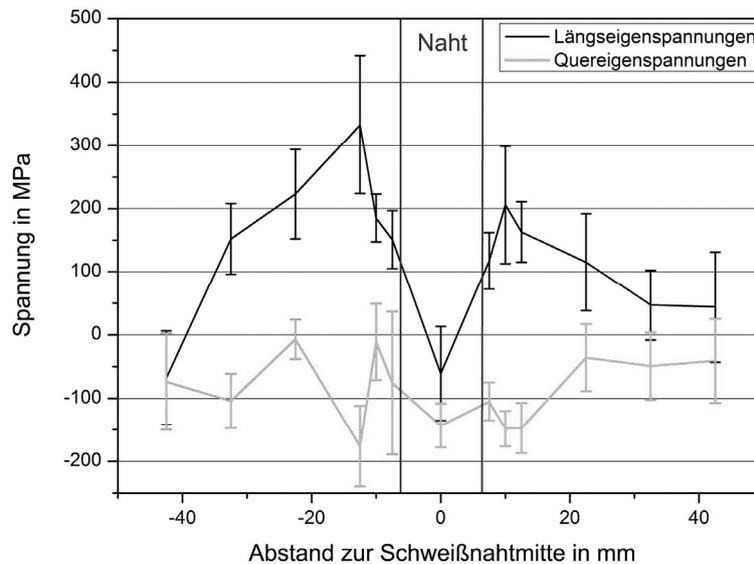


Abbildung 6: Röntgenografisch ermittelte Eigenspannungsverteilungen, $l = 500$ mm, Position = halbe Schweißnahtlänge (vgl. Abbildung 3), Streckenenergie ca. 1 kJ/mm, Werkstoff S355J2

Im Anschluss an die Eigenspannungsuntersuchungen werden Makroschliffe präpariert, die zusätzlich zu den Temperaturzyklen im Nahtbereich zur Validierung des Temperaturfeldes der numerischen Simulation dienen. Abbildung 7 gibt beispielhaft einen Makroschliff einer repräsentativen Schweißnaht wieder. Die Nahtkontur, gegeben durch die Schmelzlinie und die freien Oberflächen der Naht, ist in Abbildung 7 hervorgehoben.

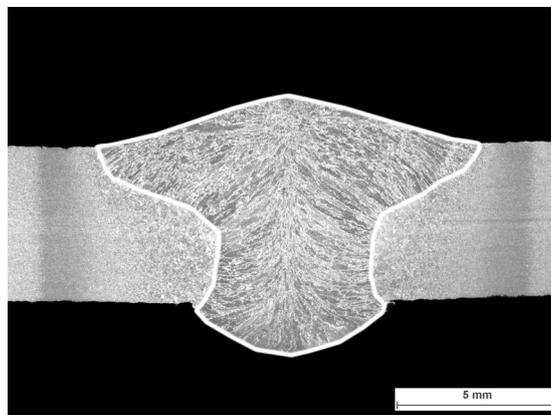


Abbildung 7: Makroschliff einer repräsentativen Schweißnaht, Entnahmestelle = halbe Schweißnahtlänge, Werkstoff S355J2, $l = 300$ mm, $t = 5$ mm, Streckenenergie ca. 1 kJ/mm

3 Numerische Versuchsdurchführung

Die Durchführung der numerischen Simulationen erfolgt mit der kommerziell verfügbaren FE-Software SYSWELD 2008. Bei einer numerischen Simulation eines Schweißprozesses sind Vereinfachungen und Annahmen nötig, da die Eingangsgrößen für die Simulation des realen Prozesses meist nicht in vollem Umfang vorhanden sind.

Die erste Vereinfachung wird durch eine schwache Kopplung zwischen den thermo-physikalischen und thermomechanischen Teilmodellen realisiert. Diese Entkopplung führt zur Vernachlässigung der latenten Wärme der Gefügeumwandlung sowie der durch mechanische Verformung freigesetzten Wärme bei der Berechnung der Eigenspannungen [Radaj, 2001]. Die verwendeten Werkstoffkennwerte werden der Werkstoffdatenbank SYSWELD's entnommen und als ideal homogen sowie isotrop für das gesamte Bauteil betrachtet. Weiterhin sind die Bauteile als eigenspannungsfrei und frei von Vorverfestigungen angenommen.

Eine schweißgerechte Vernetzung beinhaltet die Berücksichtigung der hohen Gradienten, die in Temperatur, Spannung, Dehnungen und Gefügezusammensetzung auftreten können. Mit Hilfe einer feinen Vernetzung der Schweißnaht und der WEZ wird dies realisiert, Abbildung 8. Bei der Netzmodellierung wird mit zunehmendem Abstand von der Schweißnaht keine Vergrößerung, in Bezug auf die Elementkantenlänge in Schweißrichtung, realisiert, da so eine realistischere Struktursteifigkeit des Modells gewährleistet wird [Schenk, 2009].

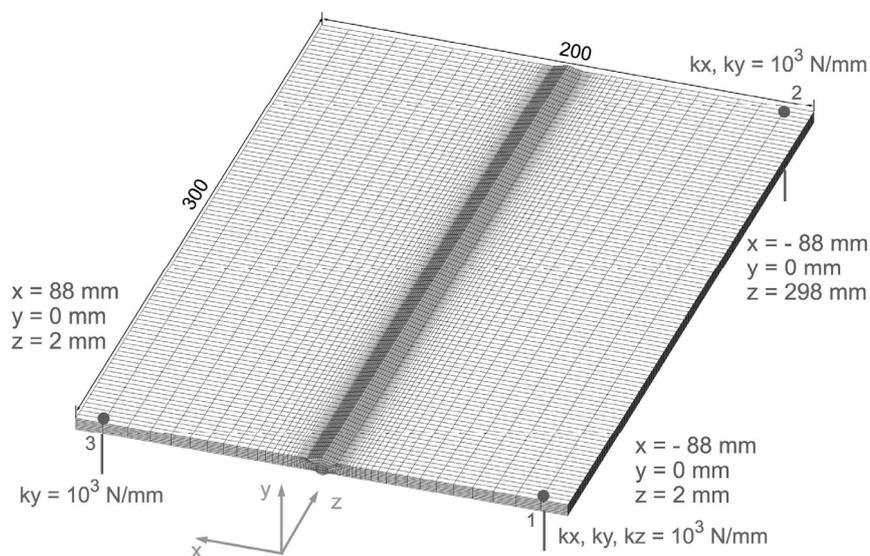


Abbildung 8: Vernetztes Vollmodell für die Blechlänge 300 mm, Angabe der Knotenpositionen für die Lagerung des Bauteils

Abbildung 8 hebt auch die Knotenpositionen für die mechanische Lagerung der Bauteile hervor. Dabei werden Fixierungen mit einer definierten Federsteifigkeit von 10^3 N/mm, so genannte „elastic constraints“, verwendet.

Die reale Schweißwärmequelle wird durch die Verwendung einer verteilten Wärmequelle und das erzeugte Temperaturfeld abgebildet. Dazu wird eine Wärmequelle mit konstanter Wärmestromdichte für die Übertragung der Energie in das Bauteil genutzt. Eine Abbildung des realen Schweißprozesses findet somit nicht statt, sondern es wird nur die Wärmewirkung des Schweißens betrachtet. Die eingebrachte Wärme wird mittels Strahlung, nach dem Gesetz von Stefan-Boltzmann, und Konvektion über die freien Bauteilaußenflächen an die Umgebung abgegeben. Der konvektive Teil des gesamten Wärmeübergangs wird als konstanter Wert von 4 W/m² angenommen und zur Größe der Strahlung addiert.

Die Eingangsgrößen für die numerische Berechnung der Eigenspannungen stellen die thermische Dehnungen, Umwandlungsdehnungen und die plastischen Dehnungen durch den

Effekt der Umwandlungsplastizität dar, welche aus dem Temperaturfeld bzw. dem Gefügestandfeld hervorgehen. Des Weiteren gilt für die Berechnung der Strukturmechanik die Annahme, dass der Werkstoff isotrop verfestigt. Das Umwandlungsverhalten des untersuchten S355J2 bildet das FE-Programm SYSWELD durch das Modell von Leblond [Leblond, 1984, 1986, 1989] und die Gleichung von Koistinen-Marburger [Koistinen, 1959] ab.

4 Validierung der numerischen Simulation

Die Voraussetzung für die experimentelle Validierung der Berechnungsergebnisse bildet die Überprüfung der experimentellen Versuchsdaten auf ihre Eignung. Im Hinblick auf die Temperaturmessung ist festzustellen, dass bei der Abstandsmessung der Referenzpunkte (Ort der Temperaturmessung) zur Schweißnahtmitte Abweichungen von $\pm 0,5$ mm auftreten können. Die Ursache liegt in der Größe der Verbindungsstelle, die durch das Anbringen der Thermoelemente mit einem Kondensatorenlade- oder Punktschweißgerät erzeugt wird. Die genannte Abweichung wird beim Abgleich der experimentellen Temperaturzyklen mit den berechneten Verläufen berücksichtigt.

Die röntgenografischen Eigenspannungsuntersuchungen zeugen generell von guter Qualität. Die auftretenden Messfehler sind in den Abbildung 4 - 6 für jeden Messpunkt dargestellt. Der primäre Röntgenstrahl wird durch eine Blende von 2 mm geformt. Aufgrund dieser Tatsache bildet jeder einzelne Messwert einen integralen Eigenspannungswert einer definierten Fläche ab. In der Schweißnaht und der WEZ treten hohe Gradienten in den Eigenspannungen auf, dadurch schränkt die integrale Eigenschaft der Messwerte die Ortsauflösung der Untersuchungen ein. Für die Validierung der Eigenspannungsbildung aus der Simulation werden Spannungen an fest definierten Knoten mit eindeutigen Koordinaten ausgewertet, so dass diese Toleranz zwischen exaktem Ort und integraler Größe zusätzliche Abweichungen verursacht, die bei der Validierung zu beachten sind.

Die Validierung der berechneten Temperaturzyklen liefert im Allgemeinen eine gute Übereinstimmung der Temperaturverläufe. Abbildung 9 zeigt den Vergleich des gemessenen und des berechneten Temperaturverlaufs an der Blechoberseite.

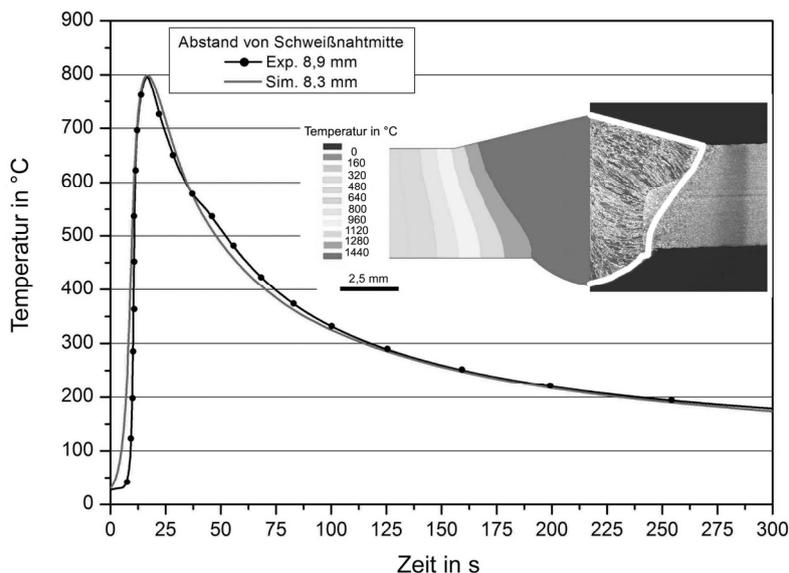


Abbildung 9: Validierung des Temperaturfeldes, Auswerteposition Blechoberseite, Werkstoff S355J2, l = 300 mm, t = 5 mm, Streckenenergie ca. 1 kJ/mm

Die abgebildeten Spitzentemperaturen sind nahezu identisch, da für den Temperaturfeldabgleich die Temperaturverläufe der relevanten Knoten im Messbereich des Thermoelementes auf die experimentell bestimmte Spitzentemperatur von 795°C interpoliert worden sind. Somit ergibt sich eine Differenz im Abstand zur Schweißnahtmitte, die allerdings im Rahmen der Messunsicherheit der Temperaturmessung liegt. Die Abkühlzeit $t_{8/5}$ beträgt für den Fall der Messung 34 s (bei einer Spitzentemperatur von 795°C). Hingegen ergibt sich für den numerisch berechneten Temperaturzyklus eine $t_{8/5}$ -Zeit von 32 s. Daraus folgt eine Abweichung von 2 s bzw. ca. 6 %, die bei Betrachtung des entsprechenden Umwandlungsbereiches (ZTU-Schaubild S355J2 nach Seyffarth [Seyffarth, 1992]) keine wesentlichen Änderungen in der Mikrostruktur nach sich zieht. Der Temperaturgradient im Temperaturbereich unterhalb 500°C spiegelt ebenfalls eine gute Übereinstimmung zwischen Experiment und Simulation wider.

Neben den experimentellen Temperaturverläufen dient die Schmelzbadfläche im Querschnitt zur Validierung der Simulation. Der Abgleich der Schmelzbadfläche erweist sich, aufgrund der ausgeprägten „Pilzform“ der Schweißnaht, als aufwendig, da zur Lösung des Problems zwei Wärmequellen aufeinander abgestimmt werden müssen.

Abbildung 10 stellt drei Schmelzbadflächen des Experimentes mit der Schmelzbadisotherme des berechneten Temperaturfeldes bei 1440°C (Solidustemperatur) gegenüber. Auf Grundlage der Abweichungen der experimentellen Schmelzbadflächen entlang der Schweißnaht wird eine Prozessabweichung von 9% bestimmt. Die Fläche der berechneten Schmelzisotherme liegt im Rahmen der Prozessabweichung des Experimentes. Somit liefert die Validierung der numerischen Simulation eine abgesicherte Ausgangsbasis für die strukturelle Berechnung der Eigenspannungen.

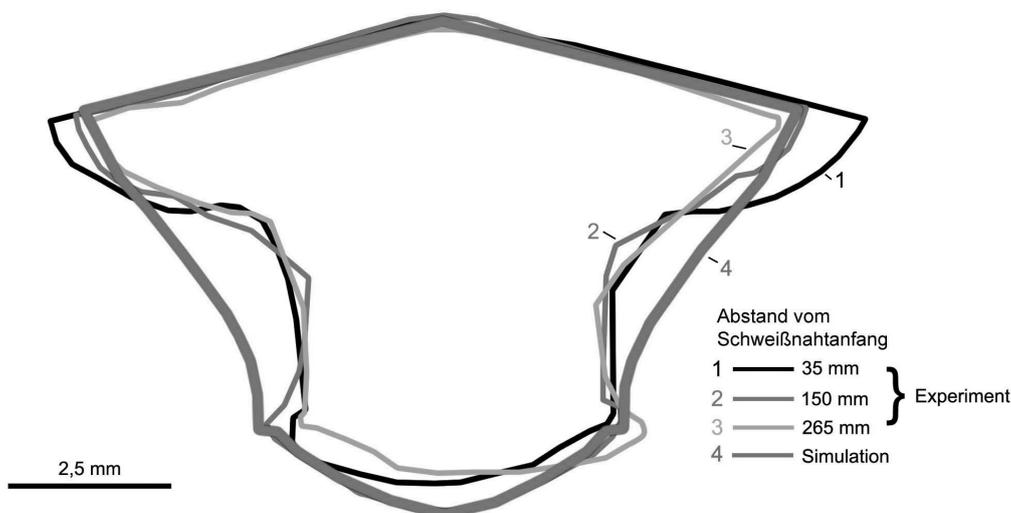
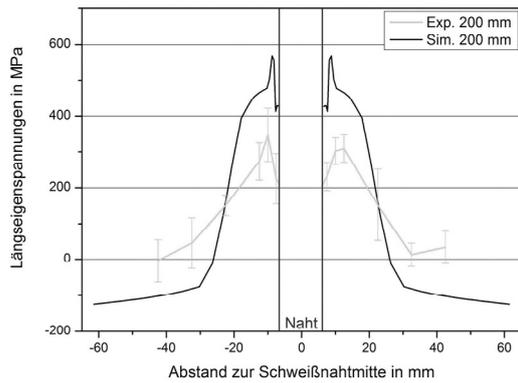
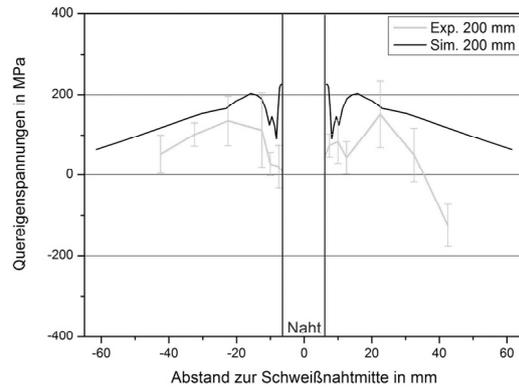


Abbildung 10: Validierung des Schmelzbadquerschnitts, $l = 300$ mm, $t = 5$ mm, Streckenenergie ca. 1 kJ/mm

Die Abbildungen 11, 12 und 13 stellen die numerisch berechneten und die experimentell ermittelten Eigenspannungsverläufe für den untersuchten Blechbereich, vgl. Abbildung 3, gegenüber. Abbildung 11 bezieht sich dabei auf die Blechlänge 200 mm, respektive stellen die Abbildungen 12 und 13 die Längen 300 sowie 500 mm dar. Die Eigenspannungen im Nahtbereich werden aufgrund der auftretenden Messunsicherheit im Experiment, der direkten Energieeinbringung auf die entsprechenden Elemente und der Vernachlässigung der Konvektion im Wärmequellenmodell nicht ausgewertet.

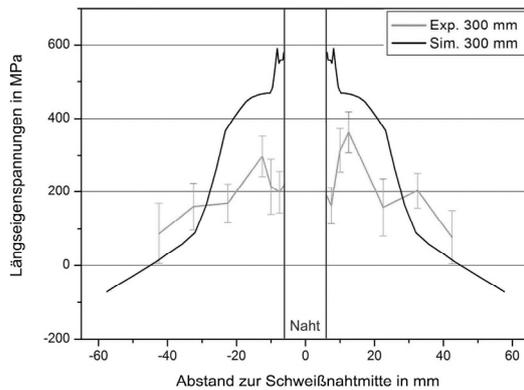


(a)

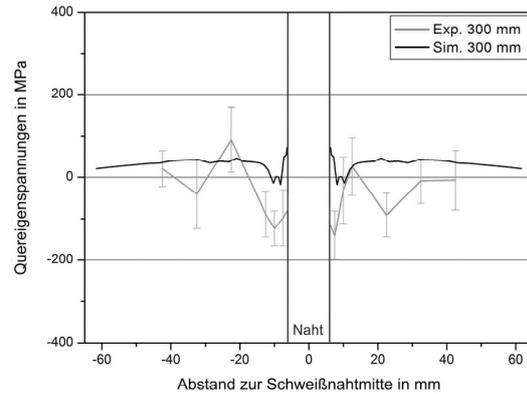


(b)

Abbildung 11: Vergleich der numerisch berechneten und experimentell ermittelten Eigenspannungen quer zur Naht, $I = 200$ mm, Position = halbe Schweißnahtlänge, Werkstoff S355J2; (a) Längseigenspannungen; (b) Quereigenspannungen

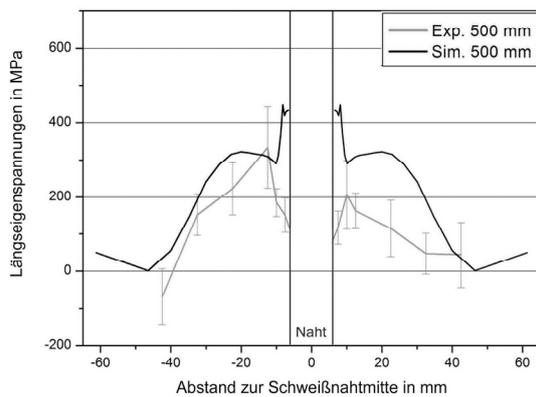


(a)

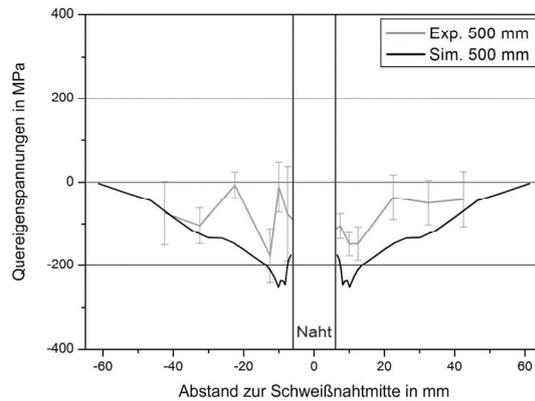


(b)

Abbildung 12: Vergleich der numerisch berechneten und experimentell ermittelten Eigenspannungen quer zur Naht, $I = 300$ mm, Position = halbe Schweißnahtlänge, Werkstoff S355J2; (a) Längseigenspannungen; (b) Quereigenspannungen



(a)



(b)

Abbildung 13: Vergleich der numerisch berechneten und experimentell ermittelten Eigenspannungen quer zur Naht, $I = 500$ mm, Position = halbe Schweißnahtlänge, Werkstoff S355J2; (a) Längseigenspannungen; (b) Quereigenspannungen

5 Diskussion

Die dargestellten Untersuchungen zeigen die experimentelle und numerisch berechnete Analyse des Blechlängeneinflusses auf die Ausbildung des schweißbedingten Eigenspannungszustandes. Der betrachtete Werkstoff ist ein unlegierter Baustahl mit der Werkstoffbezeichnung S355J2, der durch seine Umwandlungsfähigkeit gekennzeichnet ist. Die während des Erwärmens und Abkühlens im Schweißprozess auftretenden Phasenumwandlungen erfordern neben der Berechnung der thermischen Dehnung die Beachtung von Umwandlungsdehnung und Umwandlungsplastizität bei der numerischen Simulation. Die FE-Software SYSWELD bietet die Möglichkeit diese Phänomene in der Berechnung im Zusammenhang mit den Modellen von Koistinen-Marburger und Leblond abzubilden. Der Vergleich der Eigenspannungsverläufe auf der Blechoberseite quer zur Schweißnaht zeigt die gute Abbildung der experimentell bestimmten Eigenspannungen auf Grundlage der genannten Umwandlungsmodelle und des umfangreich validierten Temperaturfeldes.

Die Quereigenspannungen werden durch das angewandte numerische Modell für die untersuchten Blechlängen in guter Konformität berechnet, vgl. Abbildung 11 - 13. Dabei sinkt das blechlängenabhängige Eigenspannungsniveau von einer maximalen Quereigenspannung von 220 MPa (Blechlänge 200 mm) in der Grobkornzone der WEZ über ca. 80 MPa (Blechlänge 300 mm) auf ca. -230 MPa für den Fall des 500 mm langen Bleches. Die Abnahme des experimentell ermittelten Quereigenspannungsniveaus mit zunehmender Blechlänge wird somit durch die Simulation verifiziert. Die Ursache der Abnahme des Quereigenspannungsniveaus liegt in der verminderten Querschrumpfungsbegrenzung bzw. dem höheren Querverzug mit zunehmender Blechlänge [Nitschke-Pagel, 2002].

Der Vergleich der numerisch berechneten und experimentell ermittelten Längseigenspannungen zeigt, im Allgemeinen, ebenfalls eine gute Übereinstimmung. Die Maximalspannungen liegen im Bereich der Streckgrenze und treten in der WEZ, mit einem Abstand von 10 mm - 15 mm von der Schweißnahtmitte, auf. Die beste Übereinstimmung in Längs- und Quereigenspannungen erreichte die Simulation mit dem Experiment für die Blechlänge 500 mm. Wobei die Blechlängen 200 mm und 300 mm Unterschiede in den maximalen Längseigenspannungen bis zu 200 MPa aufwiesen. Diese Differenz sinkt auf 100 MPa bei der Berechnung des 500 mm langen Bleches. Der Messfehler der Eigenspannungsanalyse muss hierbei berücksichtigt werden. Die Ursache der höheren Abweichungen in den berechneten Längseigenspannungen der beiden kürzeren Bleche ist im veränderten Steifigkeitsverhalten der vorliegenden Blechgeometrie in Abhängigkeit von der Blechlänge und im Verhältnis des instationären Bereichs zur Nahtlänge zu finden. Mit abnehmender Nahtlänge steigt der instationäre Anteil von 13 % ($l = 500$ mm) auf 33 % ($l = 200$ mm). Den Einfluss dieses Verhaltens zeigt Abbildung 14 am Beispiel des 500 mm langen Bleches, wobei an gehefteten Blechen Nahtlängen von 300 mm und 500 mm in Betracht gezogen worden sind. Der instationäre Anteil wächst dabei von 13 % auf 25 %. Als Folge erhöhen sich die Längseigenspannungen um ca. 60 MPa im Abstand < 30 mm von der Schweißnahtmitte. Bei der Analyse der Quereigenspannungen im angegebenen Bereich ergibt sich ebenfalls eine Verschiebung zu niedrigeren Druckeigenspannungen um ca. 60 MPa.

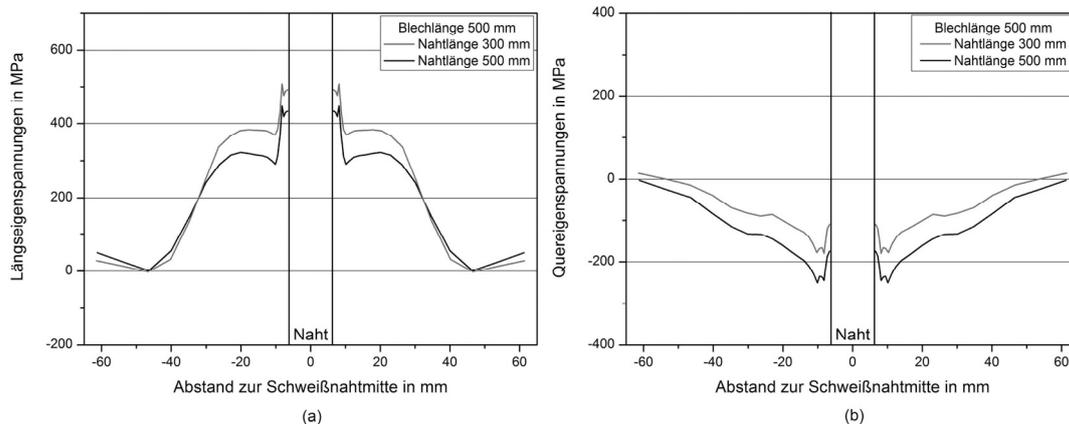


Abbildung 14: Vergleich der numerisch berechneten Eigenspannungen quer zur Naht in Abhängigkeit von der Nahtlänge, $l = 500$ mm, Position = halbe Schweißnahtlänge, Werkstoff S355J2; (a) Längseigenspannungen; (b) Quereigenspannungen

Im Rahmen der experimentellen Versuche werden die beiden 100 mm breiten Bleche vor dem Schweißen an Schweißnahtanfang und -ende geheftet. Die numerische Simulation dieses Sachverhaltes zeigt auf, dass die Beachtung der vorhandenen Heftstellen keinen nennenswerten Einfluss auf die Ausbildung der berechneten Eigenspannungen in Nahtmitte hat und somit eine Vernachlässigung der Heftstellen in der Simulation für den vorliegenden Fall möglich ist.

6 Zusammenfassung und Ausblick

Die dargestellten Arbeiten zeigen, dass anhand einer aufwendigen und umfangreichen experimentellen Validierung, eine gute Ergebnisqualität in der numerischen Simulation von Eigenspannungen gewährleistet werden kann. Der Einfluss der Blechlänge auf den schweißbedingten Eigenspannungszustand wird sowohl durch die durchgeführten röntgenografischen Messungen als auch durch die numerische Simulation herausgestellt. Hierbei führt die Zunahme der Blechlänge zu einer Abnahme des Quereigenspannungsniveaus. Gleichzeitig befinden sich die maximalen Längseigenspannungen in der WEZ auf Höhe der Streckgrenze des vorliegenden Gefügezustands.

Weiterhin dienen diese Untersuchungen als Grundlage für weiterführende Schweißsimulationen im Bereich der Mehrlagenschweißungen. Dabei stehen zweilagig geschweißte Versuchsschweißungen und ein mehrlagig ausgeführtes Demonstratorbauteil im Vordergrund. Neben der Verzugs- und Eigenspannungsbildung wird vor allem die Abbildung der Phasenumwandlungen, bezogen auf die erneute Wärmewirkung auf das bestehende Gefüge, betrachtet.

In Bezug auf die auftretenden Phasenumwandlungen bei unlegierten Stählen wird die Sensitivität des berechneten Eigenspannungszustandes auf das Zeit-Temperatur-Umwandlungs-(ZTU)-Verhalten ebenfalls im Fokus weiterer Untersuchungen stehen. Die Normvorgaben für chemische Zusammensetzungen von Stählen lassen im Bereich der allgemeinen Baustähle teilweise große Zusammensetzungsintervalle der Legierungselemente zu. Die Abhängigkeit eines ZTU-Schaubildes von der chemischen Zusammensetzung und die Verwendung von ZTU-Schaubildern in den Phasenumwandlungsmodellen der Schweißsimulation können jedoch, je nach zu grunde liegendem ZTU-Schaubild, die Berechnungsergebnisse der Eigenspannungen beeinflussen.

7 Danksagung

Das IGF-Vorhaben 15746 N / FOSTA P 784 „Optimierung von Verzug und Eigenspannungen beim Schweißen dickwandiger Bauteile“ der Forschungsvereinigung Stahlanwendung e.V. (FOSTA) wurde über die Arbeitsgemeinschaft industrieller Forschungsvereinigungen „Otto von Guericke“ e.V. (AiF) im Rahmen des Programms zur Förderung der industriellen Gemeinschaftsforschung und –entwicklung (IGF) vom Bundesministerium für Wirtschaft und Technologie aufgrund eines Beschlusses des Deutschen Bundestages gefördert.

8 Literaturverzeichnis

DIN EN 1011-1:2009: Empfehlungen zum Schweißen metallischer Werkstoffe – Teil 1: Allgemeine Anleitungen für das Lichtbogenschweißen; *Deutsches Institut für Normung e.V.*, Berlin

DIN EN 10025-2:2004: Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen - Teil 2: Technische Lieferbedingungen für unlegierte Baustähle; *Deutsches Institut für Normung e.V.*, Berlin

DIN EN ISO 14175:2008: Schweißzusätze – Gase und Mischgase für das Lichtbogenschweißen und verwandte Prozesse; *Deutsches Institut für Normung e.V.*, Berlin.

DIN EN ISO 14341:2008: Schweißzusätze – Drahtelektroden und Schweißgut zum Metall-Schutzgasschweißen von unlegierten Stählen und Feinkornstählen; *Deutsches Institut für Normung e.V.*, Berlin.

Koistinen, D.P., Marburger, R.E., (1959), “A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels”, *Acta Metallurgica*, 7, S. 59–50.

Leblond, J.-B., Devaux, J., (1984), “A new kinetic model for anisothermal metallurgical transformations in steel including effect of austenite grain size”, *Acta Metallurgica*, 32, S.137-146.

Leblond, J.-B., Mottet, G., Devaux, J.C., (1986), “Theoretical and numerical approach to the plastic behaviour of steels during phase transformation - I. Derivation of general relations”, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 34, S. 395-406.

Leblond, J.-B., (1989), “Mathematical modelling of transformation plasticity in steels I: Case of ideal-plastic phases”, *International Journal of Plasticity*, 5, S. 551-572.

Nitschke-Pagel, T., Wohlfahrt, H., (2002), Residual Stresses in Welded Joints - Sources and Consequences, In: *European Conference on Residual Stresses 6*.

Radaj, D. (2001), „Simulation von Temperaturfeld, Eigenspannungen und Verzug beim Schweißen“, *DVS-Berichte*, 214, S. 32-59.

Schenk, T., Richardson, I.M., Kraska, M., Ohnimus, S., (2009), „Modeling Buckling Distortion of DP600 Overlap Joints due to Gas Metal Arc Welding and the Influence of the Mesh Density“, *Computational Materials Science*, Article in Press

Schwenk, C., Rethmeier, M., (2009), „Structured Approach Guideline for a Numerical Welding Simulation Procedure“, In: *Mathematical Modelling of Weld Phenomena 9*, zur Veröffentlichung eingereicht

SEW 088 (1993), Schweißgeeignete Feinkornbaustähle, *Verlag Stahleisen mbh*

Seyffarth, P. (Hrsg.); Meyer, B. (Hrsg.); Scharff, A. (Hrsg.), (1992), Großer Atlas Schweiß-ZTU-Schaubilder, *Fachbuchreihe Schweißtechnik, Band 110*, DVS Verlag, Düsseldorf

Integrative Berechnung von Verzug und Eigenspannungen auf Basis realer Schweißparameter

U. Reisgen, M. Schleser, O. Mokrov, E. Ahmed, A. Schmidt, E. Rossiter

*Institut für Schweißtechnik und Fügetechnik, RWTH – Aachen, Pontstr. 49, 52062 Aachen, Deutschland
E-Mail: rossiter@isf.rwth-aachen.de*

ZUSAMMENFASSUNG

Die integrative Simulation von Fertigungsprozessen gewinnt zunehmend an Bedeutung. Die Kopplung unterschiedlicher Simulationstools gewährleistet dabei eine gesamtheitliche Betrachtung über die Prozesskette.

Bei der Simulation von geschweißten Strukturen wird heutzutage die Wärmewirkung auf die Struktur üblicherweise mittels einer äquivalenten Wärmequelle (ÄWQ) abgebildet. Die Größe der ÄWQ und ihre Energiemenge sind wichtige Faktoren für die Berechnung von Temperaturfeld, Phasenumwandlung, Verzug und Eigenspannung.

Üblicherweise werden diese Informationen abgeschätzt und als Input-Parameter in ein FEM-Programm eingegeben. Dies führt zu Ungenauigkeiten in der Berechnung und einer aufwändigen Kalibrierung. Alternativ kann das Temperaturfeld experimentell gemessen werden, was sehr kosten- und zeitaufwändig ist.

Idealerweise sollten daher Schweißnahtgeometrie und Wärmeeinbringung mittels physikalisch-mathematischer Modelle berechnet und mit entsprechenden FEM-Programmen zur Berechnung von Eigenspannung und Verzug gekoppelt werden. Mit der am Institut für Schweißtechnik und Fügetechnik entwickelten Simulationssoftware SimWeld kann der Schweißprozess basierend auf realen Prozessparametern simuliert und die äquivalente Wärmequelle für die Berechnung von Verzug und Eigenspannungen in FEM-Programme generiert werden.

Diese Arbeit präsentiert eine konsistente Methodik zur Kopplung von SimWeld und SYSWELD zur durchgängigen Berechnung von Verzug und Eigenspannung auf Basis von realen Schweißparametern.

1 Einleitung

Eigenspannungen und Verzug durch Schweißen gelten als Qualitätsmangel, weil sie die Fertigung behindern und den Betrieb der gefertigten Strukturen beeinträchtigen können. Es werden deshalb fertigungstechnische Maßnahmen vor, während und nach dem Schweißen ergriffen, um Eigenspannungen und Verzug gering zu halten. Informationen über Eigenspannungen und Verzug lassen sich über rechnerische und messtechnische Verfahren gewinnen. Die rechnerische Schweißsimulation hat zum Ziel, über Eigenspannungen und Verzug sowie über die Wirkung der erwähnten gegenläufigen Fertigungsmaßnahmen möglichst schon im Entwurfsstadium Auskunft zu geben. Die Messverfahren sind mit den Rechenverfahren eng verknüpft. Sie dienen der Kalibrierung der Berechnungsmodelle und der Verifizierung der Berechnungsergebnisse [Radaj 1999 und 2002].

Mit dem stetigen Wachstum von Computerleistung und der immer größeren Anforderung an Kostenreduzierung gewinnt die Integration von mehreren Schritten der Produktionskette an Bedeutung. Es wird angestrebt, die gesamte Prozesskette vom Rohstoff bis zum Fertigteil am

Computer abzubilden und mit der Simulation des Produktlebenszyklus, einer Aufgabe der Strukturberechnung, zu verbinden.

In diesem Sinn wurde das Programm SW2SW am Institut für Schweißtechnik und Fügetechnik der RWTH Aachen entwickelt um die eigene Software SimWeld mit dem Programm SYSWELD zu koppeln. Dadurch ist es möglich, auf Basis realer Schweißparameter das komplette Temperaturfeld, die Schweißbadgeometrie und die Schweißnahtgeometrie zu berechnen und mit diesen Informationen sowohl die Eingabeparameter der Wärmequelle als auch ein Netz, unter Berücksichtigung der Schweißnahtform, für SYSWELD zu generieren.

Die Kopplung hat den Vorteil einer höheren Genauigkeit bei der Netzgenerierung und Energieeintragung und reduziert den Zeitaufwand für die Simulationsvorbereitung.

2 Modellierung des MSG – Schweißprozesses in SimWeld

Die Modellierung des MSG-Schweißprozesses in SimWeld besteht aus drei Submodellen: Wärmequelle, Wärmetransfer in das Werkstück und Ausbildung der freien Oberfläche (Abbildung 1). Das Submodell der Wärmequelle berücksichtigt den thermo-elektrischen Prozess in der freien Drahtlänge, Tropfenausbildung und –ablösung und die Regelalgorithmen moderner digitaler Stromquellen [Dilthey 2005, Mokrov 2006 und Pavlyk 2007]. Dieses Submodell berechnet Energie und Druck des Lichtbogens für den Wärmetransfer in das Werkstück und die Deformation der Schweißbadoberfläche.

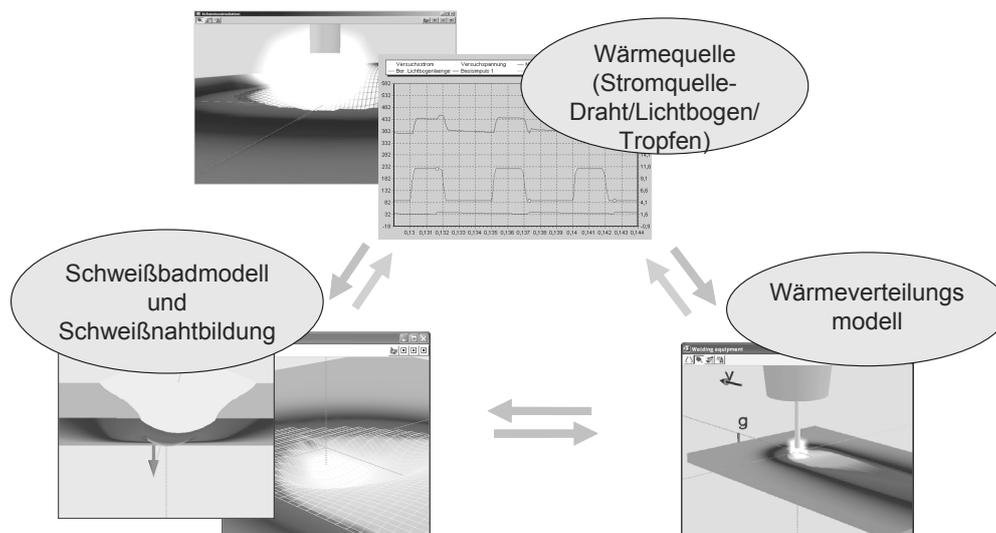


Abbildung 1: Submodelle zur Modellierung des MSG-Schweißens

Als Input Parameter für die Berechnung der Wärmequelle werden die grundsätzlichen technologischen Prozessparameter angenommen: Drahtdurchmesser, -werkstoff und -vorschubgeschwindigkeit, Schutzgas, Kontaktrahabstand, Kabelgeometrie, Impulsform, Spannung, Strom, Frequenz und/oder Stromquellenregelung, etc. Output Parameter sind die elektrische und thermische Charakteristik des Prozesses, die Lichtbogenlänge und der Lichtbogenruck. Eine detaillierte Beschreibung der Modellierung der Wärmequelle findet sich in [Pavlyk 2007].

Zurzeit werden drei verschiedene MSG-Schweißprozesse simuliert: Normalprozess, Pulsprozess mit U/I- und mit I/I-Modulation. Zur Erhöhung der Genauigkeit des Prozesses werden die Regelalgorithmen verschiedener Stromquellen in Zusammenarbeit mit den Herstellern implementiert. Es werden Stromquellen der Firmen CLOOS, Fronius, OTC Daihen und EWM berücksichtigt.

Verschiedene Experimente wurden durchgeführt, um das Modell zu validieren und die Implementierung der Regelalgorithmen zu überprüfen. Abbildung 2 zeigt exemplarisch die Energieeinbringung am Beispiel der OTC Daihen Stromquelle eine Genauigkeit von 90 bis 95%.

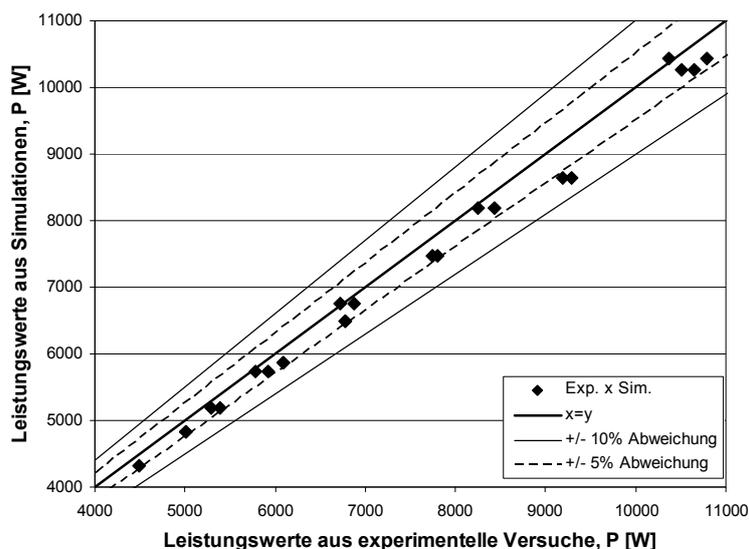


Abbildung 2: Verifizierung vom Lichtbogenmodell für den Pulsprozess mit I/I – Modulation

3 SW2SW

Das Hauptziel ist es, dass SimWeld aus dem Ergebnis sowohl das Netz generiert, das in SYSWELD eingelesen wird, als auch die Funktionsdatenbank (.fct) für die Wärmeeinbringung und Wärmeabfuhr erstellt. Dabei soll die Energieeinbringung in Form einer nach Goldak äquivalenten doppel-ellipsoiden Wärmequelle verteilt werden.

Sowohl die Klasse als auch die Funktion, die die Werte in die SYSWELD-Funktions-Datei (.fct) exportiert, wurden implementiert. Aus den Ergebnissen einer SimWeld Simulation wird ein komplettes Netz für SYSWELD erstellt. Dieser Prozess erfolgt in dem nachfolgend beschriebenen Arbeitsablauf automatisch durch das SimWeld-to-SYSWELD-Schnittstellenprogramm (SW2SW). Nach der Vorbereitung der Schweißsimulation in SimWeld wird ein neues Projekt mit SW2SW generiert. In dem Programm können verschiedene Parameter, die Einfluss auf die Konstruktion des Netzes haben, vorgegeben werden. Mit SW2SW wird sowohl die Simulation in SimWeld als auch die Generierung des Netzes mit Visual Mesh gestartet. Das Netz wird in Visual Mesh automatisch durch ein implementiertes Python-Skript generiert. Dieser Arbeitsablauf ist in Abbildung 3 schematisch dargestellt.

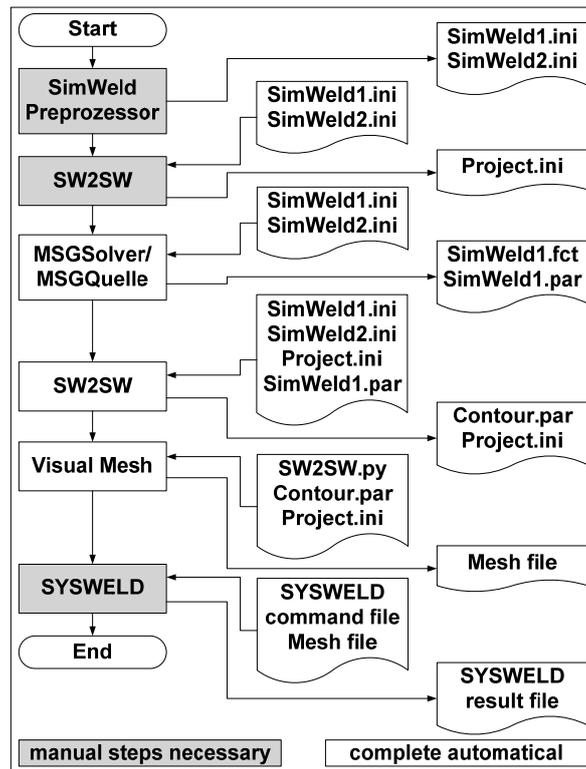


Abbildung 3: Arbeitsablauf mit der Software SW2SW

3.1 Netzgenerierung

Die Methode der Netzgenerierung basiert auf den Visual Mesh Tutorials 13 und (“CAD for a Welded T-Joint” und “Meshing ‘T’ Weld Joint”), die im Folgenden beschrieben wird. Abhängig von der zugrunde liegenden SimWeld-Simulation wird ein 3D-Netz eines Stumpf-, T- oder Überlapp-Stoß generiert.

Die Elementgröße für das zu erstellende Netz wird aus dem größten gemeinsamen Teiler der beiden Plattendicken oder der Ausdehnung der Schweißbadkontur berechnet. Sollte der Wert die Vorgaben der minimalen bzw. maximalen Elementgröße unter- bzw. überschreiten, wird er entsprechend korrigiert.

Für jeden Teil des Stoßes wird ein 2D-Netz konstruiert, das in verschiedene Bereiche, abhängig von der WEZ, des Schweißstücks unterteilt ist. Die Anzahl und die Position der Teilnetze ist abhängig von dem Stoßtyp – in Abbildung 4a werden die Teilnetze einer T-Stoßverbindung dargestellt. Jedes der 2D-Teilnetze wird in bis zu 2 Segmente unterteilt (Abbildung 4 b). Hierbei ist die Elementdichte in der Nähe der Naht hoch und nimmt mit zunehmendem Abstand ab. Diese 2D-Netze werden später in die entsprechende Richtung zu 3D-Netzen extrudiert (Abbildung 4 a).

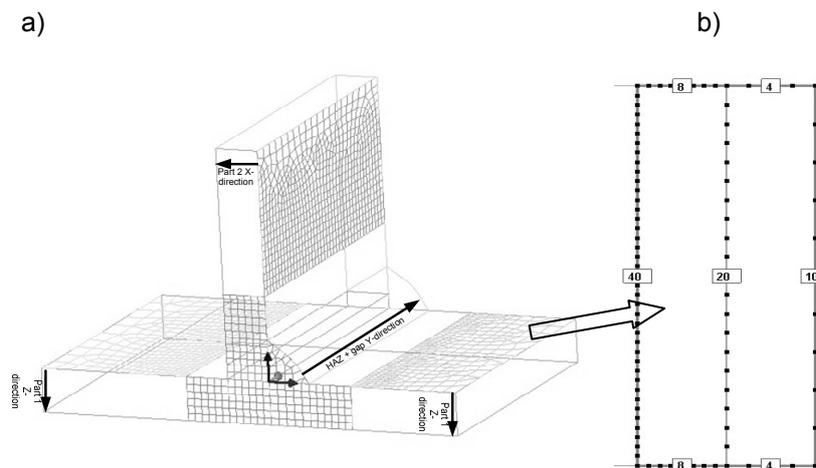


Abbildung 4: a) Extrusion des 2D-Netzes; b) Knotenverteilung auf dem 2D Netz

Bei der Erstellung des 2D-Netzes für die Schweißnaht wird nur der Teil der Kontur berücksichtigt, der außerhalb des sonstigen Materials liegt (Abbildung 5).

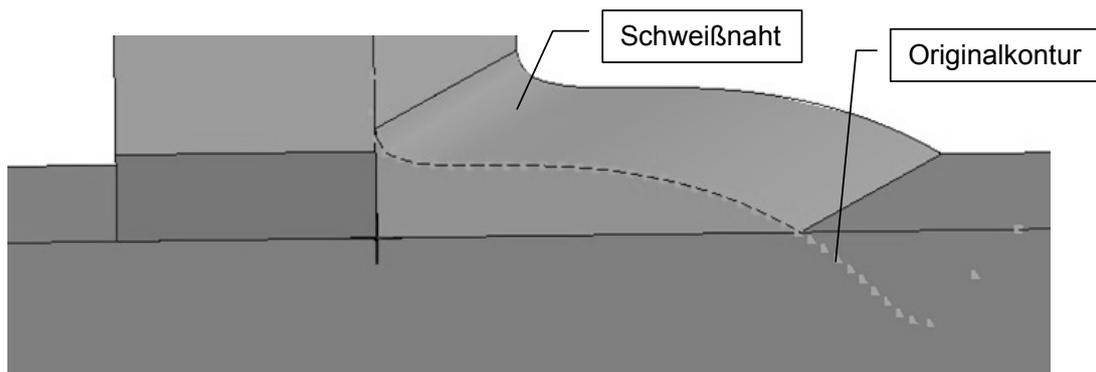


Abbildung 5: Berücksichtigter Bereich der Schweißnahtkontur

Das Ergebnis, ein vollständiges 3D Netz, ist in Abbildung 6a gezeigt. Aus diesem 3D Netz wird ein Oberflächennetz für den konvektiven Wärmeaustausch, das nur 2D Elemente enthält, generiert (Abbildung 6b). Eine Trajektorie- und eine Referenzlinie werden als 1D Elemente gebildet (rot in Abbildung 6c).

Alle Gruppen für eine übliche SYSWELD Simulation werden generiert. Um die Elemente in der WEZ den Gruppen Part 1, Part 2 und Bead zuzuordnen, wird für jedes Element geprüft, in welchen Grenzen es liegt.

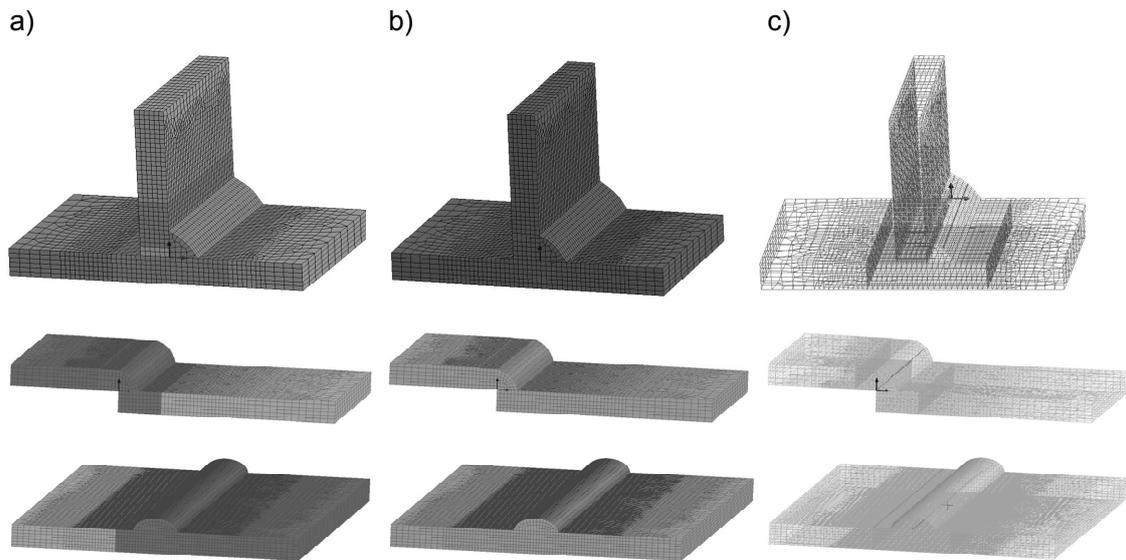


Abbildung 6: Generierung des 3D-Netzes. a) vollständiges 3D-Netz; b) Generierung der Oberfläche zur Wärmeabfuhr; c) Implementierung der Trajektorie- und Referenzlinie

4 Wärmequelle

Die äquivalente Wärmequelle nach Goldak (ÄWQ) und deren Modifikationen sind de facto Standard für die Simulation von Eigenspannung und Verzug mit kommerziellen FEM Programmen (Abbildung 7). Die ÄWQ wird mit 6 Parametern (vier geometrischen und zwei energetischen) beschrieben. Die vier geometrischen Parameter werden normalerweise experimentell ermittelt oder abgeschätzt. Sie repräsentieren die maximale Breite (b), die maximale Tiefe (c) und den Abstand zwischen dem Punkt mit maximaler Breite und der Schmelz- (a_f) bzw. Erstarrungsfront (a_r). Die zwei energetischen Parameter sind die Energiemenge in dem vorderen und dem hinteren Quadranten (Schmelzfront q_f und Erstarrungsfront q_r) [Goldak 2005].

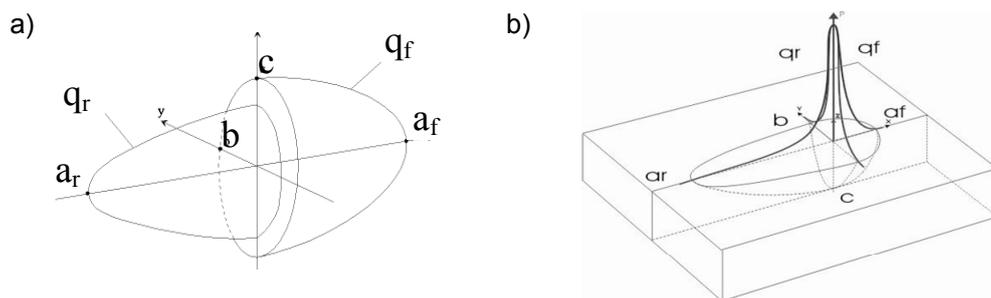


Abbildung 7: a) Doppel-Ellipsoide Wärmequelle benutzt in SYSWELD; b) äquivalente Wärmequelle nach Goldak [Goldak 2005]

SimWeld berechnet die Energieeinbringung auf Basis der Steuerungsalgorithmen einer realen Stromquelle und teilt diese in zwei Teile auf: Einen oberflächlichen und einen volumetrischen. Ein stationäres Temperaturfeld und die Veränderungen der freien Oberfläche des Schweißbades werden unter der Berücksichtigung der Schweißbadgröße und des

Lichtbogendrucks berechnet [Pavlyk 2007]. Die Energie wird aufgrund der beiden verschiedenen Formen von Energieeinbringungen (Lichtbogen und Tropfen) aufgeteilt. Die Lichtbogenenergie wird auf Basis einer Gauß-Verteilung auf der Oberfläche verteilt und die Energie der Tropfen wird in der ÄWQ volumetrisch über beide Quadranten geteilt.

Das Modell des Wärmetransfers berechnet das Temperaturfeld und die Schmelzgrenze des Schweißbades. Wegen der Wechselwirkung zwischen Schweißbadgröße, Oberflächenveränderung und Temperaturfeld werden diese Berechnungen iterativ gelöst.

Nach der Arbeit von Goldak [Goldak 2005] erreicht man eine gute Übereinstimmung, wenn die Größe der Wärmequelle ca. 10% kleiner als die Größe des Schweißbades ist. Die Schweißbadgeometrie ist das Ergebnis der SimWeld-Simulation und wird für die Generierung der Parameter der ÄWQ genutzt. Die energetischen Parameter ergeben sich aus der Integration der Energieeinbringung in der vorderen und hinteren Seite des Schweißbades.

Abbildung 8a stellt die Berechnung des Temperaturfelds und der Schweißnaht dar. Abbildung 8 zeigt die Trennung des Schweißbades vom Werkstück. Nach der Bestimmung der Schweißbadgröße generiert SimWeld die Parameter der ÄWQ (Abbildung 8c und d).

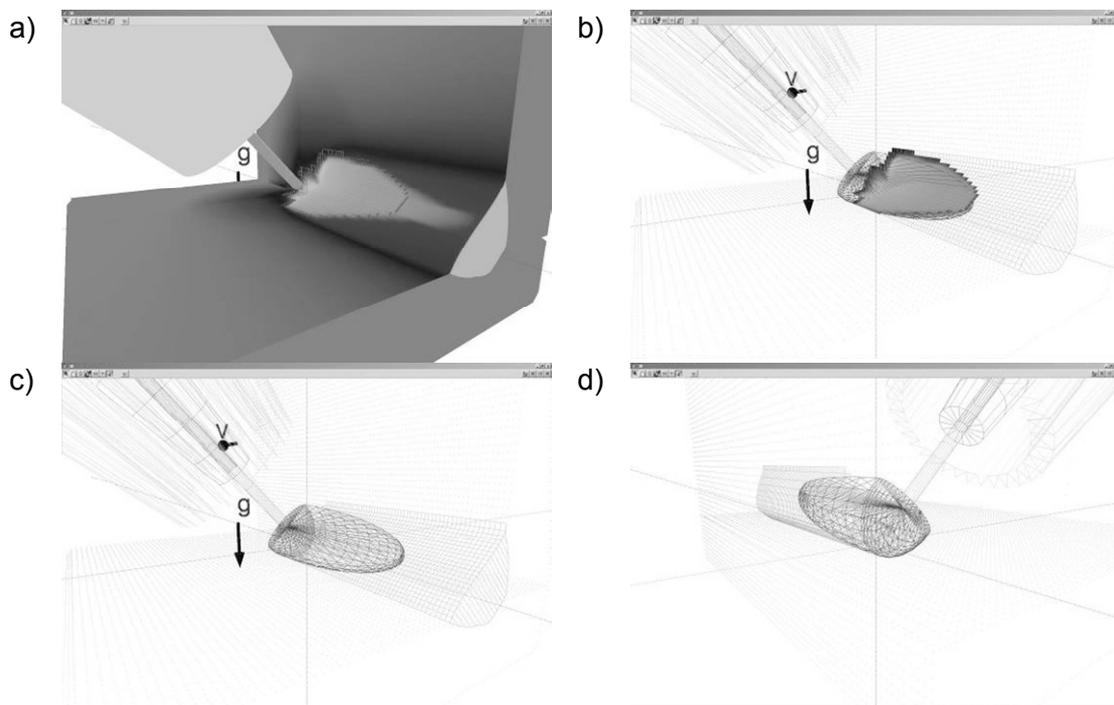


Abbildung 8: Berechnung der ÄWQ nach Goldak. a) Ergebnis der Schweißprozesssimulation; b) Schweißbad und Wärmequelle; c) und d) Wärmequellengeometrie

5 Experiment

Ein Experiment wurde zur Darstellung der integrativen Berechnung des Schweißens mit SimWeld, SW2SW und SYSWELD durchgeführt. Geschweißt wurde eine 3.8 mm Platte aus X65. Es wurde die Stromquelle OTC Daihen DP400 benutzt. Der Drahtvorschub betrug 15

m/min bei einer Schweißgeschwindigkeit von 72 cm/min. Ein Draht YGW15 mit 0.9 mm Durchmesser wurde verwendet, der Kontaktrahabstand betrug 15 mm. Das Experiment dient als Vergleich für die Simulation mit SimWeld. Es wurden die gleichen Parameter eingestellt und die Schweißnahtgeometrie zeigt eine gute Übereinstimmung. Nach dem Vergleich der Ergebnisse von SimWeld und des Experiments wurde das Netz mit dem Programm SW2SW generiert. Das Netz wurde dann in SYSWELD eingelesen; die von SimWeld generierten Funktionen für die Wärmequelle und für die Wärmeabfuhr wurden für die Simulation benutzt.

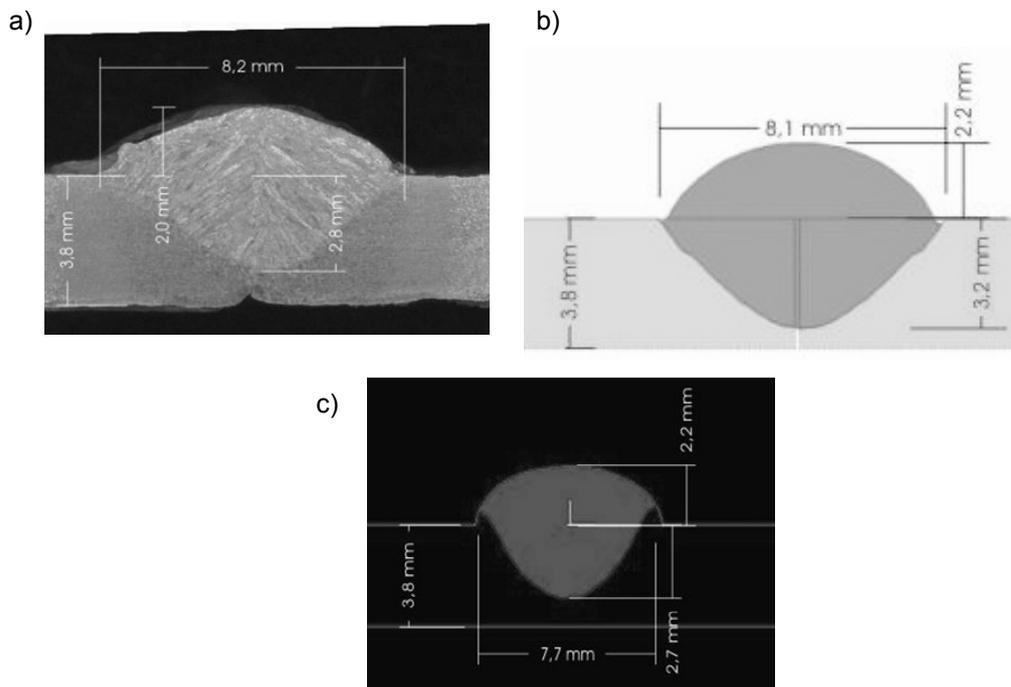


Abbildung 9: Ergebnisse des Experiments (a), der Simulation mit SimWeld (b) und mit SYSWELD (c)

6 Zusammenfassung und Ausblick

Mit SimWeld ist es möglich, den Schweißprozess zu simulieren und das komplette Temperaturfeld sowie die Schweißbadgeometrie zu berechnen. Die Energieeinbringung wird ebenfalls mit einer Abweichung von ca. 5-10% berechnet. Alle diese Informationen sind wichtig um die weitere Simulation von Verzug und Eigenspannungen in SYSWELD möglichst realitätsnah durchführen zu können. Damit wird aus den Ergebnissen von SimWeld mit Hilfe von SW2SW das Netz des Werkstücks mit der simulierten Schweißnaht automatisch generiert. Zudem wird die Energieeinbringung in der Form einer äquivalenten Wärmequelle nach Goldak [Goldak 2005] als Funktion bereitgestellt. Der Einsatz von SW2SW in Kombination mit SimWeld und SYSWELD eröffnet eine neue Methodik für die Integrative Schweißprozesssimulation.

7 Danksagung

Die Autoren danken der Deutschen Forschungsgemeinschaft für die Förderung der beschriebenen Arbeiten im Rahmen des Exzellenzclusters "Integrative Produktionstechnik für Hochlohnländer".

8 Literatur

Radaj, D.(1999), "Schweißprozesssimulation. Grundlagen und Anwendungen", DVS-Verlag, Düsseldorf.

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

Dilthey, U. et al.(2005), "Software Package SimWeld for Simulation of Gas-Metal-Arc-Welding Processes of Steels and Aluminium Alloys", Mathematical Modelling of Weld Phenomena 7, Graz Technical University, pp. 1057-1079.

Mokrov, O., Pavlyk, V. and Dilthey, U.(2006), "Analyses of Thermo-Electrical Process and Electrode Metal Transfer During Gas-Metal-Arc Welding with the Aid of Numerical Modelling", Math. Mod. Inf. Techn. Weld. Relat. Pro., Paton Electric Welding Institute, Kiev, Ukraine, pp.250-257.

Pavlyk, V., Mokrov, O. and Dilthey, U.(2007), "Heat Source Modelling in GMA-Welding and its Integration in Stress-Strain Analysis", in "Mathematical Modelling of Weld Phenomena 8", eds. H. Cerjak et. al., TU Graz, pp.801-818.

Goldak, Akhlaghi(2005), "Computational Welding Mechanics", Springer, New York.

Verzugsberechnungen an einer lichtbogengeschweißten komplexen Trägerstruktur aus dem Schienenfahrzeugbau

Markus Urner¹ Martin Vogt² und Klaus Dilger³

¹ *Institut für Füge- und Schweißtechnik, Technische Universität Braunschweig,
Langer Kamp 8, 38106 Braunschweig, Deutschland*

E-Mail: m.urner@tu-bs.de

² *Institut für Füge- und Schweißtechnik, Technische Universität Braunschweig,
Langer Kamp 8, 38106 Braunschweig, Deutschland*

E-Mail: martin.vogt@tu-bs.de

³ *Institut für Füge- und Schweißtechnik, Technische Universität Braunschweig,
Langer Kamp 8, 38106 Braunschweig, Deutschland*

E-Mail: k.dilger@tu-bs.de

ZUSAMMENFASSUNG

Ziel der dargestellten Untersuchungen ist die Verbesserung der Vorhersagegenauigkeit von FE-Berechnungen der beim Schweißen einer komplexen Baugruppe des Schienenfahrzeugbaus auftretenden Verzüge. Der Schwerpunkt liegt hierbei auf der Verzugsberechnung aufgrund ihres großen Potentials zur Optimierung von Fertigungsabläufen. Die Bereitstellung abgesicherter Berechnungsverfahren versetzen den Konstrukteur frühzeitig in die Lage, verschiedene Maßnahmen zur Verzugsminimierung rechnerisch zu bewerten und Schweißkonstruktionen iterativ, ohne experimentellen Aufwand, zu verbessern.

1 Einleitung

Fügeverfahren haben heute, als wesentliche Elemente einer modularisierten Fertigung, eine große Bedeutung. Immer kürzere Entwicklungszyklen und eine starke Konkurrenz werden zukünftig die sichere Beherrschung einer rechnerischen Bauteilauslegung und die Integration der Fügeprozesssimulation in die Fertigungsplanung für verschiedene Branchen zu einer unbedingten Voraussetzung machen. Fertigungstechnisch sind hierbei die durch den Schweißprozess entstehenden Verzüge von besonderer Bedeutung. Der Finite-Elemente-Methode kommt hierbei in der technischen Anwendung eine herausragende Bedeutung zu.

Prinzipiell erlaubt die Finite-Elemente-Methode heute eine Verzugsberechnung für geschweißte Bauteile [Radaj, 2002]. Die vorhandenen Methoden finden aber bisher kaum Anwendung in der Industrie, da die Berechnung komplexer Strukturen mit vertretbarem Aufwand noch nicht möglich ist.

Die gezeigten Forschungsergebnisse wurden anhand einer konkreten Komponente aus dem Schienenfahrzeugbau erarbeitet. Für die Untersuchungen wurde eine Trägerstruktur aus dem Wagenkastenuntergestell eines Nahverkehrs-Dieseltriebwagens ausgewählt. Die betrachtete Struktur ist typisch für den Schienenfahrzeugbau. Es handelt sich um U-Profile aus dem Werkstoff S355J2G3 mit einer Blechdicke von 4 mm. Es werden die Ergebnisse von experimentellen und numerischen Temperaturfeld- und Verzugsuntersuchungen bei verschiedenen Einspannsituationen und Komplexitätsstufen dargestellt.

Für in der Praxis häufig auftretende Prozessschritte bzw. Randbedingungen [Josserand, Jullien and Nelias, 2007] 0, wie das Heften der Bauteile oder das Schweißen von Gegenlagen und die räumliche und zeitliche Nähe mehrerer

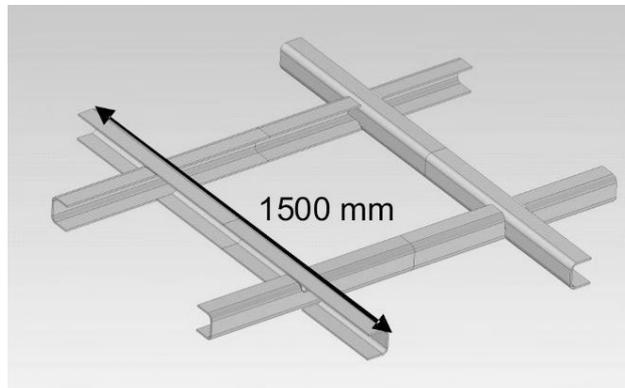


Abbildung 1: Rahmenstruktur

Schweißnähte, werden Modellierungsansätze untersucht. Auch die Auswirkung verschiedener Einflussgrößen, wie z.B. ausgewählter Werkstoffkennwerte, auf die Ergebnisse der Verzugsberechnung einer komplexen Struktur, wird gezeigt.

2 Experimentelle Temperatur und Verzugsbestimmung

Die untersuchten Profilknotten werden in einer Schweißkonstruktion in einem Wagenkastenunterbau eines Schienenfahrzeuges eingesetzt. Aus mehreren dieser Profilknotten wird die Struktur des Wagenkastenunterbaus zusammen gefügt. In den experimentellen Untersuchungen wurden zwei U-Profile mit einer Ausparung zu einem Profilknotten in Form eines Kreuzes mit mehreren Schweißnähten verschweißt. Die Position der hier betrachteten ersten Schweißnaht ist in Abbildung 2 markiert.

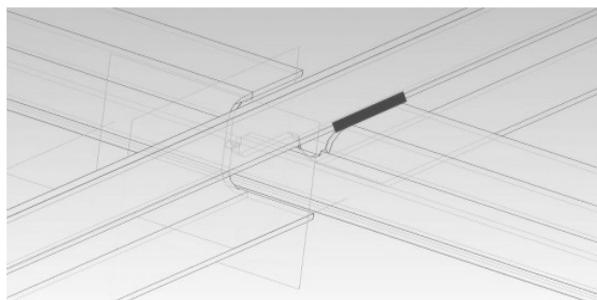


Abbildung 2: Position der Schweißnaht

Um die maximal auftretenden Verzüge zu bestimmen, wurde der Profilknotten ohne äußere Verformungsbehinderung geschweißt. Abbildung 3 zeigt den experimentellen Aufbau. Um den Einfluss von nicht steifen Einspannungen und damit unklare Randbedingungen zu vermeiden, wurde nur ein Arm der Struktur fest eingespannt. Auf diese Weise kann sich der Rest der Konstruktion frei bewegen und die Schweißverzüge werden nicht beeinflusst.

Die Schweißversuche wurden automatisiert mit einem Roboterarm durchgeführt, um reproduzierbare Versuchsergebnisse zu erreichen. Wie in der industriellen Produktion wurde eine MAG-Schweißstromquelle verwendet.

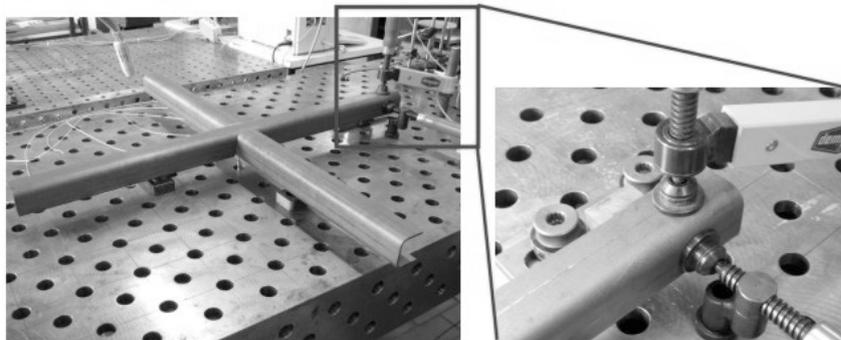


Abbildung 3: Versuchsaufbau

Den für die Temperatur- und Verzugsmessungen verwendeten Versuchsaufbau zeigt Abbildung 4. Für den Abgleich der Ersatzwärmequelle in der Simulation wurden Thermoelemente verwendet, die in einer Linie neben der Schweißnaht auf dem Profilknoten angeordnet waren. Die Schweißverzüge wurden mit induktiven Wegaufnehmern in alle Richtungen an verschiedenen Positionen der Struktur aufgenommen.

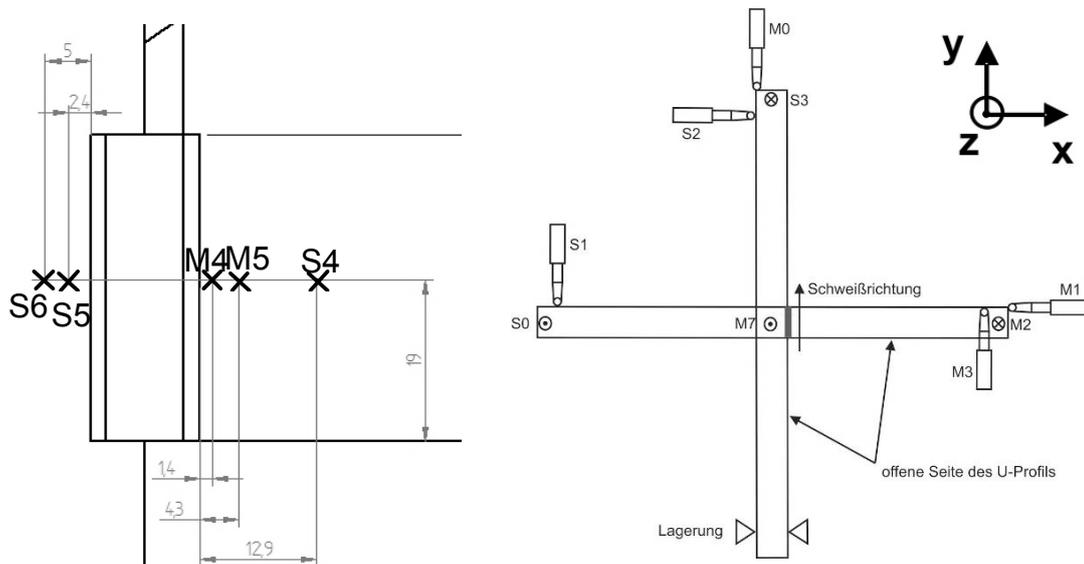


Abbildung 4: schematische Darstellung der Position der Thermoelemente und der Wegaufnehmer

Die Dimensionen der Struktur betragen 1000 mm in x- und y-Richtung und 40 mm in z-Richtung. Die Schweißnahtlänge beträgt 36 mm. Die zwei Teile des Profilknotens werden nur ineinander gesteckt, deshalb mussten sie vor dem Schweißen fixiert werden. Hierfür wurden Heftschweißungen in Höhe der Schweißnaht und an der Rückseite der Konstruktion durchgeführt. Abbildung 5 zeigt die fertig gestellte Schweißnaht und die Heftschweißungen am Boden des Profilknotens.

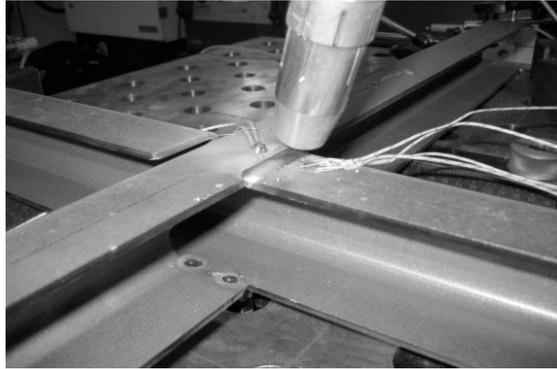


Abbildung 5: Position der Heftschweißung

3 Material

Die Finite-Elemente-Berechnung benötigt die Kenntnis der temperaturabhängigen thermischen und mechanischen Materialkennwerte wie Wärmekapazität, Wärmeleiteigenschaften, E-Modul und Streckgrenze,. Der Verlauf der Spannungs-Dehnungskurven des verwendeten Materials ist ebenso wichtig. Die für die Simulation benötigten Materialkennwerte des S355J2G3 sind bereits in die Software SYSWELD integriert und wurden für die Berechnungen verwendet.

4 FE-Berechnung

Im ersten Schritt wird das FE-Modell aus 3D-Elementen aufgebaut. Abbildung 6 zeigt das FE-Netz, welches im Bereich der Schweißnaht und der Wärmeeinflusszone verwendet wurde. Die Elementkantenlänge in der Schweißnaht beträgt 1 mm. Das komplette Modell hat eine Elementanzahl von 74.500. Um die Berechnungszeit niedrig zu halten, werden die Elemente in Bereichen mit geringer Temperaturbelastung vergrößert. Im Bereich der Schweißnaht ist jedoch eine feine Elementierung notwendig, um exakte Ergebnisse zu erhalten.

Die ausgeführten Heftschweißungen wurden durch Bindungsstellen zwischen den beiden Teilen des Profilknotens realisiert. Dieses entspricht der Idealisierung des Heftens als stoffschlüssige Verbindung eines lokal begrenzten Nahtbereiches.

In den Berechnungen wurden verschiedene Versionen von Verbindungsstellen untersucht. Hierzu wurde sowohl die Anzahl der verbundenen Konten als auch die Form der Verbindungsstelle verändert.

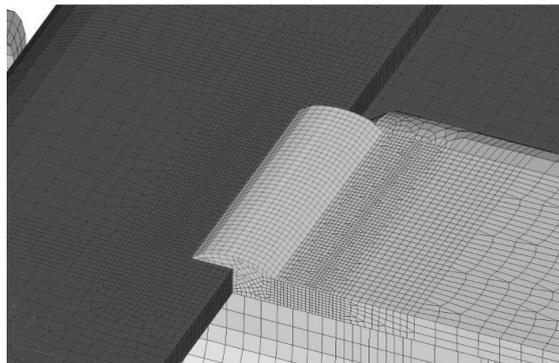


Abbildung 6: FE-Modell

5 Berechnung des Temperaturfeldes

Der zweite Schritt in der Schweißsimulation ist die Berechnung des transienten Temperaturfeldes unter Berücksichtigung der temperaturabhängigen Materialkennwerte wie Wärmeleitung, spezifische Wärme, Dichte und Verlust von Wärmeenergie durch Konvektion. Im nächsten Schritt wurde die Ersatzwärmequelle mit den aus den Experimenten vorhandenen Temperaturdaten abgeglichen. Einerseits wurden die transienten Temperaturverläufe der Thermoelemente, andererseits die Schmelzbadgröße mit metallografischen Schliffen verglichen.

Diese Vorgehensweise ist nötig, weil die Materialeigenschaften über der Schmelztemperatur nicht zur Verfügung stehen und die meisten FE-Codes nicht den Materialfluss im Schmelzbad berücksichtigen [Radaj, 1992].

Für die Modellierung des MAG-Schweißprozesses wurde eine verteilte Ersatzwärmequelle gewählt. Mit Hilfe der normal verteilten doppel-ellipsoiden Volumenwärmequelle nach Goldak [Goldak, Chakravarti and Bibby, 1984], ist es möglich das asymmetrische Schmelzbad in Richtung des bewegten Schweißlichtbogens abzubilden.

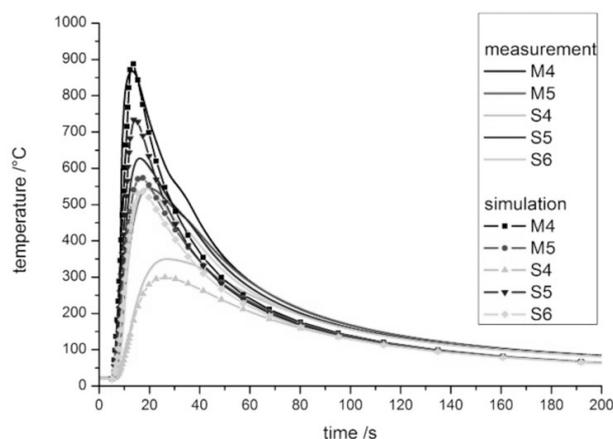


Abbildung 7: Verlauf der gemessenen und berechneten Temperaturverläufe

Abbildung 7 zeigt das Ergebnis in Form eines Vergleichs der gemessenen und berechneten transienten Temperaturverläufe in der Wärmeeinflusszone. Als Ergänzung hierzu wurde das Schmelzbad aus einem Querschliff mit dem berechneten Schmelzbad verglichen. In Abbildung 8 ist eine gute Übereinstimmung der Ausdehnung des Schmelzbades im Querschliff und in den Berechnungen zu erkennen. Die globale Ausdehnung des Temperaturfeldes macht Abbildung 8 deutlich.

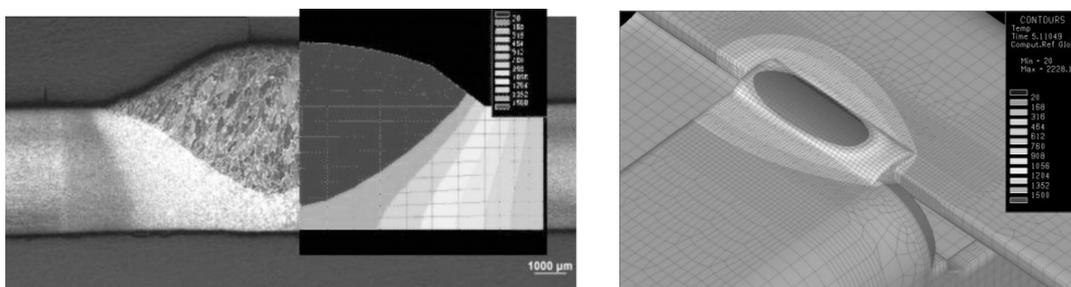


Abbildung 8: Darstellung des Schmelzbades

6 Mechanische Analyse

Das dreidimensionale transiente Temperaturfeld dient als Hauptrandbedingungen für die mechanische Berechnung.

Um den Einfluss der Heftung auf die Entwicklung der Verzüge zu beurteilen, wurden verschiedene Varianten von bereits vor der Berechnung verbundenen Knoten für die Berechnung ausgewählt. Das Zusatzmaterial und die erste Reihe von Elementen zwischen den beiden Teilen des Profilknotens wurden als spezielles Material mit einer sehr niedrigen Steifigkeit definiert. Dieses spezielle Material wird ab Erreichen einer Temperatur von 1100°C auf die Materialparameter des S355J2G3 umgeschaltet, sodass beim Abkühlen die mechanischen Kennwerte des Grundmaterials zum Tragen kommen.

Bei den verschiedenen Berechnungsvarianten der Heftstellen wurden als erstes nur einzelne Knotenbereiche verwendet, die der Größe der Heftstellen entsprachen. Die Ergebnisse zeigten höhere Verzüge als die bei den experimentellen Schweißversuchen aufgezeichneten, was auf eine zu geringe Steifigkeit der Struktur schon zu Beginn der Schweißung zurückzuführen ist. Deshalb wurde nun die Schweißnaht mit einer ganzen Reihe von Knoten verbunden und berechnet. In Abbildung 8 ist eine schematische Ansicht des FE-Modells der Verbindung zu erkennen. An der Schweißnaht sind die beiden Fügeteile auf der ganzen Länge verbunden und am Boden des Profilknotens ist ein punktueller Verbindungsbereich eingefügt. Das Ergebnis der Berechnungen der Endverzüge ist in Abbildung 9 zu sehen, verglichen mit den Mittelwerten der experimentell erfassten Endverzüge. Zusätzlich ist die Standardabweichung der Experimente dargestellt. Diese zeigt eine hohe Streuung aufgrund der Sensibilität der Konstruktion vor dem Schweißen auf Bewegungen. Die Ergebnisse der Berechnungen stimmen gut mit den gemessenen Werten überein. Die Steifigkeit der Konstruktion durch die Heftstellen kann durch die Verbindung von Knoten zwischen den Teilen schon vor dem Schweißen dargestellt werden.

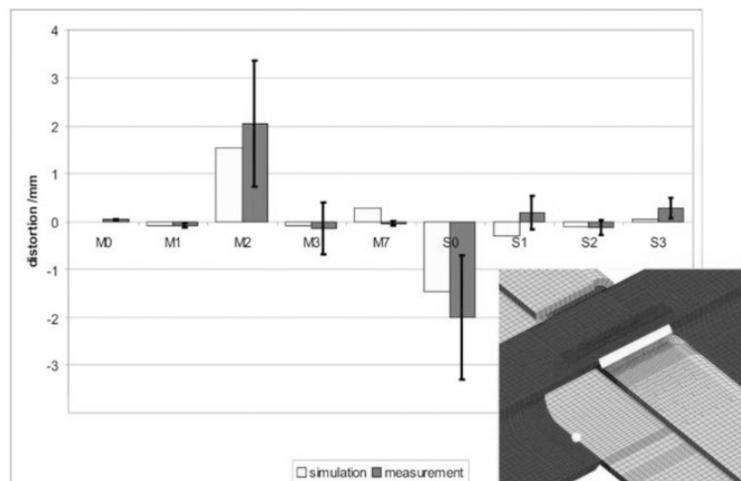


Abbildung 9: gemessene und berechnete Endverzüge

7 Zusammenfassung

Die MAG-Schweißung eines Teils einer komplexen Struktur eines Schienenfahrzeuges wurde berechnet. Hierbei wurden die in der industriellen Produktion oft eingesetzten Heftscheidungen zur Vorstabilisierung einer Schweißkonstruktion mit berücksichtigt.

Die hier gezeigten ersten Ergebnisse des Forschungsprojektes weisen darauf hin, wie wichtig die korrekte Abbildung der Vorheftung bei größeren Konstruktionen ist. Um eine verlässliche

Aussage der Berechnung auf die entstehenden Verzüge zu treffen, ist es wichtig alle Vorarbeiten mit zu berücksichtigen.

In dem gezeigten Beispiel wurde die beste Übereinstimmung von Berechnung und Experiment durch eine steife Verbindung schon vor dem Schweißen in Form einer linienhaften Verknüpfung von Knoten und einer zusätzlichen punktförmigen Verbindung erreicht. Die im Experiment ausgeführten Heftstellen geben der Konstruktion eine höhere Steifigkeit als diese einzelne Knotenverbindungen in der Berechnung darstellen können.

Als nächster Schritt in dem Forschungsprojekt wird der Einfluss von Spannern auf den hier vorgestellten Profilknoten beim Schweißen untersucht. Zusätzlich wird der ersten Schweißnaht eine Gegenlage und zwei weitere Kehlnähte hinzugefügt. Hierdurch wird sich der Wert der Auftretenden Verzüge verändern. Dieses ermöglicht durch die entsprechenden Berechnungen das Verständnis eines industriell geschweißten Bauteiles.

8 Danksagung

Die präsentierten Ergebnisse wurden im Rahmen des Paketantrages „Anwendungsnahe Schweißsimulation komplexer Strukturen“ unterstützt durch die Arbeitsgemeinschaft Industrieller Forschungsvereinigungen "Otto von Guericke" e.V. (AiF), im Teilprojekt AiF-Nr. 15273 N/1 gefördert durch die FOSTA (Forschungsvereinigung Stahlanwendung e. V.). Wir danken der AiF für die finanzielle Förderung der Arbeiten.

9 Literatur

Goldak, J., Chakravarti, A. and Bibby, M. (1984), "A new finite element model for welding heat sources", *Metallurgical Transactions*, 15B, pp. 299-305.

Josserand, E., Jullien, J.F., Nelias, D. and Deloison, D. (2007), "Numerical simulation of welding-induced distortions taking into account industrial clamping conditions", *Mathematical Modelling of Weld Phenomena*, 8, pp. 1105-1124.

Radaj D. (1992), Heat effects of welding, temperature field, residual stress and distortions, Springer-Verlag GmbH.

Radaj, D. (2002), welding residual stresses and distortions, DVS-Verlag, Düsseldorf.

Hybride Berechnungsansätze zur Prognostizierung und Minimierung des Verzugs komplexer Schweißkonstruktionen

Christoph Stapelfeld, Nikolay Doynov, Vesselin Michailov

Lehrstuhl Fügetechnik, Konrad-Wachsmann-Allee 17, 03046 Cottbus, Deutschland

E-Mail: christoph.stapelfeld@tu-cottbus.de

E-Mail: doynov@tu-cottbus.de

E-Mail: michailov@tu-cottbus.de

ZUSAMMENFASSUNG

Im vorliegenden Beitrag werden die physikalischen und mathematischen Aspekte von unterschiedlichen Berechnungsverfahren zur Schweißverzugsberechnung bzw. -prognostizierung vorgestellt. Eingangs werden die bestehenden Probleme der durchgehenden thermomechanischen FE-Simulation dargestellt. Hieraus wird der Bedarf an schnellen und für technische Anwendungen ausreichend präzisen Lösungen abgeleitet und die Grundzüge unterschiedlicher vereinfachter Ansätze beschrieben. Hinsichtlich bestehender Unklarheiten und Grenzen in der Anwendbarkeit werden sowohl die komplexeren als auch die vereinfachten Methoden kritisch bewertet. Anschließend werden die drei hybriden Modelle – das Maximaltemperaturmodell, das Global-Lokal-Global-Modell und das analytisch-numerische Hybrid-Schrumpfkraftmodell - anhand einer I-Stoßverbindung ausführlich erläutert. Die Ergebnisse werden sowohl dem Experiment als auch einer kalibrierten durchgehenden thermomechanischen Berechnung gegenübergestellt. Den Artikel wird der qualitative und quantitative Vergleich der einzelnen Modelle untereinander abschließen. Da es sich um vereinfachte Ansätze handelt, mit dem Primärziel den zeitlichen Aufwand signifikant zu minimieren, werden neben den Verzügen auch der benötigte Rechen- und Modellierungsaufwand in Betracht gezogen. Hieraus lassen sich dann Aussagen bezüglich der Genauigkeit, des Einsparpotentials und des möglichen Anwendungsbereichs formulieren.

1 Einleitung

Der Verzug einer Schweißkonstruktion nach dem Wärmeeintrag stellt nach wie vor eines der Hauptprobleme der Schweißtechnik dar. Durch Prognosen oder Bewertung des Einflusses der signifikanten Faktoren auf die bleibenden Verformungen kann die Ergreifung der richtigen Maßnahmen in der Entwicklungs- und Herstellungsphase zu Verzugsminimierungen führen. Die Qualität der Schweißkonstruktion wird somit erhöht und die Kosten für Nachbehandlungen gesenkt. Zu diesem Zweck steht der Industrie und den Forschungseinrichtungen eine Vielzahl von Softwarelösungen zur Verfügung. Die heutzutage am weitesten verbreitete Vorgehensweise ist die durchgehende thermomechanische FE-Simulation. Auf Basis des berechneten transienten Temperaturfeldes wird eine mechanische Analyse durchgeführt. Die Schweißverformungen können auf diesem Weg mit einer hohen Genauigkeit bestimmt werden. Voraussetzung hierfür ist das Vorhandensein von Wärmequelle- und Werkstoffmodellen und die Vollständigkeit der Werkstoffkennwerte. Ein großes Hindernis für die Anwendung der durchgehenden Schweißsimulation ist der enorme Zeitaufwand, der bereits für kleine Bauteile mehrere Tage in Anspruch nimmt. Um diesem Umstand entgegen zuwirken, ist es denkbar, das FE-Netz zu vergrößern und die Zeitschrittweiten zu verlängern. Jedoch führt eine solche Maßnahme zu Ungenauigkeiten in der rechnerischen Verzugsvorhersage, die sich unter Umständen sogar qualitativ von der Realität unterscheiden kann. Der Einsatz dieses Verfahrens zur Verzugsberechnung von komplexen Strukturen mit mehreren Schweißnähten wird somit generell in Frage gestellt.

Um dieser Problematik entgegenzuwirken gibt es im Bereich kommerzieller Software bereits vereinfachte Ansätze, wie beispielsweise den Local-Global-Approach. An lokalen Modellen der Schweißnähte werden bei diesem Verfahren die plastischen Dehnungen bestimmt und diese anschließend auf das globale Modell des Bauteils übertragen. Die große Herausforderung dieser Herangehensweise ist die exakte Abbildung der Einspannbedingungen des lokalen Modells, da die plastischen Dehnungen maßgeblich von ihnen abhängen. Zur Bestimmung dieser Randbedingungen gibt es jedoch zurzeit noch keine klaren Vorschriften, so dass die Anwendung dieser Methode nur sehr erfahrenen Simulationsanwendern vorbehalten bleibt [Duan et al., 2007; Tsirkas et al., 2003].

Eine komplett eigenständige Lösung zur schnellen Verzugsberechnung von Schweißkonstruktionen und der Optimierung der Schweißfolge und Einspannsituation stellt der „Weld Planner“ dar [Tikhomirov et al., 2005; Rietman et al., 2004]. Dieser berechnet den Schweißverzug aufgrund einer konzentrierten Wärmedehnung entlang der Schweißnaht und die daraus resultierenden plastischen Dehnungen. Jedoch ist weder der Bereich, auf den die Dehnung aufgebracht wird, noch die Verteilung der Dehnungen in Nahtquerrichtung in diesem Bereich klar definiert. Die physikalische Plattform der Vorgehensweise fehlt. Aufgrund der derzeit verwendeten Schalenmodelle ist dieses Programm nicht in der Lage, Winkelverzüge zu berechnen. Die starke Vereinfachung der Schweißvorgänge führt dazu, dass die Auswirkungen relevanter Verzugseinflussfaktoren, wie z. B. Schweißparameter, reale thermophysikalische Eigenschaften und eventuellen Gefügeumwandlungen nicht erfasst werden.

Einen analytischen Ansatz stellen die bereits seit den 50iger Jahren entwickelten Schrumpfkraftmodelle dar. Kern dieser Theorie ist das Transferieren der beim Schweißen auftretenden thermomechanischen Effekte durch experimentell erfasste und theoretisch begründete Zusammenhänge in eine rein mechanische Berechnung [Okerblom, 1964; Nikolaev, 1982]. Verschiedene Einflüsse auf den schweißbedingten Verzug, wie z. B. die Schweißparameter, thermophysikalische und mechanische Werkstoffkennwerte, Eigenspannungen, Gefügeumwandlungen, Einspannungen und Steifigkeit der Konstruktion sowie Mehrlagenschweißungen, können mit diesem funktionsanalytischen Ansatz berücksichtigt werden. In der Fachliteratur sind neben den Arbeiten [Okerblom, 1964; Nikolaev, 1982; Vinokurov, 1977; Gatovskii und Karkhin, 1980; Kuzminov, 1974; Hänsch, 1984] eine Reihe von Anwendungen gegeben und mit experimentellen Untersuchungen verglichen [Neumann und Röbenack, 1978; Stapelfeld et al., 2008]. Eine Weiterentwicklung der Schrumpfkraftmodelle stellen die hybriden analytisch-numerische Modelle dar. Die Kopplung und Rückkopplung der analytisch bestimmten Schrumpfkraft mit einer rein elastischen FE-Analyse zeigt sehr gute Übereinstimmungen mit der Realität bei extrem kurzen Berechnungszeiten und sehr geringem Modellierungsaufwand [Chang et al., 2007; Stapelfeld et al., 2008].

2 Validierungsexperiment



Abbildung 1: Schweißbedingter Verzug der Platte

Zur Validierung der vereinfachten Modelle und zur Demonstration deren Anwendbarkeit wurde zunächst ein Experiment durchgeführt (Abbildung 1). Geschweißt wurde ein I-Stoß mit dem

Cold-Metall-Transfer®-Verfahren (wärmearmes MIG-Schweißverfahren) und den folgenden Schweißparametern: Stromstärke $I = 47$ A, Schweißspannung $U = 10,1$ V und Schweißgeschwindigkeit $v = 0,7$ m/min. Die Abmessungen der Schweißung betragen: Länge (x-Richtung) $l = 250$ mm; Breite (y-Richtung) $b = 50$ mm und Dicke (z-Richtung) $\delta = 1$ mm. Der Werkstoff ist X5 CrNi 18 10 (1.4301). Der nach dem Schweißen entstandene Verzug ist quantitativ Tabelle 1 zu entnehmen.

Tabelle 1: Verzugswerte

Längsverzug (mm)	Querverzug (mm)	Biegeverzug (mm)
-1,1	-0,2	-12,1

3 Das Maximaltemperaturmodell

Grundlage dieses Modells ist die Tatsache, dass der Längsverzug maßgeblich von den Maximaltemperaturen, die jeder Punkt der Schweißverbindung während des Schweißens erfährt, abhängig sind [Nikolaev, 1962].

Die Maximaltemperaturen können analytisch oder numerisch berechnet werden. Die Dimension des Modells lässt sich in Abhängigkeit des Bauteils bzw. der Konstruktion und des eingesetzten Schweißverfahrens reduzieren. Die Verteilung der Maximaltemperaturen wird anschließend auf das numerische Modelle übertragen. Der Verzug wird in einer nachfolgenden thermomechanischen Analyse mittels zweier statischer Lastschritte - Aufheizen und Abkühlen – ermittelt.

3.1 Modellbeschreibung

Die Maximaltemperaturverteilung lässt sich eindimensional entlang einer Achse, zweidimensional in der Ebene oder dreidimensional im Volumen analytisch berechnen [Rykalin, 1957]. Bei der Berechnung der Maximaltemperaturen in der Plattenquerschnittsebene wird zwischen den beiden Grenzfällen Linienquelle in der Platte (Gleichung 1) und Punktquelle auf massiven Halbkörper (Gleichung 2) unterschieden. Nach [Michailov, 2000] lässt sich auch die komplexere Temperaturverteilung im Querschnitt mitteldicker Platten durch die Kombination der beiden Wärmequellentypen analytisch berechnen. Der Maximaltemperaturverlauf (Gleichung 3) ergibt sich aus den Gleichungen 1 und 2 wie angegeben:

$$T_{\max_{LQ}}(y) = 0,242 \frac{q}{vc\rho\delta y} \left(1 - \frac{by^2}{2a} \right) + T_0, \quad (1)$$

$$T_{\max_{PQ}}(y, z) = 0,234 \frac{q}{vc\rho(y^2 + z^2)} + T_0, \quad (2)$$

$$T_{\max}(y, z) = kT_{\max_{PQ}} + (1 - k)T_{\max_{LQ}}, \quad (3)$$

mit der Temperaturleitzahl a , der Wärmeaustauschzahl b , der spezifischen Wärmekapazität c , der Wärmeleistung q , der Anfangstemperatur T_0 , der Schweißgeschwindigkeit v und der Dichte ρ . Die Raumkoordinaten in Plattenquer- und Dickenrichtung sind y und z , die Plattendicke ist δ . Der Anteil der Punktquelle bei der Berechnung der Maximaltemperaturen ist k .

Bei komplexeren Geometrien oder gekrümmten Schweißnähten kann die zweidimensionale Temperaturverteilung in der Querschnittsebene bei Gradienten über der Plattendicke (Abbildung 2) oder in der Plattenebene bei über der Dicke konstantem Temperaturfeld mittels einer zweidimensionalen numerischen Analyse berechnet werden.

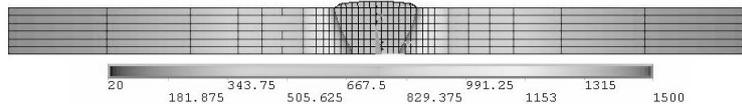


Abbildung 2: Numerisch berechnete Maximaltemperaturen

Für den ausgewählten Anwendungsfall wird die Maximaltemperaturverteilung nach (3) analytisch berechnet und mit der numerisch ermittelten verglichen. Die quer zur Schweißnaht berechneten Verteilungen der Maximaltemperatur zeigen, sowohl auf der Plattenoberseite ($z=1$) als auch auf der Plattenunterseite ($z=0$), sehr gute Übereinstimmung (Abbildung 3).

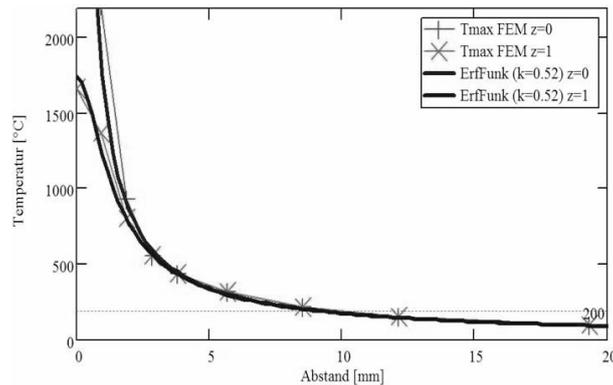


Abbildung 3: Analytisch und numerisch berechnete Maximaltemperaturen quer zur Naht

Die analytisch berechnete Maximaltemperaturverteilung wurde anschließend auf das numerische Modell der Struktur durch Extrusion entlang der Schweißnaht (x -Koordinate) im ersten Lastschritt übertragen (Abbildung 4). Dass sich die Schweißnaht nicht über die gesamte Länge des Bauteils, sondern mit einem jeweiligen Abstand von 10 mm vom Rand (vgl. Abbildung 1) erstreckte, fand dabei Berücksichtigung. Im zweiten Lastschritt wird die Temperaturverteilung wieder entfernt, was der Abkühlphase entspricht. Da es sich um ein zur Schweißnaht symmetrisches Bauteil handelt, fanden die Berechnungen am 3D-Halbmodell statt. Die Vernetzung quer zur Schweißnaht muss so gewählt werden, dass die Maximaltemperaturverteilung korrekt abgebildet wird. Im gezeigten Anwendungsfall wurde mit einer progressiven Vergrößerung der Elementkantenlänge der zwölf Elemente von 1.16 gerechnet. In Plattendickenrichtung waren zwei Elemente ausreichend, um eine maximale Abweichung der 1450°C -Isotherme von 0,15 mm nicht zu überschreiten. Die Einspannbedingungen entsprachen denen einer freien Platte.

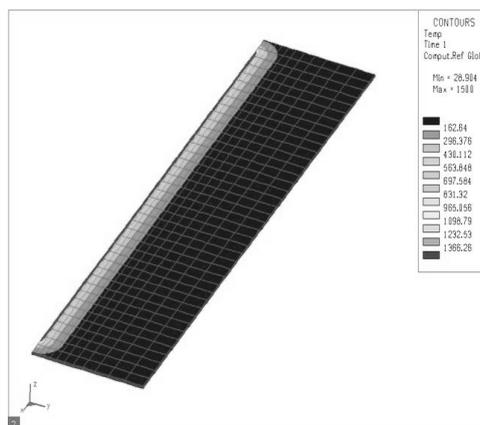


Abbildung 4: Auf das Modell übertragene Maximaltemperaturen

Die Berechnung des Schweißverzugs fand unter Verwendung zweier unterschiedlich komplexer Werkstoffmodelle statt. Beim ersten wurden E-Modul, Fließgrenze und Verfestigung als temperaturunabhängig angenommen. Beim zweiten Werkstoffmodell wurde die Temperaturabhängigkeit der genannten Kennwerte berücksichtigt (Abbildung 5). Es zeigte sich, dass der Mehraufwand nur zu marginalen Änderungen, sowohl der Verzüge als auch der CPU-Rechenzeit, im Bereich von $\pm 5\%$ Abweichungen führt.

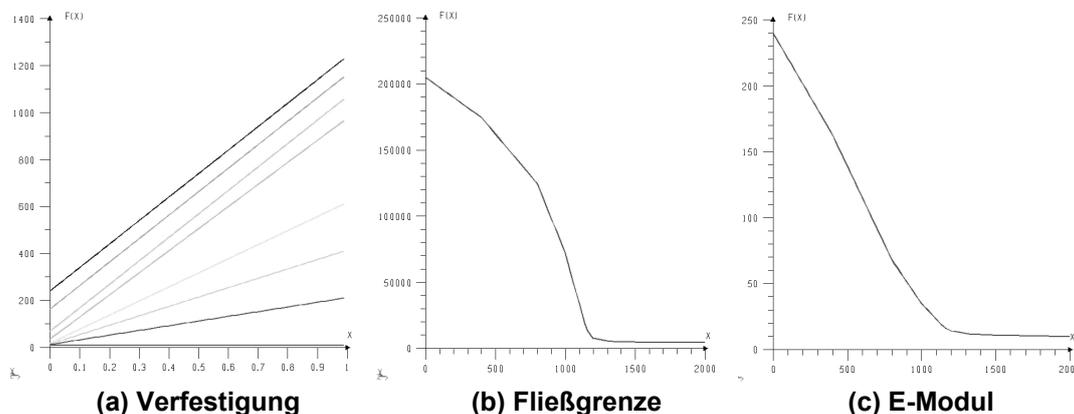


Abbildung 5: Temperaturabhängigkeit der Werkstoffkennwerte

3.2 Ergebnisse und Auswertung

Die erhaltenen Verzüge und der Rechenaufwand wurden abschließend einer durchgehenden transienten thermomechanischen Simulation gegenübergestellt (Abbildung 6, Tabelle 2). Diese ist mithilfe des durchgeführten Experiments kalibriert worden. Da sich das verwendete Werkstoffmodell weder auf die CPU-Rechenzeit noch auf die Verzüge signifikant auswirkte, sind im Weiteren nur die Ergebnisse des vereinfachten, temperaturunabhängigen Modells dargestellt.

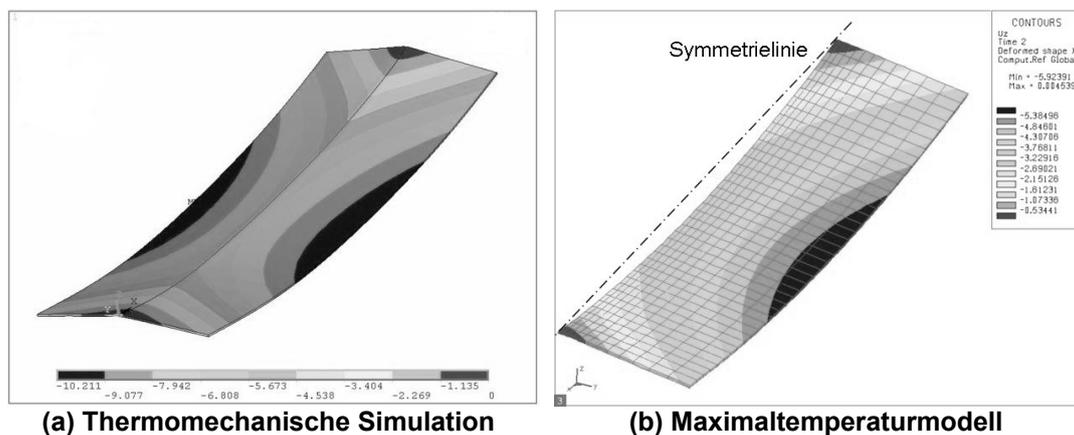


Abbildung 6: Qualitative Gegenüberstellung der Ergebnisse der durchgehenden thermomechanischen Simulation und des Maximaltemperaturmodells

Tabelle 2: Quantitative Gegenüberstellung der Verzüge und CPU-Zeit

	Längsverzug [mm]	Querverzug [mm]	Biegeverzug [mm]	CPU-Zeit [s]
Thermomechanisches Modell	-1,05	-0,24	-10,21	21600
Maximaltemperaturmodell	-0,4	-0,13	-5,92	900

Grundsätzlich zeichnet sich das Maximaltemperaturmodell besonders durch seine Stabilität aus. Weder das verwendete Werkstoffmodell noch eine Halbierung der Elementanzahl in Nahtquer- richtung - auch Gegenstand der abgeschlossenen Untersuchungen - hatten einen signifikanten Einfluss auf das Verformungsbild. Die Verzüge stimmen mit denen, berechnet mittels einer durchgehenden thermomechanischen Simulation, qualitativ überein, sind jedoch generell zu gering. Die Ursache hierfür liegt in der verminderten Steifigkeit der Konstruktion in Längsrich- tung und der zu geringen Behinderung der Querdehnung durch das Aufbringen der Schweiß- naht auf die gesamte Länge. Die Erwärmung der Platte in einem einzigen Zeitschritt führt dazu, dass auch die abstützenden Randbereiche mit der Spitzentemperatur in der Schweißnaht er- wärmt werden und somit Temperaturdehnungen erfahren. Die Wärmedehnungen in der Schweißnaht und im schweißnahtnahen Bereich werden demzufolge nicht ausreichend behin- dert und die bleibenden Schweißverzüge sind zu gering. Aufgrund der großen Zeitersparnis ist das Maximaltemperaturmodell dennoch für Vergleichsanalysen der Auswirkungen unterschied- licher Schweißbedingungen bzw. Optimierungsaufgaben sehr gut geeignet.

4 Das Global-Lokal-Global-Modell

Das Global-Lokal-Global-Modell ist in drei Arbeitsschritte unterteilt. Eingangs wird am globalen Modell des Bauteils bzw. der Konstruktion sowie am lokalen Modell (Abbildung 7) die globale und lokale Steifigkeit längs und quer zur Schweißnaht nach [Ueda, 1978] analytisch oder nume- risch bestimmt. An dem lokalen Modell werden anschließend die plastischen Dehnungen mittels einer durchgehenden thermomechanischen Simulation unter den aus Schritt eins ermittelten Randbedingungen – den Federsteifigkeiten – berechnet. Die Federsteifigkeiten simulieren dabei die Steifigkeit der gesamten Konstruktion. Die plastischen Dehnungen längs und quer zur Schweißnaht werden im letzten Schritt auf das globale Modell übertragen und die Verzugsbe- rechnung mit einer rein elastischen Analyse durchgeführt.

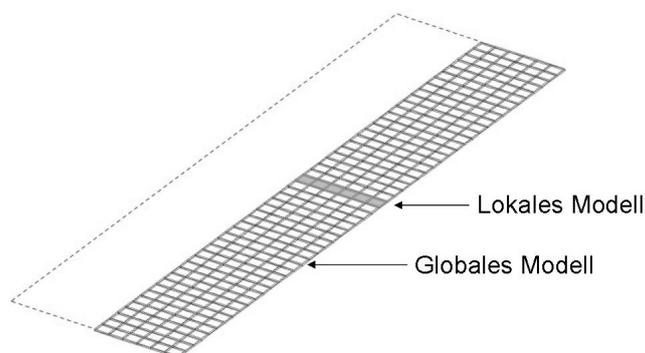


Abbildung 7: Globales Modell der Struktur und lokales Modell

4.1 Erläuterung des Problems

Die Behinderung der nichtlinear verteilten Wärmedehnungen beim Schweißprozess durch die globale Steifigkeit der angrenzenden Struktur ist maßgebend für die bleibenden Verzüge. Die weit verbreitete Annahme, eine ausreichende Näherung unter der Verwendung eines komplett fest eingespannten lokalen Modells zu erhalten, trifft bspw. für das Modell, welches Gegenstand dieses Forschungsvorhabens ist, nicht zu. Die durchgehende thermomechanische Simulation am lokalen Modell mit absoluter Behinderung der Verschiebungen in Nahtlängs- und - querrichtung führt dazu, dass man nach der Übertragung der plastischen Dehnungen auf das globale Modell zu große Verzüge erhält. Die Durchbiegung ist zudem qualitativ falsch (Abbil- dung 8). Die plastischen Dehnungen, ermittelt durch eine Simulation am freien lokalen Modell, sind hingegen zu gering. Somit muss die Steifigkeit der globalen Struktur bei der Berechnung der plastischen Dehnungen am lokalen Modell korrekt abgebildet werden.

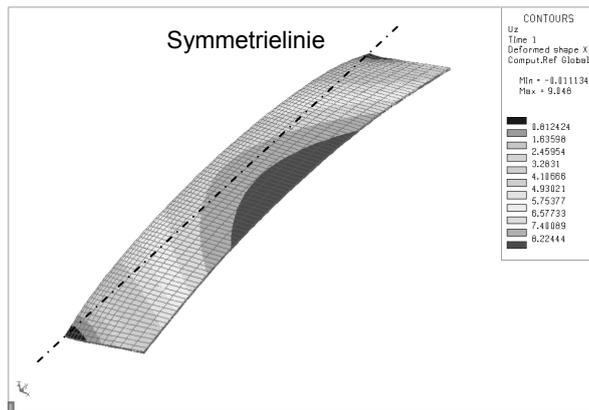


Abbildung 8: Verzug der globalen Struktur bei fest eingespannten lokalen Modell

4.2 Bestimmung der Federsteifigkeiten

Die Federsteifigkeit D ergibt sich wie folgt:

$$D = \frac{F}{U}, \quad (4)$$

mit der Kraft F und der daraus resultierenden Verschiebung U . Um die diskrete Federsteifigkeit der globalen Struktur zu bestimmen, wurden zuerst die an das lokale Modell angrenzenden Knoten mit einer Kraft in Quer- und Längsrichtung zur Naht belastet und die Verschiebung errechnet. Um die Steifigkeit des lokalen Modells zu berücksichtigen, wurde dieses anschließend mit der gleichen Kraft belastet und wiederum die Verschiebung für jeden Knoten ermittelt. Die auf das lokale Modell aufzubringende Federsteifigkeit errechnet sich aus folgender Differenz:

$$D_{\text{Ersatz}} = \frac{F}{U_{\text{Global}}} - \frac{F}{U_{\text{Lokal}}}. \quad (5)$$

In Abbildung 9 sind die Verschiebungen der globalen Struktur den Verschiebungen der lokalen Struktur unter Berücksichtigung der Federsteifigkeiten gegenübergestellt. Die jeweiligen Verläufe der Verschiebungen entsprechen gleichen Belastungen - Zug längs zur Naht eines Elements - an unterschiedlichen Elementen quer zur Schweißnaht, am Rand des lokalen Modells.

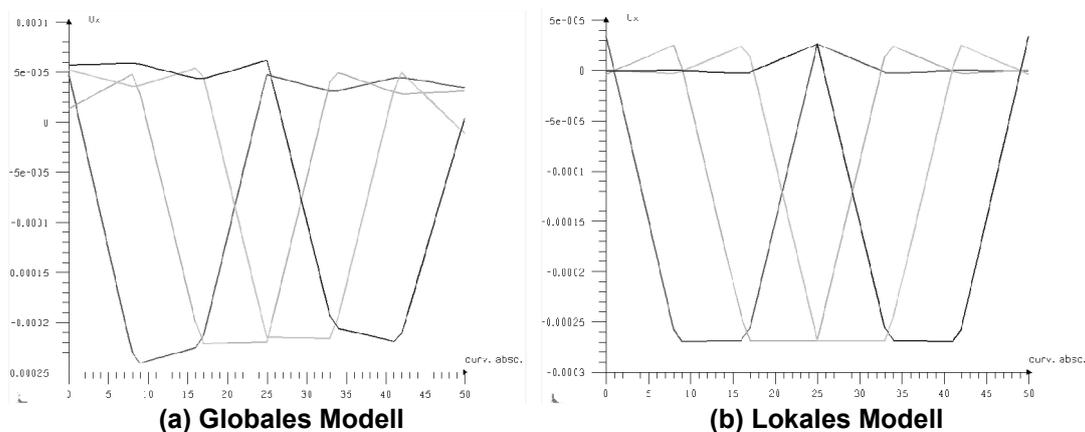


Abbildung 9: Längsverschiebungsverlauf quer zur Schweißnaht unter gleicher Belastung

Die Bestimmung der Federsteifigkeiten in Nahtquerrichtung erfolgt analog. Bei der Verwendung der Ersatzfedersteifigkeiten am lokalen Modell ist jedoch deren Kopplung zu beachten. Im Finite-Element-Modell sind alle Federsteifigkeiten miteinander nach Abbildung 10a gekoppelt. Auch im lokalen Modell ist diese Kopplung vorhanden und entspricht der Steifigkeit der lokalen Struktur. Die aufgebrauchten Ersatzfedersteifigkeiten sind jedoch voneinander entkoppelt (Abbildung 10b). Dieser Umstand ist bei der Verwendung der Federsteifigkeiten als Randbedingungen am lokalen Modell zu berücksichtigen.

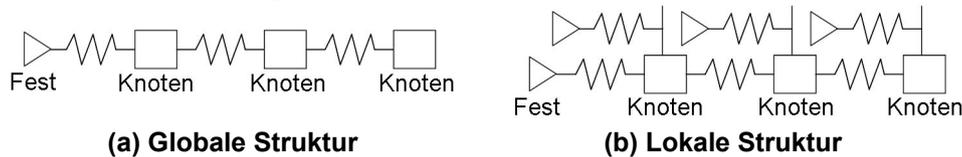


Abbildung 10: Vergleich der globalen Struktur und lokalen Struktur mit Federsteifigkeiten

Die Federsteifigkeit des n -ten Knotens lässt sich wie folgt approximieren:

$$\frac{1}{D_n} = \sum_{i=1}^n \frac{1}{D_i}, \quad (6)$$

mit D_i , der nach (5) ermittelten Federsteifigkeit des i -ten Knotens quer zur Schweißnaht. In Abbildung 11 ist der Verlauf der Verschiebungen der globalen Struktur den Verschiebungen der lokalen Struktur unter Berücksichtigung der Federsteifigkeiten, für jeweils 5 gleiche Belastungsfälle – Zug quer zur Schweißnaht eines Elements - gegenübergestellt. Die Verläufe der Verschiebungen der globalen Struktur konnten mittels der Federsteifigkeiten am lokalen Modell nicht exakt nachgebildet werden. Jedoch stimmen die Maxima überein, was für die Abbildung der globalen Steifigkeit am lokalen Modell ausreichend ist.

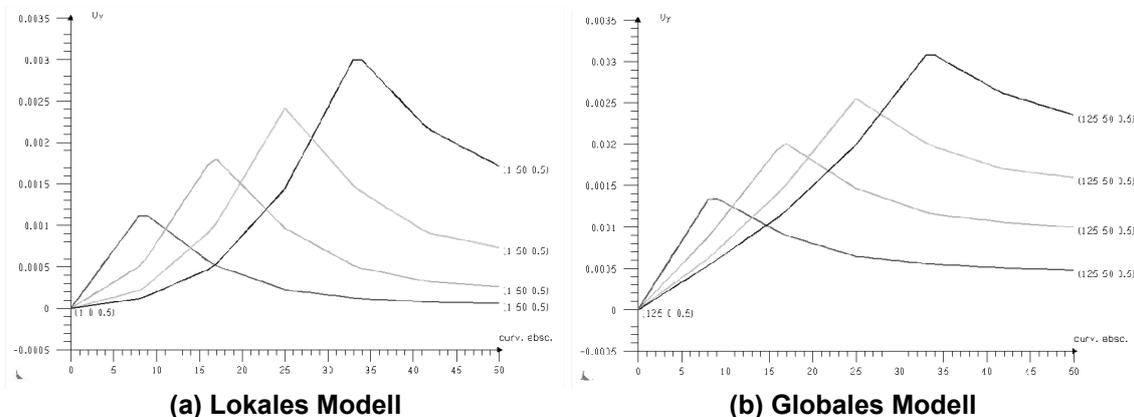


Abbildung 11: Querverschiebung in Nahtquerrichtung bei gleicher Belastung

4.3 Durchgehende thermomechanische Simulation am lokalen Modell

Um die gesamte Komplexität des Problems vollständig zu beschreiben, erfolgt die Berechnung der plastischen Dehnungen im lokalen Modell durch eine durchgehende thermomechanische Simulation. Hierfür wird ein 3D-Modell der Länge 1 mm, Breite 50 mm und Dicke 1 mm (vgl. Abbildung 7) mit einer feinen Vernetzung erstellt. In Nahtlängsrichtung besteht das Modell aus einem Element.

Die Temperaturberechnung erfolgt mittels des Wärmeleitungsmodells mit normalverteilter Oberflächenwärmequelle. An den Grenzflächen zum globalen Modell werden adiabatische Randbe-

dingungen aufgebracht. Die freien Oberflächen werden mittels Randbedingungen der 3. Art mit konstantem Wärmeübergangskoeffizient abgebildet. Die thermophysikalischen Materialkennwerte sind als Funktion der Temperatur aus der Sysweld-Datenbank berücksichtigt worden. Anhand der Spitzentemperaturen (vgl. Abbildung 3) und Temperaturverläufen wurde die Wärmequelle kalibriert. Die transiente Temperaturberechnung erfasst den Zeitraum bis zur vollständigen Abkühlung. In Abbildung 12 sind die Ergebnisse der Temperaturverteilung zum Zeitpunkt der maximalen Ausdehnung des Schmelzbads dargestellt.

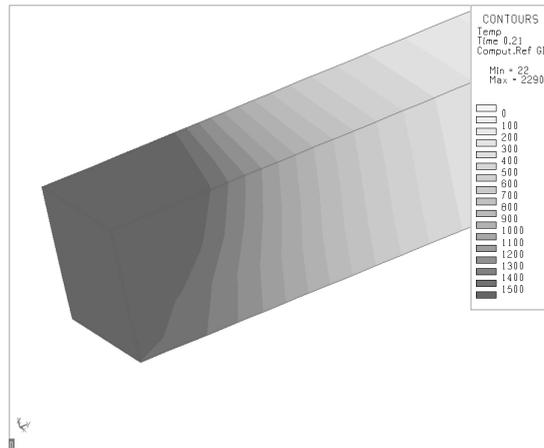


Abbildung 12: Temperaturfeld am lokalen Modell bei maximaler Breite des Schmelzbads

Aufgrund des berechneten transienten Temperaturfelds wird anschließend eine elastisch-plastische thermomechanische Berechnung durchgeführt. Das verwendete Werkstoffmodell entspricht demselben im Maximaltemperaturmodell verwendeten (vgl. Abbildung 5).

Die mechanischen Randbedingungen sind die ermittelten Federsteifigkeiten in Nahtlängs- und -querrichtung. Sie werden als elastische Einspannungen auf jeden Knoten aufgebracht. Dabei ist sowohl der Verlauf der Randbedingungen als auch die vom lokalen Modell abweichende Ver-netzung zu beachten, an dem die Federsteifigkeiten bestimmt worden sind. Die Berechnung der plastischen Dehnungen erfolgt durch eine geometrisch lineare Analyse. Die ermittelten plastischen Dehnungen längs und quer zur Schweißnaht sind in Abbildung 13 dargestellt. Obere, mittlere und untere Elementschicht bezeichnen die drei Elementschichten bezüglich der Raum-koordinate in Dickenrichtung (z-Koordinate).

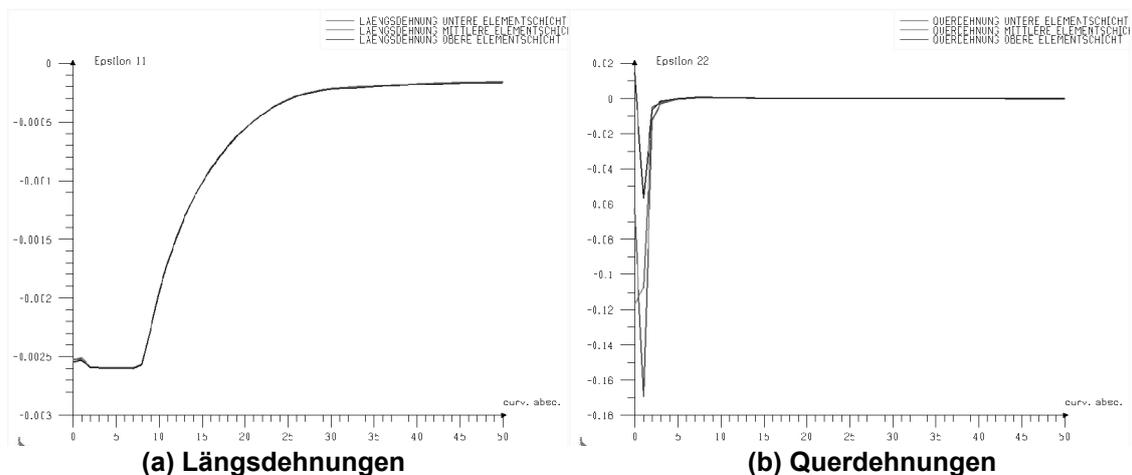


Abbildung 13: Querverteilung der plastischen Längs- und Querdehnungen

4.4 Übertragung der plastischen Dehnungen auf das globale Modell

Die mittels der durchgehenden thermomechanischen Simulation im lokalen Modell bestimmten plastischen Dehnungen längs (vgl. Abbildung 13 a) und quer zur Naht (vgl. Abbildung 13 b) werden anschließend auf das globale Modell übertragen. Jeder Elementschicht in Plattendickenrichtung wird der entsprechende Verlauf der plastischen Längs- und Querdehnungen zugewiesen und in Richtung der Schweißnaht (x-Richtung) analog zur Vorgehensweise beim Maximaltemperaturmodell extrudiert. Die Verschiebungen werden mittels einer rein elastischen Analyse unter den Einspannbedingungen, entsprechend denen einer freien Platte, berechnet.

4.5 Auswertung

Das Verzugsbild des globalen Modells aufgrund der aufgetragenen Dehnungen ist in Abbildung 14 dem Ergebnis der durchgehenden thermomechanischen Simulation gegenübergestellt. In Tabelle 3 sind die Verzüge in die jeweiligen Richtungen quantitativ angegeben.

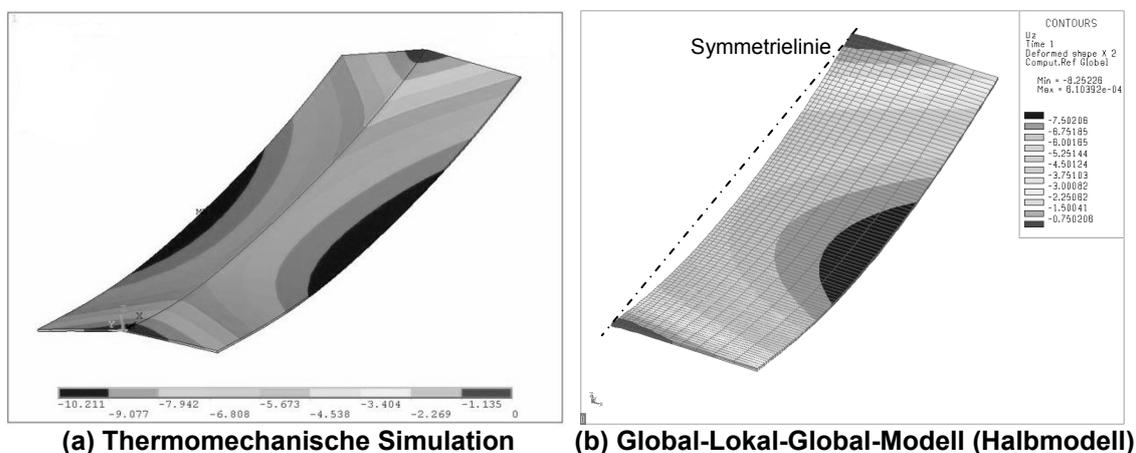


Abbildung 14: Qualitative Gegenüberstellung der Ergebnisse

Tabelle 3: Quantitative Gegenüberstellung der Verzüge sowie CPU-Zeit

	Längsverzug [mm]	Querverzug [mm]	Biegeverzug [mm]	CPU-Zeit [s]
Thermomechanisches Modell	-1,05	-0,24	-10,21	21600
Global-Lokal-Global-Modell	-0,68	-0,13	-8,3	700

Die Ergebnisse der Verzüge, die mit dem Global-Lokal-Global-Modell erzielt wurden, stimmen mit denen der thermomechanischen Simulation überein. Die Abweichungen entstehen hauptsächlich durch die bei Raumtemperatur ermittelte Steifigkeit der Struktur. Die CPU-Zeit konnte um 3000 % verkürzt werden. Jedoch ist der Aufwand, das Bestimmen der Steifigkeit der Struktur, die Übertragung der auf das neue Netz angepassten Federsteifigkeiten und die Lasteinleitung auf die globale Struktur ohne eine automatisierte Vorgehensweise sehr aufwendig. Zudem ist die durchgehende thermomechanische Simulation mit elastisch-plastischem Werkstoffverhalten unumgänglich. Die Kalibrierung der Wärmequelle führt zu einem weiteren Zeitaufwand.

5 Das analytisch-numerische Hybrid-Schrumpfkraftmodell

Wie oben erwähnt, bilden die theoretischen Arbeiten von Nikolaev und Gatovskii die Basis des analytisch-numerischen Hybrid-Schrumpfkraftmodells. Kern dieses Modells ist die Bestimmung der Fläche und Form der beim Schweißen plastisch verformten Zone. Berücksichtigt werden bei

der Berechnung die Stoßart, Werkstoffkennwerte, Geometrie der Querschnitte der zu verschweißenden Bauteile, Schweißparameter und -verfahren, Einspannungssituationen, Gefügewandlungen und bereits vorhandene Eigenspannungen. Anhand der plastisch verformten Querschnittsfläche wird eine Kraft ermittelt, deren zugehöriger Angriffspunkt aus dem Flächenschwerpunkt dieser Zone resultiert. Im gekoppelt analytisch-numerischen Schrumpfkraftmodell werden die Längs- und Querschrumpfkraft auf ein numerisches Modell des Bauteils aufgebracht. Die Verformungen werden mittels einer rein elastischen Analyse berechnet.

5.1 Berechnung der Schrumpfkraft

Grundlage der Schrumpfkraftberechnung bildet die von [Rykalin, 1957] aufgestellte Theorie der Temperaturfeldgleichungen und die sich daraus ergebenden partiellen Lösungen für die Maximaltemperaturen. Die Berechnung der Schrumpfkraft soll exemplarisch am Beispiel der Längsschrumpfkraft demonstriert werden. Für den Grenzfall der Punktquelle auf einem massiven Halbkörper ergibt sich die Maximaltemperatur (Gleichung 2) mit dem Abstand von der Wärmequelle $r^2 = (y^2 + z^2)$, $0,234 = 0,368 \pi / 2$, der Streckenenergie $q_s = q/v$ und $T_0 = 0$ zu

$$T_{\max}(r) = 0,368 \frac{q_s}{0,5 \pi c \rho r^2}. \quad (7)$$

Aus der Gleichung für die maximale Wärmedehnung $\varepsilon_{\max}(r) = \alpha T_{\max}(r)$ mit dem Wärmeausdehnungskoeffizienten α und Gleichung 7 folgt:

$$\varepsilon_{\max}(r) = 0,368 \frac{\alpha q_s}{0,5 \pi c \rho r^2} = 0,368 \frac{\alpha q_s}{c \rho A_r}, \quad (8)$$

mit A_r , der von einer Maximaltemperatur eingeschlossenen Fläche. Das plastische Schrumpfvolumen pro Länge v_x ergibt sich, unter der Annahme eines einachsigen ebenen Spannungszustands und unter Verwendung des ideal elastisch-plastischen Materialgesetzes wie folgt:

$$v_x = \int_{\varepsilon_s}^{2\varepsilon_s} A_r d\varepsilon_T, \quad (9)$$

mit ε_s , der Dehnung bei Fließbeginn und ε_T , den Wärmedehnungen. Aus Gleichung 8 und 9 folgt mit $\varepsilon_T = \varepsilon_{\max}(r)$:

$$v_x = \int_{\varepsilon_s}^{2\varepsilon_s} 0,368 \frac{\alpha q_s}{c \rho \varepsilon_T} d\varepsilon_T = 0,368 \frac{\alpha q_s}{c \rho} \ln 2 = 0,255 \frac{\alpha q_s}{c \rho} \quad (10)$$

Multipliziert man Gleichung 10 mit dem E-Modul E , so erhält man die Schrumpfkraft F_x . Die analoge Vorgehensweise für den Grenzfall der Linienquelle auf einer Platte führt zu der charakteristischen Gleichung, [Okerblom, 1964]:

$$F_x = v_x E = 0,335 \frac{\alpha}{c \rho} E q_s, \quad (11)$$

Die Gleichungen 10 und 11 stellen die Lösung für die beiden Grenzfälle dar. In mitteldicken Platten bildet sich eine plastische Zone aus, deren Querschnittsfläche sich als Überlagerung

beider Fälle darstellen wird. Dieser Umstand wird mit einer primär von der Plattendicke und der Streckenenergie abhängigen Korrekturfunktion K_{zs} beschrieben. Weitere Einflüsse auf die Plastizitätszone, wie die äußere und innere Steifigkeit, die bereits bestehenden Eigenspannungen sowie Gefügeumwandlungen werden mit den Korrekturfunktionen K_k , K_σ und K_u beschrieben. Die entsprechenden Zusammenhänge sind momentan für einige un-, niedriglegierte und austenitische Stähle sowie ausgewählte Aluminiumlegierungen bekannt. Sie umfassen die Schweißverfahren MIG-, MAG-, UP- und Gasschweißen und sind auf I- und T-Stoß anwendbar. Die Schrumpfkraft ergibt sich somit wie folgt:

$$F_x = 0,335 \frac{\alpha}{c\rho} E q_s K_{zs} K_k K_\sigma K_u \quad (12)$$

Da nicht alle Faktoren gleichzeitig erfasst werden können und sie sich zudem gegenseitig beeinflussen, erfolgt ihre Ermittlung iterativ [Kuzminov, 1974]. Um die Anwendung des hybriden Schrumpfkraftmodells zu vereinfachen und zu beschleunigen wurde ein Rechenprogramm „WELDIS“ (Weld Distortions) am LFT der BTU Cottbus entwickelt (Abbildung 15). Es fragt auf 3 Registerkarten - „Stoßart und Abmessungen“, „Werkstoffkennwerte“ und „Schweißverfahren und -parameter“ - alle für die Berechnung nötigen Daten, Kennwerte und Parameter ab. Die Längs- und Querschrumpfkraft und die dazugehörigen Angriffspunkte werden anschließend manuell oder automatisch einem FE-Programm übergeben.

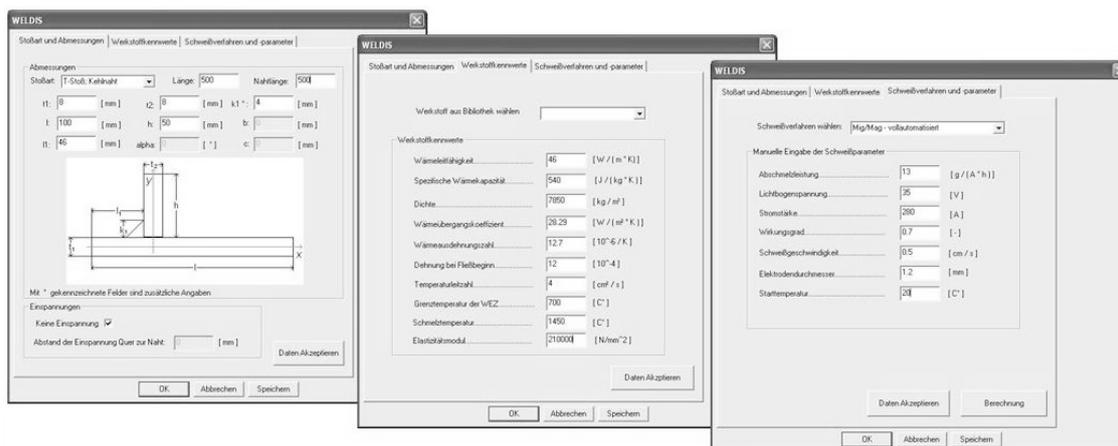


Abbildung 15: Schrumpfkraft-Berechnungsprogramm „WELDIS“

5.2 Ergebnisse

Die analytisch berechneten Schrumpfkraften werden auf am Rand der entsprechenden plastischen Zonen in Nahtlängs- und -querrichtung in das Modell eingeleitet (Abbildung 8b). Die Verzüge werden numerisch mittels einer rein elastischen Analyse berechnet. Die erhaltenen Ergebnisse sind quantitativ in Tabelle 4 und qualitativ in Abbildung 16 der thermomechanischen Simulation gegenübergestellt. Das hier nicht dargestellte Netz des FE-Modells konnte von 3600 Elementen der thermomechanischen Simulation auf 160 Elemente für das gekoppelte Schrumpfkraftmodell reduziert werden. Statt 3D-Elemente wurden Schalenelemente verwendet.

Tabelle 4: Quantitative Gegenüberstellung der Verzüge sowie CPU-Zeit

	Längsverzug [mm]	Querverzug [mm]	Biegeverzug [mm]	CPU-Zeit [s]
Thermomechanisches Modell	-1,05	-0,24	-10,21	21600
Hybrides Schrumpfkraftmodell	-1,5	-0,22	-9,52	2

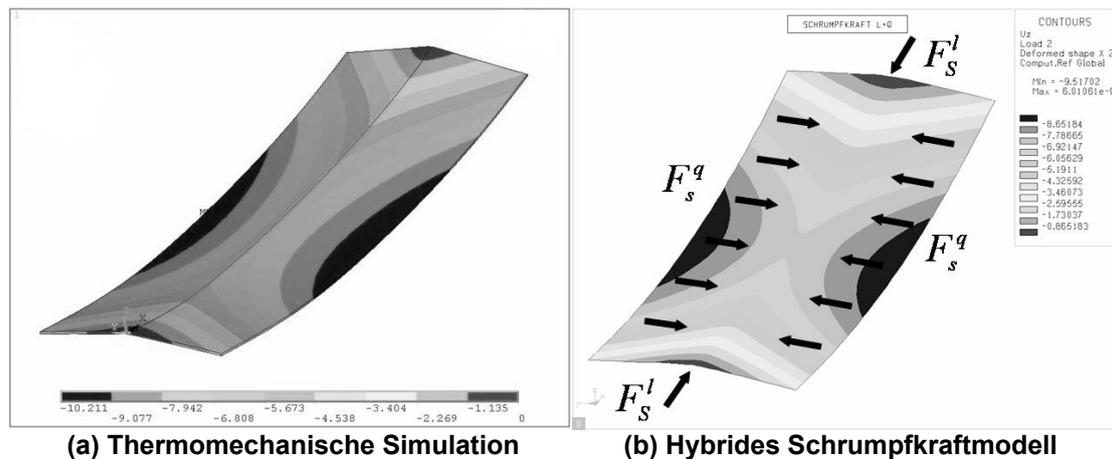


Abbildung 16: Qualitative Gegenüberstellung der Ergebnisse

5.3 Auswertung

Die mit dem Schrumpfkraftmodell berechneten Verschiebungen stimmen mit einer für ingenieurtechnische Anwendungen ausreichenden Genauigkeit mit der durchgehenden thermomechanischen Simulation überein. Die Ermittlung der Schrumpfkräfte und deren Angriffspunkte nach der theoretisch begründeten Schrumpfkraftmethode benötigen aufgrund des am LFT der BTU Cottbus entwickelten Berechnungsprogramms „WELDIS“ einen sehr geringen Zeitaufwand. Ein hohes Maß an Wissen und Erfahrung, sowohl in der Schweißtechnik als auch der FE-Simulation, ist für die Anwendung dieses Modells nicht erforderlich. Die Berechnung der Verzüge durch eine rein elastische Analyse führt zu einer enormen Einsparung im Bereich der CPU-Rechenzeit. Das gekoppelte analytisch-numerische Schrumpfkraftmodell eignet sich hervorragend zur qualitativen aber auch zur quantitativen Vorhersage von Schweißverformungen. Aufgrund der fundamentierten physikalischen Basis können mit diesem Modell der Einfluss geometrischer Änderungen, die Schweißparameter, die Werkstoffwahl und die Einspannsituation in einem Optimierungsprozess in Betracht gezogen werden.

6 Vergleich und Bewertung der vereinfachten Berechnungsansätze

Alle Verfahren liefern für den untersuchten Fall qualitativ richtige Ergebnisse. Das Einsparpotential hinsichtlich der CPU-Rechenzeiten ist enorm. Wobei diese Aussage abermals differenziert werden kann, da das hybride Schrumpfkraftmodell auch gegenüber den beiden weiteren vereinfachten Berechnungsansätzen einen großen zeitlichen Vorsprung in sich birgt.

Das Maximaltemperaturmodell ist durch seine einfache Anwendbarkeit gekennzeichnet. Weder die Komplexität des verwendeten Werkstoffmodells, noch eine Vergrößerung der Vernetzung haben einen signifikanten Einfluss auf die Verzugswerte. Jedoch sind diese im Allgemeinen zu gering und das Modell daher bedingt geeignet um quantitative Verzugsvorhersagen zu ermitteln.

Das Global-Lokal-Global-Modell liefert ausreichend genaue Ergebnisse. Speziell im Bereich des Biegeverzugs zeigt es hervorragende Ergebnisse. Jedoch ist das Bestimmen der Federsteifigkeiten und die korrekte Übertragung auf das lokale Modell sehr zeitaufwendig. Hinzu kommt, dass die thermomechanische Simulation mit diesem Modell nicht umgangen werden kann.

Das hybride Schrumpfkraftmodell liefert generell die besten Ergebnisse. Der berechnete Längs-, Quer- und Biegeverzug stimmt mit dem Experiment am genauesten überein. Die CPU-Rechenzeit wird, auch im Vergleich zum Maximaltemperaturmodell und dem Global-Lokal-Global-Modell, beispiellos verkürzt. Eine elastisch-plastische Berechnung ist nicht erforderlich.

Die Verformungen werden rein elastisch berechnet. Das hybride Schrumpfkraftmodell ist daher am besten geeignet, um Schweißverzugsberechnungen in einem zeitlich akzeptablen Rahmen mit, für ingenieurstechnische Anwendungen, ausreichender Genauigkeit durchzuführen.

Das Vorhaben wurde unter der Nummer AiF 15276 BR vom BMWi über die Arbeitsgemeinschaft industrieller Forschungsvereinigungen „Otto von Guericke“ e.V. gefördert.

7 Literatur

Chang, D. J., Yong, T. K., Young, C. J. und Hyun, S. R.(2007), "Welding Distortion Analysis of Hull Blocks Using Equivalent Load Method Based on Inherent Strain", <http://www.shipstructure.org/pdf/2007symp03.pdf>.

Duan, Y. G., Vincent, Y., Boitot, F., Leblond, J. B. und Bergheau, J. M.(2007), "Prediction of welding residual distortions of large structures using a local/global approach", *Journal of Mechanical Science and Technology*, 21, 10, S. 1700-1706.

Gatovskii, K. M. und Karkhin, V. A.(1980), "Theoria svarochnih deformazii i naprechenii", LKI, Leningrad.

Hänsch, H.(1984), "Schweißzugspannungen und Formänderungen an stabartigen Bauteilen", VEB Verlag Technik, Berlin, 1. Auflage.

Kuzminov, S. A.(1974), "Svarochnie deformazii sudovich korpusnich konstrukzii", Sudostroenie, Leningrad.

Michailov, V. G.(2000), "Erweiterte analytische Modelle für die Berechnung der Temperaturfelder beim Schweißen", *DVS – Berichte*, Bd. 209, S 181-186.

Neumann, A. und Röbenack, K.-D.(1978), "Verformungen und Spannungen beim Schweißen", VEB Verlag Technik, Berlin.

Nikolaev, G. A.(1962), "Schweißkonstruktionen" (in Russisch), Maschgiz Moskau, Moskau.

Nikoleav, G. A.(1982), "Svarochnie konstrukzii", Maschgiz Moskau, Moskau.

Okerblom, N. O.(1964), "Konstruktivno-technologiceskoje projektirovanije svarnych konstrukcii", Mashinostroenie, Moskau/Leningrad.

Rietman, B., Kose, K. und Tikhomirov, D.(2004), "Mechanische Schweißersatzmodelle für gekoppelte Simulation", Carl-Hanser Verlag, Stuttgart.

Rykalin, N. N.(1957), "Berechnung von Wärmevorgängen beim Schweißen", VEB Verlag Technik, Berlin.

Stapelfeld, C., Kloshek, K., Doynov, N. und Michailov, V.(2008), "Analytisches Schrumpfkraftmodell und Berechnungsprogramm zur Bestimmung des schweißbedingten Verzugs", *DVS-Berichte*, Bd. 250, S 401-405.

Tikhomirov, D., Rietman, B., Kose, K. und Makkink, M.(2005), "Computing Welding Distortion: Comparison of Different Industrially Applicable Methods" *SHEMET*, 11, S. 195-202.

Tsirkas, S. A., Papanikos, P., Pericleous, K., Strusevich, N., Boitot, F. und Bergheau, J. M.(2003), "Evaluation of distortions in laser welded shipbuilding parts using local-global finite element approach", *Science and Technology of Welding and Joining*, 8, 2, S. 79-88.

Ueda, Y, Fukuda, K. und Kim, Y.C.(1978), "Restraint Stresses and Strains due to Slit Weld in Rectangular Plate", *Transaction of JWRI, Osaka*, 7, 1, S.11-16.

Vinokurov, V. A.(1977), "Welding Stresses and Distortion", British Library, Wetherby. ("Svarochnye deformatii i napryazheniya: metody ikh ustraneniya", Mashinostroenie, Moskau, 1968).

Simulation der Prozesskette Tiefziehen - Schweißen zur Ermittlung von Verzug und Eigenspannungen

A. Lechner, H. Cramer

*Schweißtechnische Lehr- und Versuchsanstalt SLV München
Niederlassung der GSI mbH
Schachenmeierstraße 37
D-80636 München
fue@slv-muenchen.de*

ZUSAMMENFASSUNG

Die Entwicklung neuer Schweißkonstruktionen muss nicht nur aus technischer, sondern auch aus wirtschaftlicher Sicht höchsten Anforderungen genügen, um die Konkurrenzfähigkeit der Unternehmen im globalen Wettbewerb sicherzustellen. Ziel des Einsatzes von Simulationswerkzeugen ist einerseits die schnellere und damit kostengünstigere Bauteilentwicklung und andererseits die Verbesserung der Qualität durch umfangreiche Informationen zum Bauteilzustand während und nach dem Schweißen. Zur Simulation der Prozesskette ist es nötig, Ergebnisse von einer Finiten-Element-Software zur anderen zu übertragen. Der Vortrag zeigt auf, welche Genauigkeitsverluste dabei auftreten können und wie die praktische Umsetzung der Prozesskettensimulation dem Anspruch hoher Ergebnisgenauigkeit und eines wirtschaftlichen Einsatzes gerecht werden kann.

1 Einleitung

Zur Simulation von Schweißeigenspannungen und -verzügen stehen Methoden zur Verfügung, mit deren Hilfe auch Temperaturfelder und die Gefügezusammensetzung während des Schweißens ermittelt werden können [1 bis 3]. Darüber hinaus sind unterschiedliche FE- Modelle zur Beschreibung von Umformprozessen, wie etwa dem Tiefziehen oder dem Innenhochdruckumformen (IHU), in Software-Systemen implementiert. Auf der Basis dieser Modelle können Blechdickenverteilungen, Eigenspannungen und die verformte Geometrie berechnet werden [4 und 5]. Bislang existieren zwar Kopplungsalgorithmen zur Übertragung von Ergebnissen zwischen Simulationstools [z.B. 6], die sich auch für den wirtschaftlichen Einsatz eignen, aber es liegen keine umfassenden Untersuchungen zu Daten- und Genauigkeitsverlusten vor, die dabei auftreten können [7]. Im Rahmen eines öffentlich geförderten Forschungsprojekt der SLV München zur Simulation der Prozesskette Umformen-Schweißen werden diese nun untersucht und Vorgaben für den praktischen Einsatz der Prozesskettensimulation aufgestellt.

2 Wirtschaftliches Potenzial

Die Simulation bietet die Möglichkeit, eine Konstruktion bezüglich ihrer Praxiseignung zu überprüfen. Durch den Vergleich verschiedener Vorgehensweisen (WPS) kann darüber hinaus die beste Variante für die Ausführung ermittelt werden. Dadurch, dass man für alle Stellen des Bauteils Ergebnisse bekommt und die Entwicklung z.B. der Eigenspannungen während des Schweißens berechnet wird, können Schwachstellen gezielt beseitigt und überdimensionierte

Bereiche wirtschaftlicher gestaltet werden. Konkrete Einsatzbereiche zur Bauteilüberprüfung oder -verbesserung sind die Thematik des Verzuges, die der Eigenspannungen, die der Nahtgüte und die der Temperaturbeeinflussung [1,2,8].

Verzug

Der Verzug wird sehr stark durch das Schweißverfahren, die Anordnung der Schweißnähte, die Schweißfolge und die eingesetzte Spanntechnik beeinflusst. Durch die gezielte Veränderung und Überprüfung der praktischen Vorgehensweise (WPS) kann durch den Vergleich verschiedener Varianten der Verzug minimiert werden.

Schweiß Eigenspannungen

Die Schweiß eigenspannungen hängen vor allem von der Streckenenergie, der Schweißnahtanordnung, der Steifigkeit der Konstruktion und der Steifigkeit der Spannvorrichtung ab. Variantenvergleiche in der Simulation ermöglichen eine Optimierung. Darüber hinaus können z.B. Heftnähte durch die Überprüfung des Ausnutzungsgrads (z.B. < 80 % der Streckgrenze) dimensioniert werden. Allgemein kann durch die Minimierung der Eigenspannungen die Lebensdauer gesteigert und die Gefahr von Rissen reduziert werden.

Nahtgüte

Der Vergleich verschiedener Vorgehensweisen kann auch zur Minimierung von Werkstoffschädigungen (Aufhärtungen, Entfestigungen) eingesetzt werden. Durch die Optimierung der Schweißfolge und der Vorwärmtemperatur kann die $T_{8/5}$ - Zeit angepasst und Aufhärtungen auf ein zulässiges Maximum begrenzt werden.

Temperatureinwirkung

Je nach geplanter Vorgehensweise (WPS) kann durch die Schweißsimulation ein mindestens einzuhaltender Abstand von innen liegenden Komponenten oder von Anbauteilen bestimmt werden

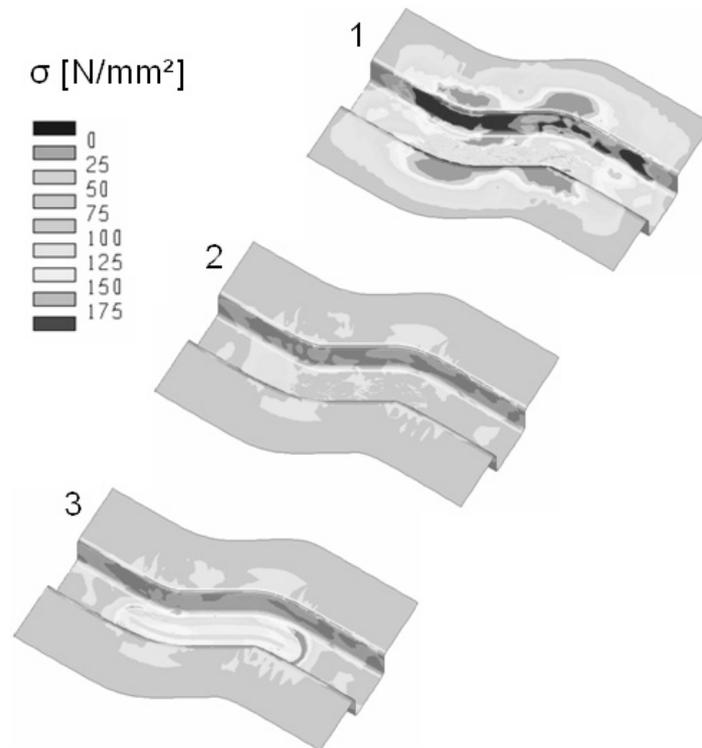
3 Zielsetzung

Da die Simulation einer Schweißung an umgeformten Blechteilen nur mit der Berücksichtigung einer vorgelagerten Umformsimulation die nötigen Genauigkeitsanforderungen erfüllen kann, sollen Einflüsse auf bisher unbekannte Genauigkeitsverluste bei der Ergebnisübertragung von einer zur anderen Simulation untersucht werden. Den Schwerpunkt der Betrachtungen bildet die Vernetzungsstrategie; aber auch die Effekte zum Beispiel verschiedener Werkstoffmodelle oder Elementtypen sollen hier betrachtet werden. Abschließend wird eine Bewertung bezüglich der praktischen Umsetzung durchgeführt.

4 Vorgehensweise

Zur Erreichung der genannten Ziele wurde eine Umformsimulation unter Berücksichtigung der realen Prozessparameter eines Umformversuches, der im Vorfeld erfolgte, durchgeführt. Um den Einfluss der Vernetzungsstrategie auf die Genauigkeitsverluste bei der Übertragung der Ergebnisse auf die Schweißsimulation untersuchen zu können, mussten zahlreiche Finite-Element- Modelle für die Schweißsimulation erstellt werden. Wesentliche Unterscheidungsmerkmale sind die Elementkantenlängen. Entweder wurden diese in beiden Dimensionen der nahezu quadratischen 2D-Elemente oder nur in einer der beiden Richtungen modifiziert. Untersuchungen wurden zu verschiedenen Bauteilen (S-Rail, Abbildung 1 und aufgeschnittener Tiefziehnapf, Abbildung 2, Blechdicke je 1 mm) und Werkstoffen (jeweils AlMgSi und HC340LA) durchgeführt. Einige Ergebnisse daraus sollen auf den folgenden Seiten vorgestellt werden. Als Schweißverfahren wurde hier WIG gewählt.

5 Entwicklung der Eigenspannungen während der Prozesskette Umformen - Schweißen



Dargestellt sind die Zustände im Umformwerkzeug (1), nach der Rückfederung (2) und nach der WIG- Schweißung (3).

Abbildung 1: Eigenspannungsentwicklung während der Prozesskette Umformen- Schweißen

Während der Prozesskette Umformen - Schweißen verändert sich der Spannungszustand, der die Rückfederung nach der Umformung und den Verzug nach dem Schweißen bedingt, sehr stark. Exemplarisch wird in Abbildung 1 die Entwicklung der von-Mises-Spannungen zu drei charakteristischen Zuständen während der Prozesskette Umformen- Schweißen am „S-Rail“ (AlMgSi) aufgezeigt. Die sehr hohen Umformspannungen (nahe an der Zugfestigkeit), die am Ende des Tiefziehvorganges bei geschlossenem Werkzeug vorliegen (Abbildung 1, Zustand 1), werden durch die Rückfederung auf unter 50 N/mm² gesenkt (Abbildung 1, Zustand 2). Nach der Schweißung liegen in den Bereichen um die Schweißnaht Zugeigenspannungen mit Maximalbeträgen nahe der 0,2%- Dehngrenze vor. Andere Bereiche werden hierdurch nahezu nicht beeinflusst (Abbildung 1, Zustand 3).

6 Untersuchungen zu Genauigkeitsverlusten beim Mapping von Umformergebnissen

Die Übertragung von Ergebnissen auf ein anderes Simulationsmodell („Mapping“) führt zu Genauigkeitsverlusten, die die Ergebnisqualität beeinträchtigen können. Umfangreiche Untersuchungen hierzu wurden am aufgeschnittenen Tiefziehnapf durchgeführt, der mit einer typischen adaptiven Vernetzung der Umformsimulation in Abbildung 2 dargestellt ist.

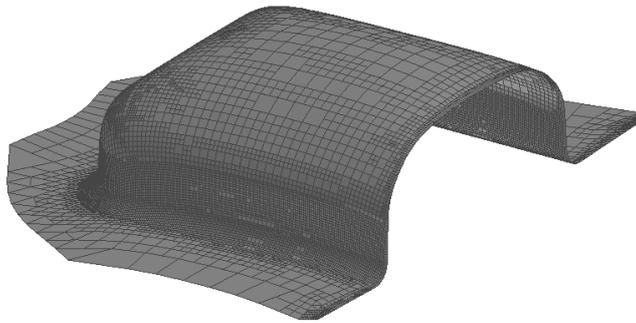


Abbildung 2: typisches Finite- Element- Netz (hier: aufgeschnittener Tiefziehnapf) in der Umformsimulation

Eine besonders feine Vernetzung erhält man hier in den Bereichen, in denen während des Umformprozesses hohe Umformgrade oder hohe Gradienten der Umformspannungen auftreten.

6.1 Einfluss der Netzfeinheit auf die Genauigkeitsverluste beim Mapping

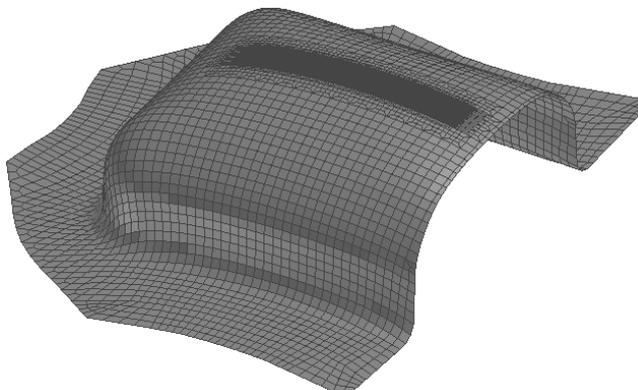


Abbildung 3: typisches Finite- Element- Netz (hier: aufgeschnittener Tiefziehnapf) in der Schweißsimulation

Abbildung 3 zeigt eine Vernetzung, wie sie in der Schweißsimulation üblich ist. Während der Bereich um die Schweißnaht (hier in Bauteilmitte) sehr fein vernetzt wird, wählt man in anderen Bereichen eine relativ große Kantenlänge, um einerseits den Vernetzungsaufwand gering zu halten und andererseits die Rechenzeit zu begrenzen.

Neben dem Einfluss der Netzfeinheit, des Werkstoffmodells und der Geometrie des Zielnetzes wurden Berechnungen zu den Effekten auf die Genauigkeitsverluste, die sich aus der Wahl des Elementtyps ergeben, durchgeführt. Den Schwerpunkt der Untersuchungen bildete der Einfluss der Vernetzungsstrategie. Dabei wurden die Kantenlängen des Zielnetzes insgesamt variiert und

darüber hinaus zum Beispiel nur die Kantenlängen in Längs- oder Querrichtung zu den höchsten Gradienten der Umformspannungen modifiziert und deren Effekt auf die Genauigkeitsverluste bewertet.

Variiert man gezielt die Kantenlänge in den größer vernetzten Bereichen des Schweißnetzes jeweils um den Faktor 2, erhält man deutliche Unterschiede in den Genauigkeitsverlusten, die durch das Mapping bedingt sind. In Abbildung 4 sind in einem Histogramm die Flächenanteile (bezogen auf das gesamte Bauteil) bestimmter Eigenspannungsniveaus (jeweils I. Hauptspannung) vor dem Mapping und für mehrere Fälle nach dem Mapping auf das Schweißnetz dargestellt. Während man für die AlMgSi- Variante vor dem Mapping beispielsweise für das Spannungsniveau zwischen 0 und 25 N/mm² einen Flächenanteil von etwa 40 % bekommt, steigt dieser Anteil durch das Mapping auf das andersartige Schweißnetz teilweise an. Je größer die Kantenlänge im Schweißnetz gewählt wird, desto höher wird dieser Flächenanteil und desto größer sind damit die Genauigkeitsverluste. Maximale Unterschiede von etwa 2 Prozentpunkten treten auf. Ohne Genauigkeitsverluste wären die Flächenanteile vor und nach dem Mapping gleich.

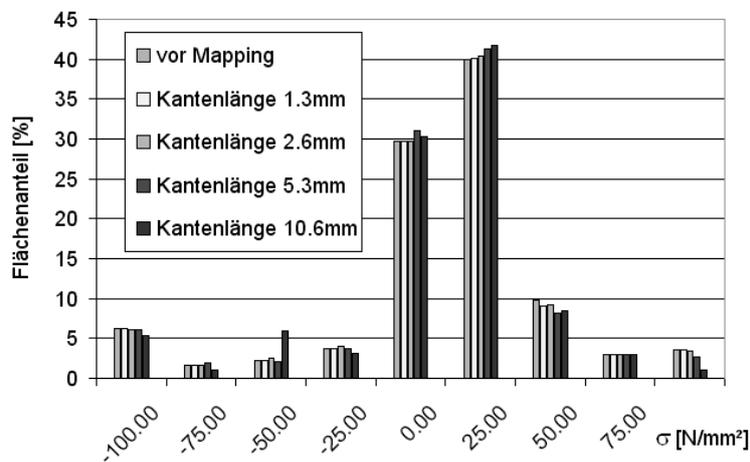


Abbildung 4: Einfluss der Elementkantenlänge auf die Genauigkeitsverluste (AlMgSi)

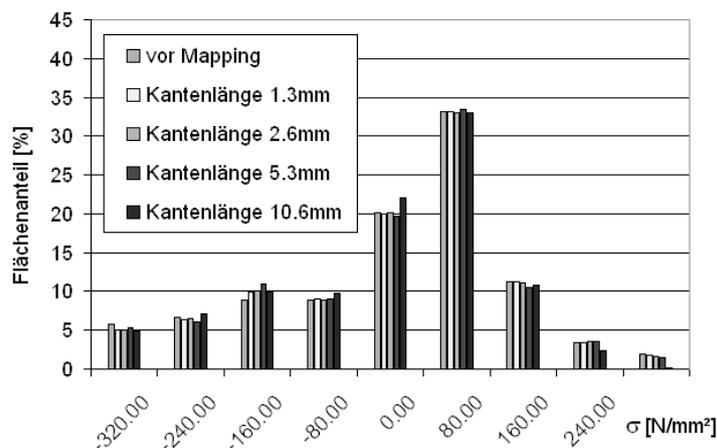


Abbildung 5: Einfluss der Elementkantenlänge auf die Genauigkeitsverluste (HC340LA)

Um den Einfluss des Werkstoffs auf die untersuchten Zusammenhänge zu ermitteln, wurden analoge Versuche und Variantenberechnungen an Bauteilen aus HC3240LA durchgeführt. Das Ergebnis waren kleinere Genauigkeitsverluste bis zu einer Kantenlänge von 5,3 mm. Bei einer größeren Kantenlänge sind auch hier deutliche Genauigkeitsverluste von etwa 2 Prozentpunkten festzustellen (Abbildung 5).

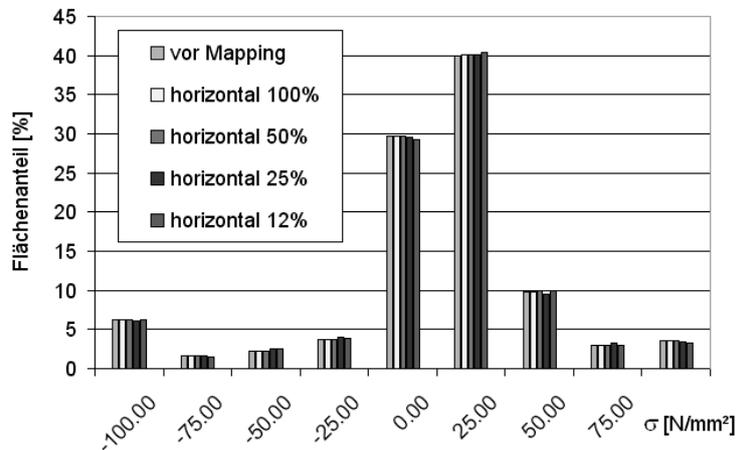


Abbildung 6: Einfluss der horizontalen Elementkantenlänge auf die Genauigkeitsverluste (AIMgSi)

Entsprechende Untersuchungen wurden zur nur eindimensionalen Netzvergrößerung an der AIMgSi- Variante durchgeführt (Abbildung 6). Bei der hier betrachteten Vergrößerung senkrecht zu den maximalen Gradienten der Umformspannungen ergeben sich insgesamt kleinere Genauigkeitsverluste als bei der vorangegangenen zweidimensionalen Netzvergrößerung (Abbildung 4). Mit abnehmender Elementanzahl (z.B. noch vorhanden 50%, 25%, 12%, siehe Abbildung 6) stiegen aber auch hier wie erwartet die Genauigkeitsverluste an. Die maximalen Unterschiede zwischen den ausgewerteten Varianten liegen bei etwa einem Prozentpunkt.

6.2 Einfluss des Werkstoffmodells auf die Genauigkeitsverluste beim Mapping

Ein weiterer Einflussfaktor auf die Genauigkeitsverluste ist die Berücksichtigung der Anisotropie im Werkstoffmodell. Im hier vorliegenden Fall (Abbildung 7) wurde in der Umformsimulation die Anisotropie, die durch das Walzen der Bleche bei ihrer Herstellung bedingt ist, (wie üblich) berücksichtigt. Im Schweißmodell wurden beide Varianten (die übliche Isotropie und die Anisotropie) betrachtet. Alle anderen Einflussgrößen (auch die Vernetzung) wurden unverändert belassen. Durch den Wechsel des Modells ergeben sich hier in beiden Fällen keine signifikanten Genauigkeitsverluste (Abbildung 7).

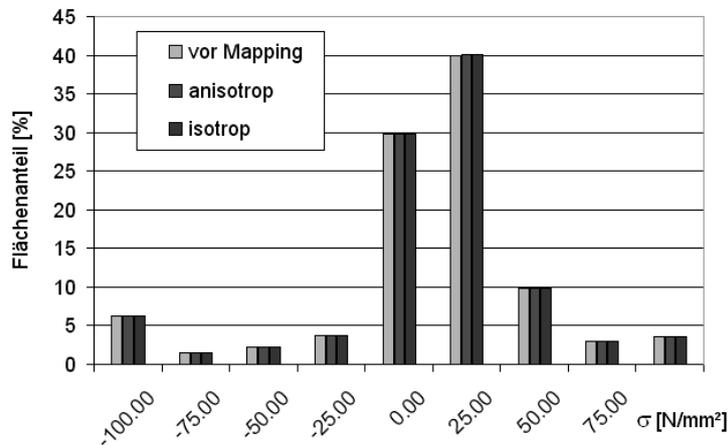


Abbildung 7: Einfluss der Anisotropie auf die Genauigkeitsverluste beim Mapping (AIMgSi)

6.3 Einfluss der Geometrie des Zielnetzes auf die Genauigkeitsverluste beim Mapping

Häufig liegen in den Unternehmen CAD-Zeichnungen für Bauteile nur als CAD-Zielgeometrie (zum Beispiel abgeleitet aus der Werkzeuggeometrie) vor. Da diese in der Regel von der rückgefederten Geometrie nach dem Umformprozess abweicht, kann die Verwendung eines Schweißnetzes, das auf der CAD-Zielgeometrie basiert, zu zusätzlichen Genauigkeitsverlusten führen. Nach Abbildung 8 erhält man beim Mapping für die (real auch vorliegende) rückgefederte Geometrie sehr kleine Genauigkeitsverluste.

Verwendet man für das Mapping dagegen die (von der Realität abweichende) CAD-Zielgeometrie (hier entsprechend der Werkzeugegeometrie) als Basis für das Schweißnetz, ergeben sich maximale Genauigkeitsverluste von ca. 3 Prozentpunkten.

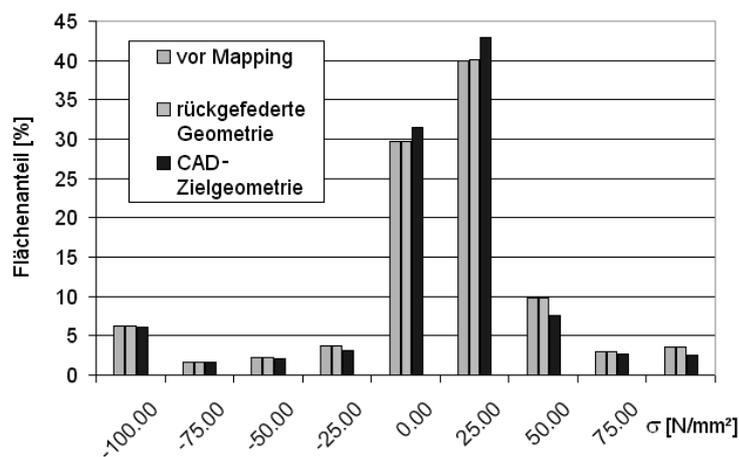


Abbildung 8: Einfluss der Geometrie des Zielnetzes auf die Genauigkeitsverluste (AIMgSi)

6.4 Einfluss des Elementstyps auf die Genauigkeitsverluste beim Mapping

Um einen simulationsspezifischen Einflussfaktor handelt es sich bei Wahl des Elementtyps. In der Umformsimulation arbeitet man in der Regel mit Elementtypen mit einer Integrationsstelle in der Elementmitte. In der Schweißsimulation ist es dagegen üblich, mit Elementen mit vier Integrationsstellen vorzugehen. Wie in Abbildung 9 dargestellt ist, liegt der Unterschied in den Genauigkeitsverlusten zwischen den beiden Vorgehensweisen bei unter einem Prozentpunkt.

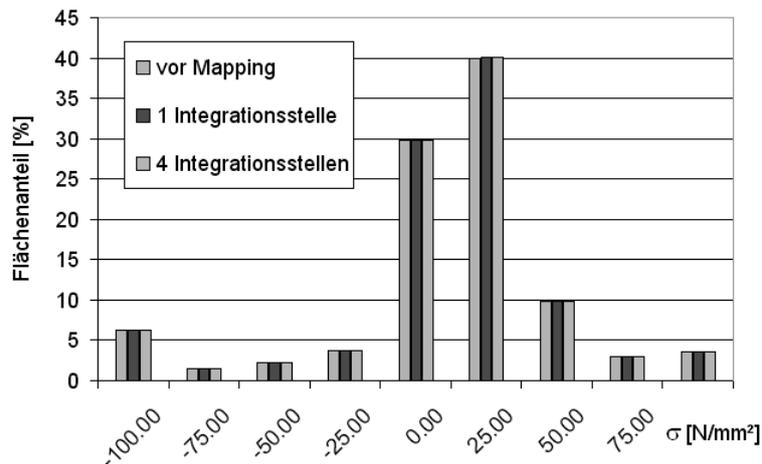


Abbildung 9: Einfluss des Elementstyps auf die Genauigkeitsverluste beim Mapping (AlMgSi)

Für die vorgestellten Berechnungen wurde zur Umformsimulation die Software PamStamp des Herstellers ESI und zur Schweißsimulation die Software SysWeld desselben Herstellers eingesetzt. Die vorhandene Schnittstelle ist in der Lage, Ergebnisse von Schalenelementen auf Schalenelemente zu übertragen und eignet sich durch ihre universelle Anwendbarkeit für den industriellen Einsatz zur Simulation der Prozesskette Umformen- Schweißen. Voraussetzung für eine gute Ergebnisqualität sind kleine Genauigkeitsverluste beim Mapping.

7 Zusammenfassung

Mehrere Einflüsse auf die Genauigkeitsverluste, die beim Mapping zwischen der Umform- und der Schweißsimulation auftreten, wurden vorgestellt. Vergleicht man die Ergebnisse, stellt man einen dominanten Einfluss der Vernetzungsstrategie und der Geometrie des Zielmodells fest (Genauigkeitsverlust max. je ca. 2 bis 3 Prozentpunkte). Wesentlich geringer wirkt sich die Wahl des Werkstoffmodells (Anisotropie oder Isotropie?) aus. Die unterschiedliche Festlegung des Elementtyps führt nicht zu nennenswerten Genauigkeitsverlusten. Vergleiche zwischen Stahl- und Aluminiumwerkstoffen zeigen unterschiedlich hohe Genauigkeitsverluste.

8 Fazit

Die durch einzelne Einflüsse bedingten Genauigkeitsverluste erreichen für sich betrachtet in diesem Fall (aufgeschnittener Tiefziehnapf, AlMgSi) ein Maß, das je nach Anforderungen an die Ergebnisgenauigkeit noch zu akzeptieren ist. Wenn sich diese überlagern und aufsummieren, können schnell akzeptable Toleranzen überschritten werden. Daher scheint es erforderlich, bei der Erstellung des Schweißnetzes das Mapping von Umformergebnissen zu berücksichtigen und

an Stellen mit hohen Gradienten der Umformspannungen ein nötiges Mindestmaß der Netzfeinheit einzuhalten (Kantenlänge bis ca. 5 mm).

Besonders auch die Differenz zwischen der Geometrie des Zielnetzes, auf das gemappt werden soll, und der rückgefederten Geometrie des Umformergebnisses wirkt sich stark auf die Genauigkeitsverluste aus. Somit scheint es wichtig, besonders bei Bauteilen mit einer großen Rückfederung auf kleine Geometrieunterschiede zwischen Ursprungs- und Zielnetz zu achten. Für die Unterstützung dieser Forschungsarbeiten sprechen wir der Forschungsvereinigung Automobiltechnik e.V. (FAT) unseren ausdrücklichen Dank aus.

9 Literatur

- /1/ Lechner, A., Cramer, H.: AiF- Bericht: Experimentelle und theoretische Ermittlung von Eigenspannungen an ausgewählten Aluminiumschweißverbindungen, SLV München Niederlassung der GSI mbH, 2005.
- /2/ Radaj, D.: Eigenspannungen und Verzug beim Schweißen – Rechen- und Messverfahren, DVS Verlag, 2002.
- /3/ Radaj, D.: Wärmewirkung des Schweißens – Temperaturfeld, Eigenspannungen, Verzug, Springer Verlag, 1988.
- /4/ Schmidt- Jürgensen, R.: Untersuchung zur Simulation rückfederungsbedingter Formabweichungen beim Tiefziehen, VDI Verlag, 2003.
- /5/ Luce, R.: Integration metallphysikalischer Werkstoffmodelle in die FEM zur Simulation von Umformprozessen, Shaker Verlag, 2002.
- /6/ N.N.: Stamp/ Weld Interface Assembly Simulations – Users Guide, ESI Group, 2005.
- /7/ Zäh, M.: Fosta- Projekt 567: Simulationsgestützte Optimierung der Prozesskette Umformen-Laserstrahlschweißen, Institut für Werkzeugmaschinen und Systemzuverlässigkeit, Technische Universität München, 2005.
- /8/ Allmeier, S.: Untersuchungen von Schweißeigenspannungen an Aluminiumkonstruktionen, Shaker Verlag, 2005.

Schweißen und Schneiden von Glas mittels Laserstrahl - Potenzial der numerischen Simulation

J. Hildebrand, M. Göbel, F. Werner, B. Wittor

Professur Stahlbau, Marienstraße 7A, 99423 Weimar, Deutschland

E-Mail: joerg.hildebrand@uni-weimar.de

michael.goebel@uni-weimar.de

bjoern.wittor@uni-weimar.de

frank.werner@uni-weimar.de

ZUSAMMENFASSUNG

Die Anwendung der Schweiß- und Schneidetechnologie beschränkt sich heutzutage nicht nur auf metallische Werkstoffe. Durch Einsatz von neuartigen Füge- und Trenntechnologien, z. B. mittels Laserstrahl, kann der Werkstoff Glas effizient bearbeitet werden. Gegenwärtig erfolgt eine Optimierung der Schweiß- und Schneidetechnologie überwiegend empirisch. Die Simulation bietet die Möglichkeit, komplexe Prozesse und Auswirkungen auf den Werkstoff realitätsnah zu analysieren. Die dargestellten Beispiele zeigen, dass mit Hilfe von numerischen Modellen und Methoden das Temperaturfeld und der Eigenspannungszustand von Schweiß- und Schneidprozessen untersucht werden können. Das Laserstrahlschweißen von Quarzglas stellt ein zukunftsweisendes Verfahren gegenüber dem bisher eingesetzten Gasschweißen dar. Die numerische Simulation ermöglicht, thermische und mechanische Veränderungen während des Schweißprozesses im Quarzglas zu untersuchen und die Schweißparameter sowie die Anzahl der Schweißquellen zu variieren. Eine Sensitivitätsuntersuchung ermöglicht die qualitative und quantitative Bewertung der Auswirkungen von Veränderungen der unterschiedlichen Eingangsdaten auf die gewählte Ergebnisgröße. Im Fall des Schneidprozesses ergibt sich für die thermische Analyse ein signifikanter Einfluss des Transmissionskoeffizienten auf die maximale Temperatur. Dagegen haben Veränderung bei der Umgebungs-, Anfangstemperatur und dem Emissionskoeffizienten kaum eine Auswirkung auf die maximale Temperatur sowohl für Quarz- als auch für ein Kalk-Natron-Glas. Die numerisch ermittelten Ergebnisse ermöglichen es, differenzierter und kritischer die Eingabedaten hinsichtlich Fehlertoleranz zu bewerten. Weiterhin gestatten die Ergebnisse sowohl eine Verbesserung des Verständnisses für die thermischen und mechanischen Vorgänge während der Schweiß- und Schneidprozesse als auch eine problemspezifische Eingrenzung der Prozessparameter.

1 Einleitung

Glas zählt zu den ältesten künstlichen Werkstoffen und hat in den letzten beiden Jahrhunderten sprunghaft an Bedeutung für das tägliche Leben, sowie im speziellen als Baustoff im Bauwesen, gewonnen. Dies ist zum einen in der fortschreitenden Entwicklung der Herstellungsverfahren als auch in gestiegenen ästhetischen Erwartungen der Architekten begründet. Der Kenntnisstand über mechanische und thermische Eigenschaften ist allerdings bis heute gering, da diese Eigenschaften im Wesentlichen von der Zusammensetzung des Glases abhängen und eine experimentelle Ermittlung dieser Werte im Allgemeinen mit hohem Aufwand verbunden sind.

Glas ist im Allgemeinen ein Schmelzprodukt aus Quarzsand mit anderen oxidischen Beimengungen. Im wissenschaftlichen Sinn versteht man unter Gläsern Feststoffe, die sich im amorphen, nicht kristallinen Zustand befinden. Im Prinzip handelt es sich bei Glas um eine eingefrorene, unterkühlte Flüssigkeit oder Schmelze. Ist beispielsweise die Abkühlgeschwindigkeit bei einer Schmelze genügend groß, so lässt sich praktisch jede geschmolzene Substanz in den Glaszustand überführen. Daher zählen nicht nur Quarzsandprodukte zu den Gläsern. Auch Substanzen wie z. B. Acrylglas und Zellglas gehören zu dieser Substanzgruppe. Durch Erhitzen kann Glas wieder verflüssigt werden. Glas ist in der Regel transparent, kann aber auch nur transluzent sein.

Da Glas ohne zu kristallisieren erstarrt, fehlt, im Gegensatz zu den im physikalischen Sinn festen Stoffen, ein Kristallgitter. Dies führt zu einer amorphen Isotropie. Eine Besonderheit von glasartigen Stoffen stellt das Vorhandensein eines Transformationsbereiches dar, bei dem sich die mechanischen Eigenschaften ändern. Der Transformationsbereich der üblichen silikatischen Massengläser liegt etwa um $T_g = 520 - 550^\circ\text{C}$. Unterhalb dieser Temperaturen weist Glas ein sprödes Verhalten auf. Die Relaxationszeit strebt gegen unendlich. Oberhalb T_g wird das Glas zunehmend viskoser. Die Relaxationszeit nimmt endliche Werte an. [Petzold, Marusch, Schramm, 1990]

Für die Bauindustrie werden hauptsächlich Silikatgläser verwendet. Dies sind Gläser, die Siliziumdioxid (SiO_2) als Glasbildner enthalten. Als wichtigste Silikatgläser für das Bauwesen sind Kalknatronglas und Borosilikatglas anzusehen. Bei der Herstellung von Alkali-Kalk-Silikatgläsern, z. B. Kalk-Natron-Glas, wird zu dem Siliziumdioxid noch Natriumcarbonat Na_2CO_3 und Calciumcarbonat CaCO_3 benötigt. Natriumcarbonat dient als Flussmittel, um die Schmelztemperatur zu senken. Calciumcarbonat wird zur Erhöhung der chemischen Resistenz und Härte des Glases zugegeben. Während des Schmelzprozesses entsteht CO_2 und in der Schmelze verbleiben Na_2O und CaO . Bei Bauglas kann ein Teil des CaO durch MgO ersetzt sein, welches im Rohstoff Dolomit ($\text{CaCO}_3 + \text{MgCO}_3$) zusammen mit Kalk enthalten ist, um die Schmelztemperatur herabzusetzen. Es wird des Weiteren Tonerde Al_2O_3 in Form von Feldspat ($\text{NaAlSi}_3\text{O}_8$) beigemischt. Dies führt zu verbesserter chemischer Resistenz und erhöht die Zähigkeit bei tiefen Temperaturen [Petzold, Marusch, Schramm, 1990].

Borosilikatglas ist ein Silikatglas mit einer chemischen Zusammensetzung, die in Tabelle 1 zusammengestellt ist.

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung des Borosilikatglas

	SiO_2	B_2O_3	Na_2O	CaO	K_2O	MgO	Al_2O_3
Massen-%	70-87	7-15	0-8	0-8	0-8	0-8	0-8

Gegenüber Natron-Kalk-Glas zeichnet sich Borosilikatglas durch höhere Temperaturwechselbeständigkeit und eine bessere chemische Beständigkeit aus. Ein typisches Beispiel ist Jenaer Glas, dieses wird im Allgemeinen für hitzebeständige, gläserne Haushaltsgefäße verwendet. Eigenschaften, wie Temperaturwechselbeständigkeit und eine bessere chemische Beständigkeit, werden genutzt, um auch für das Bauwesen innovative Produkte herzustellen.

2 Ausgewählte Materialeigenschaften

In den numerischen Untersuchungen werden die Werkstoffe Quarzglas und Kalk-Natron-Glas verwendet. Für den Werkstoff Quarzglas sind umfangreiche Daten in der Literatur vorhanden. Die Beschreibung des Werkstoffes Kalk-Natron-Glas in der numerischen Analyse erfolgt auf Grundlage der Messergebnisse für den Werkstoff Quarzglas und den analytischen Untersu-

chungen von Flügel [Flügel, 2007a]. Für den Werkstoff Kalk-Natron-Glas ist die chemische Zusammensetzung in Tabelle 2 zu finden.

Tabelle 2: Chemische Zusammensetzung des Kalk-Natron-Glases

	SiO ₂	Na ₂ O	CaO	MgO	Al ₂ O ₃	K ₂ O
Massen-%	71,5	14,5	8,5	3,5	1,5	0,5

Die temperaturabhängigen Werkstoffkennwerte sind der Literatur entnommen und stellen Ergebnisse experimenteller Untersuchungen dar. Abbildung 1 zeigt die für die thermische Simulation angenommenen Werte für beide Werkstoffe. Die Angaben zur Dichte stammen aus [Brückner, 1964]. Die spezifische Wärmekapazität wird aus [Sosmann, 1927] übernommen. Die Angaben zur Wärmeleitfähigkeit streuen sehr stark, deshalb wird ein Mittelwert von zwei repräsentativen Verläufen – [Lucks, 1960], [Men, 1973] – angesetzt. Die Werte für Temperaturen größer $T = 1100 \text{ °C}$ werden angenommen.

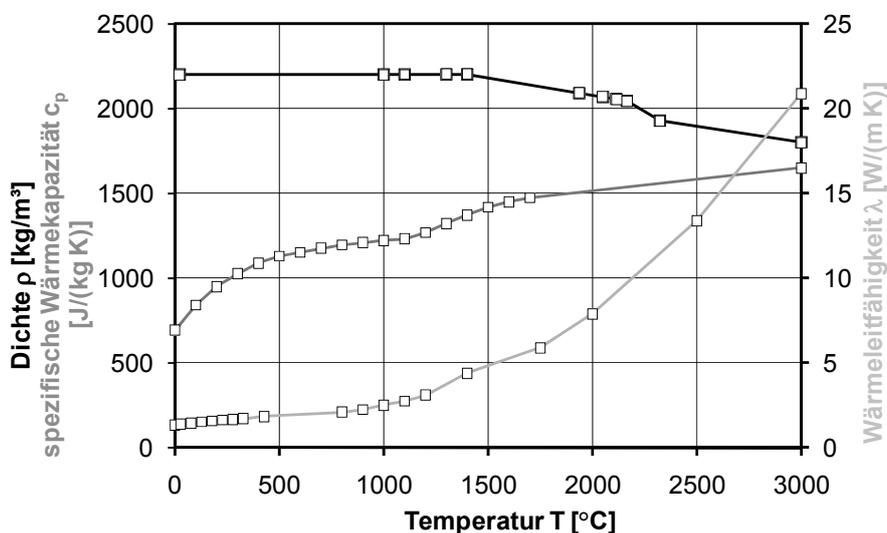


Abbildung 1: Temperaturabhängige Dichte ρ , spezifische Wärmekapazität c_p und Wärmeleitfähigkeit λ für Werkstoff Quarzglas und Kalk-Natron-Glas

Die Werte für den Elastizitätsmodul und den Querdehnzahl für Quarzglas sind in Abbildung 2 dargestellt. Die Angaben für den Elastizitätsmodul bis zu einer Temperatur $T = 1500 \text{ °C}$ stammen aus [Bucaro, 1974]. Ab einer Temperatur von $T = 1500 \text{ °C}$ wird ein konstanter Elastizitätsmodul angenommen. Die Werte für die Querdehnzahl sind auf der Grundlage der Untersuchungsergebnisse aus [Fukuhara, 1994] bis zur Temperatur $T = 1375 \text{ °C}$ festgelegt. Die Angaben bis zur Temperatur $T = 3000 \text{ °C}$ werden aufgrund des spezifischen Verhaltens ähnlich denen einer Flüssigkeit angenommen (Abbildung 2).

Neben den in Abbildung 2 dargestellten Materialdaten - Elastizitätsmodul und Querdehnzahl - werden für die Beschreibung der Viskosität von Quarzglas folgende Werte in Abbildung 3 angesetzt. Ein End-Schubmodul wird $E_{s,\infty} = 37200 \text{ N/mm}^2$ verwendet. Für den Werkstoff Kalk-Natron-Glas kann mit Hilfe der chemischen Zusammensetzung und den Untersuchungen von [Flügel, 2007a] wesentliche Eigenschaften, wie z. B. Viskosität [Flügel, 2007b], Schubmodul, Liquidustemperatur, bestimmt und statistisch abgesichert angegeben werden.

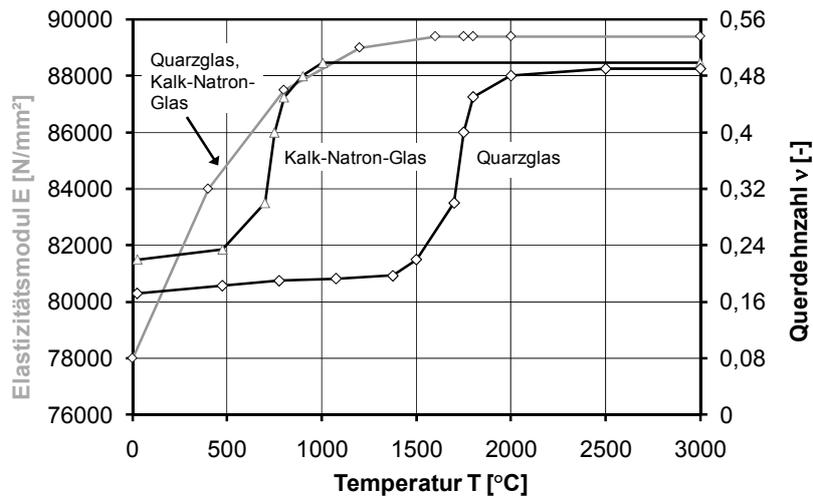


Abbildung 2: Temperaturabhängige Elastizitätsmodul E und Querdehnzahl ν

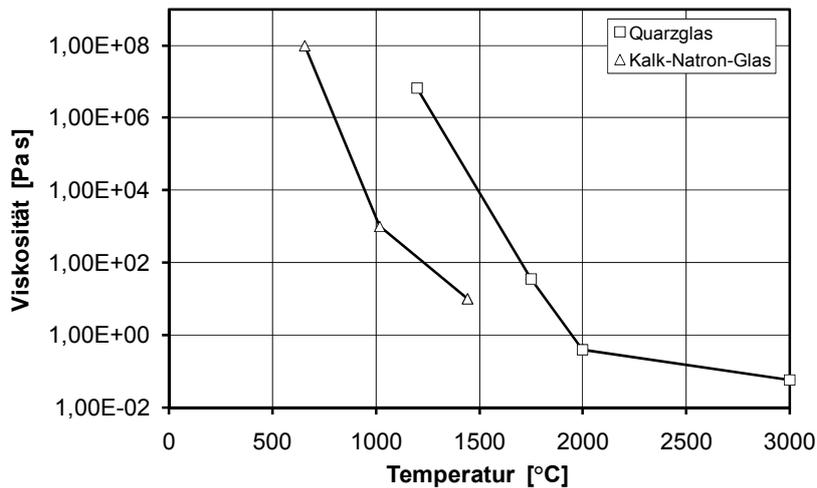


Abbildung 3: Temperaturabhängige Viskosität von Quarzglas und Kalk-Natron-Glas

Der Schubmodul für den Werkstoff Kalk-Natron-Glas wird mit $E_{s,\infty} = 29580 \text{ N/mm}^2$ mit einem statistischen Fehler von $E_{s,\infty} = 940 \text{ N/mm}^2$ angenommen [Flügel, 2007a]. Für die Liquidustemperatur ergibt sich ein Wert von $T = 1006 \text{ °C}$ mit einer möglichen Abweichung von $\Delta T = 38 \text{ °C}$ [Flügel, 2007c]. Die Längenausdehnung von $\alpha = 9,65 \cdot 10^{-6} \text{ 1/K}$ wird für eine Temperatur $T = 210 \text{ °C}$ auf Grundlage der Regressionsanalyse ermittelt und gilt praktisch für einen Temperaturbereich von $T = 100 - 300 \text{ °C}$ [Flügel, 2007d].

Die Regressionsmodelle können sowohl als Gleichungen aber auch als Diagramme, siehe Abbildung 4, aufbereitet werden, um die Einflüsse ausgewählter Glasbestandteile auf die Eigenschaften spezifischer Basisgläser darzustellen [Flügel, 2007a].

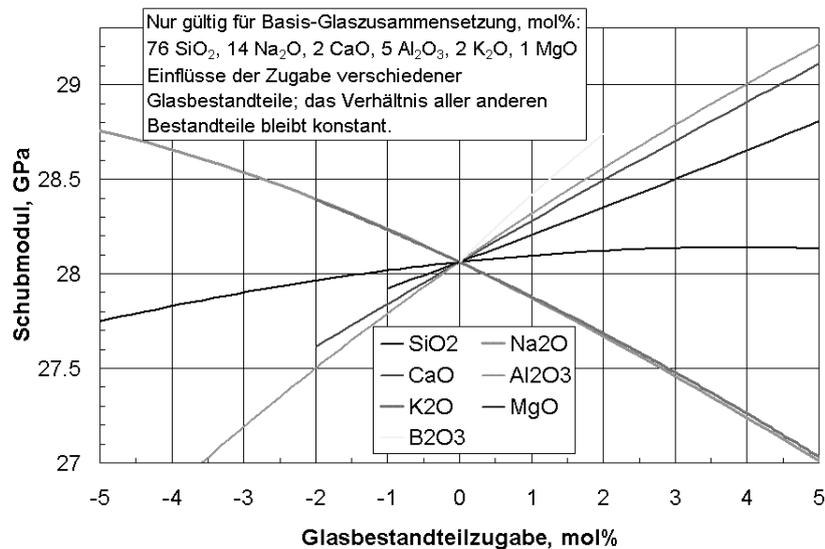


Abbildung 4: Einfluss von ausgewählten chemischen Elementen auf Schubmodul [Flügel, 2007a]

3 Numerische Analyse

Die numerische Analyse umfasst sowohl die thermische Untersuchung, zur Ermittlung des transienten Temperaturfeldes, als auch die anschließende mechanische Untersuchung, zur Bestimmung der orts- und zeitabhängigen Spannungen. In beiden Untersuchungen werden temperaturabhängige Werkstoffkennwerte verwendet.

Für die Energiebilanz bei der Ermittlung des Temperaturfeldes müssen drei wesentliche Prozesse erfasst werden:

- Wärme wird durch eine Wärmequelle dem Volumenelement zugeführt und durch eine Wärmesenke Wärme entzogen.
- Ein Wärmestrom aus dem Volumenelement fließt über die Oberfläche ab.
- Die gespeicherte Wärmemenge im Volumenelement verändert sich bei zeitlichen Temperaturänderungen.

Die Bilanzgleichung ergibt sich:

$$\left(\frac{\partial q_x}{\partial x} + \frac{\partial q_y}{\partial y} + \frac{\partial q_z}{\partial z} \right) dx dy dz dt + \left(c \cdot \rho \cdot \frac{\partial T}{\partial t} \right) dx dy dz dt - Q dx dy dz dt = 0 \quad (1)$$

mit

- T – Temperatur,
- $q_{x,y,z}$ – Wärmestromdichten bezüglich der Hauptachsen x, y, z,
- ρ – Dichte,
- c – spezifische Wärmekapazität,
- Q – pro Volumeneinheit erzeugte beziehungsweise zugeführte Wärmemenge.

Zur vollständigen und eindeutigen Beschreibung von zeitlich variablen Wärmeleitvorgängen ist es erforderlich, Randbedingungen und einen Anfangswert für die Temperatur festzulegen. Die Neumann'sche Randbedingung dient zur Erfassung eines Wärmestroms und kann für die Modellierung einer Wärmequelle genutzt werden. Die Randbedingung 3. Art, auch Robin'sche Randbedingung genannt, wird genutzt, um den Energieaustausch zwischen Körper und Umge-

bung infolge Konvektion und Strahlung im Modell zu betrachten. Die freie Konvektion bei dem Werkstoff Glas wird temperaturunabhängig mit einem Wärmeübergangskoeffizienten $\alpha_K = 25 \cdot 10^{-6} \text{ W}/(\text{mm}^2 \cdot \text{K})$ berücksichtigt. Eine erzwungene Konvektion wird nicht erfasst. Die Strahlung kann mit Hilfe des Stefan-Boltzmann-Gesetzes und eines richtungs-, material- sowie oberflächenabhängigen Emissionskoeffizienten für einen „grauen“ Körper beschrieben werden. Für den Werkstoff Quarzglas werden temperaturunabhängige Emissionskoeffizienten angenommen, da in der Literatur keine detaillierten Daten zur Temperaturabhängigkeit vorliegen. Der Emissionskoeffizient beim Werkstoff Quarzglas wird in [Hohmann und Setzer, 1997] bei $T = 20 \text{ °C}$ mit $\varepsilon = 0,91$ angegeben.

Die mechanische Analyse wird mit einem viskosen Modellansatz durchgeführt. Das Standard-Solid-Modell stellt eine Erweiterung des Modells nach MAXWELL [Christensen, 1982] dar. Es beschreibt den Zusammenhang zwischen dem End-Elastizitätsmodul E_∞ , dem zeitabhängigen Elastizitätsmodul $E(t)$, und der Viskosität η eines Festkörpers. Die Erweiterung zu dem Modell nach MAXWELL besteht in dem Vorhandensein eines unabhängigen End-Elastizitätsmoduls, wodurch die während eines mechanischen Vorgangs innerhalb des Materials erfolgten Verformungen gespeichert werden. Dieses Modell repräsentiert die mechanischen Eigenschaften von Glas unterhalb der Transformationstemperatur bei geringen Verformungen. Abbildung 5 zeigt schematisch das mechanische Materialverhalten eines viskoelastischen Festkörpers.

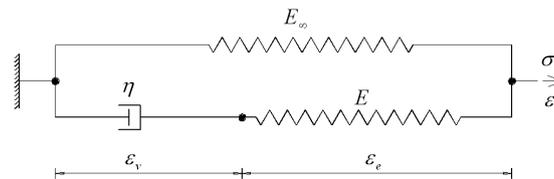


Abbildung 5: Modell für die Darstellung des viskoelastischen Festkörperverhaltens

Der zeitabhängige Elastizitätsmodul $E(t)$ lässt sich wie folgt beschreiben:

$$E(t) = E_\infty + E \cdot e^{-t/\tau} \quad (2)$$

$$\text{mit } \tau = \frac{\eta}{E}. \quad (3)$$

Der Elastizitätsmodul eines viskoelastischen Materials kann damit aus einer konstanten Komponente und einem Anteil, der von der Viskosität sowie der Zeit abhängt, beschrieben werden:

$$\begin{aligned} \sigma &= \sigma_\infty + \sigma_{ve}, & \sigma_{ve} &= E \cdot \varepsilon_e, & \rightarrow & \dot{\varepsilon}_e = \frac{1}{E} \dot{\sigma}_{ve}, \\ \dot{\varepsilon} &= \dot{\varepsilon}_v + \dot{\varepsilon}_e, & \varepsilon &= \frac{1}{E_\infty} \sigma_\infty, \end{aligned} \quad (4)$$

$$\dot{\varepsilon}_v = \frac{1}{\eta} \sigma_{ve}.$$

Das Spannungs-Dehnungs-Verhalten für einen viskoelastischen Festkörper lässt sich wie folgt beschreiben:

$$\begin{aligned} \sigma &= \sigma_\infty + \sigma_{ve} = E_\infty \cdot \varepsilon + \eta \cdot \dot{\varepsilon}_v \\ &= E_\infty \cdot \varepsilon + \eta(\dot{\varepsilon} - \dot{\varepsilon}_e) = E_\infty \cdot \varepsilon + \eta \cdot \dot{\varepsilon} - \eta \frac{\dot{\sigma}_{ve}}{E} \end{aligned} \quad (5)$$

$$\begin{aligned} &= E_\infty \cdot \varepsilon + \eta \cdot \dot{\varepsilon} - \frac{\eta}{E} (\dot{\sigma} - E_\infty \cdot \dot{\varepsilon}) \quad \rightarrow \\ \sigma + \frac{\eta}{E} \dot{\sigma} &= E_\infty \cdot \varepsilon + \frac{\eta(E + E_\infty)}{E} \dot{\varepsilon} \end{aligned} \quad (6)$$

Oberhalb der Liquidustemperatur, die sich für Kalk-Natron-Glas mit $T = 1006 \text{ °C}$ und für Quarzglas mit $T = 1759 \text{ °C}$ ergibt, wird eine vollständige Aufschmelzung des Glases angenommen. Bereiche, die über diese Temperatur erwärmt werden, sind damit ohne Spannung.

3.1 Laserstrahlschweißen

3.1.1 Modellierung des Laserstrahls

Für das Schweißen von Quarzglas wird ein CO_2 -Laserstrahl mit der Wellenlänge $\lambda = 10,6 \text{ }\mu\text{m}$ verwendet, um die Einkopplung der Energie in das Glas zu ermöglichen. Die Parameter des Lasers können so eingestellt werden, dass mit derselben Anlage ein Schneiden möglich wird. Bei der Absorption elektromagnetischer Strahlen wandelt sich ein Teil der Strahlung in Wärmeenergie um. Der nicht absorbierte Teil wird durchgelassen und besitzt dadurch veränderte Eigenschaften. Absorptionsvorgänge sind von einer Reihe von Faktoren (z. B. Oberflächenbeschaffenheit, Wellenlänge, Temperatur) abhängig. Beim Auftreffen des Laserstrahls auf die Glasoberfläche beträgt die Absorptionsrate ca. 75 - 78 %. Die Reflektionsrate beträgt ca. 22 - 25 %.

In IR-Bereich oberhalb der Wellenlänge von $5 \text{ }\mu\text{m}$ ist die Transmission bei Silikatgläsern gleich Null. Nach [Geotti-Bianchini et al., 1991] wird die Strahlung des CO_2 -Lasers mit einem Absorptionskoeffizienten von $\beta > 10^3 \text{ cm}^{-1}$ absorbiert. Die optische Eindringtiefe des Laserstrahls definiert sich damit zu:

$$\delta_{\text{opt}} = \frac{1}{\beta}, \quad (7)$$

womit ein Absorptionskoeffizient β von 10^3 cm^{-1} zu einer Eindringtiefe $\delta_{\text{opt}} < 10 \text{ }\mu\text{m}$ führt. Die optische Eindringtiefe liegt damit im Bereich der Wellenlänge des CO_2 -Lasers.

Die Strahlintensität des Lasers ist ohne weitere optische Lenkung mathematisch idealisiert betrachtet Gauß-Normalverteilt. Bezogen auf die Intensität des Laserstrahls wird die zylindrisch symmetrische Gauß-Verteilung (Grundmode TEM_{00}) beschrieben:

$$I(r) = I_0 \cdot \exp\left(-\frac{r^2}{R_L^2}\right) \quad (8)$$

mit der Intensität I_0 auf der Achse ($r=0$) und R_L als Laserstrahlradius.

Nach dieser Definition von Gleichung (8) fällt die Intensität des Lasers mit Erreichen des Strahlradius auf ca. 36,8 % der Ursprungsintensität ab. Durch Integration der Strahlintensität über die Fläche lässt sich die Gesamtlaserleistung nach dieser Definition von Gleichung (8) berechnen. Die Gesamtleistung des Strahls beträgt:

$$P = I_0 \cdot \sqrt{\pi} \cdot \frac{R_L^2}{2}. \quad (9)$$

Die Streckenenergie E_v ist als weiterer wichtiger Leistungsparameter durch die Menge an eingetragener Energie pro Strecke definiert:

$$E_v = \frac{P}{v} \quad (10)$$

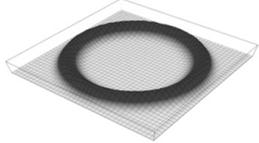
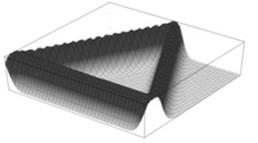
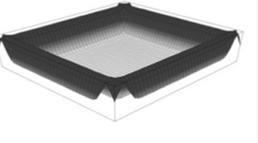
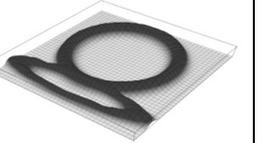
mit P als Gesamtleistung des Lasers und v als Schweißgeschwindigkeit.

3.1.2 Einfluss der Vorwärmstrahlgeometrie

Ein weiterer Einfluss auf das Temperaturfeld neben dem Energieeintrag durch den Schweißlaser ergibt sich durch die Geometrie des Vorwärmstrahls auf der Bauteiloberfläche. Ziel ist es, ein homogenes Temperaturfeld vor und nach dem Schweißlaser zu erzeugen, um die Einstellung eines kleinen Temperaturgradienten im Bauteil zu begünstigen.

Mit Hilfe eines beweglichen Laserstrahlkopfes und einer modernen Steuerungseinheit zur ort-abhängigen Aktivierung des Lasers lassen sich verschiedene Verteilungen des Lasers einstellen. Diese Variante der Oberflächenbestrahlung wird genutzt, um eine großflächige Erwärmung des Quarzglas zu erlangen. Ziel ist es, eine homogene Temperaturverteilung mit einer minimalen Strahlleistung P und –zeit t über eine möglichst große Fläche zu erreichen. Der Einfluss des Vorwärmstrahls auf die Verteilung der Temperatur in Abhängigkeit von Strahlleistung und –zeit wird an vier unterschiedlichen Geometrien untersucht (siehe Tabelle 3).

Tabelle 3: Verteilung des Vorwärmstrahles

Verteilung			
kreisringförmig	dreieckförmig	quadratisch	kombiniert
			

Die Verteilungen der eingebrachten Energie des Vorwärmelasers lassen sich durch Exponentialfunktionen beschreiben. Die Gleichung 11 zeigt exemplarisch die kombinierte Verteilung im kartesischen Koordinatensystem.

$$P = e^{-3 \frac{(\sqrt{x^2+y^2}-r)^2}{s^2}} + e^{-3 \frac{(\sqrt{(s(x-d/2))^2+y^2}-d/2)^2}{s^2}} - e^{-3 \frac{(\sqrt{x^2+y^2}-r)^2}{s^2}} \cdot e^{-3 \frac{(\sqrt{(s(x-d/2))^2+y^2}-d/2)^2}{s^2}} \quad (11)$$

mit

- r – Radius [mm],
- S – halbe Spurbreite [mm],
- d – Durchmesser der Ellipse [mm].

In der nachfolgenden Abbildung 6 sind Ergebnisse der transienten Temperaturfeldanalyse für ausgewählte Zeitpunkte dargestellt. Es kann festgestellt werden, dass ein nichtlinearer Zusammenhang zwischen Leistung und Zeit besteht. So ergibt sich zum Beispiel ein Temperaturfeld bei einer Laserleistung von P = 100 W und einer Strahlzeit von t = 5 s, welches nicht vergleichbar ist mit einem Temperaturfeld bei einer Laserleistung von P = 50 W und einer Zeit von t = 10 s.

Die unterschiedlichen Geometrien des Vorwärmstrahls wurden hinsichtlich der Anwendbarkeit im Experiment untersucht [Schmidt, 2009]. Es zeigt sich, dass vor allem bei der quadratischen und dreieckförmigen Verteilung eine starke Verdampfung bei Quarzglas infolge der Verzögerung des Laserstrahls an den Ecken auftrat. Die kombinierte Verteilung - Ring mit nachfolgender Ellipse - sollte eigentlich den Sublimatniederschlag reduzieren. Durch den längeren Weg des Lasers waren aber die Vorwärmtemperaturen geringer. Dies konnte auch in der numerischen Simulation gezeigt werden. (siehe Abbildung 6). Die ringförmige Verteilung eignet sich sehr gut für die Vorwärmung des Quarzglas.

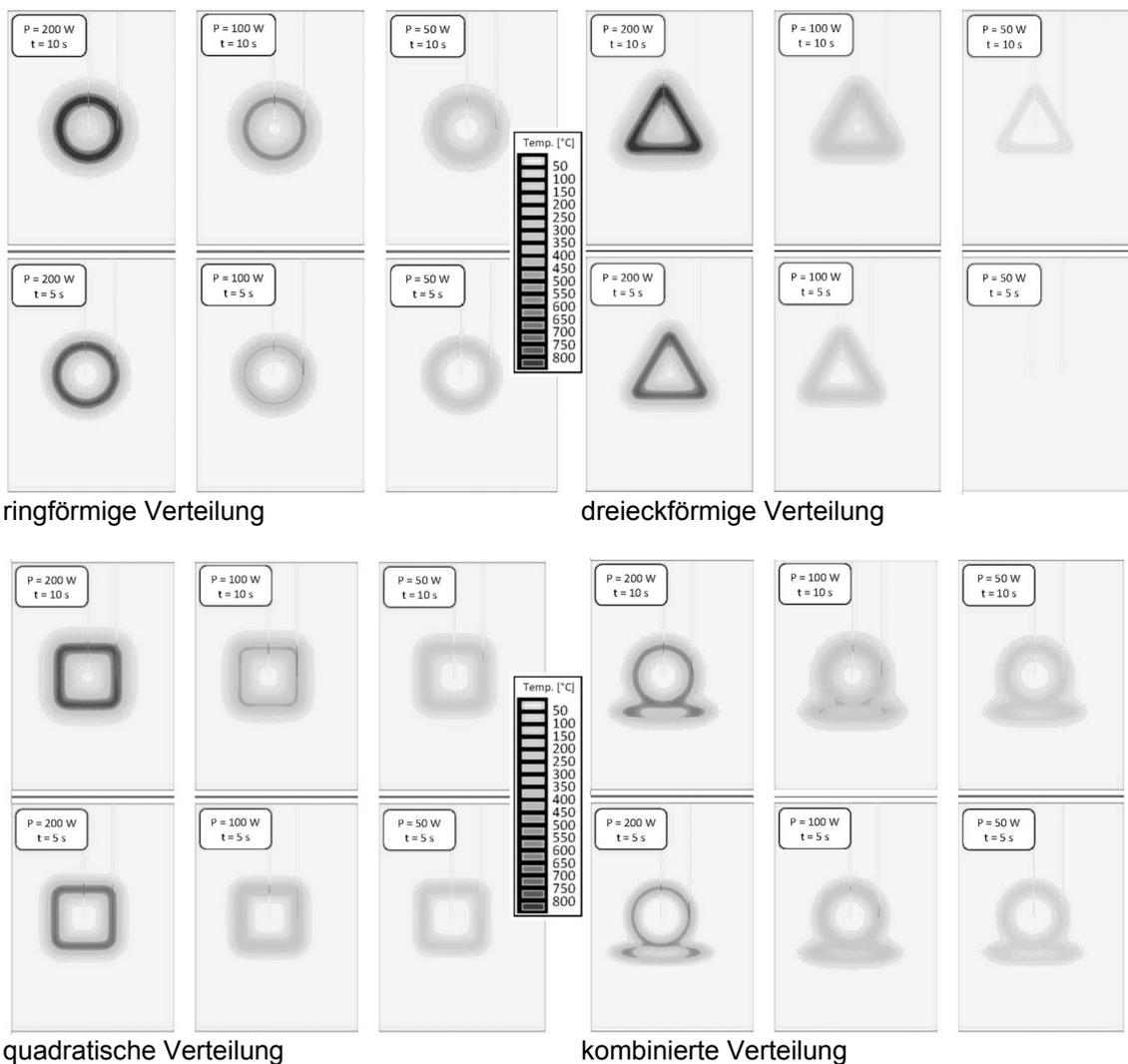


Abbildung 6: Einfluss von Strahlleistung und -zeit des Vorwärm lasers

Die Beispiele für die Verteilung der Temperatur zeigen, dass die numerische Simulation eine sehr effiziente Methode ist, um beispielsweise Zustände im Bauteil vorherzusagen und Verfahrensparameter zielgerichtet einzugrenzen.

3.1.3 Messung der Eigenspannung

Eigenspannungen in den Versuchskörpern – Platte und Rohr – aus Quarzglas lassen sich mit Hilfe eines optischen Verfahrens bestimmen. Für die Erzeugung linear polarisierter Lichtwellen wird ein Polarisator benötigt. Eine Auswertung der Grauwerte ermöglicht eine qualitative Aussage zu vorhandenen Spannungen. Die Weiterentwicklung des spannungsoptischen Messverfahrens insbesondere im Bereich der Auswertung ermöglicht eine grundlagenorientierte Betrachtung des Spannungszustandes im Werkstoff Glas. In Abbildung 7 sind die Ergebnisse für zwei Probekörper, die jeweils aus zwei 6 mm dicken Glasplatten mit einer Abmessung 30 mm x 60 mm bestehen, dargestellt. Die Laserschweißung erfolgte mit einem Zweistrahlensystem bestehend aus Schweißlaser und Vorwärm laser. Dabei wurden die Veränderung der Spannungen

und der Nahtgeometrie durch Verwendung eines zugeführten Schweißzusatzwerkstoffes untersucht.

Mit Hilfe der Messungen können optische Gangunterschiede, die beim Durchlaufen des Lichts durch die Probe entstehen, erfasst werden. Aus dem optischen Gangunterschied und der Hauptgleichung der Spannungsoptik lassen sich Zug- und Druckspannungen im Glas ermitteln. Beispielsweise kann anhand der Untersuchungsergebnisse der Einfluss des Vorwärm lasers auf den optischen Gangunterschied gezeigt werden.

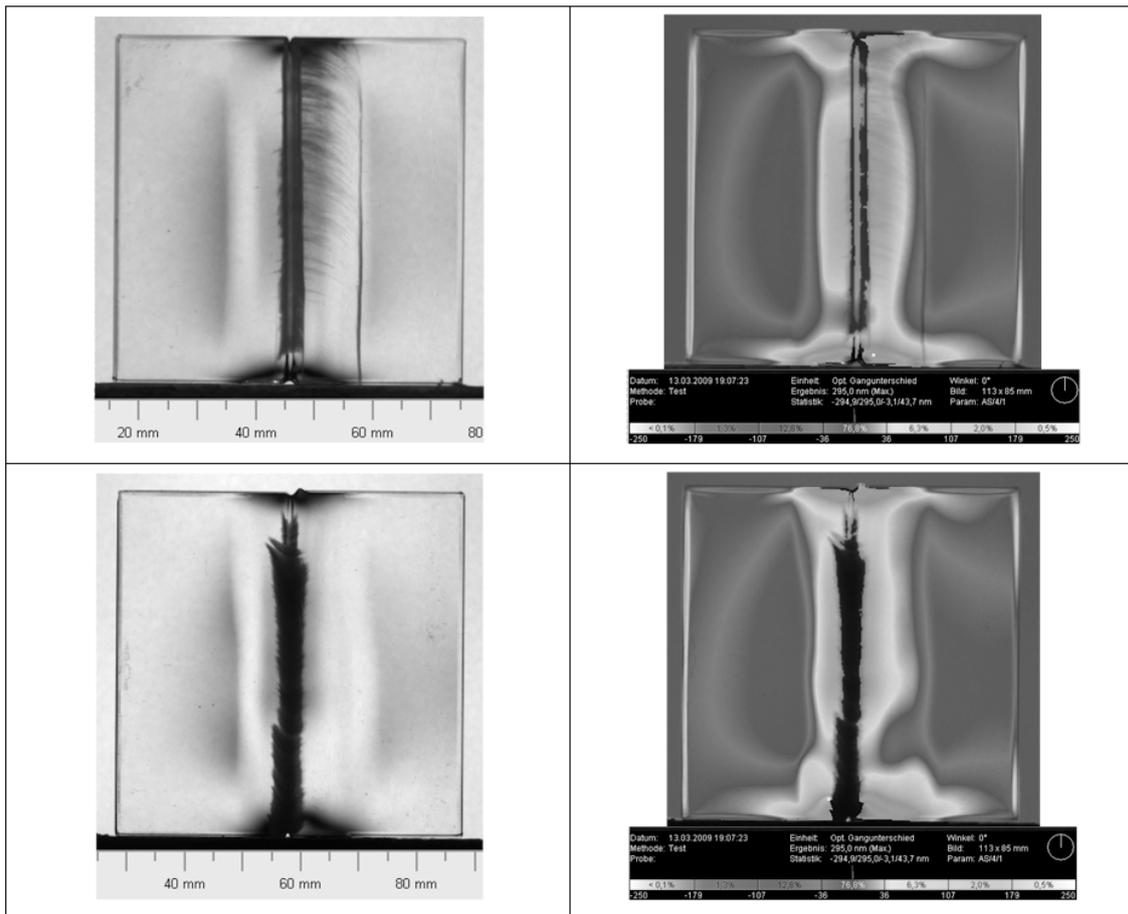


Abbildung 7: Spannungsoptische Messung zur Ermittlung des richtungsabhängigen Gangunterschiedes in zwei laserstrahlgeschweißten Stumpfnahtrproben (oben: ohne Schweißzusatzwerkstoff, unten: mit Schweißzusatzwerkstoff)

In Abbildung 8 sind die Ergebnisse der numerischen Simulation des Eigenspannungszustandes nach dem Schweißen ohne Berücksichtigung des Vorwärm lasers dargestellt.

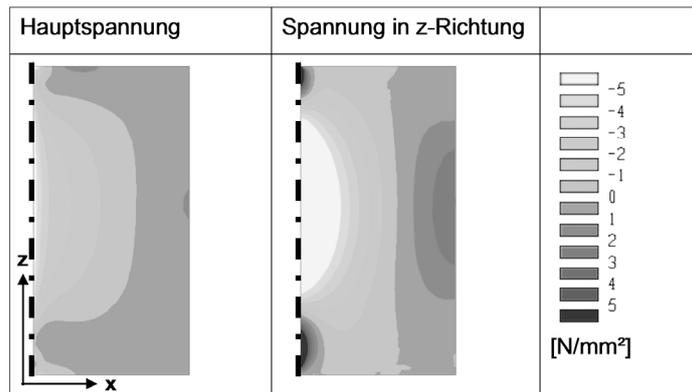
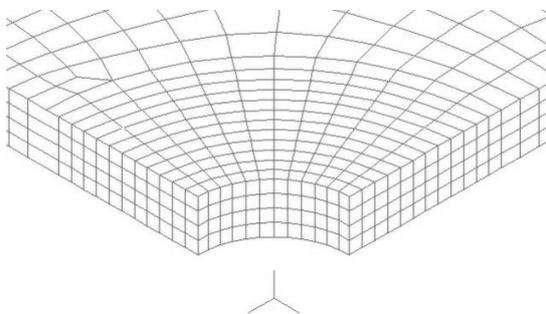


Abbildung 8: Ergebnisse der numerischen Analyse einer laserstrahlgeschweißten Stumpfnaht ohne Berücksichtigung des Vorwärmers

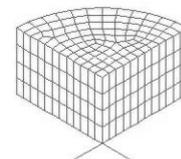
3.2 Laserstrahlschneiden

Das Schneiden mit einem Laserstrahl insbesondere zur Erzeugung einer kreisrunden Geometrie kann sehr effektiv erfolgen. Durch Einsatz von NIR-Laserstrahlung wird ein Teilvolumen eines Flachglases aus dem Werkstoff Kalk-Natron-Glas erwärmt. Durch die Erwärmung kommt es zur Volumenexpansion des Materials und zur Verdrängung nach außen. Nach Abschalten des Lasers kühlt die Probe an der Umgebungsluft ab, es kommt zur Ausbildung von Zugspannungen. Diese können oberhalb der Transformationstemperatur relaxieren. Mit Unterschreiten von T_g und weiterem Abkühlen nehmen die Zugspannungen im Material weiter zu und führen zur Bildung eines Spannungsrisses. Im angestrebten günstigen Fall verläuft dieser Riss zunächst zirkular um die Strahlachse und breitet sich – einen Zylinder bzw. Kegel bildend – in Strahlrichtung durch das Glasmaterial aus. Auf diese Weise wird ein Teil des Volumens vom Restmaterial getrennt. Durch manuelles oder automatisiertes Entfernen dieses so gebildeten „Bohrkerns“ entsteht dann die Bohrung. Durch eine Simulation des Prozesses sollen Erkenntnisse zum Zusammenhang von Temperaturregime und Rissentstehung gewonnen werden.

Eine erste Untersuchung erfolgt bei einer Glasscheibe aus dem Werkstoff Kalk-Natron-Glas mit einer Länge und Breite von $l = 100 \text{ mm}$ und einer Dicke von $t = 2 \text{ mm}$. Der Schneidstrahl, der einen Durchmesser von $d = 6 \text{ mm}$ aufweist, wird als einheitliche Intensitätsverteilung über die gesamte Glasdicke modelliert. Die Ausnutzung der Symmetrie ermöglicht eine starke Reduzierung des FE-Modells (siehe Abbildung 9).



Vernetzung der Glasscheibe in Bereich der Einstrahlung



Vernetzung des Einstrahlungsbereiches Durchmesser $d = 6 \text{ mm}$

Abbildung 9: FE-Modell für ein $\frac{1}{4}$ Glasscheibe

Die Laserstrahlung mit einer Wellenlänge von $\lambda = 1064 \text{ nm}$ wird nur teilweise vom Werkstoff Glas absorbiert. Es gelingt, eine langsame Volumenerwärmung über die gesamte Glasdicke zu erzeugen. Weiterhin zeigt sich in Experimenten, dass die Einkopplung der Laserstrahlung stark abhängig von der Temperatur des Glases ist. Dazu wurden Versuche mit unterschiedlicher Laserleistung an 6 mm dicken Flachgläsern durchgeführt. Ein temperaturgeregeltes Einstellen mittels Pyrometers einer vorgegebenen Glastemperatur konnte realisiert werden. Durch Abgleich der vermessenen transmittierten Leistung und der durch den Stellwert vorgegebenen Leistung kann ein Transmissionskoeffizient errechnet werden (siehe Abbildung 10).

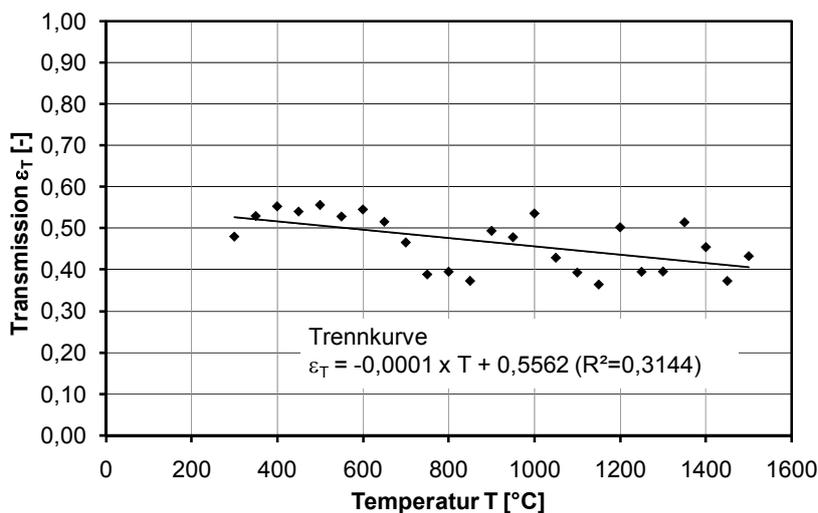


Abbildung 10: FE-Modell für eine Glasscheibe [Ziems, 2009]

Die Entwicklung einer Wärmequelle für das Laserstrahlschneiden erfolgt unter folgenden Annahmen:

- Der Transmissionskoeffizient ist abhängig von der Glasdicke. Je dicker das Glas, umso kleiner der Transmissionskoeffizient.
- Der Transmissionskoeffizient ist abhängig von der Temperatur. Je höher die Temperatur, umso kleiner der Transmissionskoeffizient.

Auf Grundlage der Messergebnisse und den oben genannten Annahmen lässt sich die folgende Gleichung für den orts- und temperaturabhängigen Energieeintrag beim Laserstrahlschneiden mit einer Wellenlänge von $\lambda = 1064 \text{ nm}$ aufstellen:

$$P = Q \cdot (1 - (-0,0001 \cdot T + 0,5562)) \cdot e^{\left(\frac{-z}{10,348}\right)} \quad (12)$$

mit

- Q – Energieeintrag [W],
- T – Temperatur [°C],
- z – Ortskoordinate in Strahlrichtung [mm].

In Abbildung 11 sind Temperaturverteilungen im Querschnitt einer 6 mm dicken Flachglasscheibe in Abhängigkeit der Zeit und des Energieeintrages zu sehen. Bei dem konstanten Energieeintrag über die gesamte Höhe der Glasscheibe stellt sich ebenfalls eine konstante Temperaturverteilung ein. Deutlich wird beim temperaturabhängigen Energieeintrag, dass sich bei einer Zeit von $t = 0,5 \text{ s}$ ein Temperaturunterschied zwischen Glasober- und Glasunterseite einstellt.

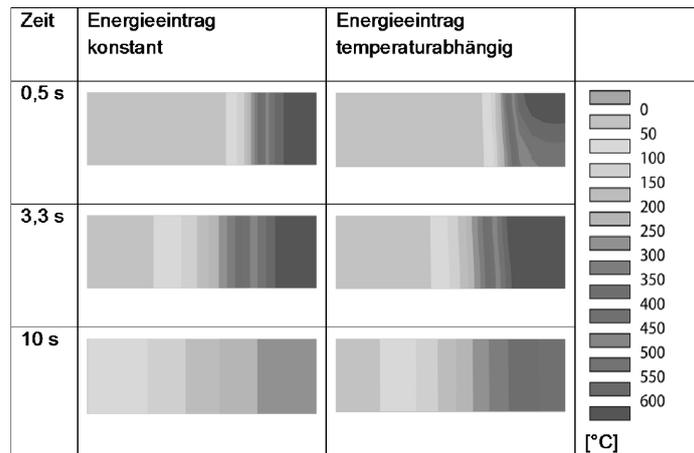


Abbildung 11: Temperaturverteilung im Querschnitt in Abhängigkeit der Zeit und des Energieeintrages

Für die 2 mm dicke Glasscheibe wurde eine Parameterstudie hinsichtlich eingetragener Laserleistung von $P = 300 - 600 \text{ W}$ und einer Bestrahlungszeit von $t = 1 \text{ s}$ bzw. $t = 2 \text{ s}$ durchgeführt. In Abbildung 12 sind vier ausgewählte Kombinationen von Laserleistung und Bestrahlungszeit dargestellt.

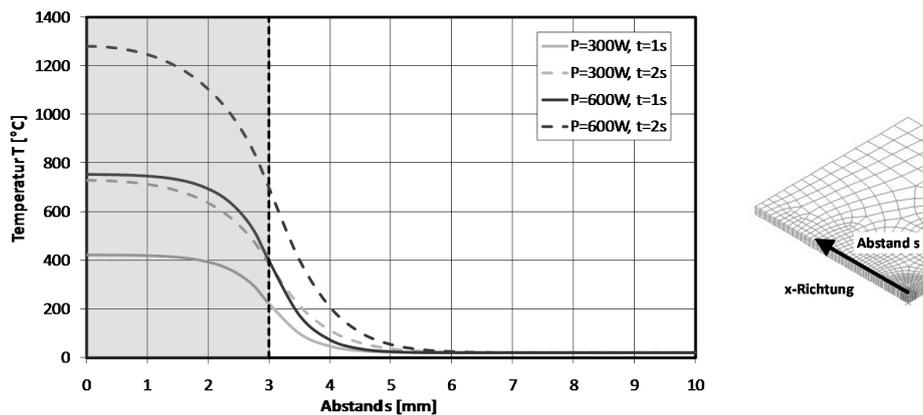


Abbildung 12: Gegenüberstellung von Temperaturverläufen mit unterschiedlicher Laserleistung und Bestrahlungszeit für Glasscheibe $t = 2 \text{ mm}$

Die Ergebnisse aus der Parameterstudie zeigen, dass sowohl hohe Leistung und lange Bestrahlungszeit als auch niedrige Leistung und kurze Bestrahlungszeit ungeeignet sind für den Schneidprozess. Eine Reduzierung der Prozesszeit durch Erhöhung der Laserleistung gelingt nur bedingt, da sich aufgrund der Werkstoffeigenschaften von Glas das Temperaturfeld verändert. Das Temperaturfeld mit den Parametern $P = 300 \text{ W}$ und $t = 2 \text{ s}$ unterscheidet sich vom Temperaturfeld mit den Parametern $P = 600 \text{ W}$ und $t = 1 \text{ s}$. Ähnliches Verhalten konnte bei der Untersuchung der Geometrie des Vorwärmstrahls beim Laserstrahlschweißen festgestellt werden.

Weiterhin erfolgt eine Sensitivitätsanalyse für die thermische Berechnung. Bei der Untersuchung werden folgende Parameter berücksichtigt: Emissionskoeffizient, Transmissionskoeffizient, Intensität der Wärmequelle, Radius der Wärmequelle, Einwirkungsdauer, Wärmekapazität, Dichte und Wärmeleitfähigkeit. Für die Analyse werden 2000 Kombinationen untersucht.

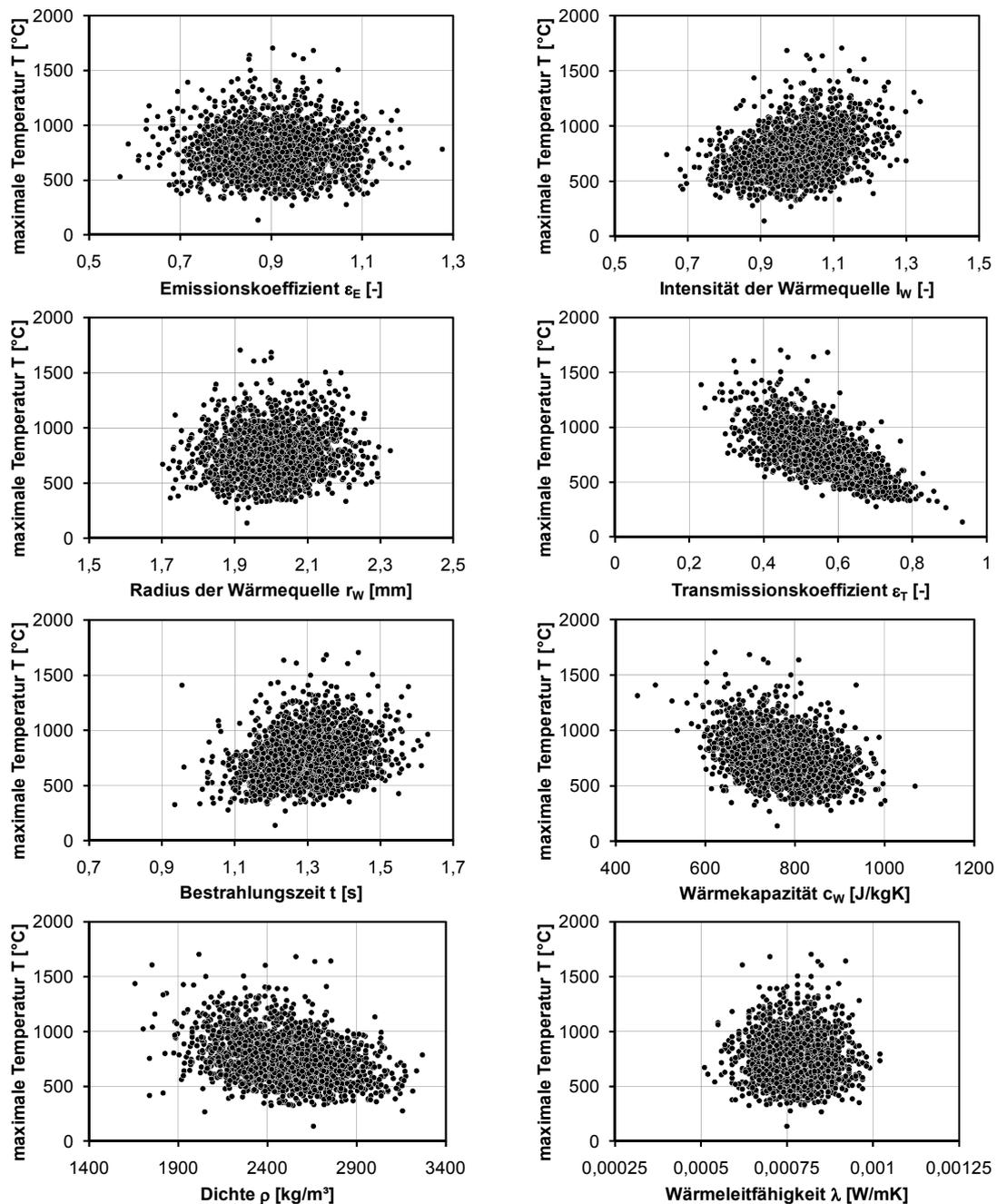


Abbildung 13: Ergebnisse der Sensitivitätsanalyse für das Laserstrahlchneiden

Die Monte-Carlo-Methode dient zur Erzeugung der stochastischen Eingabewerte mit Hilfe des Mittelwertes und der Standardabweichung. Aufgrund fehlender statischer Daten für die Eingabewerte wird als Standardabweichung $0,2 \times$ Mittelwert angenommen. Die Auswertung wird für die maximale Temperatur an der Glasunterseite am Rande des Eintragungsbereiches der Wärmequelle durchgeführt. Die Ergebnisse zeigen, dass z. B. kein eindeutiger Zusammenhang zwischen Veränderung des Emissionskoeffizienten und der maximalen Temperatur vorliegt. Deutlicher sind die Veränderungen der maximalen Temperaturen bei Intensität und Transmissionskoeffizienten zu erkennen. Dies veranschaulicht, dass eine kritische Betrachtung der Eingabewerte notwendig ist.

4 Zusammenfassung

Die Komplexität des Schweiß- und Schneidprozesses kann mit Hilfe von numerischen Modellen und Methoden zur Bestimmung von Temperaturfeldern und Spannungszuständen in wesentlichen Teilen realitätsnah erfasst werden. Weiterhin lassen sich die Auswirkungen des Schweiß- bzw. Schneidprozesses auf den Werkstoffe Quarzglas und Kalk-Natron-Glas feststellen. Auf Grundlage der Simulationsergebnisse kann durch Veränderung der Schweiß- bzw. Schneidtechnologie eine Reduzierung der schweiß- bzw. schneidbedingten Eigenspannungen in Glas erreicht werden.

5 Literatur

Brückner (1964) aus: O. V. Mazurin et. al.: Handbook of glass data, Part A: Silica glass and binary non Silicate oxide glasses, Amsterdam: Elsevier, 1983.

Bucaro, D. (1974), Angaben zum Elastizitätsmodul von Quarzglas. In: Handbook of glass data. Part A: Silica glass and binary non Silicate oxide glasses. Amsterdam: Elsevier, 1983.

Christensen, R. M. 1982, „Theory of viscoelasticity – An Introduction” Academic Press Inc.

Flügel, A. (2007a), <http://glassproperties.com/>.

Flügel, A. (2007b), "Glass Viscosity Calculation Based on a Global Statistical Modeling Approach", Glass Technol.: Europ. J. Glass Sci. Technol. A, vol. 48, 2007, no. 1, p 13-30.

Flügel, A. (2007c), "Modeling of glass liquidus temperatures using disconnected peak functions", Proceeding, ACerS 2007 Glass and Optical Materials Division Meeting, Rochester, NY, USA.

Flügel, A. (2007d), "Thermal Expansion Calculation of Silicate Glasses at 210°C, Based on the Systematic Analysis of Global Databases", <http://glassproperties.com/>.

Fukuhara, S. (1994), High Temperature Elastic Moduli and Internal Dilational and Shear Frictions of Fused Quartz. In: Japanese Journal of Applied Physics, Vol. 33 (1994), Issue 5B, pp. 2890.

Geotti-Bianchini, F., De Riu, L., Gagliardi, G., Guglielmi, M. und Pantano, CG. (1991), „New Interpretation of the IR reflectance spectra of SiO₂-rich films on soda-lime glass”, Glastechn. Berichte, Jg. 64, H. 8, S. 205-217.

Hohmann, R., Setzer, M. J. (1997), „Bauphysikalische Formeln und Tabellen“, 3. Auflage, Werner-Verlag, Düsseldorf.

Lucks, D. (1960), Angaben zur Wärmeleitfähigkeit von Quarzglas. In: Handbook of glass data. Part A: Silica glass and binary non Silicate oxide glasses. Amsterdam: Elsevier, 1983.

Men, CH. (1973), Angaben zur Wärmeleitfähigkeit von Quarzglas. In: Handbook of glass data. Part A: Silica glass and binary non Silicate oxide glasses. Amsterdam: Elsevier, 1983.

Petzold, A., Marusch, H., Schramm, B. (1990), Der Baustoff Glas - Grundlagen, Eigenschaften, Erzeugnisse, Glasbauelemente, Anwendungen; Verlag für Bauwesen, Berlin.

Schmidt, Th. (2009), persönliche Mitteilung.

Sosmann (1927) aus: Bansal, N. P.: Handbook of glass properties, ACADEMIC PRESS. INC., Orlando, Florida 1986.

Ziems, F. (2009), persönliche Mitteilung.

Schweißsimulation des Rotations- und Orbitalreibschweißens von unlegierten Stählen

Frank Trommer¹, Tobias Loose², Irmhild Martinek³ und Harald Goldau⁴

¹ Daimler AG, Produktions- und Werkstofftechnik/Verfahrensentwicklung, Stuttgart

E-Mail: frank.trommer@daimler.com

² Ingenieurbüro Tobias Loose GBR, Karlsruhe

E-Mail: loose@tl-ing.de

³ Institut für Werkstoff- und Fügetechnik, Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg

E-Mail: irmhild.martinek@ovgu.de

⁴ Ingenieurwissenschaften und Industriedesign, Hochschule Magdeburg-Stendal

E-Mail: harald.goldau@hs-magdeburg.de

ZUSAMMENFASSUNG

Die numerische Prozesssimulation hält zunehmend Einzug in viele ingenieurwissenschaftliche Tätigkeitsfelder mit dem Ziel, den experimentellen Versuchsaufwand und damit Kosten zu senken. Ferner sollen grundlegende Gesetzmäßigkeiten erkannt werden, um schon gewisse Prozessvoraussagen vor dem eigentlichen praktischen Experiment treffen zu können. In der vorliegenden Arbeit wird die Simulation des Rotations- und Orbitalreibschweißprozesses von unlegierten Baustählen mit dem Softwarepaket SYSWELD vorgestellt. Der Energieeintrag wird durch eine inverse Vorgehensweise über gemessene Temperaturkurven bestimmt. Das thermomechanische FE-Modell liefert unter anderem Aussagen zur Temperaturverteilung, plastischen Deformationen und den Gefügebestandteilen. Die simulierten Berechnungsergebnisse werden anschließend den experimentellen Versuchsergebnissen gegenübergestellt. Ein Vergleich der mittels Thermografie aufgenommenen Temperaturverläufe mit den Temperaturkurven aus der Simulation zeigt eine sehr gute Übereinstimmung. Die plastischen Verformungen und die Wulstausbildung stimmen ebenfalls gut überein.

1 Einführung in die Reibschweißtechnik

Das Reibschweißen (RS) gehört zur Gruppe der Pressschweißverfahren. Durch die Relativbewegung der Bauteile und durch Druck wird die für die Schweißung erforderliche Energie in Form von Wärme erzeugt. Diese Wärmeerzeugung führt im Vergleich zu den Schmelzschweißverfahren zu einer niederen Füge­temperatur, die unterhalb der Schmelztemperatur der zu verbindenden Werkstoffe liegt. Dadurch können unerwünschte Gefügephasen minimiert oder vermieden werden. Dies hat zur Folge, dass sich mit dem RS auch eine Vielzahl von Werkstoffen und Werkstoffkombinationen fügen lassen, die nicht schmelzschweißgeeignet sind oder nur unter hohem Aufwand miteinander schmelzgeschweißt werden können. Im Laufe der Jahre wurden zu diesem Thema vielfältige Untersuchungen durchgeführt, wie einige ausgesuchte Literaturquellen zeigen. Neben der Möglichkeit zum Fügen dieser Werkstoffvielfalt zeichnet sich das RS auch durch die sehr gute Schweißqualität aus. Das Gefüge in unmittelbarer Nähe zur Reibschweißebene ist in der Regel sehr feinkörnig und weist bei sachgemäßer Prozessausführung eine hohe Festigkeit auf, die unter Umständen über der des Grundwerkstoffes liegt. Bekannt als robuster Produktionsprozess lässt sich das RS sehr gut automatisieren und eignet sich besonders für die Serien- bzw. Großserienfertigung. Ferner ist das RS sehr energieeffizient, da die Wärmeerzeugung direkt an der Fügeebene stattfindet und ohne große Transportprozesse und

den damit verbundenen Verlusten auskommt. Außerdem sind keine Schweißzusatzstoffe erforderlich und Schutzgas wird nur bei Sonderanwendungen benötigt.

Der RS-Prozess ist sehr komplex und beinhaltet eine Reihe voneinander abhängiger Vorgänge: mechanischer Verschleiß der Fügeflächen, Wärmeerzeugung und -leitung, Kaltumformung, plastische Verformung und Rekristallisation des hoch erhitzten Werkstoffes, Diffusionsvorgänge, makroskopisches Eindringen von Werkstoffpartikeln, kontinuierliche Bildung von Schweißverbindungen und Zerstörung dieser.[Neumann und Schober, 1991] Den vereinfachten Prozessablauf beim Rotationsreibschweißen zeigt Abbildung 1.

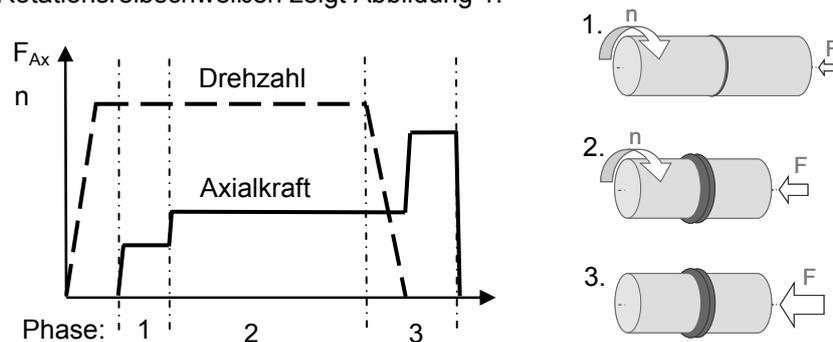


Abbildung 1: Prozess Rotationsreibschweißen (vereinfachtes Schema)

Phase 1: Anreiben

Beim Berühren der Fügeteile miteinander sorgen die Vorgänge Rauheitsabtrag und plastisches Verformen für eine Glättung der Oberflächen und eine Vergrößerung der tatsächlichen Kontaktfläche. Oxidschichten werden aufgebrochen und es kommt zu örtlichen Verschweißungen, die sofort wieder getrennt werden.

Phase 2: Reiben

In der Reibphase findet die Hauptwärmeentwicklung statt. Die Axialkraft wird gegenüber der Kraft beim Anreiben erhöht, der stetige Wärmeeintrag sorgt für einen Temperaturanstieg in der Fügeebene. Hochplastisches Material wird in Folge des Axialdrucks und der Relativbewegung radial nach außen verdrängt. Es kommt zur Ausbildung des so genannten Schweißwulstes.

Phase 3: Abbremsen und Stauchen

Diese Phase beginnt mit der Einleitung des Abbremsvorganges, bei dem die Spindeldrehzahl bis zum Stillstand vermindert wird. Die Axialkraft wird erneut erhöht und die eigentliche Werkstoffverbindung findet statt: die Schweißwärme und die intensive Verformung führen zu Platzwechselvorgängen (Diffusion) der Atome an den Fügeflächen. Mit der Abkühlung setzen statische Rekristallisation und Kristallerholung ein und bilden so ein feinkörniges Gefüge in der Schweißzone aus.

Nach [DIN EN ISO 15620] kann anhand der Relativbewegung in Rotations-, Linear- und Orbitalreibschweißen sowie RS mit Winkelschwingung unterschieden werden, wobei nur den ersten drei Verfahren industrielle Bedeutung zugemessen wird (Abbildung 2). Das Rotationsreibschweißen (RRS) nimmt die Stellung des „Standardverfahrens“ ein und kann in seiner Ausführung noch in einige weitere Verfahrensvarianten untergliedert werden.[Appel, 2002] Die Relativbewegung beim RRS wird derart realisiert, dass (in den meisten Fällen) ein Fügeteil in einer Spindel rotiert, während das andere Fügeteil drehfest eingespannt ist. Für den RS-Prozess müssen beide Teile dann unter Axialdruck zusammengebracht werden. Die Reibschweißtechnik hat in den letzten Jahren einen großen Entwicklungssprung gemacht. Modernste Steuerungs- und Regelungstechnik sorgen dafür, dass Prozesskräfte im Echtzeitbetrieb verarbeitet und angepasst werden und somit hoch präzise Längen- sowie auch Winkelpositionierungen der

Fügeteile ermöglicht werden. Die Verwendung entsprechender Systeme wird auch als Präzisionsreißschweißen bezeichnet.[Goldau und Behrend, 2006] Es findet da Anwendung, wo Bauteile höchster Form- und Maßhaltigkeit entsprechen müssen und das RS am Ende der Prozesskette vorgesehen ist. Trotz aller Vorteile ergeben sich auch Grenzen für das RRS. Eine große Einschränkung ist die Geometrieabhängigkeit der Fügeteile beim RRS. Dies bedeutet, dass mindestens das spindelseitig eingespannte Bauteil Rotationssymmetrie aufweisen muss. Dementsprechend eignen sich vor allem kreisrunde Voll- und Hohlprofile. Verfügt die Reibschweißmaschine über ein drehwinkelgenaues Bremssystem können unter Umständen auch Bauteile mit etwas von der Rotationssymmetrie abweichenden Querschnitten (Vielkantprofile) reibgeschweißt werden. Für die Erweiterung auf Bauteile mit nichtrotationssymmetrischem Querschnitt, sind Reibschweißverfahren mit veränderter Relativbewegung entwickelt worden.

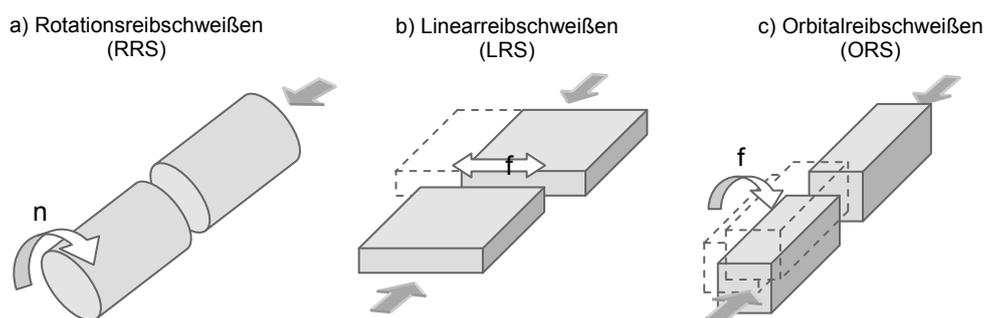


Abbildung 2: Reibschweißverfahren: Rotations-, Linear- und Orbitalreißschweißen

Beim Linearreißschweißen (LRS) erfolgt die Relativbewegung als geradlinige Schwingbewegung, welche über die Prozessparameter Schwingfrequenz und Schwingweite definiert wird. Die Relativgeschwindigkeit ist nach Betrag und Richtung auf der gesamten Fläche gleich, sie ist allerdings zeitlich veränderlich und lässt sich annähernd als Sinuskurve darstellen. Bei jedem Schwinghub findet zweimal eine Richtungsänderung um 180° statt. Dadurch geht in den Umkehrpunkten die Geschwindigkeit auf null zurück, während in der Mittellage die Maximalgeschwindigkeit erreicht wird.[Appel und Cramer, 2005] Aus diesem Grund ergeben sich im Gegensatz zum RRS veränderte Bedingungen für Reibungs- und Plastifizierungsvorgänge durch einen ständigen Wechsel von Haft- und Gleitreibung. Dadurch werden Linearreißschweißmaschinen auch anders belastet, so dass sich diese deutlich von Rotationsreißschweißmaschinen unterscheiden. Die Schwingungsaufbringung erfolgt durch hydraulische, mechanische bzw. elektromagnetische Antriebe mit Frequenzen bis etwa 250 Hz und Schwingweiten von bis zu 6mm.[Nentwig, A.W.E. und Appel, L., 1996] Das LRS wurde zuerst auf Kunststoffe angewendet und ist dort unter dem Namen Vibrationsschweißen bekannt.[Ehrenstein, G.W., 2004] Erste Untersuchungen zum Linearreißschweißen von Metallen wurden schon in den frühen 80iger Jahren in England durchgeführt, jedoch hat das LRS von Metallen nicht den wirtschaftlichen Stellenwert wie das RRS erreicht. Ein Einsatzgebiet ist die Fertigung und Reparatur von Schaufelrädern, den so genannten Blinks.[Freeman, 2003]

Eine Erweiterung zum LRS stellt das zweidimensionale Orbitalreißschweißen (ORS) dar, das ohne eine Schweißvorzugsrichtung auskommt. Im Gegensatz zum LRS wird beim ORS eine elliptische oder kreisförmige Relativbewegung in der Ebene ausgeführt, ohne dass es zu einer Verdrehung der Bauteile um deren Längsachse kommt.[Trommer et al, 2008] Je nach Aufbau der Reibschweißmaschine wird nur ein Fügeteil beziehungsweise werden beide Fügeteile angetrieben. Bei Einkopfmaschinen beschreibt ein Werkstück eine Kreisbewegung mit dem Schwingkreisdurchmesser D_S und der Schwingfrequenz f , während das andere Werkstück stationär bleibt. Analog zu den anderen Reibschweißverfahren werden die Teile unter gleichzeitig wirkenden Axialdruck zusammengebracht. Durch diesen Verfahrensablauf ergeben sich die drei wesentlichen Vorteile des ORS. Der erste wesentliche Vorteil des ORS ist die Möglichkeit

Bauteile mit relativ beliebigem Fügequerschnitt reibzuschweißen. Zweitens: Der spezielle Bewegungsablauf führt dazu, dass jeder Punkt in der Reibebene zu jeder Zeit die gleiche Relativgeschwindigkeit besitzt. Es erfolgt ein nahezu gleichmäßiger Energieeintrag, dadurch sind auf der gesamten Fügeebene annähernd gleiche Phasenzustände zu finden. Diese Homogenisierung des Fügequerschnitts erfordert vergleichsweise geringe spezifische Reibkräfte.[DVS 5038, 2008] Der dritte Vorteil des ORS gegenüber dem RRS ist, dass gleichzeitig mehrere Bauteile oder verschiedene parallele Stellen an einem Bauteil reibgeschweißt werden können. Mit entsprechenden Mehrfachspannern beziehungsweise Palettenvorrichtungen sind sehr hohe Produktionsraten möglich, was zu erheblichen Kostenersparnissen führen kann. Die bisher gemachten Erfahrungen mit dem ORS kommen vor allem aus der Kunststoffindustrie [Branson, 2006], ein weiträumiger Einsatz für Metallverbindungen ist jedoch noch nicht zu finden. Ein Hauptgrund dafür ist die bisher eingeschränkte Maschinenteknik, die auf geringe Fügequerschnitte begrenzt ist und somit technisch relevante Aufgabenstellungen nur bedingt möglich sind. Die auftretenden Kräfte sind beim ORS von Metallen um ein Vielfaches größer als bei Kunststoffen, weshalb die Maschinen deutlich steifer ausfallen müssen. Metalle sind im Gegensatz zu den Kunststoffen gute Wärmeleiter. Um die hohe Wärmeableitung bei den metallischen Werkstoffen zu kompensieren und die notwendige Schweißenergie erzielen zu können, muss mehr Wärmeleistung aufgebracht werden. Der Schwingantrieb der ORS-Maschine erfordert deshalb eine Auslegung mit höherer Leistung. Neben diesen technischen Aspekten kommt hinzu, dass es für das ORS bisher nur wenige wissenschaftliche Untersuchungen gibt. Die zwei wesentlichen Forschungsprojekte wurden von [Maalekian, 2007] und [DVS 5038, 2008] durchgeführt. Des Weiteren ist der vorliegende Artikel aus Ergebnissen einer laufenden wissenschaftlichen Untersuchung entstanden.

2 Versuchsdurchführung Reibschweißen

Bei den hier dargestellten Versuchen handelt es sich um Grundsatzuntersuchungen. Die Probegeometrien sind einfach gehalten, um mit möglichst geringem technischen Aufwand einen großen Erkenntniswert zu erzielen. Des Weiteren konnte eine hohe Reproduzierbarkeit der Reibschweißparameter sichergestellt werden.

2.1 Werkstoff

Für die RRS- und ORS-Versuche wurde jeweils ein unlegierter Baustahl (S355J2) eingesetzt. Die Reibschweißverbindung wurde artgleich mit identischen Probeteilen durchgeführt. Damit in der Reibschweißsimulation die Gefügeumwandlungen möglichst genau bestimmt werden können, müssen entsprechende Daten über die chemische Zusammensetzung des verwendeten Werkstoffes vorliegen. Ferner müssen auch entsprechende Festigkeitskennwerte für das mechanische FE-Modell zur Verfügung stehen. Aus diesem Grund sind Stichproben vom eingesetzten Versuchswerkstoff entnommen worden, die für eine Spektralanalyse und für Zugversuche verwendet wurden. Die Ergebnisse sind in Abbildung 3 dargestellt.

Ergebnisse der Spektralanalyse:

Element	C	Si	Mn	P	S	Al
Istwert [%]	0,074	0,190	0,438	0,0105	0,0034	0,0160
Element	Cu	Cr	Ni	Mo	V	Sn
Istwert [%]	0,315	0,111	0,184	0,057	<0,001	0,0153
Element	Ti	Nb	B	W	Co	As
Istwert [%]	<0,001	<0,002	0,0003	0,010	0,011	0,010

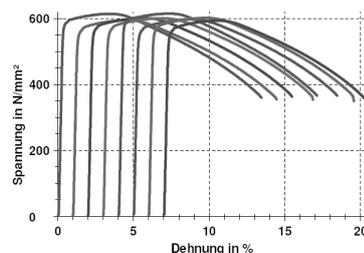


Abbildung 3: Werkstoffzusammensetzung und Festigkeitsanalyse

2.2 Rotationsreibschweißen

Die RRS-Versuche wurden auf einer RS-Maschine der Firma H&B OMEGA Europa GmbH realisiert. Diese Reibschweißmaschine verfügt über einen servo-elektrischen Vorschubantrieb, dadurch ist ein hochdynamisches und präzises Reibschweißen möglich. Bei einem Durchmesser von $d=12\text{mm}$ ergab sich ein Fügequerschnitt von etwa $A=113\text{mm}^2$, die Probenlänge betrug $l=60\text{mm}$. (Abbildung 4) Die Einspannung der bolzenförmigen Stahl-Proben erfolgte spindel- sowie auch schlittenseitig über ein Dreibackenfutter.

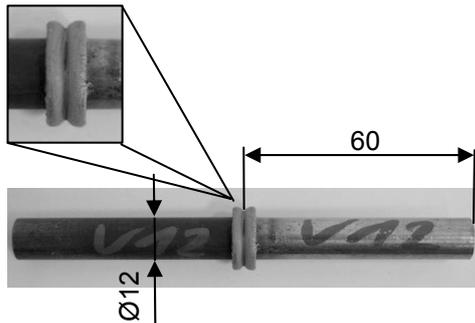


Abbildung 4: RRS-Probe

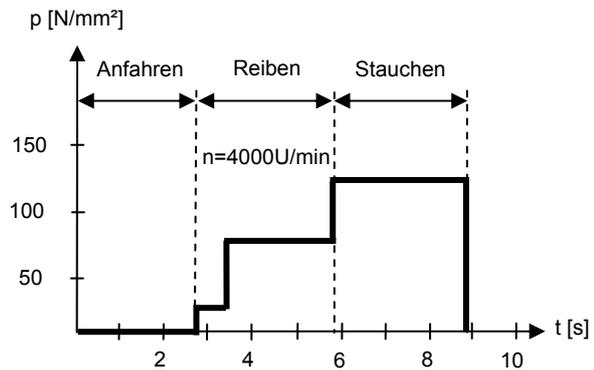


Abbildung 5: Prozessablauf RRS

Abbildung 5 zeigt den Axialdruck-Zeit-Verlauf der RRS-Versuche. Bei Prozessstart wurde der Vorschubschlitten mit dem einem Fügeteil in Bewegung gesetzt, und nach etwa drei Sekunden kam es zum Bauteilkontakt der beiden Proben. Damit das anfängliche Drehmoment nicht zu groß ausfiel, wurde eine kurze Anreibphase gefahren ($t=0,5\text{s}$). Danach fand die eigentliche Reibphase bei einem Druck von etwa $p=75\text{N/mm}^2$ und einer Dauer von $t=2,5\text{s}$ statt. Die abschließende Stauchphase dauerte $t=3\text{s}$.

2.3 Orbitalreibschweißen

Wie bereits erwähnt, bezieht sich der industrielle Einsatz für das ORS bisher nur auf den Kunststoffbereich, geeignete ORS-Maschinen zum Schweißen von metallischen Werkstoffen sind derzeit noch nicht verfügbar. Aufgrund dessen wurden die praktischen ORS-Versuche auch auf einer modifizierten Kunststoffmaschine durchgeführt. Die Maschine kann Axialkräfte von maximal $F=15\text{kN}$ aufbringen, und der Schwingantrieb lässt sich mit Frequenzen bis zu $f=300\text{Hz}$ betreiben. In Vorversuchen wurde gezeigt, dass Proben aus unlegiertem Baustahl (S355J2) und einer Fügefläche von $A=100\text{mm}^2$ noch im Leistungs- und Steifigkeitsspektrum dieser Maschine liegen. Um die Verfahrensabgrenzung zum Rotationsreibschweißen aufzuzeigen, wurden Vierkantproben mit einer jeweiligen Kantenlänge von $l=10\text{mm}$ verwendet. (siehe Abbildung 6) Die Auskraglänge je Bauteil betrug $l=15\text{mm}$, um genügend Platz für Thermografieuntersuchungen zu haben. Für diese Auskrägung wurden keine Nachteile bezüglich Steifigkeit oder unerwünschter Schwingungen beobachtet. Der Spannungsquerschnitt wurde aufgrund vorhandener Spanntechnik mit $20\text{mm} \times 20\text{mm}$ gewählt. In Abbildung 7 ist der schematische Ablauf einer Orbitalreibschweißung dargestellt. Je nachdem wie groß der Abstand der beiden Bauteilflächen zueinander ist, muss auch hier wieder ein Anfahrweg zurückgelegt werden. Nach dem Bauteilkontakt wurde der ORS-Prozess gestartet. Die Schwingfrequenz und der Schwingkreisdurchmesser des Antriebskopfes wurden so gewählt, dass sich eine Relativgeschwindigkeit von $v_{\text{Rel}}=1,2\text{m/s}$ ergab. Der Reibdruck betrug etwa $p=10\text{N/mm}^2$ und wurde für eine Schweißzeit von $t=2,5\text{s}$ auf die Bauteile ausgeübt. In der anschließenden Stauchphase wurde der Druck auf den doppelten Wert erhöht. Die Stauchphase dauerte etwa $t=5\text{s}$ an, danach wurden die Bauteile abgespannt.

Durch diesen Versuchsablauf - vor allem bedingt durch die hohe Relativgeschwindigkeit - konnten erstmals Proben aus S355J2 mit einer sehr guten Schweißqualität im Bereich der Grundwerkstofffestigkeit bei gleichmäßiger Wulstausbildung orbitalreibgeschweißt werden!

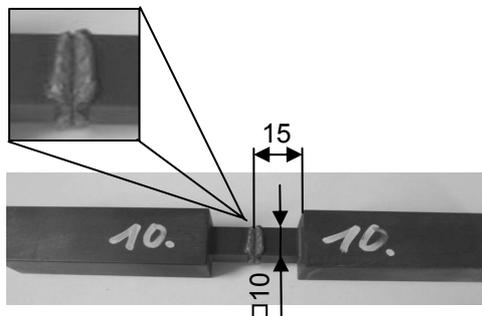


Abbildung 6: ORS-Probe

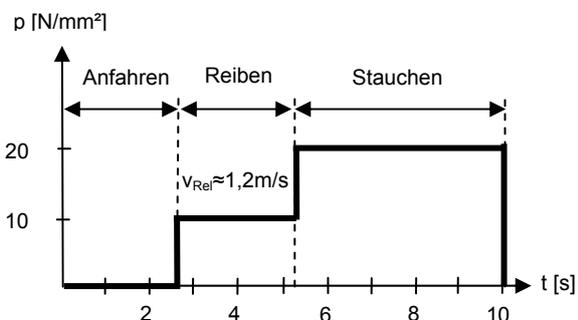


Abbildung 7: Prozessablauf ORS

3 Numerische Schweißsimulation mit SYSWELD

Die numerische Schweißsimulation spielt eine immer stärker werdende Rolle in Forschung und Entwicklung sowie auch in Fertigung und Produktion. Sie verfolgt vor allem das Ziel, schon Ergebnisprognosen zu liefern, bevor die eigentlichen Schweißversuche durchgeführt werden. Dies soll helfen, den praktischen Versuchsaufwand einzuschränken, um dadurch Zeit und Kosten zu sparen. Für die Parameterfindung bzw. -optimierung beim Reibschweißen sind oft viele Versuchsschweißungen notwendig, so dass für die Simulationstechnik ein großes Anwenderinteresse besteht. Der Name Reibschweißen zeigt deutlich, dass dieser Prozess auf Reibungsmechanismen basiert. Trotz vieler Forschungsarbeiten sind die theoretischen Erkenntnisse zur Reibung aufgrund ihrer Komplexität nicht vollständig erfasst und nicht allgemeingültig anwendbar. Infolgedessen sind auch die Modelle beim Reibschweißen meist nur bei Einhaltung bestimmter Randbedingungen brauchbar und müssen vor ihrer Nutzung kritisch geprüft werden. Einen umfangreichen und chronologisch dargestellten Überblick zu aufgestellten Reibungstheorien und Prozessmodellen gibt [Maalekian, 2007] in seiner kritischen Analyse zur Reibschweißliteratur. Eines dieser Modelle beschreibt die ORS-Simulation von Rechteckprofilen aus eutektoidem Stahl. Ein gekoppeltes thermo-mechanisches FE-Modell wird zur Bestimmung des Temperaturverlaufes, der Wulstausbildung und der Schweißverkürzung genutzt. In einem zweiten FE-Modell werden die Umwandlungen der Gefügephasen während des ORS-Prozesses berechnet, sowie die endgültigen Strukturanteile und die Größe der Wärmeeinflusszone angegeben. Beide Modelle basieren auf einem inversen Wärmeleitungsmodell, das zur Bestimmung des Energieeintrags in der Fügeebene dient. [Maalekian et al, 2007]

3.1 Temperaturfeldsimulation und inverse Bestimmung des Wärmeeintrags

In der vorliegenden Arbeit wird die durch Reibung erzeugte Wärmeenergie ebenfalls mit einem inversen Ansatz bestimmt. Hierbei meint invers eine auf vorhandenen Messdaten basierende Vorgehensweise, bei der im Gegensatz zur allgemein üblichen direkten Simulation die exakte Kenntnis über komplexe physikalische, mechanische usw. Vorgänge während des Prozesses nicht nötig ist.

Für die Simulation des RS-Prozesses ist die Kenntnis der Temperaturprofile in den Fügeteilen während des Schweißens unerlässlich. Zur Bestimmung dieser muss die allgemeine Temperaturfeldgleichung gelöst werden, die gegeben ist durch:

$$\rho \cdot c_p \cdot \frac{\partial T}{\partial t} = \lambda \cdot \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right) + q_{Umg}^* + w_{Vol}^* \quad (1)$$

mit

$$-\lambda \cdot \frac{\partial T}{\partial y} \Big|_{y=0} = q(t) \quad (2)$$

Darin bedeuten:

- ρ Materialdichte
- c_p spezifische Wärmekapazität
- T Temperatur
- t Zeit
- λ Wärmeleitfähigkeit
- q_{Umg}^* an die Umgebung abgegebene Wärme mittels Konvektion und Strahlung
- w_{Vol}^* erzeugte Wärme durch Volumenarbeit
- $q(t)$ in der Fügeebene erzeugte Reibungswärme
- x, y, z Ortskoordinaten

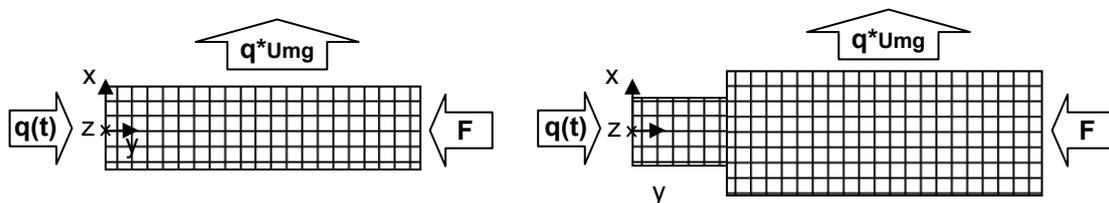


Abbildung 8: 2D-Schema: RRS-Probe (links) und ORS-Probe (rechts)

Alle werkstoffspezifischen Stoffwerte wie Dichte, Wärmekapazität und Wärmeleitfähigkeit sind als temperaturabhängige Größen in einer Materialdatenbank innerhalb von SYSWELD hinterlegt und können dementsprechend für die Simulation genutzt werden. Die für den Schweißprozess notwendige Reibwärme $q(t)$ wird in der Fügeebene erzeugt (siehe Abbildung 8) und stellt somit die Hauptgrenzbedingung von Gleichung (1) dar. Die große Schwierigkeit liegt aber gerade in der Bestimmung von $q(t)$. In vielen früheren Modellansätzen zum Reibschweißen wurde versucht, die Reibungswärme mit Hilfe des Reibungskoeffizienten μ_{Reib} auf analytischem Weg zu bestimmen. Da der Reibungskoeffizient aber von einer Vielzahl von Faktoren (Temperatur, Werkstoff, Gleitgeschwindigkeit, Oberfläche, usw.) abhängt und weder über die Zeit noch über den Querschnitt konstant ist, gestaltet sich eine genaue Bestimmung überaus schwierig. Dieser direkte Modellansatz kann mit Hilfe des angesprochenen inversen Prozessansatzes umgangen werden. Die erzeugte Reibungswärme $q(t)$ wurde im vorliegenden Fall über Temperaturmessungen angenähert. Während des RS-Prozesses wurde mittels Thermografie die Oberflächentemperatur der Fügeteile gemessen. Anschließend sind von festgelegten Punkten die Temperatur-Zeit-Kurven ermittelt worden, die für den Vergleich mit den berechneten Werten herangezogen wurden. In Abbildung 9 und 10 sind die Temperaturkurven einiger ausgewählter Punkte der RRS- und ORS-Proben und ein Ausschnitt der dazugehörigen Thermografieaufnahmen

dargestellt. Die Proben wurden vor dem Reibschweißen geschwärzt, um eine Oberfläche mit bekanntem Emissionsgrad zu erhalten. Bedingt durch den Prozessablauf kommt es zu einer Verkürzung der Probeteile und zu der Ausbildung des Reibwulstes. Dementsprechend muss ein Probeteil kontinuierlich nachgeführt werden (Vorschub), um den RS-Prozess aufrecht zu erhalten. Eine Thermografieauswertung von bewegten Bauteilen ist allerdings sehr schwierig, so dass nur am ortsfesten Probeteil Punkte betrachtet wurden. Dieselbe Schwierigkeit ergibt sich auch bei der Bestimmung der Maximaltemperatur in der Fügeebene, welche ebenfalls axial wandert. Hinzu kommt, dass der eingesetzte Lack zum Schwärzen den hohen Temperaturen an der Fügeebene nicht stand hält und verbrennt. Ferner verdeckt die Reibwulst die umliegenden Bereiche um die Fügeebene und verhindert somit einen direkten Blick auf die Oberfläche der Schweißprobe. Über eine spezielle Auswertung der Maximaltemperaturen in diesem Bereich konnte dennoch eine Abschätzung der Fügeebenen-temperatur erfolgen.

Die von der Axialkraft verrichtete Volumenarbeit entspricht nach [Schäfer, 1971] weniger als 1% der Reibarbeit, weshalb der Term w_{Vol}^* vernachlässigbar ist. Allerdings geht bei der inversen Vorgehensweise die gesamte erzeugte Wärmeenergie in die Temperaturmessung mit ein, so dass auch die Volumenarbeit mit berücksichtigt wird. Der Term $q_{Umgebung}^*$ umfasst letztendlich die Verlustwärme, die mittels Konvektion und Strahlung an die Umgebung abgegeben wird. [Loose, 2007]

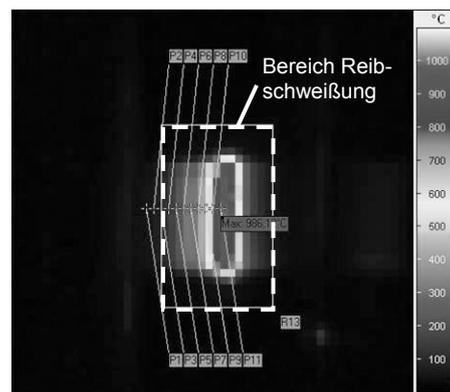
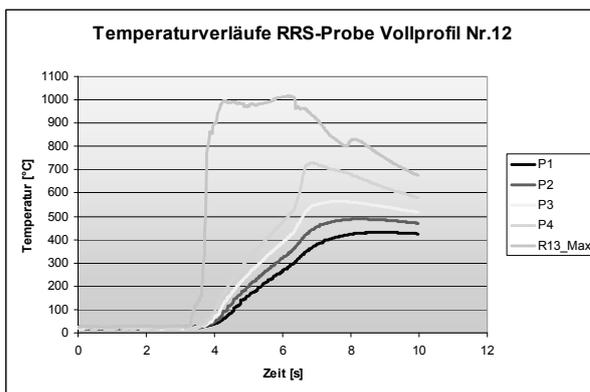


Abbildung 9: Thermografieaufnahme Rotationsreibschweißen

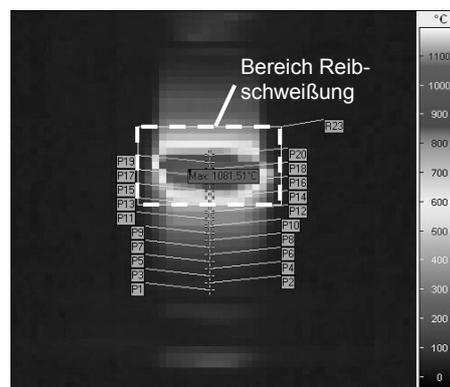
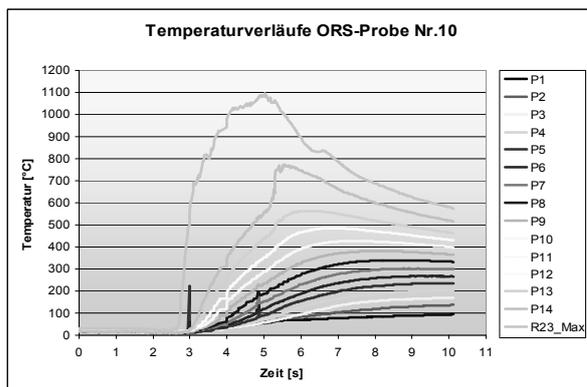


Abbildung 10: Thermografieaufnahme Orbitalreibschweißen

Die Bestimmung des Wärmeeintrages $q(t)$ erfolgte anschließend iterativ durch den Vergleich von gemessenen mit berechneten Temperaturprofilen, wobei das Ziel war, die Differenz beider Temperaturen so klein wie möglich zu halten. Abbildung 11 zeigt beispielhaft die ermittelte Wärmeeintragsfunktion für das ORS und die Gegenüberstellung der gemessenen und berechneten Temperaturverläufe eines ausgesuchten Punktes (Punkt 13) auf der Bauteiloberfläche. Es ist ersichtlich, dass die gesamte Wärmeenergie während der Reibphase ($t=2,5s$) eingebracht wird. (siehe dazu auch Abbildung 7) Nach einem steilen Anstieg ($t=0,5s$) bleibt der Wärmeeintrag für eine gewisse Zeit ($t=1,5s$) lang nahezu konstant. Wärmeentwicklung und Wärmeabfuhr sind im Gleichgewicht, so dass sich ein quasistatischer Zustand einstellt. Nach Ende der Reibphase und dem damit verbundenen Abschalten des Schwingantriebes fällt der Wärmeeintrag auf Null ab ($t=0,5s$). Mit Nutzung dieser Wärmeeintragsfunktion konnte das Temperaturprofil für das Probeteil simuliert werden. Der Vergleich mit der mittels Thermografie aufgenommenen Messkurve zeigt eine sehr gute Übereinstimmung.

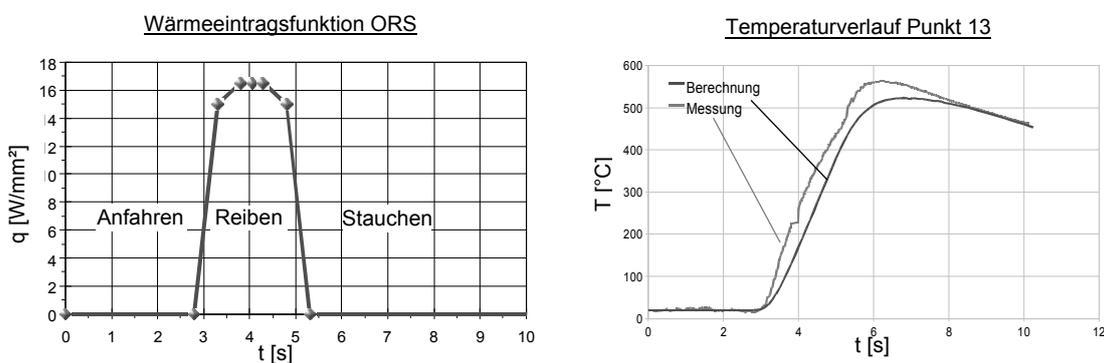


Abbildung 11: Wärmeeintragsfunktion ORS und Temperaturverlauf Punkt 13

3.2 Wärmeeintrag in Abhängigkeit vom Ort

Betrachtet man beim RRS die Relativgeschwindigkeit, so stellt man fest, dass diese von einem Maximalwert am Umfang zum Zentrum hin abnimmt. Analog dazu verhält sich auch die Wärmeentstehung. Während die größte Wärmeentwicklung (100%) in den äußeren Randgebieten vorliegt, geht sie zur Mitte hin gegen null. Über Leitungsvorgänge wird jedoch auch Wärme in die zentralen Bereiche transportiert. Um den ungleichmäßigen Energieeintrag in der Simulation zu berücksichtigen, wird die Wärmeeintragsfunktion mit einem Faktor versehen, der nach Funktion (2) berechnet wird. (Abbildung 12) Abhängig vom Abstand zum Probenzentrum kann damit jedem Punkt auf der Fügeebene der entsprechende Wärmeeintrag zugeordnet werden.

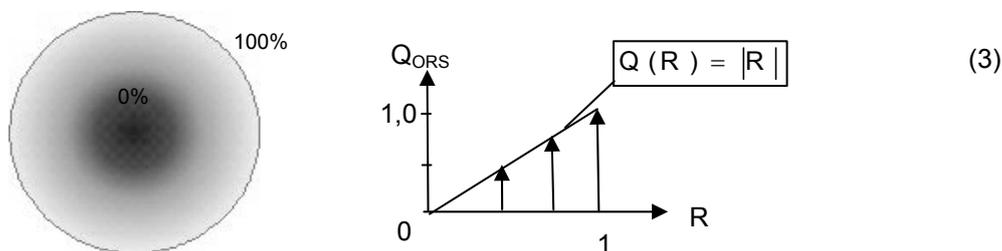


Abbildung 12: Temperaturverteilung und durchschnittlicher Wärmeeintrag beim RRS

Der Wärmeeintrag beim ORS verteilt sich durch die gleiche Relativgeschwindigkeit in der Reibebene viel homogener als beim RRS. In Anlehnung an [Craine und Francis, 1987] wird die Quadratfläche in fünf Bereiche (I-V) eingeteilt, siehe Abbildung 13. Verursacht durch die Orbitalbewegung der Fügebauteile zueinander, werden die Bereiche I-V im Laufe des Prozesszyklusses

unterschiedlich überdeckt, so dass einige Bereiche während der Reibphase frei liegen. Dies hat zur Folge, dass einerseits der Reibvorgang unterbrochen und infolgedessen auch die Wärmeentwicklung beeinträchtigt wird. Überdies ergibt sich an den freien Flächen auch eine verstärkte Abkühlung durch Konvektion und Strahlung, die sich ebenfalls negativ auf eine gleichmäßige Erwärmung auswirkt. Wird beim ORS von einem homogenen Energieeintrag gesprochen, dann ist dies bei genauerer Betrachtung nur im zentralen Bereich I (100% Überdeckung) der Fall. In Richtung der Bauteilränder wird die durchschnittliche Überdeckung immer kleiner, so dass diese an den Kanten nur noch 50% beträgt. Die Eckpunkte werden sogar nur zu 25% überdeckt und sind damit die am wenigsten erwärmten Bereiche. In der Praxis findet durch Wärmeleitung bei einer entsprechenden Reibzeit aber ein gewisser Temperatursausgleich statt. Die Aufteilung eines Rechteckprofils in die fünf Bereiche ist allerdings nur bei kleineren Querschnitten von Bedeutung. Hier können die Randbereiche II-V bei entsprechender Wahl des Schwingkreisdurchmessers schon relativ groß ausfallen, weshalb die Annahme eines homogenen Wärmeeintrages nicht mehr zutreffen würde. Bei großen Querschnitten [Maalekian, 2007] ist der zentrale Bereich I ebenfalls groß im Verhältnis zur Gesamtfläche, so dass ein einheitlicher Wärmeeintrag über die komplette Fügefläche angenommen werden kann. In Abbildung 14 ist der ortsabhängige Wärmeeintrag im 2D-FE-Modell für das RRS und das ORS dargestellt.

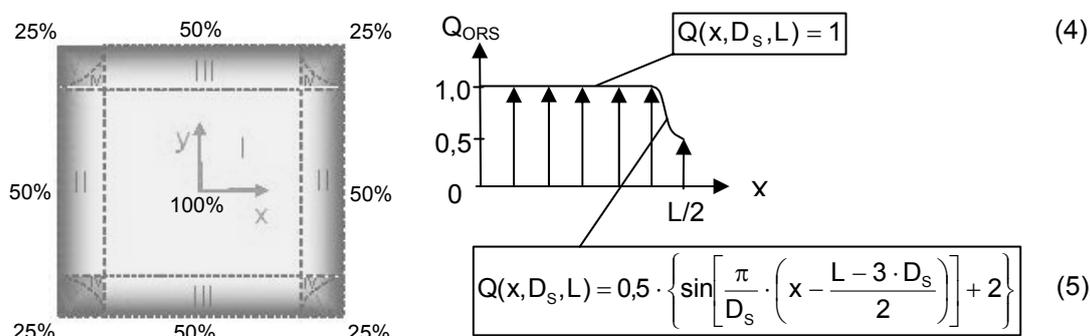


Abbildung 13: Temperaturverteilung und durchschnittlicher Wärmeeintrag beim ORS

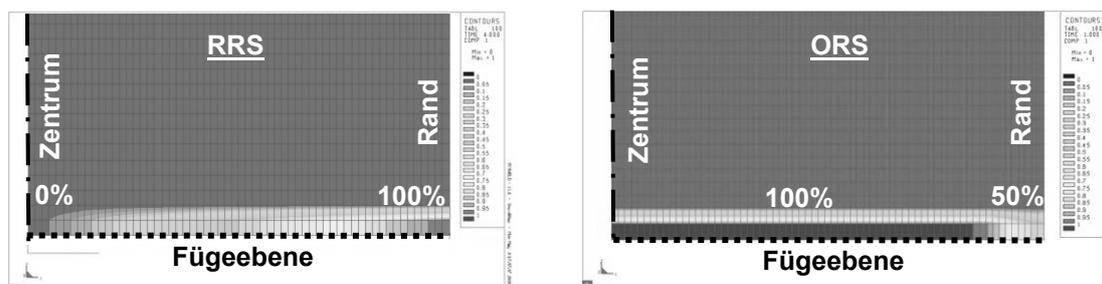


Abbildung 14: Darstellung Wärmeeintrag RRS/ORs im 2D-FE-Modell

3.3 Simulation thermo-mechanisches FE-Modell

Mit Hilfe der beschriebenen Bestimmung des Wärmeeintrages konnte das gekoppelte thermo-mechanische FE-Modell aufgestellt werden. Im ersten Schritt wurde mit einem 2D-Modell gerechnet. Aufgrund von Symmetriebedingungen (Rotationssymmetrie bzw. Achsensymmetrie) wurde nur ein Probeteil betrachtet und damit Rechenaufwand eingespart. Die Vernetzung der Bauteile wurde mit dem Softwaretool VISUAL-MESH realisiert. In den Abbildungen 12 und 13 sind jeweils die berechneten Verformungen beim RRS und ORS dargestellt sowie je ein Längsschliff der original reibgeschweißten Teile. Es zeigt sich eine sehr gute Übereinstimmung

der simulierten und tatsächlichen Verformungen, wie z.B. an der Wulstausbildung zu erkennen ist. Ferner wird aus den Schliffbildern auch die unterschiedliche Wärmeverteilung bei den Verfahren RRS und ORS deutlich. Während die bikonvexe Form der Wärmeeinflusszone (WEZ) bei der RRS-Probe den ungleichmäßigen Wärmeeintrag anzeigt, ist die WEZ bei ORS-Probe annähernd parallel und weist auf den homogeneren Wärmeeintrag hin.

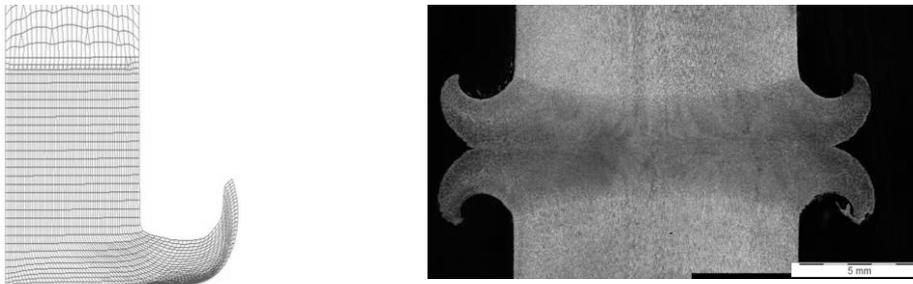


Abbildung 15: RRS: berechnete Verformung (links) und Längsschliff (rechts)



Abbildung 16: ORS: berechnete Verformung (links) und Längsschliff (rechts)

4 Zusammenfassung

Aufgrund des bestehenden Potentials zur Reduzierung von Versuchszeit und -kosten sowie der Möglichkeit zu einem erweiterten Einblick in verschiedenste Prozessvorgänge stößt die Reibschweißsimulation auf großes Anwenderinteresse. In der vorliegenden Arbeit werden das Rotationsreibschweißen sowie auch das Orbitalreibschweißens von unlegierten Stählen untersucht im Speziellen der Baustahl S355J2. Praktische Schweißversuche dienen zur Festlegung der Basisparameter, zudem werden mit Hilfe von Thermografieaufnahmen die Temperaturverläufe auf der Bauteiloberfläche analysiert, um den Energieeintrag während dem Schweißprozess zu bestimmen. Durch diese inverse Vorgehensweise ist die Kenntnis über die komplexen Reibungsvorgänge in der Fügeebene nicht mehr erforderlich. Mit der Software SYSWELD wird jeweils ein thermo-mechanisches FE-Modell aufgestellt, anschließend werden die Simulation- mit den experimentellen Versuchsergebnissen gegenübergestellt. Es zeigen sich sehr gute Übereinstimmungen in den Temperaturverläufen und auch die plastischen Verformungen sowie die Wulstausbildung stimmen sehr gut überein.

Die inverse Simulationsmethodik bietet einen möglichen Ansatz, Verfahren wie das Reibschweißen auf dem Gebiet der Prozessdigitalisierung voran zutreiben. Für den untersuchten Werkstoff und die verwendeten Versuchsgeometrien konnten gute Simulationsergebnisse aufgezeigt werden. Dennoch müssen weiterhin Versuche erfolgen, um das Modell zu optimieren und zu verifizieren. In einem laufenden Forschungsprojekt zum Thema Orbitalreibschweißen werden weitere Werkstoffe und Fügegeometrien untersucht, damit das vorgestellte Simulationsmodell auf eine breitere Basis gestellt werden kann.

5 Literatur

- Appel, L.(2002), „Grundlagen der Reibschweißtechnik“, 12. Erfahrungsaustausch Reibschweißen in der SLV München, München.
- Appel, L. und Cramer, H.(2005), „Linear- und Orbitalreibschweißen, Fügeverfahren mit hohem Innovationspotential“, 2.Kongress "Join-Tec" – Fügen mit minimaler Grundwerkstoffbeeinflussung –, S.18-25.
- Branson Ultrasonic Corp.(2006),
<http://www.branson.de/schweissverfahren/orbitalesvibrationsschweissen/index.html>
- Ehrenstein, G.W.(2004), „Handbuch Kunststoff-Verbindungstechnik“, Hanser Fachbuchverlag, München.
- EN ISO 15620, „Reibschweißen von metallischen Werkstoffen“, Juli 2000.
- Freeman, R.(2003), „Flying high – with the aerospace industry“, TWI Bulletin.
- Craine, R.E., Francis, A.(1987), „Frictional heat generated in the early stages of an orbital friction welding process“, Wear, 114, H.3, S. 355-365.
- Grünauer, H.(1987), „Reibschweißen von Metallen“, Kontakt und Studium, Bd. 198, Expert Verlag, Ehningen bei Böblingen.
- Goldau, H. und Behrend, Ch.(2006), „Präzisionsreibschweißen erschließt neue Anwendungsfelder“, Geesthachter Schweißstage '06, GKSS 2006/15, S.55-62.
- Lison, R.(1996), „Schweißen und Löten von Sondermetallen und ihren Legierungen“, Fachbuchreihe Schweißtechnik, Bd. 118, Dt. Verl. für Schweißtechnik, DVS-Verlag, Düsseldorf.
- Loose, T.(2007), „Einfluss des transienten Schweißvorganges auf Verzug, Eigenspannungen und Stabilitätsverhalten axial gedrückter Kreiszyinderschalen aus Stahl“, Dissertation, Universität Karlsruhe.
- Maalekian, M.(2007), „A critical assessment of literature“, Science and Technology of Welding and Joining, vol.12, 8, S.738-759.
- Maalekian, M.(2007), „Friction welding of high carbon steel in large cross-section“, PhD thesis, Graz University of Technology, Austria.
- Maalekian, M. et al(2007), „Inverse modelling of heat generation in friction welding“, Mathematical modelling of weld phenomena 8, Verlag der TU Graz, S.881-890.
- Na, S.-J.(1983), „Das Reibschweißen ungleichartiger Metalle“, Dissertation, TU Braunschweig.
- Nentwig, A.W.E.(1986), „Reibschweißen von Wolfram“, Dt. Verl. für Schweißtechnik, DVS-Verlag, Düsseldorf.
- Nentwig, A.W.E. und Appel, L.(1996), „Fügen nichtrotationssymmetrischer Teile durch Reibschweißen“, Stahl, H.4, S.34-36.
- Neumann A. und Schober D.(1991), „Reibschweißen von Metallen; Konstruktion, Technologie, Qualitätssicherung“, Verlag Technik GmbH, Berlin.

- N.N.(2008), „Untersuchungen zum Orbitalreibschweißen von metallischen Werkstoffen und Mischverbindungen an nichtrotationssymmetrischen Verbindungsquerschnitten“, Forschungsvorhaben AiF-Nr. 14.962N, DVS-Nr. 5.038, Laufzeit 01/2007-12/2008.
- Schäfer, R.(1971), „Beitrag zum Reibschweißen von Metallen unter besonderer Berücksichtigung der Energieumwandlung während des Schweißprozesses“, Dissertation, TH Aachen.
- Trommer, F. et al(2008), „Das Orbital- und Präzisionsreibschweißen als innovative Fügeverfahren für moderne Werkstoffe“, DVS-Berichte Band 250, DVS Media GmbH, Düsseldorf, S.422-424.
- Vill, V.I.(1967), „Reibschweißen von Metallen“, DVS-Berichte Band 2, Deutscher Verlag für Schweißtechnik (DVS) GmbH, Düsseldorf.

Modification of Coupling Parameters for a more accurate numerically coupled Simulation of the Resistance Spot Welding Process

W. Ernst^{1,2}, M. Galler¹, R. Vallant¹, N. Enzinger¹

¹Graz University of Technology, Institute for Materials Science and Welding
²voestalpine Stahl GmbH, Linz, Austria

ABSTRACT

The finite element modeling of the resistance spot welding process was performed on single and double sheet uncoated dual phase steel HTC600X. SYSWELD specific coupling parameters such as coupling ratio between electro-thermal and mechanical simulation and definition of the electro-thermal contact surface were modified to output a more accurate temperature evolution in the sheets. The radius of the heat affected zone and the radius of the molten zone were used as a measure of quality of the results and were compared to experimental data. In addition, the SYSWELD resistance spot welding advisor interface was modified and extended, which allowed user friendly modifications of the important calculation parameters to assist in a more accurate simulation of the welding process.

1 Introduction

Resistance spot welding is a very important process for joining automotive components due to its high productivity, low operation cost, and reliability of welded joints. In the automobile industry, the spot welding process must be optimized in terms of production cost and spot weld quality. The modeling of the resistance spot welding process can be used as a tool to optimize the process parameters such as current, time, and force in order to save production cost and ensure the formation of acceptable welds in terms of size and strength in safety relevant automobile components. An accurate spot welding simulation requires the correct coupling of electrical, thermal, metallurgical and mechanical interactions, especially at the contact interfaces, where effects such as electrode geometry and sink in can play an important role in overall temperature evolution.

Many researchers have used the finite element modeling program SYSWELD for the resistance spot welding simulation [Srikunwong, 2005]. Specifically, the coupling phenomenon between the electro-thermal and the mechanical part of the calculation at the electrode/sheet (E/S) interface has been a major topic of investigation [Feulvarch, 2006]. The SYSWELD spot welding advisor has two possibilities to investigate the coupling at the E/S interface: weak and strong coupling option [ESI Group, 2004].

In the weak coupling option, the thermal analysis is performed during the current application, and then the mechanical analysis is first performed at the end of the current application. In the strong coupling option, the mechanical analysis is coupled with thermal analysis during the current application, which accounts for the electrode sink in and evolution of contact radius at the E/S interface. Although this option more closely represents conditions of the real welding process, researchers discovered that there was very little difference in the coupling options when performing a spot welding simulation [Robin, 2002].

A more detailed investigation into the contact parameter at the E/S interface must be performed in order to have an accurate simulation which accounts for the evolution of the contact radius during welding.

In this paper, temperature evolutions in the sheet and at the electrode surface were investigated when simulating the welding of DP600 steel using modified coupling and contact parameters with the aid of a newly created resistance spot welding interface. The new interface allows for easy integration of user defined electrical, thermal and mechanical coupling parameters to change the iteration time and electrode contact radius at the E/S interface. The goal of this paper is to discuss the simulated results with the focus on improving the efficiency and accuracy of the SYSWELD finite element modeling program for resistance spot welding.

2 Overview of spot welding interface

The spot welding advisor in SYSWELD is a SIL (SYSWORLD interface language) interface to manage the pre-processing, processing and post-processing of spot welding simulation in SYSWELD [ESI Group, 2007]. The new part of the spot welding interface, which deals with the pre-processing, creation and modification of a spot welding simulation project, will now be described as well as the important improvements made to the old part of the interface. A comparison of the input dialogue sequence between the old and new interface can be seen in figure 1.

The sequence of definition of the required data for the pre-processing was restructured, modified and extended, which allowed for a more user friendly modification of the important calculation parameters. The input dialogue now consists of five main groups:

- File management
- Mesh, material and contact resistances
- Electrical load
- Mechanical load
- Calculation parameter

In addition to the old dialogue it is now possible to select the type of applied current:

- alternating current AC, direct current DC or user defined current function from an external file (defined by simplified FORTRAN).
- Furthermore, the time function of the mechanical load can be imported from an external input file with a time-force table.

In the last, new added dialogue window, the user can define main calculation parameters. There are four analysis options the user can choose:

- thermal analysis,
- thermal analysis with a subsequent mechanical calculation respectively weak coupling,
- strong coupling pressure controlled, and
- strong coupling distance controlled.

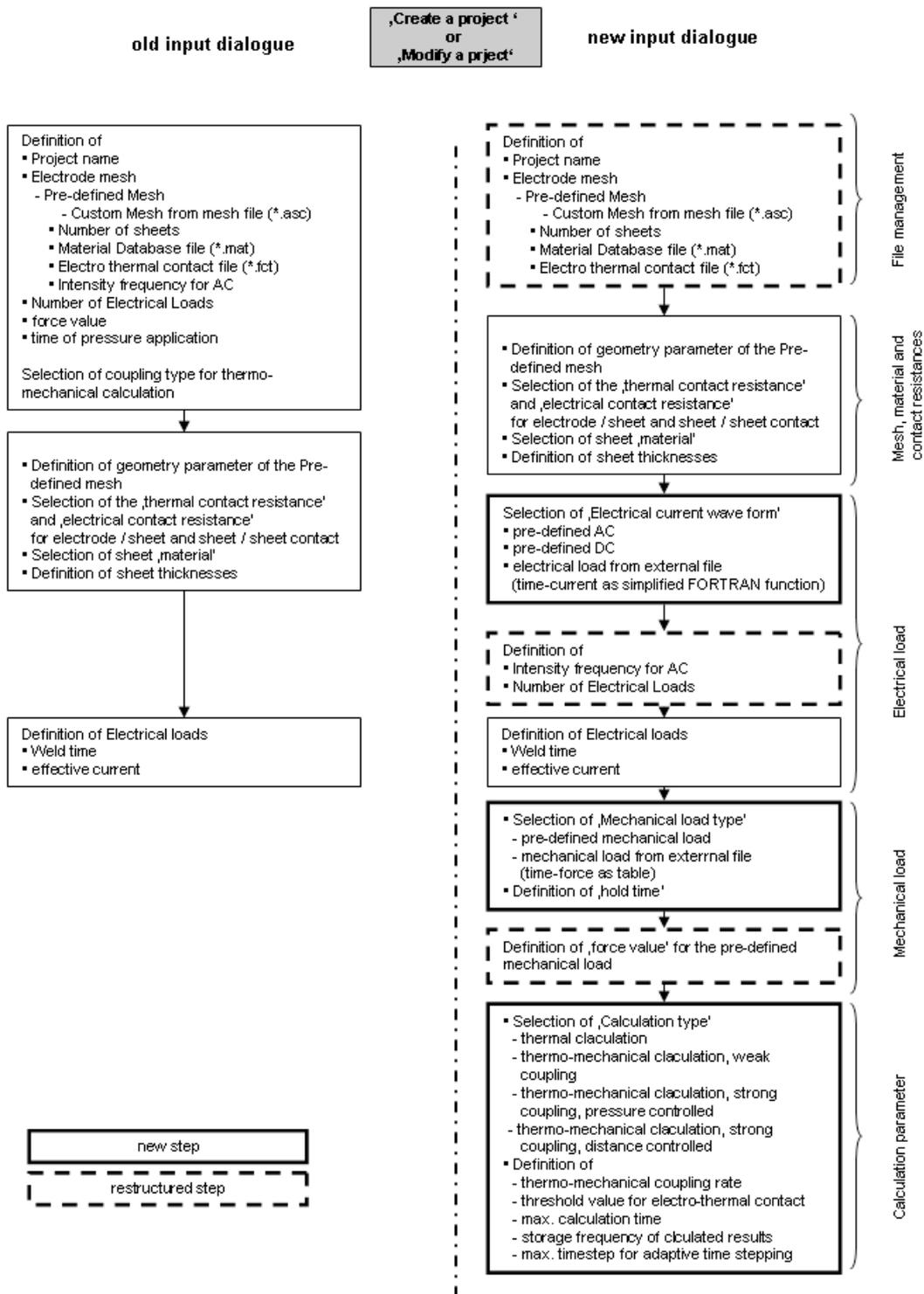


Figure 1: Overview of changes made in the new spot welding interface

2.1 Thermal calculation

For the electro-thermal calculations, the electro-thermal contact is established if the distance between the opposing surface elements is lower than a user defined threshold value.

2.2 Weak coupled, thermo-mechanical calculation

Subsequently to the thermal calculation a mechanical calculation is carried out.

2.3 Strong coupled thermo-mechanical calculation, pressure controlled

The electro-thermal contact surface (electrode contact radius) is recalculated and defined from the mechanical contact surface (all nodes having a normal contact force different of zero) at each coupling step [ESI Group, 2007] with a threshold value of zero, respectively.

2.4 Strong coupled thermo-mechanical calculation, distance controlled

For the strong distance controlled simulations, the electro-thermal contact is established similar to the thermal analysis if the distance between the opposing surface elements is lower than a threshold value.

In addition to the analysis options, it is possible to define and alter the following parameters:

- coupling rate (and iteration time respectively) for the strong coupled simulations
- maximum calculation time respectively the cooling time after the removal of the electrodes. This option allows to save computation time if you are e.g. only interested in the processes during the welding process and not in the residual stresses after cooling. In the old spot welding advisor, the standard value was 50 seconds.
- storage frequency of the calculated results; of interest for accurate studies of the process parameters especially in the early stages of the weld process.
- maximum time step for adaptive time stepping to increase the accuracy and time resolution of the results, especially for only thermal analysis.
- threshold value for electro-thermal contact definition of thermal analysis, weak coupled thermo-mechanical analysis and strong coupled thermo-mechanical analysis, distance controlled.

In the past, the type of current wave form and the type of analysis were defined in the spw_interface.cmd file, which had to be edited manually. The defined values of the new parameters are added in addition to the spot welding project file (*.spw) for traceability of the simulation and its parameters.

3 Numerical and Simulation Procedure

The pre-processing for the numerical simulation of the resistance spot welding process was performed with the newly created SYSWELD interface. An overview of the different simulations presented here can be seen in table 1.

Table 1: Overview of the simulation procedures performed in this paper

Calculation type	Simulation procedure	Label	Current Value	Original contact radius definition (100 mm threshold)	User defined contact radius = 1.5 mm	Original coupling ratio: 0.25	User defined coupling ratio: 0.1	Original contact radius definition (100 mm threshold)	User defined contact radius = 1.5 mm
Single sheet <i>weld time: 1 Period, hold time: 1 Period</i>	Thermal	T1	1.5, 5.5, 9.5	x					
	Thermal	T2	1.5, 5.5, 9.5		x				
	Strong pressure controlled	S1	1.5, 5.5, 9.5			x			
	Strong pressure controlled	S2	1.5, 5.5, 9.5				x		
	Strong distance controlled	SD1	1.5, 5.5, 9.5					x	
	Strong distance controlled	SD2	1.5, 5.5, 9.5						x
Double sheet <i>weld time: 13 Periods, hold time: 1 Period</i>	Thermal	T3	1.5, 5.5, 6.2, 7.7	x					
	Thermal	T4	1.5, 5.5, 6.2, 7.7		x				
	Strong pressure controlled	S3	1.5, 5.5, 6.2, 7.7			x			
	Strong pressure controlled	S4	1.5, 5.5, 6.2, 7.7				x		
	Strong distance controlled	SD3	1.5, 5.5, 6.2, 7.7					x	
	Strong distance controlled	SD4	1.5, 5.5, 6.2, 7.7						x

Two different coupling ratios (iteration time between the electro-thermal and mechanical simulation to the duration of one period of 50 Hz AC) were chosen for the pressure controlled simulations (S): 0.25 and 0.1. These coupling ratios represent iteration times of five and two ms, respectively.

Two different threshold values were used for the thermal calculations (T) and strong coupled distance controlled simulations (SD), which represent different initial values of the electrode contact radius. For T1 and SD1, the electrode contact radius is three mm and for T2 and SD2, the electrode contact radius is 1.5 mm. For the strong distance controlled simulations, the coupling ratio was again 0.1.

Single and double sheet simulations were performed on uncoated dual phase steel HTC600X material with a thickness of 1 mm. A chemical composition of the steel used in the experiment is given in table 2.

Table 2: Chemical composition and mechanical properties at room temperature of dual phase steel HTC 600 X according to EN 10336

Chemical composition [wt%]					Yield strength [MPa]	Tensile strength [MPa]
C	Si	Mn	Al	V		
max. 0.17	max. 0.8	max. 2.2	max. 2.0	max. 0.2	340 - 420	min. 600

Performing single sheet simulations allowed for an easier analysis of the influence of the different contact parameters on the temperature evolutions at the E/S interface. Figure 2 shows the mesh used in the single sheet simulation. The dotted lines represent the opposing surface elements at E/S contact. The electrode radius for all simulations was 2.75 mm and the curvature was 50 mm. An example of the contact radius definition by threshold value for the T2 simulation is included in figure 2.

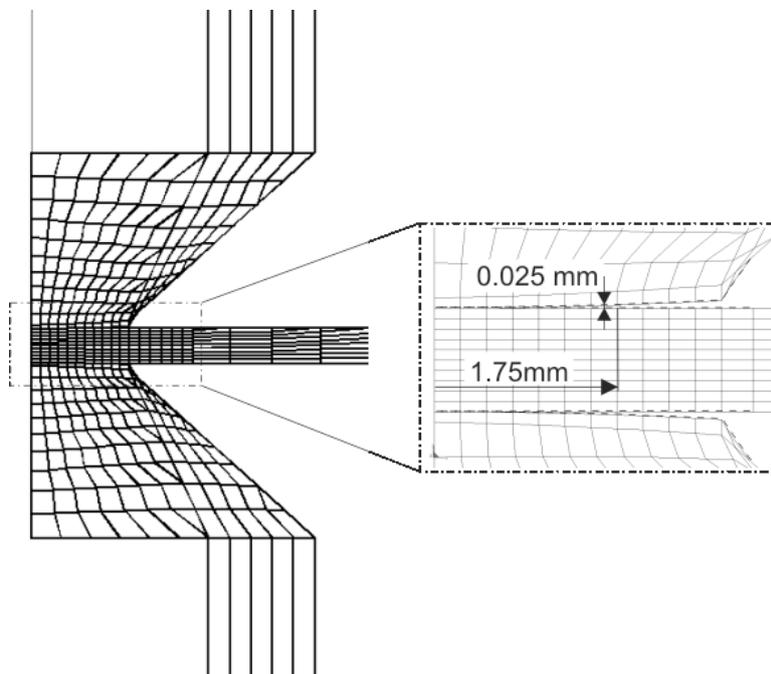


Figure 2: Overview of electrode mesh with attention to contact at the E/S interface

One period of AC was used for the single sheet simulation, while the normal 13 periods of AC were used for the double sheet simulation. The reason for using one period for the single sheet simulation was to compare the accuracy of the different simulation techniques at the very early stages of weld current [Galler and Ernst, 2009]. Simulations were performed on the single sheet using the different simulation procedures described above with three different current values: 1.5, 5.5 and 9.5kA. The force was 3.5kN for all of the single sheet experiments including mechanical simulations, S and SD. In the double sheet experiments, 5.5kA welding current was used and a force of 3.5kN. The holding time was one period for all simulation because the interest was only in the temperature evolution in the simulation.

To assist in the comparison of the simulation procedures, the current density, electrode force, and pressure across the electrode surface contact group were evaluated at specific times during the simulation. The results from the simulation were compared to real cross sections from both single and double sheet with regards to radius and shape of the heat affected zone and molten zone.

4 Results and Discussion

An effort will now be made to compare the thermal analysis from the previous SYSWELD interface with a given threshold value for electro-thermal contact of 100 mm (T1) to an analysis with a lower threshold value, user defined, in the newly created interface (T2). In figure 2, the T1 simulation defines the initial E/S contact along the dotted line across the E/S interface, and up the electrode side. In T2, the initial E/S contact radius is 1.75mm because the threshold is set to a much lower value. As previously described, the change of the threshold value defines the contact radius for the electro-thermal contact.

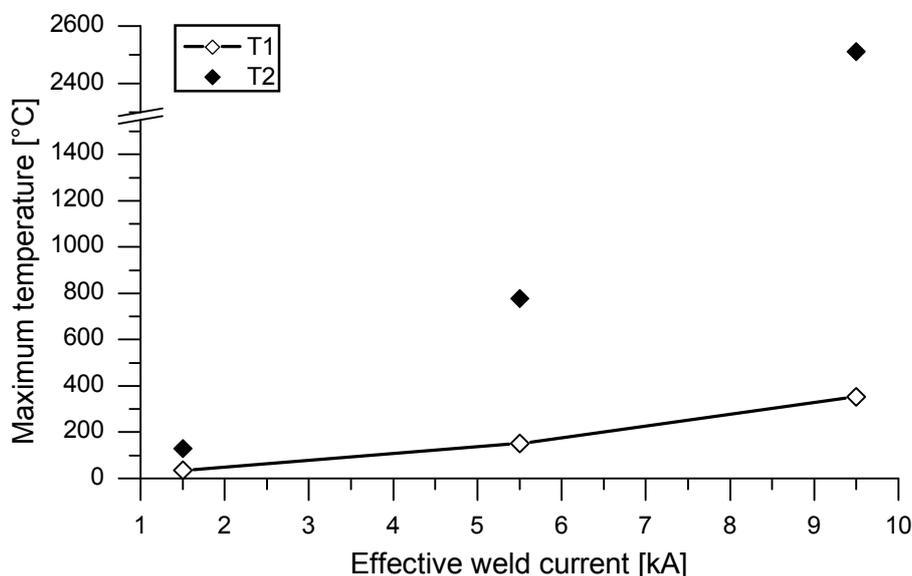


Figure 3: Maximum temperatures for thermal simulations with original (T1) and modified definition (T2)

Figure 3 shows the maximum temperature taken from the simulation plotted against effective welding current for single sheet thermal simulations with one period of current application. Curve labeled T2 is higher at all current values. It is also important to note that melting occurs

(above 1500°C) with T2 at 9.5 kA after one period of current application. The reason for the trend seen in figure 3 can be explained when examining the electrode contact radius.

In order to confirm this value from the simulation, the current density in the y-direction through the welding electrode is plotted in figure 4 during the peak in the first and second half waves of current application. In this analysis, the electrode contact radius is taken from the last node with a significant current density flow. It can be seen that the electrode contact radius does not increase from the first to the second half wave of current application.

In curve T1, due to a very large threshold value, the contact radius is the entire length of the contact group, which extends along the side of the electrode. With the new threshold value, the contact radius is at 1.75 mm, which is a much more realistic value. Also, the current density shows a peak at the edge of the electrode radius, which represents a concentration of current flow at this point. This peak in current density in curve T2 is similar to results from other spot welding simulations [Khan, 1999]. It is known that the current flow will concentrate at the point where the equipotential lines are the closest, which is present at the edge of the contact interface. Overall, the increase in temperature with the new simulation procedure from thermal coupling is due to an increase in current density through the electrode from a smaller contact radius.

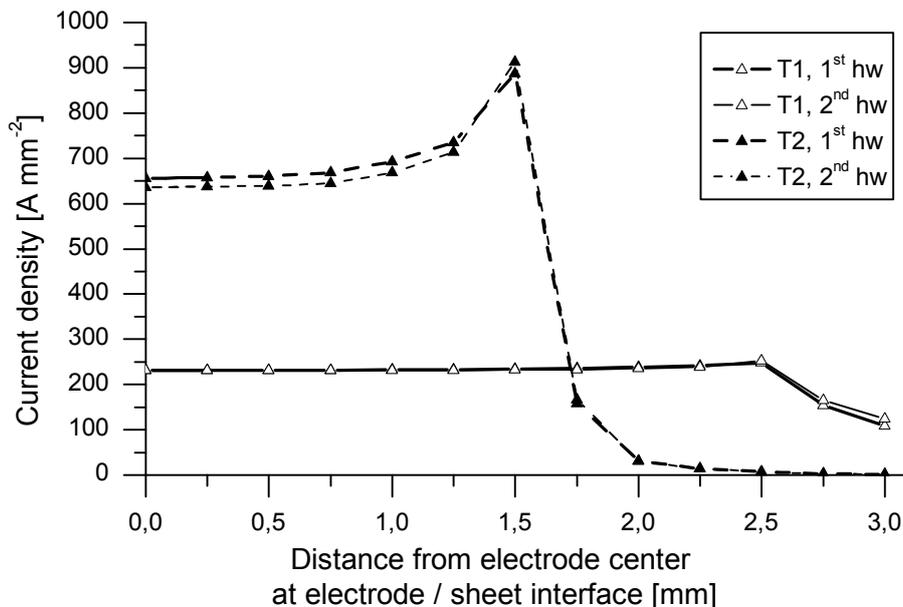


Figure 4: Current density through the electrode contact surface for thermal simulations with original (T1) and modified (T2) approach.

The maximum temperature from simulations using the strong coupling procedures can be seen in figure 5. The lowest maximum temperature evolution occurs from the SD1 simulation, while the highest maximum temperature is taken from the S1 simulation. Melting did not occur in any of these simulations. An investigation into the contact surface will provide a better understanding of the trends in this graph.

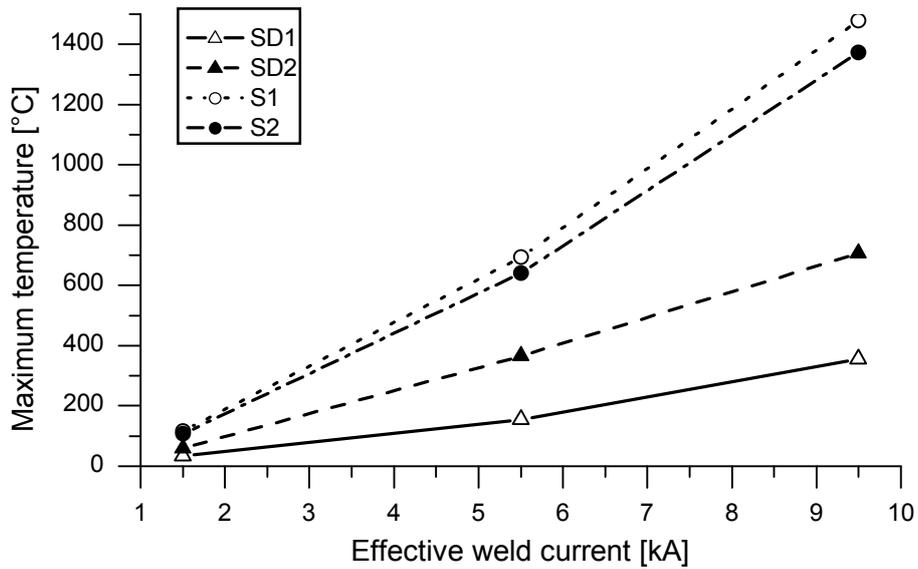


Figure 5: Maximum temperature from strong coupling simulations

Figure 6 displays the current density in the y-direction as a function of distance from the electrode center at the E/S interface at the times of the first and second half waves of current application. A number of important observations must be discussed in this curve.

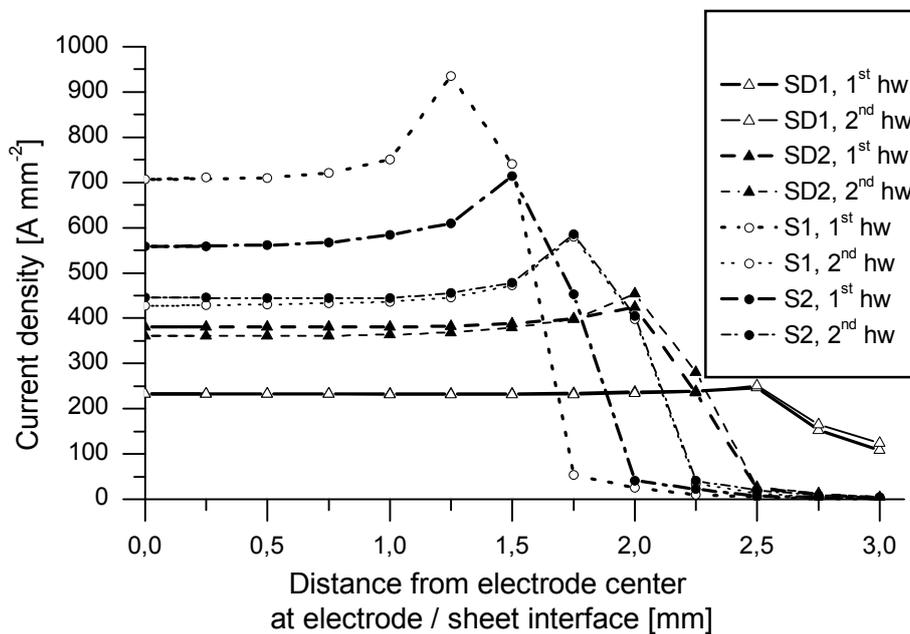


Figure 6: Current density through the electrode contact surface for strong coupling simulations

The discussion can be enhanced with the aid of figure 7, which plots the evolution of electrode contact radii from all simulations. Here, the electrode contact radius is taken at the last node current density flow. There is no increase in electrode contact radii for the thermal simulations

T1 and T2, because no mechanical analysis is included. For the strong coupling simulations, an increase in the electrode contact radius is related to a time where the mechanical coupling step occurs. However, this mechanical step can also occur without an increase in contact radius. It can be seen that the highest and lowest current density values in figure 6 are related to the smallest and largest values of electrode contact radii from figure 7, respectively.

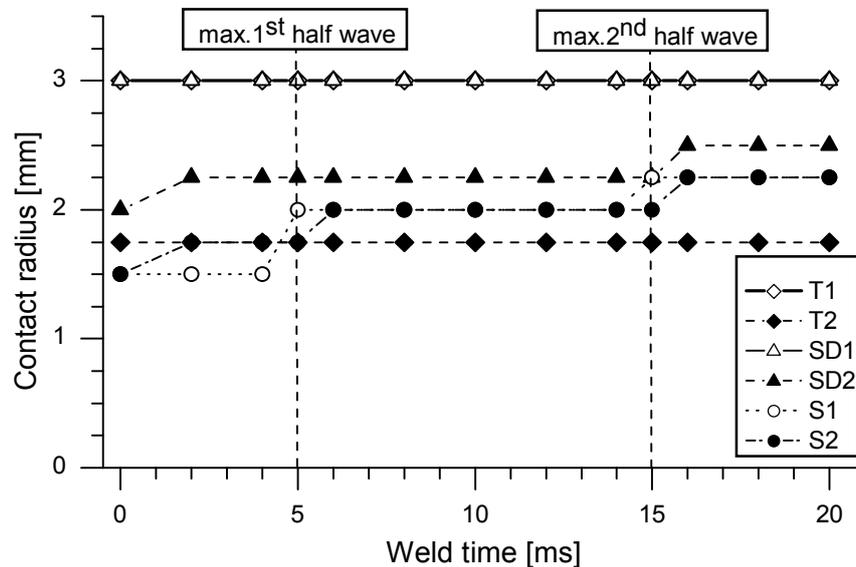


Figure 7: Evolution of electrode contact radius for all simulations

The two highest values of current density in figure 6, from S1 and S2, are from the first half wave of current application. However, these current density values decrease and are the same during the second half wave of current application. From figure 7, it can be seen that at 5 ms, which represents the time of the first half wave, the contact radius for S1 is greater than for S2. Thus, an increase in the electrode contact radius occurs at an earlier time in the welding process for the S2 simulation due to a faster iteration time for the mechanical calculation step. This greater contact radius explains a lower current density value in figure 6. At 15 ms, which represents the time of the second half wave of current application, the electrode contact radii are the same, leading to very similar values of current density.

Figure 8 plots the evolution of current density for both S simulations. It can be seen that the current density changes with the electrode contact radius. These curves schematically show the influence of coupling rate and simulation type on current density evolution during resistance spot welding. The coupling parameters at the E/S interface must be an integral part of the resistance spot welding simulation.

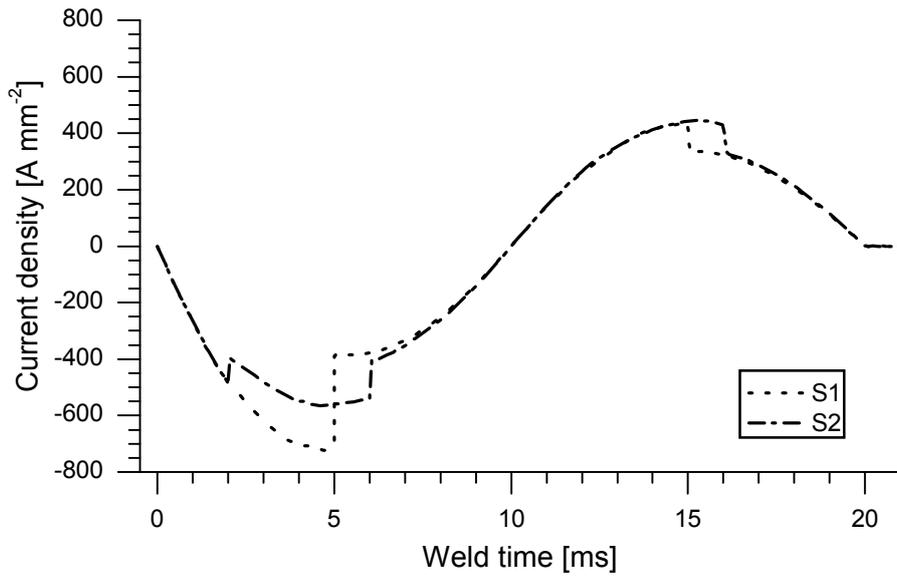


Figure 8: Evolution of current density for two strong coupled simulations at a current of 9.5 kA

5 Comparison to Experimental Results

An effort will now be made to compare the simulation results from all simulation types to the experimental data when welding double sheet DP600 steel. The radius of the heat affected zone (HAZ) is shown plotted against the effective weld current in figure 9 for both simulation and experimental data. It is seen that the experimental data for the HAZ radius fits very closely to the SD2 simulation at all investigated current values.

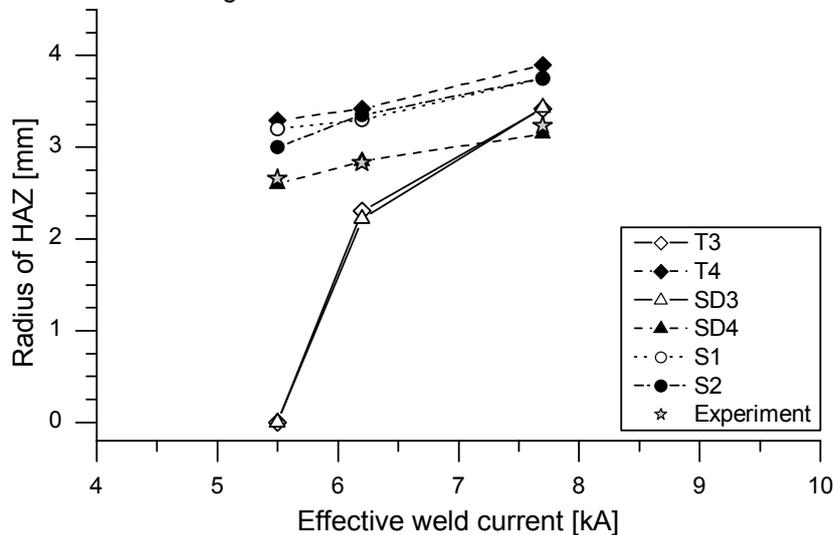


Figure 9: Comparison of HAZ to experiment for double sheet welding

Figure 10 plots the molten zone radius as a function of effective weld current for experimental and simulation results. The SD4 fits to the experimental data at higher values of weld current, but does not fit at 5.5 kA. However, similar to the HAZ comparison, the SD4 simulation is the best fit curve with regards to HAZ.

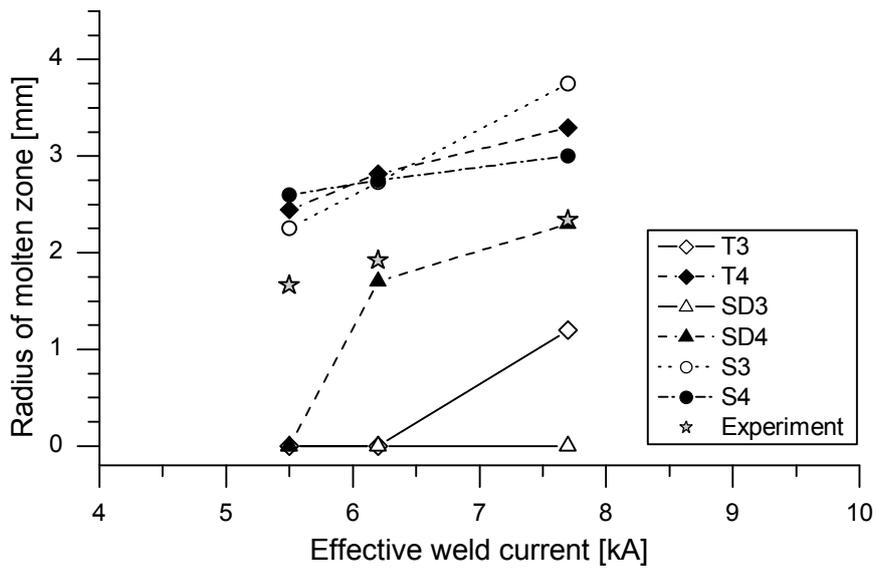


Figure 10: Comparison of molten zone radius to experiment for double sheet welding

A comparison of an experimental cross section to SD4 and to S4 at 6.2 kA is shown in figure 11. It is shown that the HAZ and the molten zone radius fit nicely to SD4. However, the shape of the weld nugget and thus the volume of the weld correspond to S4.

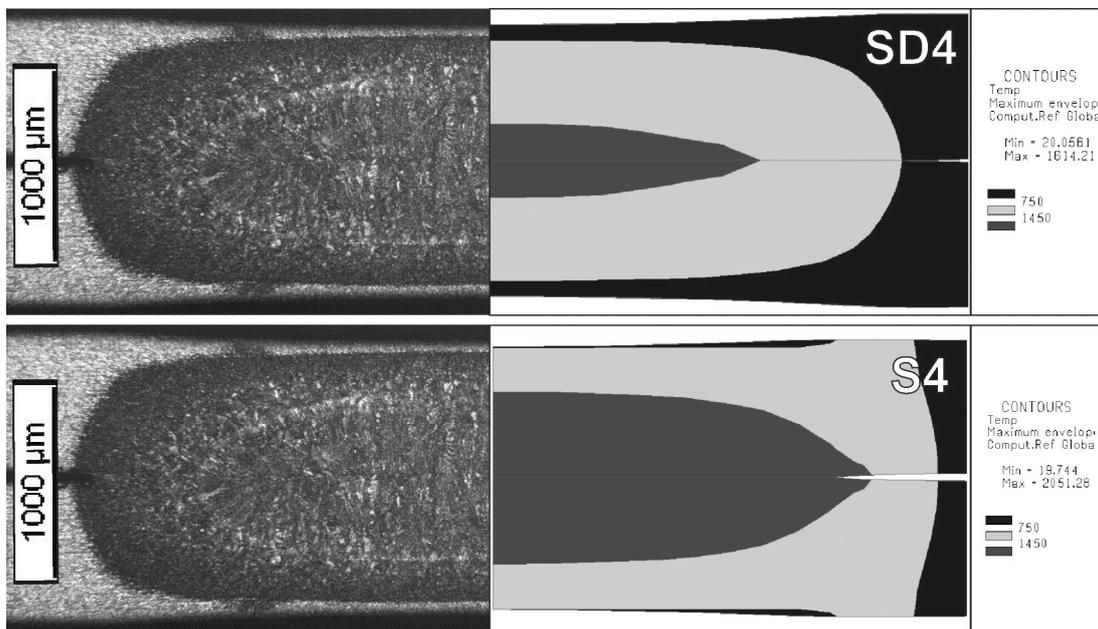


Figure 11: Comparison of experimental cross section to that of SD2 and SP2 at 6.2 kA

5.1 Discussion of validity of simulation

A few important factors must be discussed regarding the accuracy of the spot welding simulation.

It is clear that the new interface has made an improvement with the only thermal simulation due to the possibility of a new definition of initial electrode contact radius by the user defined threshold value for the electro-thermal contact. Perhaps an improvement in the input data could further improve the accuracy of the spot welding simulation.

It was previously determined [Galler and Ernst, 2009] that the real shape and values of the electrical contact resistance curves for DP600 uncoated steel are different than those used in the SYSWELD simulation. Since these values are very important to the weld nugget formation, this could be a very significant reason for the difference in weld nugget shape between the simulation and experimental data.

6 Conclusions

A new resistance spot welding interface was proposed which takes special consideration of the electro-thermal and mechanical coupling parameters at the E/S interface.

Resistance spot welding simulations were performed on single and double uncoated HTC600X dual phase steel using three different simulation types: thermal, strong coupling, and strong coupling distance controlled. Coupling parameters were changed to produce different evolutions of electrode contact radii during the spot welding simulations. It was determined that the electrode contact radius during welding plays a significant role in temperature evolution, and that small alteration in the contact parameter can significantly change the output temperature values during the simulation.

For the single sheet simulation, the thermal simulation with a constant contact radius (T2) produced the highest temperature values for one AC application. For the double sheet experiments, a strong coupling simulation, pressure controlled with the ratio of 0.25 produced the highest temperature values and the largest molten zone radii.

When comparing simulation to experimental results, the SD4 simulation was the best fit regarding the HAZ and molten zone radii due to the increased initial contact radius compared to the pressure controlled simulations. However, the shape of the nugget shows much better comparison to the strong pressure simulations. It is recommended, when comparing the HAZ and molten zone radii to experimental results, to use the SD simulation option. When comparing the volume and shape of the molten zone, it is recommended to use the strong pressure controlled simulation option.

It has to be noted that an increased contact radius can be taken into account as well for the pressure controlled simulation (mechanical contact equals the electro-thermal contact) by adjustment of the curvature of the electrode contact surface, which is a subject of further investigations to achieve more accurate results in radii and the shape of HAZ and molten zone as well.

7 Acknowledgements

The authors would like to thank the financial support of k-net JOIN, network of excellence for joining under the Federal Ministry of Economy and Labor, Austria. Also thank you to voestalpine Stahl GmbH, Linz, for providing material, assistance for the welding experiments and metallographic investigations..

8 Literature

ESI Group(2004), Spot Welding Advisor User's Manual, Paris, France.

ESI Group(2007), SYSTUS Heat Transfer Reference Manual, Paris, France.

Galler, M. and Ernst, W.(2009), "New method for measuring electrical contact resistance during resistance spot welding," 9th International Seminar on the Numerical Analysis of Weldability, Graz, Seggau Austria (in publication).

Feulvarch, E. et al(2006), "Resistance spot welding process: experimental and numerical modeling of the weld growth mechanisms with consideration of contact conditions," *Numerical Heat Transfer, Part A*, Vol. 49, pp. 345-367.

Khan, J. A. et al(1999), "Prediction of nugget development during resistance spot welding using coupled thermal-electrical-mechanical model," *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 4, No. 4, pp. 201-207.

Robin, V. et al(2002), "Numerical simulation of spot welding with special attention to contact conditions," *Mathematical Modelling of Weld Phenomena 6*, The Institute of Materials, London.

Srikunwong, C. et al(2005), "Influence of electrical-thermal physical properties in resistance spot welding modelling," *Mathematical Modelling of Weld Phenomena 7*, The Institute of Materials, London.

Einsatz der Schweißsimulation zur Verbesserung der Tragfähigkeitsberechnungen komplexer Stahlleichtbaustrukturen

Michael Workowski¹, Martin Vogt¹, Klaus Dilger¹

¹ Institut für Füge- und Schweißtechnik, Langer Kamp 8, Technische Universität Braunschweig, Deutschland
E-Mail: m.workowski@tu-bs.de

ZUSAMMENFASSUNG

Die vorgestellten Untersuchungen entstammen einem öffentlich geförderten Forschungsprojekt zur Verbesserung der Vorhersagegenauigkeit von Tragfähigkeitsanalysen komplexer Stahlbaukonstruktionen. Mit Hilfe der Schweißsimulation werden Randbedingungen für die Traglastberechnung, wie bspw. die schweißbedingten lokalen Strukturveränderungen sowie die globalen Bauteilverzüge, abgeschätzt. Beim betrachteten Bauteil handelt es sich um einen Knotenpunkt eines Fachwerkträgers, als typischer Vertreter der Stahlleichtbaustrukturen. Anhand vorangestellter Parameterstudien wird der Einfluss der Elemententeilung auf die berechneten Zielgrößen dargestellt. Im Folgenden wird im Rahmen der gezeigten Temperaturfeldberechnungen auf Modellierungsmethoden der tiefen und zugleich schmalen Einbrandform eingegangen. Den thermischen Berechnungen folgen mechanische Betrachtungen des transienten Bauteilverzugs.

1 Einleitung

Der Leichtbau gewinnt auch im Baubereich zunehmend an Bedeutung. Als maßgebliche Zielsetzung im Stahlbau gilt die Verbesserung der Tragfähigkeit ohne gleichzeitige Gewichtszunahme. Dies kann vorrangig durch geschicktes Konstruieren von komplexen Stahlleichtbaustrukturen, meist kalt verformt durch Abkanten oder Walzprofilieren des Ausgangsmaterials hergestellt, erreicht werden.

Vor dem Hintergrund der Kosteneinsparung für Bauteilversuche, werden heutzutage Tragsicherheits- und Verformungsanalysen sowie Optimierungsprozesse vermehrt an virtuellen Bauteilen durchgeführt. Hierfür wird das Bauteil über eine nichtlineare Finite-Elemente-Rechnung abgebildet. Gerade bei eingesetzten kalt umgeformten, profilierten Stahlblechen und Stahlleichtbauprofilen fließen die lokalen Bauteileigenschaften nur unzureichend mit in den Tragsicherheitsnachweis bzw. die Bauteiloptimierung mit ein. Dies führt dazu, dass eventuell vorhandene Traglastreserven nicht berücksichtigt werden. Untersuchungen haben gezeigt, dass die angestellten Berechnungen die durchgeführten Bauteilversuche bisher nur mit deutlichen Abweichungen abbilden können. Durch eine Vorschaltung der Schweißsimulation vor die Traglastberechnung sollen genauere Kenntnisse über den Einfluss der Schweißung auf das Tragverhalten erlangt werden. Die Schweißsimulation soll Aufschluss über die zu erwartenden lokalen Imperfektionen, wie dem sich einstellenden Verzug, sowie über die schweißbedingten Materialveränderungen geben. Diese so abgeschätzten lokalen Bauteileigenschaften werden im Anschluss als Randbedingung an die Traglastanalyse übergeben, um so zu verbesserten Aussagen bezüglich der Tragfähigkeit von Stahlleichtbaustrukturen beizutragen.

2 Untersuchte Bauteile und Ableitung des Knotenpunktes

Neben dem konventionellen Stahlbau werden heutzutage vermehrt Stahlleichtbaukonstruktionen eingesetzt. Eine Möglichkeit der Realisierung sehr großer Spannweiten (von ca. 15 bis 40 m) und hoher Tragfähigkeiten bei nur etwa 25 – 45 % des Gewichts herkömmlicher Stahlbaukonstruktionen bietet der untersuchte Fachwerkträger. Die vornehmlich als Dachbinderkonstruktion im Hallenbau eingesetzten Fachwerkträger werden zum Teil aus walzprofilierten Halbzeugen hergestellt. Vorangegangene Untersuchungen haben bei solchen Trägern die oben beschriebenen Unsicherheiten bei der Berechnung der Tragfähigkeit gezeigt.

Aufgrund der Größe als auch der Komplexität der Geometrie sind im Rahmen der Schweißsimulation Untersuchungen an der gesamten Struktur eines Fachwerkträgers nicht effizient durchführbar. Dies gilt für die angestrebten Versuche genau so wie für die Berechnungen mit Hilfe der Finite-Elemente-Methode. Die Untersuchungen beschränken sich daher auf den Knotenpunkt der aus typischem Baustahl der Güte S355 hergestellten Profile. Die daran betrachtete Schweißnaht ist eine einseitige linienförmige Kehlnaht, die mit dem MAG-Verfahren in Wannenlage ausgeführt ist. Sie liegt in einem vorher kalt umgeformten Bereich des Bauteils.

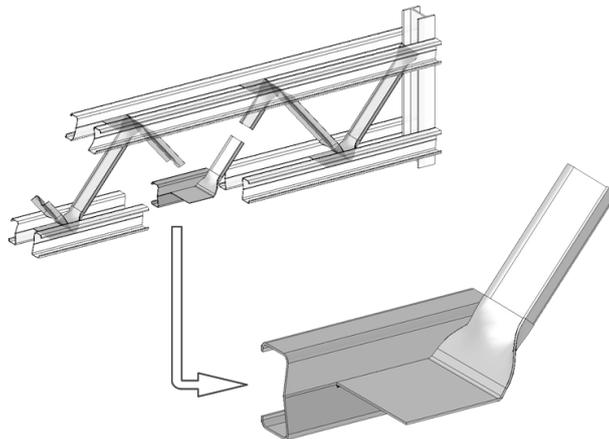


Abbildung 1: untersuchter Knotenpunkt eines Fachwerkträgers

3 Experimentelle Versuchsdurchführung am Knotenpunkt

Die Simulation des Schweißprozesses wurde unter Zuhilfenahme der Wärmeleitmodelle durchgeführt. Zur Vorbereitung der für die Anwendung der Wärmeleitmodelle unerlässlichen Anpassung der gewählten Ersatzwärmequelle werden im Vorfeld Schweißversuche am realen Bauteil durchgeführt. Die Ermittlung des transienten Temperaturfeldes erfolgt mit Hilfe von auf die Oberfläche der Fügeteile aufbrachten Thermoelementen. Sowohl das Gurtprofil als auch die Diagonale werden mit jeweils 4 Thermoelementdrähten (Typ K) mit einem Durchmesser von 0,5 mm bestückt. Der zulässige Messbereich dieser Thermoelementdrähte liegt zwischen -270 °C und +1300 °C. Die Elementpaarungen sind in einem Abstand von 2 mm, 7 mm, 14 mm und 21 mm auf einer Linie senkrecht zur Schweißnaht auf den Bauteilen angebracht. Zur Absicherung der Messwerte wurden mehrere mit Thermoelementen bestückte Bauteile verschweißt und die Temperaturen zeitabhängig aufgezeichnet.

Um die Übertragbarkeit der Ergebnisse auf die Gesamtstruktur des Fachwerkträgers zu ermöglichen, sollen die durchgeführten Schweißversuche mit möglichst nah an der industriellen

Fertigung angelehnten Parametern erfolgen. Im Versuch wird mit einem Schweißstrom von 310 A bei einer Spannung von ca. 31 V gearbeitet. Die Schweißgeschwindigkeit beträgt 60 cm/min, der Vorschub des gewählten G3Si1- Schweißdrahts 14,4 m/min. Als Schutzgas wurde ein Mischgas bestehend aus 91 % Argon, 5 % Kohlendioxid und 4 % Sauerstoff verwendet.

Parallel zu den Temperaturfeldmessungen wurde während der Schweißversuche transient der Bauteilverzug gemessen. Hierzu wurden an verschiedenen, für die Bewertung des Verformungsverhaltens interessanten Stellen des Bauteils induktive Wegaufnehmer angebracht. Diese ermitteln während des Schweißprozesses Verschiebungen des Bauteils mit einer Genauigkeit im hundertstel Millimeterbereich. Die ermittelten transienten Verzüge sowie die sich einstellenden Endverzüge sollen der Validierung der erstellten Berechnungsmodelle dienen. Abbildung 2 stellt die an zwei Stellen gemessenen Verzüge beispielhaft dar. Aus den einzelnen Messungen ergibt sich ein Streubereich des Endverzugs von etwa 0,2 mm. Somit ist sichergestellt, dass die Versuche reproduzierbare Ergebnisse liefern.

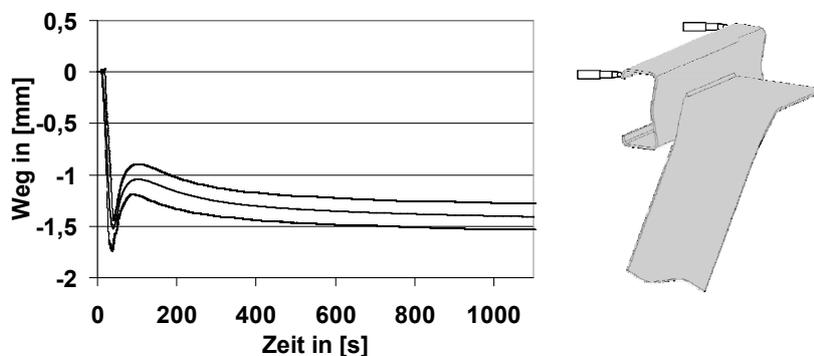


Abbildung 2: gemessene Verzüge am Obergurt des Knotenpunkts

4 Numerische Versuchsdurchführung

4.1 Modellierung und Vernetzung

Die im Versuch verwendeten Schweißproben wurden in detailnahe CAD- Modelle überführt. Die modellierten Geometrien wurden ausschließlich mit hexaedrischen Volumenelementen vernetzt. Die Schweißnaht wurde mit acht Elementen über ihre Breite vernetzt. Bei dieser Elementierung, so ergab eine vorangestellte Konvergenzstudie, ist mit zuverlässigen Ergebnissen zu rechnen. Im Rahmen dieser Studie wurde ein 75 mm langer Ausschnitt der Kehlnaht mit unterschiedlich feinen Netzen versehen. Die verwendeten Randbedingungen wie bspw. die Lagerung wurden ebenso wie die Parameter der verwendeten Ersatzwärmequelle nicht variiert, sodass ausschließlich der Einfluss der Vernetzung auf die Berechnungsergebnisse aufgezeigt werden konnte. Zur Auswertung wurden die berechneten Temperaturen, Verzüge und Eigenspannungen an definierten Knoten transient verglichen. Bezüglich der berechneten Temperaturen konnte keine bzw. nur eine sehr geringe Abhängigkeit von der verwendeten Elementgröße ermittelt werden. Leichte Unterschiede ergaben sich bei den erreichten Maximaltemperaturen, in Abbildung 3 beispielhaft für einen 1 mm von der Naht entfernten Knoten dargestellt. Ab einer Elementierung von sechs Einteilungen über die Nahtbreite kann jedoch von konvergierten Ergebnissen ausgegangen werden. Ein ähnliches Bild ergibt sich aus dem Vergleich der Bauteilverzüge. Auch hierbei minimieren sich die bereits geringen Unterschiede zwischen den berechneten Kurven ab einer Einteilung mit sechs Elementen.

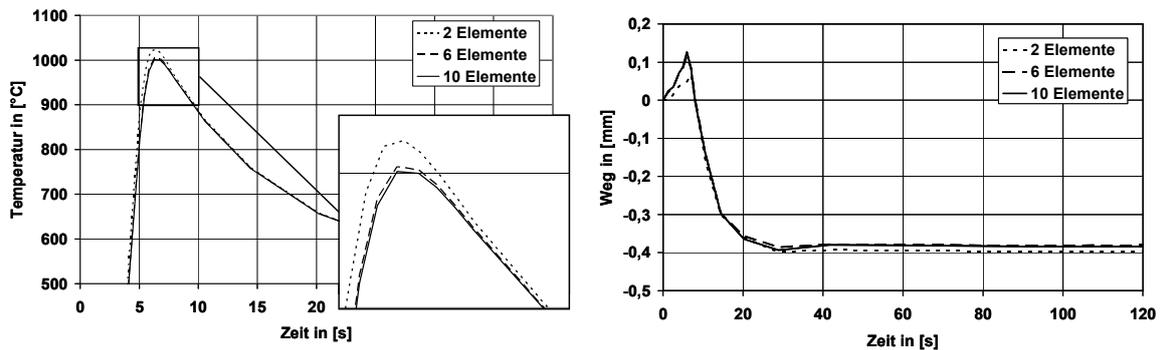


Abbildung 3: Berechnete transiente Temperaturen und Verzüge für ausgewählte Knoten der verglichenen Modelle

Ein ähnliches Bild ergab sich für die berechneten Eigenspannungsverteilungen. Ab einer Vernetzung mit sechs Elementen über die Schweißnaht zeigt sich auch hierbei kein wesentlicher Einfluss des Netzes auf die Zielgröße mehr. Aufgrund der besseren Handhabbarkeit wurden im Modell über die Nahtbreite acht Elemente vorgesehen.

Abbildung 4 zeigt das für die folgenden Berechnungen verwendete Modell des Knotenpunkts eines Fachwerkträgers. Die durch die feine Elementierung im Schweißnahtbereich bedingte Netzaufweitung zu den Randbereichen der Struktur wurde ebenfalls mit hexaedrischen Elementen vorgenommen. Bei der Materialdefinition wurde auf die in SYSWELD temperatur- und phasenabhängig hinterlegten Werkstoffkennwerte des Baustahls S355 J2G3 zurückgegriffen.

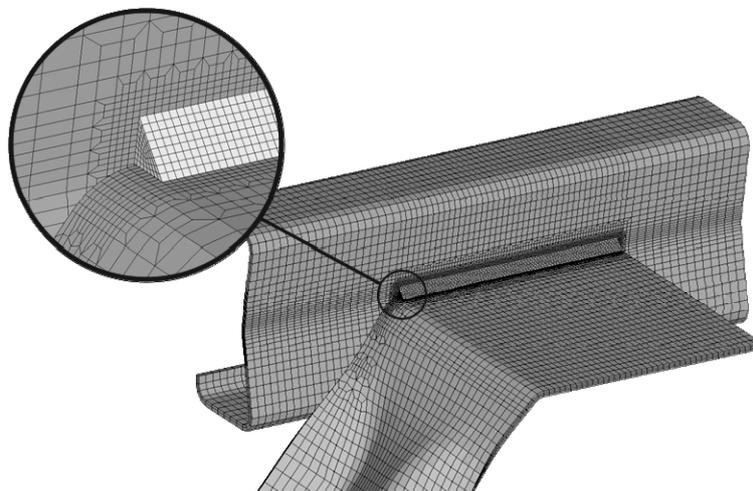


Abbildung 4: vernetzte Struktur des untersuchten Knotenpunkts

4.2 Berechnung

Zur Abbildung des im Versuch verwendeten MAG-Schweißverfahren wurde für die Berechnungen eine doppelellipsoide Ersatzwärmequelle nach Goldak verwendet. Durch umfangreiche Variationsrechnungen konnte für die Ersatzwärmequelle eine Parameterkombination gefunden werden, mit der die an verschiedenen Stellen

(unterschiedlicher Abstand zur Naht) des Bauteils experimentell ermittelten und berechneten Temperatur- Zeit- Verläufe nur geringe Abweichungen zeigen (siehe Abbildung 5).

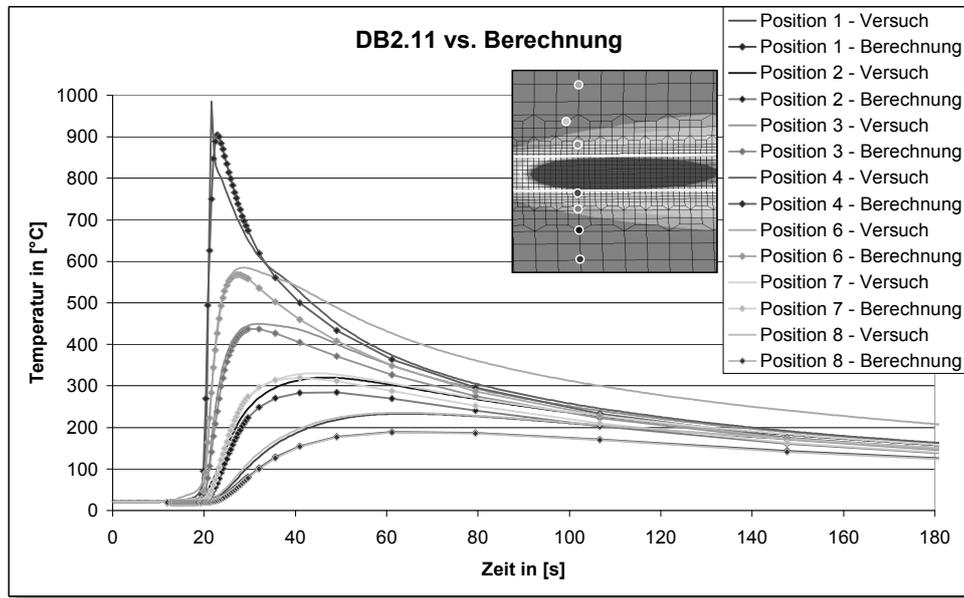


Abbildung 5: Vergleich der berechneten und experimentell ermittelten Temperatur- Zeit- Verläufe

Für die verwendete Geometrie wurde die Annahme getroffen, dass die Fügeteile vor dem Schweißprozess nicht miteinander verbunden sind. Daher wurden auch im berechneten Modell die im Fügespalt befindlichen Knoten der beiden Fügeteile nicht vereint, sondern übereinandergelegt. Aus diesem Modellaufbau resultiert jedoch, wie Abbildung 6 zeigt, eine deutliche Unregelmäßigkeit im berechneten Schmelzbad. Die Grenzfläche zwischen den Fügeteilen ist erkennbar. Eine angestellte Vergleichsrechnung zwischen dem bisher verwendeten Berechnungsmodell, einem Modell mit vereinten Knoten sowie einer Version in der eine Elementreihe im Fügespalt als Zusatzmaterial definiert war hat gezeigt, dass das Verbinden der Fügeteile eine deutlich homogenere Wärmeverteilung über den Querschnitt zur Folge hat. Auf den berechneten transienten Temperaturverlauf an der Oberfläche der Bauteile hat die Vereinigung der Knoten nur geringen Einfluss. Bei unveränderter Wärmequelle variieren die Spitzentemperaturen an den Messstellen nur um wenige Grad, was in anbetracht der Ungenauigkeiten beim Vergleich mit den experimentell ermittelten Werten vernachlässigbar ist.

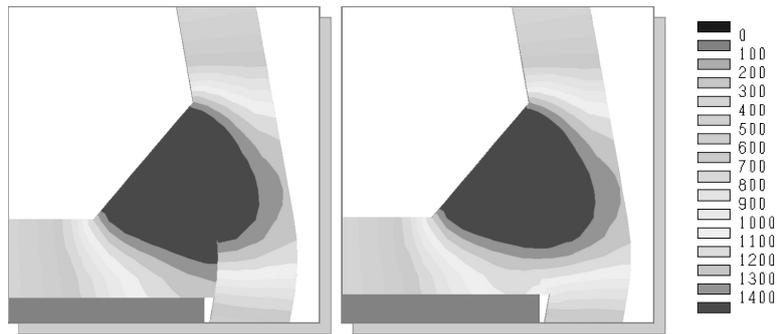


Abbildung 6: berechneter Schmelzbereich bei nicht verbundenen (links) und verbundenen (rechts) Fügeteilen

Der eintretende Verzug des Bauteils wird durch die Verbindung der Knoten im Fügespalt beeinflusst. Hierbei hat sich gezeigt, dass das Modell mit verbundenen Knoten geringere Verzüge aufweist. Die Definition einer Elementreihe als Zusatzmaterial, welches vor dem Passieren der Wärmequelle keine Festigkeiten besitzt und nach der Erwärmung umwandelt hat sich als geeignet für die folgenden Untersuchungen erwiesen.

Vergleicht man das berechnete Schmelzbad mit einem der real geschweißten Probe entnommenem Makroschliff, so fällt auf, dass mit den gefundenen Wärmequellenparametern die Breite der Schmelzzone gut abgebildet werden kann. Die berechnete Schmelzzonegeometrie bildet die Einbrandform mit Ausnahme der aus der Verwendung eines argonhaltigen Gases resultierenden, fingerförmigen Ausprägung an der Nahtwurzel ausreichend genau ab. Eine Variation der Parameter der Ersatzwärmequelle hat sich zur Anpassung der Schmelzbadform als nicht geeignet gezeigt. Vielmehr musste, um die vergleichbar tiefe und schmale Schmelzzone des Versuchs nachzubilden, die mit Wärme beaufschlagte Elementgruppe (LOAD) verändert werden. Hierzu werden gleichermaßen Elemente an den Flanken der Schweißnaht ab- sowie zusätzliche Elemente im Bereich der Nahtwurzel ausgewählt auf die die Energie aufgebracht wurde. So konnte, wie in Abbildung 7 dargestellt, eine bessere Übereinstimmung zwischen der berechneten Schmelzisotherme und dem angefertigten Schliff erreicht werden.

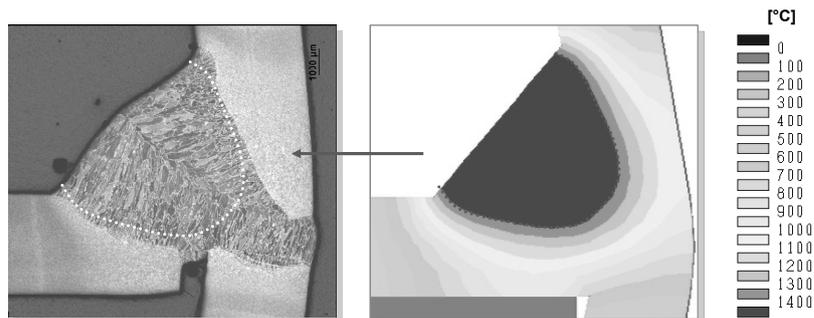


Abbildung 7: Vergleich der berechneten Temperaturverteilung mit einem der Probe entnommenen Makroschliff

Allein durch die Veränderung der mit Wärme beaufschlagten Elementgruppe konnte das berechnete Temperaturfeld zwar deutlich angenähert werden, die Einschweißtiefe des Versuchs war in der Berechnung jedoch nicht erreichbar. Durch die Ergänzung einer weiteren, deutlich energieärmeren Wärmequelle, welche entlang der Nahtwurzel parallel zur eigentlichen Wärmequelle mit durch das Bauteil geführt wurde, konnte die berechnete Schmelzbadtiefe

vergrößert werden. Vergleiche der resultierenden Verzüge haben gezeigt, dass diese Veränderung der Wärmeeinbringung nur minimale Auswirkung auf die gewünschten Berechnungsziele hat. Für die folgenden Untersuchungen wurde daher auf diese deutlich zeitintensivere Berechnungsvariante verzichtet und vereinfacht mit der vorher angepassten Ersatzwärmequelle gearbeitet.

4.3 Ergebnisgrößen für die Tragfähigkeitsberechnung

Ziel des Projektes ist es die mit Hilfe der Schweißsimulation ermittelten Bauteilveränderungen an die die Berechnungen bezüglich der Tragfähigkeit komplexer Strukturen zu übergeben. Neben den lokalen Strukturveränderungen ist vor allem das globale Verformungsverhalten von Interesse. An die bisher durchgeführte Temperaturfeldberechnung schließen daher strukturmechanische Betrachtungen zur Abschätzung des zu erwartenden Verzugs an. Hierfür werden drei verschiedene Szenarien mit unterschiedlichen Lagerbedingungen untersucht, Die daran ermittelten Ergebnisse werden in anschließende Traglastanalysen unterschiedlich stark eingebunden. In allen drei berechneten Modellen zeigt sich der Winkelverzug (ca. 1°) zwischen dem ebenen Teil der Diagonalen und dem Gurtprofil als dominierende Verformungsart. Ein leichtes Verbiegen des Gurtprofils von etwa 0,4 mm senkrecht zur Trägerlängsrichtung trägt ebenfalls zum Gesamtverformungsverhalt bei (siehe Abbildung 8).

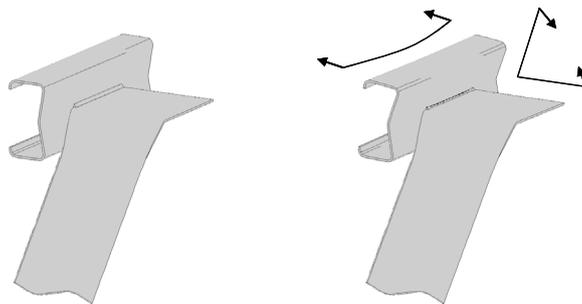


Abbildung 8: links: unverformtes Modell; rechts: Bauteilendverzug nach vollständiger Abkühlung (überhöht dargestellt)

Ein weiteres Modell, welches mit den Randbedingungen der Probeschweißung versehen wurde, dient der Validierung der Berechnungsergebnisse. Aus dem Vergleich der berechneten und gemessenen Verzüge dieses Modells ergibt sich jedoch weiterer Forschungsbedarf, vor allem bezüglich der Abbildungsmöglichkeit der im Versuch verwendeten Einspannungen.

5 Danksagung

Das IGF-Vorhaben IGF-Nr. 287 ZBG / Fst. 1 der Forschungsvereinigung Stahlanwendung e.V. – FOSTA, Düsseldorf, wurde über die AiF im Rahmen des Programms zur Förderung der industriellen Gemeinschaftsforschung und -entwickeln (IGF) vom Bundesministerium für Wirtschaft und Technologie aufgrund eines Beschlusses des Deutschen Bundestages gefördert.

Zur effizienten Einbindung der Schweißsimulation in die Produktionsplanung und die Produktentwicklung

Dmitrij Tikhomirov, Lars Schmidt und Gerd Eßer

*INPRO mbH, Hallerstraße 1, 10587 Berlin, Deutschland
E-Mail: dmitrij.tikhomirov@inpro.de*

ZUSAMMENFASSUNG

Die weltweite Wirtschafts- und Finanzkrise stellt das produzierende Gewerbe vor neue Herausforderungen. Zur Erhöhung ihrer Wettbewerbsfähigkeit sind die großen Automobilkonzerne angehalten, die Produktentwicklungszeiten bei steigenden Qualitätsanforderungen deutlich zu senken. Insbesondere die Zeiträume für die Planung der Produktionsprozesse sind stark eingeschränkt.

In diesem Beitrag wird darauf eingegangen, wie mit Hilfe numerischer Simulationen die Planungsprozesse beschleunigt werden können. Die Rolle der Schweißsimulation in der Produktionsplanung wird anhand einiger Anwendungen aus dem Automobilbereich diskutiert. Es wird gezeigt, dass durch eine frühzeitige Ermittlung des Schweißverzugs die Produktionsschritte sicherer geplant werden können und dadurch die Anzahl von Prototypen reduziert werden kann.

1 Einleitung

Mit Einführung höher- und hochfester Stähle und der damit verbundenen Reduktion der Blechdicken in der Automobilindustrie und anderen Industriebranchen gewinnt das Problem des Schweißverzugs immer mehr an Bedeutung. Fügeverfahren mit hohem Energieeintrag wie das Schweißen führen zu irreversiblen lokalen Veränderungen des Werkstoffs, was sich in globalen Deformationen der gefügten Bauteile widerspiegelt. Dabei können Toleranzanforderungen an die gefügten Baugruppen verletzt werden. Dies hat zur Folge, dass möglicherweise größere Spalte beim Zusammenbau der Komponenten überbrückt werden müssen. Insbesondere kann die Anwendung von hochpräzisen Schweißverfahren, wie dem Laserschweißen, dabei ohne vorherige Nacharbeit problematisch sein. Dies erhöht die Kosten der Produktion, verbraucht wertvolle Zeit vor den Bauteilfreigaben und erzeugt zusätzlich Eigenspannungen in den zusammengebauten Strukturen. Alle diese negativen Auswirkungen der Nacharbeit können ganz oder teilweise eliminiert werden, wenn bereits während der Produktionsplanung die entstehenden Schweißverzüge bekannt sind und entsprechend berücksichtigt werden.

Die konventionellen Maßnahmen zur Schweißverzugsminimierung in der Planung umfassen die Optimierung der Schweißfolge und die Veränderung der Spannbedingungen. Das Auffinden der optimalen Kombination aus Schweißfolge und Spannbedingungen für komplexe großflächige Bauteile mit mehreren Schweißnähten ist nicht trivial und erfordert viele Versuche an Realbauteilen. Häufig sind diese Maßnahmen allein jedoch ebenfalls nicht ausreichend. Eine weitere Verzugsreduktion kann durch den Einsatz spezieller Kühlungsmaßnahmen erreicht werden. Diese sind allerdings unter Umständen sehr teuer und in der Serienfertigung kaum realisierbar. Da es in der Fertigung noch weitere Randbedingungen gibt, die bei der Prozessauslegung berücksichtigt werden müssen, wie beispielsweise Einhaltung von Taktzeiten, Restriktionen bei der Zugänglichkeit einzelner Schweißnähte oder Gewährleistung der optimalen Roboterlastung und Vermeidung von möglichen Roboterkollisionen, ist die Ermittlung der optimalen Konditionen für eine verzugsarme Schweißung nicht einfach. Die

Aufgabe der Schweißverzugsreduktion in der Fertigung ist stets in Kombination mit anderen technologischen und organisatorischen Anforderungen zu betrachten, wobei die optimalen Randbedingungen für verzugsarme Fertigung in der Praxis umsetzbar sein müssen.

Können die Bauteiltoleranzanforderungen durch Planungsmaßnahmen nicht erfüllt werden, so ist es notwendig, die Konstruktion der Einzelteile zu ändern. Dies bringt allein einen hohen Aufwand mit sich, weil dann meist auch die Werkzeuggeometrien für die Umformwerkzeuge geändert und diese erneut hergestellt werden müssen. Solche Iterationsschleifen in der Produktion erhöhen vielfach Produktionszeit und -kosten. Hier kann die numerische Simulation eine bedeutende Hilfe leisten. Wenn die entstehenden Schweißverzüge frühzeitig mittels Simulation ermittelt werden, können die Änderungen der Einzelteilgeometrien bereits in den frühen Planungsphasen berücksichtigt werden, noch vor der Herstellung der Umformwerkzeuge.

Dieser Beitrag besteht aus den folgenden Kapiteln: Kapitel 2 beschreibt die Anforderungen der Produktionsplanung an Simulationstools. Kapitel 3 gibt einen kurzen Überblick über Schweißsimulationsmodelle. Das neue Softwaretool WeldPlanner wird in Kapitel 4 beschrieben. Einige industrielle Anwendungen des Tools werden in Kapitel 5 vorgestellt und diskutiert. Die Zusammenfassung findet sich im Kapitel 6.

2 Anforderungen der Produktionsplanung an Simulationstools

Die Anforderungen an Qualität und Effizienz der Produktionsplanung nehmen seit vielen Jahren kontinuierlich zu [Schenk and Wirth, 2004]. Um diesem wachsenden Leistungsdruck gerecht zu werden, werden bereits seit den 1960'er Jahren computergestützte Planungshilfsmittel eingesetzt. Damals verwendete MRP-Systeme (Materials Requirements Planning) wurden zwischenzeitlich in aller Regel durch modernere ERP-(Enterprise Resource Planning) [Wagner and Monk, 2009], SCM-(Supply Chain Management) [Blanchard, 2007] oder APS-(Advanced Planning and Scheduling) [Günther and Beck, 2003] Systeme abgelöst. In den letzten Jahren ist nun ein klarer Trend zur immer stärkeren Vernetzung der genannten Systeme mit den Verfahren der Computersimulation von Fertigungsprozessen, beispielsweise Finite-Elemente-Simulation zu beobachten [Westkämper, 2009]. Die Vision einer weitgehend abgesicherten, durchgängigen digitalen Planung komplexer Fertigungsketten und der benötigten Produktionssysteme ist heute unter dem Stichwort "Digitale Fabrik" Gegenstand umfangreicher nationaler und internationaler Forschungsaktivitäten [Bär und Haasis, 2003].

Eine wesentliche Voraussetzung zur angestrebten Kopplung der digitalen Fabrikplanung und der computergestützten Prozesssimulation ist die Verfügbarkeit leistungsfähiger Simulationstools. Entscheidende Kriterien zur Bewertung der Leistungsfähigkeit sind dabei die Simulationsqualität, also die Aussagefähigkeit der Simulationsergebnisse in Bezug auf die Planung realer Fertigungsprozesse und der erforderliche Aufwand - in erster Linie der Zeitaufwand bei der Nutzung der Simulationssysteme in konkreten Planungsprojekten. Es werden daher für alle wesentlichen Fertigungsschritte Simulationstools benötigt, die einerseits den geforderten Leistungskriterien gerecht werden und andererseits eine prozesskettenübergreifende Kopplung der Einzelprozess-Simulationen ermöglichen (Stichwort: Durchgängigkeit).

In vielen Prozessketten der Produktion kommt der Fügetechnik eine besondere Bedeutung zu [Matthes und Riedel, 2003]. Durch das Zusammenfügen von Einzelteilen, die durch Ur- und Umformverfahren hergestellt werden, entstehen über mehrstufige Fügeketten komplexe Baugruppen. Ein Kernproblem bei der fügetechnischen Herstellung solcher Baugruppen stellen

vielfach thermisch induzierte Deformationen dar. Diese treten insbesondere beim Schweißen auf.

Vor dem Hintergrund ständig wachsender Genauigkeitsanforderungen besteht daher ein besonderer Bedarf an Werkzeugen zur computergestützten Simulation von Schweißverfahren. Diese müssen sich durch die folgenden Eigenschaften auszeichnen:

- gute Integrierbarkeit in die Routineprozesse der Produktionsplanung
- möglichst universeller Einsatz
- leichte Kopplung mit anderen Simulationsverfahren der Fertigungskette
- leichte Erlernbarkeit und hohe Benutzerfreundlichkeit
- kurze Simulationszeiten.

Das Softwaretool WeldPlanner, welches im Kapitel 4 vorgestellt wird, wurde unter Berücksichtigung dieser Kriterien entwickelt.

3 Modelle für die Schweißsimulation

Durch den Fortschritt der numerischen Methoden und der Modellierung ist die Schweißsimulation zu einer leistungsfähigen Unterstützungsmethode für die Prozessauslegung geworden. Vielfältige Modellansätze und Berechnungsverfahren wurden in den letzten Jahrzehnten entwickelt, um den steigenden Anforderungen an die Qualität der Untersuchungen der komplexen physikalischen Phänomene beim Schweißen gerecht zu werden. Eine grundlegende Aufteilung der Forschungsrichtungen der Schweißsimulation in Prozess-, Werkstoff- und Struktursimulation wurde von [Radaj, 1999] vorgenommen. In der industriellen Anwendung sind insbesondere die Ergebnisse der Struktursimulation - Verzug und Eigenspannungen - von Bedeutung. Eine umfangreiche Übersicht über den aktuellen Stand der Schweißsimulation kann beispielsweise aus dem [Cerjak et al., 2007] entnommen werden.

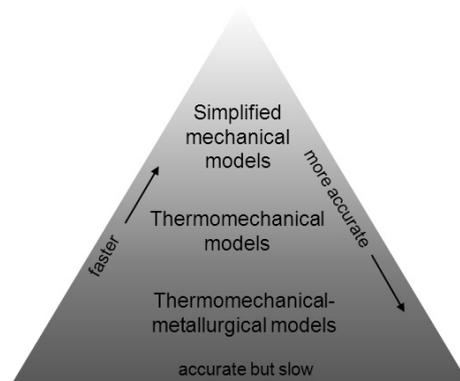


Abbildung 1: Schweißsimulationsmodelle

Für eine erfolgreiche industrielle Anwendung der Schweißsimulation muss die Ergebnisqualität und die Modellaufbereitungs- und Berechnungszeit für große Baugruppen die Anforderungen der Produktion erfüllen. Das ganze Spektrum der Schweißsimulationsmodelle ist in Abbildung 1 dargestellt. Die einfachsten Modelle mit minimaler Anzahl erforderlicher Werkstoffkennwerte und minimaler Rechenzeit sind rein mechanische Modelle [Tikhomirov et al., 2005]. Diese Modelle liefern meistens eine für die Produktionsplanung qualitativ ausreichende Verzugsvorhersage, welche die Basis für die Entscheidungen hinsichtlich Schweißplan darstellt.

Mehrere Varianten von unterschiedlichen Schweißfolgen und Spannbedingungen können in kürzester Zeit numerisch untersucht werden. Damit können die weiteren Entscheidungen hinsichtlich der erforderlichen Einspannung, der Roboteranzahl und der eventuell notwendigen konstruktiven Bauteilanpassung unterstützt werden.

Für eine detaillierte Untersuchung des Eigenspannungszustands und der Schweißnahtqualität können physikalisch fundierte thermomechanische und thermomechanisch-metallurgische Modelle verwendet werden, s. z.B. [Michaleris and DeBicari, 1997], [Pilipenko, 2001], [Zäh et al., 2004], [Ossenbrink et al., 2004], [Schenk et al., 2009]. Solche Modelle benötigen mehr Werkstoff- und Prozesskennwerte als Eingabeparameter und führen zu deutlich längeren Rechenzeiten. Deshalb ist die Anwendung solcher Modelle in der Produktionspraxis noch eingeschränkt. Meistens werden sie in der Forschung angewandt, insbesondere wenn neben dem Verzug noch die Eigenspannungen und die Phasenverteilung untersucht werden müssen.

4 WeldPlanner - ein Planungswerkzeug für die schnelle Schweißverzugsvorhersage

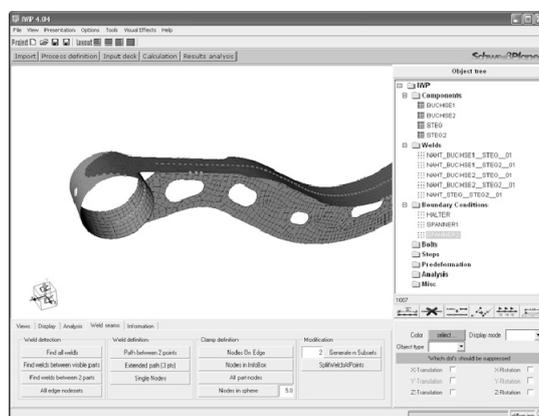


Abbildung 2: WeldPlanner - Benutzeroberfläche

Das Softwaretool WeldPlanner wurde von der INPRO in Kooperation mit der ESI Group für die Unterstützung der Produktionsplanung entwickelt. Mittlerweile ist dieses Tool Gegenstand der ESI-Softwarepalette geworden und wird von der ESI Group weltweit vertrieben.

Die Simulation mit dem WeldPlanner basiert auf den bereits vernetzten Geometrien (Finite-Elemente-Netze) der Bauteile. Es können sowohl Schalen-, als auch Volumenelemente verwendet werden. Solche FE-Netze sind üblicherweise in der frühen Entwicklungsphase bereits vorhanden, nachdem die ersten Festigkeitsberechnungen durchgeführt wurden.

Das Tool verfügt über eine automatische Schweißnahterkennung sowie mehrere Möglichkeiten zur eigenen Definition der Schweißnähte und -punkte. Für die Abbildung realitätsnaher Einspannbedingungen können mehrere Arten industrietypischer Spannbedingungen verwendet werden. Die Definition der Schweißfolge geschieht in Form eines Roboterplans, welcher üblicherweise in der Fertigungspraxis verwendet wird.

Mit dem WeldPlanner können Schutzgas-, Laser- und Punktschweißverfahren modelliert werden. Alle Einstellungen sind in einer anwenderfreundlichen graphischen Benutzeroberfläche (Abbildung 2) vorzunehmen. Nach der Definition des Schweißplans und der Spannbedingungen wird die Simulation mit dem ESI-Solver oder ABAQUS-Solver durchgeführt. Die berechneten Verzugsresultate werden in die Oberfläche importiert und können unter Verwendung von vielfältigen Visualisierungsoptionen dargestellt und analysiert werden. Sollte der berechnete

Schweißverzug außerhalb der geforderten Toleranzschranken liegen, muss der Anwender seinen Schweißplan verändern und eine neue Berechnung starten. Die Berechnungszeit variiert in Abhängigkeit von Bauteilgröße zwischen einigen Sekunden bis hin zu einigen Stunden. Die Rechenzeit der im Kapitel 5 vorgestellten Bauteile liegt jeweils bei etwa einer Stunde auf einem konventionellen PC-Prozessor.

Für die Abbildung des Schweißprozesses wird ein vereinfachtes Schweißersatzmodell verwendet. Deshalb erzeugt die Simulation zunächst vor allem eine qualitative Verzugsvorhersage. Es ist jedoch möglich, bei geeigneter Kalibrierung anhand von einfachen Tests, auch eine quantitativ belastbare Aussage zu treffen. Die Kalibrierung des Schweißersatzmodells berücksichtigt implizit das Schweißverfahren sowie die Breite der Schmelz- und der Wärmeinflusszone. Mit Hilfe von Probeschweißungen und Verzugsmessungen an einfachen Blechanordnungen kann die Breite des für die thermische Schrumpfung relevanten Blechbereiches festgestellt und in der nachfolgenden Simulation an Großbauteilen, die unter gleichen Bedingungen geschweißt werden, verwendet werden.

5 Ausgewählte Anwendungen des WeldPlanners

In diesem Kapitel sind einige Anwendungsbeispiele für den WeldPlanner in der Produktionsplanung der Automobilindustrie zusammengestellt. Diese Berechnungen wurden von INPRO durchgeführt [Tikhomirov et al., 2009]. Die vorgestellten Bauteile stammen aus den Bereichen Karosserie und Fahrwerk, aus welchen die meisten schweißverzugsrelevanten Bauteile der Automobilindustrie kommen. Aus Gründen der Geheimhaltung können hier nur Verzugstrends und keine Werte gezeigt werden.

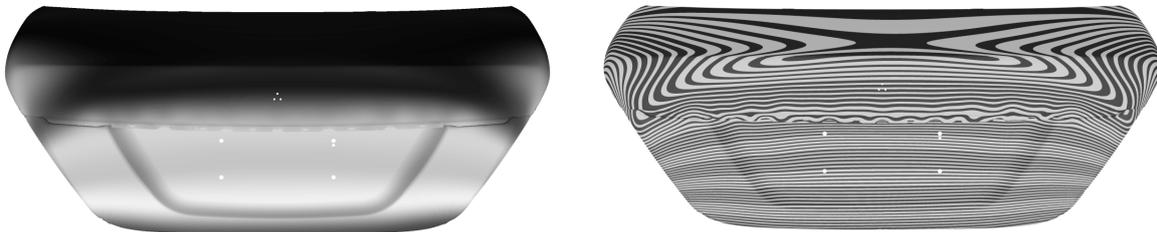


Abbildung 3: PKW-Heckdeckel: links - globaler Schweißverzug nach der Ausspannung, rechts - lokale Verzugsgradienten bei der Kleinskalendarstellung

Abbildung 3 zeigt das erste Beispiel. Hierbei handelt es sich um einen PKW-Heckdeckel eines Daimler-Fahrzeugs. Seine Komponenten werden aus Aluminiumblechen hergestellt und mit dem MIG-Verfahren verschweißt, wobei die Schweißfolge und die Spannbedingungen entsprechend den Angaben der Produktionsplanung verwendet wurden. Die Simulation wurde nacheinander für zwei Ausschweißstationen durchgeführt. Nach der Ausspannung erfolgte die Positionierung des Bauteils entsprechend der Lagerung in der Messvorrichtung.

Aus der Simulation erhält man den Verzugstrend und die Verzugsamplitude des Heckdeckels, s. Abbildung 3, links. Die Verzugswerte und -richtung wurden durch die Produktionsplanung bestätigt. Durch Verwendung der Kleinskalendarstellung des Verzugs konnte die unsichtbare lokale Welligkeit des Randes des oberen Blechs festgestellt werden (s. Abbildung 3, rechts). Dieses Phänomen tritt in der Praxis auch auf und wird dann durch entsprechende technische Maßnahmen beseitigt.

Ein anderes Beispiel für die Anwendung auf Karosseriestrukturen ist eine PKW-B-Säule von Volkswagen, Abbildung 4. Zur Gewährleistung der Crash-Performance wird die B-Säule häufig mit Elementen aus warmumgeformten Stählen mit hoher Streckgrenze verstärkt. Diese Verstärkung wird mit dem Innen- und Außenblechteilen mittels Laser-Steppnähten verbunden. In vielen Fällen kann der Verzug der gesamten B-Säule nur unter Verwendung der Vorhaltung während des Schweißens hinreichend reduziert werden. Dabei wird die gesamte B-Säule in der Gegenrichtung zum erwarteten Verzug vor dem Schweißen vorverformt und während des Prozesses festgehalten. Nach der Ausspannung weist das Bauteil einen niedrigeren Verzug auf als ohne diese Maßnahme. Die Vorhaltung sowie die realen Einspannbedingungen aus beiden Ausschweißstationen wurden bei der Simulation berücksichtigt.

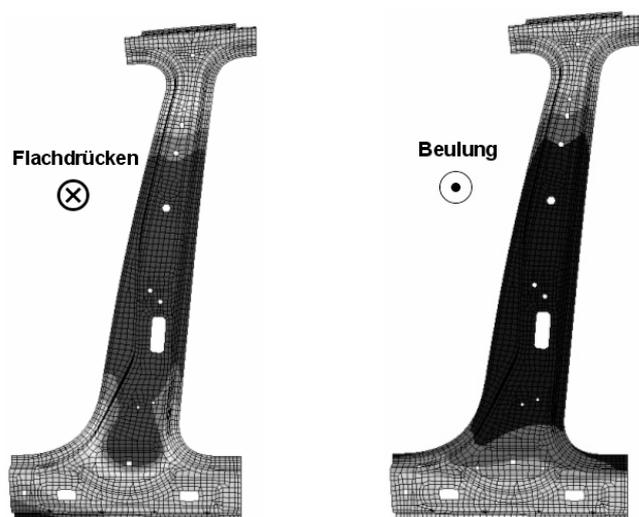


Abbildung 4: PKW-B-Säule: links - Deformation der B-Säulenverstärkung bei der Vorhaltung, rechts - Verzug nach dem Schweißen und der Ausspannung

Basierend auf den Ergebnissen einer Schweißverzugssimulation können die Amplitudenwerte für die Vorhaltung ermittelt werden. Die Verzugswerte und -richtungen für dieses Bauteil stimmten laut Messungen an Prototypen gut überein.

Bei der Untersuchung von Fahrwerksbauteilen werden manchmal Schalen- und Volumenelemente verwendet. Als Beispiel eines Fahrwerksbauteils ist im Folgenden eine PKW-Verbundlenkerachse von ThyssenKrupp (Abbildung 5) vorgestellt. Die beiden Halbschalen der Verbundlenkerachse sind mit Schalenelementen vernetzt, die Seitenplatten mit Volumenelementen. Die Lage der Seitenplatten definiert den Sturz und die Spur der gesamten Achse und unterliegt daher besonders engen Toleranzanforderungen. Die Einzelteile werden mit dem MAG-Schweißverfahren gefügt.

Auch in diesem Fall wurde ein Abgleich zwischen Simulation und Messung durchgeführt. Beide wesentlichen Verzugsmoden - Schrumpfung der Achse und Verdrehung beider Seitenplatten - wurden korrekt erfasst, die Abweichung von experimentellen Werten war akzeptabel. Die Vorhersage von Sturz und Spur war ebenfalls korrekt. Die Einhaltung der engen Toleranzkriterien an Sturz und Spur stellen die wichtigsten Maßhaltigkeitsanforderungen an die Verbundlenkerachse dar.

Die Validierung des Softwaretools WeldPlanner erfolgte anhand zahlreicher weiterer Bauteile aus dem Karosserie- und Fahrwerksbereich, welche in diesem Beitrag nicht gezeigt werden konnten. Neben der Vorhersage des Schweißverzugs bei gegebener Schweißfolge und Spannbedingungen wurden weitere Empfehlungen für die Produktionsplanung ausgearbeitet. Diese umfassen die Optimierung der Schweißfolge bezüglich des minimalen Verzugs sowie die Untersuchung des Einflusses der Spannbedingungen auf den Verzug und die Optimierung der Spannpositionen.

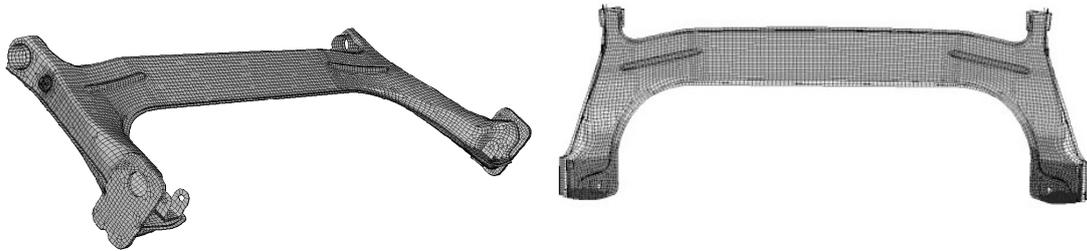


Abbildung 5: PKW-Verbundlenkerachse: links - Bauteil mit Schweißnähten, rechts - undeformiertes FE-Netz und deformiertes Bauteil mit der Verzugsdarstellung

6 Zusammenfassung

Die frühzeitige Abschätzung und Minimierung von Schweißverzug stellen wichtige Herausforderungen in der industriellen Fertigungs- und Fügepraxis dar. Bei steigender Komplexität der Baugruppen und immer kürzeren Zeiträumen bis zum Start der Serienproduktion gewinnen robuste und produktionsgerechte Simulationstools für die Absicherung der Maßhaltigkeit gefügter Bauteile immer mehr an Bedeutung. Basierend auf einer frühzeitigen Abschätzung der thermischen Deformation können die Fertigung der Einzelteile besser und prozesssicherer geplant und die Anzahl der üblichen Prototypenschweißungen auf das Notwendigste reduziert werden.

Das in diesem Beitrag vorgestellte Softwaretool WeldPlanner stellt eine solche produktionsgerechte Lösung dar. Durch ihre intuitiv verständliche graphische Benutzeroberfläche und schnelle Schweißersatzmodelle entspricht diese Software den Anforderungen der Produktionsplanung und der Produktentwicklung. Zahlreiche durchgeführte Validierungsbeispiele belegen die Leistungsfähigkeit der Software.

7 Literatur

Bär, T. and Haasis, S.(2003), "Perspektiven für die Simulation", In Bayer, J. et al. (Hrsg.): *Simulation in der Automobilproduktion*, Springer-Verlag, Berlin.

Blanchard, D.(2007), *Supply chain management best practices*, John Wiley & Sons, New Jersey.

Cerjak, H., Bhadeshia, H., Kozeschnik, E.(Hrsg.)(2007), *Mathematical modelling of weld phenomena Band 8*, Verlag der Technischen Universität Graz.

Günther, H.-O. and Beck v., P.(2003), *Advanced planning and scheduling solutions in process industry*, Springer-Verlag, Berlin.

Michaleris, P., DeBiccari, A.(1997), "Prediction of welding distortion", *Welding Journal*, 76, pp.172-181.

Ossenbrink, R., Michailov, R., Wohlfahrt, H.(2004), "Numerical simulation of welding stresses and distortions under consideration of temporal and local changes of strain rate", *Journal de Physique*, 4, 169-175.

Pilipenko, A.(2001), *Computer simulation of residual stress and distortion of thick plates in multi-electrode submerged welding. Their mitigation techniques*, PhD thesis, Norwegian University of Science and Technology, Trondheim.

Radaj, D.(1999), *Schweißprozesssimulation. Grundlagen und Anwendungen*, DVS-Verlag, Düsseldorf.

Schenk, M. and Wirth, S.(2004), *Fabrikplanung und Fabrikbetrieb*, Springer Verlag, Berlin.

Schenk, T., Richardson, I.M., Kraska, M., Ohnimus, S.(2009), "A non-isothermal thermomechanical-metallurgical model and its application to welding simulations", *Science and Technology of Joining and Welding*, 14, pp.152-160.

Tikhomirov, D., Rietman, B., Kose, K., Makkink, M.(2005), "Computing of welding distortion: comparison of differently industrially applicable methods", *Advanced Materials Research*, 6-8, pp.195-202.

Tikhomirov, D., Weiher, J., Roll, K., Franz, T., Kröger, M.(2009), "Fast welding distortion prediction for the production planning in automotive industry", *DVS-Berichte Band 258*, Düsseldorf, pp. 90-94.

Wagner, B. and Monk, E.(2009), *Enterprise resource planning*, Course Technology Cengage Learning, Boston.

Westkämper, E.(2009), "Digitale Fabrik - Leitthema in der Produktionstechnik", *wt Werkstatttechnik online*, 99, p. 91.

Zäh, M., Auer, F., Roeren, S.(2004), Simulation of laser beam welding production processes, Proc. of the 3rd Int. CIMTEC Conference, Acireale.

Automatische Anpassung des Wärmeeintrags zur vereinfachten Temperaturfeldberechnung

Marcus Brand und Michael Luke

*Fraunhofer Institut für Werkstoffmechanik, Wöhlerstraße 11, Freiburg i. Br., Deutschland
Marcus.Brand@iwf.fraunhofer.de
Michael.Luke@iwf.fraunhofer.de*

ZUSAMMENFASSUNG

Zur Berechnung von Temperaturfeldern wird häufig eine Ersatzwärmequelle verwendet, deren Geometrieparameter, Verteilungsfunktion und Wärmestromdichte an Messungen angepasst werden müssen. Im Vergleich der Spitzentemperaturen von Temperatur-Zeit-Verläufen aus Messungen und Berechnungen kann die Wärmestromdichte in der Temperaturfeldsimulation angepasst werden. Es wird ein stabiles numerisches Verfahren vorgestellt, mit dem die Wärmestromdichte automatisch an die Messung angepasst werden kann. Das Verfahren wird im Anschluss auf ein Realbauteil angewendet.

1 Einleitung

Der Berechnung von Verzug und Eigenspannungen geht eine Temperaturfeldberechnung voraus, die als Wärmewirkung des Schweißens verstanden wird [Radaj, 2001]. Neben den temperaturabhängigen thermophysikalischen Materialdaten und den numerischen Modellen zur Umwandlung von schweißbaren Materialien ist die Wärmestromdichte häufig iterativ zu ermitteln, da Angaben über Streckenenergie, Leistungsdaten von Schweißmaschinen und deren thermische Wirkungsgrade nur ungenügend genau erfasst werden können. Der Wärmeeintrag wird in der Simulation i. d. R. über den Vergleich von Temperatur-Zeit-Verläufen ortsfest messender Thermolemente mit der Simulation durchgeführt. Die Spitzentemperaturen der Temperatur-Zeit-Verläufe aus Messung und Temperatur werden verglichen und bei Abweichungen die Wärmestromdichte erneut angepasst, bis eine definierte Abweichung zwischen Messungen und Rechnung unterschritten wird. Diese Anpassung der Wärmestromdichte kann zeitaufwändig sein, daher wurde im Rahmen des vom AiF geförderten Gemeinschaftsprojekts zur „Anwendungsnahen Schweißsimulation komplexer Strukturen“ eine SIL-Routine für den Programmcode Sysweld entwickelt, die selbständig die Anpassung des Wärmeeintrags bei vorhandenen Materialdaten, Vernetzung der Struktur und Umwandlungskinetik vornimmt.

2 Numerisches Verfahren zur Bestimmung der Wärmestromdichte

Als Folge der verteilten Wärmestromdichte innerhalb einer Ersatzwärmequelle ergibt sich ein Temperaturfeld. In transienten Temperaturfeldberechnungen wird dieses an einem ortsfesten Punkt repräsentativ als Temperatur-Zeit-Verlauf betrachtet. Diese kann direkt mit den Ergebnissen von Thermolementmessungen verglichen werden. Gesucht wird der Wärmeeintrag bzw. die Wärmestromdichte für die Ersatzwärmequelle in den Berechnungen. Zur Verfügung stehen gemessene Temperatur-Zeit-Verläufe quer zur Naht. Die Maximaltemperatur eines Temperatur-Zeit-Verlaufs steht dabei in direktem Zusammenhang mit der Wärmestromdichte. Eine Validierung der Berechnung mit Messungen lässt sich über den Ver-

gleich berechneter und experimentell erfasster Maximaltemperaturen von Temperatur-Zeit-Verläufen erzielen.

Da die thermophysikalischen Materialdaten temperaturabhängig und die Wärmeverluste abhängig von der Differenz der Proben temperatur zur Umgebungstemperatur sind, führt eine einmalige lineare Extrapolation der Temperatur einer Berechnung nicht zum Ziel. Vielmehr ist die gesuchte Wärmestromdichte iterativ zu bestimmen, wie in Abbildung 1 gezeigt ist. Die lineare Extrapolation der Temperatur, die sich aus einem frei wählbaren Startwert für die Wärmestromdichte ergibt, liefert als Schnittpunkt zwischen der Extrapolation der maximalen Temperatur des Temperatur-Zeit-Verlaufs am Knoten $T_{\max,i}$ und der zur erreichenden Spitzentemperatur des gemessenen Temperatur-Zeit-Verlaufs eine neue Wärmestromdichte q_{i+1} . Die Spitzentemperatur des gemessenen Temperatur-Zeit-Verlaufs wird in Abbildung 1 als Referenztemperatur definiert.

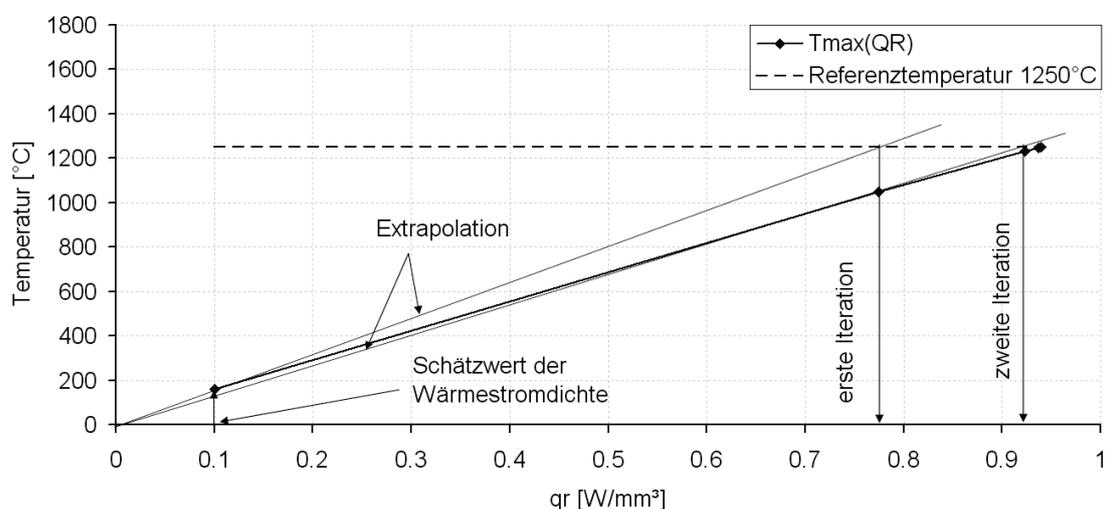


Abbildung 1: Extrapolationsverfahren zur iterativen Bestimmung der Wärmestromdichte bei zu kleinem Schätzwert der Wärmestromdichte

Jede Extrapolation einer berechneten Maximaltemperatur auf Referenztemperatur ergibt eine weitere Schätzung der Wärmestromdichte für die Referenztemperatur. Die Extrapolation erfolgt nach Gleichung 1.

$$q_{i+1} = \frac{T_{ref}}{T_{\max,i}} q_i \quad (1)$$

Ergibt sich aus der ersten Schätzung der Wärmestromdichte eine zu niedrig berechnete Temperatur $T_{\max,i}$, so wird die Wärmestromdichte, wie in Abbildung 1 gezeigt, vergrößert. Wird in der ersten Berechnung eine Temperatur oberhalb der Referenztemperatur berechnet, so wird die Wärmestromdichte nach Gleichung 1 verkleinert. Das Verfahren funktioniert analog zur Abbildung 1, wie in Abbildung 2 gezeigt ist. Bei der Verwendung von automatischen Zeitschrittinkrementieren kann die Maximaltemperatur aus den Stützwerten des berechneten Temperatur-Zeit-Verlaufs ungenau bestimmt werden und es können insbesondere in der Nähe der gesuchten Lösung Konvergenzprobleme auftreten. Zur Erhöhung der Stabilität wird eine Intervallschachtelung eingeführt, die prüft, ob die neu abgeschätzte Wärmestromdichte aus Gleichung 1 innerhalb des Intervalls liegt. Liegt die Schätzung außerhalb des Intervalls, wird der

Mittelwert des Intervalls als neuer Schätzwert für die Wärmestromdichte verwendet. Andernfalls ergibt sich die Schätzung aus Gleichung 1.

Das Intervall setzt sich aus den beiden besten Lösungen der Wärmestromdichte zusammen. Die Schätzungen, die die geringsten Temperaturdifferenzen aus berechneter und Referenztemperatur ergeben, bestimmen die Intervallgrenzen.

Gleichung 1 liefert eine konvergente Annäherung an die zu bestimmende Wärmestromdichte für beide Fälle, die während der Näherungsberechnung vorliegen können. Die Wärmestromdichte gilt als gefunden, wenn in der SIL-Routine eine definierte Abweichung zwischen Referenz- und berechneter Temperatur unterschritten wird. Abweichungen von weniger als 1K werden bereits nach wenigen Iterationsschritten erreicht, wie Tabelle 1 zeigt.

Das Extrapolationsverfahren zeigt eine schnelle Konvergenz, da die Suchfunktion keine lokalen Minima aufweist.

Tabelle 1: Konvergenzverhalten des Extrapolationsverfahrens für eine Referenztemperatur von 1250°C

Iteration	q_i	Berechnete Maximaltemperatur	q_{i+1}	Differenz zur vorherigen Lösung
0	0,1	161,4183	0,77438556	1088,5817
1	0,77438556	1048,6636	0,92306241	201,3364
2	0,92306241	1232,0408	0,93651769	17,9592
3	0,93651769	1246,0089	0,93951746	3,9911
4	0,93951746	1249,0099	0,94026222	0,9901
5	0,94026222	1250,0905	0,94019415	-0,0905
6	0,94019415	1249,9916	0,94020047	0,0084
7	0,94020047	1250,0	0,94020047	0

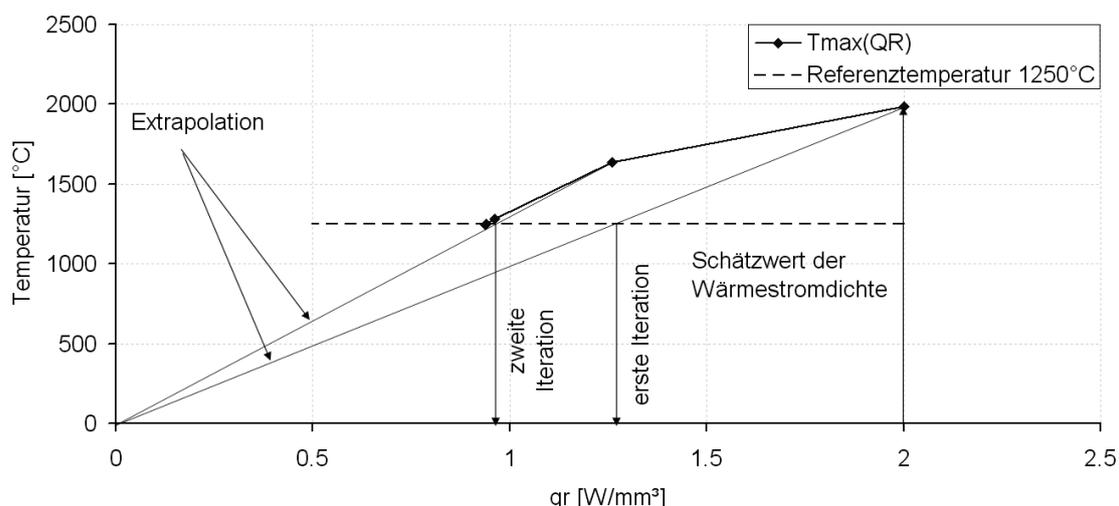


Abbildung 2: Extrapolationsverfahren zur iterativen Bestimmung der Wärmestromdichte bei zu großem Schätzwert der Wärmestromdichte

3 Anwendung auf ein Realbauteil

Im AiF geförderten Gemeinschaftsprojekt zur „Anwendungsnahen Schweißsimulation komplexer Strukturen“ wurde die SIL-Routine zur Anpassung der Wärmestromdichte bereits erfolgreich getestet. Abbildung 3 zeigt links die Vernetzung eines Profilknotsens.

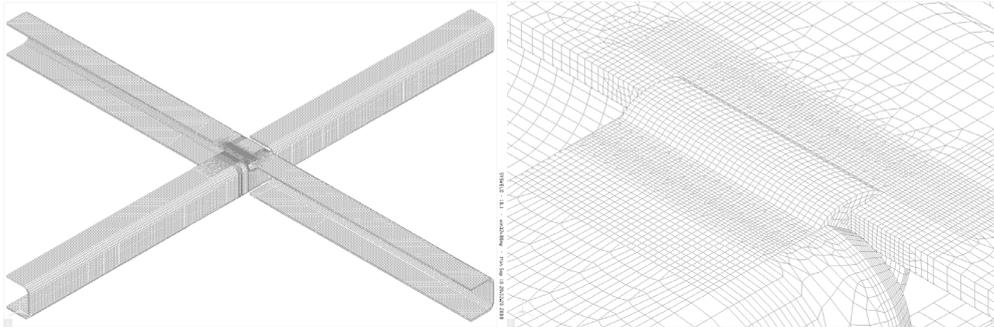


Abbildung 3: Gesamt und Detailvernetzung des Profilknotsens

Rechts in der Abbildung ist die Vernetzung einer Schweißnaht detailliert dargestellt. Zur Berechnung des Wärmeeintrags wurden Messungen von Temperatur-Zeit-Verläufen durch den Projektpartner IFS-Braunschweig durchgeführt, die auszugsweise in Abbildung 4 gezeigt sind. Die NiCr-Ni Thermoelemente wurden quer zur Naht und in einer Linie dazu auf halber Höhe der Schweißnaht appliziert. Die Ergebnisse der Thermoelemente S6 und S5 sind in Abbildung 4 nicht dargestellt. Die Maßangaben der Thermoelemente M4, M5 und S4 beziehen sich auf den Abstand zur Schmelzlinie der Schweißnaht. Zur Anpassung der Wärmestromdichte mit der SIL-Routine wurde die Maximaltemperatur des Thermoelements M5 verwendet, die in Abbildung 4 546,2°C beträgt.

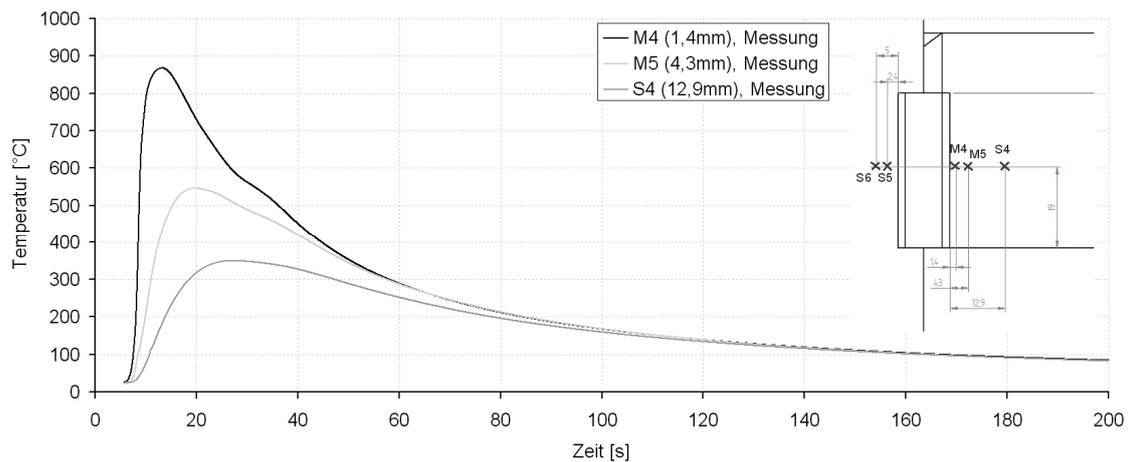


Abbildung 4: Temperatur-Zeit-Verläufe von NiCr-Ni Thermoelementen rechtsseitig der Naht, Messung durch das IFS-Braunschweig

Zur weiteren Verkürzung der Rechenzeiten wurden nahtferne Bereiche der Naht in der Berechnung nicht berücksichtigt, da davon ausgegangen werden kann, dass sich der verminderte

Wärmefluss nur untergeordnet auf die Maximaltemperatur des Temperatur-Zeit-Verlaufes auswirkt. Die reduzierte Vernetzung ist in Abbildung 5 gezeigt.

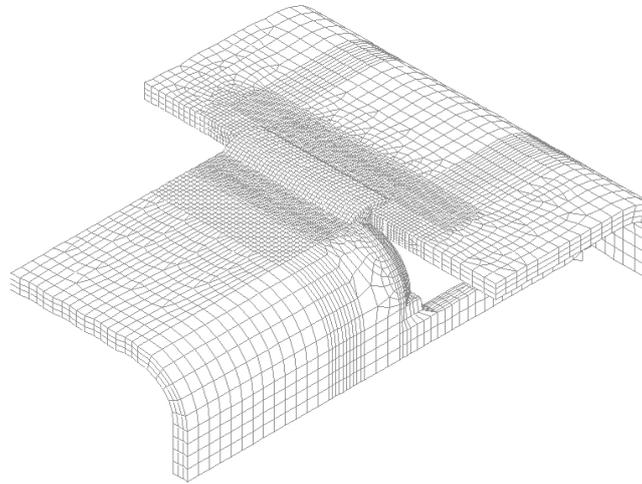


Abbildung 5: Reduzierte Vernetzung des Profilknotens

Abbildung 6 zeigt den Vergleich des Thermoelements M5 aus Abbildung 4 im Vergleich zur Berechnung, an dem die Wärmestromdichte angepasst wurde. Zusätzlich ist der Vergleich des Temperatur-Zeit-Verlaufs am Thermoelement S4 zur Berechnung dargestellt. Die zur Temperaturfeldberechnung notwendigen thermophysikalischen und –metallurgischen Materialdaten wurden der Materialdatenbank des Programmpaketes Sysweld entnommen.

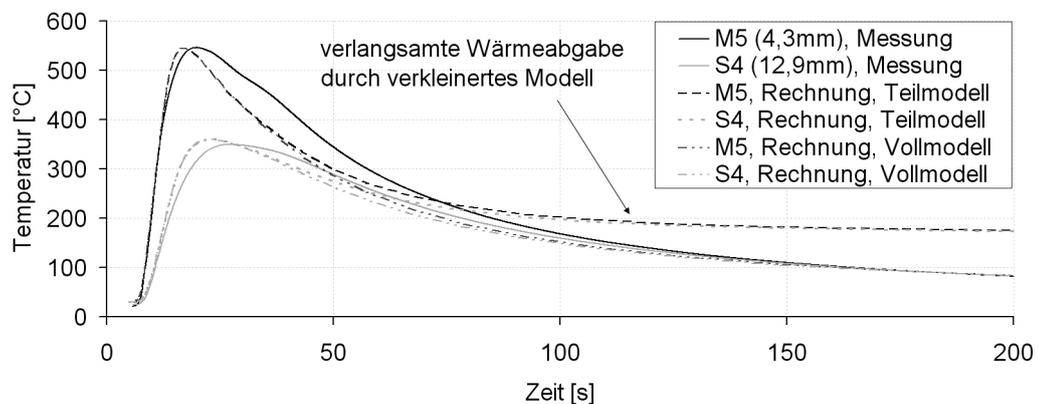


Abbildung 6: Vergleich von Temperatur-Zeit-Verläufen aus Teilmodell und Vollmodell im Vergleich zu Messungen

Die Maximaltemperatur aus der Messung des Temperatur-Zeit-Verlaufs beträgt 546,2°C. Mit der SIL-Routine wird nach 5 Iterationsschritten mit einer zulässigen Differenz weniger als 1K als Abbruchkriterium für die Wärmestromdichte von 7,5233 W/mm³ eine Maximaltemperatur am Knoten von 545,71°C berechnet. Die Position des Knotens entspricht der Position des Thermoelements. Im Abkühlbereich der beiden Temperatur-Zeit-Verläufe zeigen sich Unterschiede, da

das verkleinerte Modell aus Abbildung 5 Wärme nicht weiterleiten kann. Die Folge ist eine verlangsamte Abkühlung durch Wärmeabgabe von Strahlung und Konvektion.

Wird mit der bestimmten Wärmestromdichte das Gesamtmodell aus Abbildung 3 berechnet, so zeigt sich im Bereich der Abkühlung eine sehr gute Übereinstimmung mit der Messung, ohne dass sich die berechnete Spitzentemperatur ändert. Im Vollmodell sinken die berechneten Maximaltemperaturen an der Thermoelementposition M5 im Vergleich zum Teilmodell lediglich um 0,005K. Somit war die Verkleinerung des Modells zugunsten der schnelleren Anpassung an die geforderte Spitzentemperatur des Thermoelements M5 zulässig.

Mit der Routine ist es in weiteren Schritten möglich, die Wärmequellendefinition, die Energieverteilung und die Materialdaten zu optimieren, um den Abgleich der Temperatur-Zeit-Verläufe zu verbessern.

4 Literatur

Radaj, D. (2001), *Heat Effects of Welding - Temperature Field, Residual Stress, Distortion* Springer-Verlag, Berlin, **1992**.

Entstehung und Ermittlung des Eigenspannungszustandes von Kaltwalzen

Monika Wildau¹ und Karl Steinhoff²

¹ IBW Ingenieurbüro, Am Kerper Weiher 12, 41352 Korschenbroich
E-mail: monika.wildau@dokman.de

² Steinhoff GmbH & Cie. OHG, Gerhard-Malina-Str. 65, 46537 Dinslaken
E-mail: karl.steinhoff@steinhoff.eu

Zusammenfassung

Kaltwalzen werden zur Einstellung der erforderlichen Eigenschaften, wie Verschleißbeständigkeit, Rissunempfindlichkeit und ein dem Einsatz angepasstes Härteprofil gehärtet und angelassen. Dabei kommt es zur Ausbildung von hohen Temperaturgradienten zwischen Rand- und Kernbereichen, die in Verbindung mit den stattfindenden Umwandlungen zu Dehnungen führen. Daraus resultieren Spannungen während der Abkühlung und bei Raumtemperatur ein bestimmter Eigenspannungszustand, der durch die jeweiligen Härteparameter bestimmt wird. Da Druckeigenspannungen an der Oberfläche die Dauerfestigkeit und den Risswiderstand erhöhen, besteht die Notwendigkeit, die Eigenspannungen als qualitätsbestimmendes Merkmal zu ermitteln. Eine Möglichkeit stellen die bekannten experimentellen Verfahren dar, eine andere bietet die Simulationsrechnung des kompletten Härtingsprozesses mit Temperatur-, Gefüge- und Spannungsentwicklung. In dieser Arbeit wird gezeigt, wie der Einfluss des Umwandlungsverhaltens und die Variation der Abkühlbedingungen im voraus ermittelt werden können.

1 Einleitung

Zur Herstellung von z.B. Karosserieblechen, Elektroblechen oder Aluminium-Folien und -Bändern sind Kaltwalzen mit besonderen Eigenschaften erforderlich. Sie müssen neben Verschleißbeständigkeit und Rissunempfindlichkeit ein bestimmtes dem jeweiligen Einsatz angepasstes Härteprofil aufweisen. Ein Verfahren zur Härtung von Kaltwalzen stellt die klassische Gesamterwärmung dar. Hierbei wird die Walze in einem Gasofen vollständig durcherwärmt und austenitisiert. Bei der anschließenden Wasserabkühlung findet die Härtung von der Ballen- und der Zentralbohrungsoberfläche aus statt. Die Härte und die Einhärtetiefe werden bei den Kaltwalzenstählen durch die Härteparameter variiert. Die Oberflächenhärten liegen üblicherweise zwischen 750 und 850 HV und sind gekennzeichnet durch eine martensitische Gefügestruktur. Mit geringer werdender Abkühlgeschwindigkeit werden zunehmend Bainit und Perlit gebildet, was sich in der abnehmenden Härte bemerkbar macht. Die Einhärtetiefe ist also durch das Umwandlungsverhalten vorgegeben, dieses wiederum wird durch den Gehalt an Legierungselementen und die Auflösung der Karbide bei der Austenitisierung bestimmt. Als Kriterium zur Beurteilung der Standzeit und damit der Leistungsfähigkeit der Walzen gilt diejenige Einhärtetiefe, bei der der radiale Härteverlauf den Wert 700 HV erreicht. Die Anforderungen in Richtung höherer Standzeiten und damit höherer Einhärtetiefen steigen stetig, so dass hier umfangreiche Entwicklungen erforderlich sind.

Begleitet wird der Härteprozess von der Ausbildung von Spannungen in der Walze. Zum einen führen die Temperaturdifferenzen zwischen Rand und Kern zu Dehnungen und zum anderen sind alle Umwandlungen des Austenits in die Sekundärgefüge Martensit, Bainit und Perlit mit Volumenänderungen verbunden. Daraus resultieren eine komplexe Abfolge von Spannungen

während der Abkühlung und ein bestimmter Eigenspannungszustand bei Raumtemperatur. Gewünscht sind Druckeigenspannungen in den oberflächennahen Bereichen, die bekannterweise die Dauerfestigkeit erhöhen und einen Widerstand gegen Rissausbreitung darstellen. Dabei ist zu berücksichtigen, dass diese aus Gleichgewichtsgründen an anderer Stelle zu Zugeigenspannungen führen, die in Verbindung mit den betriebsbedingten Spannungen die Werkstofffestigkeit nicht überschreiten dürfen.

Notwendig ist es daher, den Einfluss der Härteparameter auf die Ausbildung der Spannungen zu ermitteln. Dies kann durch verschiedene Verfahren erfolgen: röntgenographisch, durch Bohrlochmessungen oder mittels Ultraschall. Die Anwendung dieser Verfahren erfordert jedoch meistens die Bereitstellung entsprechender Prüfobjekte und ist oft sehr kostenintensiv. Um die Auswirkungen verschiedener Härteparameter im Vorhinein zu überprüfen, bieten sich Simulationsrechnungen an. So lassen sich der Einfluss des Umwandlungsverhaltens oder die Variation der Abkühlbedingungen feststellen. Damit kann die Anzahl von Versuchshärtungen und das zur Ermittlung der Eigenschaften nötige aufwendige Einstechen, d.h. das sukzessive Abdrehen mit anschließenden Härte- und Eigenspannungsmessungen, reduziert werden.

2 Spannungen beim Wärmebehandeln von zylindrischen Bauteilen aus Stahl

Die Bedeutung der Spannungsausbildung bei der Härtung von zylindrischen Bauteilen wurde schon sehr früh von [Rose, 1966 und Thelning, 1970] erkannt und beschrieben. Unterschieden werden die Grenzfälle einer Abkühlung ohne jegliche Umwandlung und einer Abkühlung mit vollständiger Durchhärtung. Der Beginn der Abkühlung ist in beiden Fällen durch die Schrumpfung des Randes gekennzeichnet, die im Rand zu Zug- und im Kern zu Druckspannungen führt. Durch die weitere umwandlungsfreie Abkühlung liegen nach Temperatenausgleich im Rand Druck- und im Kern Zugeigenspannungen vor, vorausgesetzt während der Abkühlung wird die Warmstreckgrenze überschritten, was zu plastischen Dehnungen mit der Folge einer Spannungsumkehr führt.

Anders sieht es im Falle einer vollständigen Martensitbildung aus. Dann kommt es zu einer zweimaligen Spannungsumkehr, da der zuletzt umwandelnde Kern durch den bereits abgekühlten Rand bei seiner Schrumpfung behindert wird, woraus im Kern Druck- und im Rand Zugeigenspannungen resultieren, mit den bekannten Nachteilen für das Bauteilverhalten, wie Herabsetzung der Dauerfestigkeit und Rissbildung. Günstig wirkt sich eine Härtung aus, die zu einer martensitischen Umwandlung in den Randbereichen und mit zunehmendem Abstand von der Oberfläche, also mit abnehmender Abkühlgeschwindigkeit, zur Bildung von Bainit und Perlit führt. Dann liegen wieder Druckeigenspannungen in den Randbereichen vor (Abbildung 1a).

Die zeitliche und örtliche Abfolge der Umwandlungen und damit die Spannungsentwicklung werden durch die Abkühlbedingungen, Geometrie und den Werkstoff bestimmt. Für größere Durchmesser ergibt sich daraus eine komplexe Abfolge von Umwandlungen, die für Wellen nach [Wolf und Böhm, 1971] zu dem in Abbildung 1b dargestellten Verlauf über dem Querschnitt führt. Weiter muss bei diesen Bauteilen eine Zentralbohrung berücksichtigt werden. Wird sie bei der Abkühlung von der Härtetemperatur ausreichend gekühlt, so kommt es sowohl im Rand- als auch im Kernbereich zur Bildung von Druckeigenspannungen. Bei mangelnder oder sogar fehlender Abkühlung ist die Bohrungsoberfläche durch Zugeigenspannungen charakterisiert und gefährdet (Abbildung 1c).

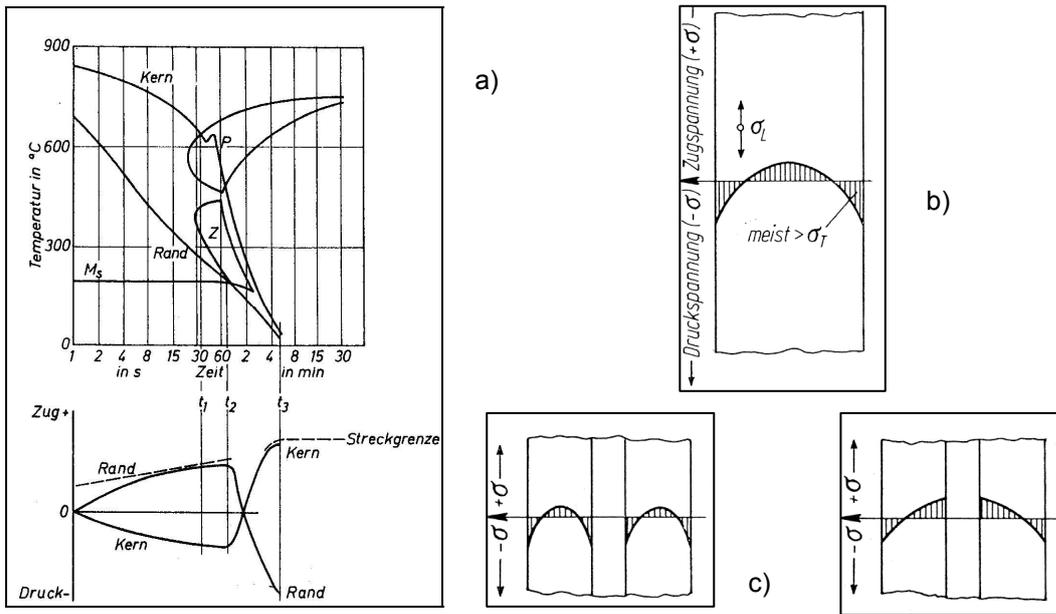


Abbildung 1:

- a) Temperatur- und Spannungsverläufe bei einer martensitischen Umwandlung im Rand und einer perlitisch-bainitischen Umwandlung im mitradialen Bereich und Kernbereich. [Thel., 1970]
 b) Verlauf der Eigenspannungen über dem Querschnitt an Wellen ohne Zentralbohrung. [Wolf und Böhm, 1971]
 c) Verlauf der Eigenspannungen über dem Querschnitt bei Wellen mit Zentralbohrung mit ausreichender Abkühlung an der Bohrung (links) und ungenügender oder fehlender Abkühlung an der Bohrung (rechts). [Wolf und Böhm, 1971]

3 Härten von Kaltwalzen

Bei dem Unternehmen Steinhoff werden zwei Härteverfahren angewandt: die induktive Vorschubhärtung (Abbildung 2a) und die klassische Gesamterwärmung (Abbildung 2b). Welches Verfahren zum Einsatz kommt, richtet sich nach den geforderten Eigenschaften, der Geometrie und dem Werkstoff der Walze. Bei der klassischen Härtung wird die Walze in einem Gasofen vollständig durcherwärmt und austenitisiert. Bei der anschließenden Wasserabkühlung findet die Härtung von der Ballen- und der Zentralbohrungsoberfläche aus statt.

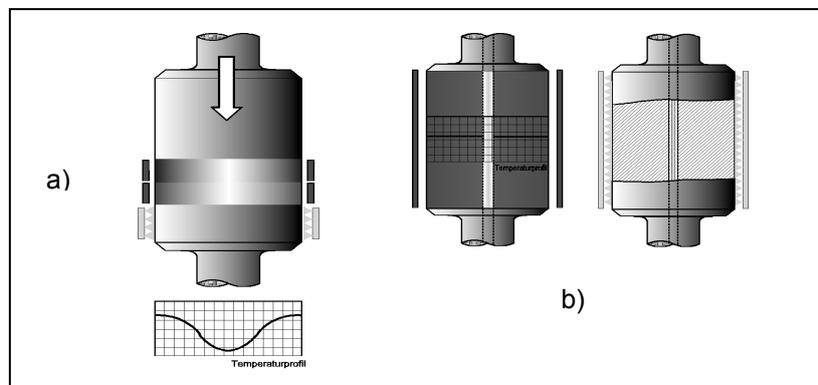


Abbildung 2: Härten von Kaltwalzen

- a) induktiv im Vorschub und b) nach dem Verfahren der klassischen Gesamterwärmung

Die Härte und die Einhärtetiefe werden bei den Kaltwalzenstählen durch die Härteparameter variiert. In Abbildung 3 ist ein typischer Härteverlauf über dem Walzenradius dargestellt. Die Oberflächenhärten liegen üblicherweise zwischen 750 und 850 HV und sind gekennzeichnet durch eine martensitische Gefügestruktur. Mit geringer werdender Abkühlgeschwindigkeit werden zunehmend Bainit und Perlit gebildet, was sich in der abnehmenden Härte bemerkbar macht. Die niedrigste Härte liegt für das Beispiel in Abbildung 3 im Bereich von 140 und 160 mm unter der Ballenoberfläche. Die Einhärtetiefe ist also durch das Abkühlmedium, dessen Abschreckintensität und das Umwandlungsverhalten vorgegeben, letzteres wiederum wird durch den Gehalt an Legierungselementen und die Auflösung der Karbide bei der Austenitisierungstemperatur bestimmt.

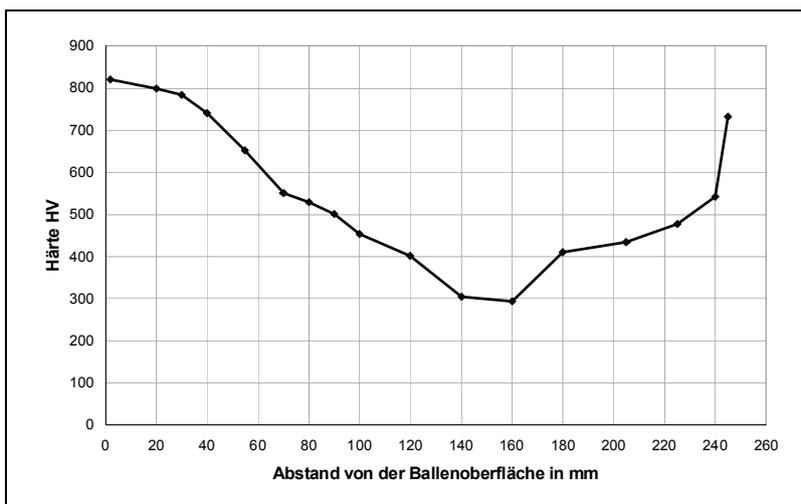


Abbildung 3: Radialer Härteverlauf einer klassisch gehärteten Kaltwalze

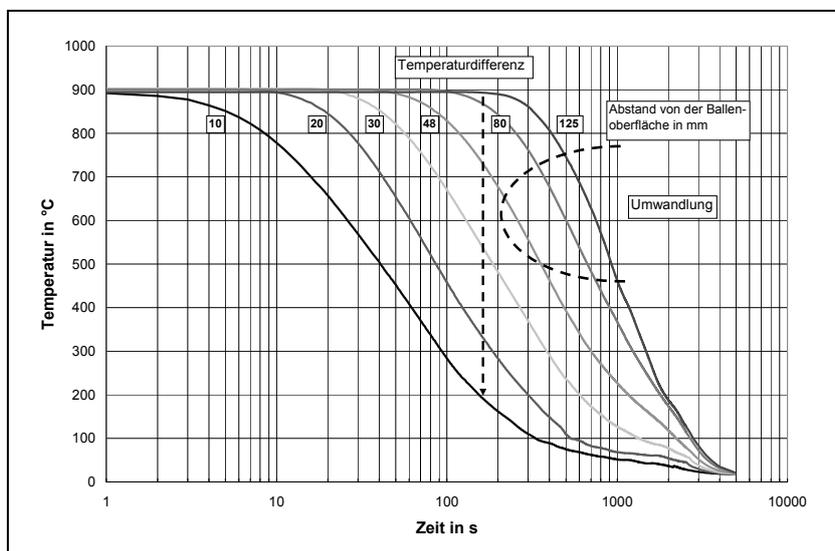


Abbildung 4: Zeitliche Temperaturverläufe bei einer Wasserabkühlung von der Ballen- und der Bohrungsoberfläche (Ballen- \varnothing 600 mm, Bohrungs- \varnothing 80 mm, Austenitisierungstemp. 900 °C)

Begleitet wird der Härteprozess von der Ausbildung von Spannungen in der Walze. Abbildung 4 zeigt gemessene Temperaturverläufe einer Walze mit einem Ballendurchmesser von 600 mm und einer Zentralbohrung von 80 mm für eine Wasserhärtung. Die Thermolemente waren zwischen 10 und 125 mm Abstand von der Ballenoberfläche eingebracht worden. Es kommt zur Ausbildung von hohen Temperaturdifferenzen zwischen der Ballen- bzw. der Bohrungsoberfläche und den mitradialen Bereichen, die zu thermischen Dehnungen führen. Abhängig vom Umwandlungsverhalten des Werkstoffes werden diese von den Umwandlungsdehnungen überlagert. Gerade bei Werkzeugstählen können durch die tiefen Martensitstarttemperaturen die Spannungen bei der Umwandlung nicht mehr abgebaut werden. Wichtig ist die Ausbildung der Druckeigenspannungen sowohl in den oberflächennahen Bereichen des Ballens als auch der Bohrung, die einen wesentlichen Beitrag zur Betriebsbelastbarkeit leisten.

4 Ermittlung der Eigenspannungen

Durch die Härtung der Walze werden die geforderten Eigenschaften eingestellt. Dazu zählen gleichmäßige Härtewerte über die gesamte Ballenlänge, Einhärtetiefe entsprechend den Vorgaben des Kunden, gute Verschleißbeständigkeit, optimale Gefügeausbildung, geringe Rissempfindlichkeit und schließlich Druckeigenspannungen in Rand- und Bohrungsbereich. Deshalb besteht die Notwendigkeit, die Eigenspannungen als ein wichtiges qualitätsbestimmendes Merkmal zu ermitteln. Bei dem Unternehmen Steinhoff kommen dazu folgende Verfahren zum Einsatz: die Bohrlochmethode und Messungen mittels Röntgenstrahlen und Ultraschall. Die beiden ersten Verfahren sind sehr aufwendig und zudem ist das Bohrlochverfahren teilerstörend und somit nur bedingt anwendbar. Die Messungen der Ultraschalllaufzeit zur Bestimmung der oberflächennahen Eigenspannungen stellen ein neu entwickeltes Verfahren dar und befinden sich gerade in der Betriebseinführung. Es hat den Vorteil, dass auch die Eigenspannungen in der Bohrung messbar sind, indem entsprechend konzipierte Prüfköpfe durch die Bohrung gezogen werden.

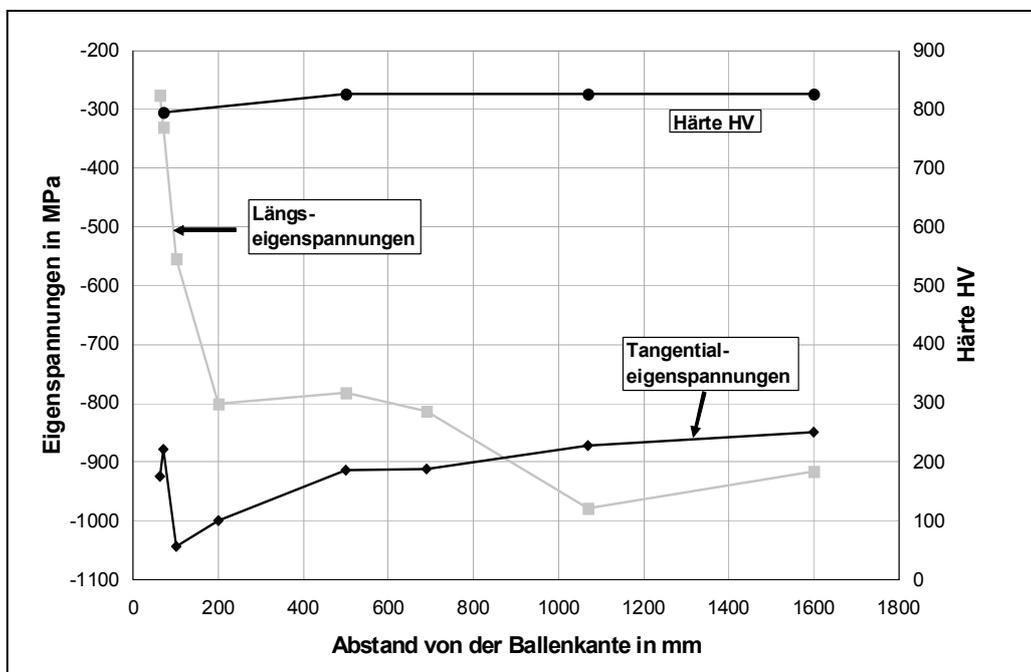


Abbildung 5: Härte- und Eigenspannungsverlauf einer gehärteten Kaltwalze über der Ballenlänge (Ballen- \varnothing 560 mm, Ballenlänge 2100 mm)

In Abbildung 5 ist ein Beispiel für eine Härte- und Eigenspannungsausbildung über der Ballenlänge wiedergegeben. Je nach Härteparameter werden Druckeigenspannungen von 900 bis 1600 MPa erreicht. Die Tangential- und Längseigenspannungen sind von gleicher Größenordnung, wobei letztere zu den Ballenkanten hin abfallen und gegen null gehen. Um den radialen Verlauf sowohl der Härte als auch der Eigenspannungen zu bestimmen, muss der Walzenballen eingestochen werden, d.h. durch sukzessives Abdrehen werden die tiefer liegenden Bereiche freigelegt. Abbildung 6 gibt die Ergebnisse einer solchen Vorgehensweise wieder. Die Härte fällt nach einem Plateau bei 800 HV stetig ab, wohingegen die Eigenspannungen, je nach Wärmebehandlungsparameter, durch einen Steilabfall auf den ersten Millimetern gekennzeichnet sind. Die Eigenspannungen der Abbildungen 5 und 6 wurden röntgenographisch und mittels der Bohrlochmethode ermittelt.

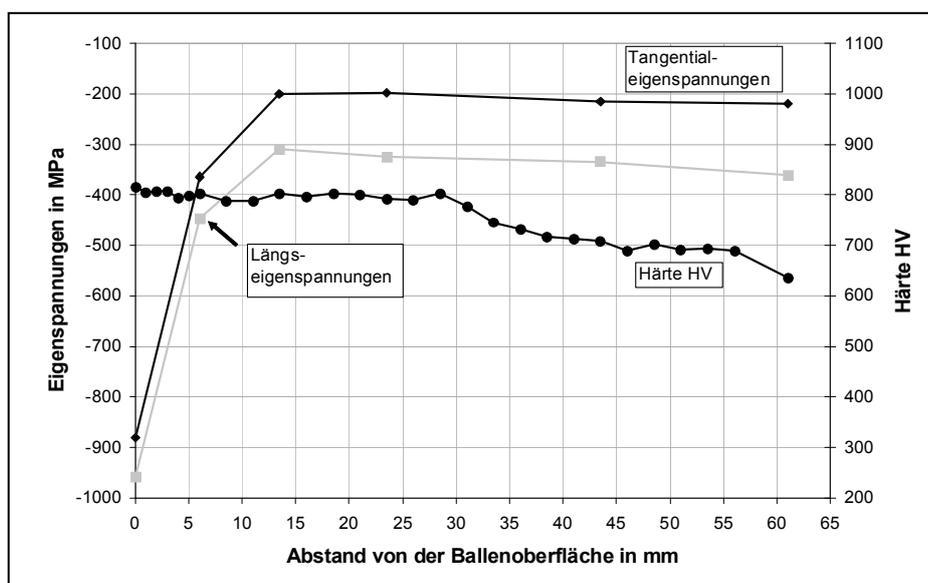


Abbildung 6: Radiale Härte- und Eigenspannungsverläufe einer gehärteten Kaltwalze (Ballen-Ø 540 mm)

5 Berechnung der Eigenspannungen

Der gesamte radiale Verlauf einer gehärteten Kaltwalze kann nur durch das aufwendige Zerlegeverfahren bestimmt werden. Deshalb bietet sich hier die Simulationsrechnung der Walzenhärtung an. Während die Messungen bei Raumtemperatur immer nur den Endzustand ermitteln, liefern die Rechnungen Informationen sowohl der Gefüge- als auch der Spannungsentwicklung während der gesamten Abkühlung. Der Einfluss der Wärmebehandlungsparameter kann im Vorfeld analysiert werden, ohne dass aufwendige Versuchshärtungen und Einstechversuche durchgeführt werden müssen.

5.1 Eingabedaten

5.1.1 Geometrie

Da bei der klassischen Härtung nur der Ballen austenitisiert und abgeschreckt wird, kann ein sehr einfaches Modell betrachtet werden. Eine Zapfenhärtung erfolgt separat nach dem Anlassen der Walze mittels induktiver Erwärmung im Vorschub, wenn z.B. an den Lagersitzen bestimmte Härten gefordert sind.

Die Berechnungen wurden ausschließlich mit dem Programm SYSWELD[®] durchgeführt. Da der Walzenballen rotationssymmetrisch ist und er als unendlich langer Zylinder ohne Zapfen angesehen wird, genügt für die 2D-Simulation ein Viertelzylinder. Die folgenden Rechnungen gelten für einen Walzendurchmesser von 575 mm und einer Zentralbohrung von 80 mm. Die Ergebnisse werden in der Auswertung bei $y=45$ mm Höhe betrachtet. Die Diskretisierung an den Wärmeübergängen Ballen- und Bohrungsoberfläche ist feiner gestaltet, um die hohen Temperaturgradienten bei der Abkühlung genauer zu simulieren.

5.1.2 Werkstoffe und Werkstoffdaten

Die Berechnungen wurden hauptsächlich für einen typischen Kaltwalzenstahl der Firma Steinhoff durchgeführt. Der Werkstoff DHQ4 enthält als Hauptlegierungselemente 0,8 % Kohlenstoff und 3 % Chrom, wobei Silizium und Molybdän zusätzlich die Einhärtung fördern. Im geglühten oder vergüteten Zustand vor der Härtung besteht das Gefüge aus einer ferritischen Matrix mit Karbiden, wobei es sich hauptsächlich um chromreiche Mischkarbide des Typs M_3C handelt. Je nach erfolgter Wärmebehandlung liegt eine lamellare (Perlit) oder globulare Anordnung vor.

Die erforderlichen thermischen und mechanischen Kennwerte müssen sowohl als Funktion der Temperatur als auch der Gefüge vorgegeben werden. Hier wurde z. T. auf Literaturdaten ([Richter, 1983] und [Löwisch, Mayr und Dalgic, 2003]), auf die Ergebnisse eigener Messungen oder die in SYSWELD[®] implementierten Stoffwerte zurückgegriffen. Aufgrund der vergleichbaren chemischen Zusammensetzung wurden hauptsächlich die Werte für den Kugellagerstahl 100Cr6 (1 % Kohlenstoff und 1,5 % Chrom) benutzt.

Der Wärmeübergangskoeffizient für die angewandte Wasserhärtung ist schwierig bestimmbar, da eingebrachte Thermolemente über den Querschnitt als Sollbruchstellen anzusehen sind und somit ein hohes Bruchrisiko auf der Härtemaschine darstellen. Auf der Basis eigener Messungen an einer Walze aus einem geringer legierten und demzufolge nicht so stark einhärtenden Werkstoff und von Literaturwerten [Böhler] für große Durchmesser wurde der Wärmeübergangskoeffizient abgeschätzt. Für die Bohrungsoberfläche wird derselbe Koeffizient verwendet.

Weiter ist die Beschreibung des Umwandlungsverhaltens ein wesentlicher Aspekt bei der Simulationen einer Wärmebehandlung [Hunkel, Lübben, Hoffmann und Mayr, 1999]. Als Vorbereitung wurden eigene Dilatometerversuche für den Kaltwalzenstahl gefahren. Das daraus entwickelte ZTU-Schaubild zeigte jedoch bei den ersten Rechnungen eine unzureichende Übereinstimmung mit den realen Gefügeverläufen. An dieser Stelle wird der Unterschied zwischen den Laborparametern einer kleinen Probe und einer Walze mit entsprechendem Volumen deutlich. So beeinflussen z.B. die herrschenden Spannungen während der Abkühlung das Umwandlungsverhalten [Dalgic, Irretier und Zoch, 2007]. Eine weitere Problematik stellt die Karbidauflösung während der Austenitisierung dar. Da die Energie durch die Gasbeheizung nur über die Ballenoberfläche eingebracht wird, liegt ein Gradient in der Kohlenstoffkonzentration des Austenits vor. Es blieb als erste Näherung lediglich der Weg, durch sukzessives Anpassen des ZTU-Schaubildes das reale Gefüge nachzubilden.

5.2 Ergebnisse der Simulationsrechnungen

Um die Daten und die gewählte Netzstruktur zu testen, wurde zuerst eine Simulation mit Wasserabkühlung an der Ballen- und an der Bohrungsoberfläche einer Walze aus dem Werkstoff 100Cr6 durchgeführt (*Rechnung 1*).

Das zugehörige ZTU-Schaubild ist dem Datenbestand von SYSWELD[®] entnommen. Die Härtetemperatur beträgt 915 °C , die über den gesamten Durchmesser als konstant angenommen wird, verbunden mit einem vollständig austenitischen Gefüge. Sie ist bewusst

oberhalb produktionstypischer Temperaturen gewählt worden, um signifikante Anteile an Restaustenit zu erhalten. In der **Abbildung 7** sind die Temperaturen über dem Radius für verschiedene Zeitpunkte der Abkühlung dargestellt. Da die Bohrungsoberfläche kleiner ist als die des Ballens, erfolgt die Abkühlung über die Ballenoberfläche bei dem vorgegebenen Wärmeübergangskoeffizienten intensiver als an der Bohrung. Das ZTU-Schaubild des 100Cr6 führt zu der Gefügeverteilung in **Abbildung 8**. Lediglich in einem Randbereich von ca. 30 mm liegt Härtingsgefüge in Form von Martensit oder Bainit vor, danach besteht das Gefüge nur noch aus Perlit mit ca. 300 HV.

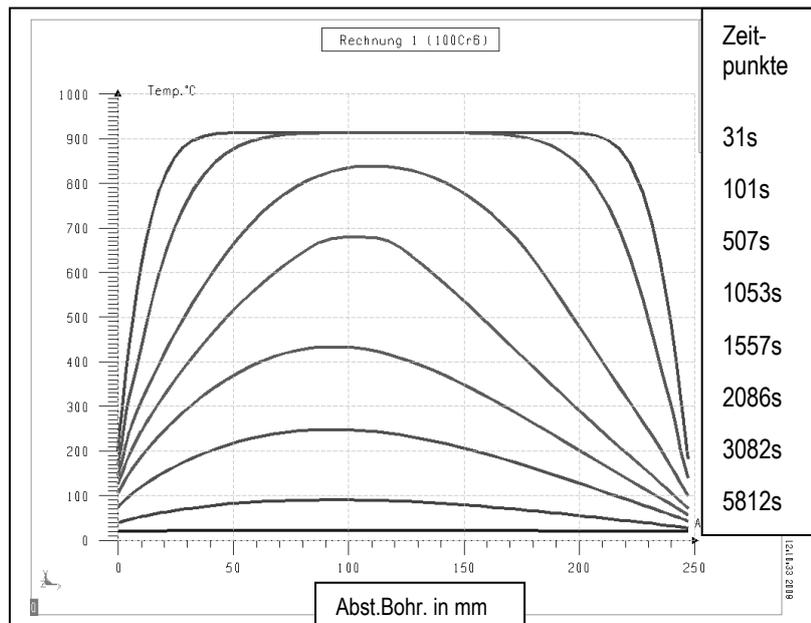


Abbildung 7: Radiale Temperaturverteilungen der Rechnung 1 (Ballen-Ø 575 mm), Abkühlung von der Ballen- und der Bohrungsoberfläche, ZTU-Schaubild für den 100Cr6

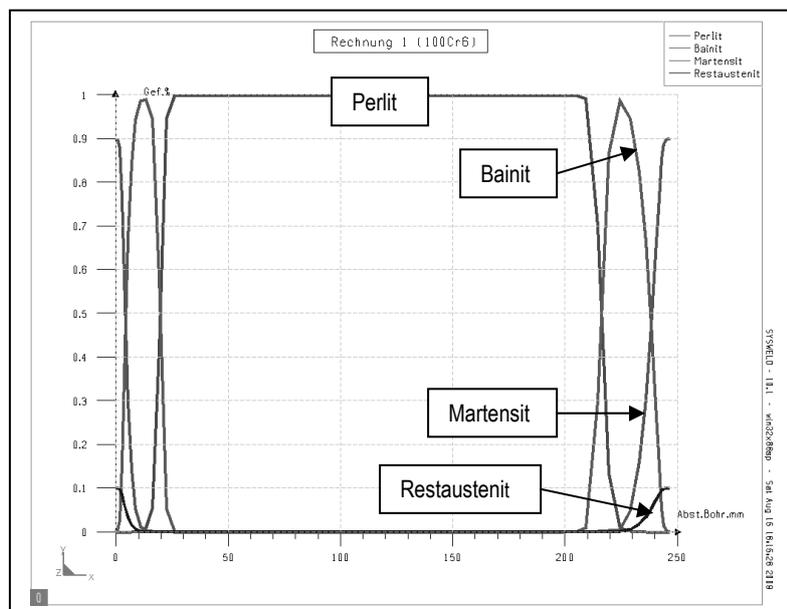


Abbildung 8: Radiale Gefügeverteilungen der Rechnung 1 (Ballen-Ø 575 mm), Abkühlung von der Ballen- und der Bohrungsoberfläche, ZTU-Schaubild für den 100Cr6

Für die Simulation des Werkstoffes DHQ4 (*Rechnung 2*) wurden die Parameter der eben beschriebenen Rechnung für den 100Cr6 konstant gelassen. Die Umwandlung entspricht derjenigen des DHQ4, dessen ZTU-Schaubild wie oben beschrieben erzeugt wurde. Durch den erhöhten Anteil an Legierungselementen ist er wesentlich umwandlungsträger als der 100Cr6, so verschiebt sich der Perlitbeginn um ca. 300 s und der Bainitbeginn um ca. 200 s.

Die Temperaturverläufe sind fast identisch, lediglich die aus den Umwandlungen resultierenden Wärmetönungen führen zu geringen Unterschieden. Die Auswirkungen der ZTU-Schaubilder sind jedoch gravierend. Abbildung 9 zeigt eine deutliche Einengung des Perlitbereiches auf den mitradialen Bereich. Erst 100 mm unter der Ballenoberfläche setzt der steile Perlitanstieg ein. Bis dahin überwiegen die Härtinggefüge. Wegen der oben beschriebenen Vorgehensweise deckt sich dieser Verlauf gut mit den realen Gefügen einer Versuchswalze (Abbildung 10). Durch die Umwandlungsträgheit des DHQ4 wird eine höhere Einhärtetiefe erzielt als mit dem 100Cr6 (Abbildung 8).

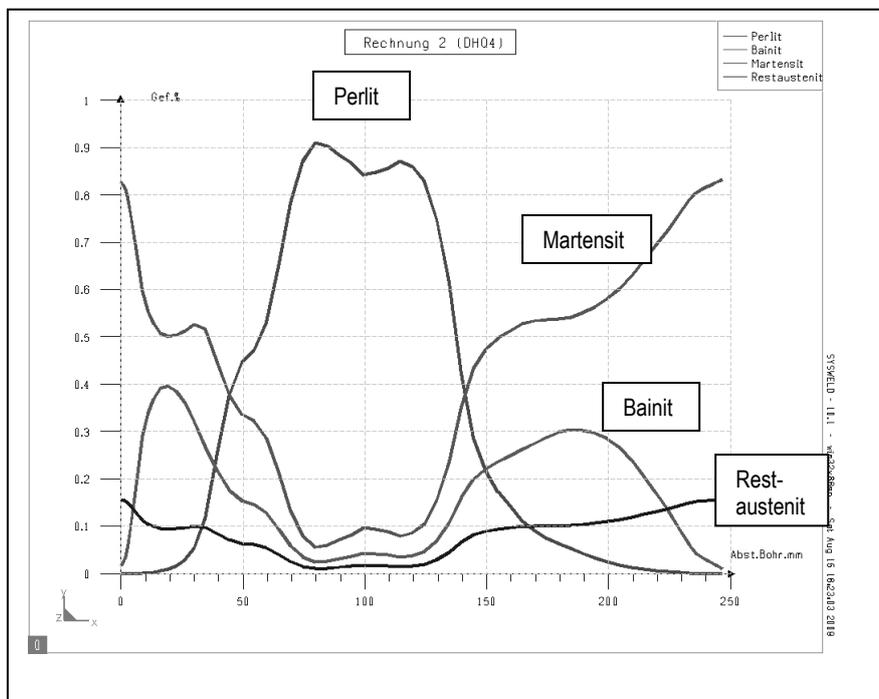


Abbildung 9: Radiale Gefügeverteilung der Rechnung 2 (Ballen-Ø 575 mm), Abkühlung von der Ballen- und der Bohrungs Oberfläche, ZTU-Schaubild für den Werkstoff DHQ4

Abbildung 11 zeigt die Gefügebilder der Walze aus Abbildung 10. So ist der nutzbare Randbereich durch Martensit mit darin eingelagerten nichtaufgelösten Karbiden, der Übergangsbereich durch Martensit, Bainit und geringe Anteile Perlit und schließlich der mitradiale Bereich durch Perlit gekennzeichnet.

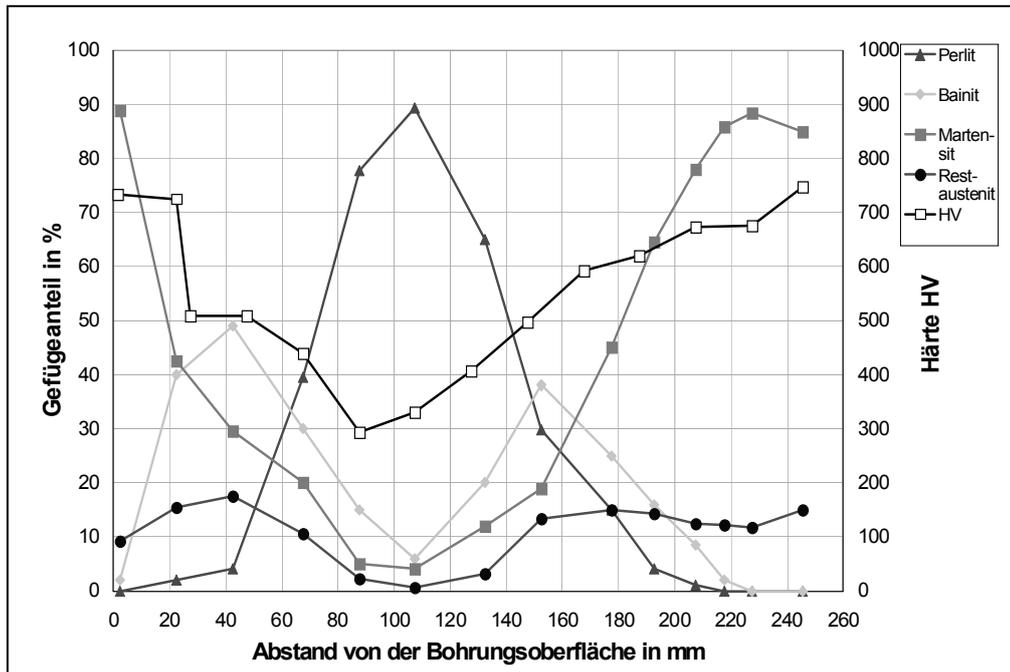


Abbildung 10: Reale radiale Gefüge- und Härteverteilung (Ballen- \varnothing 575 mm) einer Versuchswalze, Abkühlung von der Ballen- und der Bohrungsoberfläche

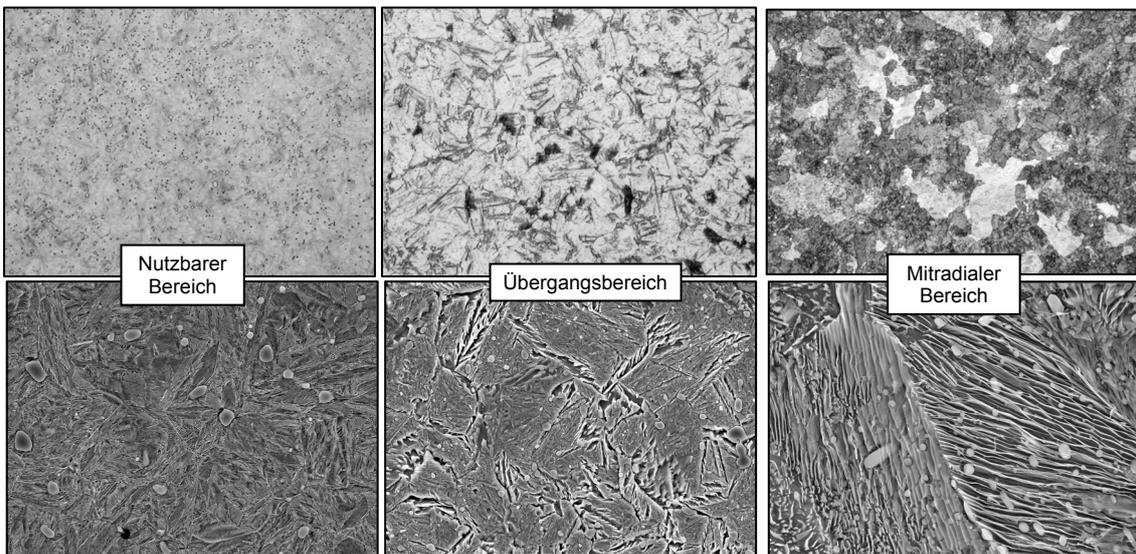


Abbildung 11: Lichtmikroskopische (oben) und REM- (unten) Gefügebilder

Die vorige Simulationsrechnung mit dem DHQ4 wurde dahingehend variiert, dass in der Bohrung nur mit Luft gekühlt wurde, die Kühlung von der Ballenoberfläche wurde so wie alle anderen Parameter konstant gelassen (*Rechnung 3*). Durch die langsame Abkühlung wandeln die bohrungsnahen Bereiche ebenso wie die mitradialen Bereiche vollständig in Perlit um. Die ballenoberflächennahen Bereiche bleiben unverändert in ihrem Umwandlungsverhalten.

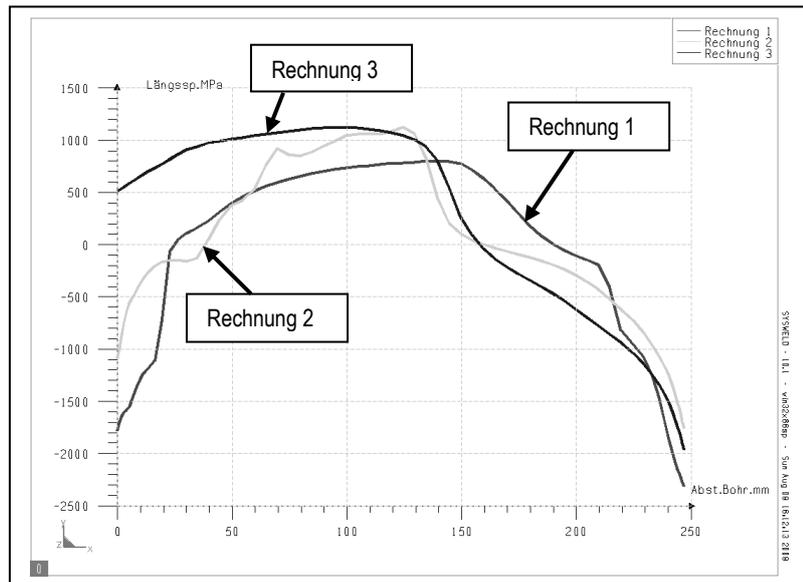


Abbildung 12: Radiale Längseigenspannungsverteilungen für die Rechnungen 1, 2, und 3

Für alle drei Abkühlungs- und Gefügesimulationen sind die Spannungen berechnet worden. Abbildung 12 zeigt den für eine beidseitige Abkühlung (Rechnungen 1 und 2) erwarteten Verlauf mit Druckeigenspannungen an den Oberflächen. Das unterschiedliche Einhärtungsverhalten führt jedoch zu einem höheren Niveau für den 100Cr6, der Effekt der Schalenhärtung ist stärker ausgeprägt als für den DHQ4. Im mitradialen Bereich liegen Zugeigenspannungen vor, die durch das dort vorhandene zähere Gefüge abgefangen werden, so dass sich insgesamt der typische Verlauf aus Abbildung 1c (linkes Teilbild) bestätigt. Dies gilt auch für den Fall ohne Bohrungskühlung und –anhärtung (*Rechnung 3*, rechtes Teilbild). Von ca. 100 mm unter der Ballenoberfläche bis zur Bohrung liegen Zugeigenspannungen vor, so dass mit mangelnder Dauerfestigkeit und Rissanfälligkeit zu rechnen ist. Besonders gefährdet sind die bohrungsnahen Bereiche, wenn zusätzlich starke Seigerungen vorliegen.

Die berechneten Eigenspannungen können durch Messungen für die Randbereiche prinzipiell bestätigt werden (Abbildung 5), wobei zu beachten ist, dass die Walzen immer *nach* dem Anlassen gemessen werden. Die Rechnungen berücksichtigen diesen Effekt nicht, da hierzu eine umfangreiche Analyse des Anlassverhaltens erfolgen müsste, um die erforderlichen Parameter für diese Werkstoffe zur Verfügung zu stellen.

Zu berücksichtigen ist auch, dass bei der experimentellen Eigenspannungsermittlung (Abbildung 6) zwischen den Messungen jeweils eine bestimmte Schicht abgedreht wird. Durch den Materialabtrag kommt es zur Auslösung von Eigenspannungen und damit zu elastischen Dehnungen und Spannungsumlagerungen, die bei der nachfolgenden Messung nicht mehr erfasst werden. Es werden nur noch die dann in der Oberfläche vorliegenden Eigenspannungen gemessen. Dies trägt zusätzlich zu den Abweichungen bei.

Sowohl der Effekt des Anlassens als auch des Eingriffs in den Spannungshaushalt machen sich bei den röntgenographischen Eigenspannungsmessungen an einer quer durchgetrennten Walze bemerkbar (Abbildung 13). So kann der radiale Verlauf bestätigt werden, aber das

Niveau der Spannungen liegt besonders im mitradialen Bereich und an der Bohrung deutlich tiefer als bei den Berechnungen.

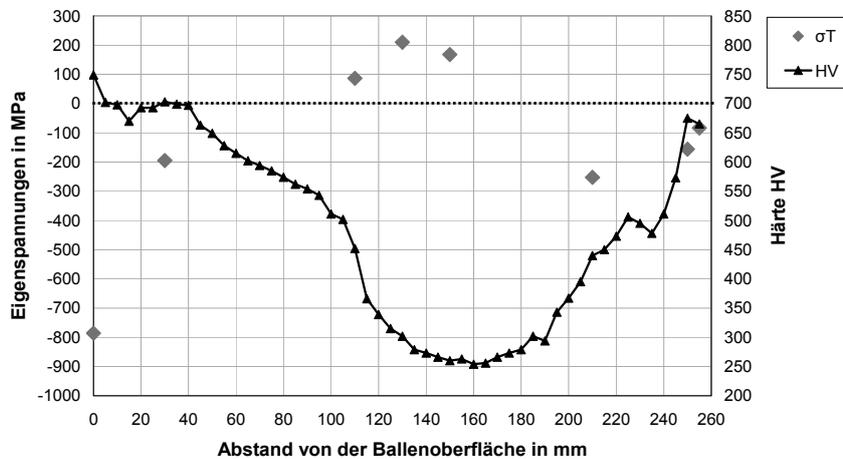


Abbildung 13: Gemessener radialer Härte- und Eigenspannungsverlauf

6 Zusammenfassung und zukünftige Aktivitäten

Wie die Beispiele gezeigt haben, können trotz der Unsicherheiten in der Datenvorgabe plausible Ergebnisse erzielt werden, die durch Messungen prinzipiell bestätigt werden. In Erweiterung zu den hier beschriebenen Resultaten wurden noch Rechnungen mit einer geänderten Austenitisierungstemperatur und radialen Temperaturgradienten vor dem Abschrecken durchgeführt. Anhand der Ergebnisse kann beobachtet werden, welche Auswirkungen Änderungen eines Wärmebehandlungsparameters haben. Geplant sind detaillierte Auswertungen der sich während der Abkühlung ausbildenden Spannungen, um hier kritische Konstellationen der Parameter zu erkennen. Weiter sollen diese Rechnungen auch auf Walzen übertragen werden, die mittels Induktionshärtung (Abbildung 2a) im Vorschub gehärtet werden. Auch Variationen der Werkstoffe und der Austenitisierungstemperaturen, sowie der Abkühlbedingungen, z. B. mit Pressluft, sind vorgesehen.

Bei den beschriebenen Simulationen sind jedoch einige werkstoffkundliche Fakten und Vorgänge nicht berücksichtigt worden. Es wird immer von einem homogenen Werkstoff ausgegangen. So wird z.B. beim Überschreiten der Austenitisierungstemperatur nicht mehr unterschieden, welcher Auflösungszustand der Karbide vorliegt. Der Prozess der Karbidauflösung schreitet mit zunehmender Haltezeit voran und nimmt mit dem Abstand von der Ballenoberfläche ab. Die zunehmende Auflösung der Karbide führt zu einem kontinuierlichen Anstieg der Kohlenstoffkonzentration im Austenit und damit zu einem trägeren Umwandlungsverhalten. Es handelt sich also um einen zeitlich und örtlich inhomogenen Vorgang.

Eine weitere Abweichung vom idealen Werkstoff stellen Seigerungen dar. Die Walzen werden im Block abgegossen; bei der Erstarrung kommt es zu Entmischungen, so dass im festen Zustand Bereiche unterschiedlicher chemischer Zusammensetzung nebeneinander vorliegen. Das Ausmaß der Seigerungen, der Seigerungsgrad, ist von verschiedenen Faktoren abhängig, u. a. den Gießparametern oder der Dichte der Schmelze. Die Ausbildung solcher durch den nachfolgenden Schmiedeprozess gestreckten Bereiche zeigt das Gefüge in [Abbildung 14](#), das

ein Beispiel für einen starken und unerwünschten Seigerungsgrad vor dem Härten im normalisierten Zustand darstellt. Die Zeiligkeit beeinflusst aufgrund der Konzentrationsunterschiede das Umwandlungsverhalten maßgeblich, so dass nach dem Härten ein deutlich inhomogenes Gefüge mit den entsprechenden Konsequenzen für das Bauteilverhalten vorliegt.

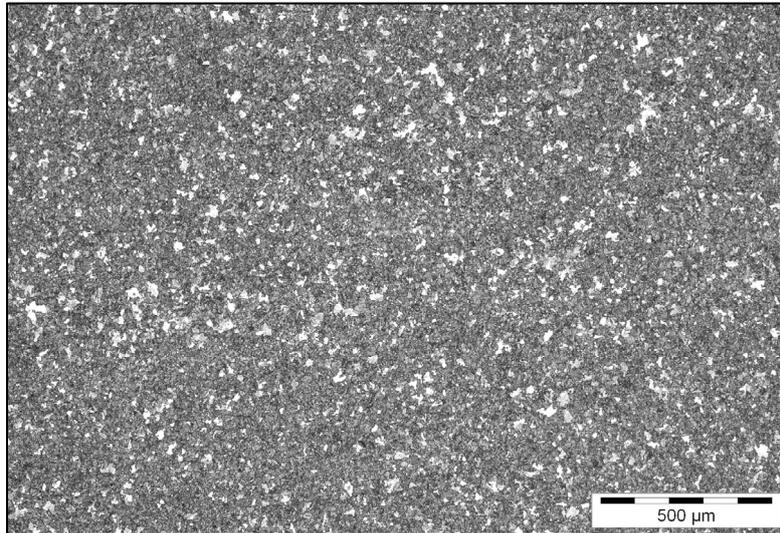


Abbildung 14: Ausbildung eines Zeilengefüges

7 Literatur

BÖHLER-UDDEHOLM Deutschland GmbH, Praxis-Service.

Dalgic, M., Irretier, A. und Zoch, H.-W. 2007, "Einfluss innerer Spannungen auf die Umwandlungsplastizität und das Umwandlungsverhalten", *Z. Werkst. Wärmebeh. Fertigung*, 62, S. 179-186.

Hunkel, M.; Lübber, T.; Hoffmann, F. und Mayr, P., (1999), "Modellierung der bainitischen und perlitischen Umwandlung bei Stählen", *Härterei-Technische Mitteilungen*, Vol. 54, S. 365-372.

Löwisch, G., Mayr, P. und Dalgic, M. (2003), "Stoffwertbestimmungen", Sonderforschungsbereich 570, Distortion Engineering, Universität Bremen.

Richter, F. (1983), "Physikalische Eigenschaften von Stählen und ihre Temperaturabhängigkeit", *Stahleisen-Sonderberichte Heft 10*, Verlag Stahleisen m.b.H, Düsseldorf.

Rose, A. (1966), "Eigenspannungen als Ergebnis von Wärmebehandlung und Umwandlungsverhalten", *Härterei-Technische Mitteilungen*, Vol. 21, Heft 1, S. 1-6.

Thelning, (1970), "Warum reißt Stahl beim Härten?", *Härterei-Technische Mitteilungen*, Vol. 25, Heft 4, S. 271-281.

Wolf, H. und Böhm, W. (1971), "Entstehung, Messung und Beurteilung von Eigenspannungen in schweren Schmiedestücken für Turbinen und Generatoren", *Archiv für das Eisenhüttenwesen*, Heft 7, S. 509-513.

Simulation des Einflusses von Seigerungen auf den Wärmebehandlungsverzug von Wellen aus 20MnCr5

Martin Hunkel

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

ZUSAMMENFASSUNG

Kommerziell erhältlicher stranggegossener Stahl ist mehr oder weniger stark geseigert. Die Seigerungen entstehen durch den Strangguss und werden durch nachfolgende Umformschritte deformiert. Diese Seigerungen führen automatisch zu einem richtungsabhängigen Verhalten innerhalb der Bauteile. Beispielsweise machen sich Seigerungen durch eine zeitliche Mikrostruktur bemerkbar. Bekannt ist zudem, dass bei einer Wärmebehandlung in Verbindung mit der zeitlichen Mikrostruktur eine anisotrope Umwandlungsdehnung auftritt.

Der Einfluss von Seigerungen auf das Verzugsverhalten von Wellen während Wärmebehandlungen beim Stahl 20MnCr5 wurde experimentell und simulatorisch untersucht. Die anisotrope Umwandlungsdehnung innerhalb des Halbzeugs wurde dilatometrisch bestimmt. Ein entsprechendes Simulationsmodell für Sysweld™ wurde aufgestellt. Dabei war es nötig, sowohl den Erwärm- als auch den Abkühlverlauf zu berücksichtigen. Der Verzug von Wellen mit unterschiedlicher Ausprägung von Seigerungen wurde experimentell untersucht. Das Verhalten dieser Wellen wurde erfolgreich simuliert.

1 Einleitung

Im Rahmen des von der DFG geförderten Sonderforschungsbereich SFB 570 „Distortion Engineering – Verzugsbeherrschung in der Fertigung“ wird die Entwicklung und Auswirkung verschiedener Verzugspotentiale während der Prozesskette auf die Maß- und Formänderung von gefertigten und wärmebehandelten Bauteilen untersucht [Hoffmann et al. (2002), Thoben et al (2002)]. Neben umfangreichen experimentellen Untersuchungen sollen Simulationen zu einem vertieften Verständnis der Vorgänge innerhalb der Bauteile dienen. Dieser Anspruch macht es nötig, vorhandene Daten und Modelle notfalls zu überarbeiten und den realen Vorgängen innerhalb der Bauteile anzupassen. Insbesondere bei der Wärmebehandlungssimulation werden Materialien in der Regel als isotrop und homogen betrachtet. Nur gezielt aufgeprägte Inhomogenitäten wie ein Kohlenstoffgradient beim Einsatzhärten werden berücksichtigt. In dieser Veröffentlichung wird das richtungs- und ortsabhängige Verhalten des Ausgangsmaterial während der Umwandlungen bei der Wärmebehandlung betrachtet und daraus ein Modell für die Simulation von zylindrischen Wellen aus diesem Material entwickelt.

Einer der im SFB 570 „Distortion Engineering“ untersuchten Materialien ist der Einsatzstahl 20MnCr5. Dieser lag im stranggegossenem und zu Halbzeugstäben gewalzten Zustand vor, wie er auch im industriellen Maßstab verwendet wird. Diese Halbzeugstäbe waren Ausgangspunkt für die Untersuchungen im SFB 570 und wurden deshalb genau untersucht. Charakteristisch für stranggegossene, niedriglegierte Stähle ist die Ausbildung von Seigerungen auf verschiedenen Skalen [Schwerdtfeger 1991]. Unter Seigerungen versteht man (ungewollte und unvermeidbare) lokale chemische Inhomogenitäten. Durch die Ausbildung einer dendritischen oder globulitischen Struktur entstehen Seigerungen auf Mikroebene. Diesen überlagert werden Seigerungen auf Makroebene, die sich vom Rand zum Kern des Stranggussmaterials

verändern. Die Art der Seigerungsbildung hängt stark von der chemischen Zusammensetzung und den Prozessparametern beim Strangguss ab. Durch den dem Strangguss nachfolgende Walzprozess werden die Seigerungen stark deformiert. Trotzdem lassen sich Seigerungsstrukturen auch in den Halbzeugstäben, die einen sehr hohen Umformgrad von $\varphi = -\ln(A/A_0) = 4,92$ besitzen, wobei A_0 die Querschnittsfläche vor, A die Querschnittsfläche nach dem Walzen bezeichnet, noch nachweisen.

Die beiden wichtigsten Untersuchungsmethoden zur Charakterisierung von Seigerungen waren Metallographie zur Bestimmung des Gefüges und Elektronenstrahl-Mikroanalyse (ESMA) zur Bestimmung der lokalen chemischen Zusammensetzung. Abbildung 1a zeigt eine typische zeilige ferritisch / perlitischer Mikrostruktur, welche nach einer Austenitisierung von 940 °C und langsamer Abkühlung entsteht [Hunkel et al (2007a)]. Mittels ESMA konnte gezeigt werden, dass die ferritischen Bereiche (helle Bereiche) mit niedrigen Gehalten an Mn und Cr korrespondieren und der Perlit mit höheren Mn- und Cr-Gehalten korrespondiert. Eine entsprechende zeilige martensitisch / bainitische Mikrostruktur stellt sich nach dem Abschrecken ein. Hierbei entspricht der Bainit Bereichen mit niedrigen Gehalten an Mn und Cr und Martensit Bereichen mit höheren Mn- und Cr-Gehalten. Abbildung 1a zeigt deutlich, dass die Annahme eines isotropen Zustands nicht gegeben ist. Abbildung 1b zeigt eine bainitisch / martensitische Makrostruktur über den gesamten Querschnitt einer Halbzeugstange. Auch hier ist eine zeilige Struktur in Walzrichtung zu erkennen. Gleichzeitig ergibt sich am Rand der Stange ein feinere Struktur, während im mittleren Bereich eher gröbere Strukturen vorherrschen. Dies wird auf eine dendritische Erstarrung im Randbereich und eine globulitische Erstarrung im mittleren Bereich zurückgeführt [Prinz et al (2009)]. Also ist auch die Homogenität nicht gegeben. Weitere Details zur Charakterisierung des Halbzeugs sind in [Prinz et al (2009)] gegeben.

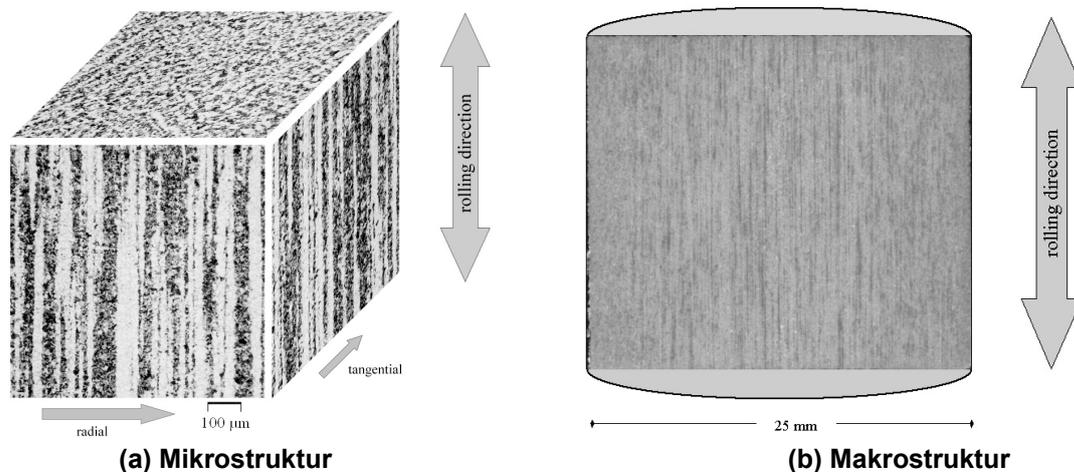


Abbildung 1: Metallographisch bestimmte Seigerungsstruktur an Halbzeugstäben (Ø 25 mm) aus 20MnCr5

Aus dem oben charakterisierten Stranggussmaterial wurden zylindrische Wellen mit einem Durchmesser von 20 mm und einer Länge von 200 mm gefertigt. Neben dem Stranggussmaterial wurde als weiteres Urformverfahren das Sprühkompaktieren von 20MnCr5 eingesetzt. Sprühkompaktiertes Material ist bekannt als nahezu homogen und isotrop (seigerungsfrei). Auch aus diesem Material wurden entsprechende Wellen gefertigt. Alle Wellen wurden zunächst auf ferritisch / perlitische Ausgangsgefüge wärmebehandelt, um einen möglichst vergleichbaren Ausgangszustand zu erhalten. Zudem wurden alle Wellen koordinatenmesstechnisch gemessen. Es wurden zwei verschiedene Wärmebehandlungen verwendet: Zum einen Austenitisieren bei 880 °C mit anschließender langsamer Ofenabkühlung. Zum anderen Austenitisieren bei 880 °C mit anschließender Abschreckung (Blindhärtung). Die

Wärmebehandlung wurde als sehr symmetrisch geprüft, so dass ein wärmebehandlungsbedingter Verzug weitestgehend vernachlässigbar ist. Nach der Wärmebehandlung wurden die Wellen nochmals koordinatenmesstechnisch gemessen und im Folgenden nur die Differenz vor – nach der Wärmebehandlung betrachtet.

Abbildung 2 zeigt die beiden wichtigsten untersuchten Verzugskenngrößen für die beiden Wärmebehandlungen und die beiden Urformverfahren: die Längenänderung und die Krümmungsänderung (Bananenform) der Wellen. In allen Fällen sind die Effekte für Wellen aus dem stranggegossenen Material deutlich größer als die aus sprühkompaktiertem Material. Hier zeigt sich der Einfluss von Anisotropie und Inhomogenität. Hingewiesen sei noch auf die Längenänderung nach der Ofenabkühlung. Hierbei sind der Ausgangs- und der Endzustand ferritisch / perlitisch. Eine Volumenänderung sollte folglich nicht auftreten. Dies trifft für die Wellen aus sprühkompaktiertem Material auch zu (Abbildung 2a). Für Wellen aus stranggegossenem Material tritt dagegen eine große Längenänderung aufgrund der Anisotropie auf. Eine Volumenänderung, die sich unter Berücksichtigung der Durchmesseränderung berechnen lässt, tritt auch bei den Wellen aus stranggegossenem Material nicht auf [Hunkel et al (2007a)]. Für die Krümmung (Bananenform) ist neben der Anisotropie noch eine Inhomogenität in der Anisotropie nötig [Hunkel et al (2008)]. Diese tritt, wie oben gezeigt bei dem stranggegossenem Material auf. Noch größere Krümmungen lassen sich erreichen, wenn die Wellen exzentrisch aus dem Halbzeugmaterial entnommen werden. Dann tritt näherungsweise eine Krümmung zum ehemaligen Halbzeugkern hin oder von ihm weg auf [Hunkel et al (2008), Hunkel et al (2007b)].

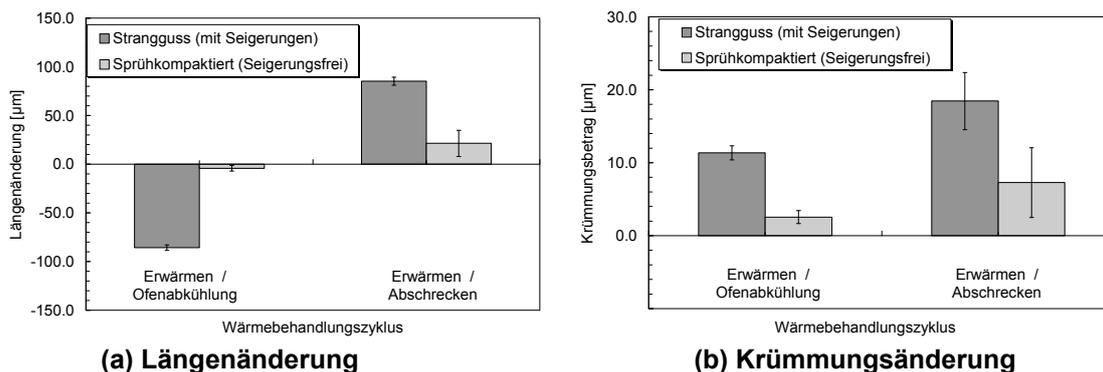


Abbildung 2: Maß- und Formänderung in Abhängigkeit von Urformverfahren und Wärmebehandlung

2 Modellbildung und Datenbestimmung

Es wurde ein Modell zur Simulation des seigerungsbedingten Verzugs während der Wärmebehandlung entwickelt. Da die Seigerungen hauptsächlich die Dehnungsentwicklung beeinflussen, wurde die Modellentwicklung zunächst auf die Dehnungen beschränkt. Es kann gezeigt werden, dass zur Gesamtbetrachtung des Verzugs auch der Erwärm- und Austenitisierprozess einen wesentlichen Einfluss hat [Hunkel et al (2007a), Hunkel et al (2009b)]. Dieser wurde somit mit betrachtet. Die benötigten Parameter für die Dehnungsentwicklung und für die Umwandlungskinetik wurden experimentell für die verwendete Stahlcharge 20MnCr5 bestimmt.

2.1 Modellbildung der anisotropen Umwandlungsdehnung

Die experimentellen Ergebnisse zeigen, dass der wesentliche Effekt der Seigerungen während der Umwandlungen auftritt [Hunkel et al (2007a)]. Die hier zu betrachteten Umwandlungen sind:

- beim Erwärmen
Ferrit / Perlit → Austenit
- beim Ofenabkühlen
Austenit → Ferrit / Perlit
- beim Abschrecken
Austenit → Bainit / Martensit

Der Begriff „Ofenabkühlung“ soll im Folgenden als Synonym für ein definiertes langsames Abkühlen verwendet werden. Theoretisch lässt sich zeigen, dass die anisotrope Umwandlungsdehnung auf einer „inneren Umwandlungsplastizität“ beruht, da es aufgrund des zeitigen Umwandlungsgefüges zu gerichteten inneren Spannungen während der Umwandlung kommt [Hunkel (2009a)].

Die beiden in Abbildung 1a als radial (ε_R) und tangential (ε_T) bezeichneten Richtungen stehen senkrecht auf der Walzrichtung und damit zu den Seigerungen. Die Dehnung in Walzrichtung, die mit longitudinaler Dehnung ε_L bezeichnet werden soll, verläuft parallel zu den Seigerungen. Die mittlere (Volumen-)Dehnung ε_V ergibt sich nach

$$\varepsilon_V = \frac{1}{3}(\varepsilon_L + \varepsilon_T + \varepsilon_R) \quad (1)$$

Die Abweichung vom mittleren Verhalten soll mit anisotroper Dehnung ε^a bezeichnet werden. Für die longitudinale Dehnung ergibt sich

$$\varepsilon_L^a = \varepsilon_L - \varepsilon_V \quad (2)$$

und entsprechend für die radiale und die tangential Richtung. Es lässt sich leicht zeigen, dass $\varepsilon_L^a + \varepsilon_T^a + \varepsilon_R^a = 0$ gilt.

Die mittlere (Volumen-)Dehnung ε_V ergibt sich aus der Dichteänderung infolge der Temperaturänderung und infolge der Umwandlung.

$$\varepsilon_V = \alpha_i(T - T_0) + \varepsilon_i^{tr} p_i \quad (3)$$

wobei α der phasenabhängige thermische Ausdehnungskoeffizient, T_0 eine Referenztemperatur (hier Raumtemperatur 20 °C) und ε_i^{tr} die Umwandlungsdehnung für eine Phase i bezogen auf das Ausgangsgefüge (hier Ferrit/Perlit) sowie p_i der entsprechende Phasenanteil ist. Formal lässt sich Gleichung (3) in den thermischen Anteil ε_{ij}^{th} und den Umwandlungsanteil ε_{ij}^{pt} aufgeteilt werden:

$$\varepsilon_V = \varepsilon_{ii}^{th} + \varepsilon_{ii}^{pt} \quad (4)$$

Da die mittlere (Volumen-)Dehnung ε_V isotrop ist, verschwinden die Scherkomponenten für ε_{ij}^{th} und ε_{ij}^{pt} . Mit Gleichung (4) ergibt sich der Anschluss an den in der Simulation verwendeten Dehnungstensor.

Die dilatometrisch gefunden, nach Gleichung (2) berechneten, anisotropen Dehnungen sind in Abbildung 3 für das Erwärmen, das Ofenabkühlen und das Abschrecken dargestellt. Die Zeit-Temperatur-Pfade entsprachen dabei jeweils experimentell in Wellen bestimmten

Zeit-Temperatur-Pfaden. Umwandlungen finden beim Erwärmen bei etwa 800 °C, beim Ofenabkühlen bei etwa 700 °C und beim Abschrecken unterhalb 500 °C statt. Man erkennt, dass die thermischen Dehnungen (unterhalb 600 °C für Erwärmen und Ofenabkühlung sowie oberhalb 750 °C beim Ofenabkühlen) praktisch nicht von der Entnahmerichtung abhängen. Nur während der Umwandlungen tritt eine signifikante Änderung in der anisotropen Dehnung auf. Dabei verhalten sich tangentielle und radiale Richtung sehr ähnlich während die longitudinale (Walz-)richtung signifikant davon abweicht. Beim Abschrecken ist die anisotrope Umwandlungsdehnung nur sehr klein.

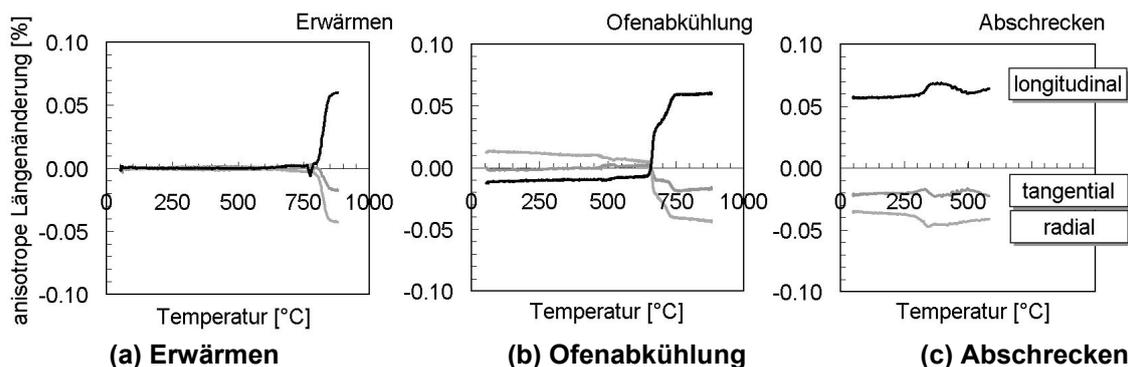


Abbildung 3: Anisotrope Dehnung (Gl. (2)) von Dilatometerproben in Abhängigkeit der Wärmebehandlung

Experimentell wurde gefunden, dass der anisotrope Anteil in der thermischen Dehnung bei der Wärmebehandlung von Stahl vernachlässigbar ist. Nur der anisotrope Anteil in der Umwandlungsdehnung (bezeichnet mit ε_L^{at} , ε_T^{at} und ε_R^{at}) hat einen signifikanten Einfluss. Auch wenn die experimentellen Ergebnisse nahelegen, dass die beiden Richtungen senkrecht zu den Seigerungen fast aber eben nicht ganz äquivalent sind, so wurde doch $\varepsilon_T^a = \varepsilon_R^a$ verwendet. Für die anisotrope Dehnung wird somit angesetzt:

$$\begin{aligned} \varepsilon_T^a &= \varepsilon_T^{at} = -\frac{1}{2} \varepsilon_i^{at} p_i \\ \varepsilon_R^a &= \varepsilon_R^{at} = -\frac{1}{2} \varepsilon_i^{at} p_i \\ \varepsilon_L^a &= \varepsilon_L^{at} = \varepsilon_i^{at} p_i \end{aligned} \quad (5)$$

Der Koeffizient ε_i^{at} gibt das Ausmaß der anisotropen Umwandlungsdehnung für eine Umwandlung mit Phasenanteil p_i wieder. Für Gleichung (5) gelten die entsprechenden Bemerkungen wie zu Gleichung (3). Allerdings ist zu beachten, dass hierbei zwischen dem ferritisch / perlitischen Ausgangsgefüge und dem ferritisch / perlitischen Endgefüge zu unterscheiden ist, da dazwischen die Austenitisierung liegt. Für eine beliebig im Raum orientierte Seigerung, wie sie nach komplexen Umformprozessen auftritt, muss die über Gleichung (5) definierte anisotrope Dehnung mittels der lokalen Drehmatrix \mathbf{R} in das verwendete Koordinatensystem überführt werden, wobei dann Scherkomponenten auftreten können:

$$\begin{pmatrix} \varepsilon_{ij}^{at} \end{pmatrix} = \mathbf{R} \begin{pmatrix} \varepsilon_T^{at} & 0 & 0 \\ 0 & \varepsilon_R^{at} & 0 \\ 0 & 0 & \varepsilon_L^{at} \end{pmatrix} \mathbf{R}^T \quad (6)$$

Wie in der Einleitung bereits erwähnt, beobachtet man metallographisch eine radiusabhängige Struktur. Die Auswirkung diese Struktur wurde mit Hilfe von an unterschiedlichen Radien

entnommen Dilatometerproben untersucht. Da der Durchmesser 25 mm zu klein für eine größere Anzahl von Dilatometerproben war, wurde auf den größeren Halbzugdurchmesser 90 mm derselben Stahlcharge zurückgegriffen. Notgedrungen war der Umformgrad damit deutlich kleiner. Pro Radiusposition wurden 3 Dilatometerproben verwendet. Abbildung 4 gibt die Probenentnahme schematisch wieder. Gleichzeitig sind die Positionen der in Kapitel 3.2.2 behandelten exzentrisch entnommenen Wellen eingezeichnet.

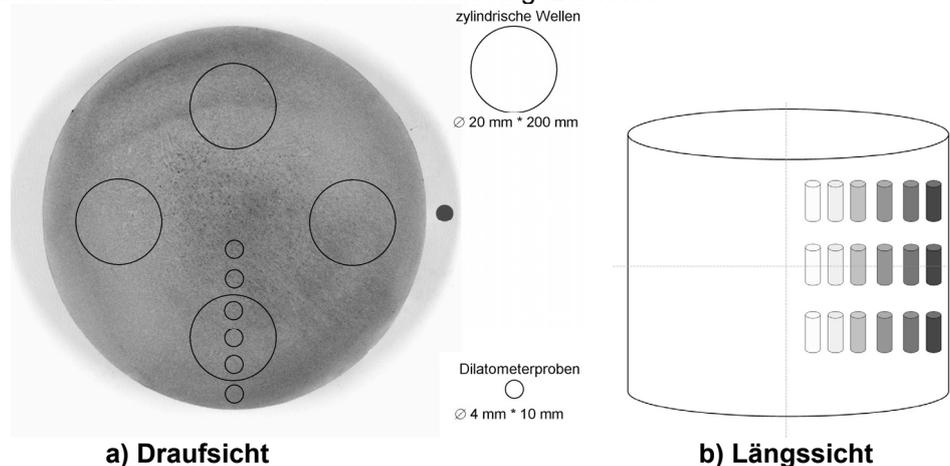


Abbildung 4: Entnahme von Proben aus dem Halbzeug Ø 90 mm

Wie in Abbildung 5 deutlich zeigt, ist die anisotrope Umwandlungsdehnung signifikant vom Radius abhängig. Vereinfacht wurde die Radiusabhängigkeit über eine Exponentialfunktion modelliert (Details s. [Hunkel et al (2008)]):

$$\varepsilon_i^{at}(r) = \varepsilon_{i0}^{at} + \varepsilon_{i1}^{at} \cdot e^{-c_r \cdot (1 - \frac{2r}{D})} \quad (7)$$

Hierbei gibt D den Halbzugdurchmesser an und r den Abstand zur Mittelachse des Halbzeugs. Gleichung (7) lässt sich für die verschiedenen zur Verfügung stehenden Halbzugdurchmesser unter der Annahme, dass nur auf den Halbzugdurchmesser skaliert werden muss, verwenden. Bemerkenswerterweise ergaben sich für alle Umwandlungen fast identische Parameter c_r .

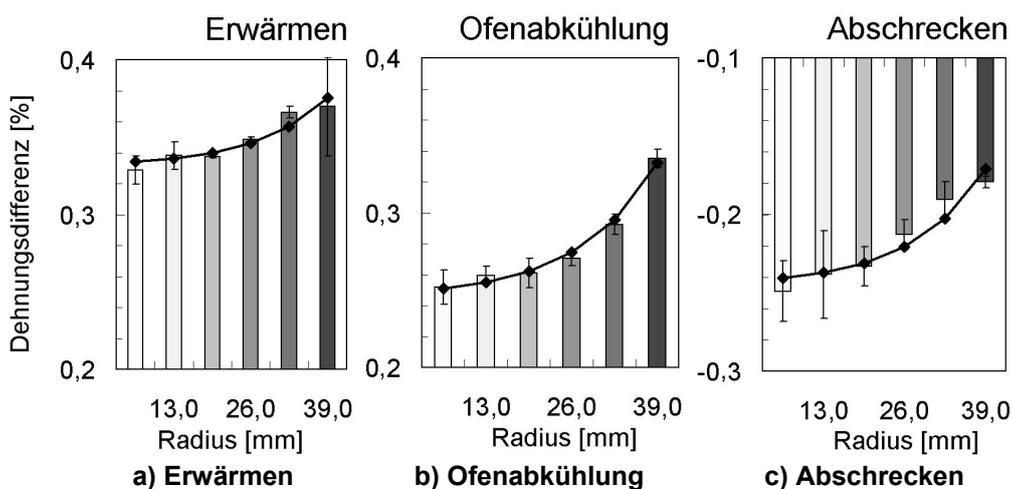


Abbildung 5: Radiusabhängige anisotrope Umwandlungsdehnung von Dilatometerproben in Abhängigkeit der Wärmebehandlung (Halbzeug: Ø 90 mm)

Die Berechnung der Dehnrates $\dot{\varepsilon}_{ij}$ in der Näherung für kleine Dehnungen wurde um die anisotrope Umwandlungsdehnung $\dot{\varepsilon}_{ij}^{at}$ erweitert. Damit ergibt sich als Ratengleichung für die Dehnung:

$$\dot{\varepsilon}_{ij} = \dot{\varepsilon}_{ij}^e + \dot{\varepsilon}_{ij}^{th} + \dot{\varepsilon}_{ij}^p + \dot{\varepsilon}_{ij}^{pt} + \dot{\varepsilon}_{ij}^{at} + \dot{\varepsilon}_{ij}^{up} \quad (8)$$

mit der elastischen Dehnung ε_{ij}^e , der thermischen Dehnung ε_{ij}^{th} , der plastischen Dehnung ε_{ij}^p , der isotropen Umwandlungsdehnung ε_{ij}^{pt} und der Umwandlungsplastizität ε_{ij}^{up} . Details zu den nicht besprochenen Anteilen sind z.B. in [Denis et al (1985), Sjöström (1985)] zu finden.

2.2 Umwandlung

Der Modellierung der Umwandlung ist bei der Wärmebehandlungssimulation verstärkt Aufmerksamkeit zu schenken. Zum einen hängen die Maßänderungen von den einzelnen Phasenanteilen ab, zum anderen führen Umwandlungsspannungen zu Verzug und Beeinflussen die Eigenspannungen. Die martensitische Umwandlung wird gut mit der Koistinen-Marburger Gleichung [Koistinen und Marburger (1959)] oder einer Modifikation, alle anderen Umwandlung mit der Johnson-Mehl-Avrami-Gleichung [Avrami (1949)] oder einer Modifikation dieser beschrieben.

Die Koistinen-Marburger-Gleichung zur Beschreibung der Austenit → Martensit-Umwandlung lautet:

$$p_M = (1 - p_B) \left(1 - e^{-\frac{M_S - T}{T_0}}\right) \quad \text{wenn } T < M_S, \dot{T} < 0 \quad (9)$$

Da bekannt ist, dass eine vorhergehende Bainitbildung die Umwandlungskinetik der Martensitbildung beeinflusst, wurde die Martensitstarttemperatur M_S und T_0 als quadratisch abhängig vom vorher gebildeten Bainitanteil angesetzt.

Für die Bainitbildung beim Abschrecken wird eine Modifikation der Johnson-Mehl-Avrami-Gleichung verwendet:

$$\dot{p}_i = -n \frac{p_{\max}(T) - p_i}{\tau(T)} \left(-\ln(p_{\max}(T) - p_i)\right)^{\frac{n-1}{n}} f(\dot{T}) \quad (10)$$

mit dem Exponenten n und der Verzögerungszeit τ

$$\tau(T) = \tau_0 e^{\frac{Q}{RT_A}} e^{-\frac{P}{RT_A(B_S - T)^2}} \quad (11)$$

sowie einem phänomenologischen Korrekturterm f für die Abkühlgeschwindigkeit

$$f(\dot{T}) = 0.5 * \left(1 + \frac{\dot{T} - T_{f0}}{T_{f1}}\right) \quad (12)$$

Dabei gibt T_A die absolute Temperatur (in K) und B_S die Bainitstarttemperatur an. Bekannt ist, dass bei isothermer Versuchsführung unterhalb von B_S zunächst nur eine unvollständige Bainitbildung auftreten kann [Bhadeshia (1981)]. Dieses Verhalten wird durch einen temperaturabhängigen Maximalanteil $p_{\max}(T)$ beschrieben. Um den für die Simulation

interessanten Zeit-Temperatur-Pfad zu bestimmen wurde zunächst an Wellen die Temperaturentwicklung mittels Thermoelementmessung während der Wärmebehandlung bestimmt. Dieser Zeit-Temperaturpfad wurde dann Dilatometerproben aufgeprägt. Aus der Entwicklung der Längenänderung lassen sich dann mittels Anpassung der Umwandlungsparameter diese bestimmen.

3 Simulationen

3.1 Durchführung der Simulationen

3.1.1 Geometrie- und Netzerstellung

Experimentell wurden zylindrische Wellen untersucht. Der Schwerpunkt lag auf Wellen mit einem Durchmesser von 20 mm und einer Länge von 200 mm. Für diese Wellen wurde ein 2-dimensionales axialsymmetrisches Netz sowie ein 3-dimensionales Netz erstellt. In beiden Fällen wurde eine Spiegelsymmetrie verwendet, so dass nur der obere Teil mit der Länge 100 mm zu simulieren war.

Neben den Standardwellen aus Strangguss mit Durchmesser 20 mm wurden Wellen mit Durchmesser 14 mm und 10 mm untersucht sowie Wellen mit Durchmesser 20 mm aus sprühkompaktiertem Material.

3.1.2 Thermische Randbedingungen

Die Wellen wurden in einem Rohrofen bei 880 °C 30 min erwärmt und austenitisiert. Anschließend wurden sie entweder mit dem Rohrofen zusammen bis auf Raumtemperatur abgekühlt oder in einem Gasdüsenfeld [Schüttenberg et al (2004)] mit Stickstoff mit einer Austrittsgeschwindigkeit von 150 m/s abgeschreckt. Um den Temperaturverlauf in den Wellen zu bestimmen, wurden Wellen mit Thermoelementen bestückt. Die Thermoelemente saßen exakt in der Mitte der Wellen (halbe Höhe im Kern). Abbildung 6 zeigt die Temperaturentwicklung für die beiden Abkühlvarianten. Der „Hubbel“ bei der Ofenabkühlung bei etwa 700 °C induziert die Austenit → Ferrit/Perlit-Umwandlung. Der Wiederanstieg in der Temperatur ist ein Resultat der frei werdenden Umwandlungswärme.

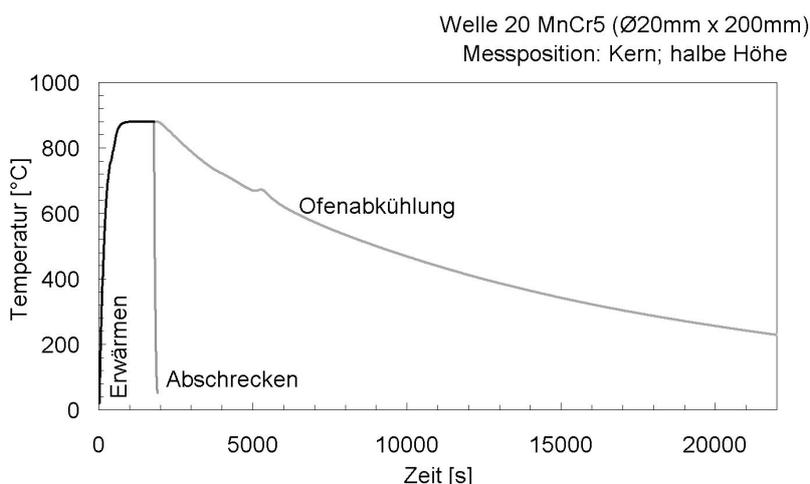


Abbildung 6: Temperaturmessung im Kern von erwärmten und abgeschreckten oder ofenabgekühlten Wellen aus 20MnCr5

Prinzipiell sind bei der Wärmebehandlung zwei Effekte für den Wärmestrom verantwortlich: der konvektive Wärmeaustausch mit der Umgebung und der Strahlungsaustausch. Der konvektive Wärmeaustausch wird durch den Wärmeübergangskoeffizient α über

$$j = -\alpha(T - T_0) \quad (13)$$

bestimmt und der Strahlungsaustausch durch die Emissivität ε

$$j = -\varepsilon k(T^4 - T_0^4) \quad (14)$$

Dabei gibt T die Temperatur an der Werkstückoberfläche wieder, T_0 die Umgebungstemperatur und $k = 5,67 \cdot 10^{-8} \text{ W}/(\text{m}^2\text{K}^4)$ die Stefan-Boltzmann-Konstante. Die Umgebungstemperatur beim Erwärmen ist die Austenitisiertemperatur von 880 °C und beim Abschrecken Raumtemperatur 20 °C . Bei der Ofenabkühlung fällt die Umgebungstemperatur kontinuierlich von Austenitisiertemperatur auf Raumtemperatur ab. Ein Problem ist, dass die Proben beim Erwärmen und Austenitisieren undefiniert leicht verzundern können, was die Emissivität beeinflusst [Hunkel et al (2009b)]. Als Emissivität wurde $0,62$ angesetzt. Der Wärmeübergangskoeffizient für das Erwärmen und Ofenabkühlen wurde auf $25 \text{ W}/(\text{m}^2\text{K})$ gesetzt. Für das Abschrecken wurde der ortsabhängige Wärmeübergangskoeffizient aus einer CFD- Simulation des Gasstroms bestimmt [Schüttenberg et al (2004)]. Für die 2-D-Simulationen wurden daraus mittlere Wärmeübergangskoeffizienten von $750 \text{ W}/(\text{m}^2\text{K})$ bestimmt. Mit diesen Daten resultierte eine gute Übereinstimmung von simuliertem und experimentellem Temperaturverlauf (s. Kapitel 3.2.1).

3.1.3 Datensatz

Dem IWT liegt ein thermophysikalischer und thermomechanischer Datensatz für den Einsatzstahl 20MnCr5 vor [Lütjens et al (2005), Cogne et al (2005)], der als Ausgangspunkt für die Simulation verwendet wurde. Bekannt ist, dass die Umwandlungskinetik empfindlich von der chemischen Zusammensetzung abhängt, weshalb diese für den verwendeten stranggegossenen Stahl bestimmt wurde. Außerdem wurden die Parameter der Dehnung, die in diesem Beitrag im Fokus steht, experimentell bestimmt. Sowohl die Umwandlungskinetik als auch die Parameter der Dehnung lassen sich über Dilatometerversuche bestimmen [Hunkel et al (2007a)].

3.2 Simulationsergebnisse

Da der Verzug durch die Überlagerung von Maß- und Formänderungen beim Erwärmen und beim Abschrecken bzw. Ofenabkühlen entsteht, war es unumgänglich die gesamte Wärmebehandlung zu simulieren. Für die Simulation wurde das FEM-Programm Sysweld verwendet. Nachteilig ist, dass programmbedingt bisher keine Umwandlungsplastizität beim Erwärmen verwendet werden kann, obwohl diese einen leichten Einfluss auf die Maßänderung hat [Hunkel et al (2009b)].

3.2.1 Temperatur- und Phasenentwicklung

Abbildung 7 zeigt den Vergleich zwischen simulierten und experimentellen Temperaturverläufen für die 2-D-Simulationen. Im Rahmen der Messgenauigkeiten stimmen simulierte und experimentelle Temperaturverläufe überein. Abbildung 8 gibt die simulierten Phasenanteile in Abhängigkeit der Zeit wieder. Im Allgemeinen laufen Phasenumwandlungen innerhalb eines relativen kleinen Zeitraums ab. Die Zeitschrittweite der Simulation wurde entsprechend während der Umwandlungszeit verfeinert. Für die Ofenabkühlung ergibt sich ein identischer Ausgangs- und Endzustand.

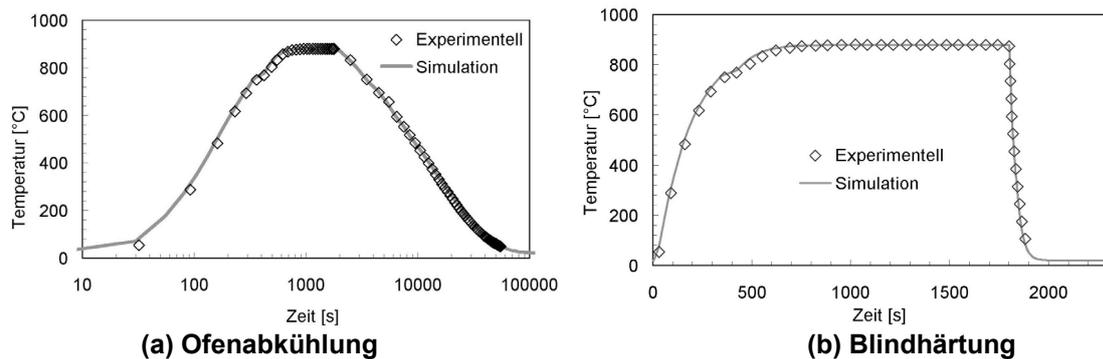


Abbildung 7: Vergleich von simuliertem und experimentellem Temperaturverlauf für Wellen mit Durchmesser 20 mm und 200 mm Länge

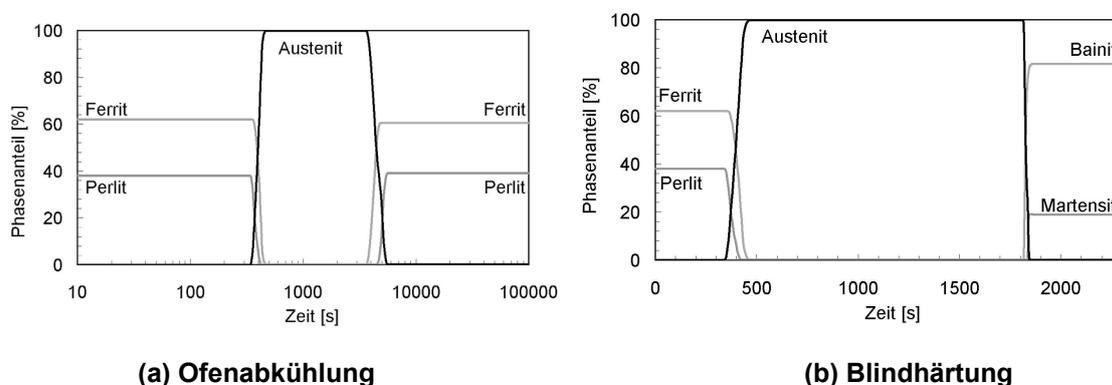


Abbildung 8: Simulierte Phasenentwicklung für Wellen mit Durchmesser 20 mm und 200 mm Länge

3.2.2 Maß- und Formänderung

In einem ersten Schritt wurde der Einfluss der anisotropen Umwandlungsdehnung auf die Längenänderung selber betrachtet. Hierzu bot sich ein Vergleich mit den experimentellen Ergebnissen von stranggegossenem und von sprühkompaktiertem Material an. Die Simulation des stranggegossenen Materials erfolgte unter Berücksichtigung der anisotropen Umwandlungsdehnung, während für die Simulation des sprühkompaktierten Materials die anisotrope Umwandlungsdehnung nicht berücksichtigt wurde ($\varepsilon_i^{at} = 0$ in Gleichung (5)).

Abbildung 9 gibt den Vergleich zwischen den simulierten und den experimentellen Ergebnissen für Ofenabkühlung und Blindhärtung wieder. Für die Ofenabkühlung lassen sich die experimentellen Ergebnisse gut mit der Simulation reproduzieren, der Unterschied für die Blindhärtung ist nicht so deutlich. Für die Blindhärtung laufen derzeit ergänzende Untersuchungen, um den Datensatz weiter zu verbessern.

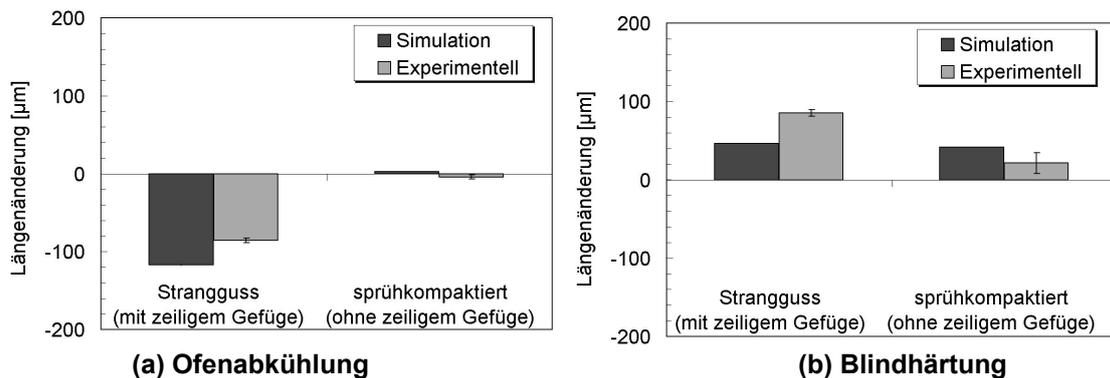


Abbildung 9: Vergleich der simulierten und experimentellen Längenänderung in Abhängigkeit der Wärmebehandlung und des Ausgangsmaterials

Die Maßänderung wurde an Wellen mit den drei Durchmessern 10 mm, 14 mm, und 20 mm untersucht. Diese Wellen waren zentrisch aus einer Halbzeugstange mit Durchmesser 25 mm entnommen. Für diese Simulationen fanden deshalb die 2-D-Netze Anwendung. Berücksichtigt wurden die Anisotropie (Gleichung (5)) und deren Ortsabhängigkeit (Gleichung (7)). In Abbildung 10 werden die simulierten Längenänderungen den experimentellen Längenänderungen gegenübergestellt. Auch hier stimmen die Ergebnisse im Rahmen der Messgenauigkeit überein. Der Einfluss der Durchmesserabhängigkeit ist deutlich kleiner als Abbildung 5 suggeriert. Hauptgrund ist, dass die Längenänderung eine integrale Größe ist und somit der Einfluss des Randes nicht so groß ist, wie bei den Dilatometerversuchen, deren Ergebnisse in Abbildung 5 gezeigt werden.

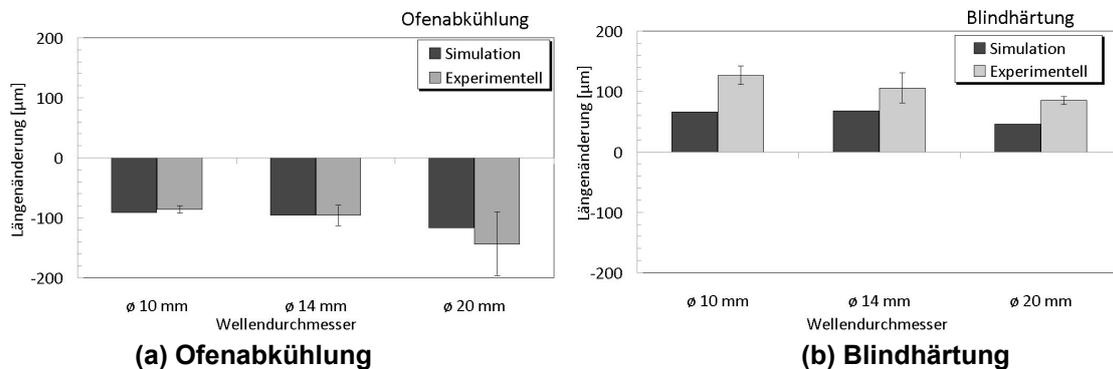


Abbildung 10: Simulierte Längenänderung in Abhängigkeit des Wellendurchmessers im Vergleich mit experimentellen Ergebnissen

Als Formänderung wurde bei den Wellen die Krümmung („Banannenform“) untersucht. Zwar tritt bei den zentrisch entnommenen Wellen ebenfalls eine Krümmung auf, eine solche lässt sich aber mit dem derzeitigen Modell nicht simulieren. Bei exzentrisch entnommenen Wellen dagegen ist die Krümmung durch die Probenentnahme vorgegeben. Dargestellt werden hier Ergebnisse an Wellen mit den Maßen Ø 20 mm x 200 mm, die aus dem 90 mm Halbzeug entnommen wurden. Die Mittelachse der Wellen lag etwa bei einem Radius von 28 mm der Halbzeugstangen (s. auch Abbildung 4). Die Ortsabhängigkeit der anisotropen Umwandlungsdehnung variierte also von „Innenseite“ nach „Außenseite“, wobei sich „innen“ und „außen“ auf die Lage in der Halbzeugstange bezieht. Um den Einfluss der Entnahmeposition abschätzen zu können, wurden drei Simulationen mit den Positionen 26,0 mm, 28,5 mm und 31,0 mm des Wellenmittelpunkts bezogen auf die Radiusposition im Halbzeug durchgeführt. Abbildung 11 zeigt die Temperaturabhängigkeit der Krümmung für die

drei Positionen im Vergleich mit dem experimentellen Ergebnis, wobei derzeit nur der Endzustand bestimmt werden kann. Während der Erwärmung krümmen sich die Wellen zum Kern des Halbzeugs. Während des Ofenabkühlens und des Abschreckens bewegt sich die Krümmung in Richtung Kern des Halbzeugs. Während es bei der Ofenabkühlung die Krümmung in den negativen Bereich und damit zu einer absoluten Krümmung zum Kern hin kommt, bleibt beim Abschrecken die Krümmung im positiven Bereich und damit zur Oberfläche des Halbzeugs. Für die Ofenabkühlung konnte die experimentelle Krümmung gut reproduziert werden, während für das Abschrecken die experimentelle Krümmung unterschätzt wird. Vermutet wird, dass es weitere inhomogene Eigenschaften gibt, die bisher nicht quantifiziert werden konnten.

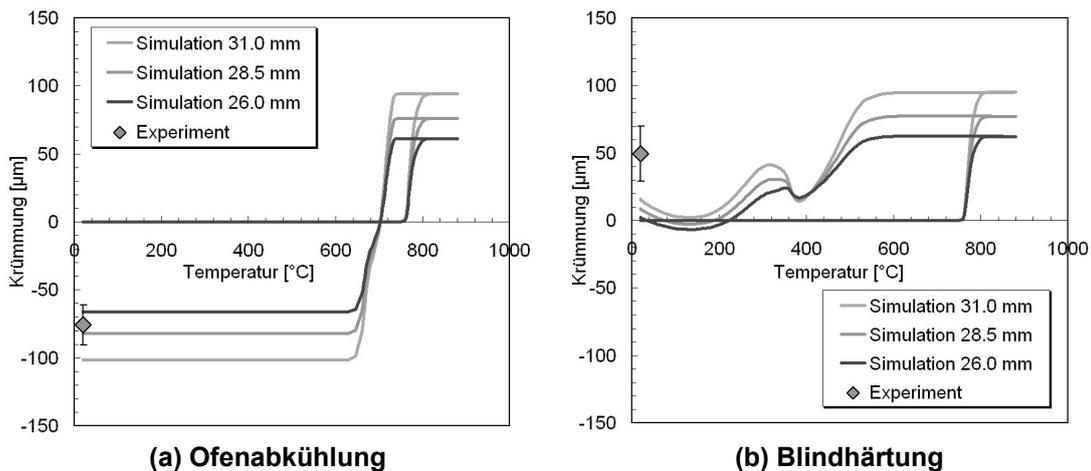


Abbildung 11: Simulierte Krümmung in Abhängigkeit der Wellenposition im Vergleich mit experimentellen Ergebnissen

4 Diskussion und Ausblick

Es wurde eine Modell für die Simulation der Wärmebehandlung von Bauteilen aus stranggegossenem Material entwickelt und vorgestellt. Das Modell beruht auf der Verwendung von orts- und richtungsabhängigen Umwandlungsdehnungen. Mit Hilfe dieses Modells konnte das Verzugsverhalten von zylindrischen Wellen gut beschrieben werden. Das vorliegende Beispiel zeigt:

- Chemische Inhomogenitäten (Seigerungen) können zu Verzug führen.
- Die Annahme eines isotropen und ortsunabhängigen Verhaltens ist deshalb auch für die Wärmebehandlungssimulation nicht immer ausreichend.
- Der Erwärm- und Austenitisierprozess kann ebenfalls zum Verzug beitragen und muss dann in der Simulation berücksichtigt werden. Für Sysweld™ wäre es wünschenswert, dass die Umwandlungsplastizität auch für das Erwärmen integriert wird. Der für 20MnCr5 bestimmte Wert für das Ausmaß der Umwandlungsplastizität liegt bei $K = 12,4 \cdot 10^{-5} \text{ MPa}^{-1}$ für das Erwärmen [Hunkel (2009b)], was vergleichsweise groß ist.

Nachteilig ist derzeit, dass die experimentelle Bestimmung der Parameter sehr aufwändig ist. Das Modell soll so weiterentwickelt werden, dass die Verwendung der lokalen chemischen Zusammensetzung zur Parameterbestimmung ausreicht. Zwar muss die dann zugrunde liegende Messung mit der Elektronenstrahl-Mikroanalyse ausreichend genau sein (Ortsauflösung und Messdauer), dann lassen sich aber lokale Effekte wie nicht exakt rotationssymmetrische Strukturen leicht einschließen. Mit dieser Methode lassen sich dann hoffentlich auch die Krümmungsänderungen der zentrisch entnommenen Wellen abbilden.

Abschließend soll noch angemerkt werden, dass größere inhomogene Wärmeübergänge oder starke geometrische Inhomogenitäten zu deutlich größeren Verzügen führen können. Als Beispiel sei die Ölabschreckung identischer Wellen wie bei den vorgestellten Untersuchungen genannt, bei der Krümmungen bis 200 µm (also 10x größere) festgestellt wurden [Frerichs et al (2005)].

5 Danksagung

Die vorliegende Arbeit wurde im Rahmen des Sonderforschungsbereiches 570 „Distortion Engineering“ an der Universität Bremen erstellt. Für die finanzielle Unterstützung dankt der Autor der Deutschen Forschungsgemeinschaft.

6 Literatur

Avrami, M. (1949), „Kinetics of Phase Change. II. Transformation-Time Relations for Random Distribution of Nuclei“, *J. Chem. Phys.*, Vol 8, pp. 212-224.

H.K.D.H. Bhadeshia (1981), „Bainite: The Incomplete-Reaction phenomenon and the approach to equilibrium“, *Proc. of the International Solid-Solid Phase Transformations Conference*, TMS, Pittsburgh, pp. 1041-1048.

Cognye, O., Brandao, M.J., Straub, F., Bonina, D., Lazaro, S., Denis, S. und Archambault, P. (2005) „Report workpackage 4.1 collection of physical data“, *Report of the project Virtual Heat Treatment Tool for Monitoring and Optimising HT Process*, (G1RD-CT2002-0835).

Denis, S.; Gautier, E.; Simon, A. und Beck, G. (1985), „Stress-phase-transformation interactions - basic principles, modelling, and calculation of internal stresses“, *Mat. Sci. Techn.*, Vol. 1, pp. 805 – 814.

Frerichs, F.; Luebben, Th.; Hoffmann, F.; Mayr, P. und Zoch, H.-W. (2005), „Einfluss von gezielt asymmetrischen Vertigungsbedingungen auf den Verzug von Wellen infolge von Abschreckprozessen“, *HTM Z. Werkst. Waermebeh. Fertigung*, Vol. 60, No. 6, pp. 323-330.

Hoffmann, F.; Keßler, O.; Lübben, Th. und Mayr, P. (2002), „“Distortion Engineering” - Verzugsbeherrschung in der Fertigung“, *HTM Z. Werkst. Waermebeh. Fertigung*, Vol 57, No. 3, pp. 213 – 217.

Hunkel, M.; Hoffmann, F. und Zoch, H.-W. (2007a), „Size Change due to Anisotropic Dilation Behavior of a Low Alloy SAE 5120 Steel“, *steel research int.* Vol 78, pp. 45-51.

Hunkel, M.; Frerichs, F.; Prinz, C.; Surm, H.; Hoffmann, F. und Zoch, H.-W. (2007b), „Distortion due to Segregations of Components of a Low Alloy SAE 5120 Steel after Blank and Case Hardening“ *HTM Z. Werkst. Waermebeh. Fertigung*, Vol. 62, No. 4, pp. 144-149.

Hunkel, M.; Hoffmann, F. und Zoch, H.-W. (2008), „Simulation of the Distortion of Cylindrical Shafts during Heat Treatment due to Segregations“, *International Journal of Microstructure and Materials Properties (IJMMP)* Vol. 3 No. 1, pp. 162-177.

Hunkel, M. (2009a), „Anisotropic transformation strain and transformation plasticity: two corresponding effects“, *Mat.-wiss. u. Werkstofftech.*, Vol .40, No. 5-6, pp. 466-472.

Hunkel, M.; Dalgic, M. und Hoffmann, F. (2009b), „Plasticity of the low alloy steel SAE 5120 during heating and austenitizing“, *Proc. of Conf. on New Challenges in Heat treatment and*

Surface Engineering, 09-12. Juni 2009, Cavtat, Kroatien, Smoljan, B.; Matijevic, B. (Eds.), pp. 73-80.

Koistinen, D.P. und Marburger, R.E. (1959), „A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon and plain carbon steels“, *Acta metall.* Vol 7 No. 1, pp. 59-60.

Lütjens, J.; Heuer, V.; König, F.; Lübken Th.; Schulze, V. und Trapp, N. (2005), „Determination of input data for the simulation of case hardening“, *Proc. 1st Int. Conf. on Distortion Engineering*, Bremen, 14-16.09.2005, pp. 269-280.

Prinz, C.; Hunkel, M.; Clausen, B.; Hoffmann, F. und Zoch, H.-W. (2009), „Characterization of segregations and microstructure and their influence on distortion of low alloy SAE 5120 steel“, *Mat.-wiss. u. Werkstofftech.*, Vol. 40, No. 5-6, pp. 368-373.

Schüttenberg, S. Hunkel, M.; Frerichs, F.; Fritsching, U. und Mayr, P. (2004), „Verzugskompensation mittels Gasabschreckung in flexiblen Düsenfeldern, Teil 1: Prozesstechnik“, *HTM Z. Werkst. Waermebeh. Fertigung*, Vol 59 No. 2, pp. 185-191.

Schwerdtfeger (Hrsg) (1991), *Metallurgie des Stranggießens*, Verlag Stahleisen, Düsseldorf

Sjöström, S. (1985), „Interactions and models for calculating quench stresses in steels“, *Mat. Sci. Techn.*, Vol. 1, pp 823-829.

Thoben, K.-D. et al (2002), „“Distortion Engineering“: Eine systemorientierte Betrachtung des Bauteilverzugs“, *HTM Z. Werkst. Waermebeh. Fertigung* Vol. 57, No. 4, pp. 276-282.

Einfluss der Wärmequellenmodellierung auf die Simulation der Einhärtetiefe und der Bauteilverzüge beim Schleifhärteprozess

**Tobias Föckerer^{1*}, Jens-Walter Huntemann^{2*},
Carsten Heinzel², Ekkard Brinksmeier² und Michael F. Zäh¹**

¹ *Institut für Werkzeugmaschinen und Betriebswissenschaften (iwb),
Boltzmannstr. 15, 85748 Garching, Technische Universität München, Deutschland*

^{1*} *E-Mail: tobias.foeckerer@iwb.tum.de*

² *Stiftung Institut für Werkstofftechnik (IWT),
Badgasteiner Str. 3, 28359 Bremen, Universität Bremen, Deutschland*

^{2*} *E-Mail: huntemann@iwt-bremen.de*

ZUSAMMENFASSUNG

Beim Schleifhärten wird die durch Scher- und Reibeffekte in der Kontaktzone entstehende Prozesswärme gezielt zur Umsetzung einer Randschichthärtung genutzt. Die flächendeckende Einführung dieses innovativen Fertigungsverfahrens in die industrielle Praxis wird derzeit noch durch den hohen experimentellen Aufwand zur Auslegung der Prozessparameter behindert. Neben der Einstellung der Randschichthärte sowie der Einhärtetiefe wird durch die komplexen thermometallurgischen und thermomechanischen Zusammenhänge vor allem die Vorhersage und Kompensation der prozessbegleitenden Bauteilverzüge erschwert. Der Einsatz der Finite-Elemente-Methode (FEM) soll die Auslegung des Schleifhärteprozesses numerisch unterstützen und damit effizienter gestalten.

Die Randschichthärtung und der Bauteilverzug stellen sich abhängig vom bearbeiteten Werkstoff, der Intensität der transienten Wärmeeinbringung und der anschließenden Abkühlphase ein. Aufgrund der Bedeutung der transienten Temperaturfelder für den Schleifhärteprozess liegt ein Schwerpunkt der folgenden Ausführungen auf der Modellierung der Wärmequellen. Die im Rahmen dieses Beitrags untersuchten und hinsichtlich der Ergebnisgrößen Einhärtetiefe und Bauteilverzug verglichenen Wärmequellen basieren auf bekannten thermischen Betrachtungen von Schleifprozessen sowie auf durchgeführten experimentellen Untersuchungen. Der Beitrag zeigt dabei die Abhängigkeiten der transienten Temperaturverteilung sowie der resultierenden Einhärtetiefe vom gewählten Wärmequellenmodell auf. Durch den Einsatz von prozessangepassten Wärmequellenmodellen ist die Modellierung des Schleifhärteprozesses und die numerische Simulation des Arbeitsergebnisses mittels Finite-Elemente-Methode eine wirkungsvolle Möglichkeit, den Aufwand bei der Auslegung und Optimierung von Schleifhärteprozessen zu verringern.

1 Einleitung

Die Fertigungsverfahren mit geometrisch unbestimmter Schneide werden im industriellen Umfeld überwiegend für die Fertigbearbeitung von Werkstücken eingesetzt. Insbesondere mit dem Verfahren Schleifen können dabei große Zeitspanvolumina in Verbindung mit hohen Form- und Oberflächengüten wirtschaftlich realisiert werden. Zudem hat die fortlaufende Entwicklung der eingesetzten Methoden und Werkzeuge zur Steigerung der Leistungsfähigkeit, der Qualität sowie der Vielseitigkeit der Schleifenverfahren beigetragen [Grote & Feldhusen, 2007]. Die Verfahrensvariante des Schleifhärtens stellt dabei einen innovativen Ansatz zur Substitution von

Randschichthärteverfahren dar. Durch die gezielte Nutzung der in der Kontaktzone durch plastische Verformung, Reibung und Spanabnahme auftretenden, prozessbedingten Wärmemengen ist eine Kurzzeit-Austinitisierung innerhalb der Werkstückrandschicht möglich [Brinksmeier & Brockhoff, 1994]. Die anschließende martensitische Härtung erfolgt hauptsächlich durch Selbstabschreckung [Brockhoff, 1999] und wird im Falle einer Nassbearbeitung durch den konvektiven Wärmetransport an der überströmten Werkstückoberfläche unterstützt [Brinksmeier et al., 2005]. Damit ermöglicht der Schleifhärteprozess die Integration der Randschichthärtung in die Prozesskette der spanenden Fertigung [Velde, 2006].

Zahlreiche schleif- und werkstofftechnische Untersuchungen an der Stiftung Institut für Werkstofftechnik (IWT), Bremen, liefern die Grundlage zum Einsatz dieses vielversprechenden Verfahrens im industriellen Umfeld. Dabei wurden für verschiedene Verfahrensvarianten Parameterfenster identifiziert, welche reproduzierbare Fertigungsergebnisse gewährleisten. Allerdings sind im Praxiseinsatz, insbesondere bei komplexeren Bauteilstrukturen, zahlreiche Vorversuche zur Prozessauslegung erforderlich, um die Ergebnisgrößen, wie beispielsweise die Einhärtetiefe und den resultierenden Bauteilverzug, beherrschen zu können [Velde, 2006].

Eine Möglichkeit, die Auslegung des Schleifhärteprozesses zu unterstützen und damit die Dauer und den Aufwand zu reduzieren, ist dessen numerische Abbildung und Simulation unter Einsatz der Finite-Elemente-Methode (FEM). Simulative Untersuchungsaspekte sind, neben der Oberflächenhärte und der realisierbaren Einhärtetiefe, die thermometallurgischen Umwandlungsvorgänge sowie der Werkstückverzug, welcher sich auf Basis des Eigenspannungszustands der wärmebeeinflussten Randzone ausbildet. Die im vorliegenden Beitrag vorgestellten Erkenntnisse zum Einfluss der Wärmequellenmodellierung auf die Simulation der Einhärtetiefe und der Bauteilverzüge beim Schleifhärteprozess wurden in Kooperation mit dem Institut für Werkzeugmaschinen und Betriebswissenschaften (*iwb*) der Technischen Universität München sowie der Stiftung Institut für Werkstofftechnik (IWT), Bremen, erarbeitet und von der Deutschen Forschungsgemeinschaft (DFG) gefördert. Die Validierung der entwickelten Modelle des Finite-Elemente-(FE)-basierten Verfahrens zur Simulation des Schleifhärteprozesses wurde mit Hilfe von experimentell ermittelten Ergebnisgrößen realisiert.

2 Modellierung der Wärmeeinbringungen schleiftechnisch bearbeiteter Werkstücke

Beim Schleifen erfolgt der Spanabtrag durch ein Werkzeug mit mehreren geometrisch unbestimmten Schneiden. Aufgrund der während der Spanbildung innerhalb der Kontaktzone zwischen Schleifscheibe und Werkstück auftretenden Reibungseffekte und plastischen Verformungen (siehe Abbildung 1) wird der überwiegende Teil der zugeführten mechanischen Schnittleistung in einen Wärmestrom überführt [Grote & Feldhusen, 2007]. Lediglich ein kleiner Teil der zugeführten mechanischen Energie wird in kinetische Energie der Späne und in plastische Deformationen umgesetzt [Choi, 1986; Lowin, 1980].

Wie in Abbildung 1 gezeigt, ergibt sich die dem Prozess zugeführte Schleifleistung vereinfacht aus dem Produkt der tangentialen Schleifkraft F_t und der Schnittgeschwindigkeit v_c [Choi, 1986]. Die in der Kontaktzone entstehende thermische Energie wird aufgrund der resultierenden Temperaturgradienten in den angrenzenden Systembestandteilen, wie dem Werkstück, der Schleifscheibe, den Spänen, dem Kühlschmierstoff und mittels Strahlung und Konvektion an die Umgebung abgeführt. Dabei hat die Kombination der Prozessgrößen einen entscheidenden Einfluss auf die Verteilung des Gesamtwärmestroms, wodurch die entsprechenden prozentualen Anteile stark schwanken können [Brinksmeier & Brockhoff, 1994; Brockhoff, 1999].

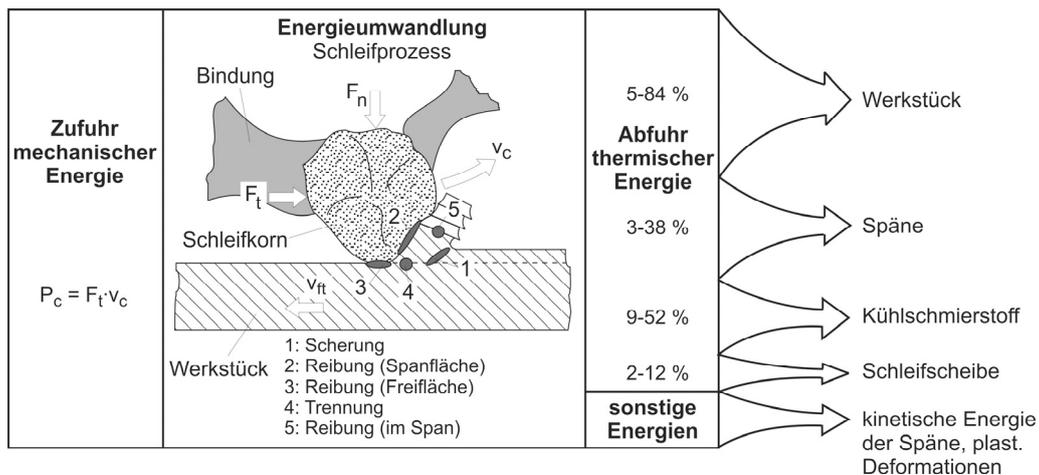


Abbildung 1: Energieumsetzung und Wärmeenergieverteilung beim Schleifen [Brinksmeier & Brockhoff, 1994]

Das Fertigungsverfahren Schleifen wird zunehmend durch angepasste Modellierung und unter Verwendung der FEM numerisch abgebildet [Brinksmeier et al., 2006]. Dabei liegen die Modellierung der in der Kontaktzone entstehenden thermischen Prozessenergien, die sich ergebenden Wärmestromverteilungen sowie die resultierenden metallurgischen Effekten in der Werkstückrandschicht im Fokus der Betrachtungen. Der überwiegende Teil der eingesetzten, stark vereinfachten Wärmequellenmodelle [Choi, 1986; DesRuisseaux, 1968; Salonitis & Chryssolouris, 2007; Steffens, 1983; Weber 2001; Zitt, 1999] basieren auf den Erkenntnissen von *Carslaw & Jaeger* [Carslaw & Jaeger, 1959; Jaeger, 1942]. Diese beschreiben eine Wärmestromdichteverteilung \dot{q}_w , die sich mit einer über die Kontaktlänge l_g rechteckig verteilten Wärmestromdichte geradlinig mit konstanter Vorschubgeschwindigkeit v_w über einen halbunendlichen Körper mit adiabater Oberfläche bewegt (Abbildung 2 links). *Lowin* [Lowin, 1980] ergänzt dieses Modell um den konvektiven Wärmeübergang an der Oberfläche des halbunendlichen Körpers (Abbildung 2 rechts).

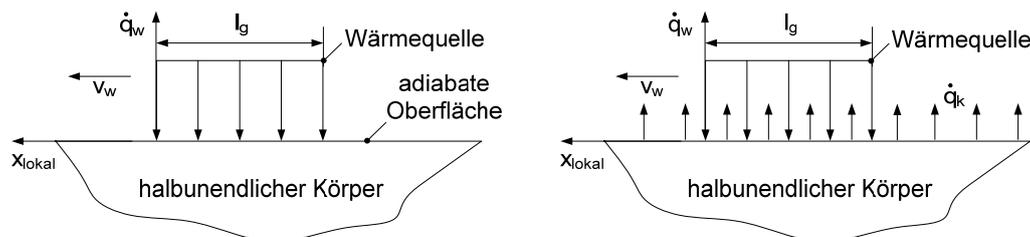


Abbildung 2: Wärmequellen nach *Carslaw & Jaeger* [Carslaw & Jaeger, 1959; Jaeger, 1942] (links) und *Lowin* [Lowin, 1980] (rechts)

Neben den vorgestellten Wärmequellen mit konstantem Profil (Abbildung 2) kommen bei der FE-Simulation zudem linear positive (Abbildung 3 links), linear negative und parabolische dreidimensionale Wärmestromdichteverteilungen zum Einsatz [Brinksmeier et al., 2003]. Diese Profile besitzen in den meisten Fällen eine konstante Wärmestromdichte quer zur Vorschubrichtung.

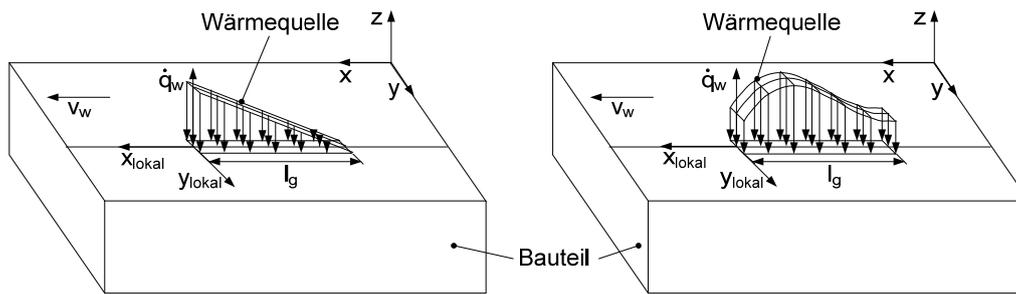


Abbildung 3: Wärmequelle mit linear positiver Wärmestromdichteverteilung (links) und nach Schneider [Schneider, 1999] (rechts)

Schneider [Schneider, 1999] definiert in seinen Arbeiten eine Wärmestromdichteverteilung basierend auf experimentellen Untersuchungen beim Werkzeugschleifen. Diese zeichnet sich durch einen stetigen Verlauf entlang der Kontaktzone aus, wobei die Wärmestromdichte nach etwa einem Drittel der Kontaktlänge ihr Maximum erreicht und anschließend kontinuierlich abfällt (Abbildung 3 rechts). *Noyen* [Noyen, 2008] ergänzt diese Betrachtungen anhand weiterer experimenteller Untersuchungen um detaillierte Betrachtungen quer zur Vorschubrichtung. Dabei ermittelt er ein über die Schleifscheibenbreite nahezu konstantes Wärmestromdichteprofil, welches an den Werkzeugkanten stark abfällt.

Zur besseren Veranschaulichung sind die Wärmequellenmodelle analog zu den Darstellungen in den folgenden Kapiteln orientiert und bewegen sich dem lokalen Koordinatensystem nachlaufend mit der Geschwindigkeit v_w über das betrachtete Werkstückmodell (Abbildung 3). Daher liegen die Wärmequellenprofile bei negativen x_{lokal} -Werten. Aufgrund der kinematischen Verhältnisse ist die Wärmequellengeschwindigkeit v_w entgegengesetzt zur Vorschubgeschwindigkeit des bewegten Werkstücks v_{ft} orientiert.

3 Experimentelle Ermittlung der schleifhärtespezifischen Wärmestromdichteverteilung

Die von *Schneider* [Schneider, 1999] zur Bestimmung der Wärmestromdichteverteilung beim Werkzeugschleifen eingesetzten Prozessparameter unterscheiden sich erheblich von den gewöhnlich beim Schleifhärten zum Einsatz kommenden Stellgrößen. Aufgrund der eingeschränkten Vergleichbarkeit der resultierenden Eingriffs- und Kontaktverhältnisse kann das von *Schneider* [Schneider, 1999] vorgestellte Wärmequellenprofil nicht ohne Vorbehalt für das Schleifhärten eingesetzt werden. Daher wurde im Rahmen der hier vorgestellten Arbeit die Wärmestromdichteverteilung explizit für das Schleifhärten experimentell ermittelt.

Für die Bestimmung der schleifhärtespezifischen Wärmestromdichteverteilung wurden Versuche in Längs-Außen-Profilschleifkinematik im Gegenlauf an weichgeglühten Werkstücken aus dem Wälzlagerstahl 100 Cr 6 unter Zuführung einer 4%igen Kühlschmierlösung mit einem Volumenstrom von 25 l/min bei einer Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 35$ m/s durchgeführt. Die Stellgrößen tangentielle Vorschubgeschwindigkeit v_{ft} und Zustellung a_e wurden dabei im Bereich $v_{ft} = 0,18$ bis 1,20 m/min und $a_e = 0,5$ bis 1,0 mm variiert, sodass ein bezogenes Zeitspanvolumen im Bereich von $Q'_w = 3$ bis 10 mm³/mm·s vorlag (Tabelle 1).

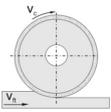
 Außen-Längs-Profilschleifen Schleifscheibe: A80 HH 9V Schnittgeschwindigkeit: $v_c = 35 \text{ m/s}$ KSS: 4%-Lösung - Acmosit 65-66 KSS-Volumenstrom: $Q_{KSS} = 25 \text{ l/min}$		
		Werkstoff: 100 Cr 6, weichgeglüht Abrichtüberdeckungsgrad: $U_d = 3$ Abrichtzustellung: $a_{ed} = 0,030 \text{ mm (10x)}$
Zustellung a_e [mm]	tangentiale Vorschubgeschwindigkeit v_{ft} [m/min]	bezogenes Zeitspanvolumen Q'_w [mm ³ /mm·s]
0,50	0,36	3
0,50	0,60	5
0,50	1,20	10
1,00	0,18	3
1,00	0,30	5
1,00	0,60	10

Tabelle 1: Eingangsgrößen sowie Versuchsmatrix unter Variation der Prozessparameter Zustellung a_e und tangentiale Vorschubgeschwindigkeit v_{ft}

Grundlage der experimentellen Bestimmung der Wärmestromdichteverteilung nach *Schneider* [Schneider, 1999] ist die messtechnische Erfassung des Belastungsprofils $E_t(x_{cz})$ in der Schleifkontaktzone. Hierzu wurde analog zu den Arbeiten von *Schneider* [Schneider, 1999] eine Versuchsanordnung beim Schleifhärten realisiert, welche die Messung des Verlaufs der Zerspankräfte vom Zeitpunkt des Eintritts der Schleifscheibe in das Werkstück bis zum Zeitpunkt des Volleingriffs ermöglicht. Dabei wurden zwei Werkstücke mit polierten Stirnseiten im Abstand von wenigen Mikrometern hintereinander angeordnet, wodurch sich die Schleifscheibe beim Eintritt in das zweite Werkstück nahezu über die gesamte Kontaktlänge im Eingriff befindet. Ein unter dem zweiten Werkstück angebrachter Kraftmesssensor lieferte dabei die Verläufe der Gesamt-Tangential- und der Gesamt-Normalkräfte, welche das Integral aller in der Kontaktzone auftretenden infinitesimal kleinen Eingriffslasten darstellen (Abbildung 4).

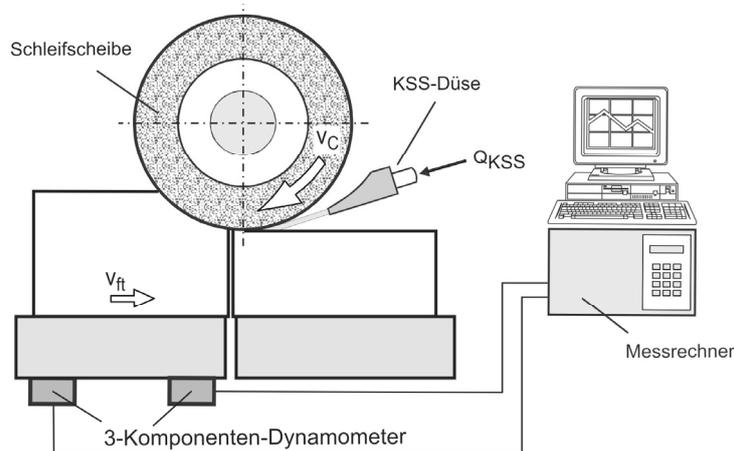


Abbildung 4: Versuchsaufbau zur Bestimmung der Wärmestromdichteverteilung nach *Schneider* [Schneider, 1999]

Unter Berücksichtigung der Richtung der Einzelkraftkomponenten wird der tatsächliche Gesamt-Tangentialkraftverlauf berechnet und über ein Polynom möglichst genau angenähert. Aus dem Differential des Polynoms über den Weg ergibt sich das Belastungsprofil in der Kontaktzone als Tangential-Eingriffslast $E_t(x_{cz})$.

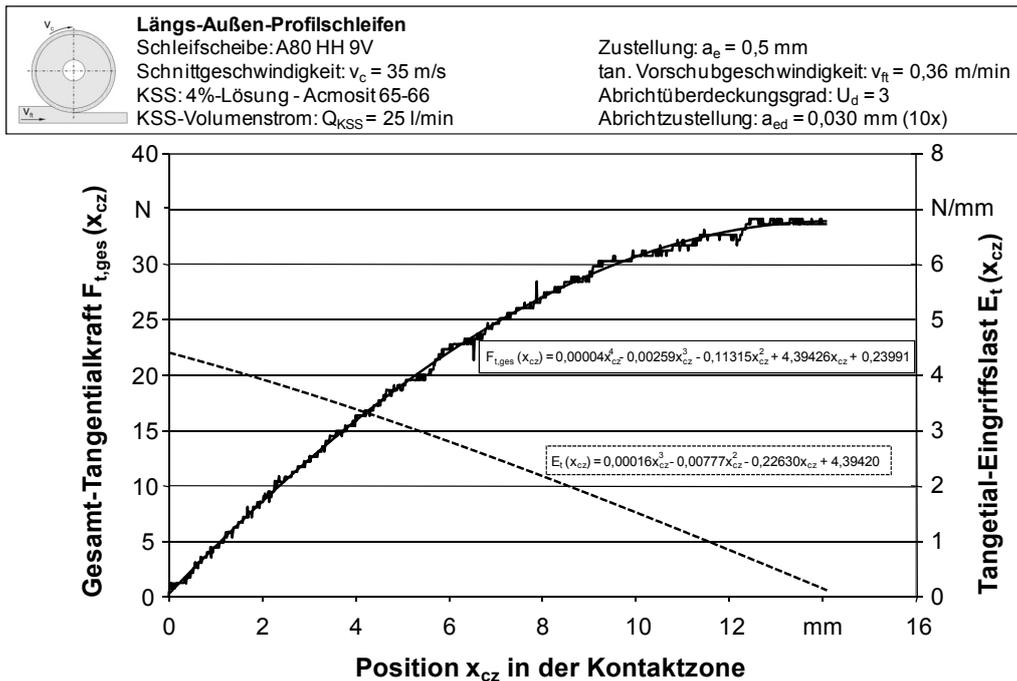


Abbildung 5: Experimentell ermittelte Eingriffslast $E_t(x_{cz})$

Die Wärmestromdichteverteilung entspricht qualitativ dem Verlauf des Belastungsprofils in der Schleifkontaktzone. Quantitativ kann die ortsabhängige Wärmestromdichte im Intervall $x_{cz, i-1}$ bis $x_{cz, i}$ und damit die Wärmestromdichteverteilung über die Beziehung

$$\dot{q}_w(x_{cz, i} - x_{cz, i-1}) = \left| \frac{K_w \cdot v_c}{b_s (x_{cz, i} - x_{cz, i-1})} \cdot \int_{x_{cz, i-1}}^{x_{cz, i}} E_t(x_{cz}) dx_{cz} \right| \quad (1)$$

ermittelt werden. Die Ortskoordinaten beschreiben dabei die Lage des Intervalls der Wärmestromdichte in der Kontaktzone. K_w stellt den Wärmeverteilungsfaktor dar, b_s die Breite der Schleifscheibe.

Aus Abbildung 5 ist ersichtlich, dass die Wärmestromdichteverteilung beim Schleifhärten mit einer Zustellung von $a_e = 0,5 \text{ mm}$ und einer tangentialen Vorschubgeschwindigkeit von $v_{ft} = 0,36 \text{ m/min}$, anders als bei den Untersuchungen von *Schneider* [Schneider, 1999] beim Werkzeugschleifen, am besten durch eine linear positive Verteilung angenähert werden kann. Dieser Sachverhalt zeigte sich auch für alle weiteren Parameterkombinationen nach Tabelle 1.

Zum Abgleich und zur Kalibrierung der Schleifhärtesimulation wurden sowohl während als auch nach den experimentellen Untersuchungen zur Bestimmung der Wärmestromdichteverteilung über den Verlauf der Zerspankräfte hinaus weitere Prozess- und Ergebnisgrößen messtechnisch erfasst. Hierzu zählen beispielsweise die Temperaturverteilung in der Randzone, die Einhärtetiefe respektive der Härtetiefenverlauf, der Restaustenitgehalt im Randschichtgefüge, die Eigenspannungszustände in der Werkstückrandzone sowie der für die breite Anwendbarkeit des Schleifhärteverfahrens besonders wichtige Bauteilverzug.

Im Rahmen der durchgeführten schleiftechnischen Untersuchungen wurden die Versuchswerkstücke sowohl vor als auch nach dem Schleifhärteversuch mittels Koordinatenmesstechnik gemessen, wobei 70 Messpunkte in einem Raster von 14×5 Punkten für die Beurteilung der

Ebenheit herangezogen wurden. Abbildung 6 zeigt exemplarisch die Ebenheit einer mit einer Zustellung von $a_e = 0,5$ mm und einer tangentialen Vorschubgeschwindigkeit von $v_{ft} = 0,6$ m/min schleifgehärteten Probe mit den Abmessungen 150 mm x 28 mm x 18 mm sowohl vor als auch nach der Schleifbearbeitung. Anders als sich zunächst vermuten lässt, stellt sich keine, für eine Volumenzunahme in der Randschicht infolge der Phasenumwandlung von Ferrit/Perlit zu Martensit und der damit verbundenen Druckeigenstressungen typische konvexe Krümmung des Werkstücks ein, sondern eine konkave. Dies zeigt, dass thermisch induzierte Eigenstressungen unterhalb des Umwandlungsgefüges neben den durch Phasenumwandlungen hervorgerufenen Druckeigenstressungen essentiell für den sich einstellenden Bauteilverzug sind. Als Vergleichsbasis für die infolge des Schleifhärtens auftretenden Werkstückverzüge dient der Wert Peak-to-valley (PV).

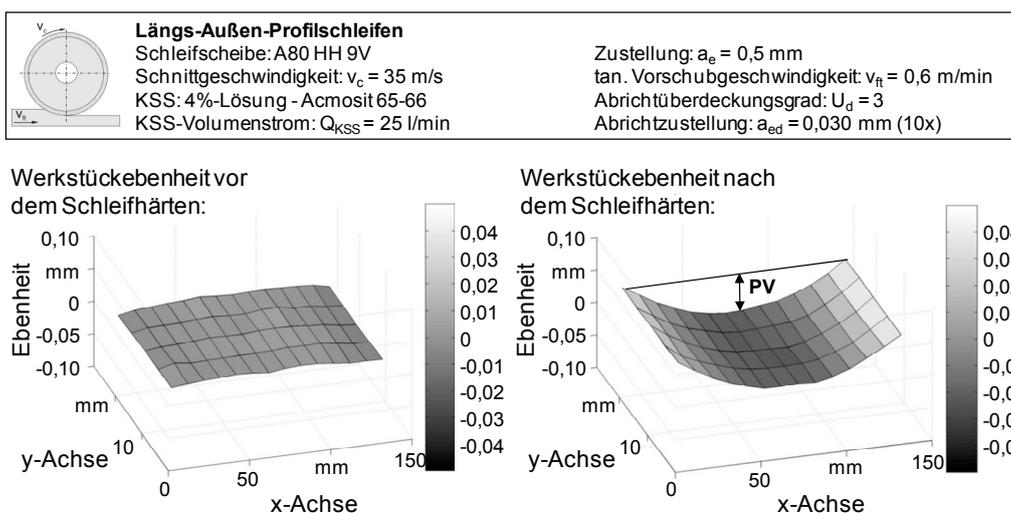
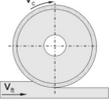


Abbildung 6: Werkstückebenheit vor und nach dem Schleifhärten

Auf eine detaillierte Darstellung aller Ergebnisse im Rahmen des vorliegenden Beitrags wird mit Verweis auf Záh et al. [Záh et al., 2009a; Záh et al., 2009b] verzichtet. Tabelle 2 stellt die wesentlichen zum Modellabgleich und zur Modellkalibrierung erforderlichen Ergebnisgrößen der schleiftechnischen Untersuchungen zusammenfassend dar.



Außen-Längs-Profilschleifen
 Schleifscheibe: A80 HH 9V
 Schnittgeschwindigkeit: $v_c = 35$ m/s
 KSS: 4%-Lösung - Acmosit 65-66
 KSS-Volumenstrom: $Q_{KSS} = 25$ l/min

Werkstoff: 100 Cr 6, weichgeglüht
 Abrichtüberdeckungsgrad: $U_d = 3$
 Abrichtzustellung: $a_{ed} = 0,030$ mm (10x)

Q'_w [mm ³ /mm·s]	a_e [mm]	v_{ft} [m/min]	Ebenheit PV [mm]	max. Oberflächentemperatur ϑ_{max} [°C]	Oberflächenhärte [HV]	Einhärtetiefe DS [mm]
3	0,50	0,36	0,0107	69	190	0,00
5	0,50	0,60	0,0618	858	880	0,50
10	0,50	1,20	0,0572	797	810	0,30
3	1,00	0,18	0,0109	57	190	0,00
5	1,00	0,30	0,0499	981	880	0,65
10	1,00	0,60	0,0489	872	850	0,45

Tabelle 2: Ebenheit, Oberflächentemperatur, Oberflächenhärte und Einhärtetiefe unter Variation der Parameter Zustellung a_e und tangentiale Vorschubgeschwindigkeit v_{ft}

4 Einfluss der Wärmequellenmodellierung auf die Simulation des Schleifhärtens

Die Zielstellung der Entwicklung einer FE-basierten Simulationsmethode zur Auslegung von Schleifhärteprozessen an komplexen Werkstückstrukturen unter Berücksichtigung des resultierenden Härteverzugs erfordert eine detaillierte Modellierung der thermometallurgischen und thermomechanischen Wechselwirkungen in der Werkstückrandzone. Daher muss das umgesetzte Simulationsmodell in der Lage sein, basierend auf den gewählten Prozessgrößen, die prozessabhängigen Ergebnisgrößen Oberflächenhärte und Härtetiefenverlauf sowie die resultierenden Werkstückeigenspannungen numerisch zu bestimmen. Dies bedingt insbesondere hohe Anforderungen an die Ergebnisqualität der thermometallurgischen Simulationen, da diese einerseits direkt das Umwandlungsverhalten infolge der Kurzzeitaustinitisierung in der Werkstückrandzone beschreibt und andererseits die Grundlage für die folgende thermomechanische Berechnung des Bauteilverzugs darstellt.

Die folgenden Abschnitte beschreiben die Eigenschaften des betrachteten Simulationsmodells und erläutern die Ergebnisse hinsichtlich des Einflusses der Wärmequellenmodellierung auf die numerische Berechnung der Einhärtetiefe und der Bauteilverzüge infolge des Schleifhärtens. Bezüglich detaillierter Angaben zu den eingesetzten Umwandlungsmodellen und Härteberechnungsverfahren wird auf *Zäh et al.* [Zäh et al., 2009a; Zäh et al., 2009b] sowie *Föckerer et al.* [Föckerer et al., 2009] verwiesen.

4.1 Eigenschaften des Simulationsmodells zur Abbildung des Schleifhärteprozesses

Neben den temperaturabhängigen Werkstoffkennwerten, wie Wärmekapazität und Wärmeleitfähigkeit, ist das numerisch berechnete, transiente Temperaturfeld in der Werkstückrandschicht von dem eingesetzten Wärmequellenmodell sowie von den gewählten thermischen Eigenschaften der modellierten Werkstückoberfläche abhängig. Die Charakteristika der im Rahmen des Modellaufbaus implementierten Oberflächeneigenschaften können *Zäh et al.* [Zäh et al., 2009a] entnommen werden. Die temperaturabhängigen Werkstoffkennwerte werden den hexaederförmigen 3D-Volumenelementen des FE-Netzes (Abbildung 7) zugewiesen. Zu Beginn der Simulation besitzen die Elemente die Materialeigenschaften von weichgeglühtem 100 Cr 6. Die numerische Berechnung der Gefügeumwandlung in der Werkstückrandschicht, basierend auf dem transienten Temperaturfeld, setzt die Implementierung der temperaturabhängigen thermometallurgischen Materialdaten von 100 Cr 6, welche das werkstoffspezifische Austinitisierungs- und Umwandlungsverhalten berücksichtigen, voraus. Im Hinblick auf die Durchführung der Versuche mit weichgeglühten Bauteilen (Kapitel 3) und die gemessenen Ausgangsverzüge (Abbildung 6 links) wird an dieser Stelle von einem eigenspannungsfreien Zustand des FE-Netzes zu Beginn der Simulation ausgegangen.

Die transienten und nichtlinearen Effekte in der Werkstückrandschicht werden durch eine feine Diskretisierung unterhalb der Kontaktzone berücksichtigt, wie in Abbildung 7 gezeigt. Hinsichtlich des Bauteilverzugs wird der Eigenspannungszustand nach der Bearbeitung und nach vollständiger Abkühlung betrachtet. Unter Vernachlässigung des transienten Materialabtrags innerhalb der Simulation lässt sich das finale, reale mechanische Verhalten des Stabes durch die Berücksichtigung der bearbeiteten Geometrie im Ausgangszustand des FE-Netzes berücksichtigen (Abbildung 7). Analog zu den Experimenten werden die mechanischen Randbedingungen in zwei Schritten in der Simulation abgebildet (Abbildung 7 unten). Während der Bearbeitung ist das Bauteil mittels einer magnetischen Aufspannvorrichtung am Maschinentisch befestigt, was durch die örtliche Fixierung aller Knoten der Unterseite des FE-Netzes realisiert wird. Die Festlegung des Modells im Zustand nach der Bearbeitung erfolgt entsprechend der Lage des Stabes während der mechanischen Verzugsprüfung. Zu diesem Zweck werden die Ecken der obe-

ren Seite durch eine Fest-Los-Lagerung im Modell modelliert. Die im Schnitt (Abbildung 7 rechts) gezeigten, ausgewählten Knoten dienen zur Auswertung des Temperaturfelds innerhalb der Randzone anhand von Temperaturzyklen und lehnen sich an die Messpunkte in den experimentellen Untersuchungen an.

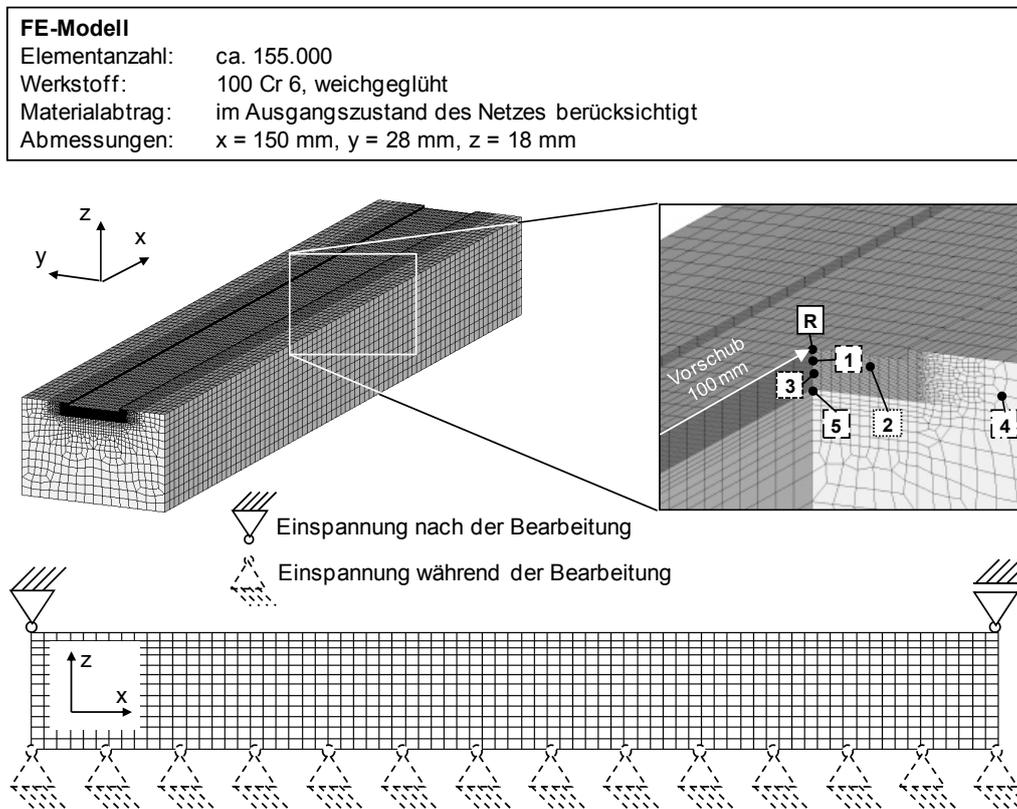


Abbildung 7: Eingesetztes FE-Modell mit den Einspannbedingungen während und nach der Bearbeitung sowie den Bezugsknoten zur Auswertung der Temperaturprofile

Wie in Kapitel 2 erläutert, bewegen sich die Wärmequellenmodelle mit der Geschwindigkeit v_w über das FE-Modell und beaufschlagen die Oberflächenelemente mit der charakteristischen, räumlich verteilten Wärmestromdichteverteilung. Der über die Wärmequelle in das Werkstück eingebrachte Wärmestrom ergibt sich unter Berücksichtigung des Wärmeverteilungskoeffizienten K_w , welcher den Anteil der in der Kontaktzone entstehenden Wärmemenge beschreibt, der in das Bauteil eingebracht wird.

Abbildung 8 illustriert die vier im Rahmen dieses Beitrags näher betrachteten Wärmequellenmodelle. Basierend auf den in Kapitel 3 erläuterten Erkenntnissen der experimentellen Untersuchungen hinsichtlich der Wärmestromdichteverteilung innerhalb der Kontaktzone wird grundsätzlich die Wärmequelle mit einer linear positiven Wärmestromdichteverteilung, welche in Abbildung 8 b) dargestellt ist, als Vergleichsbasis herangezogen. Daher erfolgt die Kalibrierung des Simulationsmodells unter Einsatz der linear positiven Wärmequelle. Detaillierte Informationen zum Vorgehen bei der Kalibrierung sind Zäh et al. [Zäh et al., 2009a] zu entnehmen. Die vergleichenden Schleifhärtesimulationen wurden mit einer konstanten und einer linear negativen Wärmequelle sowie einer Wärmequelle mit einem vereinfachten Wärmequellenprofil in Anlehnung an Schneider [Schneider, 1999] realisiert (Abbildung 8 a), c), d)), wobei der Verlauf quer zur Vorschubrichtung für alle Wärmequellenprofile als konstant angenommen wird.

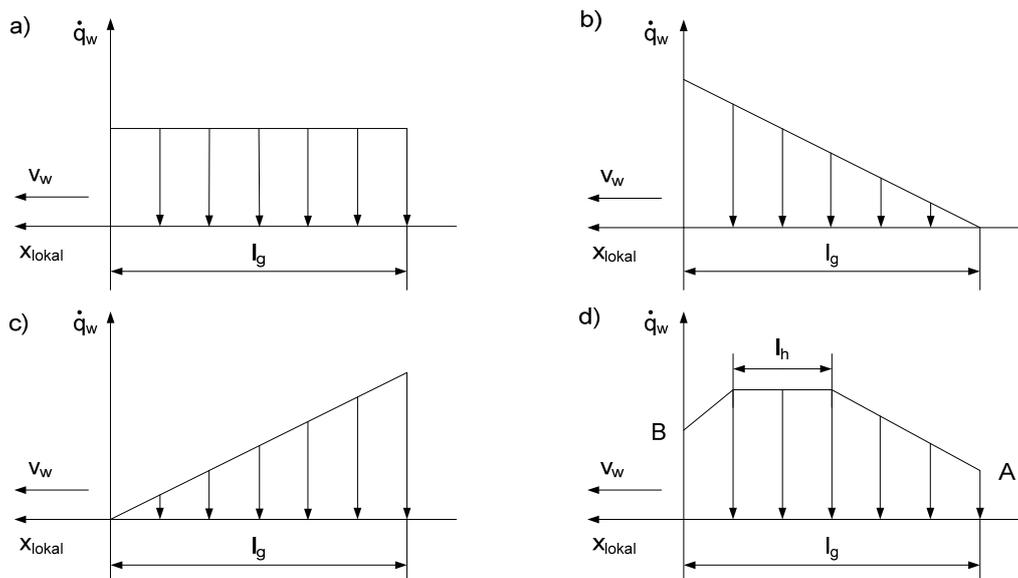


Abbildung 8: Eingesetzte und untersuchte Wärmequellenmodelle: a) konstant; b) linear positiv; c) linear negativ; d) entwickeltes, trapezförmiges Ersatzmodell

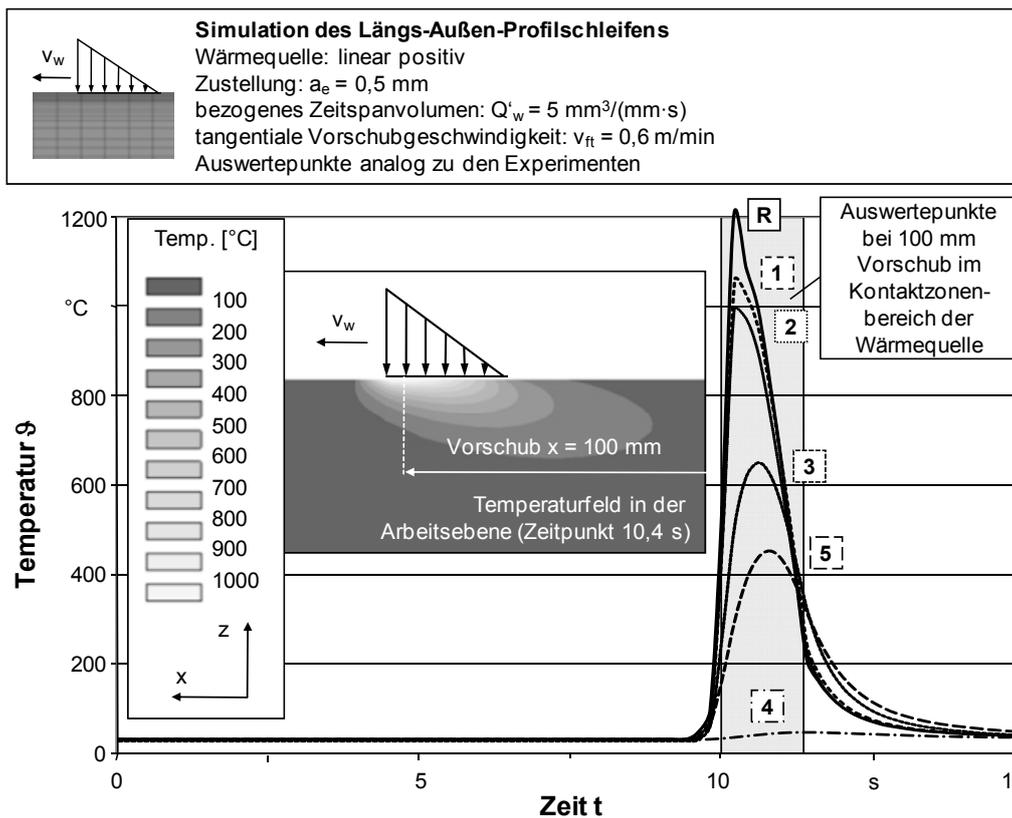


Abbildung 9: Simulierte Temperaturzyklen und -verteilung für die Parameterkombination Zustellung $a_e = 0,5$ mm und bezogenes Zeitspanvolumen $Q'_w = 5$ mm³/(mm·s)

Das entwickelte Ersatzmodell (Abbildung 8 d)) ist in drei Abschnitte unterteilt, deren summierte Volumina den Gesamtwärmestrom ergeben. Die Mitte des mittleren Abschnitts ist bei einem Drittel der Kontaktlänge festgelegt. Über die variablen Modellparameter A und B sowie über die Plateaulänge l_h lässt sich die Form der Wärmequelle variieren und gegebenenfalls an die Anforderungen anpassen.

Abbildung 9 stellt beispielhaft für eine konkrete Parametervariation das Ergebnis einer thermometallurgischen Simulation unter Verwendung einer linear positiven Wärmequelle anhand des Temperaturfeldes in der Arbeitsebene sowie die berechneten Temperaturzyklen, bezogen auf die in Abbildung 7 definierten FE-Knoten, dar. Basierend auf dem transienten Temperaturfeld werden die resultierende Gefügeumwandlungen und die Einhärtetiefe berechnet. Die unter Verwendung der vier Wärmequellenmodelle und unterschiedlicher Parametervariationen berechneten maximalen Oberflächentemperaturen und Einhärtetiefen werden im folgenden Abschnitt mit den experimentellen Ergebnissen verglichen und diskutiert. Die simulierten Werkstückverzüge werden anhand des Peak-to-valley-Wertes (PV) den gemessenen Verzügen gegenübergestellt. Dabei ergibt sich der Eigenspannungszustand in der Werkstückrandschicht aus der Überlagerung der thermischen und mechanischen Lasten während der Bearbeitung sowie der resultierenden Gefügeumwandlungsspannungen. Die Gefügeumwandlung während der Randschichthärtung sowie die Beaufschlagung der Kontaktzone mit Normalkräften führt zu Druckeigenspannungen in der Randzone, die thermische Belastung zu Zugeigenspannung [Brockhoff, 1999; Wilke, 2008].

4.2 Diskussion der Simulationsergebnisse in Abhängigkeit der Wärmequellenmodelle

Wie in Kapitel 3 beschrieben, wurden im Rahmen der Untersuchungen hinsichtlich der Stellgrößen tangentielle Vorschubgeschwindigkeit v_{ft} und Zustellung a_e sechs unterschiedliche Parameterkombinationen betrachtet. Bei der in diesem Abschnitt durchgeführten Diskussionen ist zu berücksichtigen, dass die Kalibrierung des Simulationsmodells anhand der linear positiven Wärmequelle und dem Abgleich der gemessenen und simulierten Einhärtetiefen realisiert ist.

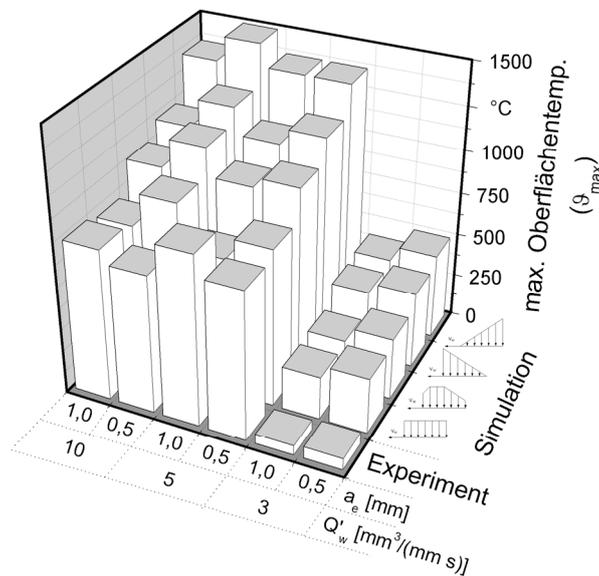


Abbildung 10: Vergleich der gemessenen und mit unterschiedlichen Wärmequellen simulierten maximalen Oberflächentemperaturen in der Kontaktzone für verschiedene Parameterkombinationen

Stellvertretend für den Betrachtungsaspekt des transienten Temperaturfelds in der Werkstückrandschicht zeigt Abbildung 10 den Vergleich der gemessenen und mit unterschiedlichen Wärmequellen simulierten maximalen Oberflächentemperaturen in der Kontaktzone. Hinsichtlich der relativen Änderungen der maximalen Oberflächentemperaturen basierend auf den Parametervariationen zeigen alle Simulationsmodelle sowie die Messungen ein vergleichbares Verhalten. Beispielsweise werden für ein bezogenes Zeitspanvolumen von $Q'_w = 3 \text{ mm}^3/\text{mm}\cdot\text{s}$ um ein Vielfaches geringere Temperaturen ermittelt. Die unter Einsatz der linear positiven und der entwickelten, trapezförmigen Wärmequelle numerisch bestimmten maximalen Oberflächentemperaturen bewegen sich in einem vergleichbarem Bereich, wobei der leicht ansteigende vordere Bereich der trapezförmigen Wärmequelle in geringfügig geringeren Temperaturen, welche allerdings länger auf die Bauteilrandschicht einwirken, resultiert. Daher ergeben sich für diese beiden Wärmequellenmodelle die in Abbildung 11 dargestellten, ähnlichen Einhärtetiefen, welche aufgrund der Kalibrierung zudem in weiten Bereichen mit den gemessenen Einhärtetiefen übereinstimmen. Die im Vergleich mit diesen beiden Simulationsmodellen geringeren gemessenen Temperaturen lassen sich auf Messungenauigkeiten und Vernachlässigungen im Materialmodell erklären [Zäh et al., 2009a].

Die Temperaturen, welche durch den Einsatz des konstanten Wärmequellenprofils in der Randzone berechnet werden (Abbildung 10), reichen, verbunden mit den schleifhärtespezifischen hohen Aufheizraten, nicht für eine Austinitisierung des Randgefüges aus, wodurch es zu keiner Einhärtung unterhalb der Kontaktzone kommt. Analog dazu findet hinsichtlich der Parametervarianten mit einem bezogenen Zeitspanvolumen von $Q'_w = 3 \text{ mm}^3/\text{mm}\cdot\text{s}$ ebenfalls keine martensitische Randschichthärtung statt (Abbildung 11). Die hohen maximalen Oberflächentemperaturen unter Verwendung der linear negativen Wärmequelle lassen sich auf einen Wärmestau am Ende der Kontaktzone zurückführen und resultieren in höheren Einhärtetiefen.

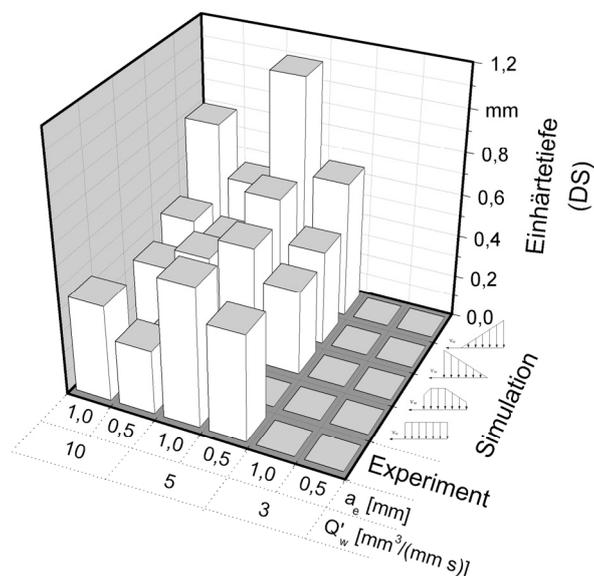


Abbildung 11: Vergleich der gemessenen und mit unterschiedlichen Wärmequellen simulierten Einhärtetiefen in der Arbeitsebene für verschiedene Parameterkombinationen

Wie im vorherigen Abschnitt erläutert, ergeben sich die Bauteilverzüge basierend auf den Eigenspannungen als eine Überlagerung von thermischen, werkstofftechnischen und mechanische Effekten in und unterhalb der Kontaktzone. Der Vergleich der gemessenen und mit unterschiedlichen Wärmequellen simulierten Werkstückverzüge für die sechs Parameterkombinationen ist in Abbildung 12 gezeigt. Beispielsweise resultieren die niedrigen Temperaturen sowie

die Absenz von Gefügeumwandlungen in der Randschicht hinsichtlich der Parametervariationen mit einem bezogenen Zeitspanvolumen von $Q'_w = 3 \text{ mm}^3/\text{mm}\cdot\text{s}$ in geringen Werkstückverzügen.

Analog zu den Betrachtungen der maximalen Oberflächentemperaturen zeigen die relativen Änderungen der Peak-to-valley-Werte hinsichtlich der Parametervariationen für alle Simulationsmodelle ein vergleichbares Verhalten. Bezüglich der im Vergleich zu den experimentell bestimmten durchweg höheren simulierten Bauteilverzüge lässt sich vermuten, dass die tatsächlich in der Randzone vorliegenden Druckeigenspannungen auf Grund der Vernachlässigung der infolge der Schleifnormalkräfte wirkenden mechanischen Belastungen in der Simulation noch nicht hinreichend genau berücksichtigt werden.

Der Vergleich der simulierten Werkstückverzüge ergibt in der Reihenfolge konstantes, trapezförmiges, linear positives und linear negatives Wärmequellenprofil kontinuierlich fallende Peak-to-valley-Werte (Abbildung 12). In Verbindung mit den Ergebnissen aus Abbildung 10 und Abbildung 11 lassen sich hinsichtlich dieser Abfolge der Wärmequellenmodelle weitere Zusammenhänge der sich einstellenden Eigenspannungszustände in der Randzone erkennen.

Mit steigenden Temperaturen bildet sich der durch die Umwandlung von Ferrit/Perlit zu Martensit gekennzeichnete Randzonenbereich zunehmend tiefer aus, wobei gleichzeitig die Bedeutung dieses durch Druckeigenspannungen gekennzeichneten Bereichs hinsichtlich des sich einstellenden Eigenspannungszustandes und dem damit verbundenen Bauteilverzug zunimmt.

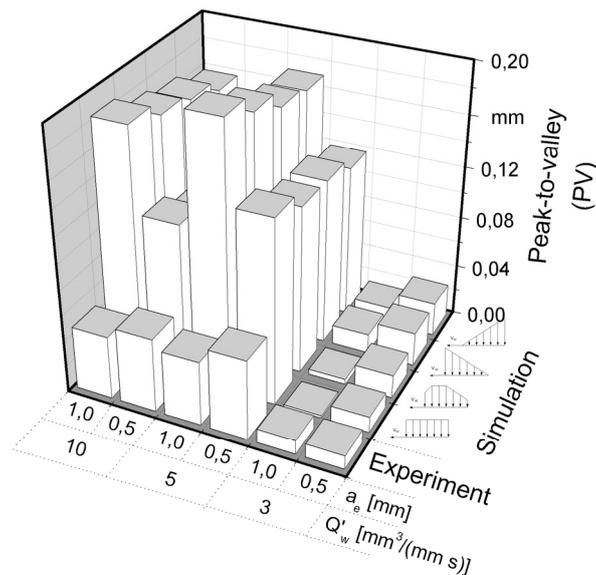


Abbildung 12: Vergleich der gemessenen und mit unterschiedlichen Wärmequellen simulierten Werkstückverzüge anhand des Peak-to-valley-Wertes für verschiedene Parameterkombinationen

5 Zusammenfassung und Ausblick

Dieser Beitrag beleuchtet die Einflüsse der Wärmequellenmodellierung auf die Simulation der Einhärtetiefe und der Bauteilverzüge beim Schleifhärteprozess, welche, hinsichtlich der Bemühungen die Finite-Elemente-Methode (FEM) zur Auslegung des Schleifhärtens einzusetzen, wichtige Ergebnisgrößen darstellen. Da die Berechnung der Gefügeumwandlungen sowie die Eigenspannungsentstehung in der Randzone zunächst von dem transienten Temperaturfeld in

der Werkstückrandschicht abhängen, ist, neben der Kenntnis der thermischen Oberflächeneffekte, das Wissen über das thermische Belastungsprofil innerhalb der Kontaktzone essentiell. Daher wurden zur Entwicklung der Wärmequellenprofile sowie zur Kalibrierung und Validierung der Simulationsmodelle an einer einfachen Werkstückstruktur durch gezielte Parameterkombination experimentelle Untersuchungen durchgeführt. Die hinsichtlich des spezifischen Belastungsprofils beim Schleifhärten realisierten Experimente ergeben eine linear positive Wärmestromdichteverteilung. Zur Analyse der Einflüsse verschiedener Wärmequellenmodelle wird dieses linear positive Wärmequellenprofil anhand der Ergebnisgrößen Temperaturverteilung, Einhärtetiefe und Werkstückverzug mit drei weiteren Wärmestromdichteverteilungen – konstant, trapezförmig in Anlehnung an *Schneider* [Schneider, 1999] und linear negativ – in diesem Beitrag verglichen und diskutiert, wobei die Ergebnisse durchweg plausibel sind. Die resultierenden Einhärtetiefen korrelieren dabei mit den simulierten transienten Temperaturfeldern und den abgebildeten thermometallurgischen Zusammenhängen, insbesondere bezüglich des werkstoffspezifischen Austinitisierungs- und martensitischen Umwandlungsverhaltens. Die hinsichtlich der Werkstückverzüge erkennbaren Wechselwirkungen können auf die Überlagerung der thermischen, werkstofftechnischen und mechanische Eigenspannungseffekte in und unterhalb der Kontaktzone zurückgeführt werden.

Die geplanten weiterführenden Arbeiten befassen sich mit der weiteren Verbesserung und Absicherung der entwickelten Teilmodelle. Dazu sollen zur Optimierung des numerisch bestimmten Verzugsverhaltens zunächst die infolge der Schleifnormalkräfte in der Kontaktzone auftretenden Druckeigenspannungen im Modell integriert werden. Die zusätzliche Berücksichtigung des Materialabtrags sowie eine prozessspezifische Anpassung des Austinitisierungsverhaltens sollen die Ergebnisqualität der thermometallurgischen sowie der thermomechanischen Simulation weiter verbessern und damit die FE-basierte Simulationsmethode für die Prozessauslegung an komplexen Werkstückgeometrien qualifizieren. Zudem ist geplant, ein Quellspannungsmodell umzusetzen, welches auf Basis der auftretenden Eigenspannungen in der Werkstückrandschicht eine einfache Abschätzung der Werkstückverzüge ermöglicht.

6 Danksagung

Die vorliegenden Ergebnisse sind im Rahmen des Forschungsvorhabens „Untersuchungen zur numerischen Simulation des Schleifhärteprozesses zur Berechnung von Temperaturverteilung, Gefügeumwandlung und Bauteilverzug“ (ZA 288/17-1 und BR825/48-1) entstanden. Die Autoren danken der Deutschen Forschungsgemeinschaft (DFG) für die finanzielle Förderung der Arbeiten.

7 Literatur

Brinksmeier, E.; Brockhoff, T. (1994), „Randschicht-Wärmebehandlung durch Schleifen“, *Härtereitechnische Mitteilungen*, Vol. 49, No. 5, S. 327-330.

Brinksmeier, E.; Heinzl, C.; Böhm, C.; Wilke, T. (2003), „Simulation of the Temperature Distribution and Metallurgical Transformations in Grinding by Using Finite-Element-Method“, *Production Engineering – Research and Development (Annals of the WGP)*, Vol. 10, No. 1, S. 9-14.

Brinksmeier, E.; Minke, E.; Wilke, T. (2005), „Investigations on Surface Layer Impact and Grinding Wheel Performance for Industrial Grind-Hardening Applications“, *Production Engineering – Research and Development (Annals of the WGP)*, Vol. 12, No. 1, S. 35-40.

Brinksmeier, E.; Aurich, J. C.; Govekar, E.; Heinzl, C.; Hoffmeister, H.-W.; Klocke, F.; Peters, J.; Rentsch, R.; Stephenson, D. J.; Uhlmann, E.; Weinert, K.; Wittmann, M. (2006), "Advances in Modeling and Simulation of Grinding Processes", *Annals of CIRP*, Vol. 55, No. 2, S. 667-696.

Brockhoff, T. (1999), Schleifprozesse zur martensitischen Randschichthärtung von Stählen, Dr.-Ing. Dissertation Universität Bremen, Shaker-Verlag, Aachen.

Carlsaw, H. S.; Jaeger, J. C. (1959), Conduction of Heat in Solids, Oxford University Press, London.

Choi, H.-Z. (1986), Beitrag zur Ursachenanalyse der Randzonenbeeinflussung beim Schleifen, Dr.-Ing. Dissertation Universität Hannover, VDI-Verlag, Düsseldorf.

DesRuisseaux, N. R. (1968), Thermal Aspects of Grinding Processes. Ph. D. Dissertation University of Cincinnati.

Föckerer, T.; Zäh, M. F.; Huntemann, J.-W.; Heinzl, C.; Brinksmeier, E. (2009), "Simulation of Part Distortions Resulting from Heat Input during Grind Hardening", *Conference Contribution NAFEMS World Congress 2009, Crete, Greece*, S. 37

Grote, K.-H.; Feldhusen, J. (2007), *Dubbel Taschenbuch für den Maschinenbau*, 21. Aufl., Springer-Verlag, Berlin.

Jaeger, J. C. (1942), "Moving Sources of Heat and the Temperature at Sliding Contacts", *Journal and Proceedings of the Royal Society of New South Wales*, Vol. 76, No. 3, S. 203-224.

Lowin, R. (1980), Schleiftemperaturen und ihre Auswirkungen im Werkstück. Dr.-Ing. Dissertation RWTH Aachen.

Noyen, M. (2008), Analyse der mechanischen Belastungsverteilung in der Kontaktzone beim Längs-Umfangs-Planschleifen. Dr.-Ing. Dissertation Technische Universität Dortmund, Vulkan-Verlag, Essen.

Salonitis, K.; Chryssolouris, G. (2007), "Cooling in Grind-Hardening Operations", *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Vol. 33, No. 3, S. 285-297.

Schneider, M. (1999), Auswirkungen thermomechanischer Vorgänge beim Werkzeugschleifen, Dr.-Ing. Dissertation Universität Dortmund, Vulkan-Verlag, Essen.

Steffens, K. (1983), Thermomechanik des Schleifens. Dr.-Ing. Dissertation RWTH Aachen, VDI-Verlag, Düsseldorf.

Velde, H. (2006), „Schleifhärten aus industrieller Sicht“, *2nd European Conference on Grinding / 4. Schleiftechnisches Kolloquium*, Bremen, VDI-Verlag, Düsseldorf, S. 10-11 – 10-35.

Weber, T. (2001), Simulation des Flachsleifens mit Hilfe der Finite-Elemente-Methode. Dr.-Ing. Dissertation Universität Braunschweig, Vulkan-Verlag, Essen.

Wilke, T. (2008), Energieumsetzung und Gefügebeeinflussung beim Schleifhärten. Dr.-Ing. Dissertation Universität Bremen, Shaker-Verlag, Aachen.

Zäh, M. F.; Brinksmeier, E.; Heinzl, C.; Huntemann, J.-W.; Föckerer, T. (2009a), "Experimental and numerical identification of process parameters of grind-hardening and resulting part distortions", *Production Engineering – Research and Development (Annals of the WGP)*, Vol. 3; No. 3, S. 271-279.

Zäh, M. F.; Föckerer, T.; Brinksmeier, E.; Heinzl, C.; Huntemann, J.-W. (2009b), „Experimentelle und numerische Bestimmung der Einhärtetiefe beim Schleifhärten“, *wt Werkstattstechnik online*, Vol. 99, No. 1/2, S. 49-55.

Zitt, U. R. (1999), Modellierung und Simulation von Hochleistungsschleifprozessen. Dr.-Ing. Dissertation Universität Kaiserslautern.

WeldWare® - Schweißtechnisches Knowhow aus dem Computer

Arite Scharff

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

ZUSAMMENFASSUNG

Obwohl es zwei Wege der Simulation von Gefügeumwandlungen beim Schweißen gibt (physikalisch-phänomenologisch und statistisch), wird hier nur der statistische beschrieben. Bei diesem werden Umwandlungsschaubilder und Diagramme mechanischer Kennwerte auf der Grundlage eines großen Datenmassives mittels nichtlinearer multipler Regressionsgleichungen ermittelt und für ein rechnergestütztes technologisches Beratungssystem WeldWare® verwendet. Deren adäquate Anwendung wird an praktischen Beispielen nachgewiesen.

WeldWare® dient also der Bewertung der Gefüge- und Eigenschaftsveränderungen von Stählen infolge Schweißen, der Entwicklung von Schweißtechnologien für Reparatur und Fertigung, der Auswertung und dem Vermeiden von Schadensfällen, der Berechnung der chemischen Zusammensetzung des Schweißgutes unter Berücksichtigung von Übergangskoeffizienten und Schweißdaten, der Optimierung des Energieeinsatzes bei Sicherung der Qualität zu schweißender Erzeugnisse, der Gewährleistung einer hohen Sicherheit der Fügeprozesse und nicht zuletzt der Erhöhung der Arbeitsproduktivität durch Senken der technologischen Kosten.

Schnittstellen zu den anderen Programmen werden über den XML-Standard angeboten.

Daten, die mit WeldWare® kalkulierbar sind, können durch Versuche mit thermomechanischen Simulationsanlagen (Schweißsimulation, Fließgrenzen, begrenzt wärmephysikalische Kennwerte) ergänzt werden.

1 Einleitung

Die rein statistische Berechnungsmethode auf der Grundlage nichtlinearer multipler Regressionsgleichungen hat seit Jahren praktische Bedeutung erlangt und ist auch die Grundlage für das Programm WeldWare®.

Beim Schmelzschweißen kommt es in der Wärmeeinflusszone zu einer relativ schnellen Wärmeabfuhr in den benachbarten kalten Werkstoff, was wiederum zu hohen Abkühlgeschwindigkeiten mit nachfolgender Bildung von Ungleichgewichtsgefügen und Eigenschaftsdegradationen führt.

Der Grad dieser umwandlungsbedingten Eigenschaftsdegradationen entscheidet über die Zulässigkeit von Schweißtechnologien insbesondere beim Schweißen von höherfesten und umwandlungsträgen Stählen und bedingt technologische Maßnahmen zur Gewährleistung der Schweißbarkeit. Diese Maßnahmen bestehen in der Auswahl des Schweißverfahrens, der Schweißparameter zur Gewährleistung der erforderlichen Wärmeeinbringung sowie ggf. in der Festlegung einer ergänzenden Vor- oder Nachwärmtemperatur, evtl. auch zu einer begleitenden quasiisothermen Zwischenstufenumwandlung.

2. Statistische Beschreibung von Umwandlungsvorgängen

Das computergestützte Beratungssystem WeldWare® ermöglicht die Berechnung sowohl von Schweiß-Zeit-Temperatur-Schaubildern in Abhängigkeit von der chemischen Zusammensetzung

zung des Stahls als auch der zugehörigen Diagramme mechanischer Kennwerte in Abhängigkeit von den geometrischen Daten der Schweißverbindung und den Schweißparametern. Das Leistungsvermögen des Beratungssystems WeldWare[®] wird im nachfolgenden gezeigt.

2.1 Simulation der Umwandlungsvorgänge mit statistischen Modellen

Kleine Werkstoffproben von ca. 350 unterschiedlich legierten Stählen wurden thermischen Schweißzyklen mit Maximaltemperaturen von 1.350 °C unterzogen und mit unterschiedlichen Geschwindigkeiten zwischen 700 und 2 K/s abgekühlt. Dabei wurden die Umwandlungstemperaturen in einem Hochgeschwindigkeitsdilometer bestimmt und durch Messung der 1. Ableitung der Temperatur nach der Zeit ergänzt. Die Ergebnisse wurden mit Hilfe der nichtlinearen multiplen Regressionsanalyse ausgewertet. Die prozentualen Gefügemengen wurden sowohl dilatometrisch als auch metallographisch bestimmt, um und daraus schematische Schweiß-Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubilder aufzustellen.

An dem Probenmaterial wurden für die charakteristischen Temperaturverläufe auch die mechanischen Kennwerte Härte, Zugfestigkeit, 0,2-Dehngrenze, Bruchdehnung, Brucheinschnürung und Kerbschlagarbeit bestimmt, so dass ein vollständiges Eigenschaftsprofil vorlag und im rechnergestützten Beratungssystem WeldWare[®] die Datenbasis bilden konnte.

2.2 WeldWare[®]

WeldWare[®] ist ein universelles schweißtechnologisches Beratungssystem. Es enthält die Ergebnisse einer über 30jährigen Forschungsarbeit an der Universität Rostock und die Resultate von etwa 15 Dr.-Ing. Dissertationen auf dem Gebiet der Schweißtechnik, der Werkstofftechnik und des Umwandlungsverhaltens von Stählen. Das System ist an der Schweißtechnischen Lehr- und Versuchsanstalt Mecklenburg-Vorpommern GmbH weiter entwickelt und gepflegt, den sich ständig verändernden technischen Bedingungen angepasst und in der Praxis erprobt worden. WeldWare[®] wird zur Zeit gemeinsam mit der Firma SoftWeld gepflegt. Im nachfolgenden soll über die umfangreichsten Module von WeldWare[®] in Beispielen berichtet werden.

2.2.1 Übersicht zu WeldWare[®]

WeldWare[®] ist ein modular aufgebaut. Es dient der Kalkulation der Wärmeleitung beim Schweißen. WeldWare[®] greift auf umfangreiche metallurgische Datenmassive zum Umwandlungsverhalten und zu den mechanischen Kennwerten in Stahlschweißverbindungen zurück und berücksichtigt dabei die Abhängigkeit von Stahlsorten, chemischen Zusammensetzungen und deren Streuungen, Abkühlungszeiten, Aufmischungsverhältnissen, Übergangskoeffizienten, technologischen Streu- und weiteren Einflussfaktoren.

Dem Schweißfachingenieur wird arbeitsplatzbezogenes Expertenwissen zur Verfügung gestellt und ihm damit die tägliche Arbeit erleichtert. Seine Entscheidungen können durch die Anwendung von wissensbasierten und Beratungssystemen auch auf einem qualitativ höheren Niveau getroffen werden.

Die umfassende Berücksichtigung von Schweißbarkeitsproblemen bei der Lösung schweißtechnologischer Aufgabenstellungen erfordert vom Schweißfachingenieur neben dem schweißtechnischen Grundwissen Spezialwissen auf schweißmetallurgischem, physiko-chemischem, werkstoffchemischem, thermomechanischem und festkörpermechanischem Gebiet. Obwohl tendenziell immer mehr wissensbasierte Systeme mit heuristischem und empirisch gewonnenem Regelwerk im Einsatz sind, haben dialoggeführte Beratungssysteme, die wie WeldWare[®] in klassischer Weise nach vorgegebenen Algorithmen arbeiten, ihre Position in der Schweißtechnik berechtigt behalten.

WeldWare® koppelt werkstoffunabhängige Module mit werkstoffbezogenen Modulen, um daraus technologierelevante Daten abzuleiten. Zur Erleichterung der Bedienungsführung und zur vereinfachten Dateneingabe werden werkstoffbezogene Daten, wie z.B. die chemische Zusammensetzung, nach Auswahl des Werkstoffes aus einem Datenfile übergeben. Gegebenenfalls erforderliche Korrekturen können in die Fenster eingetragen werden, so dass bei dem gewünschten Berechnungsgang mit den korrigierten Werten gearbeitet werden kann. Je nach Erfordernis können die werkstoffunabhängigen und die werkstoffabhängigen Berechnungsmodule auch einzeln für schweißtechnologische Aufgabenstellungen genutzt oder in beliebiger Reihenfolge aufgerufen werden. Als besonderer Vorteil für den Nutzer erweist sich hier die objektorientierte Programmierung, die bei Auswahl eines Schweißprozesses alle prozessbezogenen Angaben im jeweiligen Fenster auf den Prozess korrigiert und entsprechend richtig an die nachfolgenden Module übergibt, ohne dass ein spezieller Eintrag durch den Nutzer erforderlich wäre. Um die Adäquatheit des Systems zu erhöhen und die statistischen Güterwerte der angewendeten Regressionsgleichungen zu verbessern, war es erforderlich, vorliegende Datenmassive in Abhängigkeit von den Stahlmarkentypen in „lokalen Modellen“ zu verarbeiten. Zur Zeit sind lokale Modelle für un- und niedriglegierte Stähle, für höher- und hochfeste Feinkornbaustähle, für warmfeste Stähle, für un- und niedriglegierten Stahlguss sowie für Mischschweißgut verfügbar. Unter der Auswahl „Schweißgut“ erfolgt die Berechnung von Übergangskoeffizienten, Aufmischungsverhältnissen und chemischer Zusammensetzung von MAG(CO₂)-Mischschweißgut in Abhängigkeit von aufgeschmolzenem Grundwerkstoff und abgeschmolzenem Schweißzusatz, Schweißdaten, Nahtform und -geometrie, für die nachfolgend mechanische Kennwerte und Umwandlungspunkte berechnet werden können. Bei Mehrlagenschweißungen ist es möglich, die sich von Lage zu Lage verändernde chemische Zusammensetzung des Schweißgutes und somit lokale Eigenschaftsveränderungen über den Nahtquerschnitt zu bestimmen.

Mit einem zusätzlichen Modell können auf der Grundlage von Modellstählen in einem erweiterten Gültigkeitsbereich Trendberechnungen sowohl für reine C-Stähle als auch für Mn-Si-Stähle und für Stahlguss durchgeführt werden.

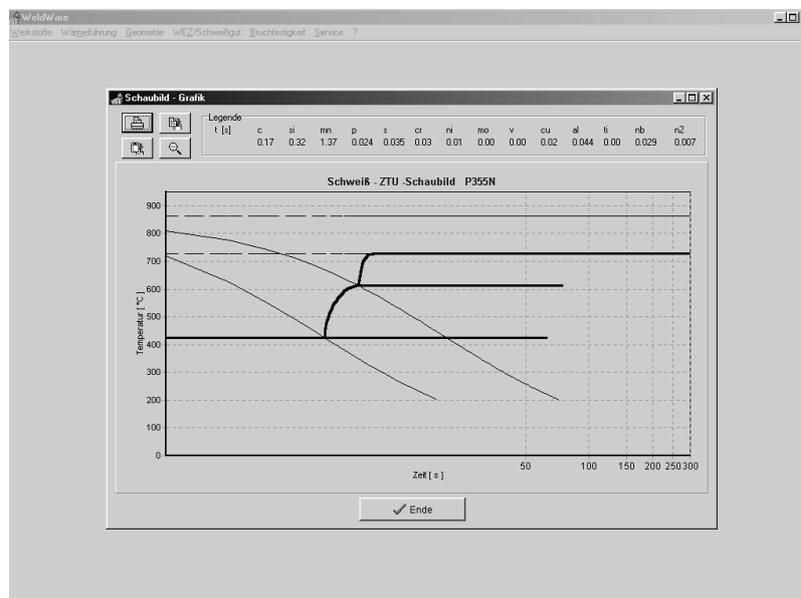


Abbildung 1: Schweiß-ZTU-Schaubild für P355N, Bsp. „A. Kielland“

WeldWare® enthält für jede Werkstoffgruppe folgende Berechnungsmodule:

- „Schweiß-ZTU-Schaubild“ (Berechnung schematischer Schweiß-ZTU-Schaubilder aus der chemischen Zusammensetzung, siehe Abbildung 1).

- „*Mechanische Kennwerte*“ (Berechnung von Härte, 0,2%-Dehngrenze, Zugfestigkeit, Bruchdehnung, Brucheinschnürung und Kerbschlagarbeit in Abhängigkeit von der chemischen Zusammensetzung und der Abkühlungszeit, siehe Abbildung 2).
- „*Gefüge*“ (Berechnung der Gefügezusammensetzung in der Wärmeeinflusszone in Abhängigkeit von chemischer Zusammensetzung und Abkühlungszeit).

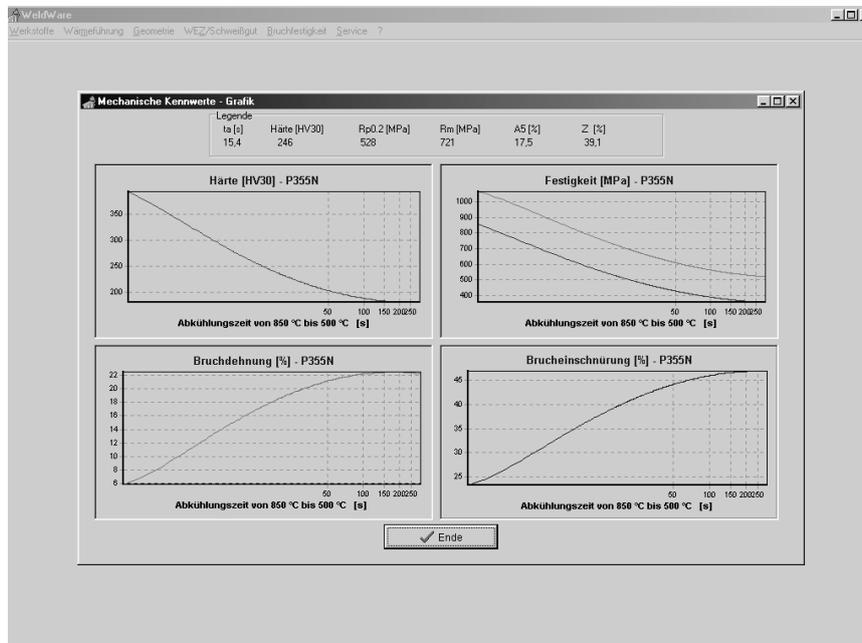


Abbildung 2: Diagramm mechanischer Kennwerte für P355N, Bsp. „A. Kielland“

- „*Streuung der chemischen Zusammensetzung*“ (Berücksichtigung von Chargenstreuungen bei der Ermittlung von mechanischen Gütewerten oder Grenzabkühlungszeiten).
- „*Streckenenergie*“ (Ermittlung von erforderlichen Streckenenergien und Vorwärmtemperaturen für zu gewährleistende mechanische Gütewerte oder für einzuhaltende Abkühlungszeiten).
- „*Abkühlungszeit*“ (Berechnung der Abkühlungszeit in Abhängigkeit von Schweißprozess, Schweißdaten, Vorwärmtemperatur, Nahtart und Bauteildicke).
- Zusätzlich kann mit dem Modul „*Nachwärmung*“ der Einfluss einer begleitenden Kurzzeitznachwärmung durch Ein- oder Mehrflammenbrenner berechnet werden. Auf diese Weise ist es möglich, die Nachwärmparameter zu ermitteln, mit denen der Abkühlzyklus oberhalb der M_s -Temperatur abgefangen und bei quasiisothermer Temperaturführung eine Zwischenstufenvergütung erreicht werden kann.
- „*Temperaturfeld*“ (Berechnung des zwei- oder dreidimensionalen Temperaturfeldes nach der Finite-Elemente-Methode mit Anwendung von maximal 5 Einzelquellen, Vorwärm- und Nachwärmtemperaturen).

2.2.2 Einsatz von WeldWare® zur Schadenfallbearbeitung

Neben Unfällen durch menschliches Versagen, falsche Betriebsführung und ungenügende Ausbildung kommt es immer wieder zu ernststen Havarien mit großen wirtschaftlichen Schäden bis hin zu Menschenverlusten infolge technischer Mängel, falschen Werkstoffeinsatzes, mangelhafter Fertigungstechnologien oder infolge von Konstruktionsfehlern, Berechnungsfehlern sowie Materialermüdungen.

Anfang der 80er Jahre kenterte die Fünfeck-Arbeitsplattform „Alexander A. Kielland“ wegen Stabilitätsverlust mit 212 Mann an Bord. 123 davon verloren ihr Leben.

Das Deck der Plattform ruhte auf 5 Säulen, welche wiederum auf 5 Pontons standen. Die Gesamtkonstruktion wurde durch ein Rohrfachwerk zusammengehalten. Die oberen Horizontalen der Konstruktion wurden wasserdicht ausgeführt, die unteren Horizontalen aus Gründen der Schwimmstabilität mit Flutlöchern versehen. Neben den Flutlöchern wurden Flansche eingeschweißt, die zu einem späteren Zeitpunkt Hydrophone zum Empfang von Ultraschallsignalen aufnehmen sollten. Das Flanschrohr des Hydrophonhalterstutzens wurde lichtbogenhandgeschweißt mit Kehlnähten beidseitig an die Rohrstrebe angeschlossen (siehe Abbildung 3). Verwendet wurden basische Elektroden vom Durchmesser 5 mm. Vorwärmung war weder vorgesehen noch wurde sie angewendet.

Bei der Schadensuntersuchung wurden in der Wärmeeinflusszone dieser Kehlnaht eine Reihe von Kaltrissen festgestellt, die unmittelbar beim oder nach dem Schweißen und noch vor dem Stapellauf aufgetreten sein müssen. Das konnte durch Farbreste in den Rissen nachgewiesen werden, die beim Anstreichen in die Risse eingedrungen sein mussten. Diese Kaltrisse bildeten den Ausgangspunkt für den Dauerbruch, dessen Länge 5 m und damit 2/3 des Rohrumfanges erreichte, als der Gewaltbruch einsetzte. Durch diesen Bruch fiel die Rohrstrebe D-6 aus. Die übrigen Rohrstreben wurden überlastet und brachen schnell hintereinander. Durch den Ausfall des Rohrauftriebskörpers D kenterte die Plattform. Hätte man diesen Schaden abwenden können?

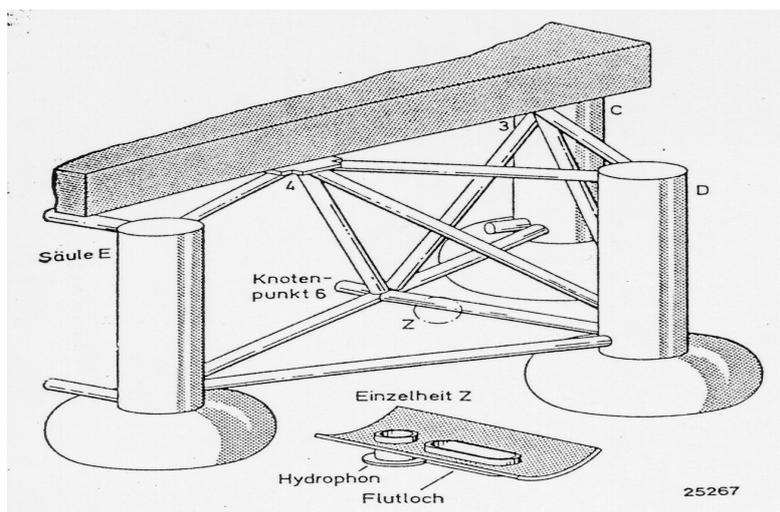


Abbildung 3: Konstruktiver Aufbau der Plattform „Alexander Kielland“

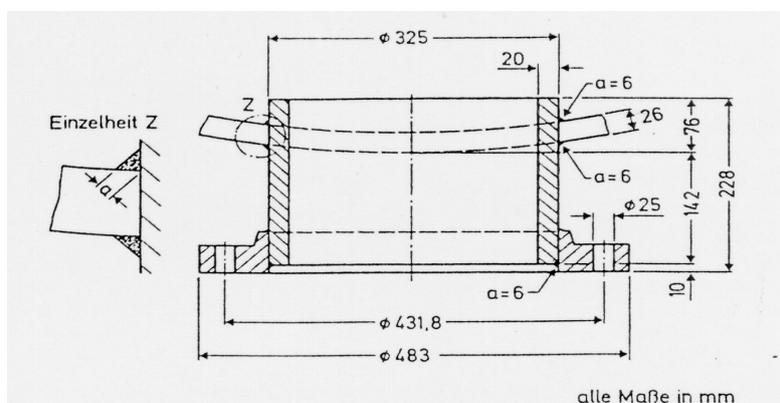


Abbildung 4: Konstruktionsdetails am Schadenort, Bsp. „A. Kielland“

Mit Hilfe von WeldWare® kann in den werkstoffabhängigen Modulen das schematische Schweiß-ZTU-Schaubild (siehe Abbildung 1) und das zugehörige Diagramm mechanischer Kennwerte (siehe Abbildung 2) berechnet werden. Der in der Konstruktion des Halbtauchers verwendete höherfeste Feinkornbaustahl entsprach mit 0,17 %C und 1,37 %Mn etwa einem P355N (nach EN 10028). Dessen Diagramm mechanischer Kennwerte wies aus, dass eine Abkühlungszeit von 15 bis 20 s hätte angestrebt werden müssen, um die Härte auf Werte um 250 HV30 zu begrenzen und die Werte der Bruchdehnung in die Nähe derjenigen des Grundwerkstoffs zu legen.

Im werkstoffunabhängigen Modul konnte die zugehörige Streckenenergie aus den konstruktiv-geometrischen und technologischen Daten berechnet werden. Bei einer vorwärmlosen Schweißung, wie damals ausgeführt, war die erforderliche Streckenenergie zur Gewährleistung der o.a. Werte mittels Lichtbogenhandschweißung allein gar nicht erreichbar. Da der Schweißprozess praktisch nicht gewechselt werden konnte, bietet WeldWare® als Alternative eine Erhöhung der Vorwärmtemperatur an (siehe Abbildung 5). Aus einer ergänzenden Darstellung im Berechnungsweg „Abkühlungszeit“ (siehe Abbildung 6) geht hervor, dass bei den am Rohrflansch gewählten Schweißparametern eine Vorwärmtemperatur von knapp 300 °C angebracht gewesen wäre, um die „Ziel“- Abkühlungszeit von 15 bis 20 s zu erreichen und kaltrissfördernde Gefügezusammensetzungen zu verhindern.

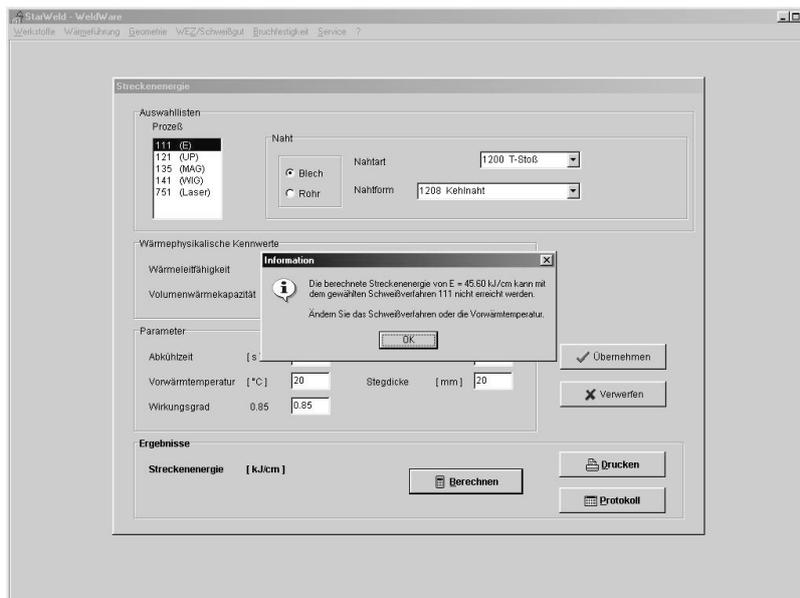


Abbildung 5: Modul „Streckenenergie“, Bsp. „A. Kielland“

Durch „passive“ Vorgehensweise können Schadensfälle wie der vorgestellte schnell und übersichtlich mit WeldWare® oder ähnlichen Softwareprodukten nachvollzogen werden. Natürlich nutzt der „aktive“ Schweißfachingenieur Beratungssysteme dieser Art, um solch groben Fehler durch Vorkalkulation der Wärmeführung beim Schweißen auszuschließen.

Abkühlzeit

Auswahllisten

Prozeß	Draht
111 (E)	3.25
121 (UP)	4.0
135 (MAG)	5.0
141 (MIG)	
751 (Laser)	

Naht

Blech

Rohr

Nahtart: 1200 T-Stoß

Nahtform: 1208 Kehlnaht

Wärmephysikalische Kennwerte

Wärmeleitfähigkeit [W/(cm K)]: 0.4

Volumenwärmekapazität [J/(cm³ K)]: 4.3

Übernehmen

Kennwerte ändern

Verwerfen

Parameter

Stromstärke	150... 250 [A]	200	Gurtdicke	[mm]	26
Spannung	19... 24 [V]	24	Stegdicke	[mm]	20
Schweißgeschwindigkeit	12... 20 [cm/min]	14	Effektiver thermischer Wirkungsgrad	0.7... 0.85	0.8
Vorwärmtemperatur	20... 450 [°C]	280	Relativer thermischer Wirkungsgrad	0.8... 0.9	0.85

Ergebnisse

Abkühlzeit [s] Uwer-Degenkolbe (3-dim.): 17.90

Streckenenergie U*160/Avs [kJ/cm]: 20.60

Berechnen

Drucken

Protokoll

Abbildung 6: Modul „Abkühlungszeit“, Bsp. „A. Kielland“

2.2.3 Schweißen der Bugtür eines Ro-Ro-Schiffes

An einem Ro-Ro-Schiff sind im Bereich der Bugtür (siehe Abbildung 7 und 8) sogenannte Stopperplatten aus 160 mm dickem Stahlguss G30Mn5 anzubringen und mit Schiffbaustahl der Kategorie „A“ zu verschweißen, um eine Beschädigung von Außenhaut oder Deck bei Öffnen der schweren Türen zu vermeiden.

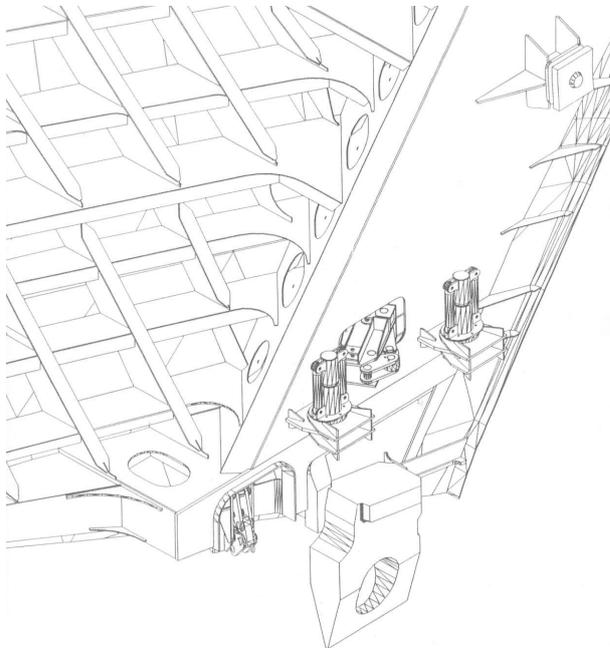


Abbildung 7: Bereich Bugtür mit Stopper

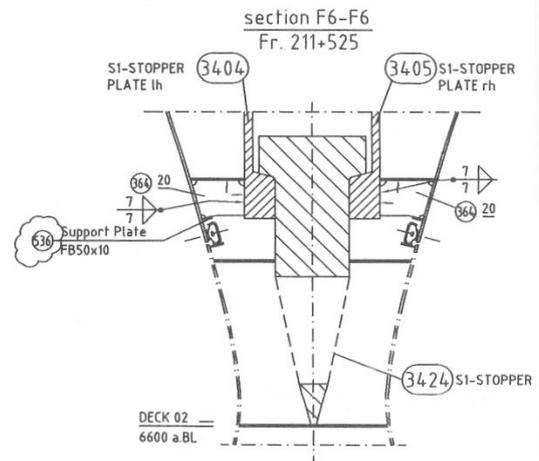


Abbildung 8: Detailskizze Stopper und Stopperplatten

Da der G30Mn5 zu den bedingt schweißgeeigneten Sorten gehört, musste eine geeignete Vorwärmtemperatur gefunden werden. Wie aus Abb. 9 hervorgeht, war bei der gegebenen chemischen Zusammensetzung ein aus Gründen der Rissvermeidung gewünschter niedriger Gehalt an Martensit erst oberhalb von 43 s realisierbar. Diese Zeit wiederum ist gleichbedeutend mit einer WEZ-Härte von knapp 350 HV30 (siehe Abbildung 10), welche nicht mehr als 100 Einheiten von der Härte des wärmeunbeeinflussten Grundwerkes entfernt liegt und damit Erfahrungswerten zur Vermeidung von Rissen im Wurzellagenbereich entspricht.

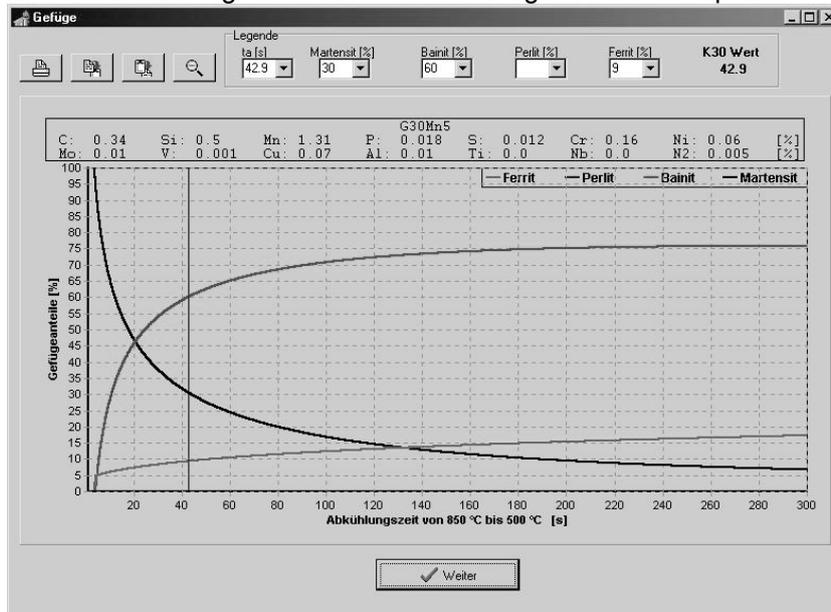


Abbildung 9: WeldWare®, Gefügezusammensetzung in der WEZ von G30Mn5

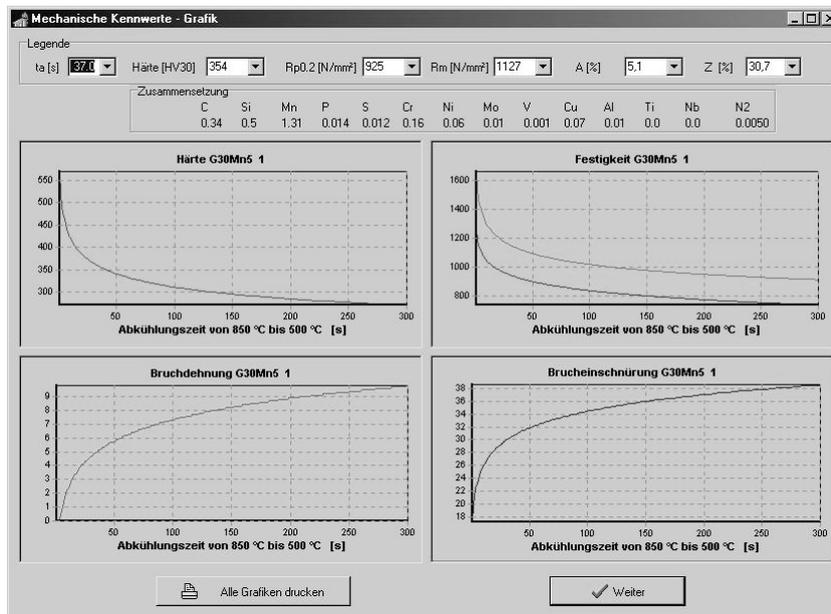


Abbildung 10: WeldWare®, mechanische Kennwerte in der WEZ von G30Mn5

Mit welchen Schweißparametern können diese Ergebnisse gewährleistet werden?

Letztlich wurden hohe Strom- und Spannungswerte bei geringer Schweißgeschwindigkeit und gleichzeitiger Vorwärmung auf 350 °C empfohlen, um in einen Abkühlzeitbereich oberhalb von 43 s zu gelangen (siehe Abbildung 11).

Abbildung 11: WeldWare[®], Berechnung der Abkühlzeit beim Schweißen für Stopperplatte

Die Stopperplatte wurde mittels Glühanlage „Weldotherm“ komplett vorgewärmt, die 30 mm dicken Halterungen aus Schiffbaustahl mittels Brenner (siehe Abbildung 12 und 13). Vor und während des Schweißens war die Vorwärmtemperatur zu überprüfen.



Abbildung 12: Vorwärmung der „Support Plates“ für die Stopperplatte



Abbildung 13: Kontrolle der Vorwärmtemperatur

2.2.4 Vorwärmen von wasserberührten Bauteilen der Seebrücke Heringsdorf

In den Jahren 1994/95 übernahm die SLV M-V GmbH die Bauaufsicht bei der Fertigung der größten Seebrücke Europas. Diese befindet sich in Heringsdorf und ist 550 m lang. Das Bauvolumen betrug 11 Mio. EURO.

Umreißt man die allgemeinen Schweißbedingungen dieses Projektes, so war zu berücksichtigen, dass es sich um wasserberührte Schweißteile handelte (die Entfernung Schweißnaht – Wasseroberfläche betrug ca. 3m), der Zusammenbau über Winter erfolgte, die betreffenden Einzelteile dickwandig waren und letztlich alle Bedingungen für eine schnelle Wärmeabfuhr gegeben waren (siehe Abbildung 14).



Abbildung 14: Seebrücke Heringsdorf, Schweißen der wasserberührten Stützen

Zu schweißen waren Rohre aus X60/X65 und S355J2G3. Die Wanddicke der im Wasser stehenden Rohre betrug 28 mm, die Dicke der Deckplatte für die nachfolgenden Aufbauten der Promenade 40 mm.

Zu schweißen war eine HV-Naht am T-Stoß (siehe Abbildung 15).

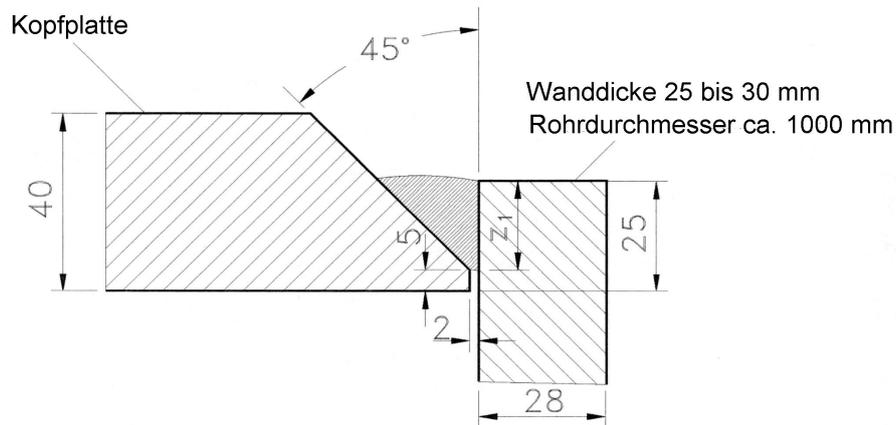


Abbildung 15: Schweißverbindung Kopfplatte – Rohr, Seebrücke Heringsdorf

Speziell für diese Naht wurden die erforderlichen Schweißparameter und Vorwärmtemperaturen mittels WeldWare® kalkuliert (siehe Abbildung 16), an Probeschweißungen unter Kontrolle des Temperaturverlaufes getestet (siehe Abbildung 17, 18) und in letztlich die Schweißanweisung übernommen.

Auswahllisten		Prozeß		Draht		Naht	
<input checked="" type="radio"/>	111 (E)		3.25	<input checked="" type="radio"/>	Blech	Nahtart	1200 T-Stoß
<input type="radio"/>	121 (UP)		4.0	<input type="radio"/>	Rohr	Nahtform	1201 HV-Naht
<input type="radio"/>	131 (MIG)		5.0				
<input type="radio"/>	135 (MAG)						
<input type="radio"/>	136 (MAG, FD)						
<input type="radio"/>	137 (MIG, FD)						

Wärmephysikalische Kennwerte				Übernehmen	
Wärmeleitfähigkeit	[W/(cm K)]	0.4		<input checked="" type="checkbox"/>	Übernehmen
Volumenwärmekapazität	[J/(cm³ K)]	4.3		<input type="checkbox"/>	Verwerfen
				Kennwerte ändern	

Parameter					
Stromstärke	100... 160	[A]	200	Gurtdicke	[mm] 28
Spannung	18... 22	[V]	21	Stegdicke	[mm] 40
Schweißgeschwindigkeit	12... 16	[cm/min]	12	Effektiver thermischer Wirkungsgrad	0.7... 0.85 0.8
Vorwärmtemperatur	20... 450	[°C]	150	Relativer thermischer Wirkungsgrad	0.8... 0.9 0.85

Ergebnisse			Berechnen		Drucken	
Abkühlzeit	[s] Uwer-Degenkolbe (3-dim.)	10.30	<input type="button" value="Berechnen"/>	<input type="button" value="Drucken"/>		
Streckenenergie	U*1'60/s [kJ/cm]	21.00		<input type="button" value="Protokoll"/>		

Abbildung 16: T_v , iterativ bereits abgestimmt auf Werkstoff und Materialdicke, Seebrücke Heringsdorf



Abbildung 17: In-Situ - Messung der Abkühlungszeit, Seebrücke Heringsdorf

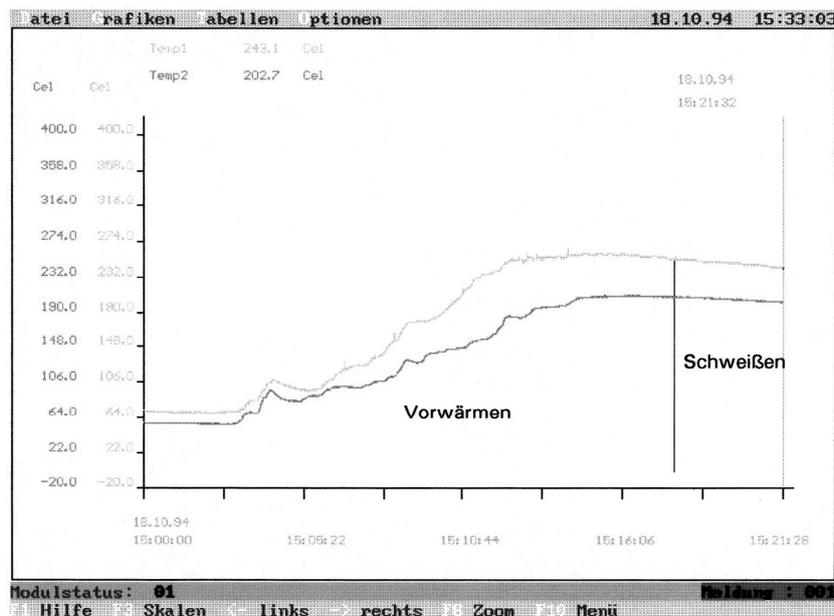


Abbildung 18: Temperaturverlauf beim Vorwärmen.

3 Ausblick – Möglichkeiten der physikalischen Simulation mittels Dilatometrie

3.1 Aufbau und Wirkungsweise einer „Gleeble-Anlage“

Die Gleeble-Anlagen des US-amerikanischen Entwicklers und Herstellers Dynamic Systems Incorporation (DSI) sind - einfach ausgedrückt - eine Kombination aus Hochgeschwindigkeitsdilatometer und Zug-/ Druck-Prüfmaschine (siehe Abbildung 19).



Abbildung 19: Thermophysikalische Simulationsanlage Gleeble 3500

Dabei ist DSI in der Lage, die Standardausfertigung dieser Anlage weitestgehend an spezielle Kundenwünsche bezüglich des thermischen und/oder des mechanischen Teilsystems anzupassen. Damit ist nicht nur die Simulation beliebiger konventioneller Temperaturzyklen (Wärmebehandlung, E/MSG/WSG- Schmelzschweißen) möglich, sondern beispielsweise auch die Simulation von Strahlschweißprozessen mit vergleichsweise sehr hohen Aufheizgeschwindigkeiten (Abbildung 20: eingespannte zylindrische Probe während des Versuchs), Schweißen mit begleitender Kurzzeitnachwärmung, Abschreckvorgänge, Thermoschockversuche, Ermittlung wärmephysikalischer Materialkennwerte usw.

Entscheidend ist, dass der Nutzer die Probengeometrie auf das Materialverhalten unter Wärmeinfluss abstimmen kann, um die gewünschte Wärmeleitung auch auf die Probe übertragen zu können.

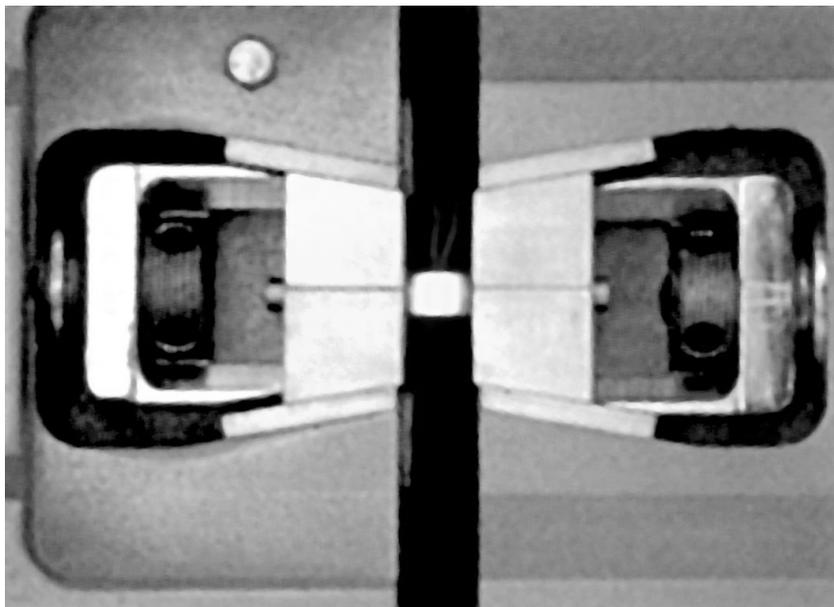


Abbildung 20: Zylindrische Probe während der Schweißsimulation

Die mechanischen Prüfmöglichkeiten reichen von Druckproben über die Aufnahme von Spannungs-Dehnungs-Diagrammen im Zugversuch bei Raumtemperatur bis hin zu Warmzugversuchen, Reibschweißen oder Walzversuchen, je nach Auslegung der Anlage. Letzteres verdeutlicht, dass sich das mechanische System mannigfaltig mit dem thermischen koppeln lässt. Abbildung 21 zeigt in diesem Zusammenhang das Beispiel einer Aluminium-Warmzugprobe vor dem Versuch, Abbildung 22 im eingebauten Zustand nach dem Versuch.

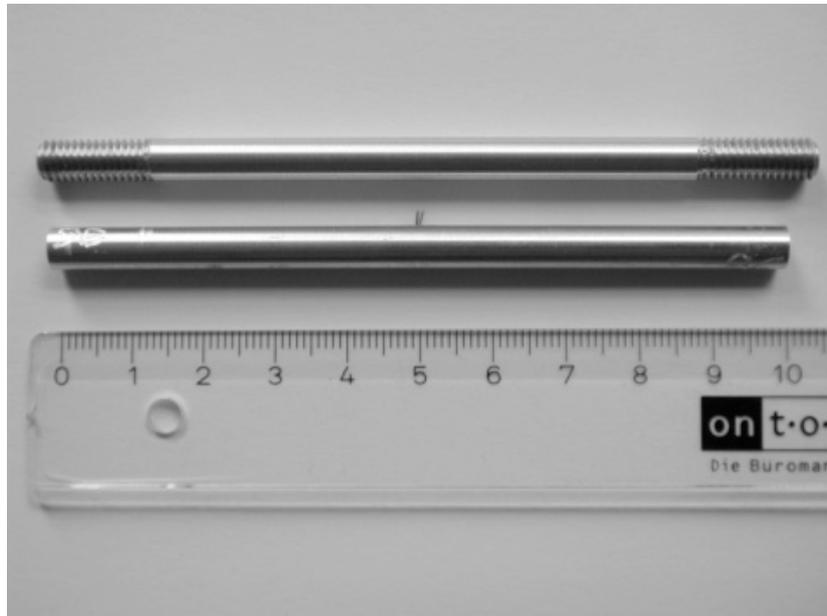


Abbildung 21: Proben für die Simulation von Warmzugversuch und thermischem Ausdehnungskoeffizienten aus einer Aluminiumlegierung

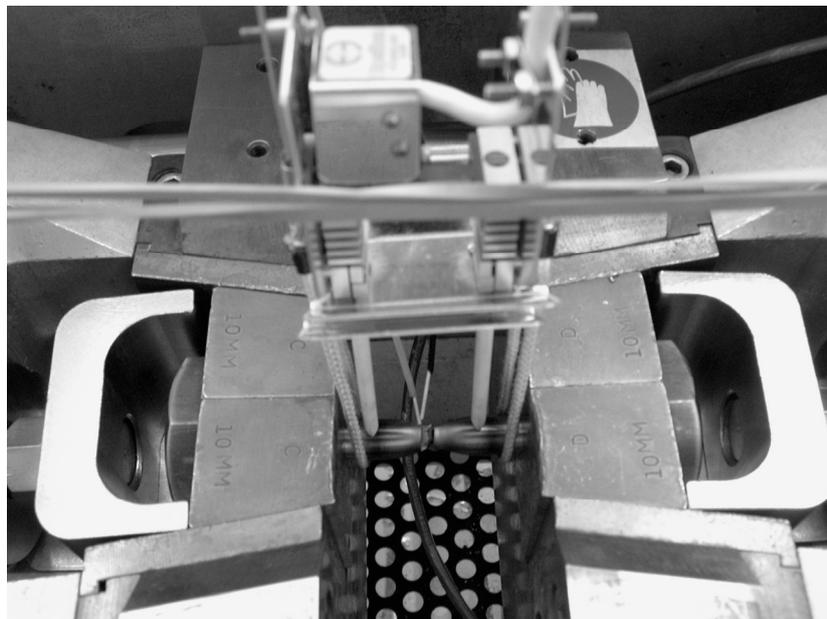


Abbildung 22: Warmzugprobe mit Längsdehnungsmessgerät im eingebauten Zustand

Die Gleeble-Anlagen gestatten eine softwaregesteuerte Simulation der programmierten thermomechanischen Vorgänge und deren PC-gestützte Auswertung. Die Programmierung erfolgt tabellarisch oder in einer maschineneigenen Sprache. Neben PC und Steuerkonsole verfügt jede Gleeble über eine hydraulische Pumpe, die mindestens 10 t übertragen kann (Standardausführung), einen Kühler, Kompressor für Druckluft, Vakuumpumpe, Druckwasserspeicher (High-Flow-Quench-System), verschiedene Probeneinspannvorrichtungen, Vorrichtungen für die Gaszufuhr und Probenkühlung, ein Punktschweißgerät für die Thermodrähte, ein taktiles Dilatometer zur Aufnahme der Querdehnungen und weiteres Zubehör [1].

3.2 Applikationsmöglichkeiten in der Schweißtechnik

Die SLV Mecklenburg-Vorpommern verfügt über eine Anlage, die spezielle Anforderungen des Laserstrahlschweißens erfüllt, jedoch nur ein konventionelles mechanisches System beinhaltet. Je nach Werkstoff und Probenform sind Aufheizgeschwindigkeiten bis zu 6000 K/s möglich. Neben der Simulation von Strahlschweißzyklen und Erarbeitung zugehöriger Gefüge- und Eigenschaftsdiagramme wurden zahlreiche Schweiß-ZTU-Schaubilder für das konventionelle Schmelzschweißen erarbeitet, mit deren Hilfe Aussagen zur Schweißeignung von Stahlwerkstoffen möglich wurden. Gefüge- und Eigenschaftssimulation ist jedoch auch an anderen Metallen, z.B. verschiedenen Aluminium- und Titanlegierungen, durchgeführt worden. Zusätzlich zum standardmäßig ausgelieferten taktilem Dilatometer zur Ermittlung von Querdehnungen verfügt die Anstalt über ein taktiles Längsdehnungsmessgerät sowie ein Laserdilatometer zur berührungslosen Erfassung von Volumenveränderungen an wärmesimulierten Proben.

Die SLV M-V GmbH hat sich in den vergangenen Jahren jedoch nicht ausschließlich mit der Schweißsimulation beschäftigt. So wurden u.a. thermomechanische Kennwerte an Aluminiumlegierungen gemessen [2], siehe Abbildung 23, Thermoschockversuche absolviert [3], Schweißzyklen für das Elektronenstrahlschweißen in Abhängigkeit der jeweiligen Spitztemperatur in der WEZ simuliert [4], so dass Ausgangsdaten für nachfolgenden FEM-Berechnungen zur Struktur- und Werkstoffsimulation (Gefüge- und Härtefelder) beim EB-Schweißen geschaffen wurden, sowie Warmzugversuche für verschiedene Werkstoffprüflabore, Institute und Firmen durchgeführt.

Bislang untersuchte Werkstoffe waren unlegierte Stähle, verschiedene höher- und hochfeste Feinkornbaustähle, hochlegierte austenitische Cr-Ni-Stähle und Duplexstahl, verschiedene aushärtbare und nicht aushärtbare Aluminiumlegierungen sowie Titanlegierungen.

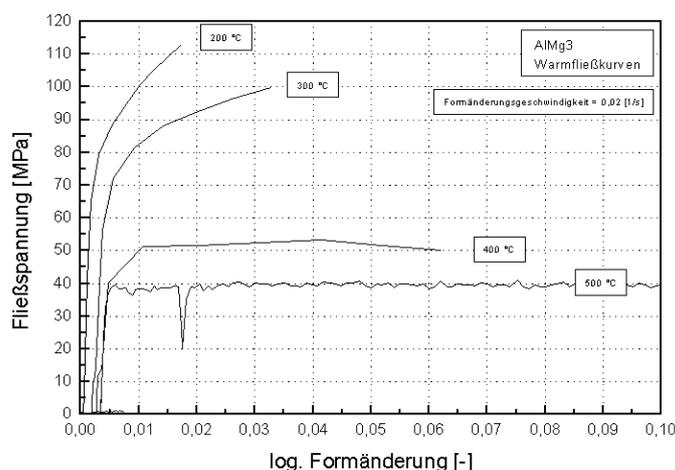


Abbildung 23: Warmfließkurven AIMg3 → 200 bis 500 [°C], 0.02 [s⁻¹]

4 Literatur

- [1] N.N.: Gleeble 3500, Manual. Dynamic System Inc., Poestenkill/NY, USA, 1996
- [2] Erarbeitung werkstoffkundlicher Kennwerte geschweißter Aluminiumbauteile in Abhängigkeit von der Wärmeeinbringung. Abschlussbericht AiF 12.934 BG, SLV München, SLV Mecklenburg-Vorpommern Rostock, 2003
- [3] RES- Hochgeschwindigkeitsplattieren von warmfesten Feinkornbaustählen. Abschlussbericht AiF 11.879 B, ISF Aachen, SLV Mecklenburg-Vorpommern Rostock, LWT Dortmund, 2000
- [4] Mathematische Simulation der Gefügeentwicklung und der sich einstellenden mechanischen Eigenschaften elektronenstrahlgeschweißter Verbindungen von Stahlwerkstoffen. Abschlussbericht DFG SE 162/4-1, ISF Aachen, SLV Mecklenburg-Vorpommern Rostock, 2000

Throughout Simulation of Manufacturing of Longitudinally Welded Steel Pipe with SYSWELD

Thilo Reichel¹, Vitaliy Pavlyk¹ and Tobias Loose²

¹ Eisenbau Krämer GmbH, Karl-Krämer-Str. 12, Kreuztal-Kredenbach, Germany
E-Mail: t.reichel@ebkpipe.com, v.pavlykl@ebkpipe.com

² Ingenieurbüro Tobias Loose GbR, Haid-und-Neu-Straße 7, Karlsruhe, Germany
E-Mail: loose@tl-ing.de

ZUSAMMENFASSUNG

Die technologische Herstellungskette eines längsnahtgeschweißten Rohres aus Stahl beinhaltet u.a. folgende Schlüsselprozesse: das Blechbiegen, das Heften mit dem Metall-Schutzgas-Schweißen (MSG), das Unterpulverschweißen (UP), die Einstellung der Form mit einer Kalibrierpresse (Kalibrieren), die Kaltwasserdruckprüfung (KWP) und die Wärmebehandlung. Im Falle eines CLAD-Rohres, das aus einem C-Mn Trägerteil und einem korrosionsbeständigen dünnen Aufgewerkstoff besteht, wird die korrosionsbeständige CLAD-Schicht mittels eines Elektroschlackeschweißens (ESW) entlang der Längsnaht wieder aufgetragen. Alle genannte Schritte beeinflussen den Spannungs-Dehnungszustand des Rohres, die Dimensionstoleranzen und die mechanischen Werkstoffeigenschaften des Produktes. Für die Untersuchung dieser Einflüsse hat eine numerische Simulation einen großen Vorteil, weil Experimente mit einem realen Rohr sehr kosten- und zeitintensiv sind. Dies gilt insbesondere für die Untersuchung der neuen Kalibrierpresse Impander®, die von EBK entwickelt worden ist, und der entsprechenden Kalibriertechnologie für die Herstellung von Impanded Pipes® mittels einer Kompression des Rohres von außen. Dafür hat EBK in Zusammenarbeit mit dem Ingenieurbüro Tobias Loose GbR ein umfassendes Modell des Biegens, des Schweißens, der KWP und der Wärmebehandlung auf Basis von SYSWELD entwickelt und für eine durchgehende Simulation der Rohrherstellung eingesetzt. Dieser Beitrag präsentiert die Methodik der Einbindung einzelner Simulationsschritte mit der Datenübertragung vom vorherigen zum nachfolgenden Herstellungsprozess und die Simulationsergebnisse, die auch eine experimentelle Bestätigung gefunden haben.

ABSTRACT

The technological production chain of a longitudinally welded steel pipe includes, among other, the following key steps: the plate bending, the tack welding with a gas-metal-arc process (GMAW), the submerged-arc-welding (SAW), the cold sizing of shape with a calibration press (Calibration), the hydro-testing and the heat treatment. In the case of a clad pipe, which consist of a C-Mn bearing part and a thin corrosion resistant clad layer (CRA), the CRA layer is re-deposited along the longitudinal seam with resistance electro-slag-welding (ESW). All above steps has impact on the stress-strain state of the pipe, the dimensional tolerances and the mechanical properties of the final product. A numerical simulation for investigation of these influences is of a great advantage, because the experimentations with a real pipe are very time consuming and costly. Especially, the newly developed by EBK calibration machine called Impander® and corresponding cold sizing technology to produce Impanded Pipes® by means of pipe compression from

outside was in the focus of interest. For this purpose, EBK has developed, in co-operation with Ingenieurbüro Tobias Loose GbR, a comprehensive model of bending, welding, hydro-testing and heat treatment, based on SYSWELD. The model was applied for a throughout simulation of pipe manufacturing process. This contribution presents the methodology of integration of individual simulation steps with a data transfer from a previous to the next production step and the simulation results, which were also validated experimentally.

1 Introduction

Metallurgically clad pipes are increasingly used in oil and gas industry for transportation of corrosive products. A combination of a thin layer of corrosion resistant alloy (CRA) and a thick but cheap carbon steel bulk (usually X52 to X65), which covers the structural task, provides the best advantage of both types of materials at lowest costs. A tight dimensional tolerance especially of clad pipe ends, is of great importance for the field welding of girth welds, because the thickness of a clad layer is usually small (around 3mm). A good matching of two pipe ends saves time for their adjustment for girth welding and consequently the pipeline manufacturing costs. The pipe ovality, i.e. the deviation from an ideal round shape results from a non-perfectly round bending of the plate and from the distortions caused by the longitudinal weld. Moreover, the residual stresses in the pipe cause a shape change when the pipe is cut in shorter pieces. Thus, control of residual stresses during the pipe manufacturing is a key issue in achieving good dimensional tolerances. Changes of internal stress distribution take place in the plate during bending and closing the gap in course of tack-welding, as well as in the pipe during longitudinal welding and final sizing. Therefore a calibration procedure for rounding the pipes with simultaneous reduction of residual stresses is of great importance.

In addition to the above mentioned manufacturing procedures, hydro-testing of the pipe with internal pressure, post weld heat treatment, machining, expansion and a newly at EBK developed compression technology called 'impansion' change the residual stress distribution in the pipe. We can refer to the available set of manufacturing processes as a 'tool-box', with which the pipe conditions can be modified. This is schematically shown in **Figure 1**, together with the illustration of the impact of pipe state on pipe resistance to operational environment variables, such as internal or external pressure, temperature, corrosive media, fatigue loads, etc. Under the term 'pipe conditions' we mean here the mechanical properties, corrosion resistance, residual stresses and dimensional variations of the pipe geometry (tolerances). It is also pointed out, that the tolerances exert a backward influence upon the manufacturing, namely upon the girth welding of pipe ends during a pipeline construction. Thus, an important improvement of the pipe properties by means of choice and parameter variations of manufacturing steps can only be achieved on the basis of a deeper investigation and understanding of the influence that each manufacturing process exerts on the pipe conditions.

Hereafter in this paper we will consider plate bending, welding, pipe sizing with the Impander® technology, PWHT and hydro-testing with respect to their influence on the residual stresses and dimensional pipe tolerances. The carried out investigations and presented results include both, numerical simulations and experimental studies.

2 Key production steps of clad pipes

A detailed description of clad plate and pipe manufacturing was published previously [Beissel et al., 2008] and is additionally supplemented by information in a special brochure [Eisenbau Krämer, 2007]. Therefore, here we only shortly dwell on the key manufacturing steps, which are especially important for the residual stress-strain conditions in a pipe.

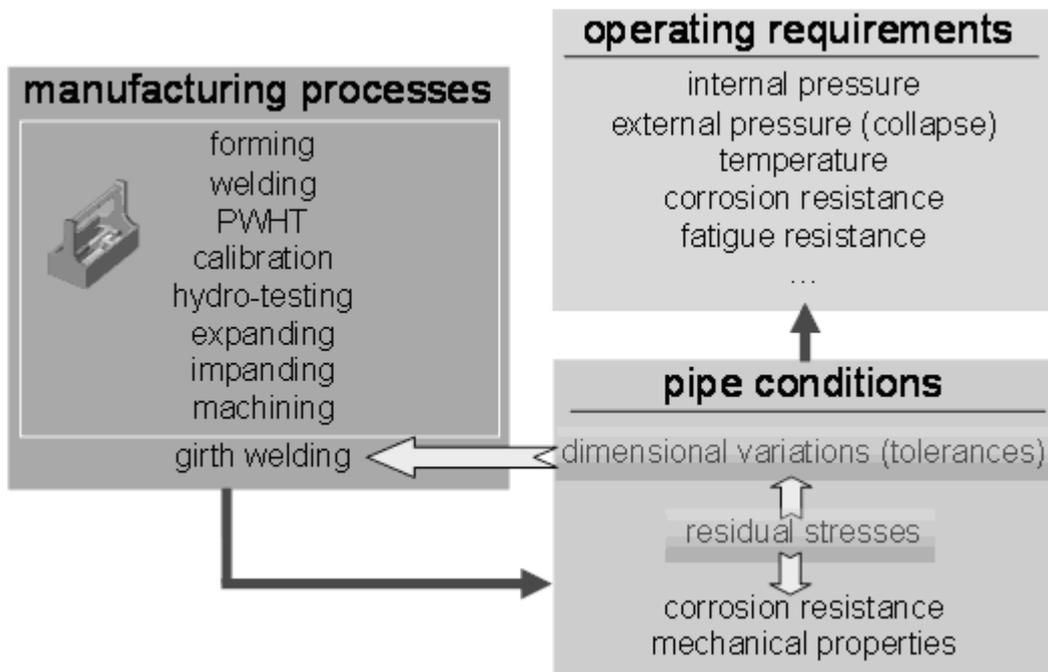


Figure 1 : 'Tool box' of manufacturing processes which determine the pipe conditions and their correlation with operating requirements

2.1 Bending

Plate bending in cold state for circularity shaping is the first manufacturing step, at which residual stresses arise and essential local plastic strains are induced. Therefore, the influence of this process on the final pipe state must be considered. When manufacturing clad pipes, EBK uses a press bending process, called JOC, at which the plate is step-wise formed to 'J', 'C' and then 'O'-shape. The plate edges are either pre-bended or post-bended with additional special machines. The principle of the press bending process is shown in **Figure 2**. The 6.200 tonnes bending press can produce single pipe lengths of up to 44 feet (13.4 m) without circumferential welds. Pipes can be produced with outside diameters ranging from 12" (323 mm) to 60" (1524 mm). Each bending step, characterised by bending force, tool displacement and plate position, can be recorded, to be used later as input data for simulation of the plate forming.

2.2 Gap closing and tack welding

After having been formed, the pipe is tack welded from the outside using a GMA welding process. At this time the remaining after the plate bending gap is closed in a special tack welding machine with hydraulic cylinder forces, which are applied to the outer side of the pipe in order to bring both edges of the bent plate in contact. This induces a bending moment across the pipe wall thickness. As a result, after tack welding is finished and the pipe is released, the outer part of pipe remains under tension whereas the inner part remains under compression in circumferential direction. Thus, the gap closing with the tack welding must be considered when predicting the final pipe stress-strain conditions.

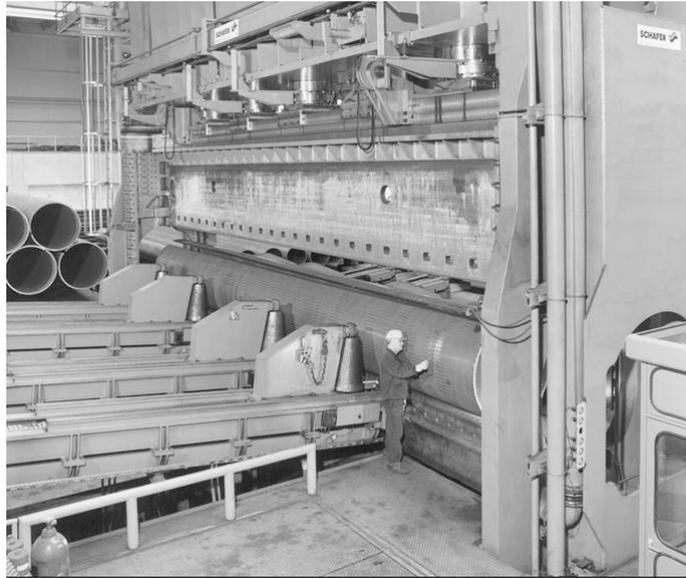


Figure 2: JCO bending press

2.3 Submerged-Arc-Welding (SAW)

The inside and then the outside part of the base pipe part (e.g. X60) is welded using a single and/or multilayer SAW technology with square wave power sources (**Figure 3**). Either 1- or up to 4-wire process can be utilized, depending on material, wall thickness and toughness requirements in the weld and HAZ. The heat input during welding induces phase transformations, thermal stresses and is a major reason for high residual stresses in and around the weld. Thus, a monitoring of welding parameters (current, voltage, welding and wire feed speed, etc.) is indispensable for an accurate capture of the input energy, which is necessary for the simulation of the heat affect of welding.

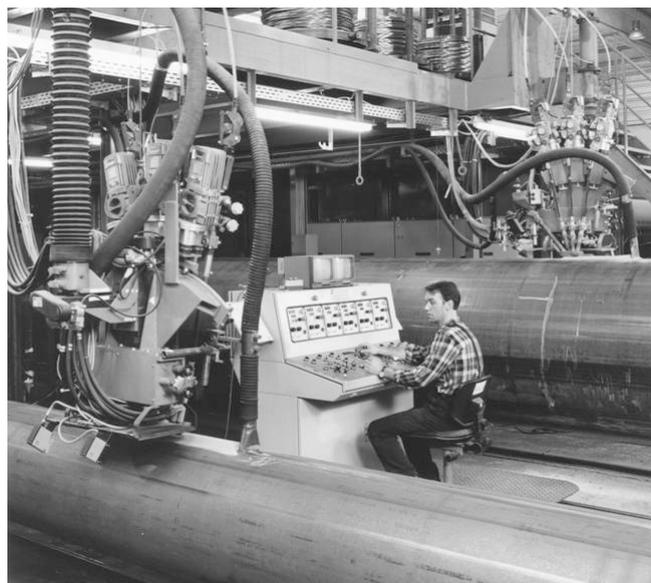


Figure 3: Submerged-Arc-Welding process

2.4 ESW re-cladding

The ESW welding process used at EBK is illustrated in **Figure 4**. With this process, only one pass is necessary in order to re-clad the CRA layer within the pipe, which was removed at the weld edges during edge preparation for SAW. The excellent corrosion resistance related to the homogenous chemical composition of the weld makes the ESW method by far the best option. Dilution with the base metal is reduced below 10%. With respect to residual stresses, we have to include this process into analysis, since it is associated with a high heat input, similar to SAW. Hence, the process parameters such as current, voltage and welding speed have to be recorded.

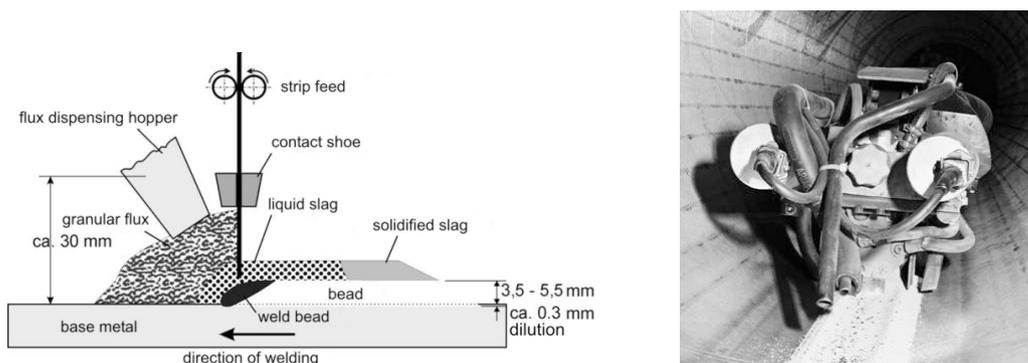


Figure 4: ESW re-cladding process



Figure 5: New calibration press called Impander®, installed at EBK in 2007

2.5 Calibration (cold sizing)

The plate bending to form a pipe can not ensure a perfect roundness of the resulting product. Moreover, the residual stresses due to welding (mainly the longitudinal tensile stress along the weld) bend the pipe along the length distorting its straightness. Therefore, after the welding, a cold sizing is generally used in pipe manufacturing industry in order to improve the dimensional pipe tolerances. Most often used are expanders, which expand the pipe from inside, or cold sizing presses consisting of two half-circular-shaped tools, which can locally deform the pipe body without altering the pipe perimeter (no compression). In contrast to these techniques, EBK has recently installed a new, patented calibration press, which can both calibrate a pipe, deforming it locally like traditional presses, or compress the pipe, i.e. reduce the diameter by means of inducing compressive plastic deformation in the whole pipe body. As a result of this, very tight dimensional tolerances of pipe diameter and ovality can be achieved. The new

technique has got the term 'impansion' and the machine was called Impander®, as contrasted with 'expander', since it acts in the opposite direction. This press, shown in **Figure 5**, consist of four hydraulic cylinders and correspondingly four tools, each of them occupying a circumferential sector of 90°. The new machine opens completely new opportunities in the pipe manufacturing 'tool box' for amendment of the pipe dimensions and improvement of the stress-strain state and mechanical properties of the pipe. With this machine, clad pipes can be produced with internal diameter tolerances of < 0.2 mm (circumferential measurement) and an ovality < 0.3 % over the whole length of pipe. Therefore, a special consideration of the present work was given to the investigation of impansion on the pipe dimensions, stress-strain state and mechanical properties of the Impanded Pipe®.

2.6 Hydrostatic testing

During the hydro-testing, a pipe is closed from both butt ends and then filled with water by pumping to an elevated pressure. The pressure level is defined in such a way, that the nominal circumferential (hoop) tensile stress in the pipe wall reaches a value, which is predefined by a norm or a specification (e.g. $0.95 \cdot R_{p02}$), and is kept at this level for a certain time (usually ≈ 10 s). Although, the nominal hoop stress does not exceed the yield strength of the material, at the locations where a residual hoop tensile stress already exists (mainly due to welding), the resulting tensile stress can exceed R_{p02} and lead to a local plastic strain. As consequence, the residual stresses relieve and the pipe shape changes. It is significant, that in a clad pipe, the situation becomes more sophisticated as compared with a normal pipe, since two wall thicknesses and two material properties are involved in the process. Therefore, the impact of hydro-testing on the modification of clad pipe state was also considered in this work.

2.7 Post weld heat treatment

The final manufacturing step, which we examine here is the PWHT. Usually, this procedure is applied for reduction of residual stresses by heating up and keeping the pipe at an elevated temperature, at which diffusion controlled stress relieve processes take place in the material on a micro-scale (usually between 500 °C and 600 °C during 30 to 120 min.). In a normal pipe, the residual stresses on a macroscopic scale are reduced after PWHT. In a clad pipe, however, a completely different situation can occur, since here we deal virtually with two embedded pipes made of different materials with different wall thicknesses. The differences in yield strength and in the thermal expansion coefficients of basic and CRA parts may even cause an increase of residual stresses, which is unintended.

3 FE-Analysis

3.1 Definitions and conditions of FEA

3.1.1 Problem description

Two clad pipes are considered in the simulations: X60-Alloy625 and X60-316L. The outer pipe diameter was $OD=762$ mm, base plate (X60) wall thickness $WT=25,4$ mm and clad layer thickness of 3 mm. The modelling was done in 2-dimensions, i.e. a pipe cross-section in a middle, far away from the pipe edges is considered in a cylindrical co-ordinate system. However, a generalized plain strain formulation of the mechanical problem and appropriate boundary conditions and loads for the energy equation, allow for consideration of longitudinal (axial) stress and strain components and for correct description of temperature field in the 2-D cross-section of the pipe. Thus, the model is simplified in order to perform simulations faster, but keeping the modelling of the most part of a real pipe, except the edges, physically correct.

3.1.2 Software tool

The simulations were performed using the general purpose FEM software tool SYSWELD®, which is especially designed for welding and heat treatment processes [ESI, 2009]. The modelling tools of SYSWELD® allow to carry out thermal, metallurgical and mechanical analysis simultaneously, using the same FE grid model.

3.1.3 FE-Modell of pipe

The FE model of pipe includes a complete circumference length. The wall thickness of base part (X60) is represented by 20 elements in radial direction, while the CRA layer is represented by 3 elements. **Figure 6** shows the mesh in the area of weld, where the mesh is refined and adopted in shape to account for geometrical characteristics of SAW and ESW weld seams. In this region, the thermal and metallurgical analysis, revealing the heat effect of multi-pass welding processes has to be performed especially accurately.

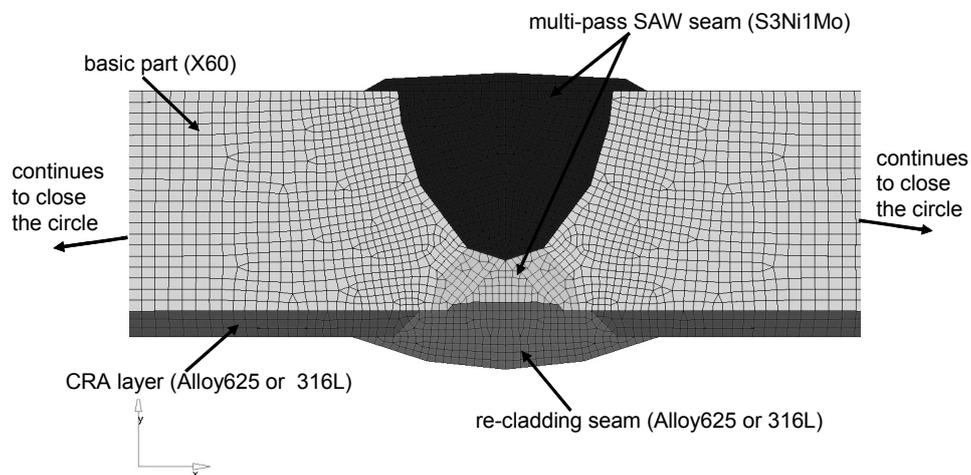


Figure 6: A typical FE mesh model of clad pipe with the emphasis on the weld seam

3.1.4 Material properties

The thermo-physical and mechanical material properties, most of which depend on temperature, were taken from SYSWELD® internal data base [ESI, 2009], from Material Data Sheets [Thyssen-Krupp-VDM, 2009] and other available literature, for example the work of Richter [Richter, 1973].

3.2 Contact Modelling with SYSWELD®

3.2.1 Contact MEDIUM - rigid body contact

The modelling of the bending process of a plate to pipe requires a description of nodes displacement in FE-mesh at the locations of tool contact to the plate body. With the contact MEDIUM, it is possible to represent in SYSWELD the contact to geometrical rigid bodies. Following geometrical shapes are available: PLANE, RECTANGLE, CYLINDER, SPHERE and TORUS. These contact bodies can be free moved in the model space during a transient simulation, with defined displacement-time functions. They can be used for both 2D and 3D formulations.

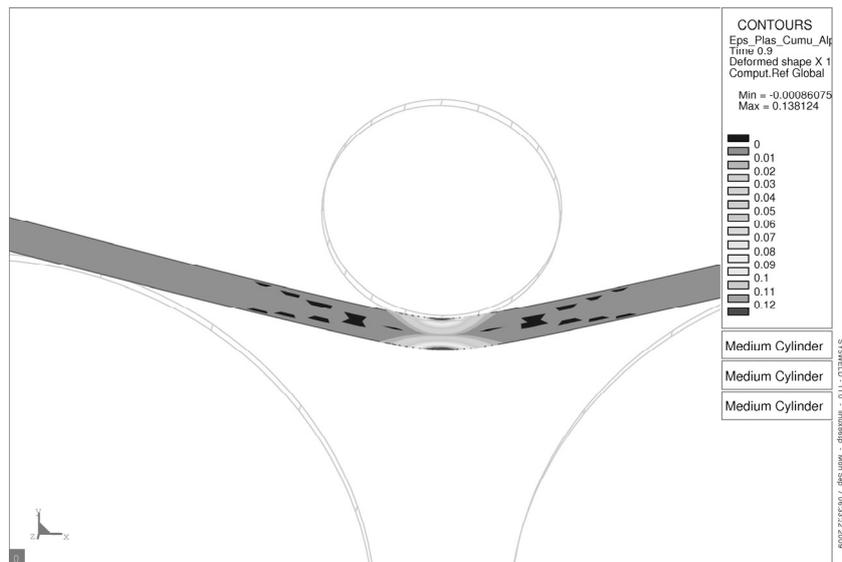


Figure 7: Contact mediums CYLINDER and plastic strain at the end of first bending step

The simulation of one bending step can be realised using three CYLINDER, two of which are fixed and the third one is moved in vertical direction, as shown in **Figure 7**. This figure shows also the plastic strains at the end of the bending step. Different models can be selected for taking into account the friction between the MEDIUM and the component part. In the case considered here, the free sliding (MODEL3) was chosen.

Figure 8 shows the bending stresses at the end of the bending step (0.9s, bottom figure) and after the retraction of the die (1,0 s, top figure). The resiliency effect as well as the remaining stresses are clearly visible. Furthermore, the bending results in a strain hardening of the material. The distribution of yield strength after the first bending step is shown in **Figure 9**.

3.2.2 Contact MEDIUM – surface contact

Using the contact MEDIUM SL2D (line contact in 2D formulation) and MEDIUM SC3D (a surface contact in 3D formulation), the contact between two arbitrary shaped components can be represented. This contact modelling will be used for the simulation of pipe cold sizing in the Impander®.

3.3 Results of FEA

3.3.1 Bending and closing the gap

The first simulated step in the pipe manufacturing chain is the plate bending. During step-by-step JCO bending, a non-uniform plastic deformation is induced in the plate body giving rise to local material strengthening. **Figure 10a** shows the distribution of the cumulative plastic strain after plate bending. The gap closing induces a bending moment, which is illustrated by an equivalent von Mises stress distribution in **Figure 10b**. After the tack weld is finished and the pipe is released from the machine (the external forces removed), the bending moment is redistributed along the whole pipe circumference. Consequently, a negative hoop component of stress remains in the inner part of the pipe wall and a positive one in the outer part. In other words, the inner part of pipe stays under compression, while the outer stays under tension.

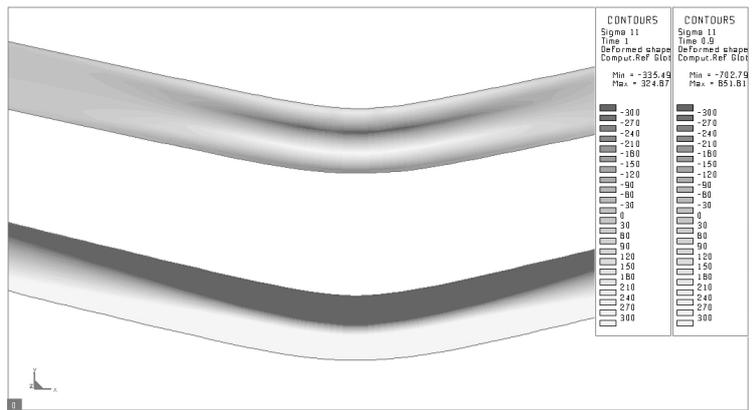


Figure 8: Normal stress in the bending direction at the end on bending (bottom) and after the elastic resilience (top)

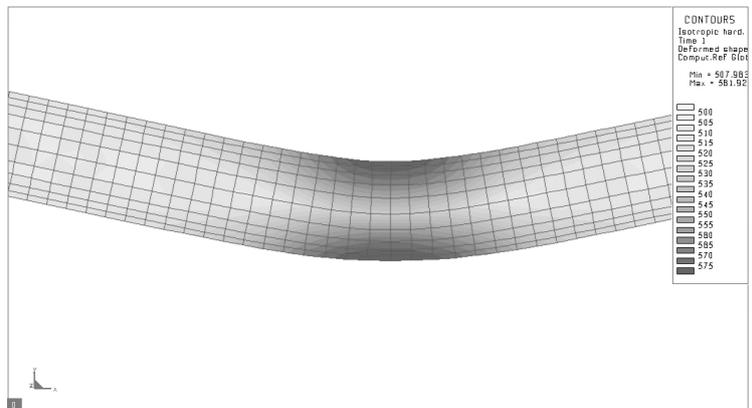
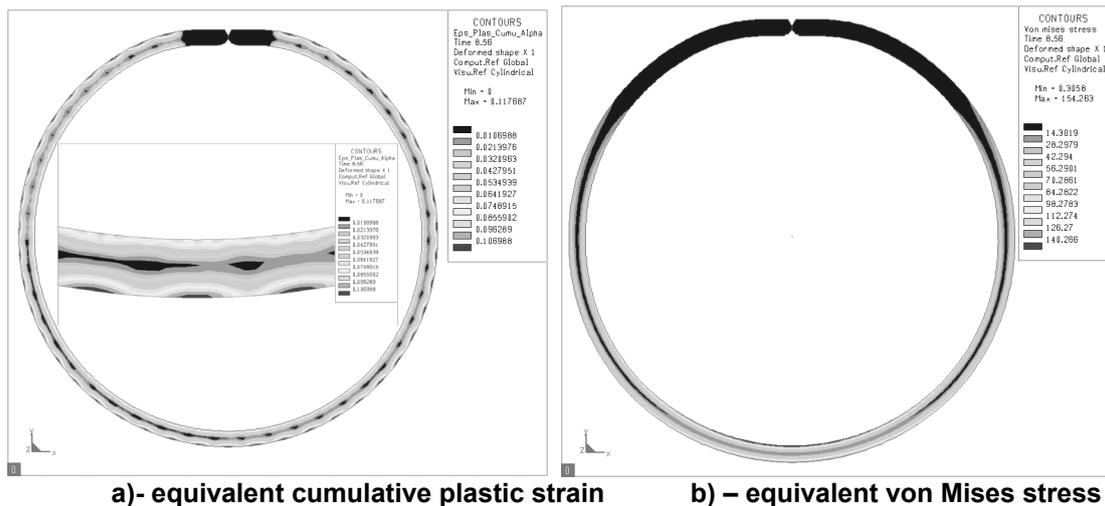


Figure 9: Strain hardening due to bending – yield strength after the bending step



a) - equivalent cumulative plastic strain b) – equivalent von Mises stress

Figure 10: Strain (a) and stress (b) state of X60-Alloy625 clad pipe after plate bending and closing the gap before the longitudinal tack welding

The calculated cumulative strains and stress distributions are passed on to the next simulation step, as initial pipe state. The cumulative strains modify the yield point locally, in accordance with the hardening curves of base and CRA materials.

3.3.2 Welding

The welding simulation starts with the calculation of the temperature field during each welding pass as well as during re-cladding, taking the real process parameters as input data, measured during a pipe manufacturing, in order to describe correctly the heat input. Parallel to the heat diffusion, i.e. calculation of the temperature distribution, the metallurgical modelling is carried out. The metallurgical modelling includes calculations of the phase composition. As a result, the percentages of ferrite, bainite, martensite and residual austenite (if any) is obtained. Then, with the known temperature field and metallurgical constitution, the residual stresses during and after welding are calculated, taking into account the specific mechanical properties of each phase. Thus, the residual stress-strain state of the pipe after welding is obtained, which delivers the stress, strain and mechanical properties distribution in the welding area. **Figure 11** shows the calculated distribution of axial and equivalent tensile stresses in the X60-alloy625 pipe after welding.

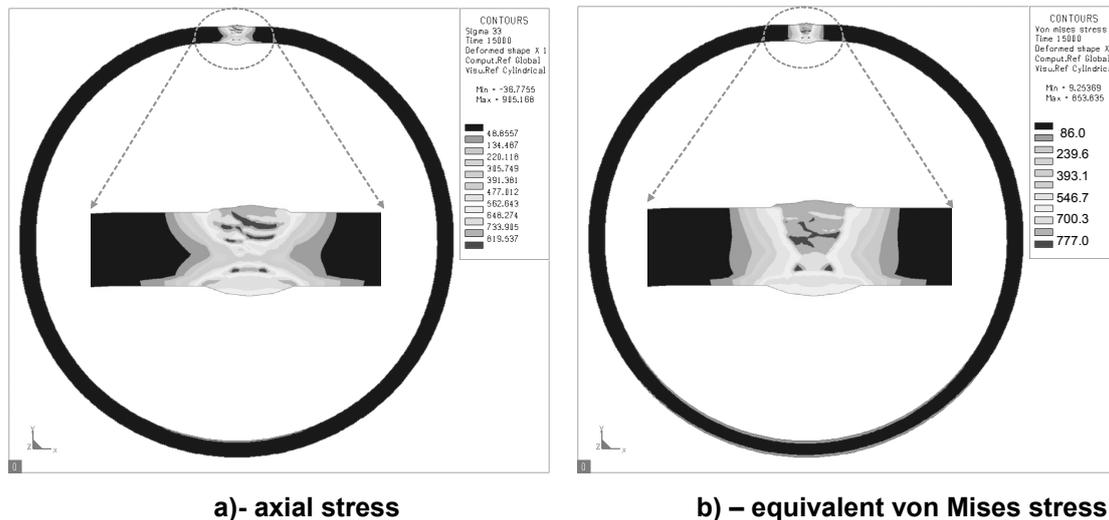


Figure 11: Axial (a) and von Mises stress (b) state of X60-Alloy625 clad pipe after welding and re-cladding

Variations of the pipe state variables in course of subsequent manufacturing steps are a major topic to be considered, since these parameters have a direct impact on the pipe properties, such as ovality after cold sizing (calibration), i.e. in delivery conditions, and after cutting the pipe into two parts in a field, corrosion resistance of the CRA layer and the resistance against collapse under action of ambient pressure.

3.3.3 Pipe compression (impansion)

Let us now consider the evolution of stresses in course of pipe compression in the Impander® machine. **Figure 12** illustrates the distribution of the hoop stress, σ_{22} , at different stages of compression of the X60-Alloy625 pipe. At the beginning, all four tools are positioned at zero displacement, i.e. just in contact with the pipe body and the pipe state is characterized by the stress distribution after welding. **Figure 12a** shows the initial distribution of the hoop stress. As the impansion progresses (**Figure 12b to 12f**), the compressive hoop stress rises (depicted

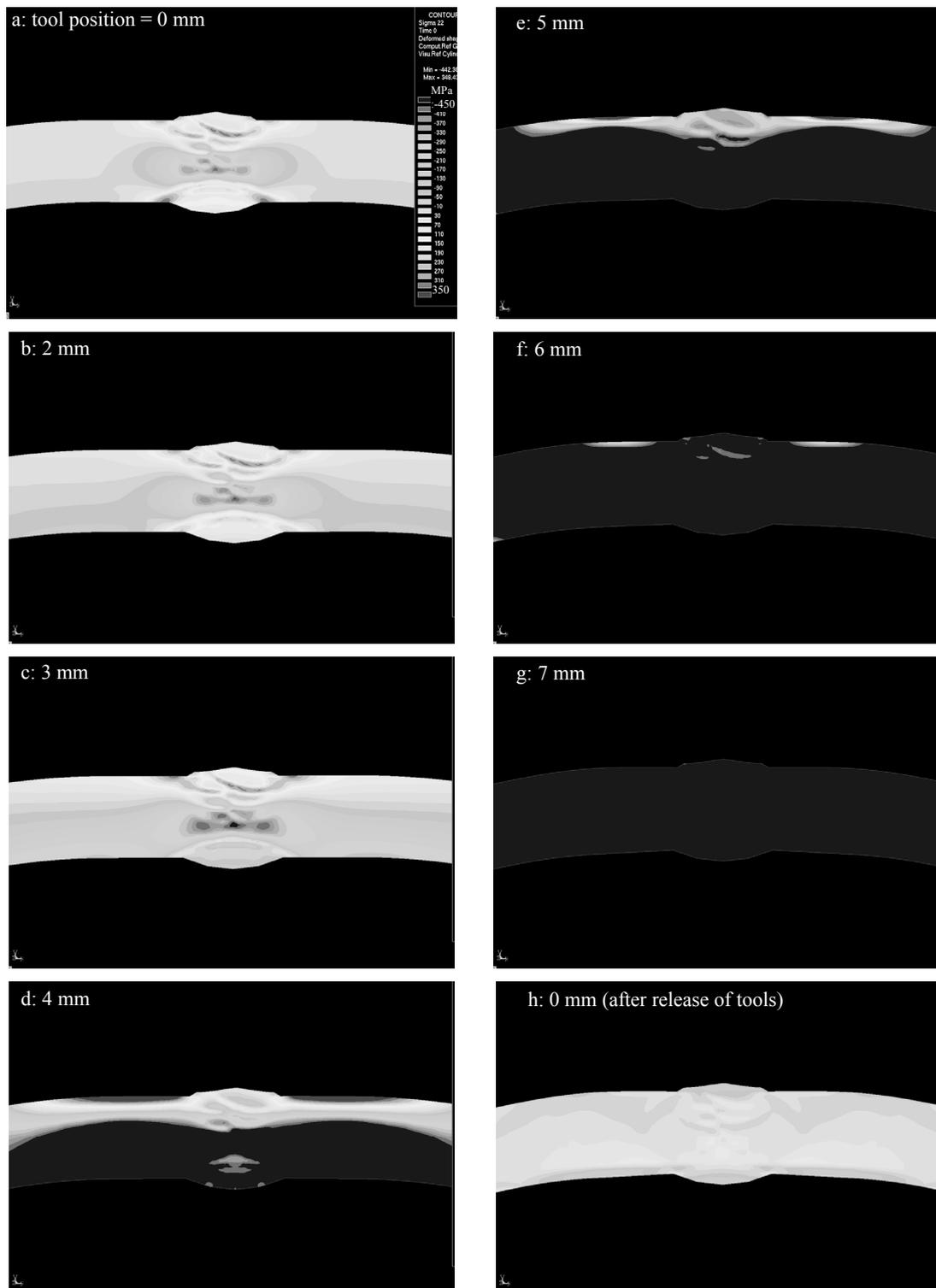


Figure 12: Impansion of a X60-Alloy625 clad pipe to a final compression grade of 0.4%. Calculated distribution of hoop stresses (σ_{22}) at different stages of the process, described by the corresponding tool positions ('a' – before impansion; from 'b' to 'g' – during impansion; 'h' – after impansion)

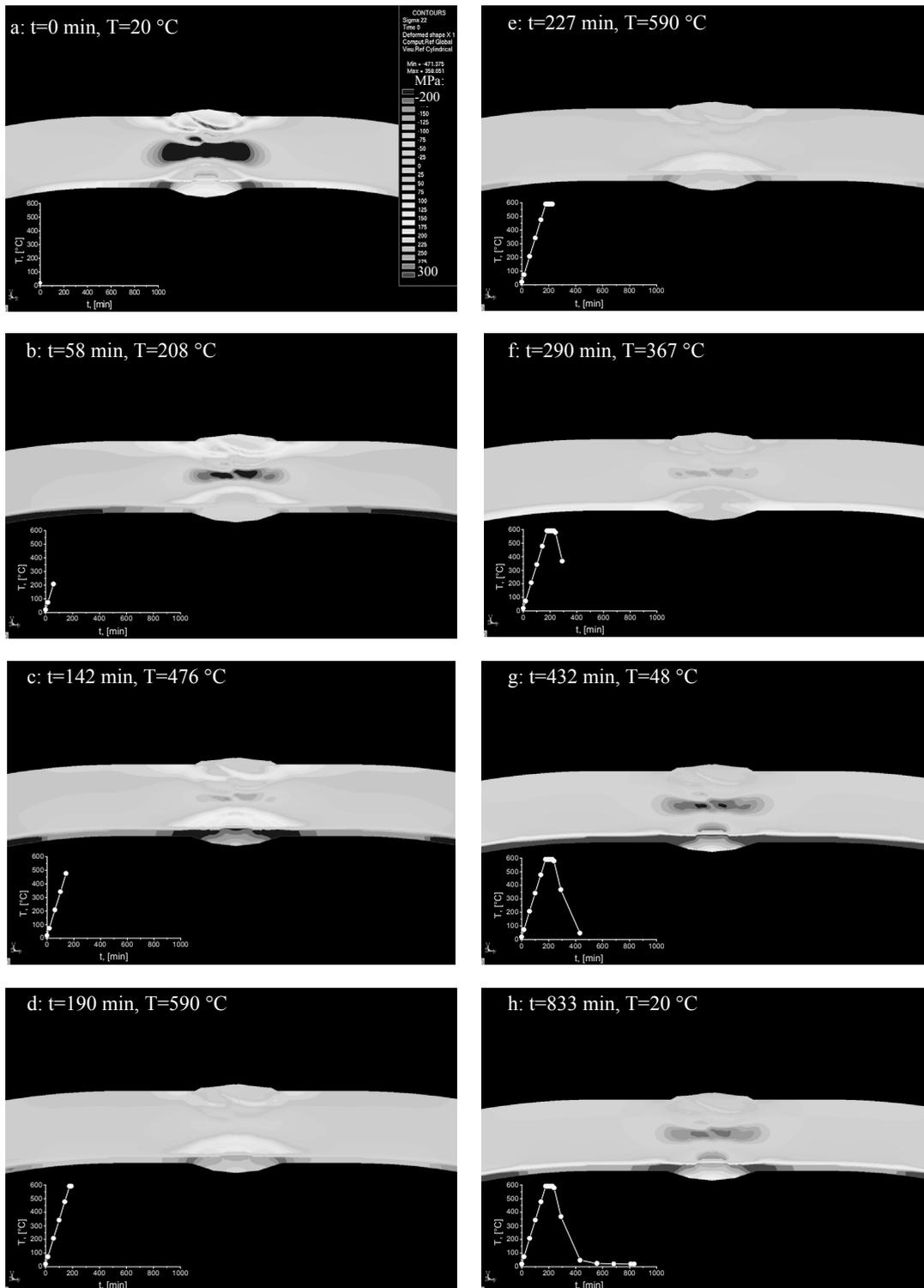


Figure 13: Stress relief heat treatment of a X60-316L clad pipe. Calculated distribution of hoop stresses (σ_{22}) at different stages of the process, described by the corresponding time and temperatures ('a' – initial state after welding; 'b'..'d' - during heating up; 'e' – holding at 590 °C; 'f'..'h' – cooling down to room temperature)

with blue colour), and dominates over the complete pipe body when the tool displacement reaches the maximum value of 7mm (**Figure 12g**). We can also observe an increase of tensile stress (red colour) in the top part of the pipe from both sides of weld (**Figure 12d and 12e**) due to a back-bending of the pipe at the plate edges, which were not completely formed to a circular shape before the welding. After the pipe was released from the tools, a substantially reduced residual stress level remains in the pipe, as shown in **Figure 12h**.

3.3.4 Stress relief heat treatment

The evolution of residual stresses in pipe during a stress relief heat treatment will be illustrated on example of the X60-316L pipe. The temperature circle consists of heating from 20 to 590 °C within 177 min, holding at 590 °C for 60 min followed by cooling at still air down to room temperature (graph in **Figure 13h**). The temperature course in the cooling part was calculated by solving the heat diffusion with convective heat exchange with air.

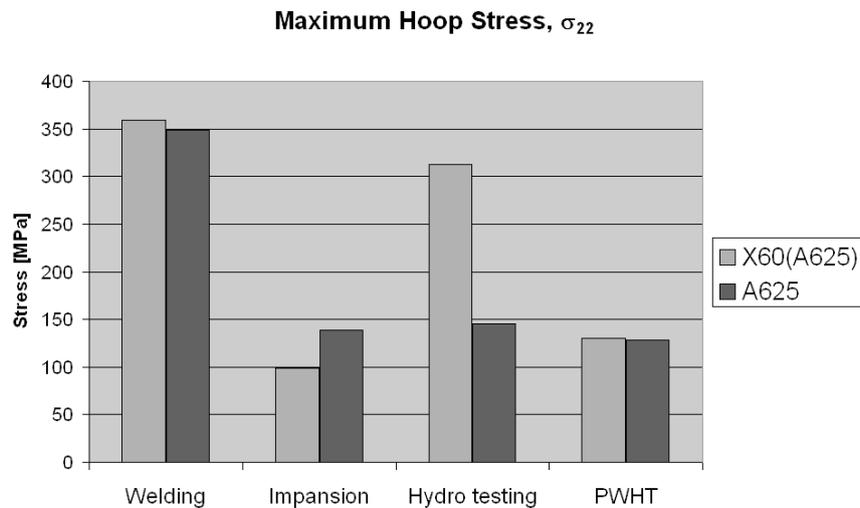
The initial residual hoop stress distribution, σ_{22} , after welding is shown in Figure 10a. As temperature rises, both base and CRA materials expand, which brings about a reduction of tension (**Figure 13b-13d**). But, a substantially higher coefficient of thermal expansion of 316L steel in comparison with X60 (mean integral CTE between 20 and 600 °C: $19 \cdot 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$ for 316L vs. $14 \cdot 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$ for X60), results in a high level of compressive stresses in the CRA part of pipe. Simultaneously with the expansion a stress relaxation sets on at heating and continues to proceed during holding at elevated temperature. Moreover, when the compressive yield point of 316L is reached, it starts to plasticize limiting the upper compression stress value in the CRA layer. The stress relaxation results in reduction of both tension and compression stress levels (**Figure 13e**) during holding. During cooling, the difference in CTE gives rise to an opposite effect as during heating, namely an induction of high level of tension in the CRA (**Figure 13f-13h**). In contrast to heating, during cooling, the yield point of materials gets higher and the stress relaxation mechanisms slow down. Thus, a higher level of residual stresses compared to heating is reached. Comparing the initial (**Figure 13a**) and final (**Figure 13h**) stress distribution in the pipe, we can see a significant reduction in residual stresses in the basic X60 part. But, in the CRA layer, the heat treatment has increased the tension hoop stress level. The tension stresses in CRA can reduce corrosion resistance, and tend to disconnect the CRA layer from the basic part. This important effect depends on the material combination (CTE of CRA must be higher than CTE of the base part) and has to be taken into account when specifying a heat treatment procedure for clad pipe, especially, if the bonding strength between the parts is weaker than an ideal metallurgical fusion.

3.4 Summary of maximum stress levels after different manufacturing steps

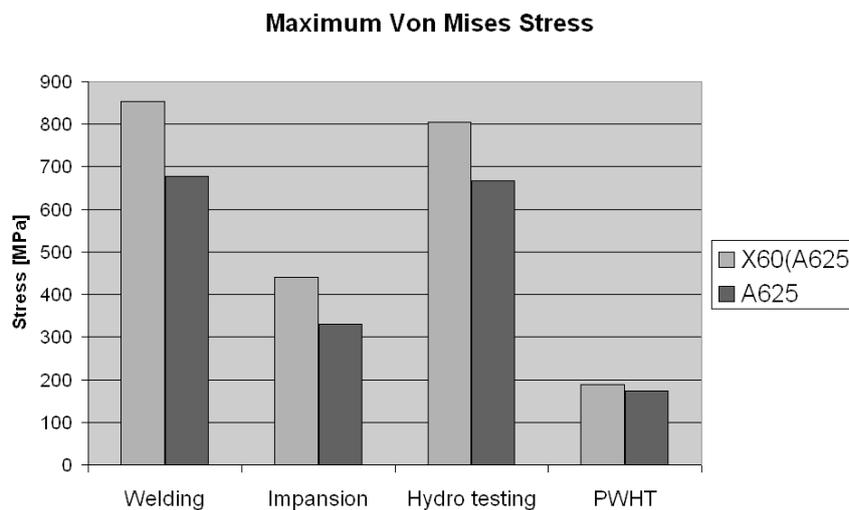
In order to obtain a comparative information about the effect of different manufacturing steps on the residual stresses, a set of simulation runs was performed. The state after welding was taken as initial, with which the comparison will also be performed. Then impansion to 1%; hydro-testing at a pressure corresponding to 95% of the effective yield of clad pipe ($R_{p02}^{eff} = (R_{p02}^{X60} \cdot WT^{X60} + R_{p02}^{CRA} \cdot WT^{CRA}) / (WT^{X60} + WT^{CRA})$) held for 10 s; and the heat treatment, described in the previous section were simulated for two combinations of basic part and CRA. In each case, maximum stress levels in the basic part and in the CRA were evaluated separately.

3.4.1 X60-Alloy625

Figure 14 shows the maximum hoop (14a) and von Mises (14b) stresses for the combination X60-Alloy625 after welding, impansion, hydro-testing and PWHT. The results show, that the impansion considerably reduces hoop stresses in both base and CRA parts of pipe. The effect is very similar to the PWHT. The hydro-testing reduces the hoop stress in CRA, but only weakly



a)



a)

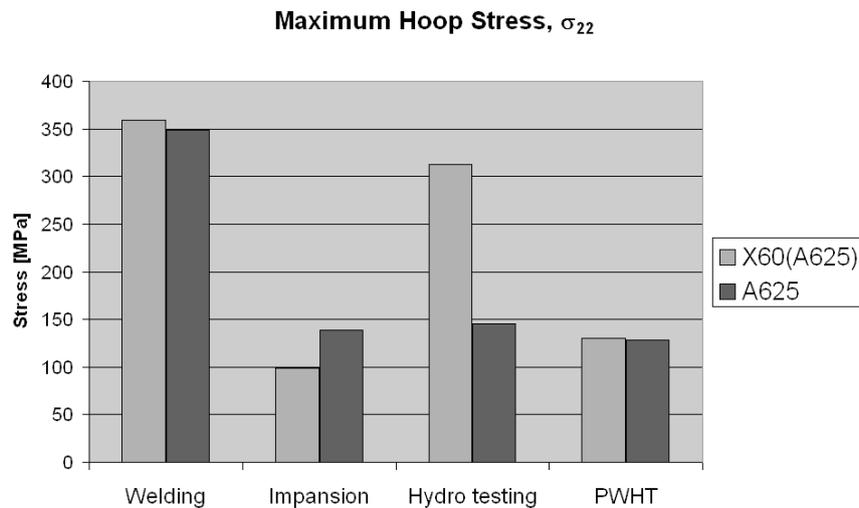
b)

Figure 14: Influence of different manufacturing processes on maximum stress levels in base and CRA parts of a X60-Alloy625 clad pipe ('a' – hoop stress; 'b' -von Mises stress). Simulations were performed for impansion grade of 1% and for hydro-testing at 95% of R_{p02}^{eff}

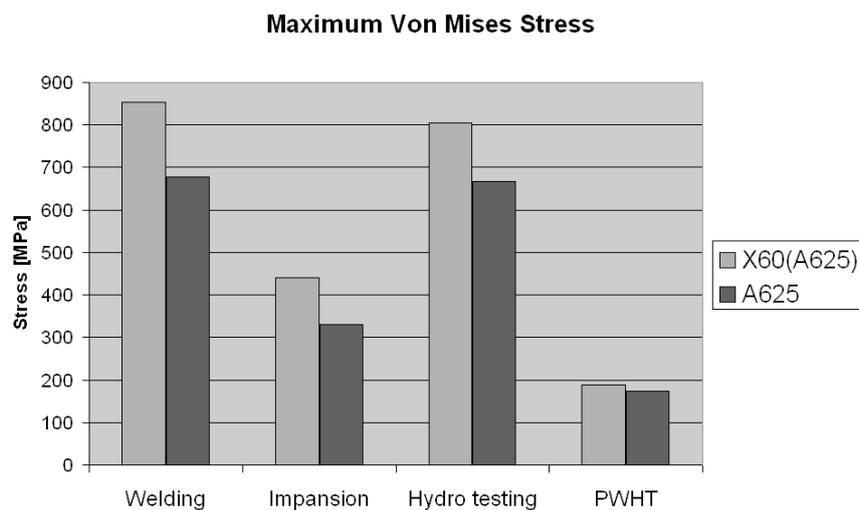
affects the base part of pipe. This is attributed to a lower yield point, but stronger hardening due to plastic deformation of Alloy625 in comparison with X60. The highest reduction of von Mises stress levels is achieved by PWHT (70%) followed by Impansion (50%) (**Figure 14b**). The effect of hydro-testing on von Mises stresses is minor.

3.4.2 X60-316L

Let us consider now the situation for X60-316L clad pipe (**Figure 15**). The hoop stress in X60-part is most remarkably reduced after impansion, whereas in the CRA it is reduced after



a)



b)

Figure 15: Influence of different manufacturing processes on maximum stress levels in base and CRA parts of a X60-316L clad pipe ('a' – hoop stress; 'b' -von Mises stress). Simulations were performed for impansion grade of 1% and for hydro-testing at 95% of R_{p02}^{eff}

the hydro-testing. So, a combination of impansion followed by the hydro-testing may reduce hoop stresses in both parts of the pipe. The PWHT reduces the hoop stresses in the base part at the expense of increasing them in the CRA. Thus, PWHT must be considered very critically in case of X60-316L clad pipes. Impansion and PWHT reduce the equivalent von Mises stresses in the X60-part, and only slightly influence them in the CRA layer (**Figure 15b**).

The hydro-testing has practically no effect on equivalent stresses, much the same like in the case of X60-Alloy625.

The above results, presented in **Figure 14** and **Figure 15**, give us an overview of how the internal pipe stress state can be changed by different pipe manufacturing processes. A task for the future is to study the influence of different process combinations on the final stress state in a clad pipe.

4 Experiment: ring-splitting-test

A method for a quick estimation of residual hoop stresses in a pipe is the so-called ring-splitting-test. For this, an experimental pipe was manufactured from a X65-Alloy625 clad plate with the base part wall thickness of 21.6 mm, a CRA layer thickness of 3.6mm and a length of 5445 mm. A part of pipe was not impanded, other one was impanded to 1% reduction of diameter. A ring of about 150 mm is cut from the pipe. Then, this ring is saw cut longitudinally and the displacements of 2 points left and right from the cut position is measured with respect to their positions before the longitudinal cut. From these measurements, also knowing the pipe dimensions and Young modulus, the maximum level of hoop stress can be estimated.

A ring made of a normal (not a clad) pipe, after it has been welded longitudinally, usually opens, due to a tensile stress in the outer and a compression stress in the inner part of the pipe. The situation for a clad pipe, however can be completely different. When we perform the ring-splitting-test at the part of our pipe, which was not impanded, i.e. it was in as-welded conditions, the cut tends to close. Thus we had to make an additional cut, in order to measure the displacements of measurement points (**Figure 16a**).

From the other hand, the impanded portion of the pipe, shows opening of the ring after the cut (**Figure 16b**). Thus, after the SAW of X65-part and ESW of CRA layer, a hoop tension at the inside and compression at the outside part of the wall must be present. The impansion process appears to reverse the distribution of residual stresses, namely to tension inside and compression outside, as it follows from the experiment. These conclusions are completely confirmed by the simulation results, described above. **Figure 17** shows the distribution of residual hoop stresses after welding, including ESW (**Figure 17a**), and after impansion to 1% (**Figure 17b**). The colour scale of stresses is restricted to a shorter range from -50 to 50 MPa in order to point out the signs of the stresses. After welding, we clearly see the tension in the inner part of the pipe. After the impansion, the distribution becomes more complicated, but with a clear domination of compression at inner part of the pipe in the CRA layer.

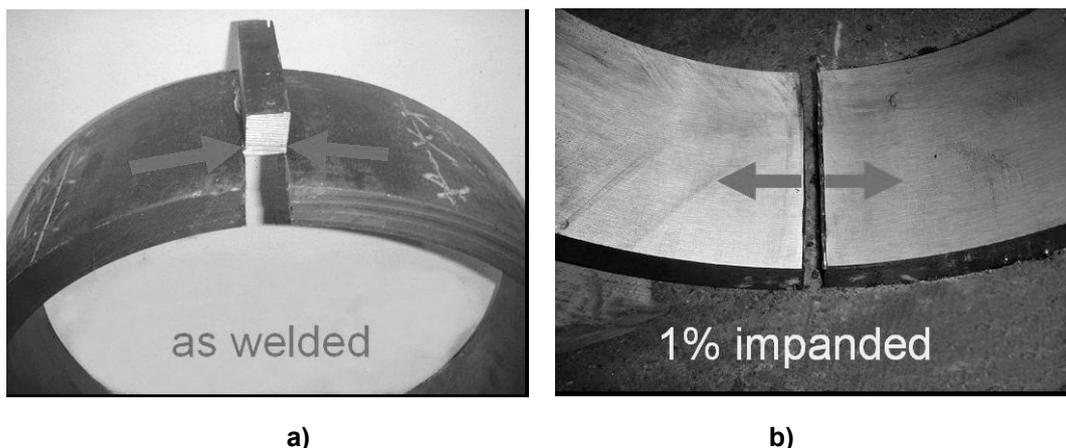


Figure 16: Ring splitting test. The pipe ring in the conditions after welding (a) tends to close the cut gap, while after impansion (b) it tends to open the cut gap

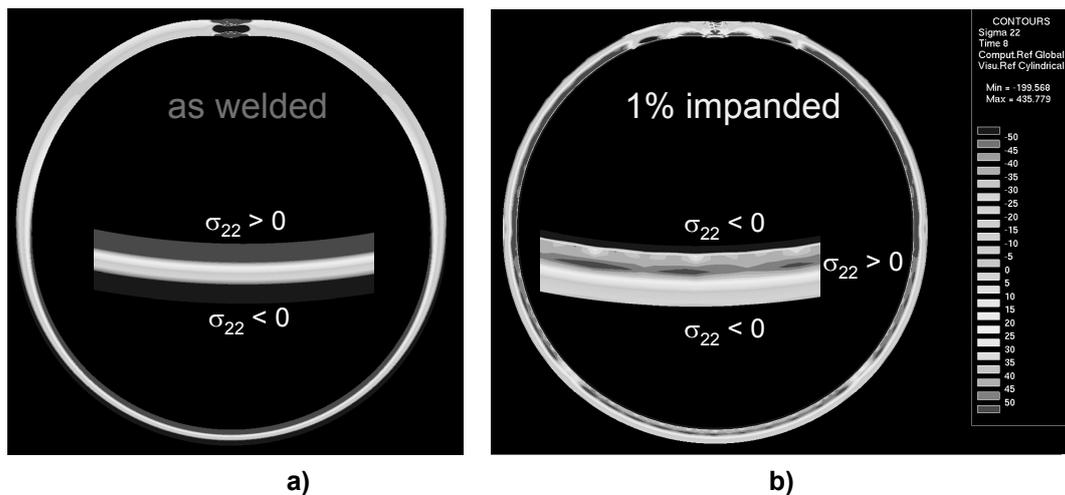


Figure 17: Calculated hoop stress distribution in the pipe after welding (a) and after 1% impansion (b)

5 Conclusions

The conclusions from the work can be summarized as follows:

- Pipe dimensional tolerances correlate with the level of residual stresses.
- Distribution patterns and influence of different manufacturing steps on the levels of residual stresses depend on the clad material: for instance, PWHT of X60-A625 decreases, while PWHT of X60-316L increases the residual stresses, compared to the as welded conditions.
- The recently developed compression method, called Impander® technology, significantly reduces residual stresses down to levels which are comparable to the PWHT.
- Different combinations of manufacturing steps (impanding, hydro-testing, PWHT) with varying process parameters will be investigated in the future, in order to get more deep understanding of their influence on pipe properties.
- Modeling and simulation of forming, welding and PWHT become an important tool for optimization of pipe production steps, thus helping to ensure the best pipe properties according to the customer demands for each particular application.

6 References

Beissel J., Pavlyk V., Reichel T. and Heigl G (2008), "Production of metallurgically clad pipes for high end applications in the oil & gas industry", *Stainless Steel World America*, Houston, 9 - 10 September 2008, paper PS08041a.

Eisenbau Krämer Info Brochures and CD-ROM (2007).

www.esi-group.com (2009).

www.thyssenkrupp-vdm-fareast.com (2009).

Richter F. (1973), *Die wichtigsten physikalischen Eigenschaften von 52 Eisenwerkstoffen*, Verlag Stahleisen M.B.H., Düsseldorf.

AixViPMaP® – Entwicklung einer virtuellen Plattform für das Processing von Werkstoffen

Ulrich Prah¹, Georg J. Schmitz² und Wolfgang Bleck¹

¹ Institut für Eisenhüttenkunde, Intzestr. 1, RWTH Aachen, Deutschland
E-Mail: ulrich.prahl@iehk.rwth-aachen.de

² ACCESS e.V., Intzestr. 5, Aachen
E-Mail: G.Schmitz@access.rwth-aachen.de

ZUSAMMENFASSUNG

Werkstoffe sind die Träger von Eigenschaften und stellen somit die Funktionalität von Produkten sicher. Für viele Anwendungen sind die endgültigen Werkstoffeigenschaften das Resultat mehrerer Prozessschritte, in denen über die Einstellung der Mikrostruktur die gewünschten Funktionalitäten sichergestellt werden. Im zunehmenden Maße werden auch Prozessketten der Werkstoffherstellung am Computer entwickelt, optimiert, überwacht und gesteuert. Für die einfache Anwendung derartiger Ansätze zeigt es sich allerdings, dass neben der Entwicklung geeigneter Modelle auch einheitliche Schnittstellen und Datenbanken für die Modellparameter notwendig sind. Im Rahmen des Aachener Exzellenzclusters „Integrative Produktionstechnik für Hochlohnländer“ wird das Projekt AixViPMaP® durchgeführt, welches sich die Entwicklung einer virtuellen Plattform zur mehrskaligen und prozessschritt-übergreifenden Modellierung von Werkstoffen in Herstellung, Behandlung und Einsatz zum Ziel gesetzt hat.

1 Exzellenzcluster „Integrative Produktionstechnik für Hochlohnländer“

Im Exzellenzcluster „Integrative Produktionstechnik für Hochlohnländer“ werden kombiniert planerische, technische und betriebswirtschaftliche Aspekte von einem ganzheitlichen integrativen Ansatz erarbeitet, mit deren Hilfe die globale Wettbewerbsfähigkeit von Produktionsbetrieben in Hochlohn- und Technologieländern nachhaltig gestärkt werden kann. Das Exzellenzclusterkonsortium umfasst 18 Professuren aus verschiedenen Fachbereichen unter der Leitung von Prof. Brecher vom Werkzeugmaschinenlabor (WZL) der RWTH Aachen. Die Arbeiten sind auf einen Zeitraum von 5 Jahren ausgelegt und haben ein Volumen von ca. 39 Mio. Euro. Die thematischen Schwerpunkte liegen in der Produktionstechnologie und den Werkstoffwissenschaften. Das Institut für Eisenhüttenkunde ist in diesem Exzellenzcluster als Spezialist für Eisen- und Stahlforschung in mehreren Teilprojekten beteiligt.

1.1 Wissenschaftlicher Ansatz des Exzellenzclusters

Der Wettbewerb zwischen Produzenten in Hochlohn- und Niedriglohnländern spielt sich typischerweise in zwei Dimensionen ab: der Planungs- und der Produktionswirtschaftlichkeit [Schuh et al., 2007]. Produktionswirtschaftlich fokussieren Niedriglohnländer rein auf die Economies-of-Scale; in Hochlohnländern erfolgt notwendigerweise eine Positionierung zwischen Scale und Scope. In der zweiten Dimension, der Planungswirtschaftlichkeit, bemühen sich die Hersteller in den Hochlohnländern um eine immer weitergehende Optimierung der Prozesse mit entsprechend anspruchsvollen, kapitalintensiven Planungsinstrumenten und Produktionssystemen; während in Niedriglohnländern einfache, robuste wertstromorientierte Prozessketten die Lösung darstellen. Die beiden formulierten Widersprüche Scale-Scope sowie

planungsorientiert-wertorientiert werden in diesem Zusammenhang auch als das **Polylemma der Produktionstechnik** bezeichnet. Um einen nachhaltigen Wettbewerbsvorteil für Produktionsstandorte in Hochlohnländern zu erzielen, reicht für ein Produktionssystem eine bessere Positionierung innerhalb des Polylemma nicht mehr aus. Die Forschungsfragen müssen vielmehr auf eine weitgehende Auflösung der Widersprüche abzielen (Bild 1).

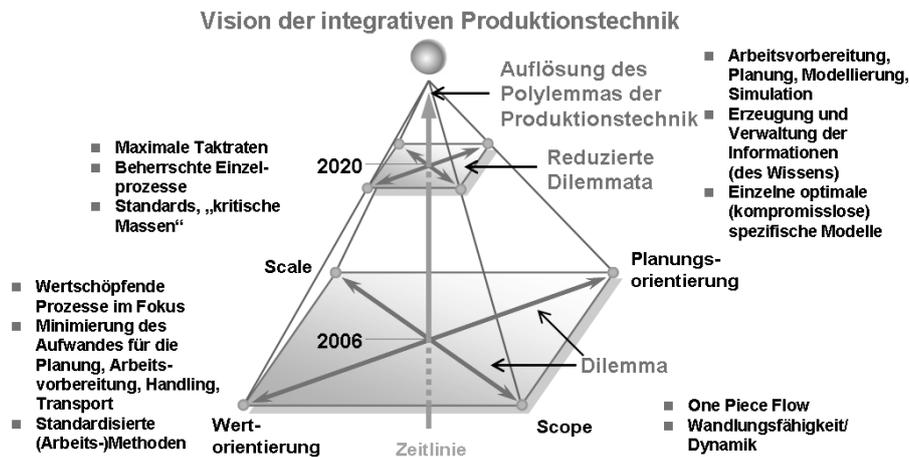


Bild 1: Das Polylemma der Produktionstechnik

Die Industrie der Hochlohnländer hat ihre Vorteile in reifen Märkten und in der Individualisierung von Produkten gefunden, die trotz effizienter Einzelprozesse zum Verlust an Skaleneffekten in der gesamten Wertschöpfungskette führen. Durch Modularität und Konfigurationslogiken für Produkte und Produktionssysteme sowie geeignete Produktionstechnologien kann das Dilemma „Scale vs. Scope“ aufgelöst werden. Der Lösungsansatz des Dilemmas „wert- vs. planungsorientiert“ ist für einige Produkte und Prozesse das hybride Produktionssystem, das verschiedene Fertigungsverfahren/ -prozesse und Werkstoffe kombiniert. Weitere Hypothesen zur Auflösung dieses Polylemmas sind selbstoptimierende Produktionssysteme, die gerade mit einem qualifizierten technischen Personal in Hochlohnländern entwickelt und wettbewerbsfähig betrieben werden können. Die Auslegung eines Produktionssystems erfordert bei hoher Variantenvielfalt hohe Planungsaufwendungen. Lösungshypothese ist hier die durchgängige Virtualisierung der Produktionsprozesse, die das gesamte Polylemma „Scale vs. Scope“ und „wert- vs. planungsorientiert“ durch Verringern der Planungsaufwendungen bei gleichzeitigem Erhöhen der Anzahl an Lösungsalternativen als auch durch Verringern der Vorbereitungsanteile bei gleichzeitigem first-time-right löst. Zur Entwicklung von ganzheitlichen Beschreibungs-, Erklärungs- und Gestaltungsmodellen für Produktionssysteme erfolgen die Arbeiten des Exzellenclusters somit in einem integrativen Ansatz für alle vier Lösungshypothesen gleichzeitig (Bild 2).

2 Werkstoffe in der Produktionstechnik

Die Fähigkeiten und Funktionen eines Produktes werden häufig maßgeblich durch die verwendeten Materialien bestimmt. Aus diesem Grund tritt die Funktionalität des Werkstoffes zunehmend in den Vordergrund. Neben den klassischen Werkstoffen wie Konstruktionswerkstoffen, Leichtbauwerkstoffen oder Hochtemperaturwerkstoffen sind weitere Beispiele Halbleiterwerkstoffe, Formgedächtniswerkstoffe, oder biokompatible Werkstoffe. Im Rahmen der Produktentstehung spielt somit das Wissen darüber, wie die gewünschte Funktionalität eines Werkstoffes zu erzielen ist, eine zentrale Rolle.

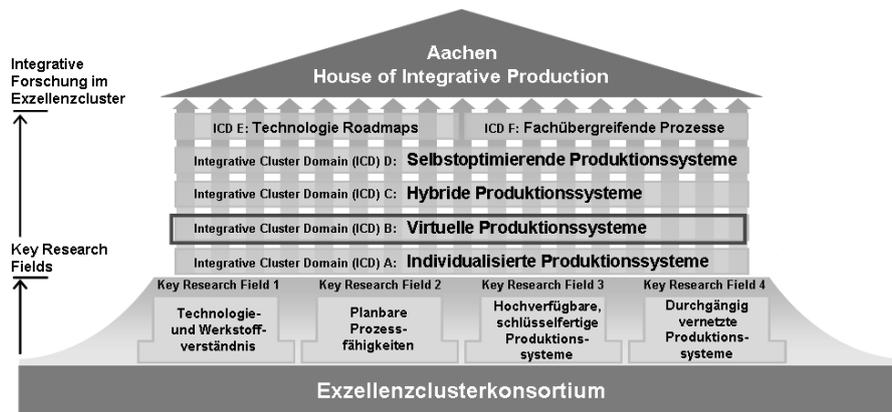


Bild 2: Themen und Handlungsfelder im Exzellenzcluster

Neben der Grundfunktionalität des verwendeten Werkstoffes bestimmt noch ein sehr weites Spektrum nicht-funktionaler Anforderungen über den Erfolg eines Produktes am Markt. Diese nicht-funktionalen Anforderungen betreffen Aspekte wie z.B. Rohstoff- und Herstellungskosten, Transport- und Lagerhaltungskosten, Installationskosten, Produktgröße und Gewicht, Produktqualität, Produktsicherheit und Produkthaftung, Lebensdauer oder Recyclingfähigkeit.

Insbesondere sind diese nicht-funktionalen Anforderungen nicht statisch, sondern unterliegen den durch einen globalen Markt vorgegebenen und sich ständig verändernden Randbedingungen, wie z.B. variierenden Preisen oder Verfügbarkeiten von Rohstoffen oder Anlagenkapazitäten. Derjenige Produzent, der am schnellsten auf die sich häufig kurzfristig verändernden Rand-Bedingungen eingehen und seine Produktion entsprechend schnell umstellen kann und gleichzeitig sowohl die funktionalen als auch die nicht-funktionalen Anforderungen in seinem Produkt prozesssicher darstellen kann, verfügt über Wettbewerbsvorteile und wird daher den Markt für sein Produkt gewinnen (Bild 3). Es geht für einen Produzenten in Europa also darum, unter den spezifischen Randbedingungen des Hochlohn- und Technologielandes die Möglichkeiten zu schaffen, dieses Optimierungsproblem schnell und korrekt zu lösen.

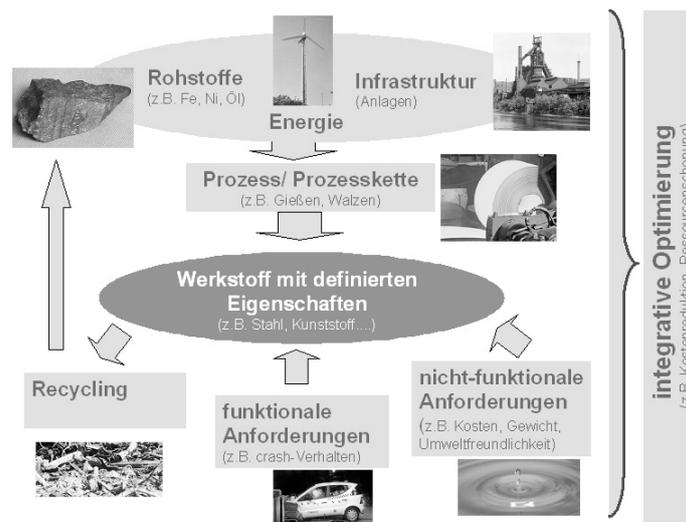


Bild 3: Integrative Betrachtung von Werkstoffen in Herstellung, Behandlung und Einsatz zur Sicherstellung einer verlustfreien und gewinnoptimierten Produktion

3 Entwicklung einer virtuellen Plattform zur Prozessketten-Simulation

3.1 Vision einer Plattform

Die Beschreibung von Prozessketten für Herstellung, Verarbeitung und letztlich für den Einsatz von Werkstoffen erfordert die integrative Modellierung aller relevanten Prozessschritte und den aus diesen Prozessschritten entstehenden Wirkungen auf das Gefüge und somit die Eigenschaften des Werkstoffes [CICME, 2008]. Aufgrund der Vielfalt der auf unterschiedlichen Skalen aktiven werkstoffkundlichen Mechanismen während der verschiedenen Prozesse entlang der Lebensdauer eines Bauteils, der Vielzahl der zu übertragenden Daten, der Komplexität der numerischen Implementierung (gerade auch im Bereich der Schnittstellen zwischen unterschiedlichen Prozessen und Skalen) sowie der erheblichen Größe der Simulationsmodelle gibt es noch viele offene Fragen, die einer direkten Formulierung eines umfassenden Ansatzes im Wege stehen. Alle aktuell bekannten Ansätze zur Prozesskettensimulation beschränken sich daher auf konkrete Anwendungsbeispiele, die üblicherweise für nur einen Werkstoff formuliert sind und sowohl in der Anzahl der betrachteten Skalen, der modellierten Prozesse und auch der untersuchten werkstoffkundlichen Mechanismen strikt beschränkt sind.

Vor diesem Hintergrund hat sich das Teilprojekt B21 „Virtuelle Prozessketten bei der Herstellung und Verarbeitung von Werkstoffen“ das Ziel gesetzt, eine internetbasierte offene, werkstoff-, skalen- und prozessschrittübergreifende Plattform zu entwickeln, die AixViPMaP® (Aachen(Aix) – Virtual Platform for Materials Processing). Diese Plattform soll es ermöglichen, auf der Grundlage eines gemeinsamen Standards die Verknüpfung von Werkstoffmodellen zu einer Simulationskette zu realisieren, mit deren Hilfe skalen-übergreifend Prozessketten simuliert, entwickelt, optimiert und gesteuert werden können. Basierend auf der in Aachen erarbeiteten Expertise im Bereich der Simulation von Werkstoffen und Prozessen sowie den in den Aachener Instituten vorhandenen Simulationstools und Modellentwicklungskompetenzen geht es darum, einen gemeinsamen Standard zu entwickeln, der die grundsätzliche Verknüpfungsproblematik heterogener Werk-Stoffsimulationssoftware löst und auf diese Weise eine standardisierte Entwicklung modular verknüpfbarer Werkstoffmodell- und Simulationssoftware erlaubt. Die AixViPMaP® ist als eine offene Plattform strukturiert und die in Aachen vorhandene Expertise und die vorhandenen Softwaretools bilden den Keim, aus dem sich im Laufe der Zeit ein genereller Standard für die Verknüpfung von modular entwickelten Simulationswerkzeugen der Werkstoff- und Prozessmodellierung entwickeln wird.

Die Vision der AixViPMaP® ist es, eine Plattform zu erstellen, die es ermöglicht, die Entwicklung und Wartung von unterschiedlichen Softwaretools weiterhin modular in den jeweiligen Fachdisziplinen zu realisieren, wogegen die Verknüpfung zu einer Kette und der Aufruf einer Rechnung in einem „Calculation on Demand“-Verfahren von externen User aus erfolgen kann (Bild 4).

Konkret sind hierbei folgende Teilziele formuliert worden:

- Entwicklung einer modular erweiterbaren Plattform zur virtuellen Darstellung und Entwicklung von Werkstoff-Prozessketten zur Verknüpfung von kommerziellen und nicht-kommerziellen Software-Paketen, Datenbanken und Modellen,
- Definition eines offenen, gut dokumentierten und standardisierten Formates zum Datenaustausch,

- Installation und Harmonisierung einer Anzahl von Softwarepaketen der Werkstoffmodellierung, die an der RWTH zur Verfügung stehen, als initialen Nukleus dieser Plattform,
- Nutzung eines verteilten Grid und der notwendigen Middleware für die direkte Kommunikation zwischen den verschiedenen Softwarepaketen an unterschiedlichen Orten,
- Entwicklung eines Abrechnungsschemas für kommerzielle Modell- und Softwareentwickler,
- Angebot einer vertraulichen Plattformnutzung z.B. für „Calculations on Demand“ (gerade auch zur Nutzung für KMU's, in denen keine eigene Expertise zur Softwareentwicklung oder für Simulationsanwendungen vorgehalten werden kann),
- Nutzung der Plattform zur Aus- und Weiterbildung in den Werkstoffwissenschaften.

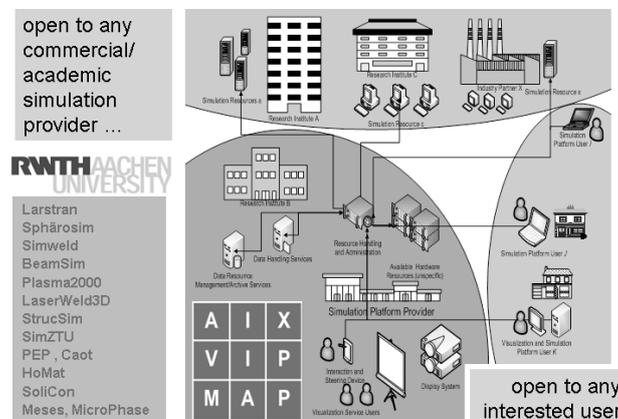


Bild 4: Vision einer internetbasierten Simulationsplattform zur Nutzung verteilter Simulationstools in einem „Calculation on Demand“ Verfahren von externen Anwendern

3.2 Vorgeschichte und aktuelle Situation

Die integrative Simulation von Werkstoffen in der Prozesskette hat in Aachen eine lange Tradition. Der SFB 370 „Integrative Werkstoff-Simulation“ unter der Leitung von Prof. G. Gottstein hat in der Zeit von 1993 bis 2005 für verschiedene Werkstoffe (Stahl, Aluminium, Kunststoff, Nickelbasislegierungen) die durchgängige Modellierung der Werkstoffherstellung von der flüssigen Phase bis zum fertigen Bauteil auf der Basis physikalisch begründeter Mikrostrukturmodelle angestrebt [Gottstein, 2007]. Die konzeptionellen Ansätze dieses SFB, nämlich modularer Aufbau durchgängiger Mehrebenenmodelle, wurden in der Zwischenzeit auch von den europäischen Stahl- und Aluminiumindustrien im Rahmen von „Through Process Modelling“ Programmen im Wesentlichen für kommerzielle Werkstoffe übernommen. Die Einrichtung des Aachener Kompetenzzentrums für Prozesskettensimulation SimPRO im Jahre 2000 [Pariser und Franz, 2002] sowie des Transferbereichs 63 „Praxisrelevante Modellierungswerkzeuge“ unterstreichen den Bedarf für einen Transfer der erarbeiteten Ansätze in die industrielle Anwendung. Für eine weitergehende wirtschaftlich sinnvolle Nutzung der Simulation bei der planungsorientierten Auslegung, Optimierung und Steuerung von Werkstoffkonzepten und Prozessketten sind zurzeit folgende grundsätzlichen Fragestellungen offen:

- Wie sieht ein aus Produktsicht anforderungsgetriebener Materialdesignprozess aus?
- Welche Modelle zur Beschreibung von Werkstoffen, ihrer Herstellungsprozesse und ihrer Eigenschaften sind notwendig und wie können fehlende Modellkomponenten entwickelt und implementiert werden?
- Ist es möglich, diese Modelle im Sinne eines durchgängigen, simulationsbasierten Engineering-Ansatzes zusammen zu führen?
- Ist ein solcher Engineering-Ansatz wirtschaftlich sinnvoll?

Das Thema der Integrativität ist ein vorrangiges Ziel in der Werkstofftechnik. Obige Fragestellungen erfordern die systematische Vernetzung bestehender Modelle und Simulationsansätze in den Materialwissenschaften in horizontaler und vertikaler Ebene. Die horizontale Ebene umfasst hierbei die Kette der unterschiedlichen Herstellungsprozesse, während die vertikale Ebene sich auf die physikalischen Skalen „Mikro“ (die Längenskala typischer Gefügemerkmale im Werkstoff) und „Makro“ (die Längenskala von typischer Bauteilgröße bis hin zur Produktionsanlage) bezieht.

Das Konsortium des Teilprojektes umfasst 10 Aachener Institute (Bild 5) und hat anerkannte wissenschaftliche Expertise bzgl. der Modellierung in den Bereichen Gießen und Erstarrung, Warmumformen, Wärmebehandlung, Kaltumformung, Fügen, Beschichten, Bearbeiten sowie Einsatz und Eigenschaften. Die Vorarbeiten und die vorhandene Software beschreiben unterschiedliche Skalen vom Nanometerbereich bis hin zur Bauteil- und Anlagenebene und sind für die Werkstoffe Stahl, Kunststoff, und verschiedene weitere Nichteisenmetalle (Nickelbasis-Legierungen, Aluminium, Magnesium, ...) vorhanden. Eine Besonderheit ist die konsequente Orientierung der Arbeiten an der industriellen Anwendbarkeit, was sich insbesondere an der Formulierung von Modellen und Evaluation von quantitativen Daten für mehrkomponentige technische Legierungen widerspiegelt [Prah und Bleck, 2005].

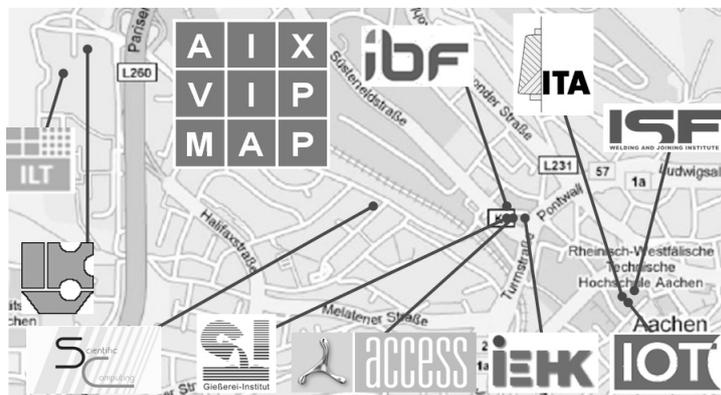


Bild 5: Partnerinstitute der AixViPMaP® in Aachen

4 Aktuelle Handlungsfelder in der integrative Werkstoffsimulation

Die integrative Beschreibung/Modellierung von Verfahrensschritten mit Einfluss auf das Gefüge bzw. die Eigenschaften entlang der Prozesskette Herstellung/Verarbeitung von der Schmelze über Wärmebehandlung, Umformvorgänge, Rekristallisation, Verbindungstechnologien (Schweißen, Löten, Diffusionsschweißen) bis zu thermischen Beschichtungstechnologien und spanender Bearbeitung einschließlich der Vorhersage von mechanisch-technologischen

Eigenschaften fokussieren sich im Wesentlichen auf Untersuchungen an Metallen, Verbundwerkstoffen und Polymeren unter ausschließlicher Anwendung von Kontinuumsmodellen (Bild 6). Die hier dargestellten Softwaretools und die darin implementierten Modelle wurden in den genannten Aachener Hochschulinstituten erarbeitet und auf verschiedene technische Fragestellungen erfolgreich angewandt.

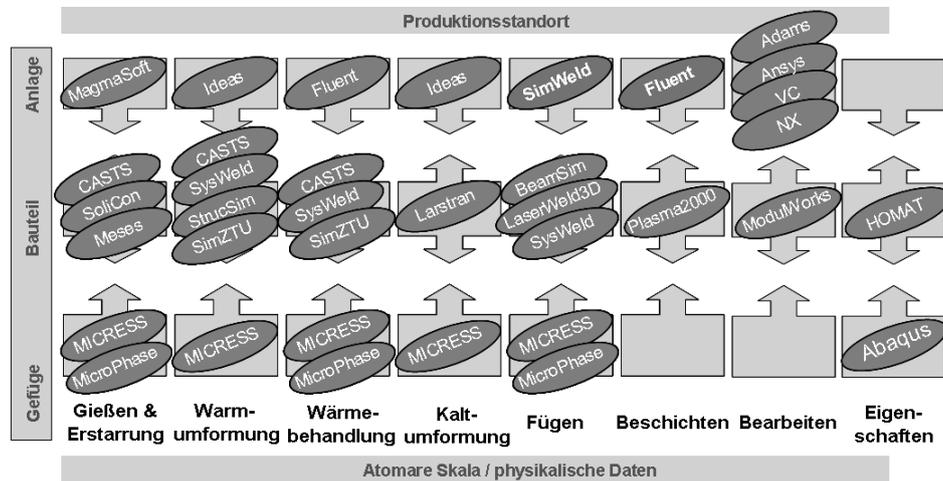


Bild 6: Matrix der an den Aachener Instituten vorhandenen Simulationstools zur mehrskaligen Beschreibung von Prozessen und Prozessketten zu Werkstoffherstellung, -behandlung und -einsatz

Im Hinblick auf eine zukünftige integrative Darstellung der Werkstoffhistorie und Werkstoffeigenschaften zu jedem Zeitpunkt des Produktlebenszyklus mit maximaler Informationstiefe in Mikrostrukturen werden nun für die Erstellung der AixVIPMaP[®] folgende Aufgaben konkret verfolgt:

4.1 Vernetzung bestehender institutseigener und kommerzieller Simulationsanwendungen in den Materialwissenschaften:

Eine zentrale Rolle bei der durchgängigen Modellierung der Prozesskette nimmt der Austausch der Simulationsdaten zwischen den einzelnen institutseigenen und auch kommerziellen Softwarepaketen ein. Eine geschlossene Beschreibung der Werkstoff- und Bauteilhistorie erfordert zukünftig den Austausch der gesamten Werkstoff- und Bauteilhistorie zwischen den verschiedenen Modellierungswerkzeugen und somit die Entwicklung eines einheitlichen, standardisierten Datenformates.

Grundlage für die Entwicklung wird das open-source Datenformat VTK sein [Schroeder et al, 2006]. Dieser Standard bietet die Verfügbarkeit von Softwaretools zur Visualisierung sowie zur weiteren Bearbeitung und Umwandlung der Daten. Als Standard zum Austausch von Materialgesetzen zwischen den verschiedenen Modellebenen der Mikro- und Makromodellierung wird eine Anwender-Programmierschnittstelle (API, application programming interface) auf Basis von Fortran-Subroutinen entwickelt. Alle zu entwickelnden Standards werden den Anforderungen des GRID-Computing genügen. Die Definition sowie die Steuerung der gesamten Simulationskette sowie der Austausch der Simulations- und Werkstoffdaten erfolgt internetbasiert und nutzt als Middleware ein Condor-System (Bild 7). Die Entwicklung und auch die Steuerung der einzelnen Simulationsmodule erfolgt verteilt bei den jeweiligen Hochschulinstituten, bzw. kommerziellen Providern von Simulationssoftware.

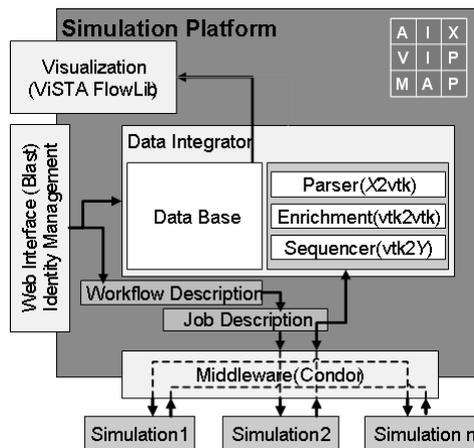


Bild 7: Architektur einer internetbasierten Simulationsplattform

4.2 Erweiterung von Gefügesimulationsmodellen zur Schließung von Lücken in der Modellkette

Ein wichtiges Ziel der Erweiterung verfügbarer Gefügesimulationsmodelle ist das Schließen von Lücken in der Modellkette. Derzeit ist die Beschreibung diffusionskontrollierter Phasenumwandlungen wie z.B. Erstarrungsvorgängen und Festkörperumwandlungen sowie von Rekristallisationsvorgängen auch für technische Legierungen möglich [ACCESS, 2009]. Hierbei können bereits elastische Spannungen sowie ihr Einfluss auf die Entstehung von Phasen berücksichtigt werden. Eine Methodik zur Beschreibung der Werkstoffhistorie und Gefügeentwicklung ist somit für Prozessschritte wie Gießen-Erstarren, Wärmebehandlung und Fügeprozesse prinzipiell verfügbar.

Verschiedene grundsätzlich bisher unbefriedigend gelöste oder gar offene wesentliche Lücken der Gefügemodellierung sind identifiziert und sollen im Rahmen dieses Projektes intensiv bearbeitet werden:

- Gefügebeschreibung bei Warm- und Kaltumformprozessen,
- Beschreibung des für Verformungs- und Verfestigungsvorgänge relevanten viskoplastischen Verhaltens und dessen Rückkopplung auf die Gefügeevolution (z.B. verformungsinduzierte Ausscheidungen oder Phasenumwandlung),
- Umwandlungsmodelle von Phasen mit Substruktur (Perlit, Bainit),
- Mikroseigerung und Erstarrung in bewegten Medien und Vorhersage von Makroseigerungen, insb. bei gleichzeitig auftretenden Ausscheidungen,
- gefügebasierte Vorhersage mechanisch-technologischer Eigenschaften (Festigkeit, Zähigkeit, Lebensdauer, Verzug).

Neben diesen Hauptfragestellungen werden bestehende Mikromodelle dahingehend angewendet und erweitert, dass in unterschiedlichen Werkstoffklassen (Polymeren, Metallen, textilverstärkte Metallen) auftretende Phänomene auf Basis eines integrativen Modells beschreibbar werden und so Synergien zwischen den unterschiedlichen Werkstoffklassen nutzbar sind.

4.3 Erweiterung von auf Prozessebene vorhandenen Simulationsanwendungen zur Berücksichtigung orts aufgelöster Werkstoffeigenschaften

Viele für ein Produkt oder Bauteil relevante Eigenschaften sind makroskopischer Natur, wie z.B. Form, Formabweichung (Verzug) und Härte im gesamten Bauteil. Zur Vorhersage dieser Eigenschaften dienen makroskopische Simulationen, die auf Basis der vorliegenden Geometrie des Bauteils mit Kontinuumsmodellen arbeiten. Dies gilt insbesondere auch für die Berechnung des Einsatzes von Bauteilen während ihrer Lebensdauer und somit für den eigentlichen Designprozess von Bauteil, Werkstoff oder Herstellprozess. Die Werkstoffkenngrößen werden hierbei üblicherweise als homogen verteilt und häufig als isotrop angenommen; eine lokale Auflösung findet in der Regel nicht statt. Als Grund hierfür ist neben der begrenzten Verfügbarkeit vor allem auch die Vielzahl von Datensätzen zu nennen, die bei einer solchen Vorgehensweise in eine Simulationsrechnung eingegeben werden müssten.

Aktuell vorhandene Makrosimulationen sollen ertüchtigt werden, bisher nur makroskopisch und gemittelt vorgegebene Materialgrößen (z.B. Tabellenwerte), deren Abhängigkeiten von bestimmten Prozessparametern (z.B. Temperatur) vernachlässigt oder nur approximiert werden, zukünftig durch Größen zu ersetzen, die entsprechend der vorgelagerten Prozessschritte in Mikromodellen eine Evolution erfahren haben und in der Regel Eigenschaften wie Anisotropie oder Inhomogenität aufweisen. Diese in Mikromodellen bestimmten Größen werden durch mathematische Homogenisierung oder durch virtuelle Tests zu den neuen Eingabegrößen für die Makromodelle, welche im Vergleich zu bisher verwendeten Daten eine wesentlich größere Informationstiefe besitzen. Diese Vorgehensweise ist exemplarisch in Bild 8 anhand der Prozesskette zur Herstellung eines Zahnrades dargestellt.

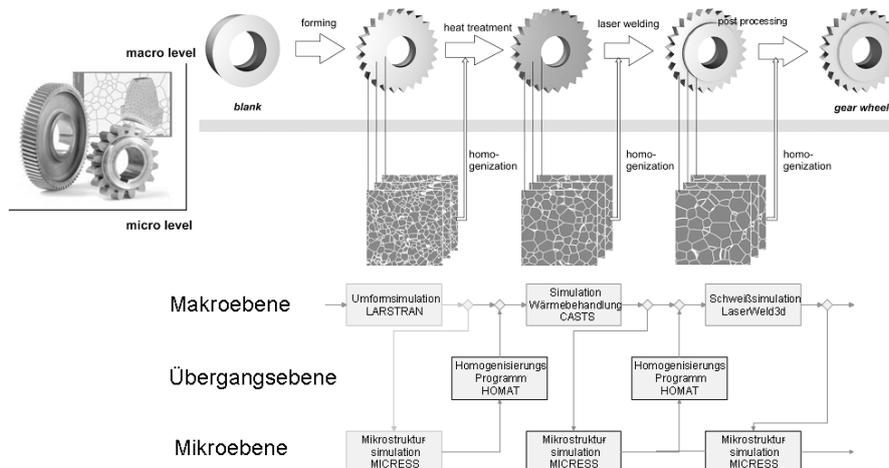


Bild 8: Konzept einer Simulationskette „Zahnrad-Herstellung“

4.4 Datenreduktion durch Extraktion relevanter Größen aus berechneten Mikrostrukturen

Bei der Entwicklung von Methoden zur Berücksichtigung lokaler Eigenschaften einschließlich der gesamten Prozesshistorie in makroskopischen Simulationen ist eine wesentliche Forderung die nach einer maximale Reduktion der lokalen Daten. Diese Forderung wird stets aktuell sein, da die Menge lokaler Daten auf der oberen Auflösungsebene der Bauteile und Anlagen auch in Relation zu den in Zukunft zu erwartenden Steigerungen der Rechenkapazität um mehrere Potenzen zu hoch ist. Daher müssen Heuristiken eingeführt werden, die aus der Gesamtmenge der zur Verfügung stehenden Daten die für eine makroskopische Rechnung notwendigen Abhängigkeiten in einer analytischen Form zur Verfügung stellen. Ein wesentlicher Ansatz zu einer solchen Datenreduktion besteht im Rahmen der AixViMaP® in der Anwendung von Programmen zur mathematischen Homogenisierung, welche die effektiven –auch anisotropen–

Eigenschaften eines Werkstoffs aus den Eigenschaften der beteiligten Phasen sowie der Gefügetopologie ermitteln.

4.5 Verifikation durchgehender Simulationsketten an Hand von ökonomisch und wissenschaftlich interessanten Beispielen:

Um die Anwendbarkeit der entwickelten Methodik und den Nutzen für die industrielle Produktion nachzuweisen, werden in Zusammenarbeit mit industriellen Partnern verschiedene praxisnahe Test-Szenarien definiert. Hierbei handelt es sich um die Abbildung von Prozessketten, bei denen sowohl über die Skalen als auch über die Prozessschritte hinweg eine starke Kopplung existiert und zur Sicherstellung oder Optimierung der industriellen Produktion eine Prozesskettensimulation der Werkstoffevolution einen relevanten Beitrag leisten kann.

- **Pipeline:** TM-Walzen von bainitischem Rohrstuhl einschließlich Umformung, Schweißen und Wärmebehandlung zur Rohrherstellung,
- **Zahnrad:** Sicherstellen der Feinkornstabilität mikrolegierter Einsatzstähle beim Hochtemperatur-Aufkohlen und anschließender Laserschweißung eines Ringes,
- **Gehäuse:** metallische Beschichtung eines spritzgegossenen Kunststoffgehäuses mittels atmosphärischen Plasmaspritzens zur elektromagnetischen Abschirmung,
- **Pleuel:** Herstellung eines textilverstärkten Aluminium-Leichtbau--Pleuels mittels Feinguss um ein keramisches Langfasergeflecht,
- **Turbinenlager:** Verzug von Präzisionslagerbauteilen aus Edelstahlguss infolge zyklischer Belastung aufgrund metastabiler Phasenumwandlung.

Sowohl im gesamten Teilprojekt als auch in den einzelnen Test-Cases arbeiten industrielle Partner in unterschiedlicher Weise und mit individueller Intensität mit, um die Relevanz und die Anwendbarkeit der erzielten Ergebnisse sicherzustellen (Bild 9).



Bild 9: Aktuelle industrielle Partner im AixViPMaP®-Konsortium

5 Kooperationsmöglichkeiten für die Industrie

Die Kooperation mit der Industrie und der Nachweis der Anwendbarkeit der erarbeiteten Ansätze im industriellen Umfeld sind für den Aachener Exzellenzcluster ein evidenter Bestandteil. Aus diesem Grunde sind verschiedene Modelle für Kooperationen mit der Industrie definiert (Bild 10).



Bild 10: Kooperation und Beteiligung der Industrie

Als **informelle Teilnehmer** werden Unternehmen in den Informationsverteiler des Exzellenzclusters aufgenommen. Die Teilnahme am **Advisory Board** ermöglicht Vertretern von Industrieunternehmen und von Industrieverbänden im Rahmen eines einmal jährlich stattfindenden Kolloquiums die Beratung der Exzellenzclusterleitung hinsichtlich der inhaltlichen Ausgestaltung des Exzellenzclusters sowie die Definition relevanter Themen. Die Einbindung von aktuellen Themen aus der Industrie findet in Form von **Business und Technology Cases** statt. **Transferprojekte** ermöglichen die Durchführung gemeinsamer Forschungsvorhaben von einem oder mehreren Partnerinstituten des Clusters und einer oder mehreren Firmen, wobei die Finanzierung der Personalaufwände der Clusterinstitute über den Exzellenzcluster und die Finanzierung der Aufwände der Firmen durch Eigenmittel dargestellt werden. **Bi- und multilaterale Projekte** zielen auf die Durchführung von themenbezogenen Studien, von Beratungsprojekten sowie auf Auftragsforschungsprojekte wie z.B. zur Verlagerung oder Rückverlagerung, zur Individualisierung, zur strategischen Produktentwicklung und –gestaltung, zur Gestaltung von Produktionssystemen und –anlagen oder zur Optimierung von Produktionsprozessen. Im Rahmen von **Industriearbeitskreisen** können gleichartige Interessen mehrerer Unternehmen gebündelt und zur Definition eines detaillierten Forschungs- und Entwicklungsprogramms auf jährlicher Basis genutzt werden. Hierbei werden die Arbeiten durch ein oder mehrere Institute des Clusters durchgeführt und über die Mitgliederbeiträge der beteiligten Unternehmen finanziert.

6 Zusammenfassung

Im Rahmen des Aachener Exzellenzclusters „Integrative Produktionstechnologie für Hochlohnländer“ wird im Rahmen des Teilprojektes B21 die AixViPMaP[®] erarbeitet, mit deren Hilfe die skalen- und prozessschrittübergreifende Simulation von Prozessen und Prozessketten für Werkstoffherstellung, -behandlung und –einsatz simuliert werden sollen. In einer interdisziplinären Arbeitsgruppe wird ein generelles Konzept für die internetbasierte Kommunikation unterschiedlicher Simulations-Softwaretools erarbeitet. Darüber hinaus werden verschiedene offene Fragen im Bereich der Werkstoff-Simulation angegangen, wie die Modellierung der Bainitumwandlung, der umforminduzierten Ausscheidungssimulation oder der Erstarrung in umgossenen Faser-Gelegen. Zum Nachweis der Anwendbarkeit dieses Konzeptes wurden verschiedene TestCases definiert, bei denen die physikalische Prozessketten-Simulation einen nachhaltigen Vorteil für die industrielle Anwendung darstellt. Über unterschiedliche Konzepte ist die Mitarbeit von Partnern aus der Industrie bei den Cluster-Projekten möglich.

7 Literatur

Schuh, G.; Klocke, F.; Brecher, C.; Schmidt, R. (Hrsg.) (2007): „Excellence in Production“, Apprimus Verlag, Aachen, ISBN 978-3-940565-00-6.

Committee on Integrated Computational Materials Engineering (CICME), National Research Council (2008): “Integrated Computational Materials Engineering: A Transformational Discipline for Improved Competitiveness and National Security”, National Academic Press, Washington, D. C., ISBN: 0-309-12000-4.

G. Gottstein (Hrsg.) (2007): “Integral Materials Modelling: Towards Physics Based Through-Process Models”, Wiley – VCH Verlag, Weinheim, ISBN 978-3-527-31711-0.

Pariser, G.; Franz, A. (2002): „Das Kompetenzzentrum für Prozesssimulation SimPRO der RWTH Aachen“, 17. *Aachener Stahlkolloquium Werkstofftechnik*, 23.-24.05.2002, Aachen, Verlag Mainz, S. 123-134.

Prahl, U.; Bleck, W. (2005): „Werkstoff- und Prozessentwicklung mit Hilfe experimenteller und numerischer Simulation“, 20. *Aachener Stahlkolloquium Werkstofftechnik*, 17.-18.03.2005, Aachen, Verlag Mainz, S. 209-219.

Schroeder, W.; Martin, K.; Lorenzen, B. (2006): “The Visualization Toolkit - An Object-Oriented Approach To 3D Graphics”, 4th Edition, Kitware, Inc., ISBN 1-930934-19-X, www.vtk.org.

ACCESS e.V. (2009): “The MICRostructure Evolution Simulation Software”, www.micress.de.

„Mechanisches Vorspannen“ – Eine Möglichkeit zur Modifikation schweißinduzierter Verzüge und Eigenspannungen

Dirk Schnubel, Mustafa Koçak, Peter Staron

Institut für Werkstofforschung, Max-Planck-Straße 1, GKSS Forschungszentrum, Deutschland
E-Mail: dirk.schnubel@gkss.de

ZUSAMMENFASSUNG

Lasergeschweißte Aluminium Strukturen werden in steigendem Maße zum Bau zeitgemäßer metallischer Flugzeugrümpfe benutzt. In den A318, A340 und A380 Flugzeugen von Airbus werden laserstrahlgeschweißte Segmente derzeit z.B. im unteren Rumpf verbaut. Die Verringerung der Produktionskosten, sowie eine deutliche Gewichtsreduktion im Vergleich zum genieteten konventionellen Design werden als größte Vorteile dieses Design Konzeptes gesehen [Kocik et al., 2006]. Das mechanische Vorspannen ist hierbei ein innovativer Ansatz um schweißinduzierte Eigenspannungen und Verzüge in diesen dünnwandigen Aluminium Strukturen zu modifizieren. In der vorliegenden Arbeit wurde die Schweißsimulationssoftware SYSWELD dazu benutzt, den Einfluss des „Mechanischen Vorspannens“ auf die schweißinduzierten Eigenspannungen und Verzüge von zweistrahl lasergeschweißten Aluminium T-Stoßverbindungen zu untersuchen. Die numerischen Berechnungen wurden durch begleitende Schweißversuche mit Temperaturfeldmessungen, optischen Verzugsmessungen und Eigenspannungsmessungen validiert.

1 Experimenteller Aufbau

1.1 Schweißversuche

Wie in Abbildung 1 dargestellt, werden beim Mechanischen Vorspannen die zu fügenden Bleche während dem Schweißvorgang mit einer elastischen Vorspannung parallel zur Schweißrichtung beaufschlagt. Abhängig von der Vorspannungskraft ist eine Möglichkeit gegeben die Schweiß eigenspannungen direkt zu modifizieren und Verzüge zu minimieren (vgl. z.B. [Price et al., 2007]). In der vorliegenden Arbeit wurde dieses Prinzip auf vereinfachte Aluminium „Skin-Stringer“-Verbindungen angewendet.

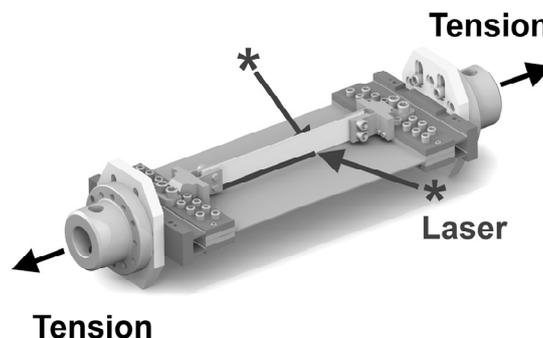


Abbildung 1: Prinzipskizze zum Mechanischen Vorspannen

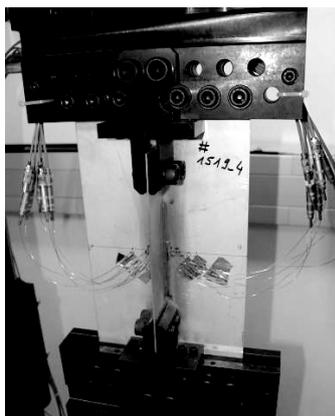
In einer speziellen Einspannvorrichtung wurden Grundbleche der Größe 380 mm x 200 mm mit Stringerblechen der Größe 50 mm x 238 mm in T-Stoß Konfiguration in einer Zugprüfmaschine zusammengeschweißt. Grundbleche und Stringerbleche wurden aus AA6013 T6 Blechmaterial der Dicke 2 mm gefertigt. Die Schweißung erfolgte beidseitig durch zwei Nd:YAG-Laser unter Verwendung des Schweißzusatzwerkstoffes AA4047 (AlSi12). Bei gleichen Schweißparametern wurden Proben für folgende vier Testkonfigurationen hergestellt:

- a) Kein mechanisches Vorspannen
- b) Mechanisches Vorspannen Grundblech 0 MPa und Stringerblech 100 MPa
- c) Mechanisches Vorspannen Grundblech 100 MPa und Stringerblech 0 MPa
- d) Mechanisches Vorspannen Grundblech 100 MPa und Stringerblech 100 MPa

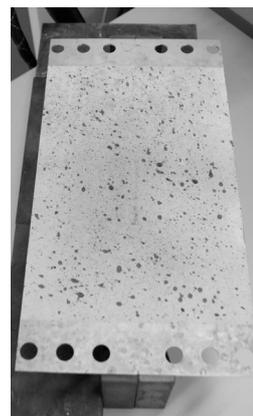
Die Simulationssoftware SYSWELD wurde eingesetzt, um die resultierende Modifikation von Verzug und Eigenspannungen durch das mechanische Vorspannen zu berechnen. Zur späteren Validierung der numerischen Vorhersagen wurde für alle Proben der Beulverzug nach dem Schweißen optisch gemessen. Zusätzlich wurden für ausgewählte Proben metallographische Schliffe angefertigt, sowie Thermoelement- und Eigenspannungsmessungen via Neutronen Beugung durchgeführt. In den folgenden Abschnitten wird der experimentelle Aufbau der einzelnen Messungen kurz erläutert, die Ergebnisse werden später im direkten Vergleich mit den Ergebnissen der numerischen Simulationen präsentiert. Eine gute Übersicht über gängige Messverfahren zur Validierung von Schweißsimulationen und deren Funktionsweise ist z.B. auch in [Radaj, 2003] gegeben.

1.2 Temperaturfeldmessungen

Zur Charakterisierung des Temperaturzyklus beim Schweißen wurden Thermoelementmessungen durchgeführt. Wie in Abb. 2 (a) gezeigt wurden in eine Probe, auf einer Linie quer zur Schweißrichtung (Probenmitte), insgesamt zwölf Thermoelemente in den Abständen 4, 8, 12, 16, 20 und 40 mm zur Schweißnahtmitte ins Grundblech eingebracht. Dazu wurden entsprechende Löcher gebohrt, in die Thermoelemente vom Typ K (NiCr-Ni) mit Durchmesser 0.5 mm bis zur Blechmitte eingeführt wurden. Die Messwerte der zwölf Thermoelemente wurden mit einer Frequenz von 100 Hz während des Schweißvorgangs und in der anschließenden Abkühlphase aufgezeichnet.



(a)



(b)

**Abbildung 2: (a) Probe mit Thermoelementen für Temperaturfeldmessungen
(b) Probe mit Fleckenmuster für optische Verzugsmessungen**

1.3 Optische Verzugmessungen

Zur Messung des Beulverzuges („out-of-plane“ distortion) wurde das Messsystem Aramis der Fa. GOM verwendet. Vor der Messung musste zunächst ein Fleckenmuster (Abbildung 2 (b)) auf die Rückseite der Grundbleche aufgebracht werden. Dies wurde dann simultan mit zwei Kameras fotografiert. Mittels optischer Triangulation lässt sich aus einem Vergleich der beiden so erhaltenen Bilder die Lage der Fläche mit Fleckenmuster im Raum errechnen.

Durch einen Vergleich der Ergebnisse der beschriebenen Messung, vor und nach dem Schweißen konnte so der lokale Beulverzug bestimmt werden. Die Messungen erfolgten hierbei vor und nach dem Ein- bzw. Ausbau aus dem beim Schweißen verwendeten Spannzeug (vgl. Abbildung 2 (b)).

1.4 Eigenspannungsmessungen

An zwei Proben wurden in der GeNF (Geesthacht Neutron Facility) die induzierten Schweißeigenspannungen in Probenmitte als Linienscan senkrecht zur Schweißrichtung gemessen. Bei der Neutronenbeugung werden die verwendeten Neutronen spezifischer Wellenlänge am Atomgitter gebeugt. Mittels eines Detektors kann dann die genaue Lage und Form eines Beugungsreflexes vermessen werden. Hieraus lassen sich die lokalen Netzebenenabstände ableiten. Durch einen Vergleich mit den spannungsfreien Gitterparametern kann so auf die lokalen elastischen Dehnungen geschlossen werden, welche über das Hook'sche Gesetz mit den elastischen Spannungen verknüpft sind. Bei den durchgeführten Messungen wurde die Al(311) Reflektion mit Neutronen einer Wellenlänge von 1.64 Å vermessen. Das nominale Messvolumen pro Messpunkt lag bei 1.5 mm x 1.5 mm x 30 mm. Lediglich für die Messung der Longitudinalspannungen wurde ein quadratisches Messvolumen von 1.5 mm x 1.5 mm x 1.5 mm verwendet. Dieses wurde während der Messung jedoch aus Gründen der Messstatistik parallel zur Schweißnaht verschoben, so dass ein ähnlich großes Gesamtmessvolumen wie bei den anderen Messungen abgedeckt wurde. Weitere Einzelheiten zum Messaufbau sind in [Staron und Schnubel, 2008] gegeben.

2 Numerische Simulation des Schweißens unter mechanischem Vorspannen

2.1 Materialdaten und Vernetzung

Die Verfügbarkeit passender, temperaturabhängiger thermophysikalischer und thermomechanischer Materialkennwerte stellt eine Einschränkung dar, die den breiten Einsatz der Schweißsimulation als Standardwerkzeug auch heute noch einschränkt. Die experimentelle Ermittlung entsprechender Daten für einen bestimmten Werkstoff so kosten- und zeitintensiv, dass dies die Grenzen der verfügbaren Ressourcen oft weit übersteigt. Für Gewöhnlich wird deshalb auf bestehende Daten von Legierungen mit ähnlicher chemischer Zusammensetzung und ähnlichen mechanischen Eigenschaften zurückgegriffen (vgl. z.B. [Brand et al., 2008]), wobei in der Interpretation der Simulationsergebnisse diesem Aspekt besonderes Augenmerk gewidmet werden sollte. Relevant in diesem Zusammenhang ist natürlich die Frage nach dem direkten Einfluss der verwendeten Materialdaten auf berechnete Dehnungs- und Spannungsfelder. Diese Thematik ist Gegenstand der Forschung. So wurde z.B. in [Schwenk, 2007] der Einfluss einer Variation der eingesetzten Materialkennwerte auf die numerisch ermittelten Verzüge und Eigenspannungen für drei unterschiedliche Legierungen untersucht. In der Vorliegenden Arbeit wurde auf den SYSWELD Materialdatensatz AlMgSi zurückgegriffen [ESI Group, 2008]. Die bei den Versuchen eingesetzte Legierung AA6013 im Zustand T6 ist vom selben Typ, enthält jedoch einen höheren Cu-Anteil und weist eine höhere Festigkeiten auf. Eine ausführliche Diskussion der mechanischen Eigenschaften bei Raumtemperatur wird in [Seib, 2006] gegeben.

Wie in Abb. 3 für den Schweißnahtbereich dargestellt wurde ein numerisches Modell der in Abschnitt 1.1 beschriebenen T-Stoß Verbindung aufgebaut. Im Bereich von ca. 7.5 mm um die Schweißnahtmitte wurden würfelförmige Elemente mit Kantenlänge 0.5 mm eingesetzt. Dies entspricht ca. einem Viertel der in Makroschliffen ermittelten der Schmelzbadbreite. Die Elementgröße wurde mit zunehmendem Abstand von der Schweißnaht dann sukzessiv vergrößert. Insgesamt besteht das ganze Modell aus ca. 110 000 linearen 3d-Elementen.

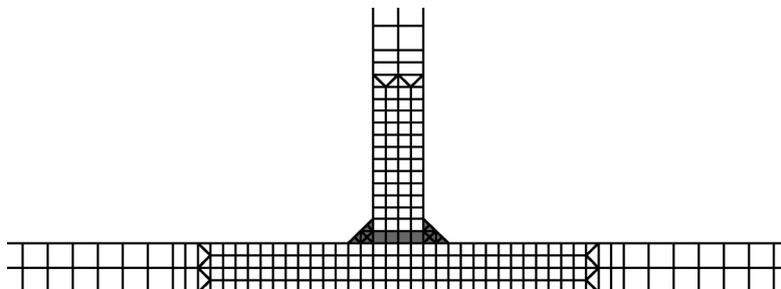


Abbildung 3: Vernetzung im Schweißnahtbereich, dunkel Schweißzusatzwerkstoff

2.2 Thermische Analyse

Zur Simulation des zweistrahl Laserschweißens wurden zwei konische volumenverteilte Gaußquellen eingesetzt [Radaj, 2003]. Es wurde eine transiente thermo-metallurgische Simulation durchgeführt, bei der die beiden Wärmequellen schrittweise entlang der Schweißlinie durch das Modell geführt wurden. Die simulierte Zeitspanne betrug 200 Sekunden um ein Abkühlen auf Raumtemperatur nach dem Schweißen zu ermöglichen.

Die Kalibrierung der Wärmequellen erfolgte auf Grundlage der durchgeführten Thermoelementmessungen und der angefertigten Makroschliffe. Abbildung 4 zeigt den Vergleich zwischen errechneten und korrespondierenden gemessenen Temperaturzyklen. Es wurde eine sehr gute Übereinstimmung erzielt.

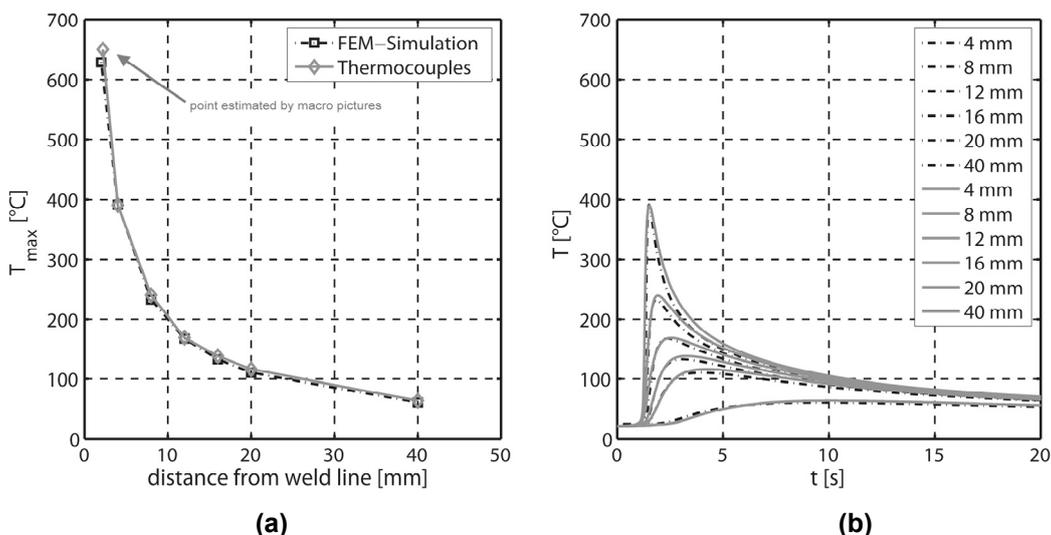


Abbildung 4: Vergleich zwischen gemessenen und simulierten Temperaturzyklen
 (a) Spitzentemperatur als Funktion des Abstandes zur Nahtmitte und
 (b) Temperatur als Funktion der Zeit für verschiedene Positionen

2.3 Mechanische Analyse

Auf der Grundlage der Ergebnisse der thermo-metallurgischen Analyse wurden die resultierenden Thermospannungen und lokal geänderten Materialkennwerte für jeden Zeitschritt in die mechanische Analyse eingespeist. Die mechanischen Randbedingungen durch Probenhalterung und Mechanisches Vorspannen wurden durch Definition der Verschiebungen der in Abb. 5 gekennzeichneten Knoten realisiert. Dabei wurde eine unabhängige Beweglichkeit der beiden Bleche durch die Simulation des Schweißzusatzwerkstoffes als künstliche Phase mit geringer Steifigkeit („chewing-gum Methode“ [ESI Group, 2007]) ermöglicht (vgl. Abb. 3).

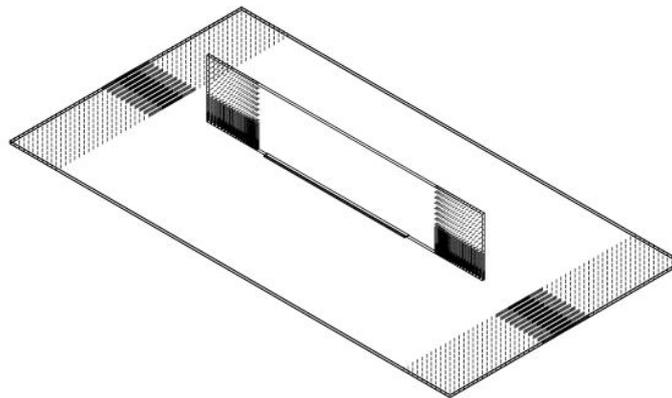


Abbildung 5: Bereiche für die Definition der mechanischen Prozessrandbedingungen

Nach dem Abkühlen wurden die auferlegten Verschiebungsrandbedingungen entfernt. Lediglich die vier Ecken des Grundbleches wurden mit einer definierten Verschiebung beaufschlagt um ein Ausbeulen der gesamten Struktur zu initiieren (Abbildung 6). Dieser Schritt hat zu keiner weiteren Erhöhung der plastischen Dehnungen der Struktur geführt.

Danach wurden auch diese Zwangsbedingungen entfernt um das Einstellen des Inneren Gleichgewichtes der gesamten Struktur zu ermöglichen. Die so erhaltenen Ergebnisse für die Beulverzüge wurden in Abb. 7 den optischen Verzugsmessungen gegenübergestellt.

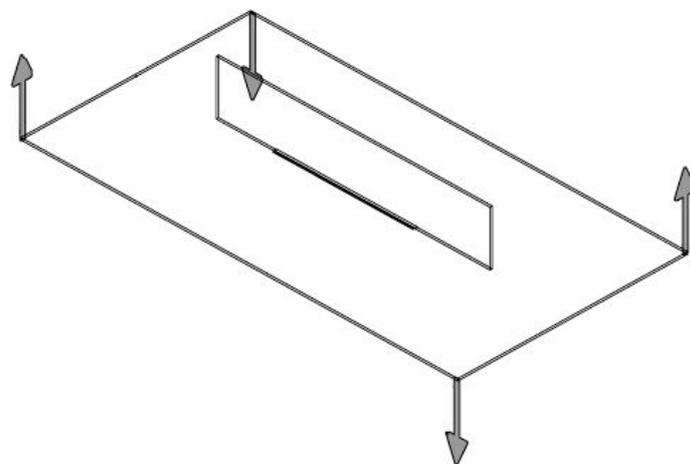


Abbildung 6: Mechanische Randbedingungen zum Initiieren des Ausbeulens

Die simulierten Beulverzüge zeigen für alle Konfigurationen eine sehr gute Übereinstimmung mit den durchgeführten Messungen. Die Reduktion der Verzugsamplitude durch eine Erhöhung der mechanischen Vorspannung während des Schweißens für die Konfigurationen, bei denen das Grundblech belastet wurde, konnte korrekt wiedergegeben werden. Ebenso wird treffend vorausgesagt, dass ein Vorspannen des Stringerbleches allein keinen signifikanten Einfluss auf die induzierten Beulverzüge hat.

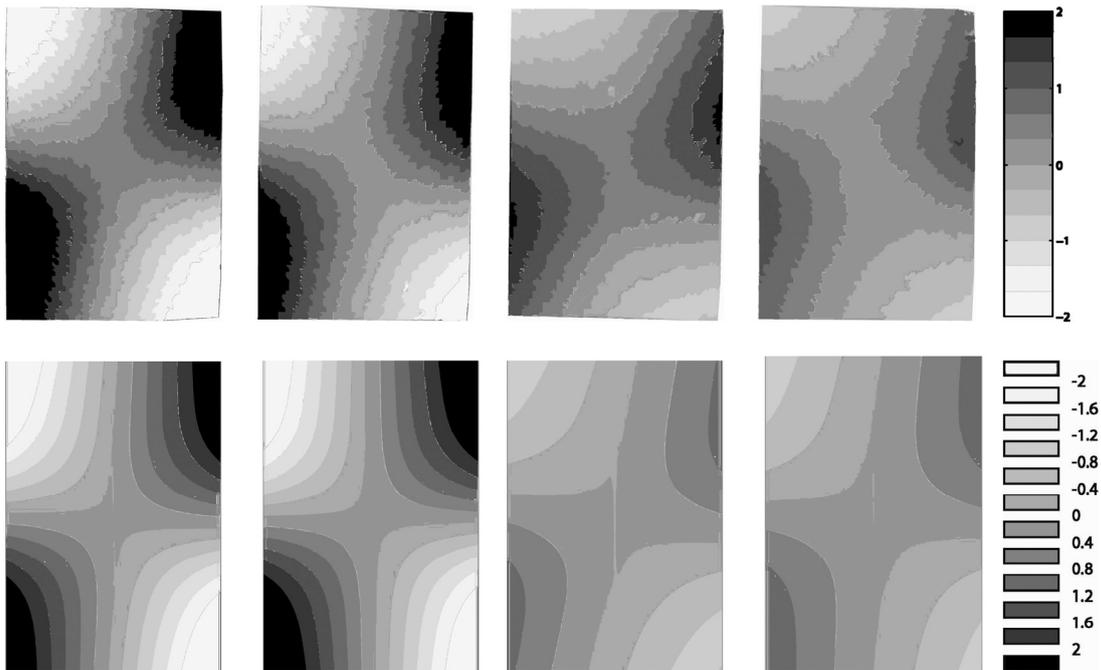


Abbildung 7: Vergleich zwischen gemessenen Beulverzügen (obere Reihe) und simulierten Beulverzügen (untere Reihe) für die vier Konfigurationen
(a) kein Mechanisches Vorspannen,
(b) Grundblech 0 MPa und Stringerblech 100 MPa,
(c) Grundblech 100 MPa und Stringerblech 0 MPa,
(d) Grundblech 100 MPa und Stringerblech 0 MPa,

Auch die simulierten Eigenspannungen, dargestellt in Abbildung 8, sind in guter Übereinstimmung mit den durchgeführten Messungen. Lediglich in der Schweißnahtmitte sind die simulierten longitudinalen Zugeigenspannungen höher als in den entsprechenden Messungen. Da dies eine Vielzahl möglicher Ursachen haben kann, bedarf dieser Punkt weiterer Untersuchungen. Es kann jedoch auch hier resümiert werden, dass der Effekt des mechanischen Vorspannens auf die schweißinduzierten Eigenspannungen von der Simulation richtig wiedergegeben wird.

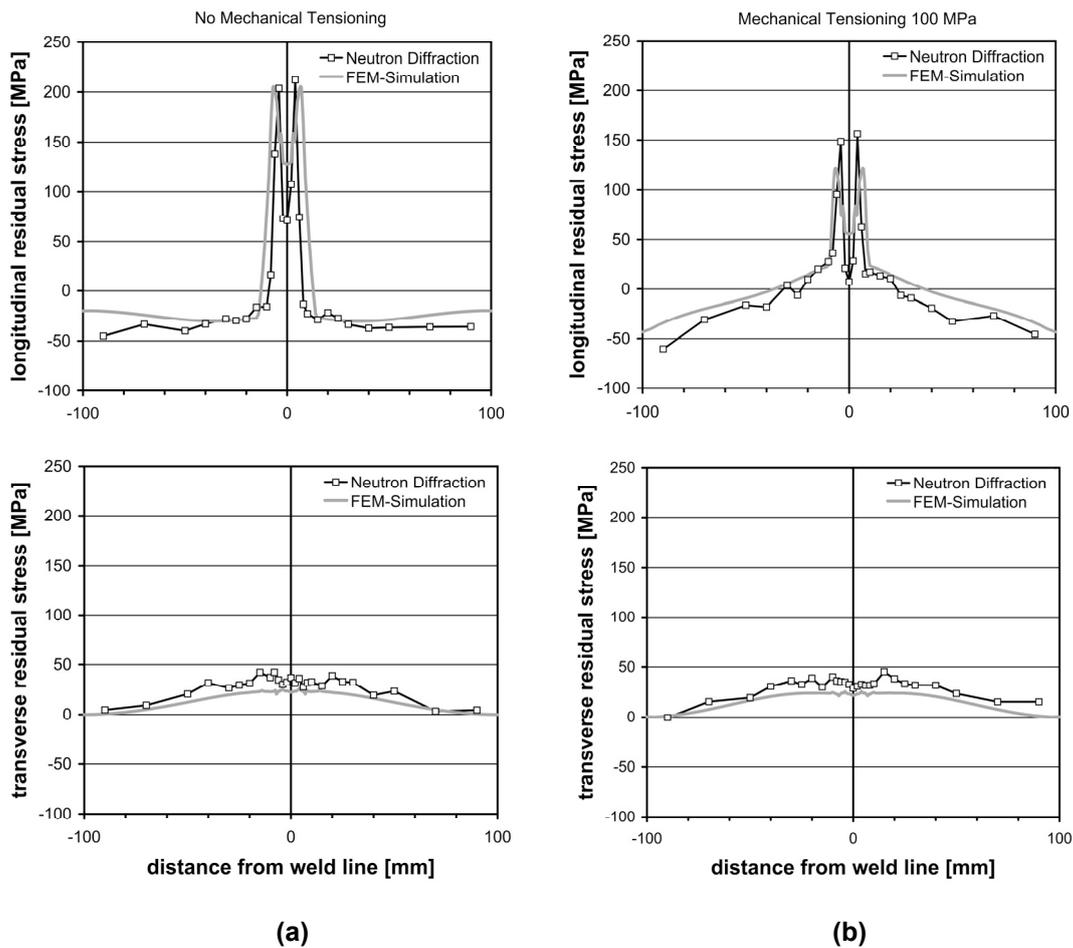


Abbildung 8: Longitudinale und transversale Eigenspannungen im Grundblech in der Probenmitte quer zur Schweißrichtung als Funktion des Abstandes zur Schweißnahtmitte für die Konfigurationen (a) ohne mechanisches Vorspannen (b) Grundblech 100 MPa und Stringerblech 0 MPa. Gezeigt sind jeweils die Messergebnisse im Vergleich zur Simulation.

3 Diskussion und Ausblick

Im Rahmen der durchgeführten Arbeiten wurde ein numerisches Modell zur Berechnung der beim Schweißen unter Mechanischem Vorspannen induzierten Eigenspannungen und Verzüge erstellt. Die erhaltenen Simulationsergebnisse wurden umfassenden durch begleitende Schweißexperimente mit Temperaturfeld-, Verzugs- und Eigenspannungsmessungen validiert. Speziell die Modifikation der Eigenspannungen und Verzüge durch das Mechanische Vorspannen wurden für alle Testkonfigurationen korrekt durch die numerischen Simulationen vorhergesagt.

In der Weiterführung der vorgestellten Arbeit, soll das Mechanische Vorspannen gezielt eingesetzt werden, um einen, hinsichtlich des Ermüdungsverhaltens der geschweißten Strukturen, günstigen Eigenspannungszustand einzustellen. Speziell vor dem Hintergrund des großen experimentellen und finanziellen Aufwands zur Durchführung belastbarer Eigenspannungsmessungen eröffnet sich auf der Basis der vorgestellten Ergebnisse die

Möglichkeit der virtuellen Prozessoptimierung. Die Schweißsimulation kann so als nützliches Werkzeug eingesetzt werden, um den experimentellen Aufwand und die damit verbundenen Kosten signifikant zu reduzieren und bestehende experimentelle Limitationen, z.B. bezüglich der maximalen Vorspannkraft zu überwinden.

4 Literatur

Brand, M. et al. (2008), "Prediction of Welding Distortions and Residual Stresses Considering Pre-heating, Pre-Stress and Contact Conditions in Axial Circular Laser-beam Welds", Proceedings of the International Workshop on Thermal Forming and Welding Distortion, Bremen, 2008, pp. 333-351.

ESI Group (2007), Modeling yet to be Deposited Filler Material, Sysweld 2007 Engineering Guide.

ESI Group (2008), SYSWELD 2008 – Werkstoffkennwertdatenbank.

Kocik R. et al. (2006), "Laserstrahlschweißen im Flugzeugbau: Stand und künftige Anwendungen", Strahltechnik Volume 28, BIAS Verlag, Bremen, pp.15-26.

Price, D. A. et al. (2007), "Distortion control in welding by mechanical tensioning", Science and Technology of Welding and Joining, Vol. 12, No. 7, pp. 620-632.

Radaj, D (2003), Welding residual stresses and distortion: Calculation and measurement, DVS Verlag, Düsseldorf.

Schwenk, C. (2007), "FE-Simulation des Schweißverzuges lasergestrahelter dünner Bleche - Sensitivitätsanalyse durch Variation der Werkstoffkennwerte", Dissertation, Technische Universität Berlin.

Seib, E. (2006), "Residual Strength analysis of laser beam and friction stir welded aluminium panels for aerospace applications", Dissertation, Technische Universität Hamburg Harburg, ISSN 0344-9629.

Staron, P. und Schnubel, D. (2008), "Residual stress control in laser welded Al T-joints by mechanical tensioning", GeNF – Experimental Report (Geesthacht Neutron Facility), ISSN 0344-9629, pp. 209-210.

Sensitivität des Bauteilverzugs beim Schweißen in Abhängigkeit verschiedener Einspannbedingungen

Michael F. Zäh¹, Stefan Lutzmann², Alexander Schober¹ und Stephan Schulz²

¹ Institut für Werkzeugmaschinen und Betriebswissenschaften (iwb), Boltzmannstr. 15,
Technische Universität München, Deutschland

E-Mail: Michael.Zaeh@iwb.tum.de, Alexander.Schober@iwb.tum.de

² iwb Anwenderzentrum Augsburg, Beim Glaspalast 5, Augsburg, Deutschland

E-Mail: Stefan.Lutzmann@iwb.tum.de, Schulz@iwb.tum.de

ZUSAMMENFASSUNG

Der Bauteilverzug beim Schweißen ist durch komplexe Ursache-Wirkungs-Beziehungen geprägt und unterliegt einer Reihe von Randbedingungen, wie beispielsweise der Einspannsituation des Bauteils. Letzt genannte lässt sich beispielsweise durch verschiedene Spannwerkstoffe und -orte sowie Einspanndauern charakterisieren. In der produzierenden Industrie wird eine Anpassung der Spannsituation beim Schweißen heute zumeist nur unter Inkaufnahme eines großen experimentellen Aufwandes betrieben. Simulationsgestützte Methoden finden dabei nur selten Verwendung. Zur optimierten Auslegung der Einspannbedingungen werden daher praxisrelevante Spannsysteme experimentell hinsichtlich ihrer Wirkung auf das zu spannende Bauteil untersucht. Um eine gezielte Implementierung der identifizierten Eigenschaften im Rahmen der Simulation zu realisieren, wird eine Methode zur Verfügung gestellt, die relevante Spanneigenschaften mit der Möglichkeit zur Integration in eine Simulation mittels SYSWELD verknüpft. Darauf aufbauend werden unterschiedliche Einspannbedingungen hinsichtlich ihrer Relevanz für den resultierenden Verzug untersucht sowie der Einfluss unterschiedlicher Spanneigenschaften bewertet.

1 Einleitung

Die Zusammenhänge zwischen der mechanischen und thermischen Bauteilbelastung während des Schweißprozesses einerseits und dem resultierenden Zustand der Fügepartner nach der Bearbeitung andererseits sind komplex und unterliegen einer Reihe von Randbedingungen [Schenk et al., 2009a]. Als ein wesentlicher Einfluss ist hierbei die Einspannsituation des Bauteils zu nennen. In der produzierenden Industrie werden die Möglichkeiten einer belastungs- und bauteilorientierten Anpassung der Spannsituation beim Schweißen heute zumeist nur unter Inkaufnahme eines extrem großen experimentellen Aufwandes genutzt. Dies hängt mit den komplexen Ursache-Wirkungs-Beziehungen zwischen der Bauteilbelastung beim Schweißen sowie dem resultierenden Zustand der zu fügenden Komponenten nach der Bearbeitung zusammen. Angepasste Methoden, welche die Möglichkeit der computergestützten Auslegung und der bauteilbezogenen Analyse der Einspannsituation bieten, stehen bisher kaum zur Verfügung.

2 Handlungsbedarf und Methodik

In den letzten Jahren wurden zahlreiche Methoden zur Schweißsimulation mit dem Ziel einer effizienten Ermittlung des Verzugs entwickelt. Diese Methoden sind zumeist in kommerzielle

Software-Systeme eingebunden und daher grundsätzlich einem großen Anwenderkreis zugänglich. In diesen Programmen steht zur Abbildung realitätsnaher Einspannbedingungen eine Vielzahl an Möglichkeiten der Einflussnahme zur Verfügung.

Vor allen Dingen aufgrund der Komplexität der physikalischen Beschreibung der Einspannbedingungen auf der Basis numerischer Modelle ist die Skepsis der möglichen Anwender bezüglich der Aussagekraft von Ergebnissen und den allgemeingültigen Einsatzbereichen von reduzierten, aufwandsarmen Modellen groß. Daher findet eine gezielte Anwendung von Simulationsmodellen auf der Basis wirklichkeitsnaher Spanneigenschaften bisher kaum statt. Dies ist besonders darauf zurückzuführen, dass die Kenntnis sowohl um relevante Charakteristika als auch um die Sensitivität selbiger limitiert ist. Aus diesem Grund wird in dieser Arbeit die Sensitivität des Bauteilverzugs bezüglich verschiedener Einspannbedingungen untersucht. Unter der Annahme, dass die thermischen Zustände im Bauteil von den damit einher gehenden Änderungen unberührt bleiben, werden zunächst relevante Spanneigenschaften bestimmt und ihre Ausprägung bei Stahl sowie bei Polychloropren (PCP) als Kontaktwerkstoff zwischen Bauteil und Spanner experimentell untersucht. Hierzu kommt ein Waagrechtspanner der Firma ANDREAS MAIER GmbH & Co. KG zum Einsatz, der mit beiden Kontaktwerkstoffen ausrüstbar ist (vgl. Abbildung 1). Damit wird die industrielle Übertragbarkeit der Ergebnisse sichergestellt.

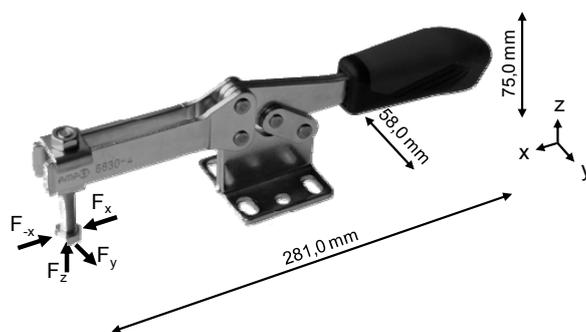


Abbildung 1: Praxisrelevanter Waagrechtspanner

Im Hinblick auf mechanische Unterscheidungskriterien finden hierzu die zwischen Spanner und Bauteil wirkende Reibung mit dem Reibkoeffizienten μ , die Steifigkeit, die Spannkraft F_N sowie die Vorhaltung Berücksichtigung (vgl. Abbildung 2). Diese Eigenschaften werden durch die in der oberen Zeile von Abbildung 2 aufgeführten realen Einflussgrößen bestimmt. Es zeigt sich, dass sowohl Spannercharakteristika als auch Bauteilzustände und Prozesseinstellungen, wie der Spannort oder die Spannkraft, relevant sind. Im unteren Teil von Abbildung 2 sind die zur Implementierung in SYSWELD anzupassenden Befehle wiedergegeben. Diese stellen die in Bezug auf das Simulationsmodell zu berücksichtigenden Routinen dar. Speziell für die hier präsentierte Untersuchung erfolgt die Einbindung von relevanten Spanneigenschaften in Bezug auf die Steifigkeit des Spanners sowie die gewählte Spannkraft F_N (vgl. [Schenk et al., 2009b]). Die Steifigkeit der gewählten Spannerkonfiguration entspricht in diesem Zusammenhang der Federkonstante der unterhalb des Spanners liegenden Bauteilfläche. Je nach wirkender Kraft in den Raumrichtungen lässt die Federkonstante k entsprechend Gleichung (1) eine darauf bezogene Verschiebung zu. Beispielsweise gilt für die Auslenkung parallel zur x-Achse:

$$F_x = -k_x \cdot (U_x - U_{0,x}) \quad (1)$$

Die Eingabe von k_x , k_y und k_z lässt sich in SYSWELD über die Routine CONSTRAINTS vornehmen. Dementgegen wird die Aufprägung von Spannkraften mit Hilfe der Routine LOAD definiert. In beiden Fällen können diese Eingaben in Abhängigkeit vom Ort und von der Zeit vorgegeben werden (vgl. Abbildung 2).

	Haftreibung μ	Steifigkeit	Spannkraft F_N	Vorhaltung
Reale Einflussgrößen	Spannerkontaktwerkstoff, Bauteiloberflächenrauheit, Spannkraft, etc.	Typ und Zustand des Spanners	Spannort, Bauteil, Spanner	Spannort, Spannkraft, Bauteil
Implement. in SYSWELD	Routine MEDIUM Mechanical models für contact (Model m , $m = 1 \dots 7$)	Routine CONSTRAINTS $KX^* = kx$ mit $FX = -kx(Ux - Uox)$; (u. a. transient und verteilt)	Routine LOAD $FX = fx$; (u. a. transient und verteilt)	Routine CONSTRAINTS $UX = Uox$; (u. a. transient und verteilt)

Abbildung 2: Methodik zur Berücksichtigung mechanischer Spannereigenschaften

Bei vollständiger Berücksichtigung aller Einflussgrößen sowie aller möglichen Einstellungen resultiert eine enorme Anzahl an möglichen Einspannbedingungen für den Schweißprozess. Daraus folgt, dass nur eine eingeschränkte Anzahl verschiedener Einspannvarianten betrachtet werden kann. Dementsprechend wurden vier prägnant unterschiedliche Varianten mit dem o. g. Waagrechtspanner, die gleichzeitig über ein hohes Maß an Praxisrelevanz verfügen, konzipiert und der entstehende Verzug simuliert. Dies beinhaltet zum einen die Unterscheidung von Stahl und PCP als Kontaktwerkstoff zum Bauteil. Zum anderen wurden zwei unterschiedliche Spannkraften, 0,3 kN sowie 3,0 kN, eingestellt. Der zuletzt genannte Wert entspricht der maximal zulässigen Belastung des verwendeten Waagrechtspanners auf der Basis von Herstellerangaben. In Verbindung mit der um den Faktor zehn kleineren Spannkraft werden damit zwei extreme Einstellungen betrachtet.

Als Simulationsgegenstand kam ein Ausschnitt eines Wagenkastenunterbaus aus dem Schienenfahrzeugbereich zum Einsatz (vgl. Abbildung 3).

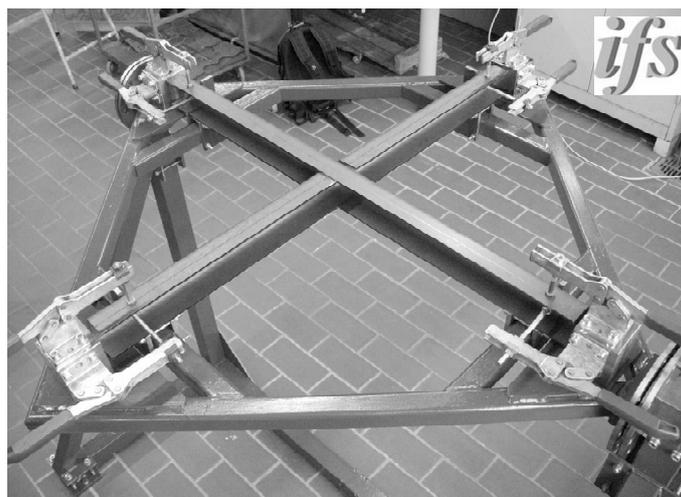


Abbildung 3: Ausschnitt des Unterbaus eines Schienenfahrzeugs

Dieses Bauteil ist gleichzeitig Gegenstand des AiF-geförderten Clustervorhabens „Anwendungsnahe Schweißsimulation komplexer Strukturen“ und wird vom Projektpartner ifs der TU Braunschweig experimentell untersucht. Es sind die in Abbildung 1 gezeigten Waagrechtspanner zu sehen, welche dazu verwendet werden, um die Enden der U-Profile (Werkstoff S500MC) zu fixieren. Der Schweißnahtbereich befindet sich im Zentrum des o. g. Knotens. Da die Schweißparameter für die vorliegende Untersuchung nicht variiert werden sollen, ist von konstanten thermischen Bedingungen auszugehen und die der Verzugssimulation vorgeschaltete Temperaturfeldberechnung wurde für alle vier zu untersuchenden Varianten nur einmal durchlaufen.

3 Experimentelle Bestimmung mechanischer Spanneigenschaften

Bezug nehmend auf die im vorangehenden Abschnitt dargestellte Methodik zur Spannercharakterisierung wurde die mechanische Größe der Steifigkeit experimentell an einem beispielhaften Waagrechtspanner ermittelt. Dafür wurden Versuchsaufbauten konzipiert, umgesetzt und mehrere Messreihen mit unterschiedlichen Belastungen durchlaufen. Abschließend wird hier eine Zusammenfassung der ermittelten Kennwerte in Form einer Tabelle angegeben.

3.1 Versuchsaufbau zur Erfassung der Federkonstanten

Der Versuchsaufbau zur Erfassung der Steifigkeiten des betrachteten Waagrechtspanners mit PCP- und Stahlkontaktelementen orientiert sich hinsichtlich seines Grundprinzips an der Konstruktion zur Bestimmung von Reibkoeffizienten, welche am *iwb* gegenwärtig umgesetzt und erprobt wird. Wie in Abbildung 4 dargestellt, sind die zentralen Komponenten der bekannte Waagrechtspanner, eine Druckmessdose sowie ein digitaler Wegaufnehmer. In der gezeigten Konfiguration wird die Steifigkeit des Spanners mit Stahlkontaktwerkstoff in Koordinatenrichtung z bestimmt. Dies bedeutet, dass die resultierende Verschiebung des Waagrechtspanners bei der Aufprägung einer Kraft F_z auf die Kontaktfläche des Spanners bestimmt wird. Mit geringem Aufwand kann diese Konstellation ebenfalls zur Erfassung der Spannersteifigkeiten in allen übrigen Raumrichtungen modifiziert werden.

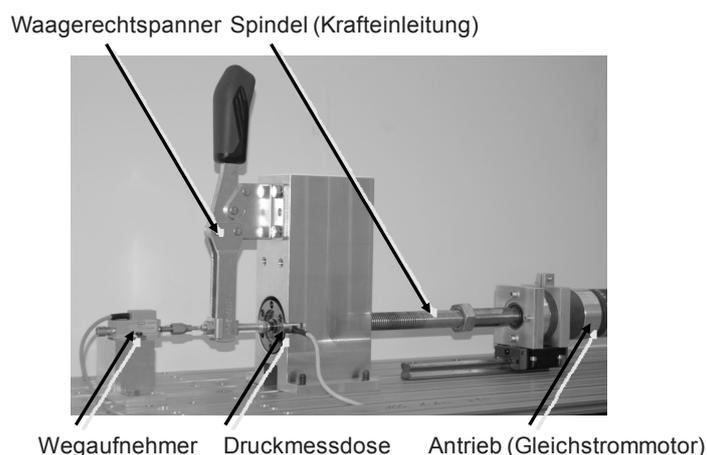


Abbildung 4: Versuchsaufbau zur Erfassung der Spannersteifigkeiten

3.2 Ergebnisauswertung

Die Reaktion des Waagrechtspanners auf eine Kraftaufprägung stellt eine Verschiebung der Kontaktfläche in Richtung der Krafteinleitung dar. Wie Abbildung 1 verdeutlicht, sind demnach am

untersuchten Spanner vier unterschiedliche Federkonstanten zu bestimmen. Dies ist die Verschiebung sowohl in positiver als auch in negativer x-Richtung sowie in y- und z-Richtung. In $\pm x$ -Richtung sind aufgrund der Konstruktion des untersuchten Spanners unterschiedliche Steifigkeiten zu erwarten, wohingegen die Federkonstanten in $\pm y$ -Richtung wegen Symmetrieeigenschaften als identisch zu betrachten sind. Da die z-Achse die Richtung der Spannkrafteinleitung widerspiegelt, kann dementsprechend eine Federkonstante nur in +z-Richtung ermittelt werden.

Die resultierenden Steifigkeitskennlinien verlaufen in einem weiten Bereich linear, lediglich bei PCP als Kontaktwerkstoff sind stellenweise Abweichungen von einer Geraden zu erkennen. Vor dem Hintergrund eines begrenzten Umfangs beschränkt sich die vorliegende Veröffentlichung darauf, nur die jeweiligen Ergebnisse, d. h. die Steigung der o. g. Geraden als die Federkonstante für die betrachtete Raumrichtung, anzugeben (vgl. Tabelle 1). Dabei fällt zum einen auf, dass die Werte für PCP bis zu 25 % unter den entsprechenden Werten für Stahl liegen. Zum anderen ist offensichtlich, dass die Steifigkeiten in y-Richtung ca. um den Faktor zehn geringer als die der anderen Achsen sind.

Tabelle 1: Zusammenfassung der experimentell erfassten Spannersteifigkeiten

Spannermaterial	Spannkraft F_N [kN]	Federkonstante k [N/mm]			
		x	-x	$\pm y$	z
Stahl	0,3	755,0	501,0	54,6	572,2
	3				
PCP	0,3	716,9	381,0	50,1	430,8
	3				

4 Schweißsimulation

4.1 Aufbau des Simulationsmodells

Zur Ermittlung der schweißbedingten Verzüge wird ein transienter Simulationsansatz verwendet [Radaj, 2002]. Dieser basiert auf der Finite-Elemente-Methode (FEM). Beim Aufbau des Simulationsmodells sind unterschiedliche Aspekte zu beachten, die im Folgenden erläutert werden. Entsprechend der realen Bauteilgeometrie wird ein Finite-Elemente-Netz erstellt, um das betrachtete Bauteil im Rahmen der Simulation abzubilden. Die durchgeführte transiente Simulation gliedert sich in zwei Teile. Zunächst wird in der thermischen Berechnung das Strukturtemperaturfeld ermittelt. Dieses bildet die Grundlage für die folgende mechanische Berechnung, in welcher die Bauteilverzüge ermittelt werden.

Den zentralen Aspekt der thermischen Simulation stellt die Definition der Wärmeeinbringung dar. Dazu werden sogenannte Wärmequellenmodelle angewandt, die entsprechend dem jeweils betrachteten Schweißverfahren ausgewählt und angepasst werden [Goldak und Akhlaghi, 2005]. In Abbildung 5 ist die ellipsoide Wärmequelle nach Goldak zu sehen, die für die durchgeführten Simulationen verwendet wurde.

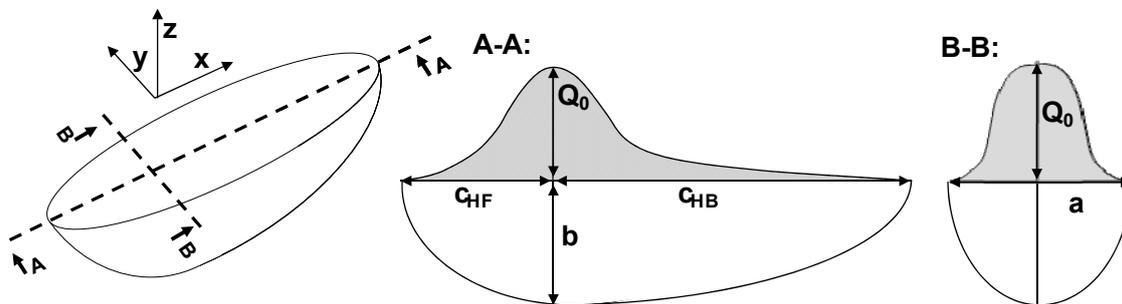


Abbildung 5: Ellipsoide Wärmequelle nach Goldak

Diese wird durch unterschiedliche Parameter beschrieben. Durch die geometrischen Abmessungen wird die räumliche Ausdehnung festgelegt. Durch weitere Parameter wird die eingebrachte Wärmeintensität definiert. Außerdem wird im Finite-Elemente-Netz des betrachteten Bauteils ein entsprechender Schweißpfad fixiert, entlang dessen sich die Wärmequelle in der Simulation bewegt. Entsprechend dieser Daten wird das virtuelle Bauteil mit Wärme beaufschlagt. Durch passende Randbedingungen und Werkstoffparameter wird der Wärmetransport im Bauteil und an die Umgebung definiert. Hierzu zählen etwa die Festlegung von Dichte, Wärmeleitfähigkeit und Wärmekapazität des jeweiligen Werkstoffs. Damit kann schließlich der Wärmetransport und in der Folge der zeitliche Verlauf des Strukturtemperaturfeldes berechnet werden.

Wie angesprochen, werden der thermische und der mechanische Teil der Simulation entkoppelt durchgeführt. Demnach dient das ermittelte Temperaturfeld als Grundlage für die Bestimmung der mechanischen Zielgrößen. Entsprechend den hinterlegten mechanischen Randbedingungen und Materialdaten können Bauteilverzüge, Dehnungen und Eigenspannungen berechnet werden. Im Rahmen dieser Untersuchungen werden die erstgenannten Ergebnisgrößen im Mittelpunkt stehen.

Ein großer Vorteil bei einer entkoppelten Simulation liegt darin, unterschiedliche mechanische Simulationen durchführen zu können, die alle auf den gleichen thermischen Ergebnissen aufbauen. Dieser Umstand wird hier auch ausgenutzt, wobei der Einfluss unterschiedlicher Einspannbedingungen auf den Bauteilverzug analysiert wird. Im folgenden Abschnitt werden die beabsichtigten Variationen erläutert.

4.2 Variation der Einspannbedingungen

Wie im vorigen Abschnitt beschrieben, werden im Rahmen dieser Untersuchungen unterschiedliche Einspannbedingungen analysiert. In Tabelle 2 ist eine Übersicht der vier betrachteten Varianten angegeben. Die zwei Parameter, die variiert werden, sind die Art des Spanners (Stahl- oder PCP-Spanner) und die Spannkraft (0,3 kN oder 3 kN).

Tabelle 2: Übersicht über die betrachteten Simulationsvarianten

	Art des Spanners	Spannkraft
Variante 1	Stahl	0,3 kN
Variante 2	PCP	0,3 kN
Variante 3	Stahl	3 kN
Variante 4	PCP	3 kN

Die in Abschnitt 3 erläuterten Versuche bilden die Grundlage für die Implementierung dieser Einspannbedingungen. Die ermittelten Steifigkeiten finden bei der Art des Spanners Verwendung. In SYSWELD werden unter CONSTRAINTS mittels der Befehle KX, KY und KZ die Steifigkeiten in die jeweiligen Raumrichtungen definiert, wobei diese Befehle stets auf eine Gruppe von Knoten wirken. Im Abgleich mit den realen Spannelementen wird deshalb eine jeweils passende Gruppe von Knoten aus dem Finite-Elemente-Netz selektiert. Die Definition der Vorhaltekraft geschieht unter LOAD durch die Befehle FX, FY und FZ. Entsprechend der Lage der jeweiligen Spanner werden die Kräfte in der dazu passenden Raumrichtung festgelegt.

5 Auswertung der Simulationsergebnisse

Zur gezielten Auswertung der berechneten Bauteilverzüge wurde ein fester repräsentativer Messpunkt im Finite-Elemente-Netz definiert. Dessen genaue Lage auf dem realen Bauteil ist in Abbildung 6 dargestellt. Der Verlauf des Verzugs wurde in Koordinatenrichtung z (vgl. Abbildung 6) für eine Dauer von 600 Sekunden erfasst. In diesem Zeitraum wird das Bauteil geschweißt und kühlt auf nahezu Raumtemperatur ab, wobei die Einspannsituation von Anfang bis Ende unverändert bleibt. Zusätzlich und zum Vergleich der hier vorgestellten Simulationen stehen experimentelle Daten zur Verfügung, die im Rahmen des o. g. Clustervorhabens „Anwendungsnahe Schweißsimulation komplexer Strukturen“ erzielt wurden.

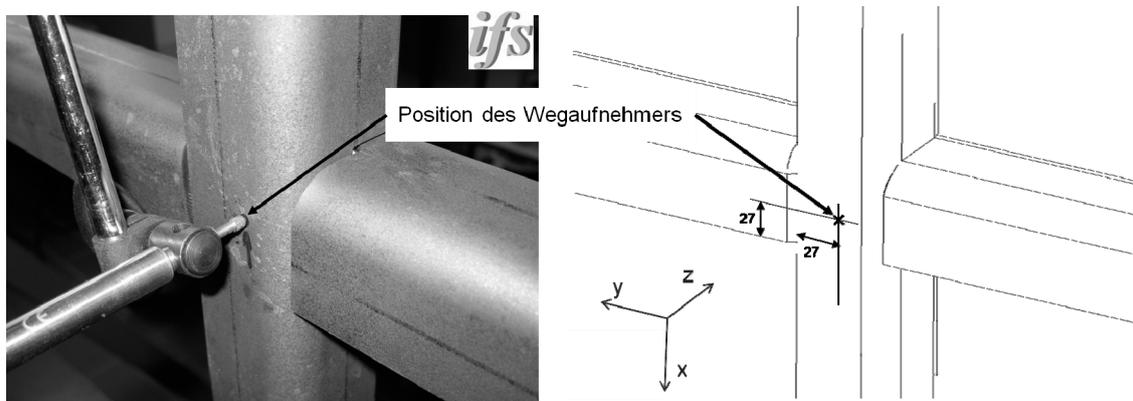


Abbildung 6: Lage des Messpunktes zur Auswertung des Bauteilverzugs

In Abbildung 7 ist der zeitliche Verlauf der Bauteilverzüge der betrachteten Varianten bis zum Zeitpunkt 600 Sekunden zu sehen. Zunächst fällt die prinzipielle Übereinstimmung aller vier

Kurven auf. Zwar ist der Verzug bei höheren Spannkraften größer, jedoch stimmen besonders die Ergebnisse mit identischen Spannkraften überein. Zwischen den Verläufen unterschiedlicher Spannkraften ist ein nahezu konstanter vertikaler Abstand zu erkennen.

Die Ergebnisse zeigen, dass die Variation der Eingangsgrößen Spannkraft und Steifigkeit innerhalb realistischer Bereiche zu entsprechenden Änderungen beim betrachteten Verzug führt. Beispielsweise wirkt sich eine geringe Modifikation in der Steifigkeit der Spannsysteme nur begrenzt auf den Verzug aus, wohingegen eine Spannkraftanpassung um den Faktor zehn in deutlicher Weise vom Simulationsergebnis wiedergegeben wird. Die durchgängig größeren Verzüge bei höheren Spannkraften lassen sich damit erklären, dass das Bauteil damit eine ausgeprägte Hebelwirkung erfährt, die in signifikanten Verschiebungen des Messpunktes resultiert. Außerdem kann festgestellt werden, dass sich die Variation der Steifigkeit bei großen Spannkraften deutlicher zeigt.

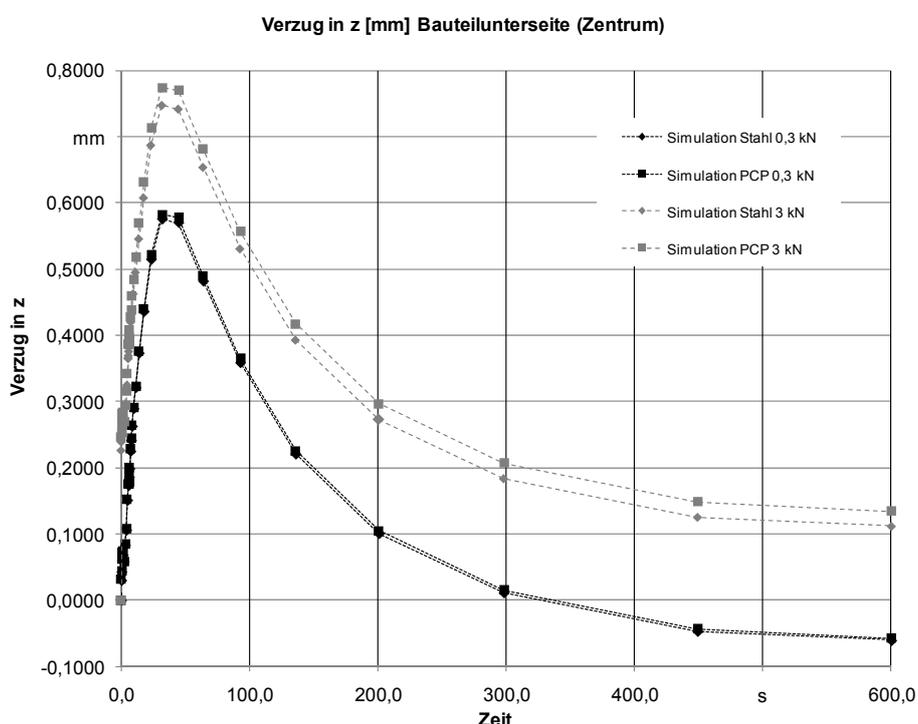


Abbildung 7: Simulierte Bauteilverzüge der unterschiedlichen Varianten am Messpunkt

Für die experimentellen Messungen im Clustervorhaben „Anwendungsnahe Schweißsimulation komplexer Strukturen“ wurden Stahlspanner verwendet. Ergänzend zum vorangehenden Diagramm ist in Abbildung 8 dementsprechend ein Vergleich der Simulationsergebnisse von Variante 1 und Variante 3 mit den experimentellen Messwerten dargestellt. Für die zuletzt genannten Daten wurde das arithmetische Mittel aus den Ergebnissen dreier Messreihen herangezogen.

Die abgebildeten Kurven zeigen eine sehr gute Übereinstimmung hinsichtlich des zeitlichen Verlaufs. Insbesondere weisen diese ein jeweiliges Maximum an vergleichbaren Positionen auf. Allerdings fällt auf, dass die Absolutwerte sich um einen annähernd konstanten Betrag unterscheiden.

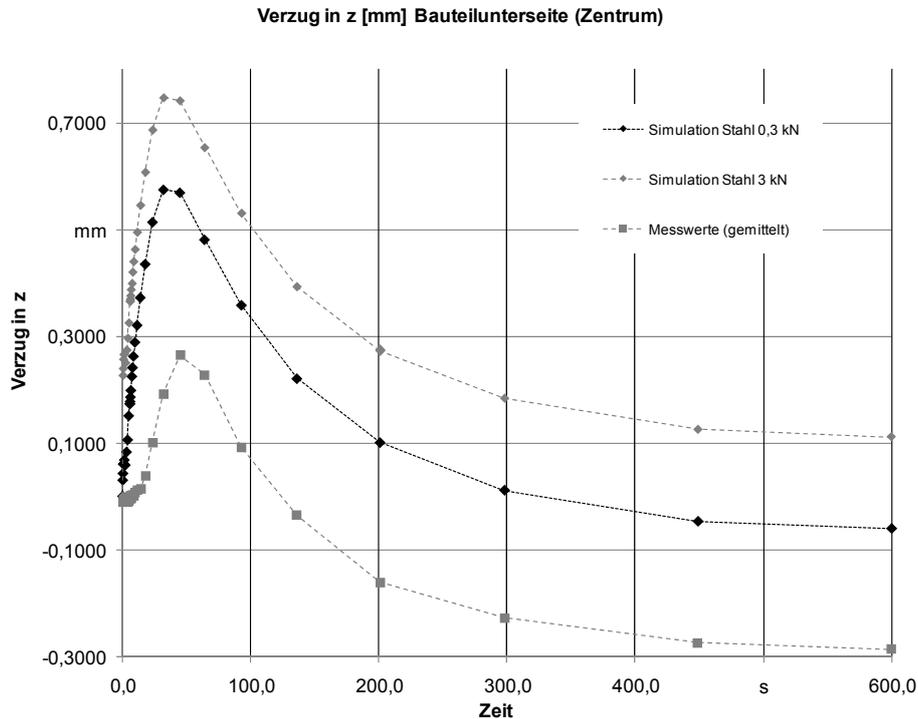


Abbildung 8: Vergleich der Varianten 1 und 3 mit experimentellen Ergebnissen

6 Schlussbetrachtung

Die experimentelle Erfassung praxisrelevanter, mechanischer Spanneigenschaften stellt die Grundlage der vorliegenden Untersuchung dar. Für die Simulation finden unterschiedliche Steifigkeiten und Spannkräfte Eingang. Bei Berechnungen für die betrachtete Bauteilstruktur liefert die Variation der Einspannbedingungen ausgeprägte Unterschiede hinsichtlich der Verzugsresultate. Besonders kann der Einfluss einer veränderten Spannkräfte nachgewiesen werden. Hinsichtlich des zeitlichen Verlaufs zeigen die Simulationsergebnisse eine sehr gute Übereinstimmung mit den experimentellen Messdaten. Allerdings ist eine Abweichung in den Absolutwerten um einen nahezu konstanten Betrag feststellbar. Basierend auf diesen Ergebnissen, deren Zielsetzung die Untersuchung der Sensitivität des Bauteilverzugs in Abhängigkeit der Einspannbedingungen darstellt, ist für eine genauere Nachbildung der Realität insbesondere der Einfluss der Reibung in der Simulation noch zu berücksichtigen.

7 Danksagung

Diese Veröffentlichung basiert auf Forschungsarbeiten des von der Deutschen Forschungsgemeinschaft (DFG) geförderten Sonderforschungsbereichs SFB/TR10 und des vom Deutschen Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e.V. (DVS) geförderten AiF-Projekts „Simulationsgestützte bauteilbezogene Analyse industriell relevanter Einspannsituationen beim Schweißen“ im Rahmen des Clustervorhabens „Anwendungsnahe Schweißsimulation komplexer Strukturen“.

8 Literatur

Goldak, J. A.; Akhlaghi, M.(2005), "Computational Welding Mechanics," New York, Springer.

Radaj, D.(2002), „Eigenspannungen und Verzug beim Schweißen – Rechen- und Meßverfahren,“ Düsseldorf, DVS.

Schenk, T. et al.(2009a), "A study on the influence of clamping on welding distortion," *Computational Materials Science*, Vol. 45, S. 999-1005.

Schenk, T. et al.(2009b), "Influence of clamping on distortion of welded S355 T-joints," *Science and Technology of Welding and Joining*, Institute of Materials, Minerals and Mining, Vol. 14, No. 4, S. 669-675.

Kurzbiographien

Marcus Brand

Dipl.-Ing.

Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik, IWM Freiburg

MA im Leistungsbereich Ermüdungsverhalten,
Eigenspannungen

1. Automatische Anpassung des Wärmeeintrags zur
vereinfachten Temperaturfeldberechnung

2. Reduzierung von Rechenzeiten in
Mechanikberechnungen unter Berücksichtigung von
instationären und quasi-stationären Temperaturfeldern
beim Schweißen



Curriculum Vitae

2000	Maschinenbau Studium an der RWTH-Aachen und TU-Braunschweig
2000 – 2002	Institut für Schweißtechnik, IFS-Braunschweig
2002 – heute	MA im Leistungsbereich Ermüdungsverhalten, Eigenspannungen

Wolfgang ERNST

Dipl.-Ing.

voestalpine Stahl GmbH

Forschung & Entwicklung - Schweißtechnik

Modification of Coupling Parameters for a more accurate numerically coupled Simulation of the Resistance Spot Welding Process



Curriculum Vitae

1999 - 2006	Diplomstudium Werkstoffwissenschaften an der Montanuniversität Leoben
2006 - heute	Doktoratsstudium der technischen Wissenschaften an der Technischen Universität Graz
2009 – heute	Forschungsingenieur im Bereich Schweißtechnik bei voestalpine Stahl GmbH, Linz

Kurzvorstellung des Vortrags

The finite element modeling of the resistance spot welding process was performed on single and double sheet uncoated dual phase steel HTC600X. SYSWELD specific coupling parameters such as coupling ratio between electro-thermal and mechanical simulation and definition of the electro-thermal contact surface were modified to output a more accurate temperature evolution in the sheets. The radius of the heat affected zone and the radius of the molten zone were used as a measure of quality of the results and were compared to experimental data. In addition, the SYSWELD resistance spot welding advisor interface was modified and extended, which allowed user friendly modifications of the important calculation parameters to assist in a more accurate simulation of the welding process.

Tobias Föckerer

Dipl.-Ing.

Institut für Werkzeugmaschinen und
Betriebswissenschaften (*iwb*),
Technische Universität München

Wissenschaftlicher Mitarbeiter

Einfluss der Wärmequellenmodellierung auf die
Simulation der Einhärtetiefe und der Bauteilverzüge beim
Schleifhärteprozess



Curriculum Vitae

2001 - 2006	Studium Maschinenwesen an der Technischen Universität München, Schwerpunkte Fahrzeug- und Produktionstechnik
2006 - heute	Wissenschaftlicher Mitarbeiter Institut für Werkzeugmaschinen und Betriebswissenschaften (<i>iwb</i>), Technische Universität München

Stefan Gazdag

Dipl.-Ing. (SK)

Institut für Eisenhüttenkunde

Wissenschaftlicher Mitarbeiter

Simulation des Schweißens und Verzuges im Schiffsbau



Curriculum Vitae

Geburtsdatum	31.07.1980
Geburtsort	Košice, Slowakei
Staatsangehörigkeit	slowakisch
1998 - 2003	Maschinenbaustudium an TU Košice, Slowakei
2003 - 2007	Wissenschaftlicher Mitarbeiter an TU Košice, Slowakei
2007 - heute	Wissenschaftlicher Mitarbeiter an RWTH Aachen

Christoph Heinze

Dipl.-Ing.

für Materialforschung und prüfung (BAM), Fachgruppe
„Sicherheit gefügter Bauteile“

Wissenschaftlicher Mitarbeiter

Experimentelle und numerische Analyse des
Geometrieinflusses auf den
Schweißeigenspannungszustand



Curriculum Vitae

2003 - 2009	Studium der Werkstofftechnik an der TU Bergakademie Freiberg
2008 - 2009	Diplomarbeit an der BAM, Titel "Simulationsgestützte Analyse des Einflusses der Phasenumwandlung auf die Verzüge und Eigenspannungen beim Mehrlagenschweißen"
Ab 07/2009	Wissenschaftlicher Mitarbeiter in der Arbeitsgruppe „Schweißsimulation und Lichtbogenschweißen“

Jörg Hildebrand

Dr.-Ing. IWE

Bauhaus-Universität Weimar

Wissenschaftlicher Mitarbeiter

Schweißen und Schneiden von Glas mittels Laserstrahl –
Potenzial der numerischen Simulation



Curriculum Vitae

1996 - 2001	Bauingenieurwesen Studium Bauhaus-Universität Weimar
2001 - heute	Wissenschaftlicher Mitarbeiter
2008	Promotion, Numerische Schweißsimulation - Bestimmungen von Temperatur, Gefüge- und Eigenspannung an Schweißverbindungen aus Stahl- und Glaswerkstoffen
2009	Internationaler Schweißfachingenieur

Martin Hunkel

Dr.-Ing.

Stiftung Institut für Werkstofftechnik, Bremen

Wissenschaftlicher Mitarbeiter

Simulation des Einflusses von Seigerungen auf den
Wärmebehandlungsverzug von Wellen aus 20MnCr5



Curriculum Vitae

1994 Abschluss Physikstudium Uni Karlsruhe (TH)

1998 Promotion TU Freiberg

1998 – heute Wissenschaftlicher Mitarbeiter IWT Bremen

Frederic Lanz

Bachelor of Arts in Business Administration

TBi Industries GmbH

Vertriebsleiter Deutschland

Kosteneinsparpotentiale in der Roboterschweißtechnik



Curriculum Vitae

2000-2003

Freelancer - Neue Digitale – Agentur für neue Medien

2003-2004

Sales Manager - EM.Entertainment GmbH

2004-2008

Geschäftsführer - Lanz Schweißtechnik GmbH

2008 – heute

Vertriebsleiter Deutschland - TBi Industries GmbH

Anton Lechner

Dipl.-Ing.

Schweißtechnische Lehr- und Versuchsanstalt München

Abteilung Forschung und Entwicklung,
Schweißsimulation

Simulation der Prozesskette Umformen- Schweißen und
Untersuchung von Einflüssen auf die
Ergebnisgenauigkeit



Curriculum Vitae

2000 - 2005	Studium Bauingenieurwesen an der TU München
2005	Ausbildung zum Schweißfachingenieur
2005 - heute	Schweißtechnische Lehr- und Versuchsanstalt München

Kurzvorstellung des Vortrags

Obwohl die Schweißsimulation ein sehr großes Potential zur Effizienz- und Wirtschaftlichkeitssteigerung in der Produktentwicklung bietet, wird sie bisher in der industriellen Praxis auch wegen der oft unzureichenden Genauigkeit, die aus der Annahme eines spannungsfreien Ausgangszustandes (besonders bei Umformteilen) resultiert, wenig eingesetzt. Bei der Übertragung von Umformergebnissen in die Schweißsimulation kommt es nicht nur durch unterschiedliche Vernetzungsstrategien und Werkstoffmodelle zu Genauigkeitsverlusten, die im Rahmen dieses Vortrags beschrieben und bewertet werden sollen.

Tobias Loose

Dr.-Ing. IWE

Ingenieurbüro Tobias Loose GbR

Teilhaber, Geschäftsführer

Zur Wahl des Verfestigungsmodells bei der Berechnung von Schweißeigenstressungen

Schweißsimulation des Rotations- und Orbitalreißschweißens von unlegierten Stählen

Durchgehende Simulation der Herstellung des längsnahtgeschweißten Stahlrohres mit Sysweld



Curriculum Vitae

1990 - 1996	Bauingenieurstudium an der Technischen Universität Braunschweig
1997	Internationaler Schweißfachingenieur
1997 - 2000	Ingenieurbüro Schütz in Kempten, Tragwerksplanung Baudynamik
2001 - 2007	Universität Karlsruhe TH, Lehrstuhl für Stahl- und Leichtmetallbau
2007	Promotion, Einfluß des transienten Schweißvorganges auf Verzug, Eigenstressungen und Stabilitätsverhalten axial gedrückter Kreiszyinderschalen aus Stahl
2007	Gründung eines Ingenieurbüros für Tragwerkplanung und Schweißsimulation
seit 2008	Tragwerkplanung, Schweißsimulation, Vertrieb für ESI Engineering System International

Vitaliy Pavlyk

Dr.-Ing.

Eisenbau Krämer GmbH

Leiter Forschung und Entwicklung

Throughout Simulation of Manufacturing of Longitudinally
Welded Steel Pipe with SYSWELD



Curriculum Vitae

1983-1989	Diplom Ingenieur-Physiker, Moskau Institut für Physik und Technologie- MIPT (Dolgoprydnyj, Russland) und E.O. Paton Institut für Elektroschweißen (Kyiv, Ukraine).
2004	Dr.-Ing., Promotion am Institut für Schweißtechnik und Fügetechnik, RWTH Aachen.
1989 - 1994	wissenschaftlicher Mitarbeiter am und Paton Institut für Elektroschweißen
1994 - 2007	wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Schweißtechnik und Fügetechnik, RWTH Aachen.
2007 – heute	R&D Abteilungsleiter bei Eisenbau Krämer GmbH, Kreuztal-Kredenbach

Ulrich Prahl

Dr.-Ing. Dipl.-Math.

IEHK der RWTH Aachen

Gruppenleiter Werkstoff-Simulation

AixViPMaP – Entwicklung einer virtuellen Plattform für das Processing von Werkstoffen



Curriculum Vitae

1989 – 1996	Studium Technomathematik TU Clausthal-Zellerfeld
1996 – 2002	Wissenschaftlicher Mitarbeiter Institut für Allgemeine Mechanik der RWTH Aachen bei Prof. D. Weichert
2003	Promotion “Schädigung und Versagen von Feinkornstählen“ bei Prof. D. Weichert und Prof. W. Bleck
2002 – heute	Gruppenleiter Werkstoff-Simulation am Institut für Eisenhüttenkunde der RWTH Aachen

Kurzvorstellung des Vortrags

Teilprojekt des Aachener Exzellenzclusters “integrative Produktionstechnik für Hochlohnländer”

Entwicklung einer internetbasierten Plattform zur Simulation von Prozessketten der Werkstoffherstellung und Behandlung;

Mehrskalige und quantitative Modellierung von technischen Werkstoffen entlang der Prozesskette “von der homogenen Schmelze bis zum Versagen im Einsatz” mit Hilfe koordinierter Entwicklung kommunikationsfähiger thermodynamischer und kontinuumsmechanischer Simulationssoftware

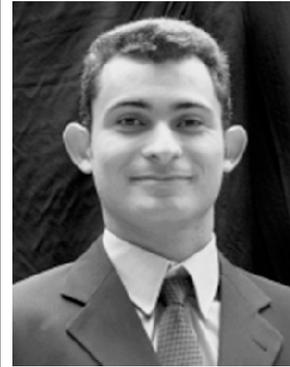
Eduardo Alfredo Sambrano Rossiter

M.Sc.

ISF – Institut für Schweißtechnik und Fügetechnik

Wissenschaftlicher Mitarbeiter

Integrative Berechnung von Verzug und
Eigenspannungen auf Basis realer Schweißparameter



Curriculum Vitae

2000	Maschinenbau Studium an der Bundesuniversität von Bahia (Brasilien)
2001 - 2005	Master of Science in Energy Engineering an der RWTH Aachen
2005 - 2006	Wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Industrieoffenbau – RWTH Aachen
2007 – heute	Wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Schweißtechnik und Fügetechnik – RWTH Aachen

Kurzvorstellung des Vortrags

Der Vortrag präsentiert eine neue Methodik zur integrativen Berechnung von Eigenspannungen und Verzug geschweißter Bauteile mit der Anwendung von SimWeld zur Berechnung der Energieeinbringung und Schweißnahtgeometrie, SW2SW zur Generierung des Netzes und die Funktion des Energieeintrags (äquivalente Wärmequelle) und die Funktion des Wärmeverlustes, und SYSWELD für die tatsächliche Berechnung von Verzug und Eigenspannung.

Jens Sakkiittibutra

Dipl.-Ing.

Bremer Institut für angewandte Strahltechnik

Gruppenleiter „Modellierung“

Zur Wahl des Verfestigungsmodells bei der Berechnung
von Schweißseignspannungen



Curriculum Vitae

2001-2007

Studium des Bauingenieurwesens an der Universität
Karlsruhe (TH), Diplomarbeit an der TU Delft

Seit 2007

Wissenschaftlicher Angestellter an dem Bremer
Institut für angewandte Strahltechnik

<p>Arite Scharff</p> <p>Dr.-Ing.</p> <p>Schweißtechnische Lehr- und Versuchsanstalt Mecklenburg-Vorpommern (SLV M-V) GmbH</p> <p>Abt. Qualitätssicherung</p> <p>WeldWare® – Schweißtechnische KnowHow aus dem Computer</p>	
---	--

Curriculum Vitae

1980-1985	Studium Schiffstechnik/Schiffbautechnologie, Univ. Rostock
1988	Promotion Schweißtechnik, Univ. Rostock
1988-1992	Univ. Rostock, Bereich Fertigungs- und Schweißtechnik (wiss. Ass.)
1992-1995	Ltg. Abt. Software am ZQWS e.V. Rostock, (Zentrum für Qualitätssicherung in Werkstoff- und Schweißtechnik)
1993	European Welding Engineer
1995	SLV M-V GmbH Rostock (und Vorgänger) Ltg. Abt. Software (bis 2003) Abt. Qualitätssicherung (seit 2003) Ltg. des dt. NAKS-Attestierungszentrums (seit 2005) (Nationale Agentur für Kontrolle und Schweißen, Russland; Zertifizierung von Schweißzusätzen, -geräten, -personal, -technologie für den russ. Markt)
2001-2003	Ltg. FG „Informations- und Kommunikationstechnologie“ des Technischen Ausschusses des DVS e.V.
seit 1984	Erfahrungen mit phys. Schweißsimulation an Stahl, Al, Ti, Warmzugversuchen, Messungen temp.-abh. Werkstoffdaten.
1992	Co-Autor des Buches „Großer Atlas Schweiß-ZTU-Schaubilder“, 1992, DVS-Verlag Düsseldorf“ (Seyffarth, Meyer, Scharff).

Dirk Schnubel

Dipl.-Ing.

GKSS Forschungszentrum Geesthacht GmbH

Wissenschaftlicher Mitarbeiter

„Mechanisches Vorspannen“ – Eine Möglichkeit zur Modifikation schweißinduzierter Verzüge und Eigenspannungen.



Curriculum Vitae

11/2007 – dato	Wissenschaftlicher Mitarbeiter im Bereich Werkstoffmechanik am Institut für Werkstoffforschung der GKSS Forschungszentrum Geesthacht GmbH, Geesthacht.
10/2007	Studienabschluss als Dipl.-Ing. Werkstoffwissenschaften an der Universität des Saarlandes, Saarbrücken.
03/2007 – 05/2007	Praktikant im Bereich Forschung und Entwicklung bei der Benteler Automobiltechnik GmbH, Paderborn.
06/2005 – 03/2007	Studentische Hilfskraft im Bereich Werkstoffcharakterisierung und Werkstoffprüfung am Fraunhofer Institut Zerstörungsfreie Prüfverfahren, Saarbrücken.
11/2002 – 05/2005	Studentische Hilfskraft am Lehrstuhl für Metallische Werkstoffe der Universität des Saarlandes, Saarbrücken.
07/2000 – 06/2002	Laborkraft im Bereich Qualität Werkstoffe bei der ZF Getriebe GmbH, Saarbrücken.

Kurzvorstellung des Vortrags

Das mechanische Vorspannen ist ein innovativer Ansatz um schweißinduzierte Eigenspannungen und Verzüge in dünnwandigen geschweißten Strukturen zu modifizieren. In der vorliegenden Arbeit wurde die Schweißsimulationssoftware SYSWELD dazu benutzt, den Einfluss des „Mechanischen Vorspannens“ auf die Eigenspannungen und Verzüge in lasergeschweißten Aluminium T-Stoßverbindungen zu untersuchen. Die numerischen Berechnungen wurden durch begleitende Schweißversuche mit Temperaturfeldmessungen, optischen Verzugsmessungen und Eigenspannungsmessungen validiert.

Alexander Schober

Dipl.-Math.

Institut für Werkzeugmaschinen und
Betriebswissenschaften (*iwb*) der Technischen
Universität München

Wissenschaftlicher Mitarbeiter

Sensitivität des Bauteilverzugs beim Schweißen in
Abhängigkeit verschiedener Einspannbedingungen

Curriculum Vitae

2007	Abschluss Mathematikstudium an der Technischen Universität München
2007 - heute	Wissenschaftlicher Mitarbeiter am <i>iwb</i>

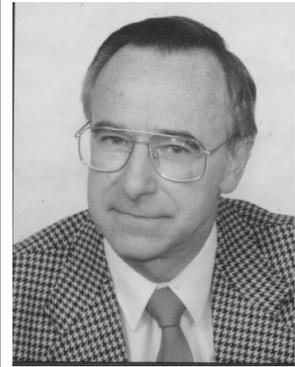
Peter Seyffarth

Prof. Dr.-Ing. habil. Dr. h.c. mult.

Ingenieurtechnik und Maschinenbau GmbH Rostock

Leiter für Forschung und Entwicklung

Automatisiertes rechnergestütztes Richten für Schiff- und Waggonbau



Curriculum Vitae

Geboren 1939 in Jena

1962 Dipl.-Ing. für Schiffbau an der Universität Rostock.

Nach Einsatz auf mehreren Werften als Mitarbeiter der Deutschen Schiffs-Revision und –Klassifikation Laborleiter Werkstoff- und Schweißtechnik an der Schiffbautechnischen Fakultät der Uni Rostock.

Leiter der Fachrichtung Schiffbautechnologie.

Ord. Professor und Lehrstuhlleiter Werkstoff- und Schweißtechnik

Gründung der SLV Mecklenburg-Vorpommern und deren Leiter bis zum Ausscheiden im Jahre 2004.

Seit 2004 Leiter für Forschung und Entwicklung bei der Ingenieurtechnik und Maschinenbau GmbH

Kurzvorstellung des Vortrags

Es wird über die Entwicklung eines Gerätesystems zum automatisierten rechnergestützten Richten von Feldbeulen an Paneelen des Schiff- und Waggonbaus berichtet. Das Grundprinzip besteht in der Ermittlung der Oberflächentopographie der Beulfelder und der mathematischen Minimierung der Oberfläche. Für die zum Erzeugen plastischer Deformationen notwendige Wärmeeinbringung wurden unterschiedliche Quellen erprobt, die auf dem Geräteträger installiert wurden. Als Richtfiguren wurden Wärmepunkte, -kreise und –striche eingesetzt. Es ergeben sich bei der praktischen Durchführung des Richtens erhebliche Zeiteinsparungen. Das Richten kann außerdem von gering qualifiziertem Personal durchgeführt werden.

Christoph Stapelfeld

Dipl.-Ing.

Lehrstuhl Fügetechnik, BTU Cottbus

Akademischer Mitarbeiter

Hybride Berechnungsansätze zur Prognostizierung und Minimierung des Verzugs komplexer Schweißkonstruktionen



Curriculum Vitae

2002 – 2008	Maschinenbau Studium an der BTU Cottbus
2007	Praktikum bei Rolls-Royce Deutschland (Design)
2008	Werksstudent bei Rolls-Royce Deutschland (Design)
2008 – heute	Akademischer Mitarbeiter, Lehrstuhl Fügetechnik, BTU Cottbus

Dmitrij Tikhomirov

Dr.-Ing.

INPRO mbH

Prozesssimulation

Zur effizienten Einbindung der Schweißsimulation in die Produktionsplanung und die Produktentwicklung



Curriculum Vitae

1989-1994	Studium Bauingenieurwesen, Staatliche Universität für Verkehrswesen, Moskau
1994 - 1996	Forschungs- und Lehrassistent, Staatliche Universität für Verkehrswesen, Moskau
1996 - 2000	Wissenschaftlicher Mitarbeiter, Promotion, Universität Hannover
2001 – heute	Projektmitarbeiter und -verantwortlicher, Kompetenzbereich Prozesssimulation, INPRO mbH Berlin

Kurzvorstellung des Vortrags

In diesem Beitrag wird darauf eingegangen, wie mit Hilfe numerischer Simulation die Planungsprozesse beschleunigt werden können. Die Rolle der Schweißsimulation in der Produktionsplanung wird anhand einiger Anwendungen aus dem Automobilbereich diskutiert. Es wird gezeigt, dass durch eine frühzeitige Ermittlung des Schweißverzugs die Produktionsschritte sicherer geplant werden können und dadurch die Anzahl von Prototypen reduziert werden kann.

Frank Trommer

Dipl.-Ing.(FH)

Daimler AG Stuttgart / Otto-von-Guericke-Universität
Magdeburg

Doktorand

Schweißsimulation des Rotations- und
Orbitalreißschweißens von unlegierten Stählen



Curriculum Vitae

2003 - 2007

Maschinenbau Studium an Hochschule Magdeburg

2007 - heute

Industriepromotion bei Daimler AG in Stuttgart

**Kurzvorstellung des
Vortrags**

- Einsatz des Reißschweißens als Fügeverfahren für schwierig zu schweißende Werkstoffe/-kombinationen
- Rotationsreißschweißen (RRS) = Standardverfahren:
 - ➔ Beschränkung auf rotationssymmetr. Fügequerschnitte
- Orbitalreißschweißen (ORS) = Verfahren mit veränderter Relativbewegung (ähnlich Schwingschleifer)
 - ➔ annähernd beliebige Fügequerschnitte denkbar
 - ➔ Stand ORS-Maschinenteknik ist derzeit begrenzt auf geringe Querschnitte
- Nutzung u. Weiterentwicklung der Prozesssimulation als engineering-tool zur qualitativen Beschreibung der Wirkmechanismen
 - ➔ Schweißsimulation mit SYSWELD zur Darstellung RRS und ORS
 - ➔ Vorstellung durchgeführter praktischer Versuche und Gegenüberstellung mit den berechneten Ergebnissen

Markus Urner

Dipl.-Ing.

Institut für Füge- und Schweißtechnik, TU Braunschweig

wissenschaftlicher Mitarbeiter

Verzugsberechnungen an einer lichtbogen-geschweißten komplexen Trägerstruktur aus dem Schienenfahrzeugbau



Curriculum Vitae

1999 - 2005

Maschinenbau Studium TU Clausthal

2006 – heute

Wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Füge- und Schweißtechnik, TU Braunschweig, Abteilung Simulation und Berechnung, Arbeitsgebiet numerische Schweißsimulation

<p>Yannick Vincent</p> <p>Ph.D.</p> <p>ESI Group</p> <p>Weld, Heat Treatment and Assembly Product Manager</p>	
--	--

Curriculum Vitae

2009	ESI Group Weld & Assembly Product Manager
2008 - 2009	ESI Group Weld & Assembly Central Support Manager
2002 - 2008	ESI Group Central Support, Asian Business Support
1999 - 2002	<p>Ph.D. Thesis: Simulations numériques des conséquences métallurgiques et mécaniques induites par une opération de soudage – alliages ferreux.</p> <p>Institut National des Sciences Appliqués, URGC-Structures, Convention CIFRE : AREVA (FRAMATOME-ANP)</p>

Monika Wildau

Dr.-Ing.

IBW Ingenieurbüro

Entstehung und Ermittlung des
Eigenspannungszustandes von Kaltwalzen



Curriculum Vitae

1976-1981	Studium der Eisenhüttenkunde an der RWTH Aachen
1981-1986	Promotion am Max-Planck-Institut für Eisenforschung, Düsseldorf
1987-1993	Rheinmetall GmbH, Düsseldorf
1994-heute	Selbständig als beratende Ingenieurin

Michael Workowski

Dipl.-Ing.

Institut für Füge- und Schweißtechnik, TU Braunschweig

wissenschaftlicher Mitarbeiter

Einsatz der Schweißsimulation zur Verbesserung der
Tragfähigkeitsberechnungen komplexer
Stahlleichtbaustrukturen



Curriculum Vitae

2009

Maschinenbau Studium an TU Braunschweig

2009 – heute

Wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Füge-
und Schweißtechnik der TU Braunschweig

Impressum

Titel: SYSWELD Forum 2009
Herausgeber: Jörg Hildebrand, Tobias Loose, Andrea Gittens
© Universitätsverlag Weimar und Autoren
Satz: Jörg Hildebrand
Umschlaggestaltung: Jörg Hildebrand
Druck und Bindung: docupoint GmbH, Magdeburg
ISBN: 978-3-86068-401-6
Printed in Germany
Bestellung: Fax: 03643/58-1156
E-Mail: verlag@uni-weimar.de



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

