

Experimentelle und numerische Ermittlung der thermo-mechanischen Beanspruchung des Wurzelbereichs austenitischer Rundnähte

Von der Fakultät Energietechnik der Universität Stuttgart
zur Erlangung der Würde eines Doktor-Ingenieurs (Dr.-Ing.)
genehmigte Abhandlung

vorgelegt von
Dipl.-Ing. Ruthard Bonn, geboren in Großheubach

| | |
|-----------------------------|--------------------------------|
| Hauptberichter: | Prof. Dr.-Ing. habil. E. Roos |
| Mitberichter: | Prof. Dr.-Ing. habil. H. Hügel |
| Tag der mündlichen Prüfung: | 25. Oktober 2001 |

2001

Staatliche Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter an der Staatlichen Materialprüfungsanstalt (MPA) Stuttgart.

Mein besonderer Dank gilt dem Direktor der MPA Stuttgart Herrn Professor Dr.-Ing. habil. Eberhard Roos, der durch seine Förderung und Unterstützung wesentlich zum Gelingen der Arbeit beigetragen hat.

Herrn Professor Dr.-Ing. habil. Helmut Hügel danke ich sehr herzlich für sein Interesse an dieser Arbeit und die Übernahme des Mitberichts.

Mein Dank gilt außerdem meinen ehemaligen Kolleginnen und Kollegen für die angenehme Zusammenarbeit, die wertvollen Diskussionen und die hilfreichen Hinweise.

Ganz besonders bedanke ich mich auch bei Herrn Dr.-Ing. Josef Jansky, der mich erst ermutigt hat diese Arbeit in Angriff zu nehmen.

Ein wesentlicher Teil der Untersuchungen wurde im Rahmen des MPA/VGB – Forschungsvorhabens 6.5 durchgeführt. Hier gebührt dem betreuenden Arbeitskreis und der Vereinigung der Großkraftwerksbetreiber mein Dank für die große Unterstützung.

Nicht zuletzt möchte ich mich bei meiner Familie für das Verständnis, die Geduld und die Unterstützung während des Entstehens dieser Arbeit bedanken.

Schwäbisch Hall, Januar 2002

Inhaltsverzeichnis

| | |
|--|-----------|
| Wichtige Bezeichnungen | 7 |
| Zusammenfassung | 11 |
| Abstract..... | 14 |
| 1 Einleitung | 16 |
| 2 Zielsetzung und Vorgehensweise | 19 |
| 3 Versuchsschweißung | 21 |
| 3.1 Temperaturmessungen | 25 |
| 3.2 Verformungsmessungen | 29 |
| 3.3 Eigenspannungsmessungen..... | 37 |
| 4 Werkstoffmodellierung | 46 |
| 4.1 Werkstoffversuche..... | 47 |
| 4.1.1 Versuchsdurchführung | 50 |
| 4.1.2 Versuchsergebnisse | 53 |
| 4.2 Mathematische Beschreibung des Werkstoffverhaltens | 59 |
| 4.2.1 Beschreibung des Werkstoffmodells | 60 |
| 4.2.2 Implementierung des Werkstoffmodells in das Finite Elemente Programm ABAQUS | 68 |
| 4.2.3 Bestimmung der freien Modellparameter | 75 |

| | | |
|----------|--|------------|
| 5 | Numerische Berechnungen | 82 |
| 5.1 | Finite Elemente-Netz | 84 |
| 5.2 | Thermisches Berechnungsmodell | 85 |
| 5.3 | Mechanisches Berechnungsmodell..... | 89 |
| 5.4 | Vergleich der Berechnung mit der Versuchsschweißung..... | 91 |
| 5.4.1 | Temperaturen..... | 91 |
| 5.4.2 | Verformungen | 96 |
| 5.4.3 | Eigenspannungen..... | 100 |
| 5.5 | Thermo-mechanische Beanspruchung des Wurzelbereichs..... | 103 |
| 5.6 | Ergänzende Untersuchungen | 108 |
| 5.6.1 | Einfluß der fertigungsbedingten Eigenspannungen..... | 108 |
| 5.6.2 | Einfluß der Umfangsposition des Raupenendes | 110 |
| 6 | Literatur..... | 112 |

Wichtige Bezeichnungen

Allgemeine Kennzeichnungen

| | |
|-----------------------------|-----------------------------------|
| $\underline{\underline{X}}$ | Tensor zweiter oder vierter Stufe |
| \underline{X} | Vektor |
| X | Skalar |

Mathematische Operatoren

| | |
|---|--|
| $f(x)$ | Funktion von x |
| \dot{x} | Ableitung der Größe x nach der Zeit |
| $\frac{\partial x}{\partial y}$ | partielle Ableitung der Größe x nach der Größe y |
| $\text{Sp}(\underline{\underline{X}})$ | Spur des Tensors $\underline{\underline{X}}$: $= \sum_{i=1}^3 X_{ii}$ |
| $\underline{\underline{X}}:\underline{\underline{Y}}$ | Skalarprodukt zweier Tensoren: $\underline{\underline{X}}:\underline{\underline{Y}} = \text{Sp}(\underline{\underline{X}} \underline{\underline{Y}}^T) = X_{ij} \cdot Y_{ji}$ |
| $\underline{\underline{X}} \otimes \underline{\underline{Y}}$ | Tensorprodukt zweier Tensoren: $(X \otimes Y)_{ijkl} = X_{ij} Y_{kl}$ |
| $J_2(\underline{\underline{X}})$ | Zweite Invariante des Tensors $\underline{\underline{X}}$, $J_2(\underline{\underline{X}}) = \sqrt{3/2(\underline{\underline{X}} - \text{Sp}(\underline{\underline{X}})):(\underline{\underline{X}} - \text{Sp}(\underline{\underline{X}}))}$ |
| δx | inkrementeller Zuwachs der Größe x |

Bezeichnungen und ihre Bedeutung

| | | |
|-------------------------------|-------------------------|-------------------------------|
| a | m^2/s | Temperaturleitfähigkeit |
| A | mm^2 | Fläche |
| b | | Materialparameter |
| $\underline{\underline{B}}^N$ | | Dehnungs-Verschiebungs-Matrix |
| c_p | $\text{J}/(\text{kgK})$ | spezifische Wärmekapazität |
| d | mm | Durchmesser |
| $\underline{\underline{e}}$ | - | deviatorischer Dehnungstensor |
| E | MPa | Elastizitätsmodul |
| $\underline{\underline{E}}$ | MPa | Elastizitätstensor |
| f | | Funktion, Fließbedingung |

| | | |
|-------------------|----------------------|--|
| g | | Materialparameter |
| F | N | Kraft |
| G | MPa | Schubmodul |
| h | W/(m ² K) | Wärmeübergangskoeffizient |
| I^N | N | Innere Kraft am N-ten Freiheitsgrad |
| k | MPa | anfängliche Fließgrenze |
| k_f | | Formänderungswiderstand |
| K^{NM} | N/mm | Elastische Steifigkeitsmatrix |
| \hat{K}^{NM} | N/mm | Tangentielle Steifigkeitsmatrix |
| m | - | Steigung |
| \underline{m} | - | Steigungstensor |
| \underline{n} | - | Normalenvektor |
| \underline{p} | - | Normale an die Fließfläche |
| \underline{N}^N | | Interpolationsfunktion |
| NF | - | Anzahl der Freiheitsgrade |
| p | - | akkumulierte plastische Dehnung |
| \underline{P} | MPa | auf die Einheitsfläche bezogene Oberflächenkraft |
| P^N | N | Äußere Kraft am N-ten Freiheitsgrad |
| $PTOL$ | N | Konvergenzkriterium |
| q | W/m ² | auf die Einheitsfläche bezogener Wärmestrom |
| Q | MPa | Materialparameter |
| R | - | Reaktivierungsverhältnis |
| R | MPa | Isotrope Verfestigungsvariable |
| R^N | N | Residuen am N-ten Freiheitsgrad |
| t | s | Zeit |
| \underline{S} | MPa | deviatorischer Spannungstensor |
| T | °C | Temperatur |
| \underline{I} | MPa | Tangentenmodul |
| \underline{u} | mm | Verschiebungsvektor |
| U^N | mm | Verschiebung am N-ten Freiheitsgrad |
| v | mm/min | Geschwindigkeit |
| V | mm ³ | Volumen |
| x | mm | Ortskoordinate |
| X | MPa | Kinematische Verfestigungsvariable |
| \underline{X} | MPa | Tensor der kinematischen Verfestigungsvariablen |

| | | |
|---------------------------------------|-------------------|---|
| α | 1/K | Wärmeausdehnungskoeffizient |
| $\bar{\alpha}$ | 1/K | differentieller Wärmeausdehnungskoeffizient |
| β | - | Abkürzung |
| ε | - | Emissionskoeffizient |
| ε | - | Dehnung |
| $\underline{\underline{\varepsilon}}$ | - | Dehnungstensor |
| γ | - | Materialparameter |
| η | - | Abkürzung |
| ν | - | Querkontraktionszahl |
| φ | - | Umfangsposition |
| φ | - | logarithmische Dehnung |
| λ | W/(mK) | Wärmeleitfähigkeit |
| κ | MPa | Kompressionsmodul |
| ρ | g/mm ³ | Dichte |
| σ | - | Boltzmann-Konstante |
| σ | MPa | Spannung |
| $\underline{\underline{\sigma}}$ | MPa | Spannungstensor |
| $\underline{\underline{\zeta}}$ | MPa | Abkürzung für $\underline{\underline{S-X}}$ |

Indizes

| | |
|-------|---|
| 0 | Anfangswert |
| 1,2,3 | Hauptspannungsrichtung bzw. einfache Nummerierung |
| el | elastisch |
| i | Zählindex |
| j | Zählindex |
| pl | plastisch |
| q | quer |
| l | längs |
| Kon | Konvektion |
| Str | Strahlung |
| RB | Randbedingung |
| th | thermisch |
| U | Umgebung |
| w | welding (Schweiß-) |

Hochgestellt

| | |
|-----------------|-------------------------------|
| a | abhängig von der Temperatur |
| A | Fläche |
| M | Zählindex |
| N | N-ter Freiheitsgrad |
| Pr | Prediktor |
| Q | Quellterm |
| (r) | r-ter Iterationsschritt |
| (t) | Zeitpunkt t |
| (t+ Δ t) | Zeitpunkt t + Δ t |
| u | unabhängig von der Temperatur |

Abkürzungen

| | |
|-------|--|
| AFC | Armstrong-Frederick-Chaboche |
| DMS | Dehnungsmessstreifen |
| EPR | Elektrochemische Potentiokinetische Reaktivierungs-(Methode) |
| FE | Finite Elemente |
| FEM | Finite Elemente Methode |
| IK | Interkristalline Korrosion |
| ISprK | Interkristalline Spannungsrisskorrosion |
| RT | Raumtemperatur |
| SN | Schweißnaht |
| WEZ | Wärmeeinflußzone |
| WIG | Wolfram-Inert-Gas |

Zusammenfassung

Im Rahmen der durchgeführten Untersuchungen wurden Versuchsnähte an dünnwandigen austenitischen Rohren mit der Nennweite DN 250 erstellt. Während der Erstellung der 6-lagigen Schweißnaht mittels der WIG-Orbital-Schweißtechnik wurden im Nahtbereich Temperaturen und Verformungen gemessen. Nach Fertigstellung der Schweißverbindung wurden die Schweißeigenspannungen auf der Rohrinnenoberfläche experimentell ermittelt.

Die schweißbegleitenden Messungen lieferten eine breite Datenbasis zur Validierung von Berechnungsmodellen. Daneben tragen sie zum besseren Verständnis der thermo-mechanischen Vorgänge während des Schweißens bei. Die ermittelte Verweilzeit der WEZ in dem für die Sensibilisierung relevanten Temperaturbereich zwischen 800°C und 500°C liegt mit 300 s ebenso im Rahmen der aus der Literatur bekannten Werte, wie der axiale Schrumpf von ca. 4 mm.

Die Eigenspannungsmessungen zeigten, dass trotz kontinuierlichem Schweißvorgang mit konstanten Schweißparametern und eindeutigen Randbedingungen mit lokalen Streuungen der gemessenen Spannungswerte von mehr als 100 MPa gerechnet werden muss. Die an verschiedenen Umfangspositionen und beidseits der Naht durchgeführten Messungen lieferten qualitativ vergleichbare Verläufe. Eine systematische Umfangsabhängigkeit der gemessenen Eigenspannungen ist nicht zu erkennen. Lediglich im Bereich der Umfangsposition, in der sich für jede Lage der Schweißraupenanfang bzw. das Schweißraupenende befand, liegt ein abweichender Verformungs- und Eigenspannungszustand vor. Sowohl in Umfangs- als auch in Axialrichtung wurden neben der Wurzel Zugspannungen in der Größenordnung der Raumtemperatur-Streckgrenze ermittelt. Das Maximum liegt dabei etwa im gleichen Abstand von der Nahtmitte wie die Schmelzlinie auf der Außenoberfläche und damit außerhalb der möglicherweise sensibilisierten WEZ.

Zur Beschreibung des Werkstoffverhaltens unter schweißtypischer Beanspruchung wurden Werkstoffuntersuchungen bis zu einer Prüftemperatur von 1300°C durchgeführt. Es zeigte sich, dass die plastische Verformung bei hohen Temperaturen keinen Beitrag zur Werkstoffverfestigung leistet.

Auf der Basis der Werkstoffversuche wurde ein aus der Literatur bekanntes phänomenologisches Stoffgesetz zur Beschreibung von gemischter nichtlinearer kinematischer und isotroper Verfestigung modifiziert und in den FE-Code ABAQUS implementiert.

Eine Finite Elemente Analyse der Versuchsschweißung zeigte, dass die thermische Beanspruchung der Nahtumgebung sowie die Verformungsmechanismen im nahtnahen Bereich numerisch sehr gut wiedergegeben werden können. Die berechneten Eigenspannungen zeigen eine gute qualitative Übereinstimmung mit den Messwerten. Das Niveau der Spannungmaxima wird ebenfalls gut getroffen. Nennenswerte Abweichungen gibt es beim Vergleich der radialen Einschnürungen sowie dem Übergang der axialen Zugeigenspannungen auf der Innenoberfläche in den Druckspannungsbereich. Ursache hierfür ist die aus der notwendigen Minimierung der Modellgröße resultierende relativ grobe Elementierung und die reduzierte Abbildung der Rohrgeometrie durch ein 60°-Umfangssegment.

Prinzipiell konnte jedoch gezeigt werden, dass die thermo-mechanischen Vorgänge während des Schweißens gut durch eine FE-Analyse wiedergegeben werden können. Die weiterhin rasch zunehmende Rechengeschwindigkeiten werden die momentanen Beschränkungen bei der Modellierung überflüssig machen, so dass noch detailliertere Analysen möglich sein werden. Somit wurde ein Werkzeug geschaffen, das auf vielfältige Weise dazu beitragen kann, Schweißverbindungen zu optimieren. Kenntnisse über die Verformungsmechanismen können dazu beitragen, unerwünschte Effekte, wie zu starken Schrumpf, Verzug oder die Bildung von Quetschfalten zu unterbinden. Durch die Variation bekannter Einflußgrößen, wie zum Beispiel Anzahl der Lagen, Zwischenlagentemperatur, Streckenenergie, Nahtgeometrie oder Schweißfolge können Schweißnähte hinsichtlich des resultierenden Schweißspannungszustandes oder der möglichen Werkstoffsensibilisierung optimiert werden.

Desweiteren ist die numerische Simulation in der Lage, die Datenbasis für weitergehende Betrachtungen zu liefern. So kann die Durchführung von experimentellen Schweißsimulationen, sei es zur Ermittlung mechanischer Kennwerte oder zur Bestimmung des lokalen Sensibilisierungsgrades, durch numerische Simulationen erfolgen.

Die bruchmechanische Bewertung eigenspannungsbehafteter Bauteile oder die Berechnung von korrosionsgestütztem Risswachstum setzt die Kenntnis des Eigenstressverlaufs im Bauteil voraus. Hier ist die numerische Simulation in der Lage, mit geringerem Aufwand zuverlässigeres und wesentlich umfangreicheres Datenmaterial als experimentelle Untersuchungen zu liefern.

Abstract

Crack growth in stainless steel pipes can be caused by inter-granular stress corrosion cracking (IGSCC). This damage mechanism requires the simultaneous occurrence of high oxygen content in the fluid, sensitized material and tensile stresses. Both sensitization and tensile stresses can be the result of the thermo-mechanical loading due to welding. The loading of the circumferential pipe welds depends on many factors, like the pipe geometry, welding techniques or welding velocity. The influence of these parameters on the thermo-mechanical loading allows the risk of IGSCC to be investigated using computational methods. The aim of this study was to develop and validate a qualified computational model for welding simulation.

Within the framework of this study four multi-pass pipe welds were fabricated. The thin walled, austenitic pipes were welded by Orbital Gas Tungsten Arc Welding. During the welding process, temperatures and displacements were monitored. When welding was complete residual stress measurements were performed using X-ray diffraction techniques.

The measurements during welding generated the database for the validation of the computational calculations. In doing so they enable the understanding of the thermo-mechanical effects of the welding process.

The measured dwell time in the temperature range between 800°C and 500°C, coincides with values known from other publications. The axial shrinkage of about 4 mm also corresponds to comparable test results.

The residual stress measurements showed that in spite of the continuous welding process, constant welding parameters and defined boundary conditions a large scattering of the stresses could be found. Although the stresses have a similar distribution along the inner surface, the values can have local differences of more than 100MPa.

The stress distribution does not depend on the circumferential position. Only at the starting location of every bead can differing displacements and stresses be found. In

the heat affected zone of the root, tensile stresses are obtained both in axial and in circumferential direction. The maximum values are located outside the heat affected zone. They can reach the yield stress.

An important part of the computational weld analysis is the description of the temperature-dependent elastic-plastic material behavior. Therefore, stress-strain curves were determined for different loading histories and temperatures up to 1300°C. The investigations corroborate the combined isotropic and nonlinear kinematic hardening of stainless steel. Furthermore, it could be seen that hardening is temperature dependant. Based on these material investigations, a well -known phenomenological material law was modified and implemented in the FE Code ABAQUS.

A finite element analysis of the test weld showed corresponding results between the measured and the calculated temperatures and deformations of the root region. The calculated maximum values of the residual stresses fit well with the measured residual stresses. Greater differences can be found by the comparison of the radial deformation and the location of the change from tensile stresses to compression stresses. This is caused by the necessary geometric reduction of the model.

Nevertheless, it could be shown that the thermo-mechanical effects of welding can be built through a finite element analysis. The increasing computational power will reduce the necessary assumptions and modeling restrictions, so that more detailed analyses may be done. With the help of this simulation tool, welds can be optimized under certain conditions. The analysis of the temperature field gives information about a possible sensitization of the root region. The knowledge gained concerning the deformation behavior can help to reduce shrinkage. Last but not least, the extensive material law enables a more exact calculation of the welding residual stresses.

1 Einleitung

Austenitische Stähle kommen in der druckführenden Umschließung von Kernkraftwerken mit Leichtwasserreaktoren im wesentlichen aufgrund ihres hohen plastischen Verformungsvermögens und ihrer hohen Korrosionsbeständigkeit zum Einsatz. In Deutschland wurde für austenitische Rohrleitungen und Armaturen überwiegend der niobstabilisierte Chrom-Nickel-Stahl X10CrNiNb 18 10 bzw. X6CrNiNb 18 10 (Werkstoff-Nr. 1.4550) sowie der titanstabilisierte X10CrNiTi 18 10 bzw. X6CrNiTi 18 10 (Werkstoff-Nr. 1.4541) eingesetzt. Durch die Legierungselemente Niob und Titan wird eine Stabilisierung des Werkstoffes gegenüber interkristalliner Korrosion (IK) erreicht /1,2/. Die interkristalline Korrosion an austenitischen Stählen kann auftreten, wenn infolge von Chromkarbidausscheidungen chromverarmte Bereiche vorliegen. Durch diese, als Sensibilisierung bezeichnete Veränderung des Werkstoffzustandes, haben die korngrenzenahen Bereiche eine geringere Beständigkeit gegenüber interkristallinen Korrosionsangriffen. Zur Vermeidung der Sensibilisierung kann eine Verringerung des Kohlenstoffanteils oder die Stabilisierung des Stahles durch Zugabe der Elemente Niob bzw. Titan beitragen. Niob und Titan haben eine hohe Affinität zu Kohlenstoff. Sie binden während der Lösungsglühung bei ca. 1050°C den Kohlenstoff in Form von Karbiden oder Karbonitriden ab. Hierdurch verringert sich der im Austenit gelöste Kohlenstoffanteil. Bei einem ausreichend hohen Stabilisierungsverhältnis ($Nb/C \geq 7.8$, $Ti/C \geq 4.0$) wird somit die Ausscheidung von Chromkarbiden an den Korngrenzen weitestgehend unterbunden.

Trotz des Einsatzes stabilisierter Stähle wurden zu Beginn der 90-er Jahre in deutschen Siedewasser-Anlagen eine größere Anzahl von interkristallinen Rissen aufgefunden. Die Rissbildungen waren im wesentlichen auf den Bereich der Wärmeeinflußzone (WEZ) in unmittelbarer Nähe zur Schmelzlinie beschränkt. Sie hatten ihren Ausgang auf der medienberührten Innenseite der Schweißnaht, häufig an Stellen lokaler Schweißfehler wie Quetschfalten und Wurzelkerben /4/, Bild 1-1.

Die Schadensuntersuchungen zeigten, dass in der Wärmeeinflußzone der geschädigten Schweißverbindungen zusammenhängende Chromkarbid-Netzwerke zu finden sind. Diese lokale Sensibilisierung ist eine Folge des Schweißprozesses.

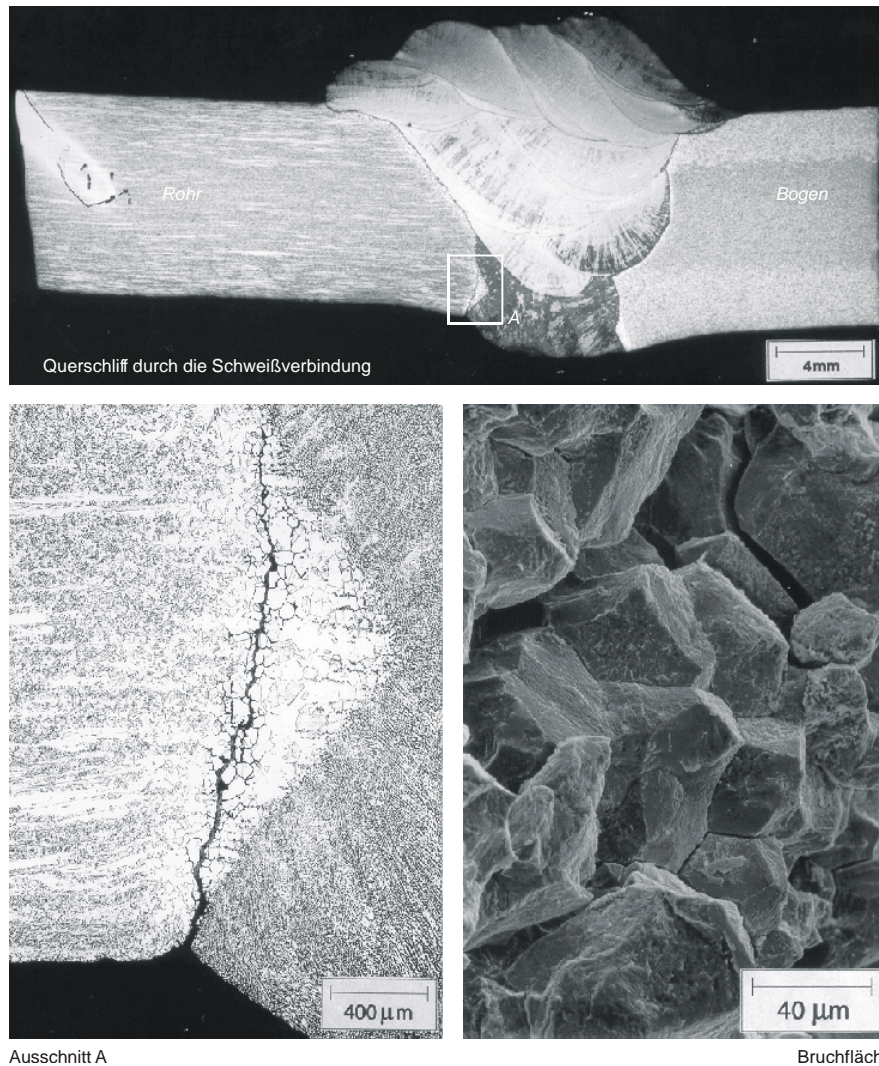


Bild 1-1 : Beispiel für einen interkristallinen Riss (aus /5/)

Bei Temperaturen von über 1150°C lösen sich die Stabilisierungskarbide auf /3/. Bei der anschließenden raschen Abkühlung werden nicht mehr alle frei gewordenen Kohlenstoffatome abgebunden. Die freien Kohlenstoffatome bilden bei Temperaturen zwischen 500 °C und 800 °C Chromkarbide. Dieser Temperaturbereich kann beim Schweißen der nachfolgenden Lagen mehrfach durchlaufen werden. Durch die Summation der Verweilzeiten ergibt sich die Gesamtdauer, während der eine Sensibilisierung des Werkstoffes erfolgen kann. Da die Werkstoffsensibilisierung ein zeitabhängiger Vorgang ist, erhöht sich mit zunehmender Verweildauer die Wahrscheinlichkeit der Sensibilisierung. Bei hinreichend langer Verweildauer liegt eine sogenannte Schweißsensibilisierung vor. Ist zudem die Oberfläche des sensibilisierten Werkstoffes in Kontakt mit einem hinreichend aggressiven Medium so kann dies, bei gleichzeitig vorliegenden Zugspannungen, zu dem Schadensmechanismus der inter-

kristallinen Spannungsrisskorrosion (ISprK) führen. Die Untersuchungen zeigten, dass ein Großteil der Rissbildungen diesem Schadensmechanismus zuzuordnen sind /4/.

Zur Verringerung der ISprK – Gefährdung bieten sich mehrere Möglichkeiten. Einerseits muss der Sensibilisierungsgrad reduziert werden. Dies kann durch Optimierung des Werkstoffes hinsichtlich der Sensibilisierungsneigung oder eine Minimierung der sensibilisierungsfördernden Beanspruchung geschehen. Zur Optimierung des Werkstoffes kann das Stabilisierungsverhältnis vergrößert werden, indem der Kohlenstoffanteil verringert bzw. der Anteil der Stabilisierungselemente erhöht wird. Andererseits kann durch eine Optimierung des Schweißprozesses die Dauer, der die WEZ den sensibilisierungsrelevanten Temperaturen zwischen 800 °C und 500 °C ausgesetzt ist, verringert werden. Eine weitere Einflußgröße auf den Sensibilisierungsgrad stellt die plastische Verformung der WEZ dar. In /5/ wird von Schweißsimulationsversuchen an austenitischen Proben unterschiedlicher chemischer Zusammensetzung berichtet. Die Proben wurden während der thermischen Belastung unterschiedlich stark plastisch verformt. Danach wurde nach der „Elektrochemischen Potentiokinetischen Reaktivierungs (EPR)“ - Methode im Double-Loop-Versuch das Reaktivierungsverhältnis R ermittelt. Das Reaktivierungsverhältnis R von maximalem Passivierungsstrom zu maximalem Aktivierungsstrom ist ein Maß für die vorliegende Sensibilisierung /6,7/. Die Untersuchungen zeigten, dass eine größere plastische Verformung zu einer höheren Sensibilisierung führt.

Neben der Verringerung bzw. Vermeidung der Sensibilisierung stellt die Reduktion der anliegenden Zugspannungsbelastung eine weitere Möglichkeit dar, die Gefährdung durch ISprK zu minimieren. Die für das Auftreten der ISprK notwendigen Zugspannungen können durch äußere Belastungen entstehen oder in der Form von Eigenspannungen vorliegen. Eigenspannungen entstehen bei der Fertigung von Rundschweißnähten infolge plastischer Verformungen während des Schweißprozesses. Da die betriebliche Beanspruchung bei den durch ISprK geschädigten Rohrleitungen in vielen Fällen als gering einzustufen war, müssen die Eigenspannungen eine entscheidende Rolle spielen. Vor allem in den USA und Japan wurden deshalb thermo-mechanische Behandlungsverfahren zur nachträglichen Änderung des Schweiß Eigenspannungszustandes entwickelt (z.B. 8,9/). Zielsetzung ist hierbei, auf der Rohrrinnenoberfläche Druckeigenspannung zu

erzeugen. Jedoch können Höhe, Art und Verteilung der Eigenspannungen auch durch die Wahl der Schweißparametern und die geometrischen Randbedingungen entscheidend beeinflusst werden /10/.

Die Ermittlung des Sensibilisierungsgrades sowie der vorliegenden Eigenspannungen ist nur mit großem experimentellem Aufwand möglich. In der Regel ist zudem das Zerlegen der Schweißverbindung erforderlich. Hier stellt numerische Simulation auf der Basis der Finite Elemente Methode (FEM) eine Alternative dar. Sie liefert als Berechnungsergebnis die thermische und mechanische Beanspruchung der Schweißnaht und ermöglicht prinzipiell eine quantitativ fundierte Abschätzung der möglichen Gefährdung der Schweißnaht durch ISprK. Dabei kann der Einfluß der Verweildauer, der Spitzentemperatur und der auftretenden plastischen Formänderung auf den Sensibilisierungsgrad ebenso berücksichtigt werden, wie die an der mediumsbenetzten Oberfläche vorliegenden Schweißeigenspannungen.

2 Zielsetzung und Vorgehensweise

Eine numerische Schweißsimulation zur Ermittlung der thermischen und mechanischen Beanspruchung erfordert eine Vielzahl von Idealisierungen, Vereinfachungen und Annahmen. Dies hat unterschiedliche Ursachen. So können einerseits die komplexen Vorgänge während des Schweißvorganges nicht physikalisch exakt abgebildet werden. Die elektromagnetischen und elektrokinetischen Effekte des Lichtbogens, die Strömungsverhältnis im Schweißbad oder aber die Erstarrungsvorgänge beim Erkalten des Schmelzbades können zwar prinzipiell numerisch beschrieben werden /11,12,13/. Eine gekoppelte Berücksichtigung all dieser Effekte innerhalb eines FE-Programmes ist jedoch zum gegenwärtigen Zeitpunkt nicht möglich. Aus diesem Grund werden Schmelzschweißprozesse in der Regel phänomenologisch beschrieben. Durch einen zeitlich und örtlich veränderlichen Energieeintrag wird lediglich die thermische Wirkung des Lichtbogens, also das lokale Aufheizen von Grundwerkstoff und Schweißzusatzwerkstoff auf Schmelzbadtemperatur, nachgebildet /14-29/.

Ein weiteres Problem bei der Simulation von Schweißprozessen ist die Beschreibung des Materialverhaltens für den Temperaturbereich zwischen Raumtemperatur (RT) und Schmelzbadtemperatur. Die Ermittlung der temperaturabhängigen, physika-

lischen Eigenschaften ist aufgrund des abzudeckenden Temperaturbereichs mit beträchtlichem Aufwand verbunden. Bei sehr hohen Temperaturen ist die Ermittlung der Kennwerte oft nicht oder nur stark eingeschränkt möglich. Sehr viele Berechnungen erfolgen deshalb auf der Basis von Annahmen, Extrapolationen oder Abschätzungen auf der Basis von Literaturdaten wie z.B. /30,31,32,33/.

Daneben gewinnen mit zunehmender Temperatur zeitabhängige Effekte, wie Rekristallisation, Viskoelastizität und Viskoplastizität an Bedeutung. Dieses Materialverhalten kann jedoch durch die üblicherweise verwendeten elastisch-plastischen Werkstoffmodelle nur unzureichend wiedergegeben werden.

Eine weitere Notwendigkeit für vereinfachende Annahmen ergibt sich bei der räumlichen und zeitlichen Diskretisierung. Aufgrund der großen lokalen Temperatur-, Festigkeits- und Spannungsgradienten ist eine feine Elementierung notwendig. Daneben erfordern transiente Vorgänge wie das Schweißen sehr kleine Zeitschrittweiten um Last- bzw. Temperaturspitzen zu erfassen. Dies führt zu sehr großem Speicher- und Rechenzeitbedarf. Hier muss ein Kompromiss zwischen Rechenzeit und Genauigkeit gefunden werden.

In Anbetracht dieser Vielzahl von Idealisierungen und Vereinfachungen stellt sich die Frage, inwiefern eine Finite Elemente Simulation des Schweißvorganges in der Lage ist, die auftretende thermische und mechanische Beanspruchung des Nahtbereichs quantitativ richtig wiederzugeben. Übergeordnete Zielsetzung der vorliegenden Arbeit ist deshalb die Validierung des numerischen Berechnungsmodells zur quantitativen Bestimmung der thermo-mechanischen Beanspruchung von Rundnähten in austenitischen Rohrleitungen im Hinblick auf eine Beurteilung der Gefährdung durch ISprK.

Zu diesem Zweck wurden Versuchsrundnähte mit repräsentativen geometrischen Abmessungen von Rohrleitungen in Kraftwerken erstellt. Durch begleitende Messungen wurde eine breite Datenbasis zur statistischen Absicherung der Messdaten sowie für einen aussagekräftigen Vergleich mit den Ergebnissen einer numerischen Schweißsimulation erzeugt.

Das Werkstoffverhalten von Schweißgut und Grundwerkstoff wurde für die schweißtypische Beanspruchung experimentell untersucht. Unter Verwendung eines geeig-

neten Stoffgesetzes wurde diese Werkstoffverhalten mathematisch beschrieben und über eine Schnittstelle in das FE-Programm ABAQUS implementiert.

Die Ergebnisse der FE-Analyse wurden den gemessenen Temperaturen, Verformungen und den gemessenen Schweißspannungen gegenübergestellt. Auf der Basis eines solchermaßen verifizierten Berechnungsmodells erfolgte die Auswertung der FE-Ergebnisse in Hinblick auf die Ermittlung der thermo-mechanischen Beanspruchung des Wurzelbereichs einer austenitischen Rundschweißnaht.

3 Versuchsschweißung

Im Rahmen des MPA/VGB-Forschungsvorhaben 6.5 /34-39/ wurden vier Rundnähte an dünnwandigen austenitischen Rohren mit der Nennweite DN 250 erstellt. Um die Vergleichbarkeit der Schweißverbindungen für weitergehende Untersuchungen zu gewährleisten, wurden alle Nähte hinsichtlich Nahtgeometrie, Nahtaufbau und Schweißparameter identisch hergestellt.

Zur Fertigung der Schweißnähte wurden Rohrstücke der Nennabmessung 255.4 mm \varnothing x 8.8 mm Wand aus dem Werkstoff X 10 CrNiNb 18 9 (1.4550) verschweißt. Tabelle 1 zeigt die chemische Zusammensetzung der verwendeten Schmelze, die die Anforderungen für den Werkstoff X 6 CrNiNb 18 10 S (1.4550S) erfüllt. Die chemische Zusammensetzung des Schweißgutes SG X 5 CrNiNb 19 9 (Markenbezeichnung: Böhler SAS 2-IG R) kann ebenfalls Tabelle 1 entnommen werden.

| Grundwerkstoff X 10 CrNiNb 18 9 | | C [%] | Si [%] | Mn [%] | P [%] | S [%] | Cr [%] | Ni [%] | Nb [%] | N [%] |
|---|------|----------|-----------|-----------|----------|----------|-----------|-----------|-----------|----------|
| Schmelzenanalyse | | | | | | | | | | |
| Soll | min. | | | | | | 17.0 | | 8x%C | |
| | max. | 0.04 | 1.0 | 2.0 | 0.035 | 0.02 | 19.0 | 11.5 | 0.65 | |
| Verwendete Schmelze | | 0.03 | 0.39 | 1.56 | 0.025 | 0.002 | 17.52 | 10.46 | 0.38 | 0.026 |
| Stückanalyse | | | | | | | | | | |
| Soll | min. | | | | | | 16.80 | 8.90 | | |
| | max. | 0.05 | 1.05 | 2.04 | 0.035 | 0.025 | 19.20 | 11.65 | 0.70 | |
| Verwendete Schmelze | | 0.033 | 0.42 | 1.54 | 0.024 | 0.001 | 17.40 | 10.31 | 0.36 | |

| Schweißgut SG X 5 CrNiNb 19 9 | C [%] | Si [%] | Mn [%] | P [%] | S [%] | Cr [%] | Ni [%] | Nb [%] | N [%] |
|---|----------|-----------|-----------|----------|----------|-----------|-----------|-----------|----------|
| Chg.Nr. 502190 | 0.01 | 0.47 | 1.71 | 0.011 | 0.002 | 19.20 | 10.40 | 0.38 | 0.05 |

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung von Grundwerkstoff und Schweißgut

Die Versuchsnahte mit den Bezeichnungen SN 1, SN 2, SN 3 und SN 4 wurden an der MPA Stuttgart durch die Firma Mannesmann Demag erstellt. Die zu verschweißenden Rohrstücke wurden an vier Stellen am Umfang geheftet. Danach wurde die Schweißverbindung einseitig in einer Drehmaschine eingespannt. Die 0°-Umfangsposition der Rohre befand sich für alle Schweißnähte in der 12:00 Uhr-Position, Bild 3-1.

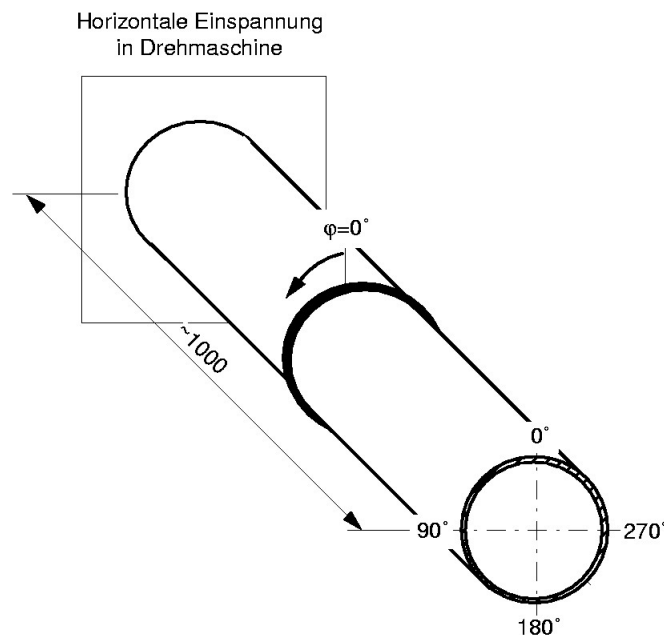


Bild 3-1 : Einspannung der Rohre

Die an den Rohren angearbeitete Schweißfugenform ist Bild 3-2 zu entnehmen. Es wurde ohne Schweißspalt geschweißt. Im Bereich des Schweißstegs wurde das Rohr zylindrisch ausgedreht. Diese Maßnahme war wegen der gegebenen Unrundheiten und der Wanddickenschwankung des Rohres (8.53 mm bis 10.18 mm) erforderlich. Die Naht besteht aus einer Wurzellage (Lage 1), 4 Füllagen (Lage 2 bis 5) und einer Decklage (Lage 6).

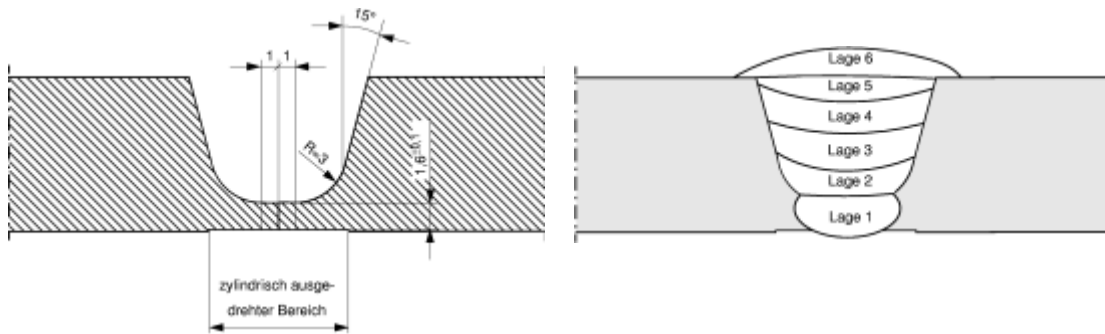


Bild 3-2 : Schweißnahtvorbereitung und Nahtaufbau

Die Rundnähte wurden mit Hilfe der WIG-Orbital-Schweißtechnik erstellt. Bei der Orbital-Schweißtechnik handelt es sich um einen teilmechanisierten Schweißprozeß. Der Schweißkopf läuft, von einem Servomotor angetrieben, auf einem parallel zur Naht angebrachten Führungsring um. Daneben führt der Brenner eine Pendelbewegung senkrecht zur Schweißrichtung aus, vgl. Bild 3-3. Die Schweißparameter, wie z.B. Schweißgeschwindigkeit, Stromstärke und Pendelbreite, werden an einer Testnaht für jede Raupe manuell eingestellt und abgespeichert. Für die Erstellung weiterer Nähte können diese Einstellungen abgerufen werden.

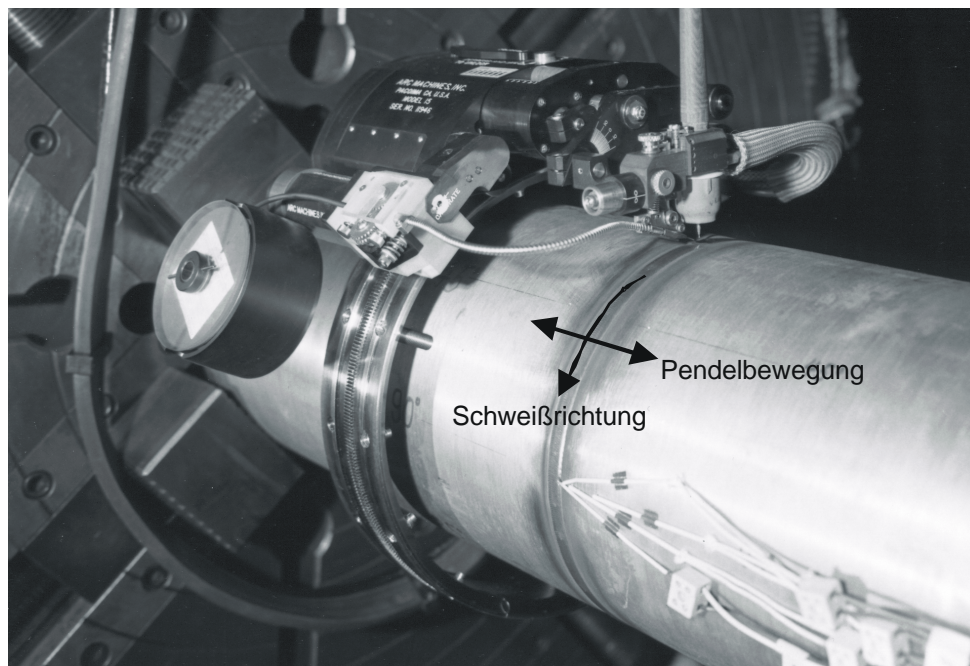


Bild 3-3 : Orbitalschweißtechnik

Für jede Schweißraupe wurde mit der Schweißung in der 0°-Position begonnen. Es wurde ohne Unterbrechung der komplette Umfang verschweißt. Nach jedem Umlauf wurde der Schweißprozeß gestoppt, um den Schweißkopf in die Ausgangsposition

(0°-Position) zurückzustellen. Nach Abkühlung der Naht auf eine Zwischenlagentemperatur von 150 °C wurde mit dem Erstellen der nächsten Schweißraupe begonnen. Während des Schweißvorgangs wurden die Rohre mit Spülgas (99-996) formiert.

Die Einstellungen der wesentlichen Schweißparameter bei der Erstellung der Versuchsnahte sind in Tabelle 2 zusammengestellt.

| | Lage 1 | Lage 2 | Lage 3 | Lage 4 | Lage 5 | Lage 6 |
|---------------------------------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|
| Mittlere Stromstärke [A] | 118 | 110 | 124 | 132 | 134 | 134 |
| Mittlere Spannung [V] | 8.4 | 8.04 | 8.24 | 8.30 | 8.31 | 8.32 |
| Pendelbreite [mm] | 0.0 | 5.0 | 5.0 | 3.9 | 2.8 | 4.7 |
| Schweißgeschwindigkeit [mm/min] | 36 | 43 | 44 | 47 | 61 | 48 |
| Streckenenergie [kJ/cm] | 16.5 | 12.3 | 13.6 | 14.0 | 11.0 | 13.9 |

Tabelle 2: Schweißparameter

Beim Erstellen der Versuchsnahte wurden begleitende Messungen durchgeführt. Damit sollten die Temperaturverteilung sowie globale und lokale Verformungen im Bereich der Nahtwurzel erfaßt werden. Der Großteil der Messungen erfolgte bei der Erstellung der Schweißnaht SN 1. Daneben wurden einige ergänzende Messungen bei der Fertigung der Schweißnahte SN 2 und SN 3 vorgenommen. Die Messdaten wurden mittels PC und Messkarte aufgezeichnet. Die Abtastfrequenz betrug 10 Hz. Zwischen der Erstellung der einzelnen Schweißraupen wurde die Aufzeichnung der Messdaten unterbrochen. Das hat zur Folge, dass in der Ergebnisdarstellung zwischen den einzelnen Lagen sprungartige Änderungen der Messgrößen auftreten.

Die Rundnahte SN 1 und SN 3 wurden nach ihrer Fertigstellung in Längsrichtung aufgetrennt, um die Eigenspannungen auf der Innenoberfläche zu messen und metallografische Untersuchungen durchzuführen.

Bild 3-4 zeigt einen Schliff der Schweißnaht SN 1 (Umfangsposition $\varphi \approx 270^\circ$). Der Bereich der WEZ erstreckt sich auf der Innenoberfläche über einen Bereich von etwa 1.5 mm. Der Einfluß des axialen Schrumpfes wird durch die eingezeichnete Ausgangskontur deutlich. Im Schliffbild ist kein Wurzeldurchhang zu erkennen. Dies

ist jedoch nicht repräsentativ. Vielmehr liegt über nahezu dem kompletten Umfang ein geringer, aber deutlich erkennbarer Wurzeldurchhang vor.

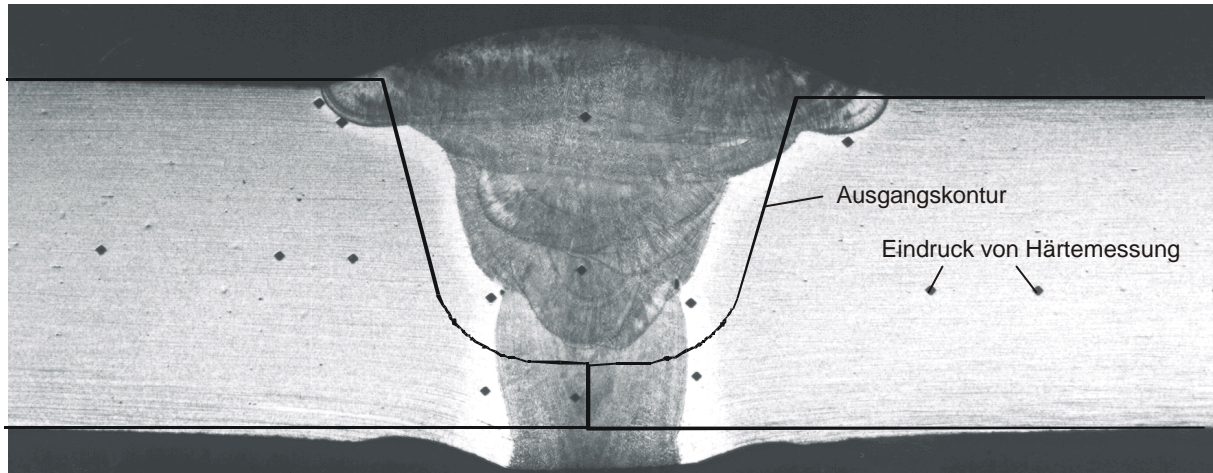


Bild 3-4 : Makroschliff

3.1 Temperaturmessungen

Zur Temperaturmessung wurden Thermoelemente verwendet, die mit Hilfe eines Kondensator-Entlade-Schweißgerätes an den Grundwerkstoff angeschweißt wurden. In unmittelbarer Nähe zur Schmelzlinie wurden Thermoelemente aus Platin-Rhodium und Platin (PtRh-Pt) mit einem Messbereich bis zu 2000 °C eingesetzt. Ab einem Schmelzlinienabstand von mehr als 4 mm kamen Nickel-Chrom Nickel (NiCr-Ni) Thermoelemente mit einem Messbereich bis 1300 °C zum Einsatz. Die Thermoelemente wurden in unterschiedlichen Umfangspositionen und Abständen zur Nahtmitte auf der Rohrrinnenoberfläche und in der Wandmitte appliziert. Zum Anbringen der Thermoelemente in der Wandmitte wurden Sacklochbohrungen mit einem Durchmesser von 2mm erstellt. Die Thermoelemente wurden in diese eingeführt und angeschweißt. Bild 3-5 verdeutlicht die jeweiligen axialen Abstände der Thermoelemente von der Nahtmitte, indem alle Messstellen in eine Umfangsposition projiziert wurden. Die angegebenen Entfernungen von der Nahtmitte geben die aus metallografischen Schliffen ermittelten Abstände an der fertigen Naht wieder.

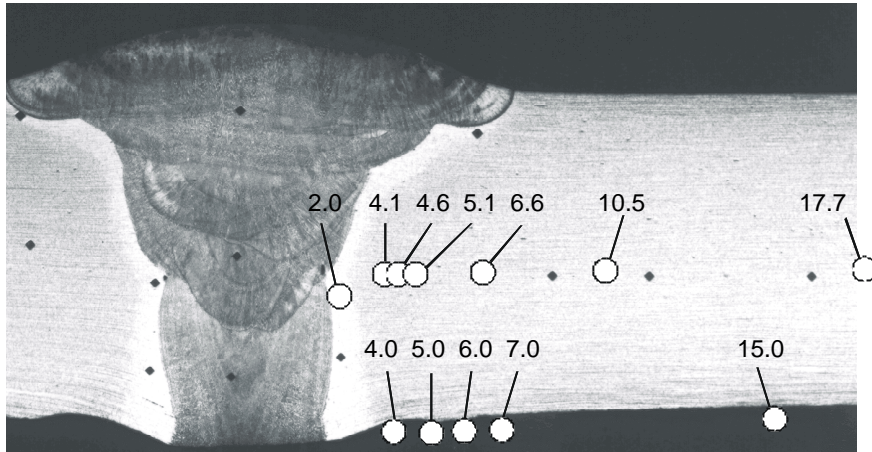


Bild 3-5 : Abstand der Thermoelemente von der Nahtmitte

Bild 3-6 zeigt den Temperaturverlauf in der Wandmitte (Nahtmittenabstand: 2 mm) beim Schweißen der zweiten Lage der Naht SN 2.

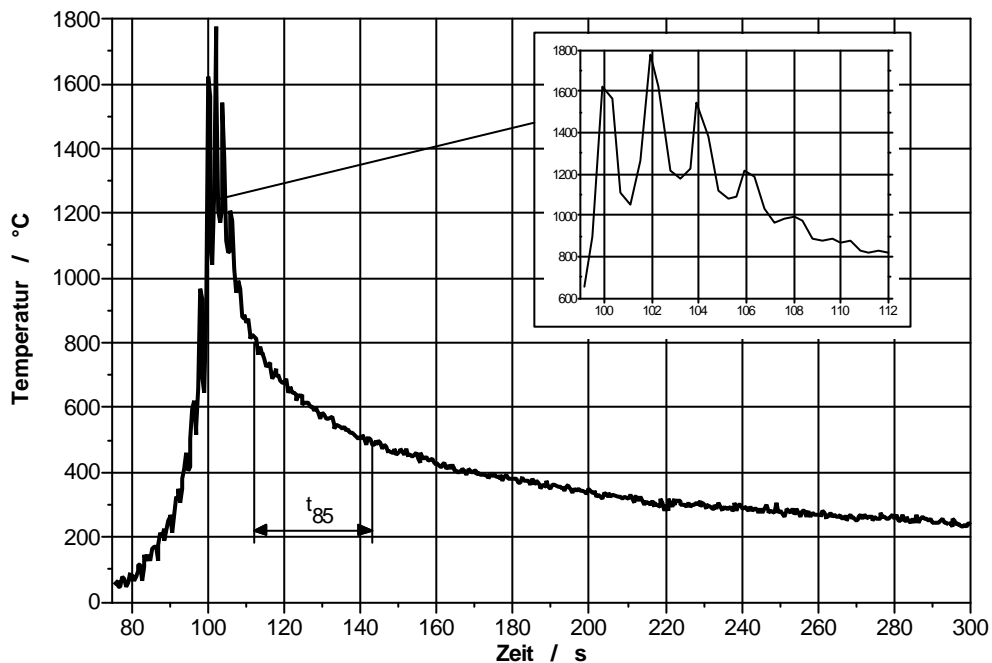


Bild 3-6 : Zeitlicher Verlauf der Temperatur im aufgeschmolzenen Grundwerkstoff

Die Temperaturen übersteigen mit einem Maximum von mehr als 1700 °C die Schmelztemperatur. Die den Schweißprozeß charakterisierende Anstiegszeit von einer um 50K über der Zwischenlagentemperatur liegenden Temperatur auf die Spitzentemperatur beträgt etwa 16 s. Die Dauer der Abkühlung von 800 °C auf 500 °C, die sogenannte $t_{8/5}$ -Zeit, beträgt 29 s. In der zeitlich höher aufgelösten

Darstellung erkennt man, wie sich die Pendelbewegung des Schweißkopfes im Temperaturprofil niederschlägt.

Die Thermoelemente auf der Innenoberfläche messen lediglich Spitzentemperaturen von bis zu etwa 1100 °C. Bild 3-7 zeigt den Temperaturverlauf beim Erstellen der Naht SN1 in 2 mm Abstand zur Schmelzlinie. Mit zunehmender Lagenzahl verringern sich die Spitzentemperaturen. Lediglich beim Schweißen der Decklage kommt es infolge der erhöhten Streckenergie (vgl. Tabelle 1) zu einer höheren Spitzentemperatur als bei der vorangegangenen Lage. Es wird jedoch deutlich, dass beim Schweißen aller 6 Lagen der für die Sensibilisierung des Werkstoffs relevante Temperaturbereich zwischen 800°C und 500°C durchlaufen wird.

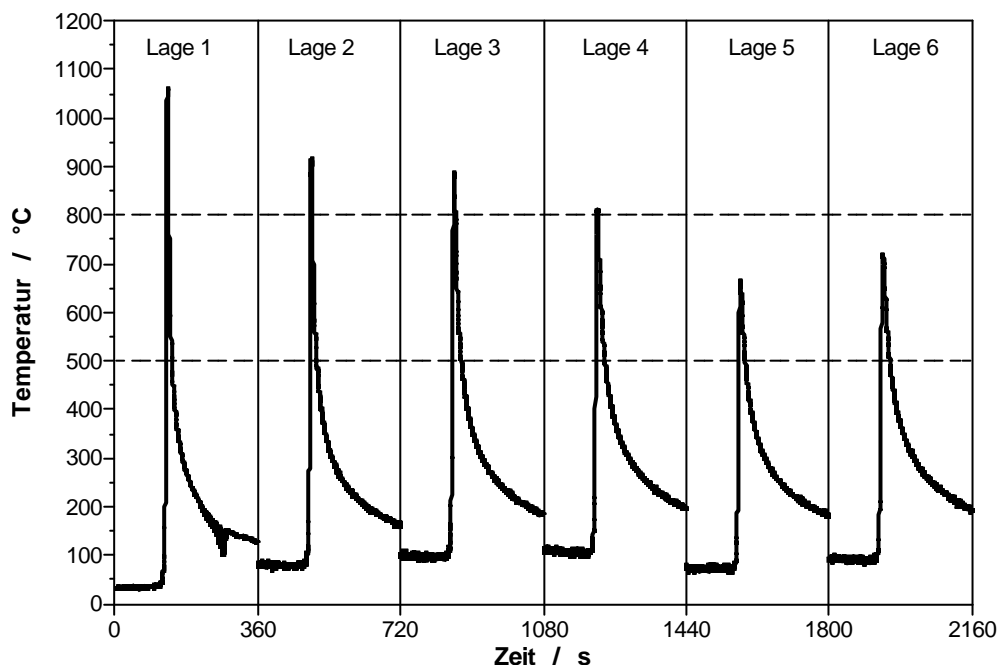


Bild 3-7 : Zeitlicher Verlauf der Temperatur auf der Innenoberfläche

Bild 3-8 zeigt die maximal auftretende Temperatur in der Wandmitte und auf der Innenoberfläche als Funktion des Abstandes von der Nahtmitte. Danach ist bis zu einem Abstand von 15 mm zur Nahtmitte mit einer Spitzentemperaturen von 500 °C und mehr zu rechnen.

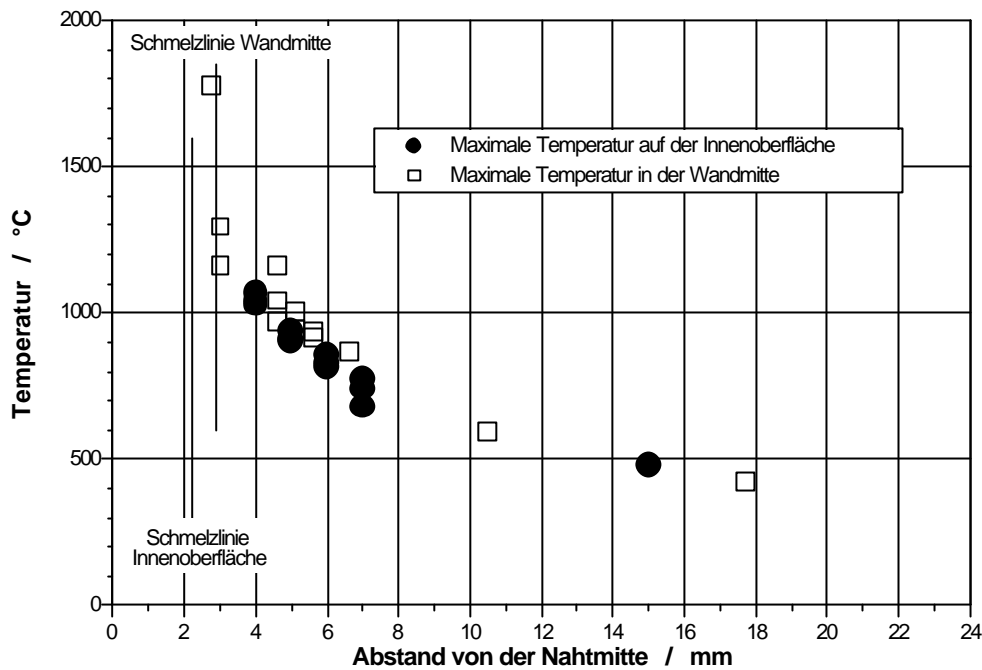


Bild 3-8 : In verschiedenen Abständen zur Nahtmitte gemessene Temperaturmaxima

Die summierte Verweildauer im Temperaturbereich zwischen 800 °C und 500 °C ist für alle Messstellen auf der Innenoberfläche in [Bild 3-9](#) dargestellt. Die Verweildauer wurde auf zwei unterschiedliche Weisen ermittelt.

Die ausgefüllten Symbole geben die summierte Verweildauer nach dem erstmaligen Überschreiten einer Temperatur von 1050 °C an. Erst oberhalb dieser Temperatur lösen sich die Stabilisierungskarbide auf. Dies verdeutlicht, dass für stabilisierte Austenite nur in unmittelbarer Nähe zur Schmelzlinie (≤ 2 mm) eine Werkstoffsensibilisierung auftreten kann. Die Verweildauer ist mit etwa 300 s auf der Innenoberfläche etwa um den Faktor 1.5 größer als in der Wandmitte.

Die nicht ausgefüllten Symbole geben dagegen die summierte Verweildauer ungeachtet der jeweils aufgetretenen Spitzentemperaturen wieder. Die maximale Verweilzeit tritt bei dieser Art der Auswertung in einem Abstand von der Nahtmitte von 5 mm bis 6 mm auf. Ein nichtstabilisierter Werkstoff besitzt somit außerhalb der WEZ ein größeres Sensibilisierungspotential, als in unmittelbarer Nähe zur Schmelzlinie. Daneben liegen die Verweilzeiten für die Wandmitte in der gleichen Größenordnung wie auf der Innenoberfläche.

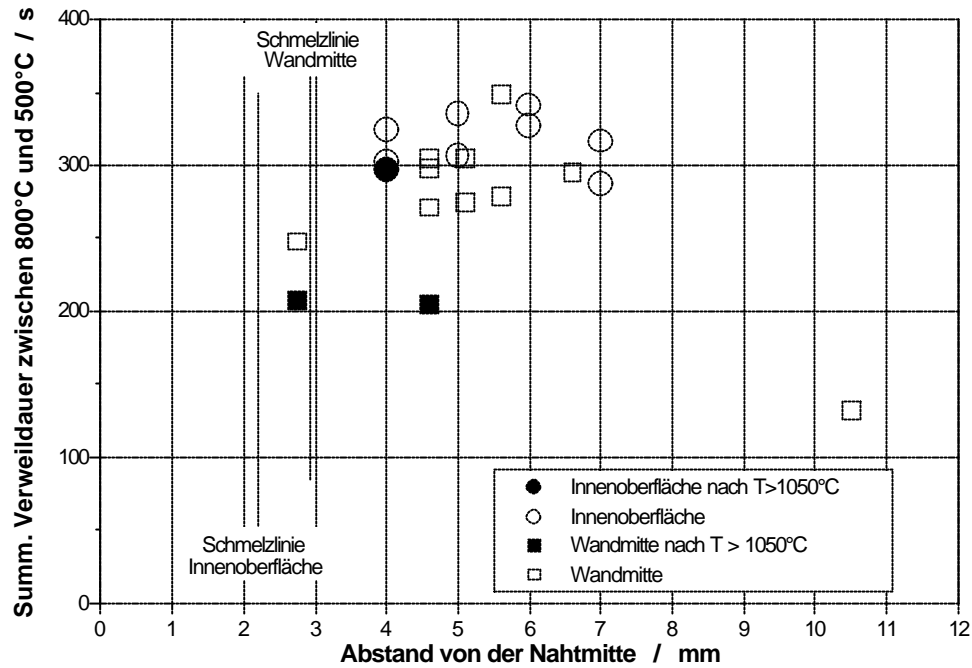


Bild 3-9 : Summierte Verweildauer im Temperaturbereich zwischen 800°C und 500°C

3.2 Verformungsmessungen

Der Schweißvorgang führt im Nahtbereich zu großen plastischen Verformungen, dem sogenannten Schrumpf. Dabei kann zwischen radialem und axialem Schrumpf unterschieden werden. Unter dem radialen Schrumpf versteht man die oft mit bloßem Auge erkennbare Verringerung des Durchmessers im Nahtbereich, Bild 3-10.



Bild 3-10 : Radialer Schrumpf im Nahtbereich

Um diesen Effekt zu erfassen, wurden während der Erstellung der Naht SN 1 sechs Wegaufnehmer sternförmig auf einer zentrierten Trägerlanze montiert, vgl. Bild 3-11.

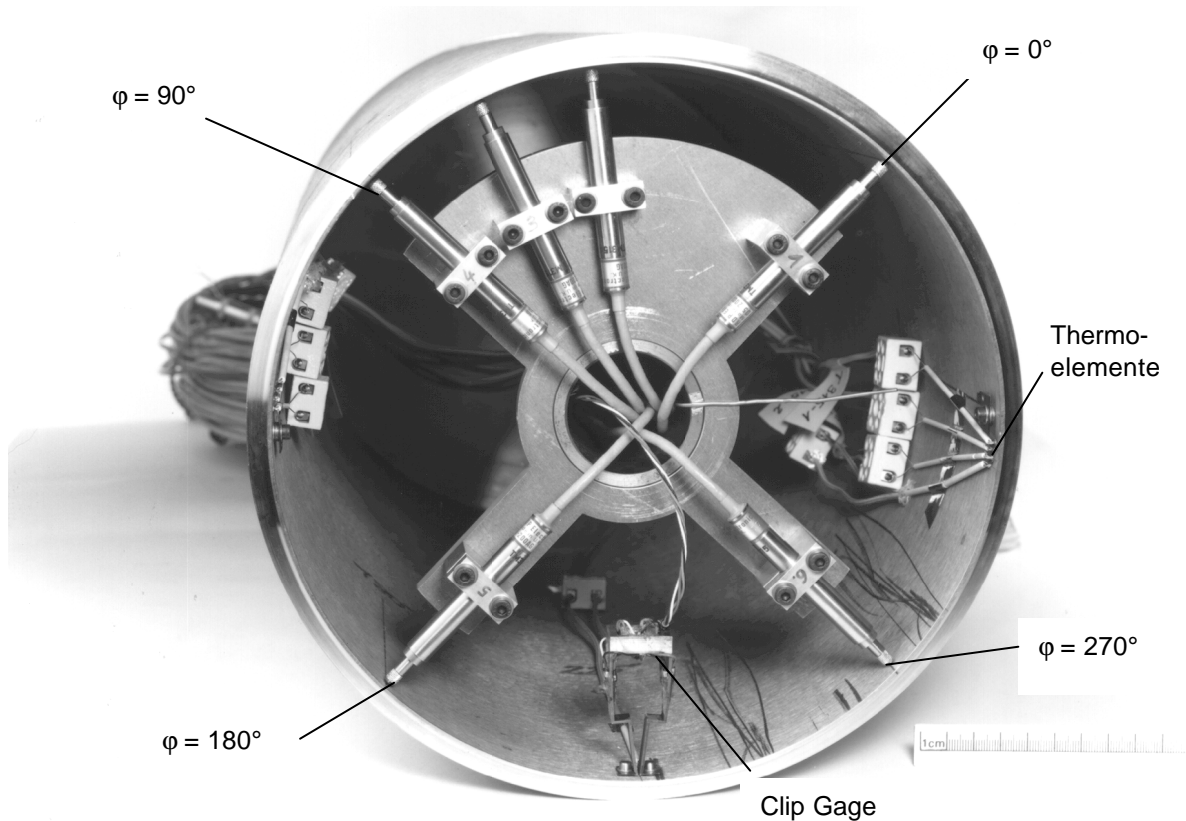


Bild 3-11: Instrumentierung der Schweißnaht SN 1

Die in den Umfangspositionen 0° , 90° , 180° und 270° angebrachten Wegaufnehmer messen die radiale Verschiebung in einem Abstand von 6 mm von der Nahtmitte. Durch die jeweils gegenüberliegende Anordnung der Wegaufnehmer können Globalverschiebungen der Rohrachse bezüglich der Achse der Trägerlanze bzw. Querschnittsovalisierungen erfaßt werden. Weitere Wegaufnehmer sind in den Umfangspositionen 70° und 50° in einem Abstand von 13 mm bzw. 21 mm von der Nahtmitte angebracht.

Der axiale Schrumpfung beschreibt die Kontraktion in Rohrlängsrichtung, die zu einer Verkürzung der Schweißverbindung von mehreren Millimetern führt. Auf der Rohraußenseite wurde der axiale Schrumpfung nach Fertigstellung jeder Lage manuell bestimmt. Hierzu wurden symmetrisch zur Naht an vier Umfangspositionen Markierungen angebracht (Messlänge 80 mm), deren Abstand nach der Fertigstellung jeder Schweißraupe gemessen wurde. Auf der Innenoberfläche wurden am Umfang zwei Clip Gages (Umfangsposition 135° bzw. 315°) mit einer Ausgangsmesslänge von 20 mm angebracht, vgl. [Bild 3-12](#).

Der Messbereich erstreckt sich dabei über die Wurzel. Anhand der benachbarten Thermoelemente kann neben der integralen Längsdehnung auch die Temperatur, bei welcher die Dehnung auftritt, abgeschätzt werden.

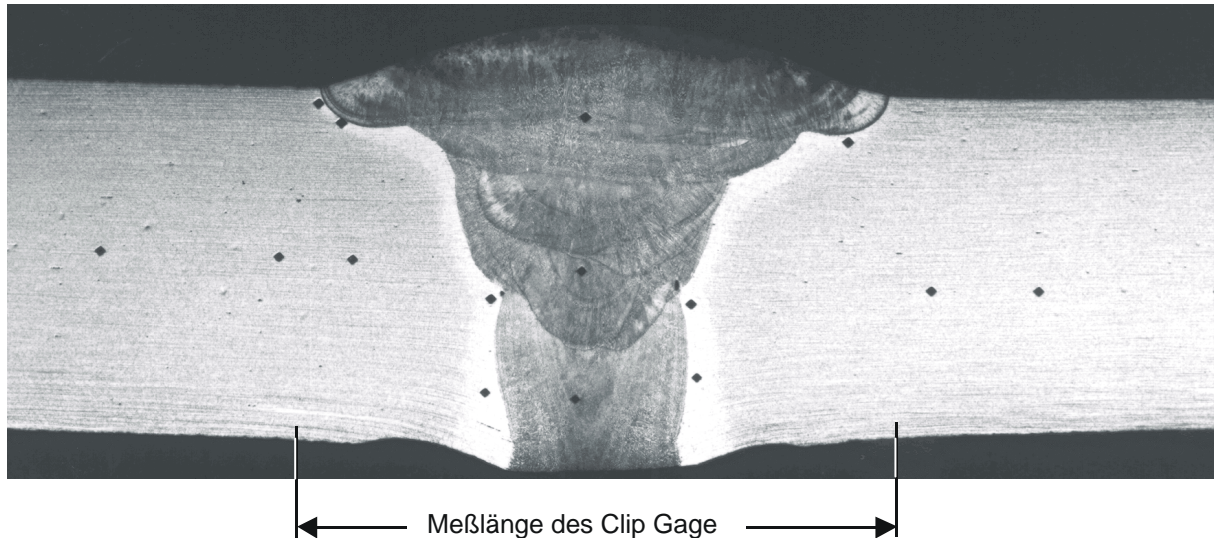


Bild 3-12 : Ermittlung des axialen Schrumpfes auf der Innenoberfläche

Die Dehnung in Umfangsrichtung wurde durch einen Clip Gage auf der Innenoberfläche in einem Abstand zur Nahtmitte von 8 mm erfaßt. Der Clip Gage befand sich in der 225°-Position und hatte eine Ausgangsmesslänge von 10 mm, siehe Bild 3-11.

Die umlaufende Schweißwärmequelle führt zu einer zeitlich veränderlichen Verformung des Rohrquerschnittes. Bild 3-13 zeigt die Verformung des Rohrquerschnittes bei Erstellung der Wurzellage der Naht SN1. In dieser Darstellung wurde für verschiedene Positionen des Schweißkopfes durch Umrechnung der zeitlichen Verläufe der Verschiebungen an den Wegaufnehmern in den Umfangspositionen $\varphi = 0^\circ, 90^\circ, 180^\circ$ und 270° die Verformung in der Umgebung der Messstellen ermittelt und entsprechend dargestellt.

Das Rohr verformt sich nicht nur lokal im Bereich der Wärmequelle, sondern es ist eine von der aktuellen Position des Schweißkopfes abhängige Ovalisierung des gesamten Rohrquerschnittes zu erkennen. Charakteristisch erscheint das lokale Einknicken der Rohrwandung im gerade aufgeschmolzenen Bereich. Dies ist ein Resultat aus dem Schrumpf der abkühlenden Materialbereiche einerseits und dem starken Abfall der Festigkeitskennwerte bei hohen Temperaturen andererseits. Dies

ist auch im zeitlichen Verlauf der radialen Verschiebung verschiedener Umfangspositionen beim Schweißen der 1. Raupe zu erkennen, Bild 3-14

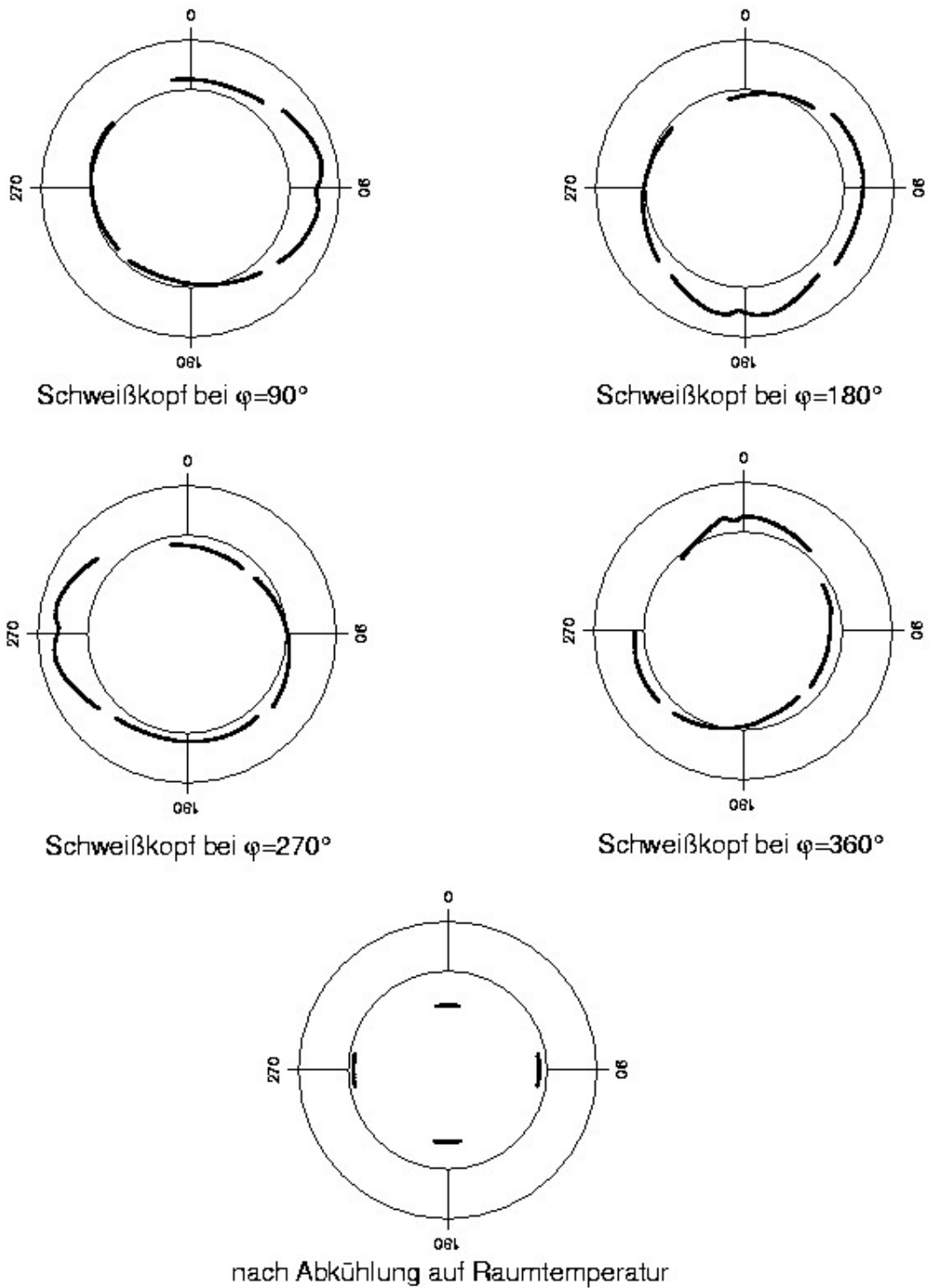


Bild 3-13 : Verformung des Rohrquerschnitts (Qualitative Darstellung)

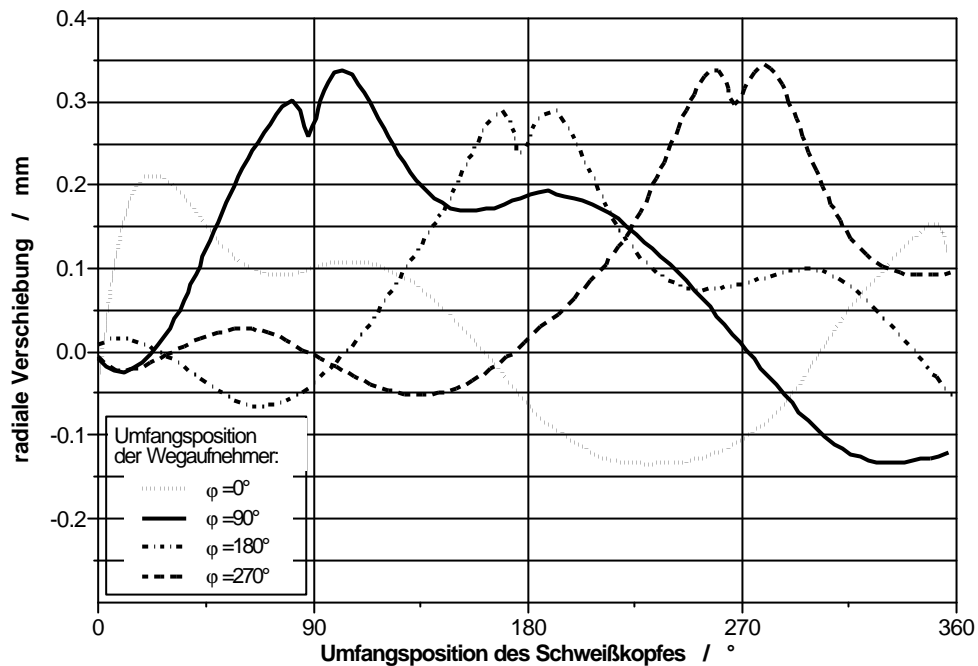


Bild 3-14 : Radiale Verschiebung der Innenoberfläche beim Schweißen der 1. Lage in einem Abstand von 6 mm zur Nahtmitte

Die nach der Fertigstellung jeder Lage vorliegende radiale Verschiebung ist in [Bild 3-15](#) dargestellt. Man erkennt, dass sich nach Fertigstellung der Naht der radiale Schrumpf in der 0°-Position um mehr als den Faktor 2 über den für die beiden benachbarten Messpositionen ermittelten Werten liegt.

Der Verlauf der Innenoberflächenkontur kann [Bild 3-16](#) entnommen werden. Die Darstellung zeigt die dem Makroschliff entnommene Verformungskontur und die Messwerte der Wegaufnahme nach Fertigstellung der Naht und Abkühlung auf Raumtemperatur. Auf dem Mikroschliffbild ist die radiale Einschnürung in einem Abstand von der Nahtmitte von etwa 15 mm abgeklungen. Der Wegaufnahme in der 50°-Position zeigt dagegen auch in 18 mm Abstand noch eine deutliche Einschnürung an. Die Ursache hierfür liegt in der relativen Nähe des Messaufnehmers zu der Stoßstelle Nahtanfang/Nahtende in der 0°-Position. In diesem Bereich treten nicht nur größere radiale Verschiebungen auf, sondern diese klingen auch erst in einem größeren Abstand zur Nahtmitte ab (siehe auch [Bild 3-11](#)).

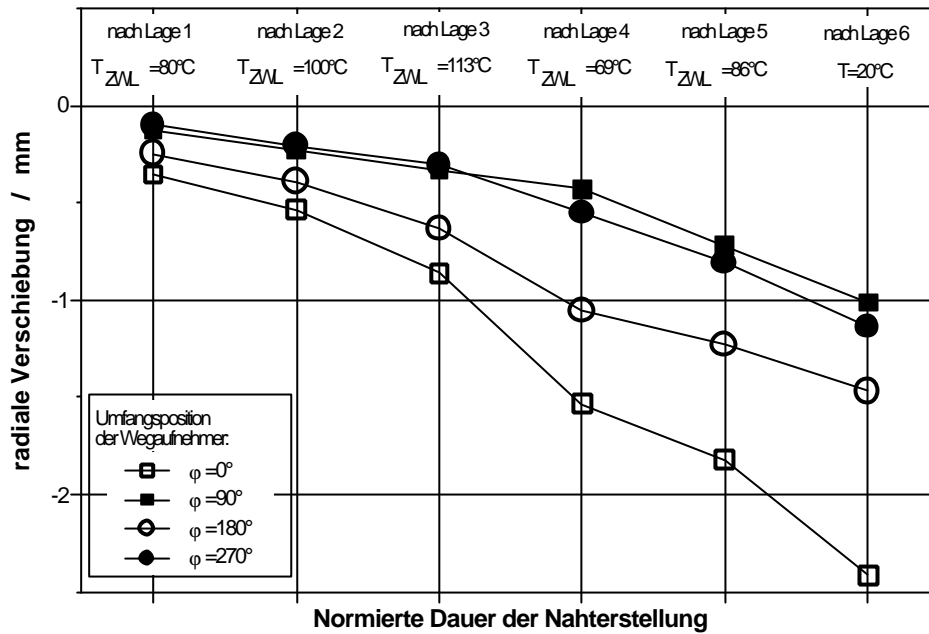


Bild 3-15 : Radiale Einschnürung nach Fertigstellung jeder Lage in einem Abstand von 6 mm zur Nahtmitte

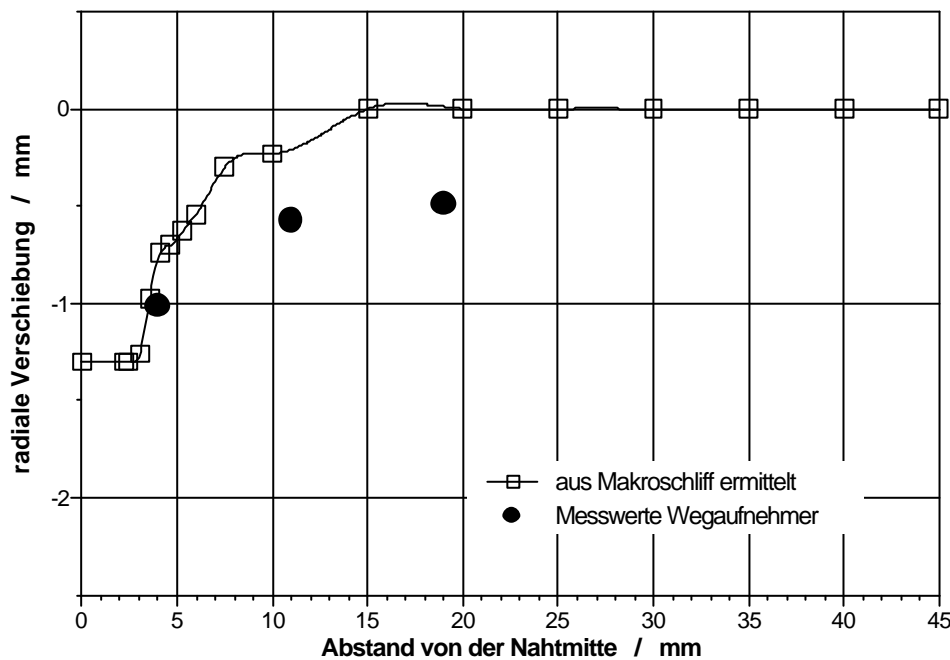


Bild 3-16 : Radiale Verschiebung der Innenoberfläche

Bild 3-17 zeigt die Änderung der Messlänge der beiden Clip Gages in der 135°- und der 315°-Umfangsposition bei Erstellung der ersten vier Lagen der Naht SN 1. Beim Schweißen der Lagen 5 und 6 behinderte der Wurzeldurchgang die freie Beweglichkeit des Clip Gage, so dass eine Auswertung dieser Daten nicht möglich

ist. Bei Erstellung der Wurzellage beträgt die gemessene Längenänderung etwa 0,8 mm. Bei den nachfolgenden Lagen nimmt der Schrumpf kontinuierlich ab. Nach Fertigstellung der ersten vier Raupen beträgt der gesamte Schrumpf 2.5 mm. Der Clip Gage in der 315°-Umfangsposition liefert, entsprechend zeitlich versetzt, vergleichbare Messwerte. Die bereits beim Schweißen der ersten Raupe auftretende Differenz ist eine Folge der geringen Tragkraft der Heftstellen. Der axiale Schrumpf der bereits verschweißten Bereiche führt zu einer Klaffung der noch zu verschweißenden Bereiche. Die Folge hiervon ist eine Vergrößerung des Messschneidenabstands in der 315°-Position. Beim Schweißen der nachfolgenden Lagen ist dieser Effekt nicht mehr zu beobachten.

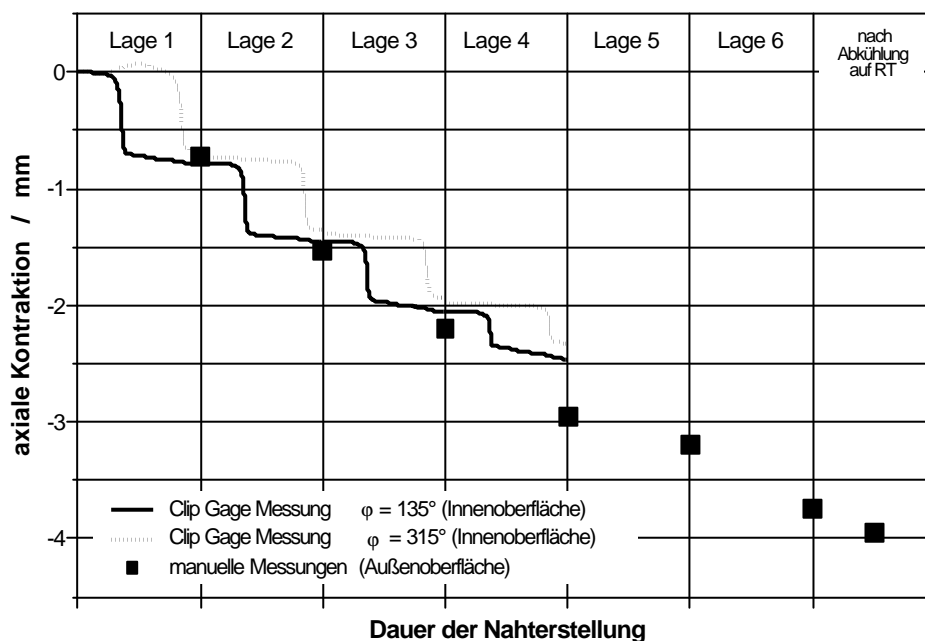


Bild 3-17 : Axiale Kontraktion des Nahtbereichs

Die auf der Außenseite nach Fertigstellung jeder Lage ermittelte Änderung des Abstands zweier Markierungspunkte ist ebenfalls in Bild 3-17 dargestellt. Da sich die Messwerte über dem Umfang nur geringfügig (<5%) unterscheiden, wurden im Sinne einer übersichtlichen Darstellung Mittelwerte abgebildet. Im Gegensatz zu den Messungen auf der Rohrinneoberfläche ist der inkrementelle Zuwachs nach jeder der ersten 4 Raupen nahezu gleich. Nach der vierten Lage beträgt der Gesamtschrumpf auf der Außenseite mit etwa 3.0 mm deutlich mehr als auf der

Innenoberfläche. Nach Fertigstellung der Naht und Abkühlung auf Raumtemperatur ergibt sich eine axiale Kontraktion im Nahtbereich von etwa 4.0 mm.

Die tangentielle Kontraktion, also die mit Hilfe eines Clip Gage in Umfangsrichtung gemessene Änderung der Ausgangsmesslänge von 10 mm, ist in Bild 3-18 dargestellt.

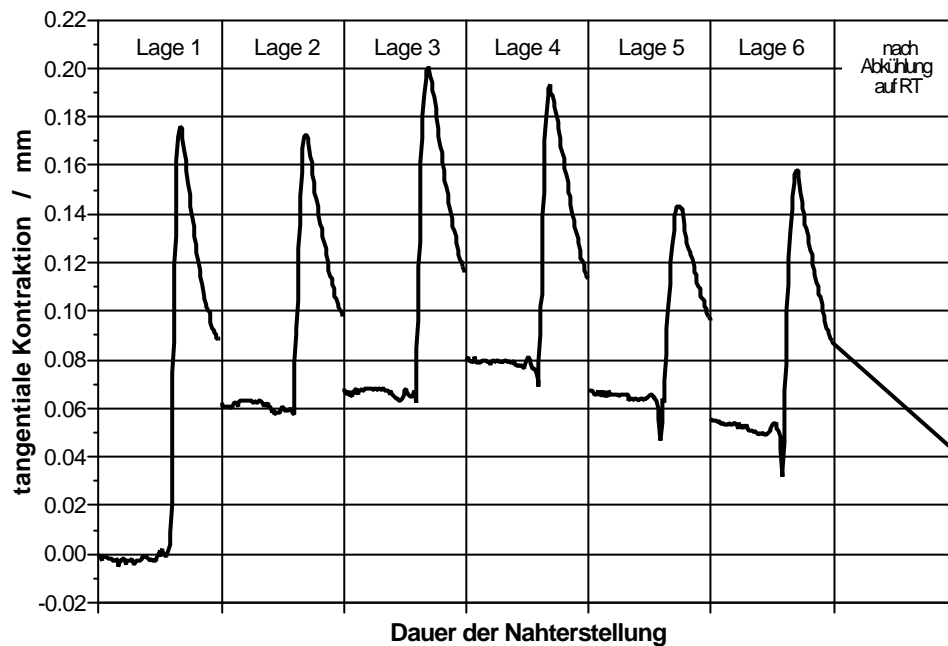


Bild 3-18 : Tangentielle Kontraktion in einem Abstand zur Nahtmitte von 8mm

Erwartungsgemäß ist die Änderung der Messlänge an den Temperaturverlauf gekoppelt. Infolge der vorbeiziehenden Schweißwärmequelle kommt es zuerst zu einer Vergrößerung des Abstandes zwischen den Messschneiden des Clip Gage und anschließend zu einer Verringerung des Abstandes. Nach Fertigstellung der Naht und Abkühlung auf Raumtemperatur liegt eine Vergrößerung der Messlänge um 0.04 mm vor. Der scheinbare Widerspruch, dass eine radiale Einschnürung keine Stauchung der Faser in Umfangsrichtung zur Folge hat, kann, wie die Berechnungen zeigen, eine Folge der radialen Dehnung sein. Jedoch stellt auch die Ovalisierung des Rohrquerschnittes eine mögliche Fehlerquelle dar. Da die Messschneiden mit einem Abstand von mehreren Millimetern an die Innenoberfläche angeschraubt sind, kann eine Krümmungsänderung der Oberfläche zu einer Änderung der Messlänge führen. Eine quantitative Bewertung der Messergebnisse kann aus diesem Grund

nicht erfolgen. Jedoch fällt auf, dass ab dem Schweißen der 4. Lage der Aufweitung des Rohres infolge der Erwärmung eine kurze Druckverformung in Umfangsrichtung vorausgeht. Gleiches wurde auch in /40/ festgestellt.

Zur Verdeutlichung des prinzipiellen Verformungsmechanismus findet sich in Bild 3-19 eine Gegenüberstellung des zeitlichen Verlaufs der radialen und axialen Verschiebung sowie der dazugehörigen Temperatur. Die axiale Verschiebung bezüglich der Nahtmitte ergibt sich durch Halbierung des über die Wurzel hinweg gemessenen Axialschrumpfes. Man erkennt, dass die wesentlichen Anteile von axialem und radialem Schrumpfung zeitlich versetzt erfolgen. Während die axiale Stauchung des Wurzelbereichs mit ansteigender Temperatur und damit mit abnehmenden Festigkeitseigenschaften einhergeht, erfolgt die radiale Einschnürung erst mit einsetzender Abkühlung des Nahtbereichs.

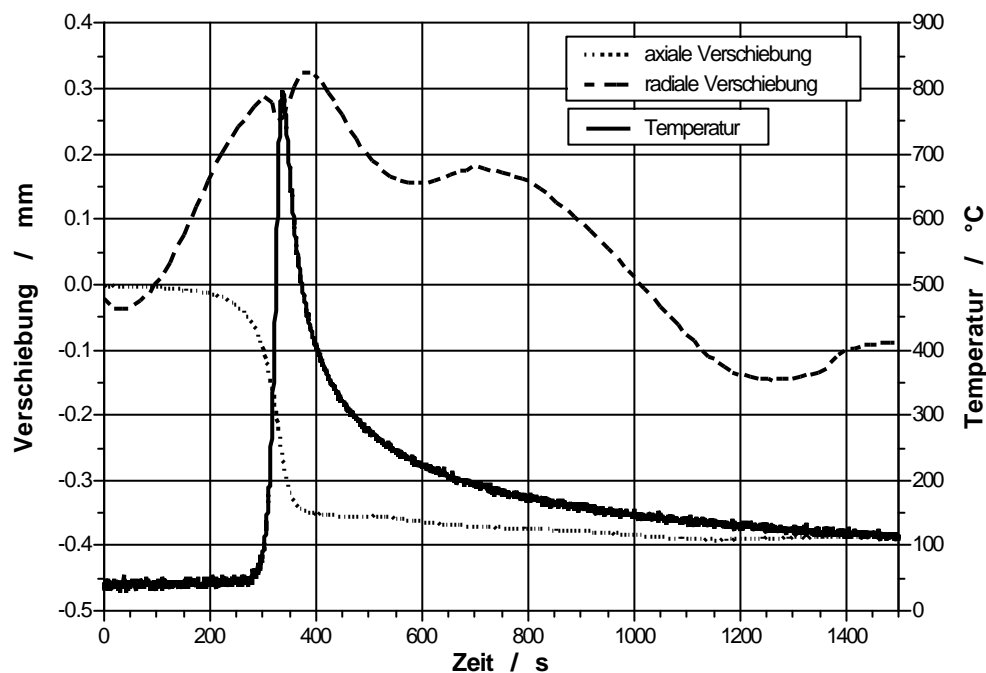


Bild 3-19: Zeitlicher Verlauf der Verschiebungen und Temperaturen im Wurzelbereich

3.3 Eigenspannungsmessungen

Zur Ermittlung der Eigenspannungen wurde eine Kombination von Zerlegeverfahren, Bohrlochmethode und Röntgenografie eingesetzt /41/. Da die Innenseite der Rohrstücke messtechnisch nicht zugänglich ist, muß vor der örtlichen

Eigenspannungsmessung mittels Bohrlochmethode und Röntgenografie das Rohrstück mittels Längsschnitten in Schalensegmente zerlegt werden (Zerlegeverfahren). Die Gesamteigenspannung ergibt sich durch Superposition der beim Zerlegen ermittelten globalen Eigenspannung und der örtlichen Eigenspannung.

Vor der Zerlegung werden auf der Rohraußen- und -innenseite Dehnungsmessstreifen ($0^\circ/90^\circ$ - oder $0^\circ/45^\circ/90^\circ$ -Rosetten) appliziert und in Viertelbrücke (Dreileiterschaltung) in einer Wheatstone'schen Messbrücke verschaltet. Aus den beim Zerlegen ermittelten Dehnungen werden auf der Basis der linearen Elastizitätstheorie (Hooke'sches Gesetz) die durch das Zerlegen ausgelösten Eigenspannungen (bei Biegung als linearisierte, globale Biegeeigenspannungen über die Wanddicke) bestimmt.

Bei Anwendung der Bohrlochmethode wird an der Messposition ein Spezial-Dehnungsmessstreifen (3er-Rosette) appliziert und in Viertelbrückenschaltung (Dreileiterschaltung) mittels Wheatstone'scher Messbrücke vermessen. Im Zentrum der Rosette wird in abgestuften Tiefenschritten ein Sackloch eingebracht. Durch das Entfernen eigenspannungsbehafteter Werkstoffbereiche wird das Eigenspannungsgleichgewicht lokal gestört, und es stellt sich ein neuer Gleichgewichtszustand in der Umgebung des Bohrlochs ein. Diese Änderung des Eigenspannungsgleichgewichtszustandes führt zu Verformungen, die in radialer Orientierung zum Bohrloch mittels der Dehnungsmessstreifengitter für jede Tiefenstufe registriert werden. Unter Verwendung einer verfahrensspezifischen Kalibrierung werden hieraus die Eigenspannungen als Mittelwert über die Bohrungsfläche bestimmt.

Der Materialabtrag zur Freisetzung der Eigenspannungen erfolgt mit der Hochgeschwindigkeitsbohrvorrichtung RS-200 der Firma Measurements Group (high speed drilling; 300 000 Upm).

Bei der Bohrlochmethode ist bei hoher Eigenspannung (> 60 bis 70% der Streckgrenze) mit Fehlern infolge lokaler Plastifizierung am Bohrlochrand $42,43/$ zu rechnen. Die Eigenspannungen werden dann zu hoch ausgewiesen. Dies ist bei der Interpretation der Ergebnisse zu berücksichtigen.

Für den Elastizitätsmodul und die Querkontraktionszahl werden bei austenitischen Stählen Werte von 197000 MPa und 0.28 eingesetzt.

Bei der röntgenografischen Eigenspannungsmessung werden nicht Dehnungen im makroskopischen Bereich, sondern die Änderung der Atomabstände gemessen. Die Beugungswinkel weicher Röntgenstrahlen mit einer Wellenlänge von ca 0.2 nm korrelieren mit dem mittleren Gitterabstand des durchstrahlten Volumens. Änderungen der Atomabstände durch äußere Kräfte, Gefügeumwandlungen, Temperaturänderungen usw. verursachen Verschiebungen der Beugungslinien und Änderungen der Beugungswinkel. Aus diesen Verschiebungen kann rückwirkend nach bekannten Gesetzen und mit spezifischen Werkstoffkennwerten die vorliegende Dehnung ermittelt werden. Charakteristisch für die Röntgenografie ist, dass nur dünne Oberflächenschichten erfasst werden können. Charakteristische Angaben zur Methode sind Tabelle 3 zu entnehmen.

| | |
|--|--|
| Strahlung: | Mangan-K _α (λ = 0,2102 nm) |
| Mittlere Eindringtiefe: | ca. 6,0 μm |
| Vermessene Gitterebene (hkl): | (311) |
| Beugungswinkel 2θ ₀ | 152,26° |
| Röntgenografische Elastizitätskonstante ½ s ₂ : | 6,96 x 10 ⁻⁶ mm ² /N |
| Auswertung: | sin ² ψ-Verfahren |
| Elektrolytischer Abtrag vor der Messung | 0,2 mm |
| Schlitzblende: | 4,5 x 1,0 mm ² |
| Beleuchteter Fleck: | 7,5 x 1,5 mm ² |

Tabelle 3 : Angaben zur röntgenografischen Eigenspannungsmessung

Vorab wurde der Eigenspannungszustand an den zu verschweißenden Rohren im Anlieferungszustand erfasst. Hierzu wurden an verschiedenen Rohrstücken Eigenspannungen nach obigen Methoden ermittelt.

Die Messungen zeigen, dass auf der Rohraußenseite Eigenspannungen in Höhe der Streckgrenze vorliegen, Bild 3-20. Sowohl in Umfangs- als auch in Axialrichtung treten Eigenspannungen von mehr als 200 MPa auf. Auf der Innenoberfläche sind

die gemessenen Eigenspannungen dagegen deutlich geringer. Die Axialeigenspannungen sind nicht höher als 105 MPa.

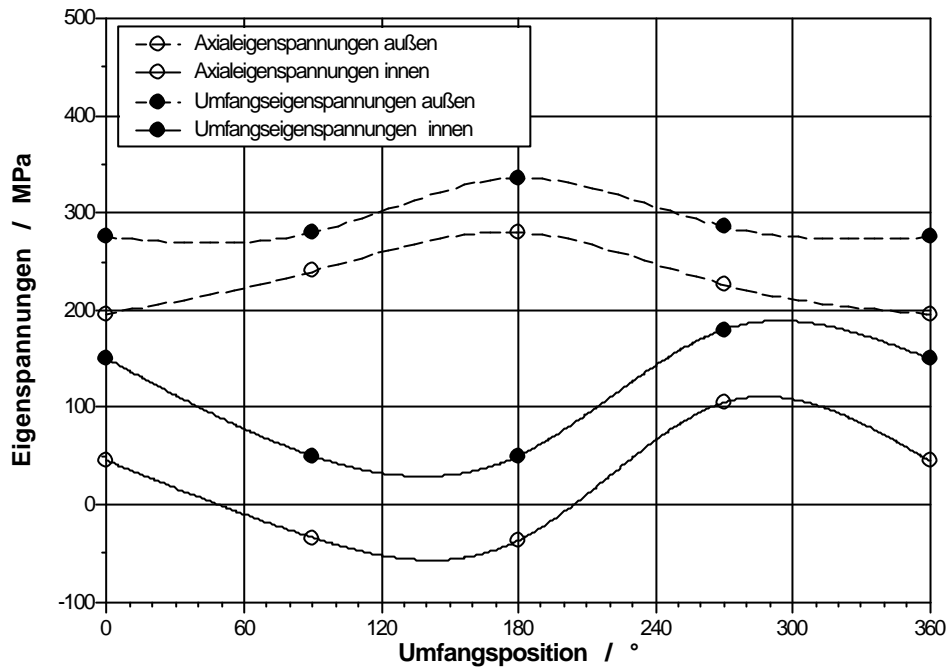


Bild 3-20: Eigenspannungen in den zu verschweißenden Rohren

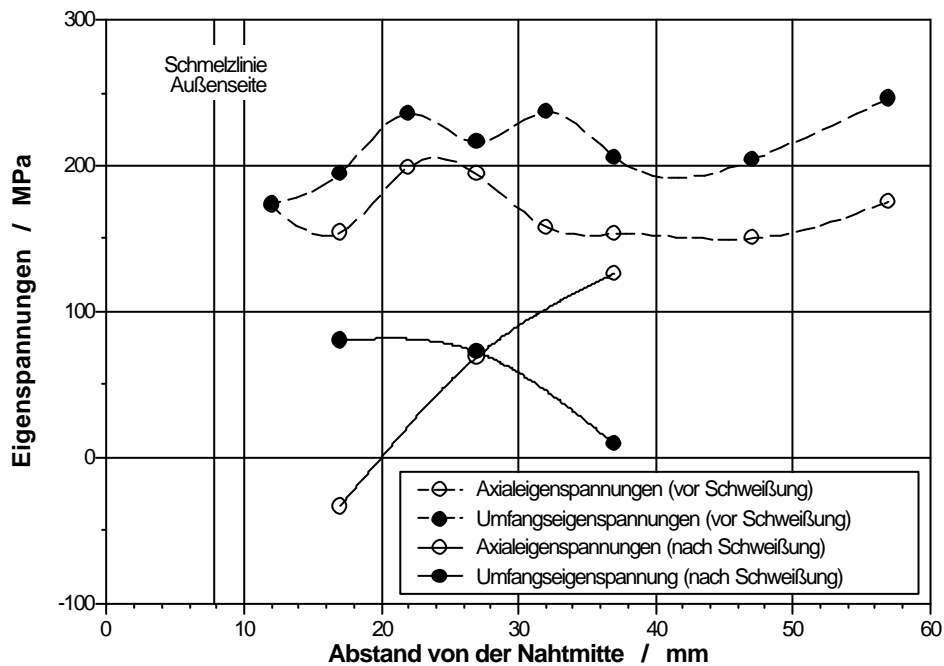


Bild 3-21 : Veränderung der Eigenspannung durch den Schweißvorgang

Zur Ermittlung der Veränderung des fertigungsbedingten Eigenspannungszustandes durch den Schweißvorgang wurden auf der Rohraußenseite entlang einer Messspur in Rohrlängsrichtung röntgenografisch die fertigungsbedingten Eigenspannungen gemessen. Nach Fertigstellung der Schweißung wurden an ausgewählten Punkten dieser Messspur die Eigenspannungen erneut ermittelt. Man erkennt in der Gegenüberstellung, Bild 3-21, dass sich der Eigenspannungsverlauf durch den Schweißvorgang grundlegend verändert. Selbst in nahtfernen Bereichen, die keine nennenswerte Temperaturbelastung erfahren, verändert sich der Eigenspannungszustand deutlich.

In Hinblick auf die mögliche Gefährdung durch ISprK sind vor allem die Eigenspannungen auf der Rohrinnenoberfläche von Bedeutung. Um die Wurzelseite der Schweißnaht messtechnisch zugänglich zu machen, wurde das Rohrstück mit der Rundnaht SN3 in drei 120°-Schalenelemente zerlegt, Bild 3-22. Vor der Zerlegung wurde zur Erfassung der Eigenspannungsauslösung beim Zerlegen eine Instrumentierung mit Dehnungsmessstreifen vorgenommen.

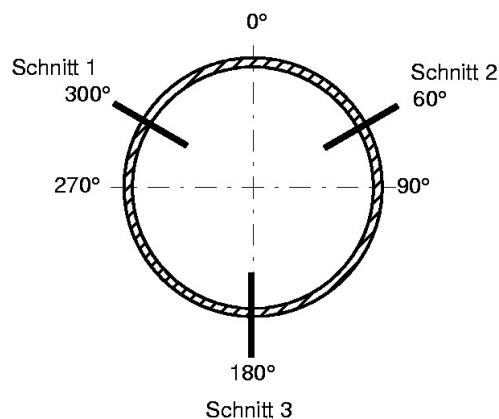


Bild 3-22 : Zerlegeplan Rundnaht SN 3

Auf der Rohrinnenseite kommt es bei Zerlegung praktisch ausschließlich zu einer Spannungserhöhung, Bild 3-23. Bei den „ausgelösten“ Eigenspannungen handelt es sich um Druckeigenspannungen.

Für die Außenseite gilt überwiegend das Umgekehrte, Bild 3-24. Die Auslösung von Eigenspannungen ist betragsmäßig auf rd. 35 MPa (axial) bzw. 60 MPa (tangential) begrenzt und damit im Vergleich zu den später berichteten Schweißeigenspannungen gering.

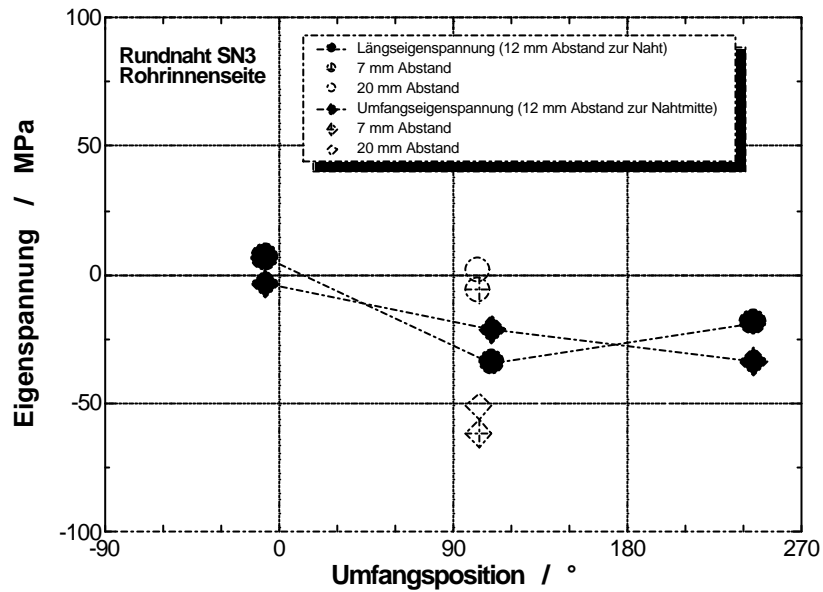


Bild 3-23: Ausgelöste Eigenspannungen auf der Innenseite

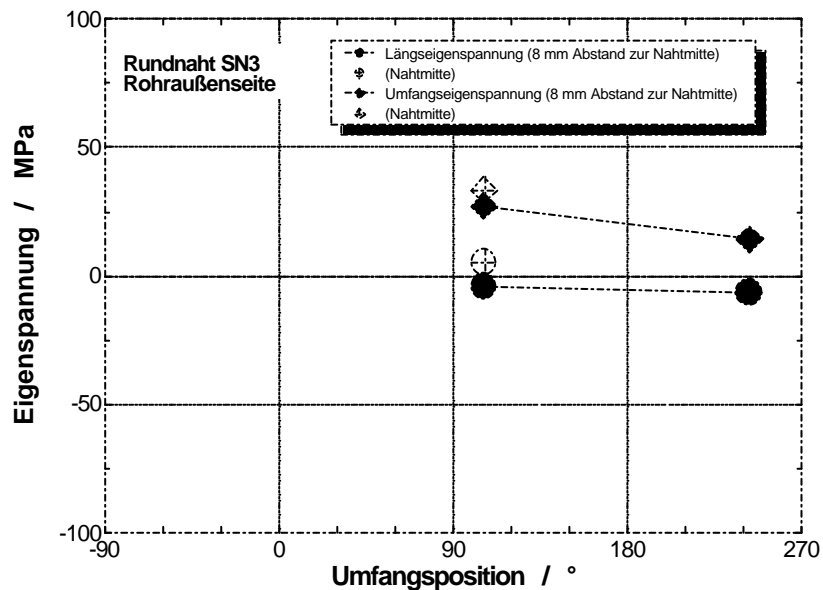


Bild 3-24 : Ausgelöste Eigenspannungen auf der Rohraußenoberfläche

Nach der Zerlegung wurden innenseitig röntgenografische Eigenspannungsmessungen in drei Mantellinienbereichen (0°-, 120°- und 240° Umfangsposition) durchgeführt. Der Gesamteigenspannungszustand im Schweißzustand ergibt sich durch Überlagerung der röntgenografischen Messergebnisse mit den beim Zerlegen ausgelösten Eigenspannungen. Hierzu wurden näherungsweise folgende Mittelwerte der ausgelösten Eigenspannungen unabhängig vom Abstand von der Schweißnaht angesetzt, Tabelle 4.

| Umfangsposition | Ausgelöste Axialeigenspannung [MPa] | Ausgelöste Umfangseigenspannung [MPa] |
|-----------------|-------------------------------------|---------------------------------------|
| 0° | 7 | 3 |
| 120° | -19 | -34 |
| 240° | -13 | -45 |

Tabelle 4 : Überlagerte ausgelöste Eigenspannungen

Die Axialeigenspannungen haben für alle Umfangspositionen qualitativ ähnliche Verläufe, Bild 3-25. Sie sind charakterisiert durch ein lokales Minimum in der Nahtmitte, ein Spannungsmaximum in einem Abstand von ca. 9 mm von der Nahtmitte und einem anschließenden Abfall in den Druckbereich. Die Maximalwerte liegen in der Größenordnung der Raumtemperatur-Streckgrenze des Werkstoffes. Der Axialeigenspannungsverlauf in der 0°-Umfangsposition (Raupenanzug/-ende) weicht von den beiden anderen Verläufen ab. Er unterscheidet sich in erster Linie durch ein langsames Abklingen der Zugspannungen und durch einen Übergang in Druckspannungen in größerem Abstand zur Nahtmitte.

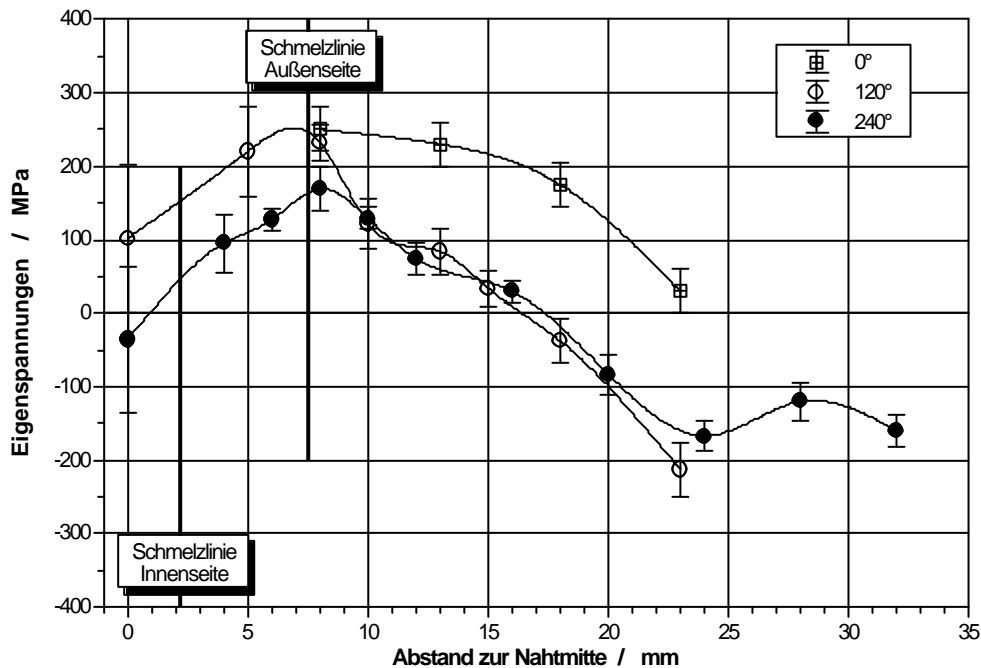


Bild 3-25 : Axialeigenspannungen auf der Rohrrinnenoberfläche

Die Umfangseigenstressverläufe sind in Bild 3-26 dargestellt. Der qualitative Verlauf ist dabei für alle 3 Umfangspositionen vergleichbar, jedoch unterscheiden sich die Maxima neben der Wurzel um mehr als 200 MPa. Eine charakteristische Abweichung des Spannungsverlaufs in der 0°-Position ist bei den Umfangseigenstressungen nicht zu erkennen. Das gemessene Spannungsmaximum von mehr als 400 MPa liegt deutlich über den Axialeigenstressungen.

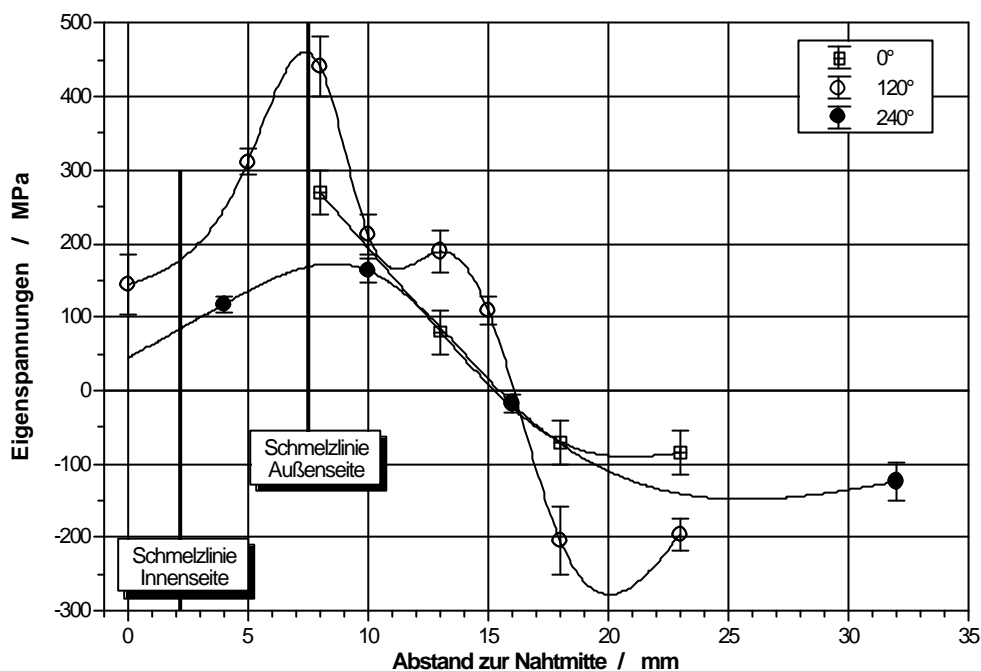


Bild 3-26 : Umfangseigenstressungen auf der Rohrinnenoberfläche

Trotz der guten qualitativen Übereinstimmung der ermittelten Eigenstressverläufe unterscheiden sich die lokalen Eigenstressbeträge direkt neben der Naht zum Teil erheblich. Zwischen den Axialeigenstressungen in der 120°- und der 240°-Position gibt es bis zu einem Abstand von der Nahtmitte von 6 mm quantitative Unterschiede in der Größenordnung von 100 MPa. Die Umfangseigenstressungen weisen noch größere Abweichungen auf. Zur Klärung der Frage, ob es sich hierbei um eine systematische Umfangsabhängigkeit der Schweißstressungen oder lokale Schwankungen bzw. die zu erwartende Streuung der Messwerte handelt, wurden weitere Messungen im Bereich der 240°-Umfangsposition durchgeführt.

Bild 3-27 zeigt die Spannungsverläufe beidseits der Naht in der 240°-Position. Während die Axialeigenstressverläufe eine gute Übereinstimmung aufweisen, sind bei den Umfangseigenstressungen größere lokale Abweichungen festzustellen.

In Bild 3-28 sind die gemessenen Eigenspannungsverläufe in der 240° und der benachbarten 245° Position dargestellt. Auch hier sind lokal deutliche Unterschiede zu erkennen.

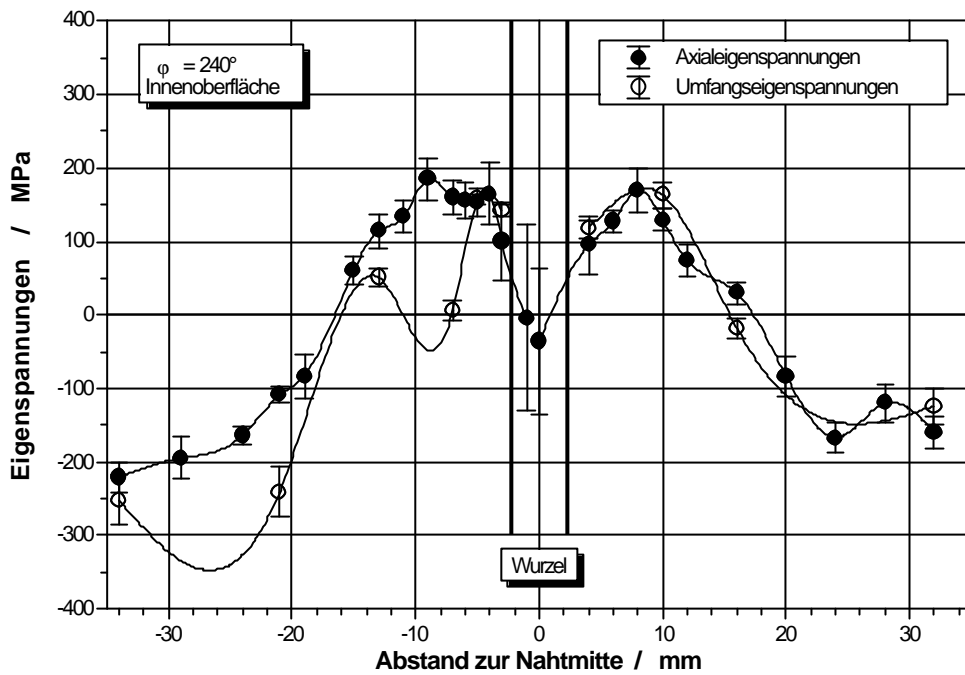


Bild 3-27 : Eigenspannungsverläufe beidseits der Wurzel

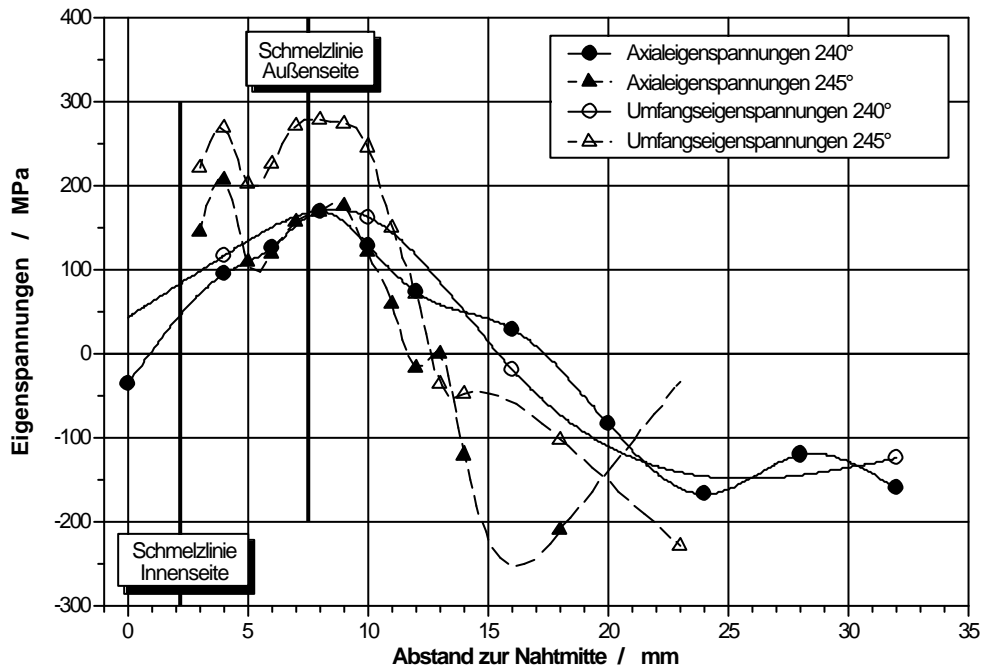


Bild 3-28 : Eigenspannungsverläufe in benachbarten Umfangspositionen

Ungeachtet der lokalen Differenzen liefern die Eigenspannungsmessungen in der Summe vergleichbare qualitative Verläufe. Für die eingesetzte Schweißtechnik kann somit, mit Ausnahme der Umgebung des Nahtendes in der 0°-Position, von einem näherungsweise homogenen Spannungszustand über dem Umfang ausgegangen werden. Es wird jedoch auch deutlich, dass bei der Ermittlung von Schweißeigenspannungen mit einer relativ großen Streubreite der Messergebnisse zu rechnen ist. Einerseits stößt man sowohl mit der Bohrlochmethode als auch mit der röntgenografischen Eigenspannungsmessung an die Einsatzgrenzen dieser Verfahren. Die hohen Spannungswerte beeinflussen, wie an anderer Stelle bereits ausgeführt, die Ergebnisse der Bohrlochmethode. Große plastische Dehnungen sowie anisotropes Schweißgefüge führen zu einer Beeinträchtigung der Ergebnisse der röntgenografischen Eigenspannungsmessung. Andererseits scheinen selbst bei einem definierten Schweißvorgang, wie dem Orbitalschweißen, lokale Eigenspannungsschwankungen nicht ausgeschlossen zu sein.

4 Werkstoffmodellierung

Schmelzschweißprozesse bewirken eine komplexe thermo-mechanische Beanspruchung im Nahtbereich. Eine numerische Simulation eines solchen Schweißprozesses erfordert ein Werkstoffmodell, das in der Lage ist, die schweißtypischen Werkstoffbeanspruchungen und Randbedingungen wie

- große plastische Verformungen bei unterschiedlichen Temperaturen,
- Wechsel von Zug- und Druckbeanspruchung während jedes Schweißzyklus,
- kontinuierlich zunehmende plastische Mitteldehnung (Schrumpf) und
- thermisch aktivierte Erholungsvorgänge

zu beschreiben.

Die in den gängigen FE-Programmen vorhandenen Werkstoffmodelle sind hierzu nicht in der Lage. Jedoch besteht die Möglichkeit, über entsprechende Schnittstellen benutzerdefinierte Materialmodelle zu implementieren.

Im Rahmen der durchgeführten Untersuchungen wurde, basierend auf den Arbeiten von Armstrong, Frederick und Chaboche (AFC-Modell) /44-48/, ein phänomenologisches Stoffgesetz in das Programm ABAQUS implementiert. Bei

phänomenologischen Stoffgesetzen geht man davon aus, dass der Zustand des Werkstoffs durch beobachtbare Größen wie Spannung, Dehnung, Temperatur sowie einen Satz von inneren Variablen bestimmt werden kann. Dabei beinhaltet das Gleichungssystem, das die Zusammenhänge zwischen diesen Größen beschreibt, frei zu bestimmende Werkstoffparameter. Zur Ermittlung dieser Parameter sind geeignete Versuche durchzuführen. Durch den Vergleich von Modellvorhersage und Versuchsergebnissen kann die Anpassung des Stoffgesetzes an das tatsächliche Werkstoffverhalten erfolgen.

4.1 Werkstoffversuche

Das AFC-Modell wurde bisher vor allem zur Beschreibung von Ratchetting-Phänomenen eingesetzt /49-55/. Hierbei ist vor allem das Ver- bzw. Entfestigungsverhalten des betrachteten Werkstoffs von Bedeutung. Aus diesem Grunde werden neben der statischen Fließkurve zyklische Versuche zur Identifikation der freien Modellparameter herangezogen. Da für die Durchführung von Schweißsimulationen weniger die zyklische Verfestigung, als vielmehr das Verhältnis von isotropen zu kinematischen Verfestigungsanteilen bzw. der Einfluß der Temperatur auf diese Verfestigungsmechanismen von Bedeutung ist, wurden folgende, der Problemstellung angepasste Versuche vorgesehen:

Zweistufige isotherme Zugversuche

Nach raschem Aufheizen auf Prüftemperatur (RT, 180°C, 500°C, 800°C, 1100°C, 1300°C) wird eine Zugdehnung von ca. 10 % aufgebracht. Danach wurden die Proben entlastet, auf Raumtemperatur abgekühlt und erneut bis über die Streckgrenze belastet, Bild 4-1. Der Vergleich dieser erneuten Belastung bei RT mit einer bei RT ermittelten Fließkurve zeigt, ob und in welchem Maße die Verfestigung des Werkstoffs von der Temperatur abhängig ist, bei der die plastische Dehnung erfolgt.

Isotherme zyklische Versuche

Zur Ermittlung des Anteils isotroper Verfestigung werden bei 6 Temperaturen (RT, 180°C, 500°C, 800°C, 1100°C, 1300°C) zyklische Versuche mit kontinuierlich zunehmender Mitteldehnung durchgeführt, Bild 4-2. Um die Mitteldehnungen 0%, 5% und 10% erfolgt jeweils ein weggesteuerter Zug-Druck-Wechsel mit einer

Dehnschwingbreite von 2%. Die zunehmende Mitteldehnung entspricht dem mit jeder Lage zunehmenden axialen Schrumpf. Die Dehnschwingbreite von 2% entspricht im einachsigen Belastungsfall einer vollständigen Dehnungsbehinderung bei einer Temperaturerhöhung um etwa 1000 K.

Anisothermer dehnungskontrollierter Versuch

Zielsetzung dieses Versuchstypus war eine möglichst realistische Nachbildung der thermo-mechanischen Beanspruchung der Schweißnahtwurzel. Abgeleitet von den Ergebnissen der begleitenden Messungen während der Erstellung der Versuchsnaht (siehe Kapitel 3) wurde der in Bild 4-3 wiedergegebene zeitliche Verlauf von Dehnung und Temperatur zugrunde gelegt. Dieser Versuch wurde nicht zur Parameteranpassung herangezogen, sondern diente lediglich dazu, die anhand der anderen Versuchstypen ermittelten Parameter für eine komplexe einachsige Beanspruchung zu überprüfen.

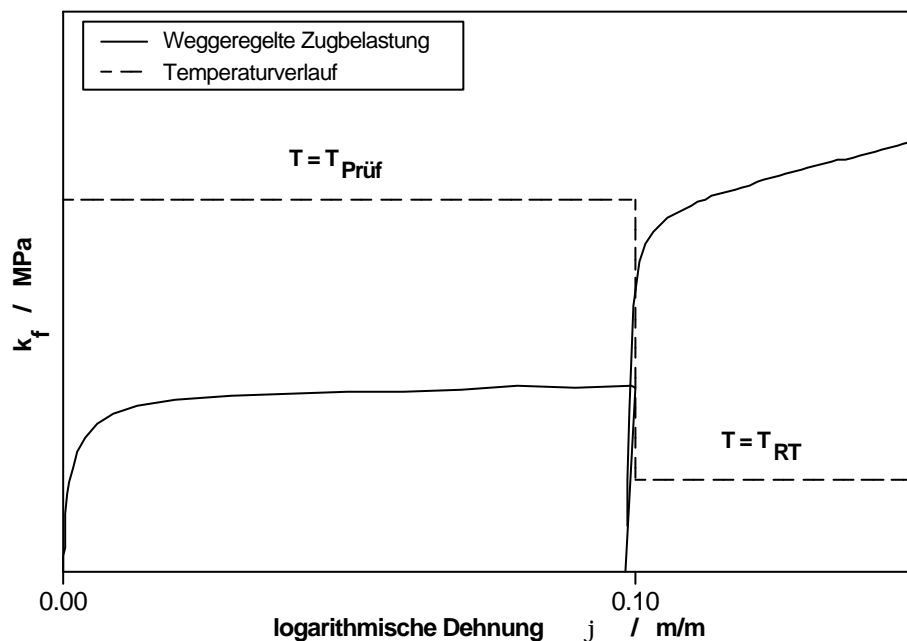


Bild 4-1 : Zweistufiger Zugversuch

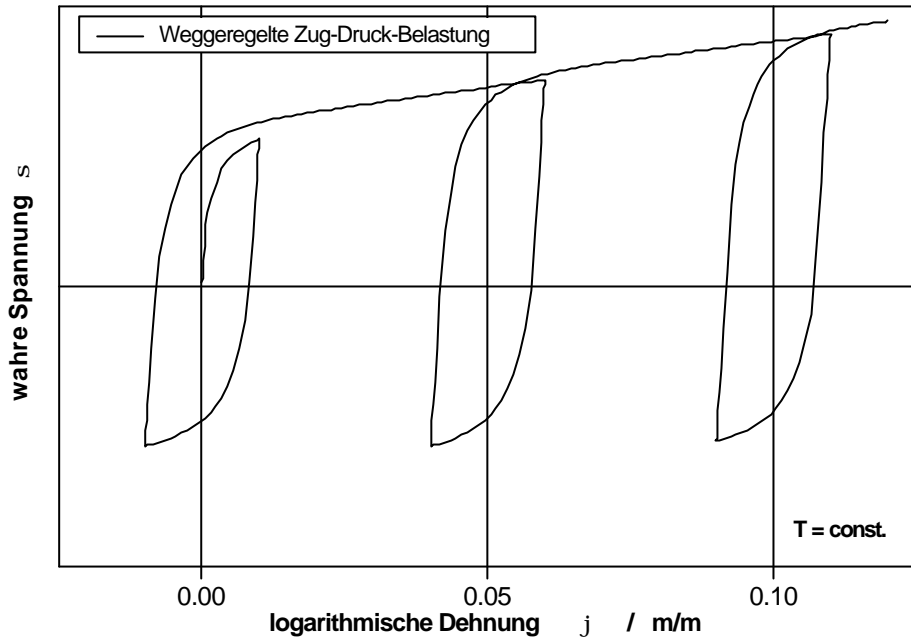


Bild 4-2 : Isothermer zyklischer Versuch

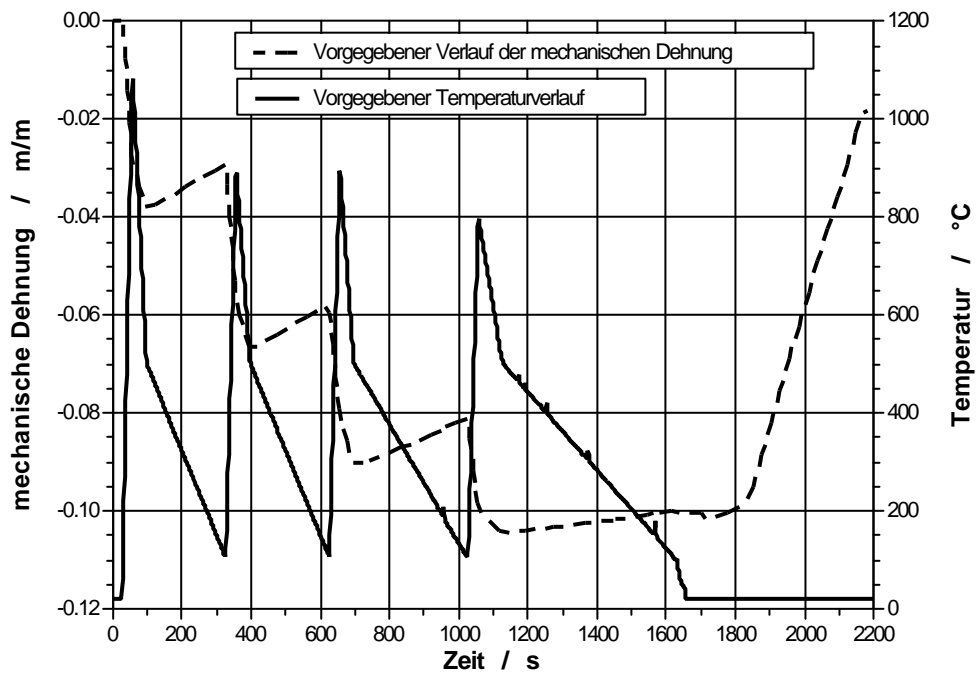


Bild 4-3 : Anisothermer dehnungskontrollierter Versuch

4.1.1 Versuchsdurchführung

Die Versuche wurden an zylindrischen Proben mit 8 mm Durchmesser durchgeführt, Bild 4-4. Um einerseits sicherzustellen, dass sich das Temperaturmaximum in der Probenmitte einstellt, und um andererseits zu gewährleisten, dass auch bei der Prüfung des höherfesten Schweißgutes die größten Verformungen im Prüfquerschnitt in der Probenmitte auftreten, wurden die Proben in diesem Bereich auf einen Durchmesser von 5 mm abgedreht.

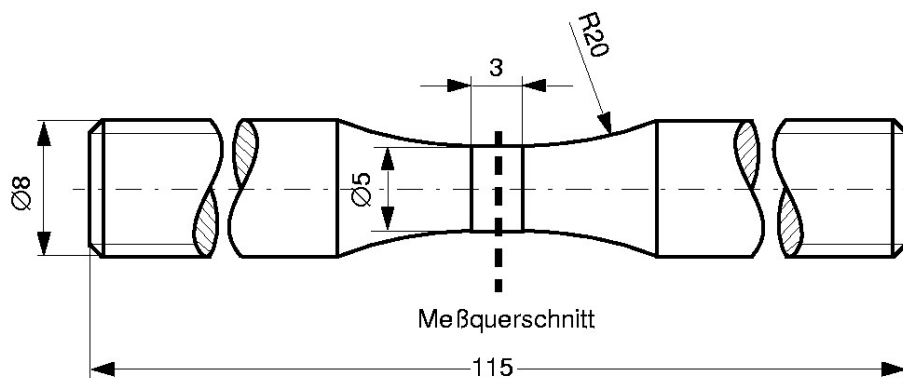


Bild 4-4 : Probengeometrie

Die Grundwerkstoffproben wurden aus der Wandung der bei der Versuchsschweißung verwendeten Rohre entnommen, Bild 4-5. Die Proben zur Prüfung des Schweißgutes wurden in gleicher Weise aus der Versuchsschweißung SN 3 entnommen. Dabei wurde der reduzierte Prüfquerschnitt so gelegt, dass in diesem Bereich reines Schweißgut vorliegt, Bild 4-6.

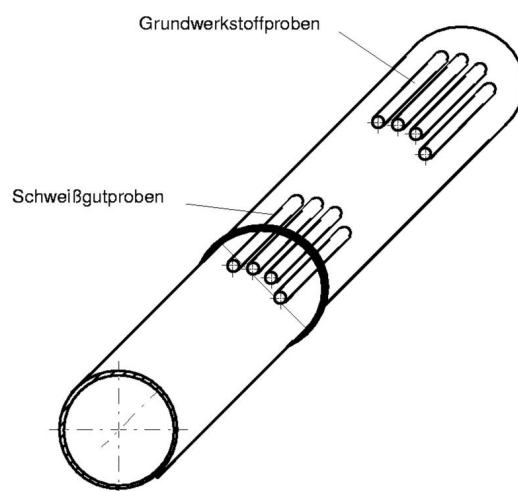


Bild 4-5 : Entnahmeort und Entnahmerichtung der Proben

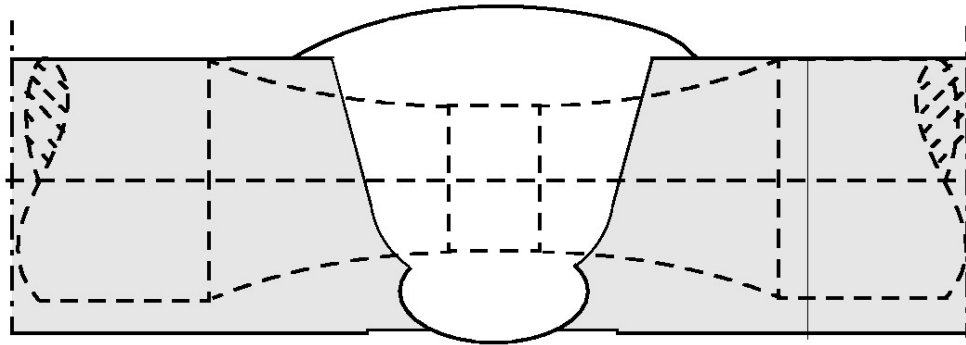


Bild 4-6 : Entnahme der Schweißgutproben

Die Versuche zur Werkstoffmodellierung wurden mit der thermo-mechanischen Prüfeinrichtung GLEEBLE 2000 durchgeführt, Bild 4-7. Diese erlaubt die mechanische Belastung einer Probe bei gleichzeitiger Vorgabe eines beliebigen Temperaturverlaufs. Die Erwärmung der in einer Vakuumkammer eingebauten Probe erfolgt konduktiv. Die Temperatur wird dabei mit Hilfe eines an die Probe angepunkteten Thermoelements kontrolliert.

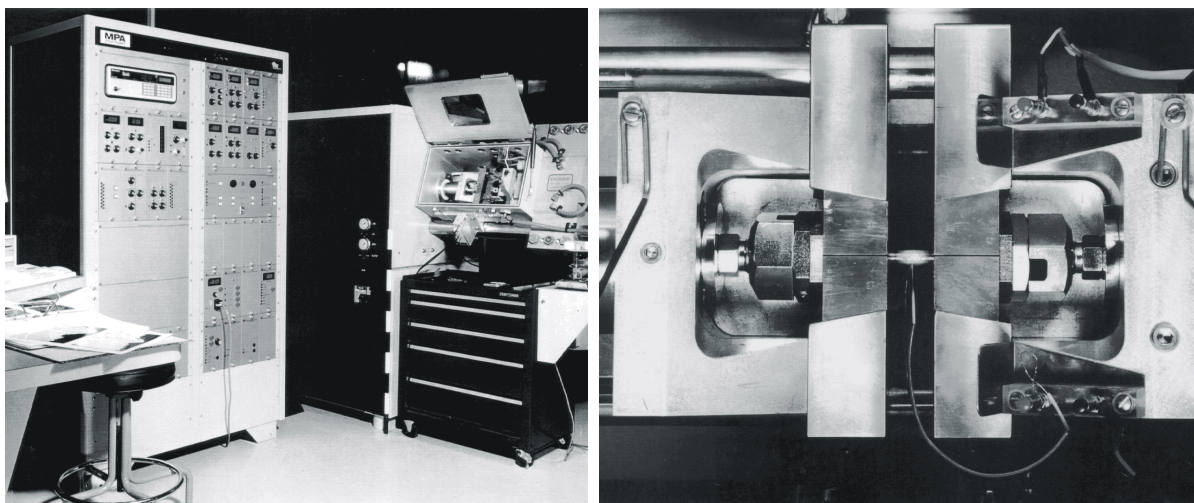


Bild 4-7: GLEEBLE 2000 Aufbau (links) und Blick in die Probenkammer (rechts)

Die mechanische Belastung erfolgt hubgesteuert. Mittels eines Dilatometers wird die Durchmesseränderung Δd der zylindrischen Proben während der Belastung gemessen. Hieraus kann nach der Gleichung

$$j_q = \ln \left(\frac{d_0 + \Delta d}{d_0} \right) \quad (4.1)$$

die logarithmische Querdehnung berechnet werden. Unter der Annahme, dass der Prüfquerschnitt während der Belastung zylindrisch bleibt, lässt sich aus der Durchmesseränderung Δd und der Ausgangsquerschnittsfläche A_0 auch die momentane Querschnittsfläche A berechnen:

$$A = A_0 + \frac{\pi}{4} \Delta d^2 + \frac{\pi \cdot d \cdot \Delta d}{2} \quad (4.2)$$

Die auf die Probe wirkende Last F wird durch eine maschineninterne Kraftmessdose erfaßt. Durch die Division der wirkenden Kraft durch den aktuellen Prüfquerschnitt erhält man die wahre Spannung:

$$\sigma = \frac{F}{A} \quad (4.3)$$

Die korrespondierende Längsdehnung φ_l setzt sich aus einem elastischen und einem plastischen Anteil zusammen.

$$\varphi_l = \varphi_{l,el} + \varphi_{l,pl} \quad (4.4)$$

Der elastische Anteil kann unter Anwendung des Hooke'schen Gesetzes mit Hilfe des Elastizitätsmoduls berechnet werden.

$$\varphi_{l,el} = \frac{\sigma}{E} = \frac{F}{EA} \quad (4.5)$$

Der plastische Anteil der Längsdehnung wird mit Hilfe der Querkontraktionszahl ν und unter der Annahme der Volumenkonstanz bei plastischer Verformung ($\nu_{pl} = 0,5$) aus der gemessenen Querdehnung φ_q berechnet:

$$\begin{aligned} \varphi_{l,pl} &= -\frac{1}{0.5} \varphi_{q,pl} \\ &= -\frac{1}{0.5} (\varphi_q - \varphi_{q,el}) \\ &= -\frac{1}{0.5} \left(\varphi_q - \nu \frac{\sigma}{E} \right) \\ &= -\frac{1}{0.5} \left(\frac{\Delta d}{d} + \nu \frac{F}{EA} \right) \end{aligned} \quad (4.6)$$

4.1.2 Versuchsergebnisse

Die in den Werkstoffversuchen realisierten Dehnungen weisen zum Teil eine Abweichung von den im vorangegangenen Kapitel beschriebenen, angestrebten Solldehnungen auf. Dies ist eine Folge der hubgesteuerten Fahrweise der GLEEBLE-Anlage. Infolge des Dehnungs- und Temperaturgradienten in Probenlängsrichtung existiert kein linearer Zusammenhang zwischen dem Maschinenhub und der lokalen Dehnung am Messquerschnitt.

Die im folgenden dargestellten Spannungs-Dehnungsverläufe stellen ausnahmslos den Verlauf der wahren Spannungen über den wahren (logarithmischen) Dehnungen dar.

Die Ergebnisse des zweistufigen Zugversuchs für den Grundwerkstoff sind in Bild 4-8 wiedergegeben. Erwartungsgemäß führt eine Erhöhung der Prüftemperatur zu einer geringeren Streckgrenze und einer geringeren Werkstoffverfestigung. Für Temperaturen über 800 °C verhält sich der Werkstoff nahezu ideal-plastisch. Nach Abkühlung auf RT und neuerlicher Belastung ist das Werkstoffverhalten uneinheitlich. Bis zu einer Prüftemperatur von 500 °C einschließlich verhält sich der Werkstoff so, als habe der vorangegangene Zugversuch und damit die Werkstoffverfestigung ebenfalls bei RT stattgefunden. Für die Warmzugversuche bei 800 °C, 1100 °C und 1300 °C ist diese Temperaturunabhängigkeit der Verfestigung nicht gegeben. Je höher die Temperatur des vorangegangenen Zugversuchs, desto geringer ist die Streckgrenze bei der anschließenden Wiederbelastung. Für die Prüftemperatur von 1300 °C liegt die Fließspannung deutlich unterhalb der ursprünglichen Streckgrenze des Werkstoffes.

Bild 4-9 zeigt die Warmfließkurven des Schweißgutes. Sie zeigen qualitativ dieselbe Temperaturabhängigkeit wie der Grundwerkstoff. Bei anschließender Abkühlung der Warmzugproben und Wiederbelastung bei RT ergibt sich ebenfalls ab 800 °C eine Abhängigkeit der Verfestigung von der Temperatur.

Die Ergebnisse der isothermen zyklischen Versuche für den Grundwerkstoff und das Schweißgut zeigen Bild 4-10 und 4-11. Bis zur Prüftemperatur von 800 °C erkennt man die für kinematische Verfestigung typische Form der Hysteresen mit nichtlinearem Verlauf der Werkstoffverfestigung. Jedoch nehmen die Beträge der Ober- und Unterspannungen mit Zunahme der plastischen Dehnung immer größere

Werte an. Dies zeigt, dass es auch isotrope Verfestigungsanteile gibt. Für Temperaturen über 800 °C verhalten sich Grundwerkstoff und Schweißgut, wie bereits aus dem Zugversuch ersichtlich, nahezu ideal plastisch.

Die zum Vergleich ebenfalls dargestellten statischen Fließkurven unterscheiden sich zum Teil deutlich von den zyklischen Fließkurven. Vor allem bei hohen Temperaturen kommt es zu nennenswerten Unterschieden. Ursache hierfür sind, neben der für Austenite typischen Streuung der mechanischen Eigenschaften, thermisch aktivierte Vorgänge wie die Werkstoffenerholung. Aber auch die bei hohen Temperaturen ausgeprägte Dehnratenabhängigkeit von Fließkurven kann, aufgrund der unterschiedlichen Dehngeschwindigkeiten bei den unterschiedlichen Versuchstypen, zu abweichenden Ergebnissen führen. Diese Effekte konnten in der vorliegenden Untersuchung jedoch nicht berücksichtigt werden.

Der am Grundwerkstoff durchgeführte Versuch mit wechselndem Temperatur- und Dehnungsverlauf ist in Bild 4-12 dokumentiert. Die ermittelten Spannungen korrelieren mit den vorgegebenen Temperatur- und Dehnungsverläufen. Es fällt jedoch auf, dass bei Abkühlung von der jeweiligen Spitztemperatur und gleichzeitiger Erhöhung der Druckdehnung kein Anstieg der Druckspannungen zu erkennen ist. Ursache hierfür können thermisch aktivierte Vorgänge (z.B. Kriechen) sein. Andererseits muß aufgrund des komplexen Versuchsablaufs, sowie der der Auswertung zugrundeliegenden Annahmen (Probenquerschnitt bleibt zylindrisch, homogene Querschnittstemperatur) eine größere Streubreite der Ergebnisse in Betracht gezogen werden.

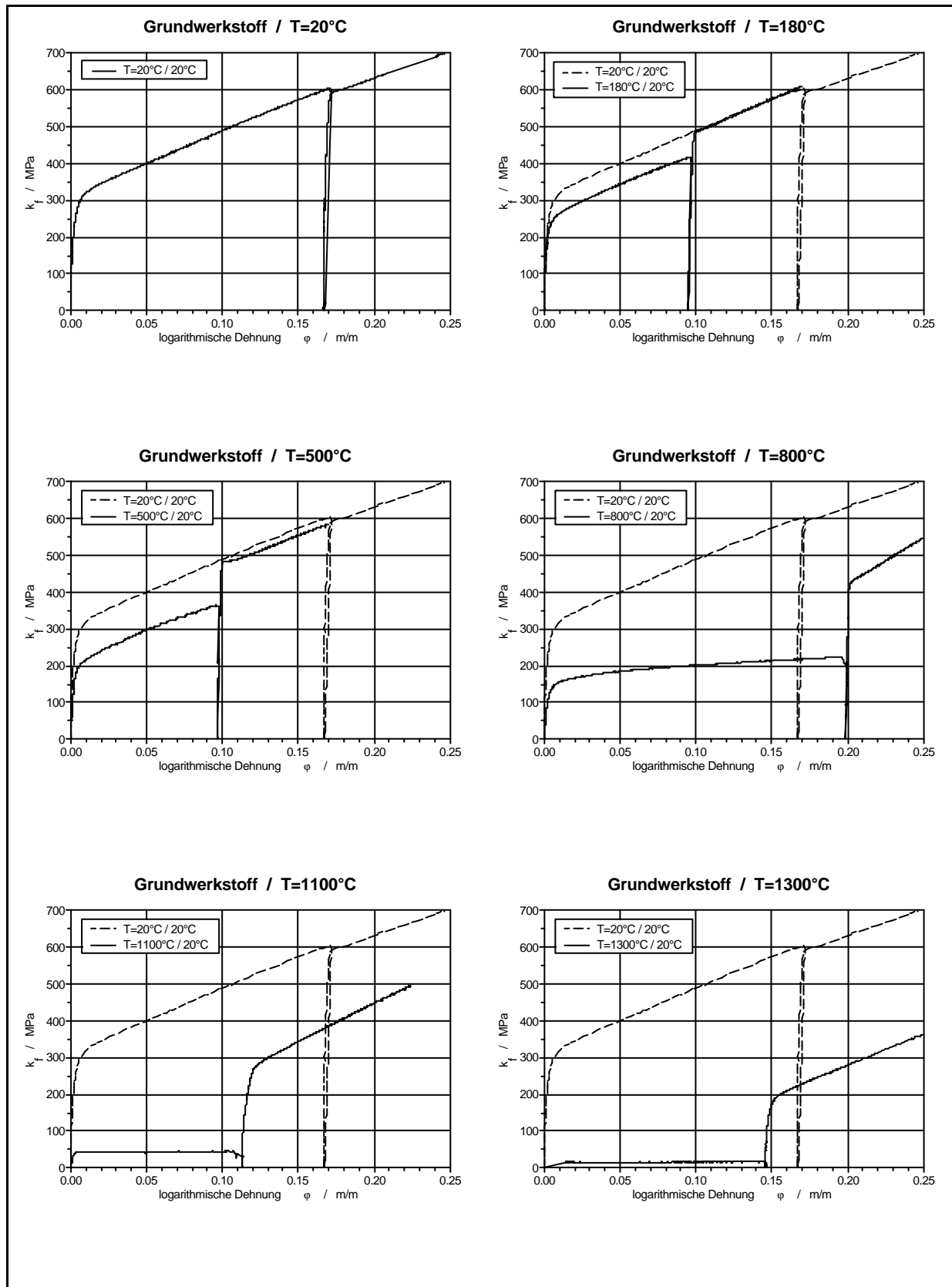


Bild 4-8 : Ergebnisse des zweistufigen Zugversuchs für den Grundwerkstoff

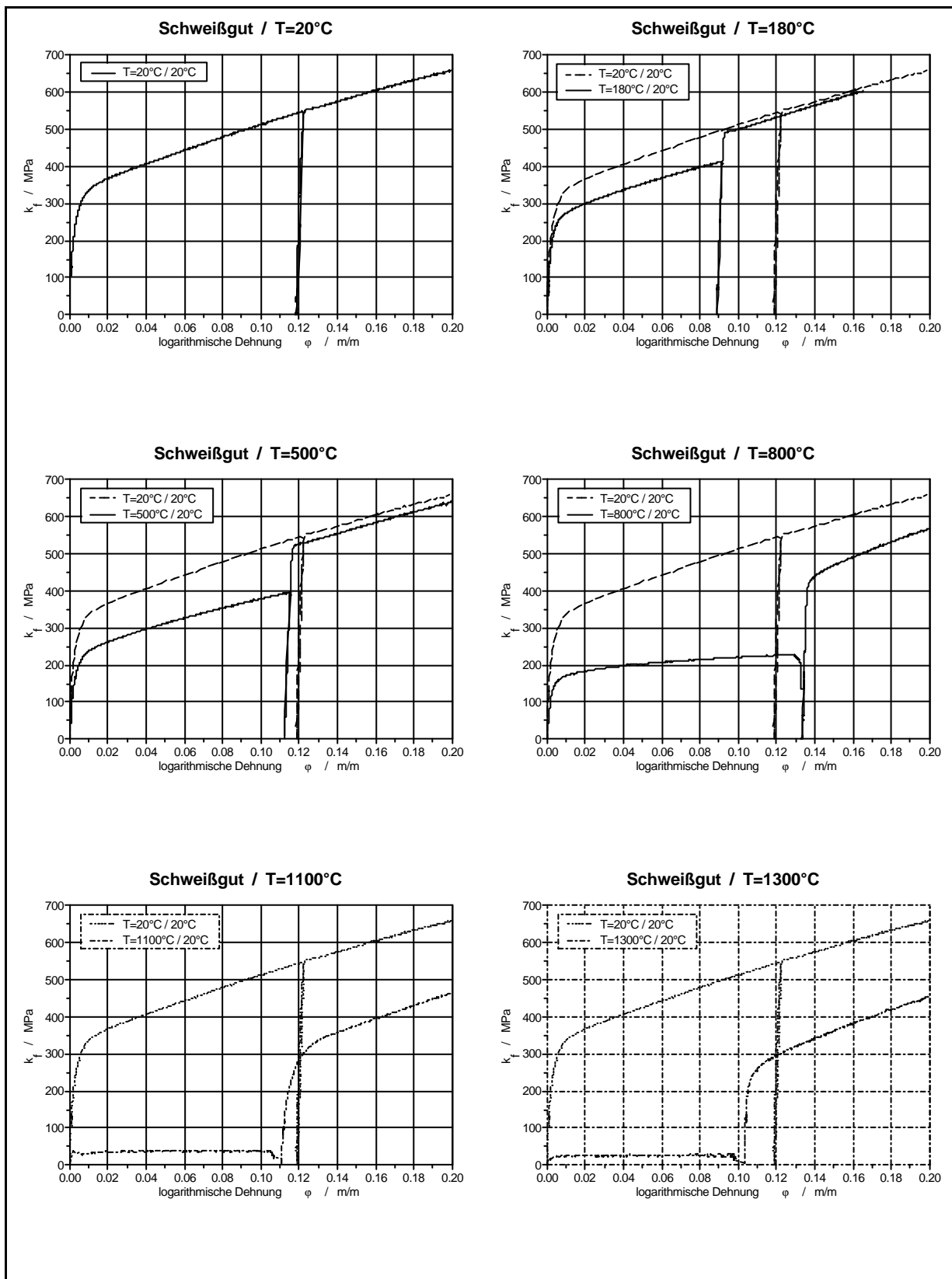


Bild 4-9 : Ergebnisse des zweistufigen Zugversuchs für das Schweißgut

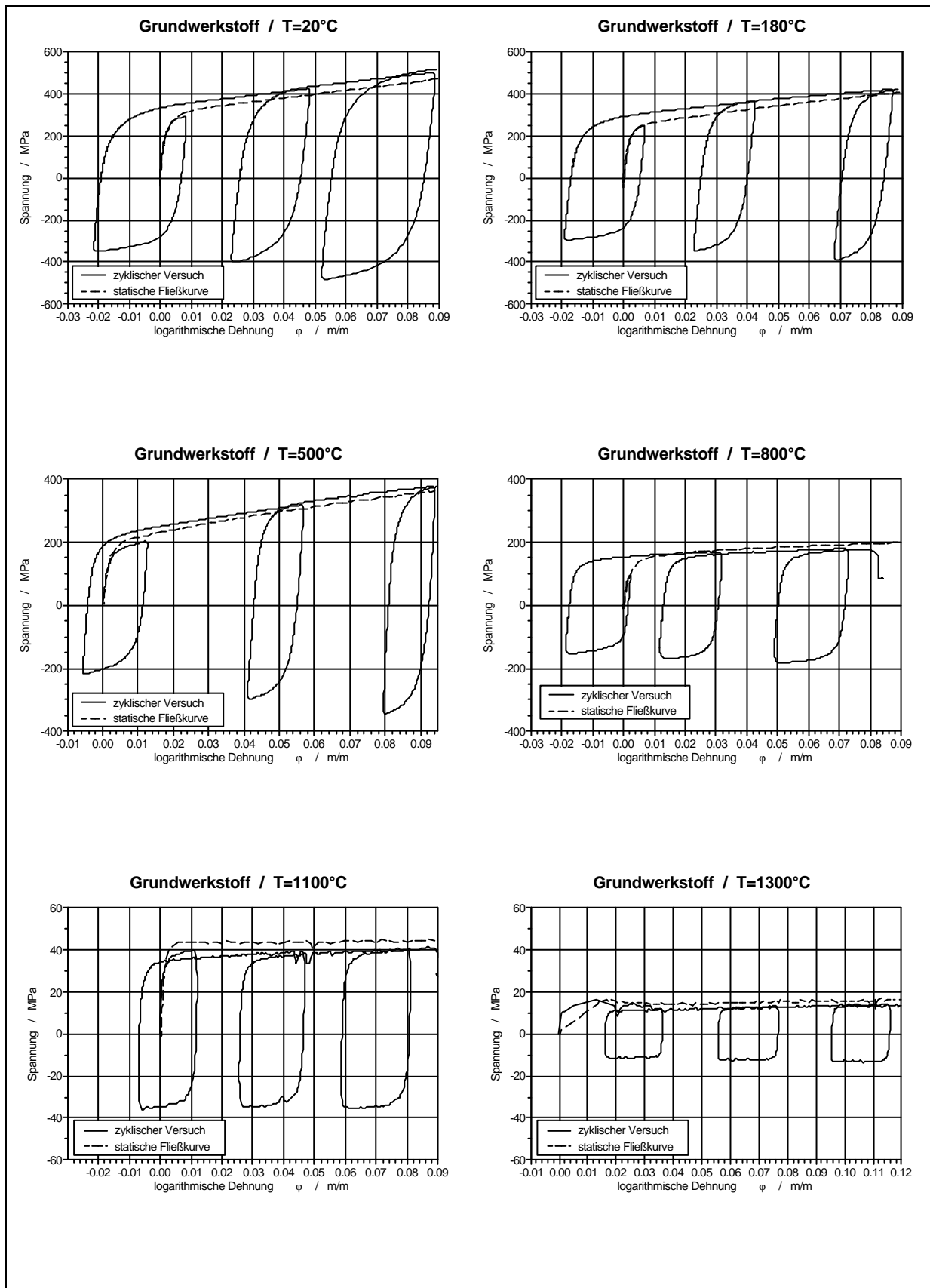


Bild 4-10 : Ergebnisse der isothermen zyklischen Versuche für den Grundwerkstoff

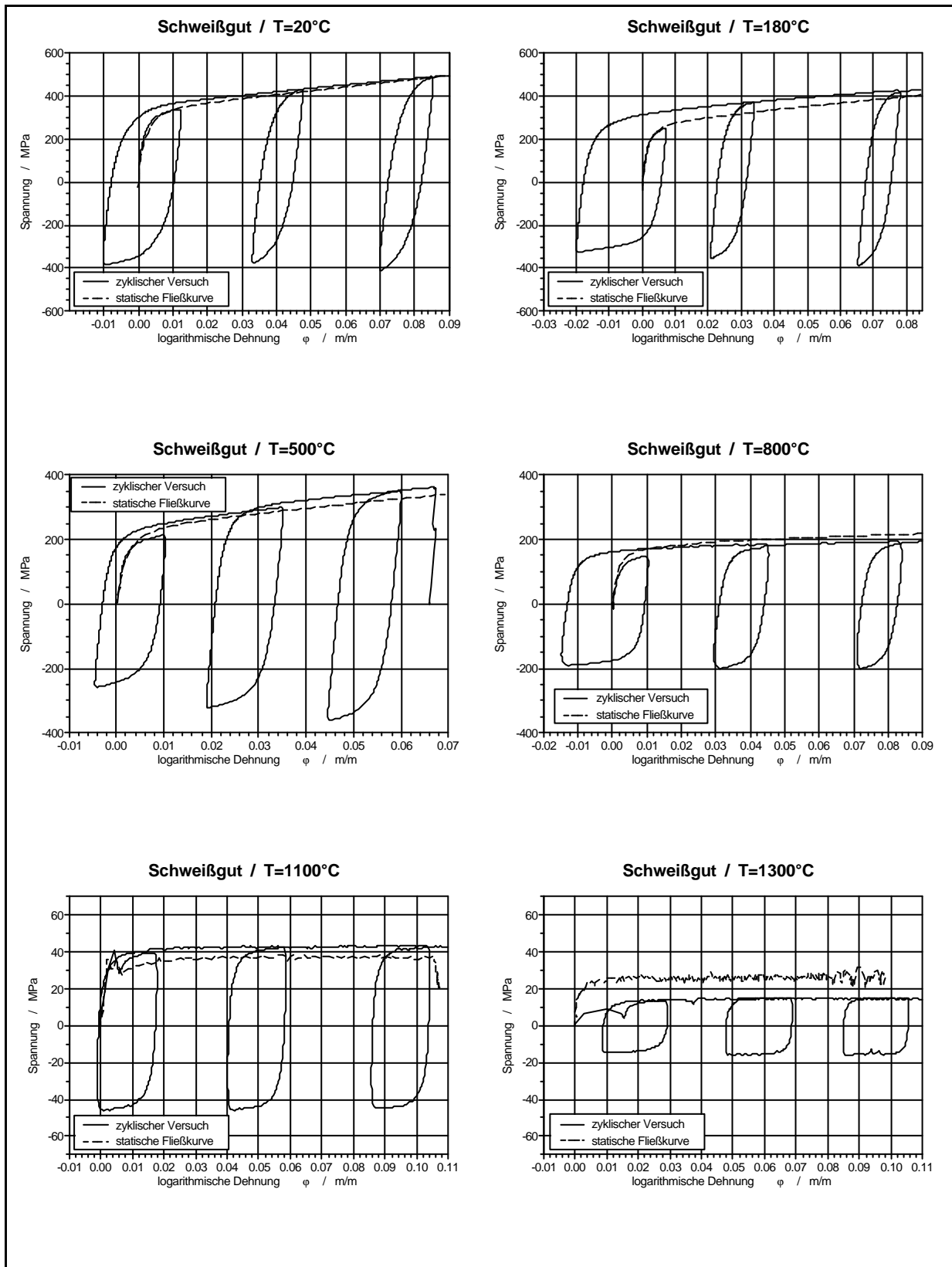


Bild 4-11 : Ergebnisse der isothermen zyklischen Versuche für das Schweißgut

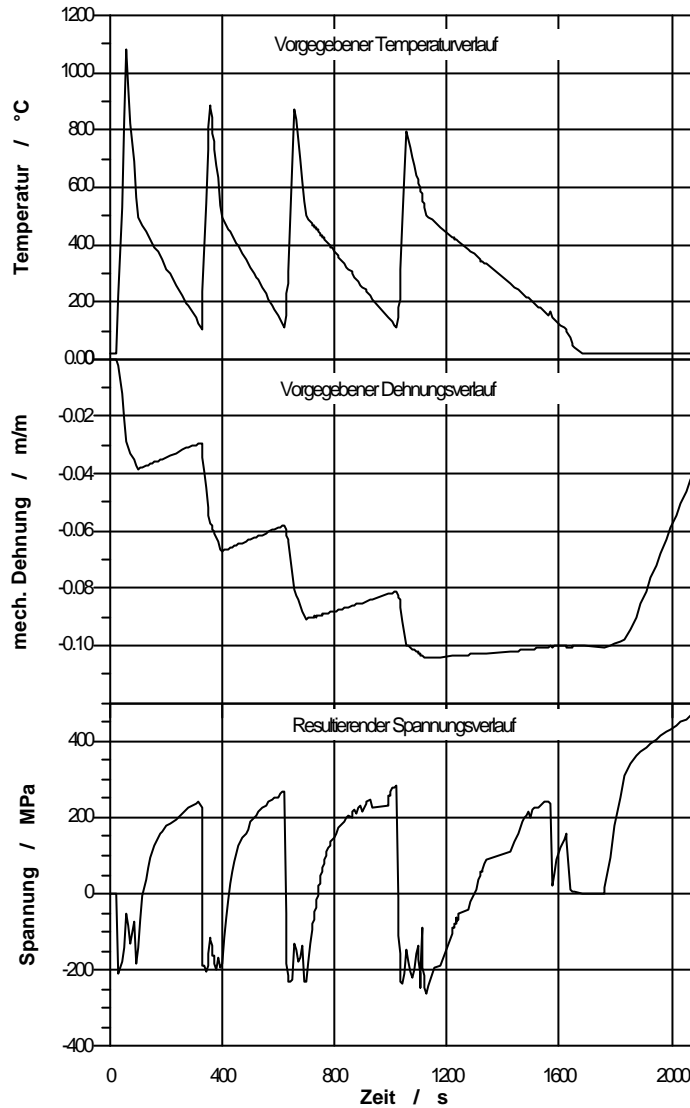


Bild 4-12 : Ergebnis des anisothermen dehnungskontrollierten Versuchs

4.2 Mathematische Beschreibung des Werkstoffverhaltens

Zur mathematischen Formulierung des Materialverhaltens von Stählen sind aus der Literatur zahlreiche Stoffgesetze bekannt /56-61/. Bei dem in dieser Arbeit verwendeten Werkstoffmodell handelt es sich um ein aus der klassischen Plastizitätstheorie weiterentwickeltes Einflächen-Fließmodell, das in der verwendeten Form auf Veröffentlichungen von Armstrong, Frederik und Chaboche (AFC-Modell) zurückgeht /44-47/. Es ermöglicht die Beschreibung von nichtlinearem Verfestigungsverhalten mit kinematischen und isotropen Verfestigungsanteilen auf der Basis eines phänomenologischen Ansatzes.

4.2.1 Beschreibung des Werkstoffmodells

Prinzipiell sind Stoffgesetze mathematische Beziehungen für die Spannungs-Dehnungs-Antwort eines Materials auf äußerere Belastungen. In der Plastizitätstheorie wird angenommen, dass sich die Verformung eines Material aus elastischen und plastischen Verformungen zusammensetzt. Bei zusätzlicher thermischer Beanspruchung kann somit die Gesamtdehnrate $\underline{\dot{\underline{\underline{\epsilon}}}}$ als Summe der elastischen Dehnrate $\underline{\dot{\underline{\underline{\epsilon}}}}_{el}$ der inelastischen Dehnrate $\underline{\dot{\underline{\underline{\epsilon}}}}_{pl}$ und der thermischen Dehnrate $\underline{\dot{\underline{\underline{\epsilon}}}}_{th}$ dargestellt werden :

$$\underline{\dot{\underline{\underline{\epsilon}}}} = \underline{\dot{\underline{\underline{\epsilon}}}}_{el} + \underline{\dot{\underline{\underline{\epsilon}}}}_{pl} + \underline{\dot{\underline{\underline{\epsilon}}}}_{th} \quad (4.7)$$

Die thermische Dehnrate ergibt sich aus dem differentiellen Wärmeausdehnungskoeffizient $\bar{\alpha}$ und der Temperaturänderung \dot{T} .

$$\underline{\dot{\underline{\underline{\epsilon}}}}_{th} = \bar{\alpha} \dot{T} \underline{\underline{\underline{1}}} \quad (4.8)$$

$\underline{\underline{\underline{1}}}$ ist der Einheitstensor, dessen Hauptdiagonalen den Wert 1 und dessen Nebendiagonalen den Wert 0 haben.

Aus der elastischen Dehnrate

$$\underline{\dot{\underline{\underline{\epsilon}}}}_{el} = \underline{\dot{\underline{\underline{\epsilon}}}} - \underline{\dot{\underline{\underline{\epsilon}}}}_{pl} - \underline{\dot{\underline{\underline{\epsilon}}}}_{th} \quad (4.9)$$

kann mit Hilfe des Hooke'schen Gesetzes die Spannungsänderung berechnet werden:

$$\underline{\dot{\underline{\underline{\sigma}}}} = \underline{\underline{\underline{E}}} : \underline{\dot{\underline{\underline{\epsilon}}}}_{el} + \dot{T} \cdot \frac{\partial \underline{\underline{\underline{E}}}}{\partial T} : \underline{\underline{\underline{\epsilon}}}_{el} \quad (4.10)$$

$\underline{\underline{\underline{E}}}$ stellt den verallgemeinerten Elastizitätstensor 4.Stufe dar, welcher sich bei Isotropie aus den Lamé-Konstanten berechnen lässt. Aufgrund der möglichen Temperaturabhängigkeit des Elastizitätstensors können Spannungsänderungen auch aus einer reinen Temperaturänderung resultieren.

Der Beginn der inelastischen Verformung wird in der Plastizitätstheorie durch die Fließbedingung beschrieben. Die Fließbedingung ist eine skalarwertige Funktion, die im Spannungsraum eine Fließfläche beschreibt. Alle elastischen Spannungszustände liegen innerhalb der Fließfläche, alle plastischen Spannungszustände liegen auf der Berandung der Fließfläche. Für metallische

Werkstoffe wird der Fließbeginn am besten durch die Fließbedingung nach von Mises beschrieben /68,69/. Unter der Annahme von linearelastischem-idealplastischem Werkstoffverhalten mit der Elastizitätsgrenze k lautet die Fließbedingung:

$$f = J_2(\underline{\underline{S}}) - k = 0 \quad (4.11)$$

$J_2(\underline{\underline{S}})$ ist die 2. Invariante des deviatorischen Spannungstensors $\underline{\underline{S}}$, der sich durch die Abspaltung des hydrostatischen Spannungsanteils von der Gesamtspannung ergibt:

$$\underline{\underline{S}} = \underline{\underline{\sigma}} - \frac{1}{3} \text{Sp}(\underline{\underline{\sigma}}) \quad (4.12)$$

$$\text{Sp}(\underline{\underline{\sigma}}) = \sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33} \quad (4.13)$$

Die 2. Invariante des Spannungsdeviators entspricht der Vergleichsspannung nach der Gestaltänderungsenergiehypothese /62/, die auch als von Mises-Spannung bezeichnet wird:

$$J_2(\underline{\underline{S}}) = \sqrt{\frac{3}{2} \underline{\underline{S}} : \underline{\underline{S}}} \quad (4.14)$$

Im Hauptspannungsraum stellt die Fließbedingung nach von Mises einen Zylinder mit dem Radius $\sqrt{2/3} k$ dar, dessen Längsachse (hydrostatische Achse) mit allen Hauptrichtungen des Spannungsraumes denselben Winkel einschließt. In der Deviator-ebene (Blickrichtung parallel zur hydrostatischen Achse) erscheint die Fließfläche als Kreis, Bild 4-13.

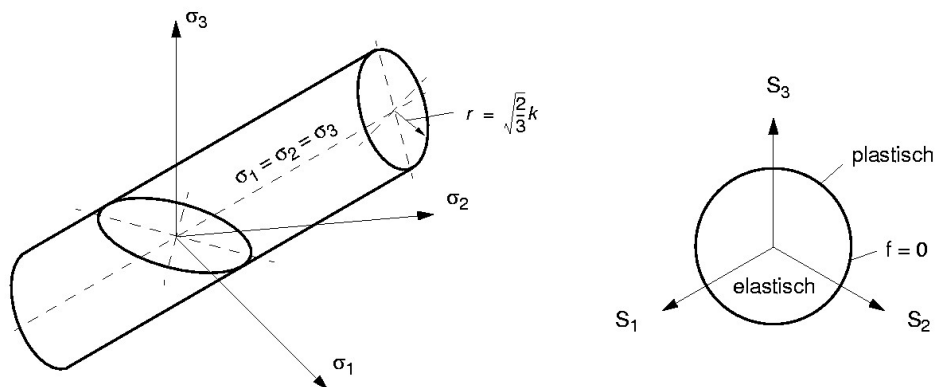


Bild 4-13 : Fließflächen im Hauptspannungs- (links) und im Deviatorraum (rechts)

Die Richtung, der mit Erfüllen der Fließbedingung auftretenden plastischen Dehnung wird durch die Fließregel bestimmt. Für metallische Werkstoffe findet oft die Prandtl-Reußsche Normalenregel Anwendung:

$$\dot{\underline{\underline{\epsilon}}}_{pl} = \dot{p} \frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} = \sqrt{\frac{3}{2}} \dot{p} \underline{\underline{n}} \quad (4.15)$$

Bei dieser Fließregel wird angenommen, dass der Vektor der plastischen Dehninkremente senkrecht zur Fließfläche steht, Bild 4-14.

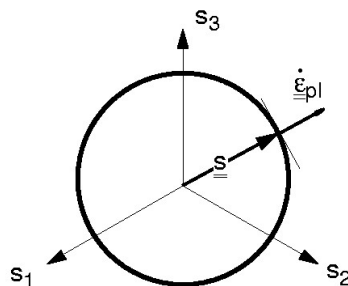


Bild 4-14 : Normalenregel

Das plastische Dehnungsinkrement \dot{p} ist die Rate der akkumulierten plastischen Vergleichsdehnung und berechnet sich nach der Gleichung

$$\dot{p} = \sqrt{\frac{2}{3} \dot{\underline{\underline{\epsilon}}}_{pl} : \dot{\underline{\underline{\epsilon}}}_{pl}} \quad (4.16)$$

Infolge der Annahme der Volumenkonstanz bei plastischen Deformationen gibt es keinen volumetrischen Dehnungsanteil, so dass der plastische Dehnungstensor mit dem deviatorischen Anteil der Dehnung identisch ist.

$$\dot{\underline{\underline{\epsilon}}}_{pl} = \dot{\underline{\underline{\epsilon}}}_{pl} \quad (4.17)$$

Wird der Werkstoff überelastisch beansprucht, so verfestigt er im allgemeinen, d.h. der Formänderungswiderstand nimmt in Abhängigkeit von der plastischen Verzerrung zu. Dies muß durch geeignete Verfestigungsgesetze beschrieben werden. Prinzipiell werden zwei Verfestigungsmechanismen unterschieden. Das kinematische Verfestigungsmodell ist geeignet die richtungsabhängigen Vorgänge wie z.B. den Bauschinger Effekt [70] abzubilden. Zur mathematischen Beschreibung

wird der sogenannte Backstress- oder Rückspannungstensor $\underline{\underline{X}}$ eingeführt. Er beschreibt anschaulich die Verschiebung der Fließfläche im Spannungsraum, Bild 4-15.

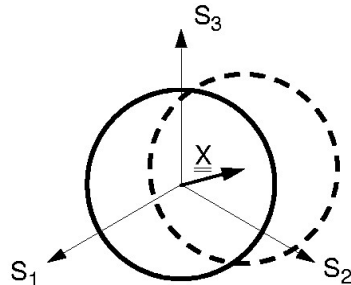


Bild 4-15 : Verschiebung der Fließfläche infolge kinematischer Verfestigung

Erste Ansätze zur Beschreibung der kinematischen Verfestigung gehen auf Prager /71/ zurück. Er verwendet einen linearen Ansatz zur Beschreibung des Zusammenhangs zwischen der Rate der kinematischen Verfestigung und der plastischen Dehnrate

$$\dot{\underline{\underline{X}}} = \frac{2}{3} c \dot{\underline{\underline{\epsilon}}}_{pl} \quad (4.18)$$

Armstrong und Frederick schlugen eine nichtlineare Verfestigungsregel vor, indem sie einen Recall- oder Erholungsterm hinzufügten, so dass sich nachfolgende Evolutionsgleichung ergibt:

$$\dot{\underline{\underline{X}}} = \frac{2}{3} c \dot{\underline{\underline{\epsilon}}}_{pl} - \gamma \underline{\underline{X}} \dot{p} \quad (4.19)$$

Von Chaboche stammt der Vorschlag den Backstress durch eine Summe einzelner Backstresses abzubilden

$$\underline{\underline{X}} = \sum_{i=1}^N \underline{\underline{X}}_i \quad (4.20)$$

Hierdurch gelingt in der Regel eine bessere Anpassung an experimentelle Fließkurven. Jedoch erhöht sich auch die Zahl der freien Modellparameter.

Bild 4-16 verdeutlicht den Einfluß der einzelnen Parameter anhand der Beschreibung eines einachsigen Zugversuchs mit 2 nichtlinearen und einem linearen Backstress. Der Parameter c_i beschreibt die Steigung der Kurve für den Beginn der plastischen Dehnung. Handelt es sich um einen linearen Verfestigungsterm (ohne recall Term),

so bleibt die Steigung konstant. Für nichtlineare Backstress-Terme nimmt die Steigung exponentiell ab. Der Betrag von X strebt gegen den Sättigungswert $\frac{c}{g}$.

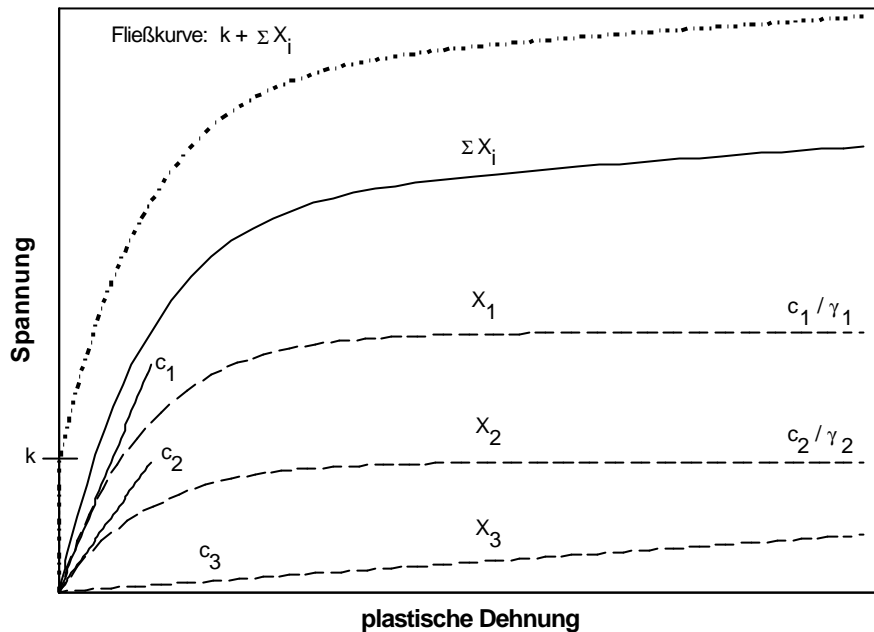


Bild 4-16 : Superposition der Backstresses

Für die Berücksichtigung der Temperaturabhängigkeit der kinematischen Verfestigungsvariable schlägt Chaboche eine weitere Erweiterung der Entwicklungsgleichung vor

$$\dot{\underline{X}} = \frac{2}{3} c \dot{\underline{\epsilon}}_{pl} - \gamma \underline{X} \dot{p} + \frac{1}{c} \frac{\partial c}{\partial T} \dot{T} \underline{X} \quad (4.21)$$

Unter der Voraussetzung, dass der Parameter γ für alle Temperaturen konstant ist, erfüllt diese Formulierung die Anforderung, wonach die kinematische Verfestigungsvariable nur von der momentanen Temperatur und der plastischen Belastungsgeschichte abhängt. Bei welcher Temperatur die vorausgegangene plastische Verformung erfolgte, soll dagegen keinen Einfluß auf das weitere Verfestigungsverhalten haben.

Diese Unabhängigkeit der Verfestigung von der Temperaturgeschichte wird durch die zweistufigen Zugversuche verdeutlicht. Die bei 180°C und 500°C vorbelasteten Proben zeigen nach Abkühlung auf Raumtemperatur und neuerlicher Zugbelastung dieselbe Verfestigung, wie wenn die Vorbelastung bei Raumtemperatur erfolgt wäre.

Für höhere Temperaturen ist dieses Modell, wie die zweistufigen Zugversuche bei 800°C, 1100°C und 1300°C zeigten, nicht geeignet. Die dort festzustellende Abhängigkeit der Verfestigung von Prüftemperatur wird durch das Zerlegen des Backstress-Tensors in einen temperaturabhängigen und einen temperaturunabhängigen Tensor berücksichtigt.

$$\underline{\underline{X}} = \underline{\underline{X}}^a + \underline{\underline{X}}^u \quad (4.22)$$

Der temperaturabhängige Zuwachs des Backstresses wird mit Hilfe des freien Werkstoffparameters f ($0 \leq f \leq 1$) berechnet.

$$\underline{\underline{\dot{X}}}^a = f \cdot \underline{\underline{\dot{X}}} \quad (4.23)$$

Während des Abkühlvorganges wird nur der temperaturunabhängige Anteil der Verfestigungsvariable berücksichtigt,

$$\underline{\underline{\dot{X}}} = \frac{2}{3} c \underline{\underline{\dot{\epsilon}}}_{pl} - \gamma \underline{\underline{X}} \dot{p} + \frac{1}{c} \frac{\partial c}{\partial T} T \underline{\underline{\dot{X}}}^u \quad (4.24)$$

Für Temperaturen über 1000°C wird der temperaturunabhängige Backstresstensor zu null gesetzt $\underline{\underline{X}}^u = \underline{\underline{0}}$. Das hat zur Folge, dass die vorangegangene Verfestigungsgeschichte bei der anschließenden Abkühlung vernachlässigbar klein ist.

Der richtungsunabhängige isotrope Verfestigungsanteil wird durch die skalare Verfestigungsvariable R beschrieben. Diese auch als Dragstress bezeichnete Größe ist mit dem Radius der Fließfläche verknüpft und beschreibt bildhaft die Vergrößerung der Fließfläche im Spannungsraum, Bild 4-17.

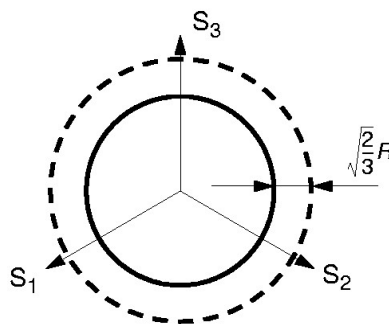


Bild 4-17 : Vergrößerung der Fließfläche durch isotrope Vefestigung

Zur Beschreibung zyklischer Verfestigungsvorgänge schlägt Chaboche als Entwicklungsgleichung für R die Differentialgleichung

$$\dot{R} = b (Q - R) \dot{p} \quad (4.25)$$

vor.

Der Wert Q steht für den Sättigungswert der isotropen Verfestigung. Da bei der Schweißsimulation nur wenige Belastungszyklen auftreten und zudem wie in /49,55/ gezeigt wurde, bei großen Dehnungsschwingbreiten keine Sättigung zu erwarten ist, hat der Wert Q keine unmittelbare physikalische Bedeutung, sondern stellt ebenso wie b einen freien Materialparameter dar. Durch die Integration der Entwicklungsgleichung erhält man eine analytische Funktion die die isotrope Verfestigung als Funktion der plastischen Vergleichsdehnung beschreibt.

$$R = Q - Q \cdot e^{-bp} \quad (4.26)$$

Die temperaturbedingte Änderung der Verfestigungsvariable ergibt sich durch die Ableitung von R nach der Temperatur :

$$\frac{dR}{dT} = \frac{1}{Q} \frac{\partial Q}{\partial T} R + b \frac{\partial b}{\partial T} e^{-bp} \quad (4.27)$$

Um ebenfalls den Effekt zu berücksichtigen, wonach plastische Dehnungen bei hohen Temperaturen keinen Einfluß auf die Verfestigung haben, wird die plastische Vergleichsdehnung in einen verfestigungsrelevanten p^u und einen nicht verfestigungsrelevanten Teil p^a zerlegt.

$$p = p^a + p^u \quad (4.28)$$

Der temperaturabhängige Zuwachs plastischen Vergleichsdehnung wird wie der der Zuwachs an kinematischer Verfestigung mit Hilfe des freien Werkstoffparameters g berechnet.

$$\dot{p}^a = g \cdot \dot{p} \quad (4.29)$$

Für die Berechnung der aktuellen isotropen Verfestigung wird bei dieser Vorgehensweise nur der temperaturunabhängige Anteil der plastischen Dehnung berücksichtigt.

$$R = Q - Qe^{-b(p-p^a)}$$

Für Temperaturen über 1000°C wird $p=p^a$, was einer vollständigen Annullierung der vorangegangenen Verfestigung des Werkstoffs entspricht.

Mit der Einführung der oben beschriebenen Verfestigungsgesetze erhält man bei Anwendung des von Mises-Fließ-Kriterium die Fließbedingung

$$f = J_2 (\underline{\underline{S}} - \underline{\underline{X}}) - R - k = 0 \quad (4.30)$$

mit

$$J_2 (\underline{\underline{S}} - \underline{\underline{X}}) = \sqrt{\frac{3}{2} (\underline{\underline{S}} - \underline{\underline{X}}) : (\underline{\underline{S}} - \underline{\underline{X}})} \quad (4.31)$$

Die Richtung der plastischen Verzerrungssinkremente hängt somit bei Anwendung der Prandtl-Reußschen Normalenregel von der Differenz zwischen Spannungs- und Backstress - Tensor ab, Bild 4-18.

$$\dot{\underline{\underline{\epsilon}}}_{\text{pl}} = \dot{p} \frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} = \frac{3}{2} \dot{p} \frac{\underline{\underline{S}} - \underline{\underline{X}}}{J_2(\underline{\underline{S}} - \underline{\underline{X}})} = \frac{3}{2} \dot{p} \frac{\underline{\underline{S}} - \underline{\underline{X}}}{k + R} = \sqrt{\frac{3}{2}} n \dot{p} \quad (4.32)$$

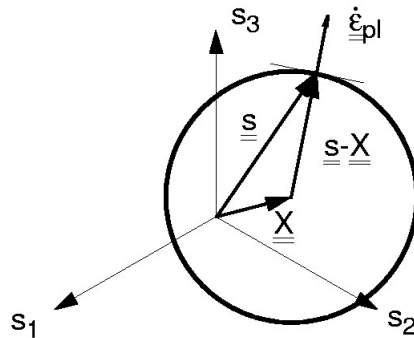


Bild 4-18 : Richtung des plastischen Dehnungssinkrements

Um die plastische Dehnung am Ende eines Zeitschrittes und damit das plastische Vergleichdehnungssinkrement zu ermitteln, müssen die konstitutiven Gleichungen sowie die Spannungs- und Dehnungsgleichungen über der Zeit integriert werden. Dabei ist die Konsistenzbedingung zu erfüllen, welche fordert, dass der Spannungspunkt für jeden Zeitpunkt des Fließens auf der Fließfläche liegt. Dies kann auch durch die Bedingung ausgedrückt werden, wonach das totale Differential der Fließbedingung immer gleich null ist:

$$\dot{f} = \frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} \dot{\underline{\underline{\sigma}}} + \frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{X}}} \dot{\underline{\underline{X}}} + \frac{\partial f}{\partial R} \dot{R} + \frac{\partial f}{\partial k} \dot{k} = 0 \quad (4.33)$$

Aus der Konsistenzbedingung ergibt sich mit

$$\frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} = \frac{3}{2} \frac{\underline{\underline{S}} - \underline{\underline{X}}}{k + R} \quad (4.34)$$

$$\frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{X}}} = -\frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} = -\frac{3}{2} \frac{\underline{\underline{S}} - \underline{\underline{X}}}{k + R} \quad (4.35)$$

$$\frac{\partial f}{\partial R} = \frac{\partial f}{\partial k} = -1 \quad (4.36)$$

sowie

$$\underline{\dot{\underline{\sigma}}} = \underline{\underline{E}} \cdot \underline{\dot{\underline{\varepsilon}}} - \underline{\underline{E}} \cdot \dot{p} \frac{\partial \underline{\underline{\sigma}}}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} + \frac{\partial \underline{\underline{\sigma}}}{\partial T} \dot{T} \quad (4.37)$$

die Gleichung

$$\frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} : \underline{\underline{E}} \cdot \underline{\dot{\underline{\varepsilon}}} - \frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} : \underline{\underline{E}} \frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} \dot{p} + \frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} : \frac{\partial \underline{\underline{\sigma}}}{\partial T} \dot{T} - \frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} \dot{\underline{\underline{X}}} - \dot{R} - \dot{k} = 0 \quad (4.38)$$

Schreibt man die Entwicklungsgleichung für $\underline{\underline{X}}$ in der Form

$$\underline{\underline{\dot{X}}} = \underline{\underline{m}}_x \cdot \dot{p} + \frac{\partial \underline{\underline{X}}}{\partial T} \cdot \dot{T} \quad (4.39)$$

mit

$$\underline{\underline{m}}_x = \frac{\partial \underline{\underline{X}}}{\partial p} = \left(\frac{2}{3} c \left(\frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{s}}} \right) - \underline{\underline{g}} \underline{\underline{X}} \right) \quad (4.40)$$

und \dot{R} in der Form

$$\dot{R} = m_R \cdot \dot{p} + \frac{\partial R}{\partial T} \dot{T} \quad , \quad (4.41)$$

mit

$$m_R = b (Q - R)$$

und

$$\dot{k} = \frac{\partial k}{\partial T} \dot{T}$$

so kann Gleichung (4.33) in eine Bestimmungsgleichung für \dot{p} überführt werden

$$\dot{p} = \frac{\frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} : \underline{\underline{E}} \cdot \underline{\dot{\underline{\varepsilon}}} + \left(\frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} : \frac{\partial \underline{\underline{\sigma}}}{\partial T} + \frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} : \frac{\partial \underline{\underline{X}}}{\partial T} - \frac{\partial R}{\partial T} - \frac{\partial k}{\partial T} \right) \dot{T}}{\frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} : \underline{\underline{E}} : \frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} + \underline{\underline{m}}_x \frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} + m_R} \quad (4.42)$$

m_R beschreibt die Steigung der isotropen Verfestigungskurve, die mit zunehmender plastischer Vergleichsdehnung abnimmt. Der Tensor $\underline{\underline{m}}_x$ beschreibt die Änderung des kinematischen Verfestigungstensors mit zunehmender plastischer Dehnung.

4.2.2 Implementierung des Werkstoffmodells in das Finite Elemente Programm ABAQUS

Bei der inelastischen Strukturanalyse mit Hilfe der Methode der Finiten Elemente müssen einerseits die Gleichgewichtsbedingungen an den Stützstellen der zeitlichen

Diskretisierung erfüllt werden und andererseits müssen die konstitutiven Gleichungen über ein Zeitinkrement Δt integriert werden. Die dazu notwendigen Gleichungen werden im folgenden vorgestellt, wobei die Darstellung in Anlehnung an /63,65/ erfolgt.

Über das Prinzip der virtuellen Arbeit erhält man für einen im statischen Gleichgewicht befindlichen Körper eine Beziehung, die die Spannungen und Verzerrungen im Inneren mit den äußeren Belastungen und Verschiebungen verknüpft. Diese lautet

$$\int_V \underline{\underline{\sigma}} \delta \underline{\underline{\varepsilon}} dV = \int_A \underline{\underline{P}} \delta \underline{u} dA + \int_V \underline{\underline{f}} \cdot \delta \underline{u} dV \quad (4.43)$$

Hierbei ist $\underline{\underline{P}}$ die auf die Einheitsfläche bezogene Oberflächenkraft und $\underline{\underline{f}}$ die auf das Einheitsvolumen bezogene Volumenkraft.

Für die Diskretisierung mit der Methode der Finiten Elemente erhält man nach der Einführung der Formfunktionen \underline{N} , die das Verschiebungsfeld \underline{u} im Inneren mit den Knotenpunktverschiebungen \underline{U} eines Elements verknüpfen,

$$\underline{u}(\underline{x}) = \sum_{N=1}^{NF} \underline{N}^N \cdot \underline{U}^N \quad (4.44)$$

sowie deren Ortsableitungen

$$\underline{\underline{B}}^N = \text{sym} \left(\frac{\partial \underline{N}^N(\underline{x})}{\partial \underline{x}} \right) \quad (4.45)$$

die Berechnungsvorschrift zur Ermittlung der Dehnungen:

$$\underline{\underline{\varepsilon}}(\underline{x}) = \sum_{N=1}^{NF} \underline{\underline{B}}^N \underline{U}^N \quad (4.46)$$

Dabei steht NF für die Anzahl der Freiheitsgrade.

Bei Vernachlässigung der Volumenkräfte kann Gleichung (4.43) mit Hilfe der Gleichungen (4.44), (4.45) und (4.46) in

$$\int_V \underline{\underline{\sigma}} \cdot \underline{\underline{B}}^N dV = \int_A \underline{\underline{P}} \cdot \underline{N}^N dA \quad (4.47)$$

überführt werden.

Die linke Seite der Gleichung beschreibt die Kraftwirkung der inneren Spannungen auf den N-ten Freiheitsgrad,

$$\underline{I}^N = \int \underline{\underline{\sigma}} \underline{\underline{B}}^N dV, \quad (4.48)$$

während die rechte Seite die äußeren Kräfte auf den Freiheitsgrad N beschreibt:

$$\underline{P}^N = \int_A \underline{P} \cdot \underline{N}^N dA \quad (4.49)$$

Bei elastischem Materialverhalten folgt aus dem Hooke'schen Gesetz

$$\underline{\underline{\sigma}} = \underline{\underline{E}} \cdot \underline{\underline{\varepsilon}} = \sum_M \underline{\underline{E}} : \underline{\underline{B}}^M \underline{U}^M \quad (4.50)$$

womit sich die Gleichung (4.48) wie folgt schreiben lässt

$$\underline{I}^N = \sum_M \underline{U}^M \int_V \underline{\underline{B}}^N : \underline{\underline{E}} : \underline{\underline{B}}^M dV \quad (4.51)$$

$$= \sum_M \underline{\underline{K}}^{NM} \cdot \underline{U}^M \quad (4.52)$$

$$\underline{\underline{K}}^{NM} = \int_V \underline{\underline{B}}^N : \underline{\underline{E}} : \underline{\underline{B}}^M dV \quad (4.53)$$

Die in Gleichung (4.53) definierte Matrix $\underline{\underline{K}}^{NM}$ wird als elastische Steifigkeitsmatrix bezeichnet. Somit ergibt sich für elastisches Materialverhalten die bekannte Gleichung zur Ermittlung der Knotenpunktverschiebungen

$$\sum \underline{\underline{K}}^{NM} \cdot \underline{U}^M = \underline{P}^N \quad (4.54)$$

Für ein inelastisches Werkstoffverhalten wird aus Gleichung (4.54) ein nichtlineares Gleichungssystem, das nur iterativ gelöst werden kann. In ABAQUS geschieht dies mit der Newton-Raphson Methode [5,66,67]. Bei dieser Vorgehensweise werden aus den bekannten Knotenpunktverschiebungen $\underline{U}^{N(t)}$ zum Zeitpunkt t die gesuchten Knotenpunktverschiebungen zum Zeitpunkt t + Δ t berechnet:

$$\underline{U}^{N(t+\Delta t)} = \underline{U}^{N(t)} + \Delta \underline{U}^N \quad (4.55)$$

Hierzu wird bei jedem Iterationsschritt i der nichtausbalancierte Kraftvektor, die sogenannten Residuen berechnet

$${}^{(i)}\underline{R}^N = \underline{P}^{N(t+\Delta t)} - {}^{(i-1)}\underline{I}^{N(t+\Delta t)} \quad (4.56)$$

Mit Hilfe des Tangentenmoduls

$$\underline{\underline{T}} = \frac{\partial^{(i-1)} \underline{\underline{\sigma}}(t + \Delta t)}{\partial^{(i-1)} \underline{\underline{\varepsilon}}(t + \Delta t)} \quad (4.57)$$

bzw. der tangentiellen Steifigkeitsmatrix

$$\hat{\underline{\underline{K}}}^{NM} = \int_V \underline{\underline{B}}^M : \underline{\underline{T}} : \underline{\underline{B}}^M dV \quad (4.58)$$

können durch Lösen des Gleichungssystems

$$\hat{\underline{\underline{K}}}^{NM} {}^{(i)} \Delta \underline{\underline{U}}^N = {}^{(i)} \underline{\underline{R}}^N \quad (4.59)$$

die Korrekturen der Verschiebungen ${}^{(i)} \Delta \underline{\underline{U}}^N$ und damit die Verschiebungen

$${}^{(i)} \underline{\underline{U}}^N(t + \Delta t) = {}^{(i-1)} \underline{\underline{U}}^N(t + \Delta t) + {}^{(i)} \Delta \underline{\underline{U}}^N \quad (4.60)$$

berechnet werden.

Der Iterationsprozeß Gleichung (4.55) bis Gleichung (4.59) wird solange wiederholt, bis ein vorgegebenes Konvergenzkriterium

$$\max(|{}^{(i)} \underline{\underline{R}}^N|) < \text{PTOL}$$

erfüllt ist.

Die Startwerte für die Iteration sind

$${}^{(0)} \underline{\underline{U}}^N(t + \Delta t) = \underline{\underline{U}}^N(t)$$

$${}^{(0)} \underline{\underline{I}}^N(t + \Delta t) = \underline{\underline{I}}^N(t)$$

Bei Verwendung eines eigenen Stoffgesetzes erfolgt die Berechnung der Spannungen sowie des Tangentenmoduls in dem Benutzerprogramm UMAT. Die Einbindung der Benutzerroutine in den Lösungsalgorithmus zeigt Bild 4-19.

Das Benutzerprogramm liegt innerhalb dreier Schleifen. Es wird für jeden Integrationspunkt der FE-Struktur, bei jeder Gleichgewichtsiteration und in jedem Zeitinkrement aufgerufen. Bei jedem Aufruf müssen die konstitutiven Gleichungen integriert werden, d.h. aus den zum Zeitpunkt t vom Hauptprogramm an die UMAT übergebenen Größen $\underline{\underline{\sigma}}^{(t)}$, $\underline{\underline{\varepsilon}}^{(t)}$, $\underline{\underline{X}}^{(t)}$ und $\underline{\underline{R}}^{(t)}$ sowie $\Delta \underline{\underline{\varepsilon}}$ müssen die entsprechenden Größen am Ende des Zeitinkrements $\underline{\underline{\sigma}}^{(t+\Delta t)}$, $\underline{\underline{X}}^{(t+\Delta t)}$ und $\underline{\underline{R}}^{(t+\Delta t)}$ berechnet werden. Die Qualität der gefundenen Lösungen wird anschließend anhand der Gleichgewichtsbedingungen überprüft. Ist die Gleichgewichtsbedingung nicht erfüllt, so muß eine neue Näherungslösung für die Knotenpunktverschiebungen berechnet werden. Dies

geschieht mit Hilfe des Tangentenmoduls \underline{T} , der ebenfalls innerhalb des Benutzerprogramms berechnet wird. Die Genauigkeit, mit der der Tangentenmodul berechnet wird, hat großen Einfluß auf die benötigte Zahl der Gleichgewichtsiterationen

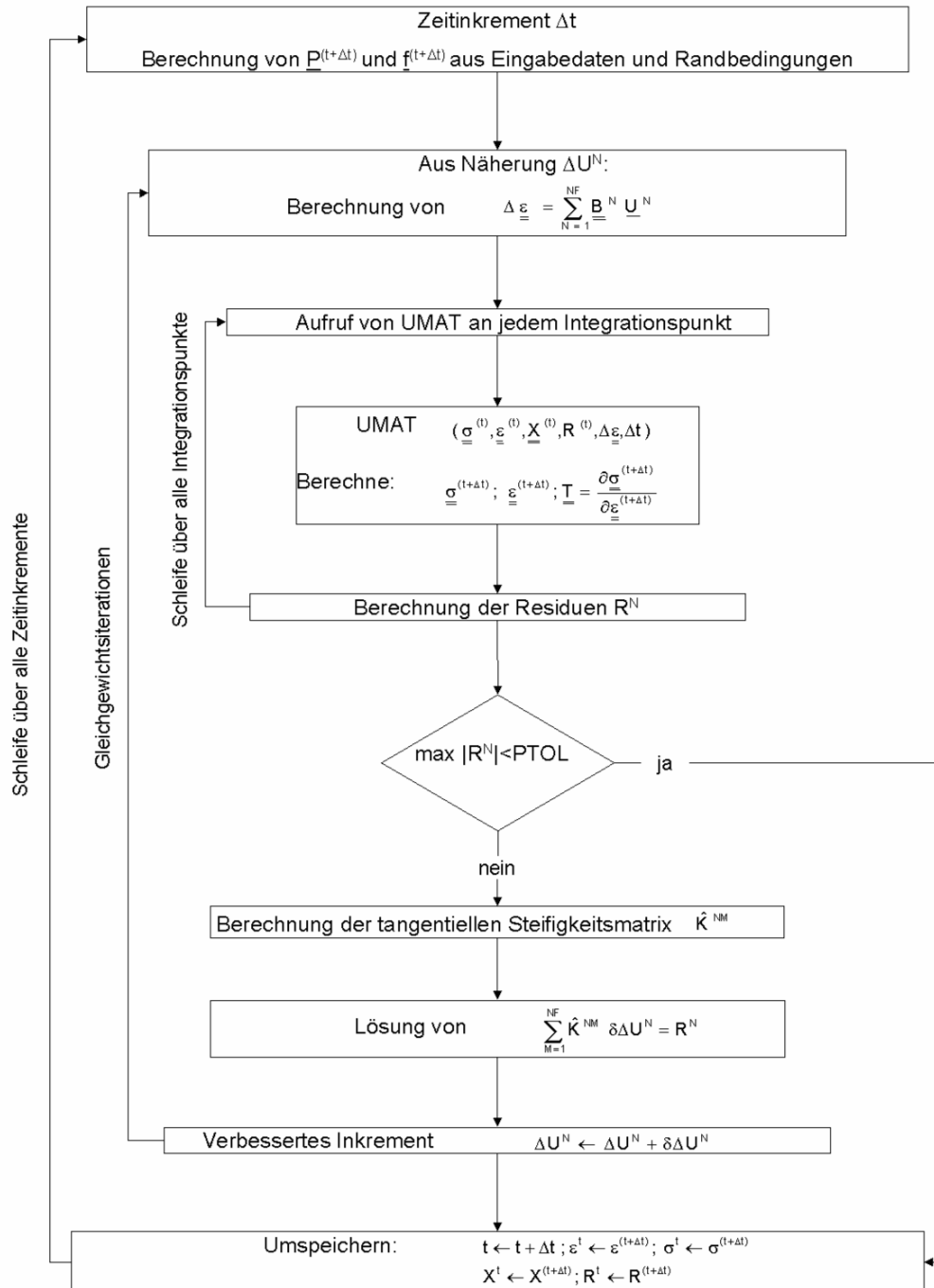


Bild 4-19 : Flußdiagramm einer nichtlinearen FE-Analyse mit ABAQUS nach /63/

Eine korrekte Bestimmung des Tangentenmodul durch konsistente Linearisierung bewirkt ein gutes Konvergenzverhalten und erlaubt große Zeitschrittweiten bei der Berechnung /74/.

Die Berechnung des konsistenten Tangentenmodul muß in Abhängigkeit von dem verwendeten Werkstoffmodell und dem eingesetzten Integrationsverfahren erfolgen. Als effektives Integrationsverfahren haben sich die Return-Mapping Algorithmen bewährt /75,83,84,72,73/. In /72,73/ wird für ein solches Verfahren ein konsistenter Tangentenmodul hergeleitet. Die prinzipielle Vorgehensweise bei der Return-Mapping Methode ist in Bild 4-20 dargestellt.

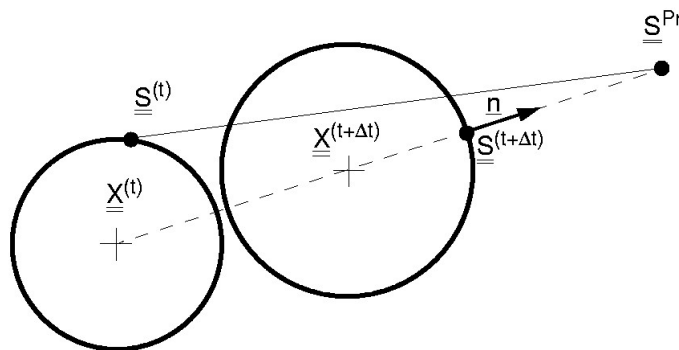


Bild 4-20 : Geometrische Interpretation des Radial Return Mapping - Algorithmus

Ausgehend von einer konvergenten Lösung $\underline{S}^{(t)}$ zum Zeitpunkt t wird eine elastische Prediktorspannung

$$\underline{S}^{Pr} = \underline{S}^{(t)} + 2 G \Delta \underline{\epsilon} \quad (4.61)$$

berechnet. D.h. es wird angenommen, dass der deviatorische Anteil des Gesamtdehnungsinkrementes eine elastische Spannungsänderung zur Folge hat. Liegt die berechnete Prediktorspannung außerhalb der Fließfläche so folgt eine orthogonale Projektion auf die Fließfläche. Der Normalenvektor auf die Fließfläche ergibt sich aus der Prediktorspannung

$$\underline{n} = \frac{\underline{S}^{Pr} - \underline{X}^{(t)}}{J_2(\underline{S}^{Pr} - \underline{X}^{(t)})} \quad (4.62)$$

Mit

$$\underline{\zeta}^{Pr} = \underline{S}^{Pr} - \underline{X}^{(t)} \quad (4.63)$$

berechnet sich Spannung am Ende des Inkrementes durch die Gleichung

$$\underline{\zeta}^{(t+\Delta t)} = \underline{\zeta}^{Pr} - 2 G \Delta \underline{\epsilon}_{pl} - \underline{X}^{(t+\Delta t)} \quad (4.64)$$

bzw.

$$\underline{\underline{\zeta}}^{(t+\Delta t)} = \underline{\underline{\zeta}}^{Pr} - 2 G \Delta p \underline{\underline{p}} - \underline{\underline{X}}^{(t+\Delta t)} \quad (4.65)$$

Die Berechnung von Δp erfolgt mit Hilfe der Konsistenzbedingung:

$$J_2(\underline{\underline{z}}^{Pr}) - 2G\Delta p - J_2(\Delta \underline{\underline{X}}) - k - R = 0 \quad (4.66)$$

Da sowohl die Verschiebung der Fließfläche $\Delta \underline{\underline{X}}$ als auch der aktuelle Radius der Fließfläche $k+R$ von dem plastischen Vergleichsdehnungsincrement Δp abhängen, kann Gleichung (4.66) nur iterativ gelöst werden. In /72/ findet sich eine detaillierte Darstellung des verwendeten Newton-Algorithmus. Der zu diesem Integrationsverfahren konsistente Tangentenmodul wird ebenfalls in /72/ hergeleitet.

$$\underline{\underline{T}} = \frac{\partial \underline{\underline{\sigma}}}{\partial \underline{\underline{\varepsilon}}} = \kappa \underline{\underline{1}} \otimes \underline{\underline{1}} + 2G\beta \left[\underline{\underline{I}} - \frac{1}{3} \underline{\underline{1}} \otimes \underline{\underline{1}} \right] - 2G\eta \underline{\underline{n}} : \underline{\underline{n}}$$

Dabei ist

- κ der Kompressionsmodul
- $\underline{\underline{1}} \otimes \underline{\underline{1}}$ das Tensorprodukt aus den Einheitstensoren 2. Stufe, und
- $\underline{\underline{I}}$ der symmetrische Einheitstensor 4 Stufe

Die Parameter β und η ergeben sich aus den Berechnungsvorschriften

$$\beta = \frac{k + R + J_2(\Delta \underline{\underline{X}})}{J_2(\underline{\underline{z}}^{Pr})}$$

$$\eta = \frac{1}{1 + \frac{(m_R + \underline{\underline{m}}_x : \underline{\underline{n}})}{3G}} - (1 - \beta)$$

4.2.3 Bestimmung der freien Modellparameter

Die Bestimmung der Werkstoffparameter erfolgte mit Hilfe des Optimierungsprogramms "MINUIT" [85]. Hierzu wurde eine einachsige Version des Stoffgesetzes in das Programm MINUIT implementiert. Durch Variation der freien Werkstoffparameter, numerische Integration der Stoffgesetzgleichungen und Vergleich mit den Messwerten wurden die Parametersätze ermittelt, bei denen die Summe der Fehlerquadrate ein Minimum annimmt. In den Tabellen 5 und 6 ist der für Schweißgut und Grundwerkstoff ermittelte Parametersatz wiedergegeben. Die ebenfalls angegebenen Querkontraktionszahlen basieren auf Literaturdaten [33]. Die Elastizitätsmoduli wurden für den Grundwerkstoff bis zu einer Temperatur von 800°C experimentell bestimmt [88]. Für höhere Temperaturen wurden die Elastizitätsmoduli ebenfalls auf der Basis von Literaturdaten ingenieurmäßig abgeschätzt.

| Grundwerkstoff | Temperatur | | | | | |
|----------------|------------|--------|--------|-------|--------|--------|
| | 20°C | 180°C | 500°C | 800°C | 1100°C | 1300°C |
| Parameter | | | | | | |
| E-Modul [MPa] | 192000 | 168000 | 148000 | 80000 | 55000 | 15000 |
| ν [-] | 0.277 | 0.287 | 0.306 | 0.324 | 0.342 | 0.354 |
| k [MPa] | 135 | 120 | 110 | 80 | 38 | 11 |
| c_1 [MPa] | 90000 | 72500 | 46390 | 34200 | 3000 | 2000 |
| γ_1 [-] | 1000 | 1000 | 1000 | 1000 | 1000 | 1000 |
| c_2 [MPa] | 18650 | 15000 | 11000 | 8079 | 600 | 400 |
| γ_2 [-] | 200 | 200 | 200 | 200 | 200 | 200 |
| c_3 [MPa] | 1060 | 676 | 392 | 300 | 1 | 1 |
| b [-] | 3 | 3 | 2 | 10 | 1 | 1 |
| Q [MPa] | 271 | 345 | 684 | 31 | 2 | 1 |
| g [-] | 0 | 0 | 0 | 0.7 | 1 | 1 |

Tabelle 5: Ermittelter Parametersatz für den Grundwerkstoff

| Schweißgut | Temperatur | | | | | |
|----------------|------------|--------|--------|-------|--------|--------|
| | 20°C | 180°C | 500°C | 800°C | 1100°C | 1300°C |
| Parameter | 20°C | 180°C | 500°C | 800°C | 1100°C | 1300°C |
| E-Modul [MPa] | 192000 | 168000 | 148000 | 80000 | 55000 | 15000 |
| ν [-] | 0.277 | 0.287 | 0.306 | 0.324 | 0.342 | 0.354 |
| k [MPa] | 145 | 120 | 110 | 80 | 35 | 15 |
| c_1 [MPa] | 75000 | 96370 | 60000 | 40000 | 3000 | 2000 |
| γ_1 [-] | 1000 | 1000 | 1000 | 1000 | 1000 | 1000 |
| c_2 [MPa] | 25840 | 11580 | 11840 | 12450 | 600 | 400 |
| γ_2 [-] | 200 | 200 | 200 | 200 | 200 | 200 |
| c_3 [MPa] | 833 | 539 | 216 | 200 | 1 | 1 |
| b [-] | 1.8 | 1.9 | 3.5 | 7.0 | 1 | 1 |
| Q [MPa] | 500 | 577 | 450 | 65 | 2 | 1 |
| g [-] | 0 | 0 | 0 | 0.5 | 1.0 | 1.0 |

Tabelle 6: Ermittelter Parametersatz für das Schweißgut

In den Bildern 4-21, 4-22, 4-23 und 4-24 ist eine Gegenüberstellung der berechneten und gemessenen Spannungs-Dehnungsverläufe. Im linken Diagramm findet sich jeweils der zweistufige Zugversuch, im rechten Diagramm der isotherme zyklische Versuch. Man erkennt eine gute Übereinstimmung mit den Versuchsergebnissen. Lediglich bei sehr hohen Temperaturen (1100°C und 1300°C) sind größere Abweichungen zu erkennen. Dies liegt zum Teil an den bereits zuvor erwähnten Unterschieden zwischen den statischen und zyklischen Versuchsergebnissen. Bei der durchgeführten Anpassung wurde primär eine gute Übereinstimmung mit der statischen Fließkurve angestrebt und größere Abweichungen bei den zyklischen Versuchen in Kauf genommen. Daneben wurde für Temperaturen ab 1100°C mit einem Faktor f von 1.0 angenommen, dass die plastische Dehnung bei diesen Temperaturen keinerlei Verfestigung bei der anschließenden Zugbelastung bei Raumtemperatur zur Folge hat. Die im Versuch festgestellte Entfestigung bei diesen Temperaturen kann hierdurch nicht abgebildet werden. Da diese Phänomene sehr stark zeitabhängig sind, erfordert ihre Berücksichtigung neben einer größeren Anzahl von Versuchen eine entsprechende Erweiterung des Stoffgesetzes.

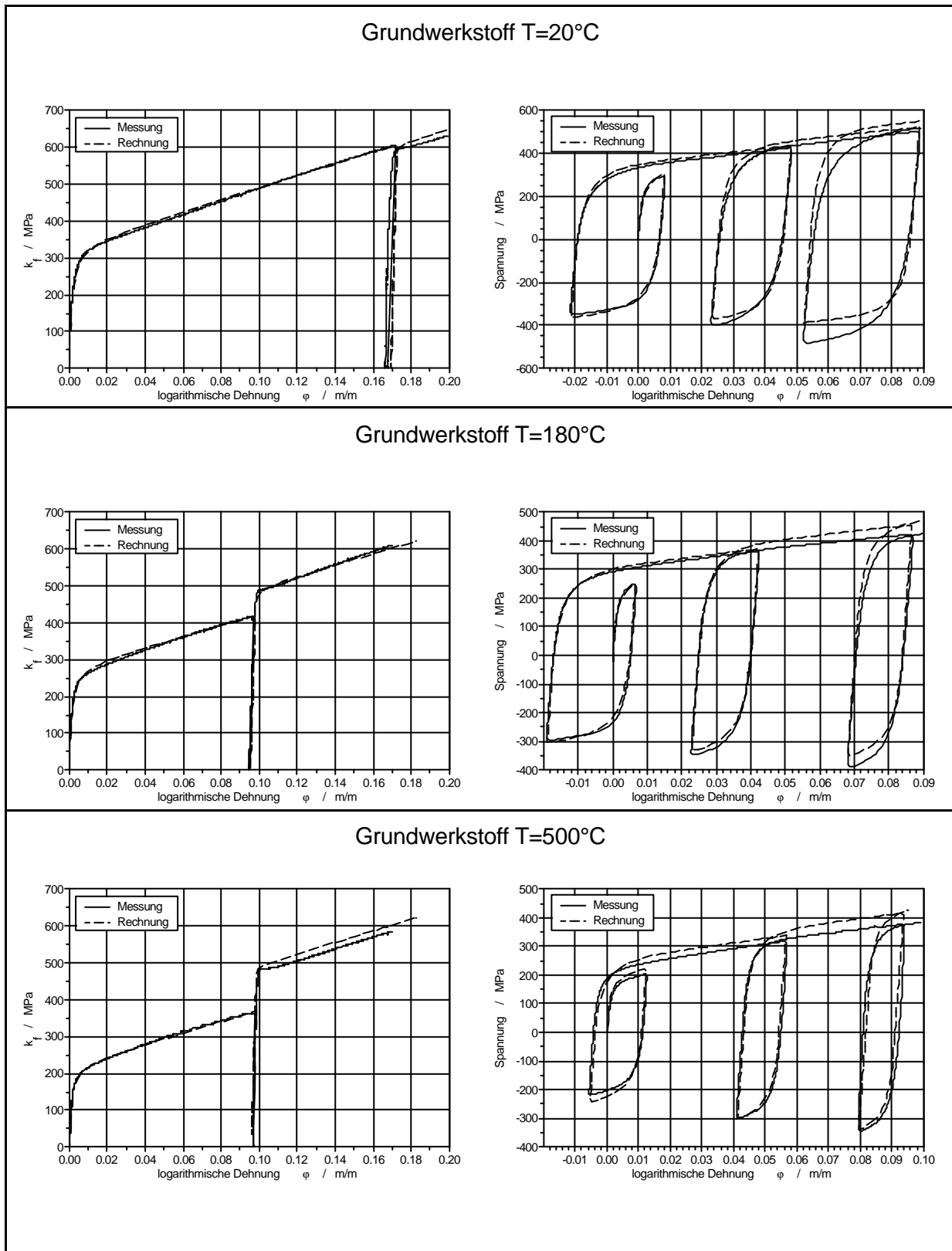


Bild 4-21 : Vergleich gemessener und berechneter Spannungs-Dehnungs-Verläufe Grundwerkstoff / T = 20°C , 180°C , 500°C

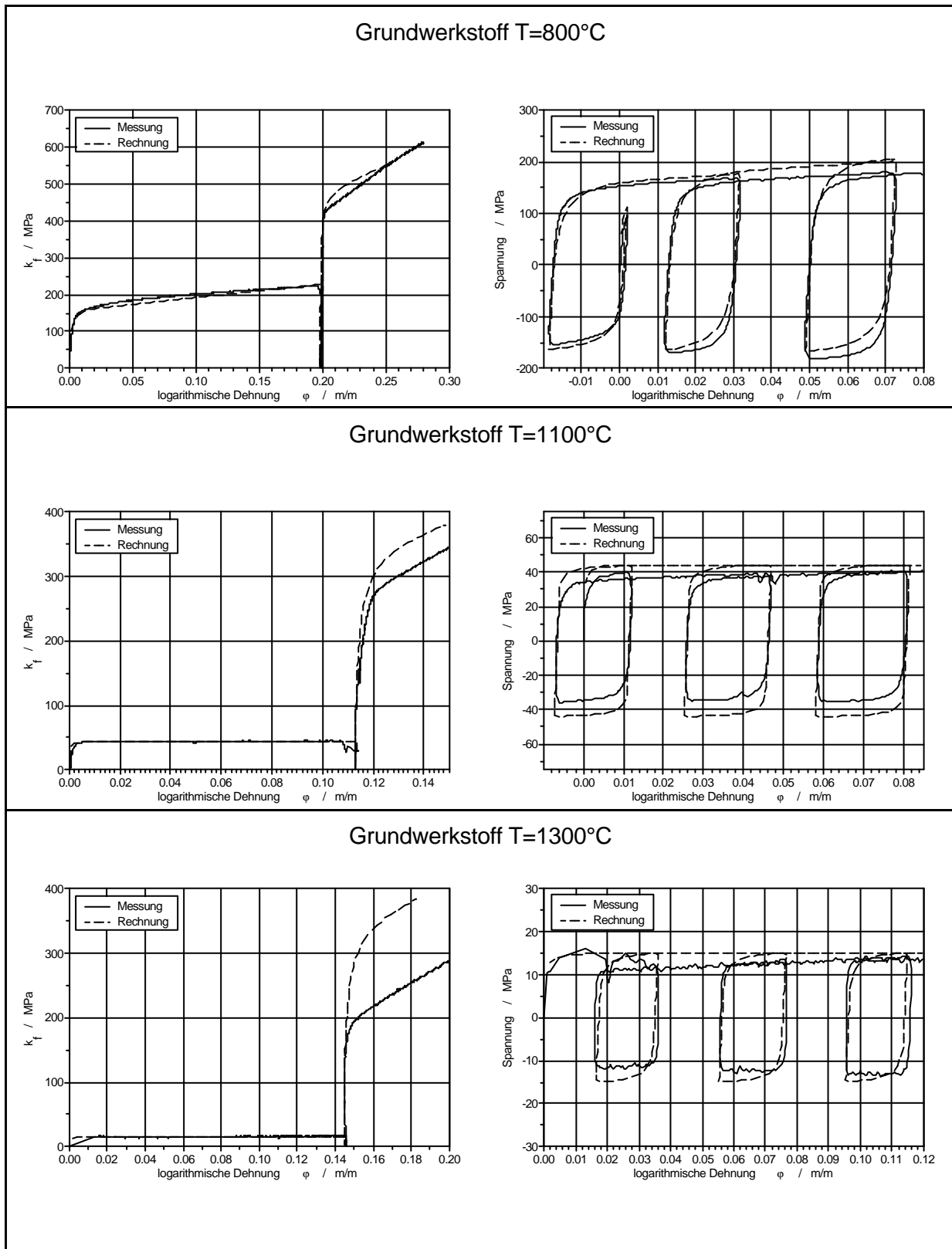


Bild 4-22 : Vergleich gemessener und berechneter Spannungs-Dehnungs-Verläufe Grundwerkstoff / T = 800°C , 1100°C , 1300°C

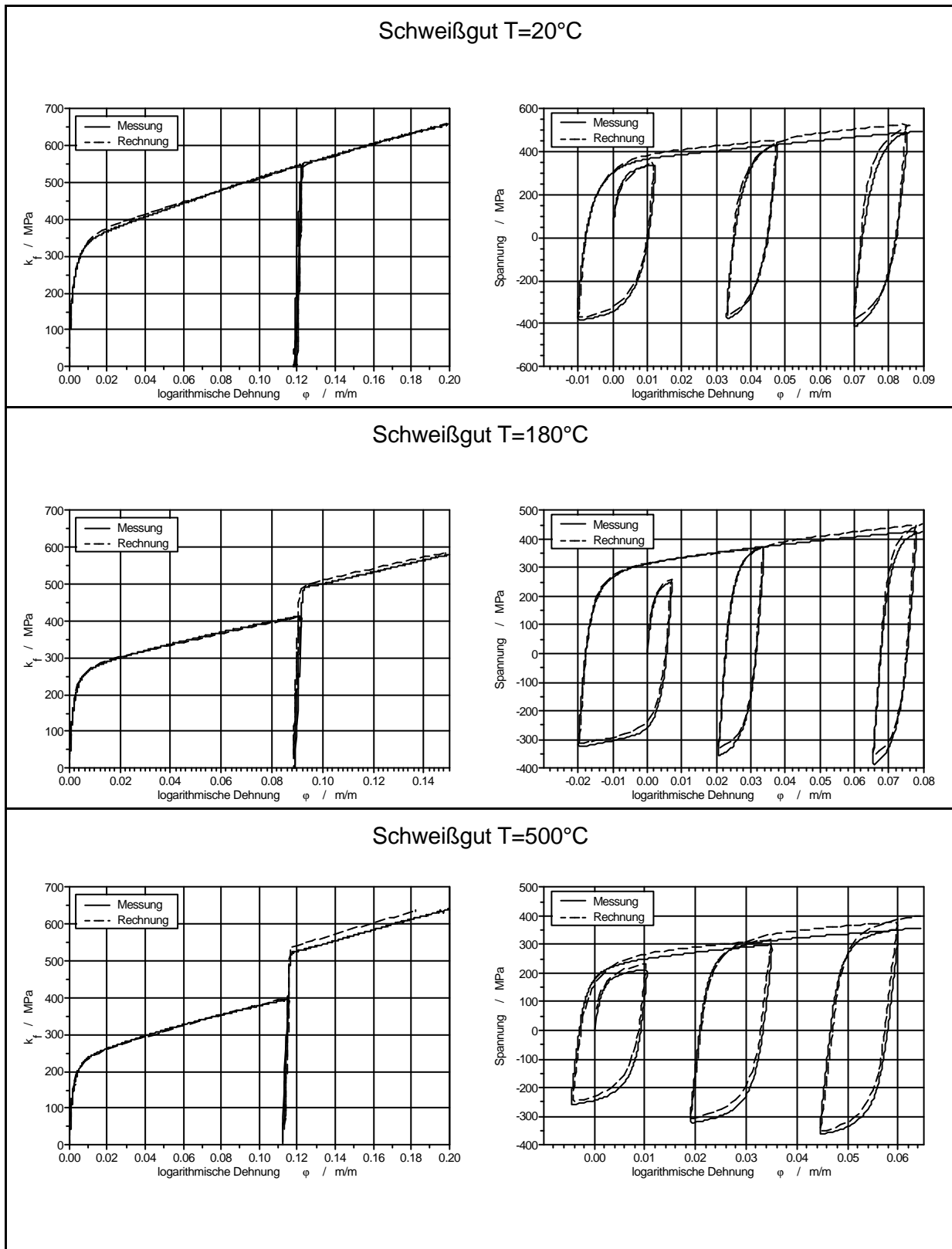


Bild 4-23 : Vergleich gemessener und berechneter Spannungs-Dehnungs-Verläufe
Schweißgut / T = 20°C , 180°C , 500°C

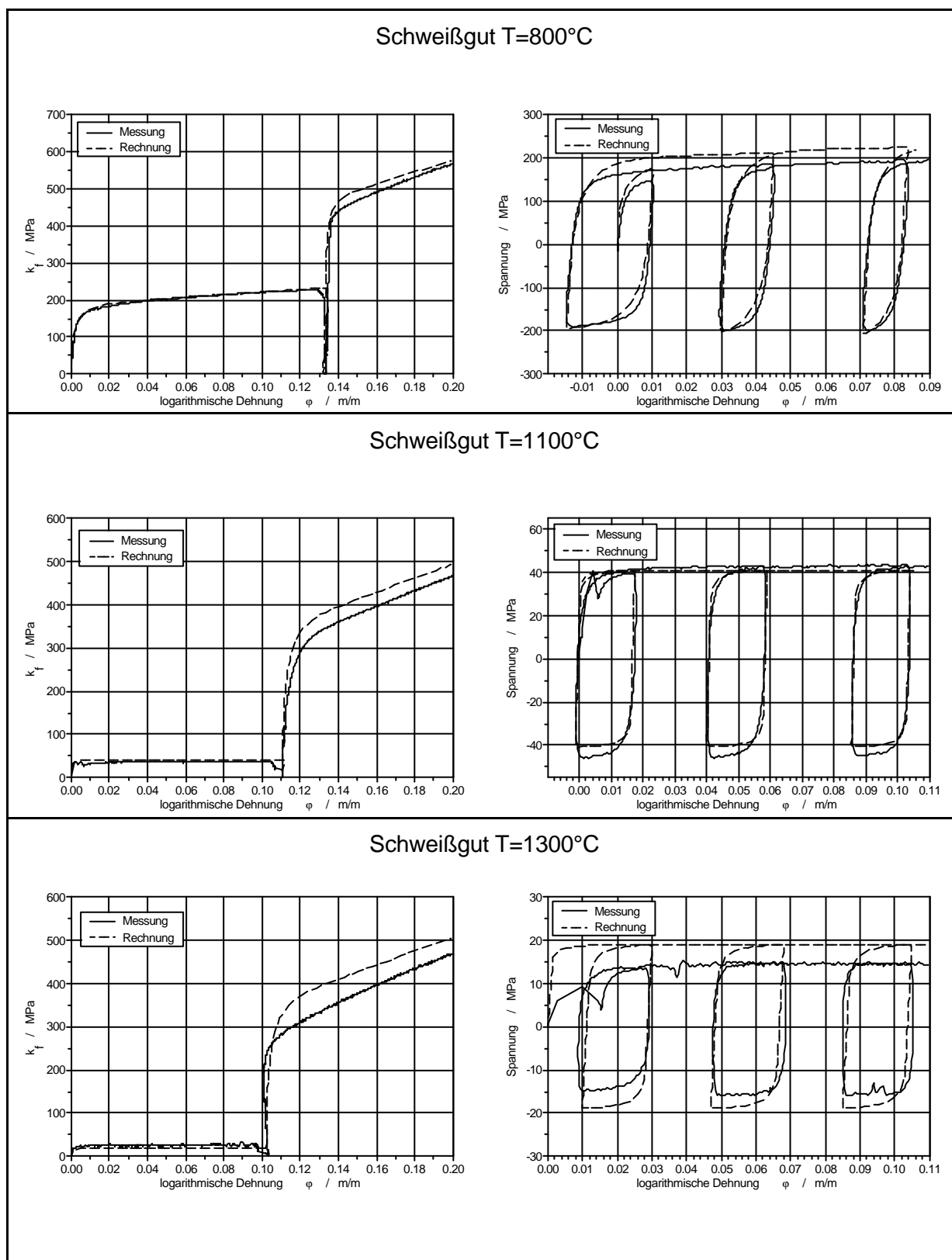


Bild 4-24 : Vergleich gemessener und berechneter Spannungs-Dehnungs-Verläufe
Schweißgut / T = 800°C , 1100°C , 1300°C

In Bild 4-25 findet sich eine Gegenüberstellung der berechneten und gemessenen Spannungsverläufe für den anisothermen, dehnungskontrollierten Versuch am Grundwerkstoff. Es zeigt sich eine zufriedenstellende Übereinstimmung von Mess- und Berechnungswerten. Lediglich für den Bereich der Abkühlung beim 4. Temperaturzyklus kommt es zu deutlichen Abweichungen. Ursache hierfür sind jedoch auch die Ungenauigkeiten der Messung, wie bereits oben beschrieben.

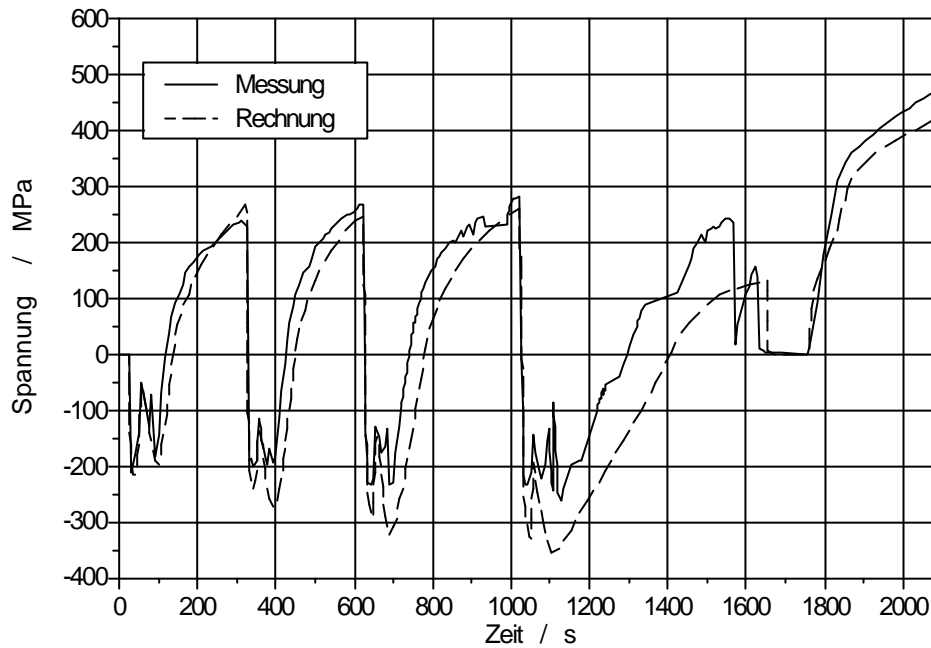


Bild 4-25 : Vergleich gemessener und berechneter Spannungen im anisothermen, dehnungskontrollierten Versuch

5 Numerische Berechnungen

Vernachlässigt man die komplexen physikalischen Vorgänge, die mit der Wärmeeinbringung einher gehen, wie z.B. die elektromagnetischen Effekte infolge des Lichtbogens oder die Strömungsverhältnisse im Schmelzbad, so kann der Schweißprozeß durch zwei voneinander abhängige Kontinuumsprobleme beschrieben werden. Die Temperaturfeldberechnung einerseits, und die Ermittlung der Verschiebungs- und Spannungsfelder andererseits. Die Abhängigkeit der Verschiebungsfelder von den vorliegenden Temperaturen ist durch die thermische Volumendehnung gegeben. Daneben ändern sich die mechanischen Werkstoffeigenschaften mit der Temperatur und somit der Spannungs-Dehnungs-Zusammenhang. In umgekehrter Richtung führen plastische Deformationen zu einer Dissipation von mechanischer Energie, die in Form von Wärme frei wird. Der Betrag dieser Dissipationsenergie ist jedoch nur ein Bruchteil der durch den Schweißprozeß eingebrachten Energie und hat deshalb keine nennenswerte Veränderung des Temperaturfeldes zur Folge. Eine deutlichere Beeinflussung der Temperaturfeldberechnung ist aus der Verformung des Nahtbereichs zu erwarten. So führt der starke axiale Schrumpf zu einer Änderung der geometrischen Abmessungen. Vor allem verringert sich, wie man auch aus der Dokumentation der Pendelbreite in Tabelle 1 erkennen kann, der Flankenabstand und damit das Volumen des einzubringenden Schweißgutes. Trotz dieser Rückwirkungen der mechanischen Berechnung auf die Ergebnisse der Temperaturfeldberechnung empfiehlt es sich oft aufgrund des besseren Konvergenzverhaltens eine entkoppelte Berechnung von Temperatur- und Spannungsfeldberechnung durchzuführen.

Bei den im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Berechnungen wurde entsprechend verfahren. So erfolgte zuerst die Berechnung transienten Temperaturfelder. Im zweiten Berechnungsschritt wurden die gespeicherten Temperaturfelder eingelesen und die daraus resultierenden Verformungen und Spannungen berechnet. Der Versuchsschweißnaht entsprechend, wurde eine Naht mit 6 Schweißraupen simuliert. Die Erstellung jeder Raupe wurde in 2 Schritten (Steps) berechnet. Während sich im ersten Schritt die Schweißwärmequelle über das Modell bewegt und somit ein lokaler Wärmeeintrag erfolgt, wird im zweiten Schritt das Abkühlen der

Rohre simuliert. Im ersten Schritt wird durch die Begrenzung der Zeitschrittweite sichergestellt, dass der Weg, den die Schweißquelle zwischen zwei diskreten Berechnungszeitschritten zurücklegt, nicht größer ist, als die Umfangserstreckung eines Elementes. Auf diese Weise wird vermieden, dass einzelne Bereiche der Naht nicht auf Schmelztemperatur erwärmt werden. Im zweiten Schritt, während des Abkühlvorgangs, können die Zeitschritte dagegen deutlich größer sein.

Für die Berechnung der Verformungen und Spannungen gilt ähnliches. Bei jedem Berechnungsschritt werden die für diesen Zeitpunkt berechneten Temperaturverteilungen eingelesen. Die Änderung der Dehnungen und Spannungen ergibt sich aus der Änderung der Temperaturen relativ zum vorangegangenen Berechnungszeitpunkt. Um sicher zu stellen, dass jedes Element im Nahtbereich die schweißtypische Beanspruchung (rasches Erwärmen auf sehr hohe Temperaturen und anschließendes Akühlen) erfährt, muß die Zeitschrittweite hinreichend klein sein. Dabei sei darauf hingewiesen, dass die Zeitschrittweite bei der strukturmechanischen Berechnung aufgrund von Konvergenzproblemen oft deutlich geringer war, als die maximal zulässige Schrittweite. Tabelle 7 gibt einen Überblick über die Schrittweiten bei der Simulation der Nahterstellung und die Dauer der Simulationsschritte.

| | Schweißgeschwindigkeit v_w [mm/min] | Step 1 | | Step 2 | |
|--------|--|--------------------|--|--------------------|--------------------------|
| | | Zeitdauer t [s] | Δt_{\max} (therm. / mech.) [s] | Zeitdauer t [s] | Δt_{\max} [s] |
| Lage 1 | 36 | 250 | 1.25 / 2.0 | 1750 | 200 |
| Lage 2 | 43 | 210 | 1.25 / 2.0 | 1790 | 200 |
| Lage 3 | 44 | 210 | 1.25 / 2.0 | 1790 | 200 |
| Lage 4 | 47 | 200 | 1.25 / 2.0 | 2800 | 200 |
| Lage 5 | 61 | 155 | 0.75 / 1.5 | 1845 | 200 |
| Lage 6 | 48 | 200 | 0.75 / 1.5 | 1800 | 200 |

Tabelle 7 : Dauer und maximale Schrittweiten bei der Simulation der Nahterstellung

Die Simulation des Materialeintrages ist an die Bewegung der Schweißwärmequelle gekoppelt, so dass die entsprechenden Elemente erst in dem Moment reale

Werkstoffeigenschaften zugewiesen bekommen, in dem sie auch beim tatsächlichen Schweißvorgang in die Schweißverbindung eingebracht werden.

5.1 Finite Elemente-Netz

Der Berechnungsaufwand für die Schweißsimulation ist trotz der ständig zunehmenden Rechnergeschwindigkeit enorm. Um die großen zeitlichen und örtlichen Temperatur- und Spannungsgradienten abzubilden, sind ein hinreichend feines FE-Netz und geringe Zeitschrittweiten notwendig. Die starken Nichtlinearitäten des Schweißprozesses führen zu einer großen Zahl an Gleichgewichtsiterationen, ehe das FE-Programm eine konvergente Lösung findet. Während sich die Zahl der Zeitschritte und Iterationen näherungsweise linear in der Rechenzeit niederschlagen, wird sie von der Modellgröße in der zweiten und dritten Potenz ^{89/} beeinflusst. Zur Reduktion der Rechenzeit ist somit vorrangig die Elementanzahl zu reduzieren. Das ist möglich, indem man nicht die vollständige Schweißnahtgeometrie abbildet. So erlaubt die Symmetrie bezüglich der Nahtmitte nur eine Hälfte der Schweißverbindung zu modellieren, ohne dass dies zu nennenswerter Beeinflussung der Berechnungsergebnisse führt. Eine weitere Möglichkeit zur Verringerung der Freiheitsgrade des Rechenmodells ergibt sich durch die Abbildung eines begrenzten Umfangssegments. Dies kann zu einer Beeinträchtigung des Berechnungsergebnisses führen. Für die freien Modellränder müssen deshalb sowohl bei der Temperatur- als auch bei der Spannungsanalyse geeignete Randbedingungen definiert werden.

Bild 5-1 zeigt das Finite Elemente Netz des modellierten 60°-Segment. Die Nahtumgebung wurde mit Kontinuumelementen mit linearem Verschiebungsansatz (DC3D8 bzw. C3D8) modelliert, die im Bereich des Schweißgutes und der WEZ eine Elementkantenlänge von ca. 1 mm besitzen. Nach einem hinreichend großen Abstand zur Nahtmitte von 45 mm erfolgt ein Übergang von Volumen- zu Schalenelementen (S4R). Insgesamt setzt sich das FE-Netz aus 3520 Solid-Elementen, 32 Schalenelementen und 4414 Knotenpunkten zusammen. Die CPU-Zeit für die Simulation des kompletten Schweißvorganges mit alle 6 Lagen liegt auf einer IBM RISC6000 – Workstation bei etwa 24 h CPU (Temperaturfeldrechnung) bzw. etwa 120 h CPU (Spannungsberechnung).

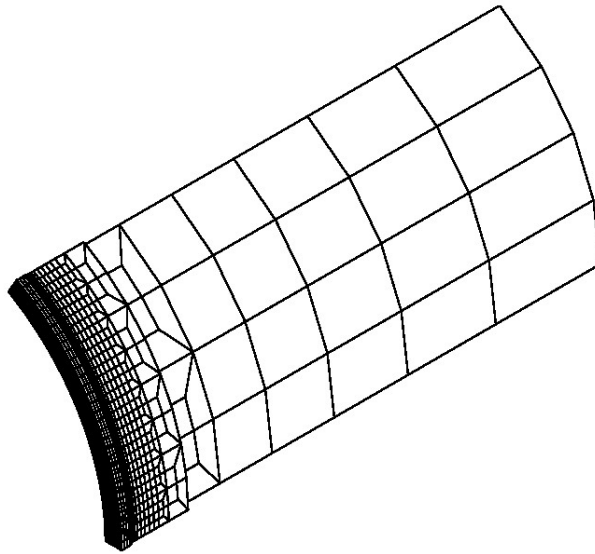


Bild 5-1 : Finite Elemente Netz der Schweißverbindung

5.2 Thermisches Berechnungsmodell

Die Berechnung der transienten Temperaturfelder basiert auf der Differentialgleichung der instationären Wärmeleitung

$$\frac{\partial T(\underline{x}, t)}{\partial t} = \frac{\lambda}{\rho \cdot c_p} \cdot \left[\frac{\partial^2 T}{\partial x_1^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial x_2^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial x_3^2} \right] + q^Q \quad (5.1)$$

Hierbei stellen x_1 , x_2 und x_3 die Komponenten des Ortsvektors \underline{x} dar. Die spezifischen Materialeigenschaften werden durch die Wärmeleitfähigkeit λ , die Dichte ρ und die spezifische Wärmekapazität c_p beschrieben. Dabei wurden in der vorliegenden Formulierung isotrope Materialeigenschaften vorausgesetzt. Der Faktor

$$a = \frac{\lambda}{\rho \cdot c_p} \quad (5.2)$$

wird als Temperaturleitfähigkeit bezeichnet.

Die Wärmestromdichte q^Q beschreibt mögliche Wärmequellen oder Wärmesenken im Bauteil.

Bei Wärmeübertragungsberechnungen sind unterschiedliche Randbedingungen zu beachten. Einerseits können an bestimmten Punkten oder auf bestimmten Flächen Temperaturen vorgeschrieben sein, sogenannte „wesentliche Randbedingungen“ :

$$T(\underline{x},t) \Big|_{A_1} = T_{RB} \quad (5.3)$$

Andererseits können auch sogenannte "natürliche" Randbedingungen vorliegen, die für eine Fläche A_2 die folgende Gleichung erfüllen:

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial \underline{n}} = q^A + h(T - T_u) + \sigma \cdot \varepsilon (T^4 - T_u^4) \quad (5.4)$$

Dabei beschreibt der Ausdruck $\lambda \cdot \frac{\partial T}{\partial \underline{n}}$ den Wärmestrom der vom Innern des Körpers in die Normalenrichtung einer Fläche A_2 fließt. Dieser Wärmestrom steht im Gleichgewicht mit der Summe der Wärmeströme aus Konvektion

$$q_{Kon} = h \cdot (T - T_u) \quad (5.5)$$

und Strahlung

$$q_{Str} = s \cdot e (T^4 - T_u^4) \quad (5.6)$$

und eventuellen sonstigen Wärmeströmen q^A .

Dabei ist

h - der Wärmeübergangskoeffizient

σ - die Stefan-Boltzmann Konstante

ε - der Emissionskoeffizient

T_u - die Umgebungstemperatur

Damit eine eindeutige Lösung des Wärmeleitungsproblems existiert, müssen außerdem die Anfangsbedingungen definiert sein

$$T(\underline{x},t_0) = T_0 \quad (5.7)$$

Zur Modellierung der Wärmeeintrags durch den Schweißvorgang im Rahmen der Temperaturfeldberechnung gibt es demnach unterschiedliche Möglichkeiten. So kann der Energieeintrag durch die Vorgabe einer bewegten Wärmequelle entsprechend q^Q in Gleichung (5.1) berücksichtigt werden /15/, oder über die Vorgabe von Randbedingungen, wie Wärmeströme /20/ an der Oberfläche oder direkte Vorgabe von Temperaturen /14,17/. In der vorliegenden Arbeit wurde letztere Vorgehensweise gewählt. Hierzu wurde ein Kontrollvolumen definiert, das der Geometrie des aktuellen Schmelzbad entspricht. Das Kontrollvolumen hat die Form

eines Ellipsoids, Bild 5-2. Allen Knotenpunkten, die sich für einen beliebigen Berechnungszeitpunkt innerhalb des Kontrollvolumens befinden, wird eine mittlere Schmelzbadtemperatur von 1600°C zugewiesen. Liegt der Knoten außerhalb des Kontrollvolumens, so wirken keine Temperaturrandbedingungen. Das Ellipsoid bewegt sich mit der jeweiligen Schweißgeschwindigkeit über das Modell. Der Radius r_{torch} der Schweißbahn, der dem Abstand des Schweißkopfes von der Rohrachse entspricht, nimmt mit jeder Lage zu. Die Oszillation senkrecht zur Schweißrichtung wurde, wie bei der Versuchsschweißung, der umlaufenden Kreisbewegung des Ellipsoids überlagert. In Tabelle 8 findet sich eine Zusammenstellung der für Simulation der bewegten Wärmequelle verwendeten Größen.

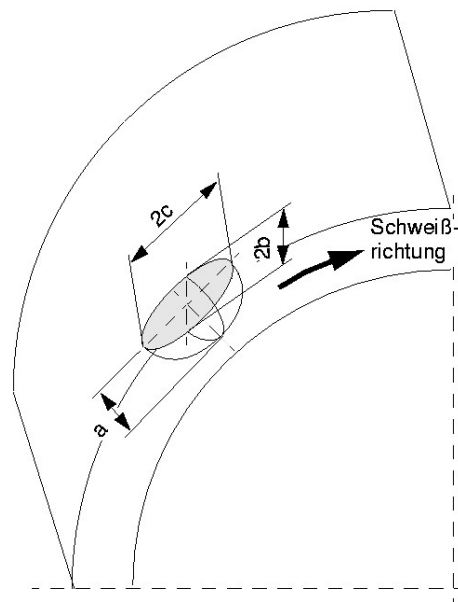


Bild 5-2 : Definition des Kontrollvolumens

| | Lage 1 | Lage 2 | Lage 3 | Lage 4 | Lage 5 | Lage 6 |
|--|--------|--------|--------|--------|--------|--------|
| a [mm] | 5.0 | 3.5 | 4.3 | 3.8 | 3.0 | 3.0 |
| b [mm] | 4.5 | 3.5 | 3.8 | 5.55 | 6.1 | 7.5 |
| c [mm] | 4.0 | 4.0 | 4.0 | 4.0 | 4.0 | 4.0 |
| Radius der Schweißbahn r_{torch} [mm] | 36 | 43 | 44 | 47 | 61 | 48 |
| Pendelbreite [mm] | 0.0 | 5.0 | 5.0 | 3.9 | 2.8 | 4.7 |
| Schweißgeschwindigkeit [mm/min] | 36 | 43 | 44 | 47 | 61 | 48 |

Tabelle 8: Schweißparameter

Als natürliche Randbedingungen wurde der Wärmeübergang durch Konvektion und Strahlung berücksichtigt. Auf der Rohraußenoberfläche wurde bei einer Umgebungstemperatur von 20°C ein Wärmeübergangskoeffizienten h von 10.0 W/(m²K) und ein Emissionskoeffizient von $\varepsilon = 0.5$ angenommen. Auf der Rohrinnenoberfläche, an der das Formiergas vorbei streicht, wurde ein Wärmeübergangskoeffizient von 0.5 W/(m²K) angenommen. Die Schnittflächen des FE-Modells wurden als adiabatisch angenommen.

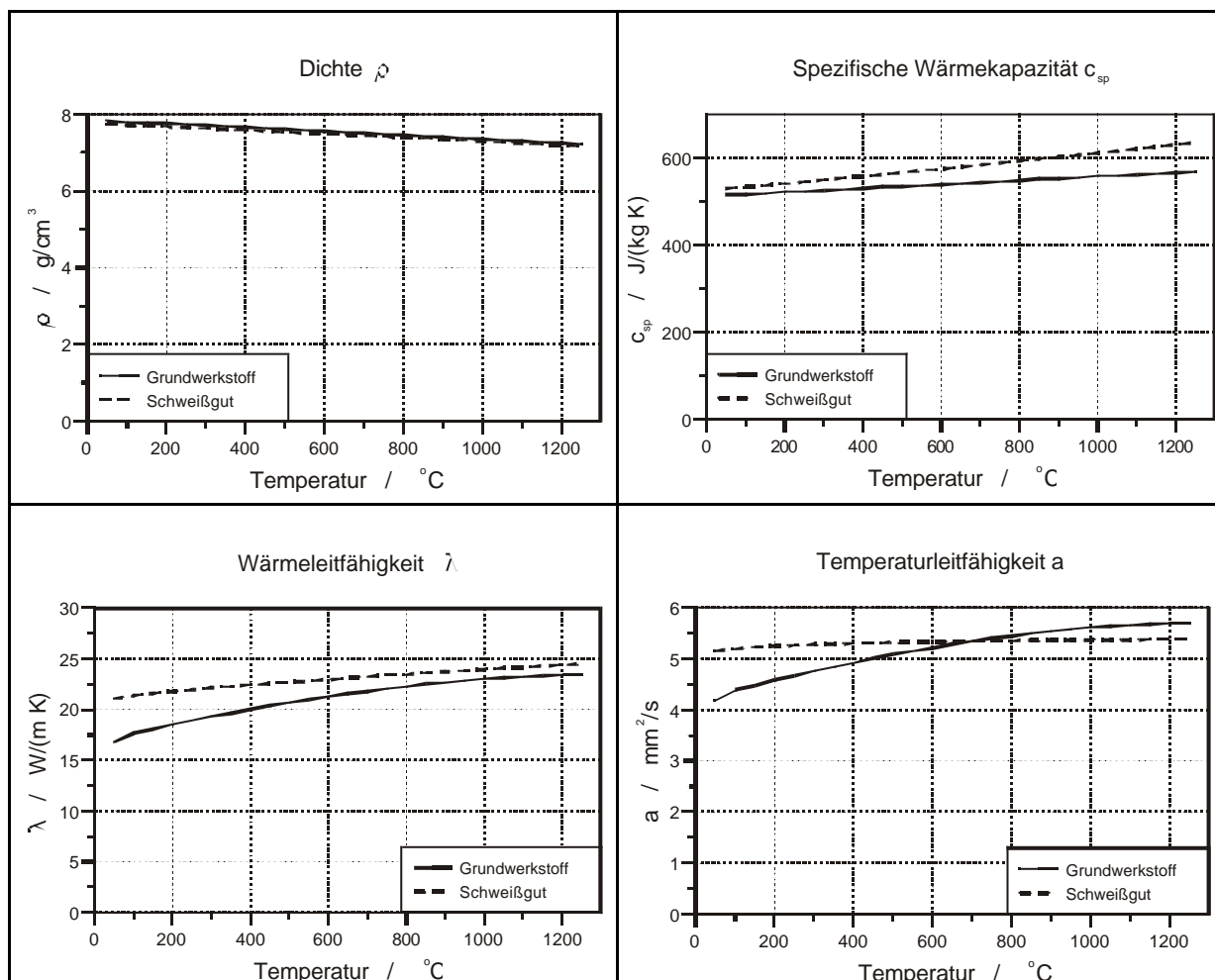


Bild 5-3 : Thermodynamische Materialeigenschaften

Nach der experimentellen Ermittlung der Wärmeausdehnung, der spezifischen Wärmekapazität und der Temperaturleitfähigkeit im Temperaturbereich zwischen RT und 1250°C [86] konnten über die entsprechenden mathematischen Zusammenhänge die Dichte und die Wärmeleitfähigkeit als Funktion der Temperatur bestimmt werden. Bild 5-3 zeigen die ermittelten Verläufe für Grundwerkstoff und

Schweißgut. Für Temperaturen oberhalb 1250°C wurden die Materialeigenschaften im Rahmen der Temperaturfeldberechnung linear extrapoliert. Die Schmelzenthalpie wurde im Temperaturbereich zwischen 1350°C und 1450°C mit einem Wert von 278 kJ/kg /87/ berücksichtigt

Um den kontinuierlichen Materialeintrag zu simulieren wird den Elementen, die noch nicht niedergeschmolzenes Schweißgut abbilden, eine um den Faktor 10^{-3} verringerte spezifische Wärmekapazität und Wärmeleitfähigkeit zugewiesen. Damit haben sie keinen nennenswerten Einfluß auf das sich ausbildende Temperaturfeld.

5.3 Mechanisches Berechnungsmodell

Die Grundgleichungen der strukturmechanischen Berechnung wurden in Kapitel 4 dargestellt, so dass an dieser Stelle darauf verzichtet werden kann.

Durch das Reduzieren der Rohrgeometrie auf ein Rohrsegment müssen an den Modellrändern geeignete kinematische Randbedingungen definiert werden. Bild 5-4 zeigt die vorgegebenen Randbedingungen. In der Nahtmitte wird die Verschiebung in axialer Richtung unterbunden. An den Modellrändern in Umfangsrichtung werden die Verschiebungen so gekoppelt, dass alle Knotenpunktverschiebungen nur in der ursprünglichen Schnittebene erfolgen können. Auf diese Weise wird der Winkel zwischen den beiden Schnittflächen konstant gehalten. Obwohl diese Randbedingung die realen Verhältnisse, vor allem wenn sich die Schweißwärmequelle in der Nähe der Modellränder befindet, nur unzureichend beschreibt, können in der Modellmitte ($\varphi=30^\circ$) realistische Verformungs und Spannungsverläufe erwartet werden.

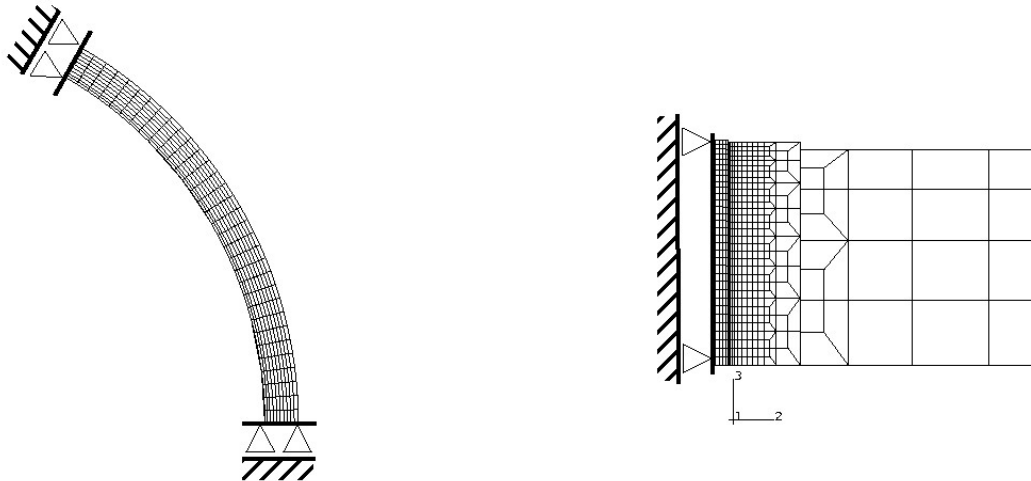


Bild 5-4 : Kinematische Randbedingungen

Für die Eigenspannungsberechnung sind neben den experimentell ermittelten Werkstoffdaten bis zu einer Prüftemperatur von 1300°C. Angaben über das elastoplastische Verhalten des Werkstoffes bei Temperaturen im Liquidusbereich notwendig. Da für diesen Temperaturbereich einerseits keine Werkstoffdaten vorlagen und andererseits durch den Phasenübergang von fest zu flüssig das Werkstoffverhalten nicht mehr durch die Strukturmechanik beschrieben werden kann, stellt das Berechnungsmodell in diesem Temperaturbereich eine ingenieurmässige Annäherung des Werkstoffverhaltens dar. In Tabelle 9 ist eine Zusammenstellung aller für die Berechnung der elastischen Spannungen verwendeten Daten.

| Temperatur [°C] | Elastizitätsmodul [GPa] | Querkontraktionszahl [-] | R _{p0.2} [MPa] | Wärmeausdehnungskoeffizient [1E-6 1/K] |
|--------------------|----------------------------|-----------------------------|--|---|
| 20 | 192 | 0.277 | Ergibt sich aus der Anpassung der Parameter des Werkstoffmodells | 16.0 |
| 180 | 168 | 0.287 | | 17.0 |
| 500 | 148 | 0.306 | | 19.0 |
| 800 | 126 | 0.324 | | 20.5 |
| 1100 | 55 | 0.342 | | 21.0 |
| 1300 | 15 | 0.354 | | 22.0 |
| 1600 | 5 | 0.372 | 1 | 23.0 |

Die hinterlegten Werte wurden der Literatur entnommen .bzw. ingenieurmässig abgeschätzt.

Tabelle 9 : In der FE-Berechnung verwendete Werkstoffeigenschaften

Für das Schweißgut wurden dieselben elastischen Eigenschaften wie für den Grundwerkstoff zugrunde gelegt.

Die Beschreibung des Werkstoffverhaltens bei überelastischer Beanspruchung erfolgt mit Hilfe der im vorigen Kapitel dargestellten Benutzerroutine.

Elementen, die noch nicht niedergeschmolzenes Schweißgut abbilden, wird in der strukturmechanischen FE-Rechnung eine um den Faktor 10^{-5} geringere Steifigkeit (Elastizitätsmodul) zugewiesen. Damit haben sie keinen nennenswerten Einfluß auf das Verformungsverhalten der Struktur.

5.4 Vergleich der Berechnung mit der Versuchsschweißung

5.4.1 Temperaturen

Ursache für die Schweißeigenspannungen sind die zeitlichen und örtlichen Temperaturgradienten. Somit ist die möglichst exakte Berechnung dieser lokalen Gradienten eine wichtige Voraussetzung für eine erfolgversprechende Eigenspannungsberechnung.

In Bild 5-5 und 5-6 sind die gemessenen und berechneten zeitlichen Temperaturverläufe für ausgewählte Positionen in der Wandmitte und der Rohrinneoberfläche gegenübergestellt.

Betrachtet wird jeweils eine Messstelle in unmittelbarer Nähe zur Schmelzlinie und eine 15 mm bzw. 17 mm von der Nahtmitte entfernte Messstelle. Sowohl auf der Innenoberfläche als auch in der Wandmitte zeigt sich eine gute Übereinstimmung.

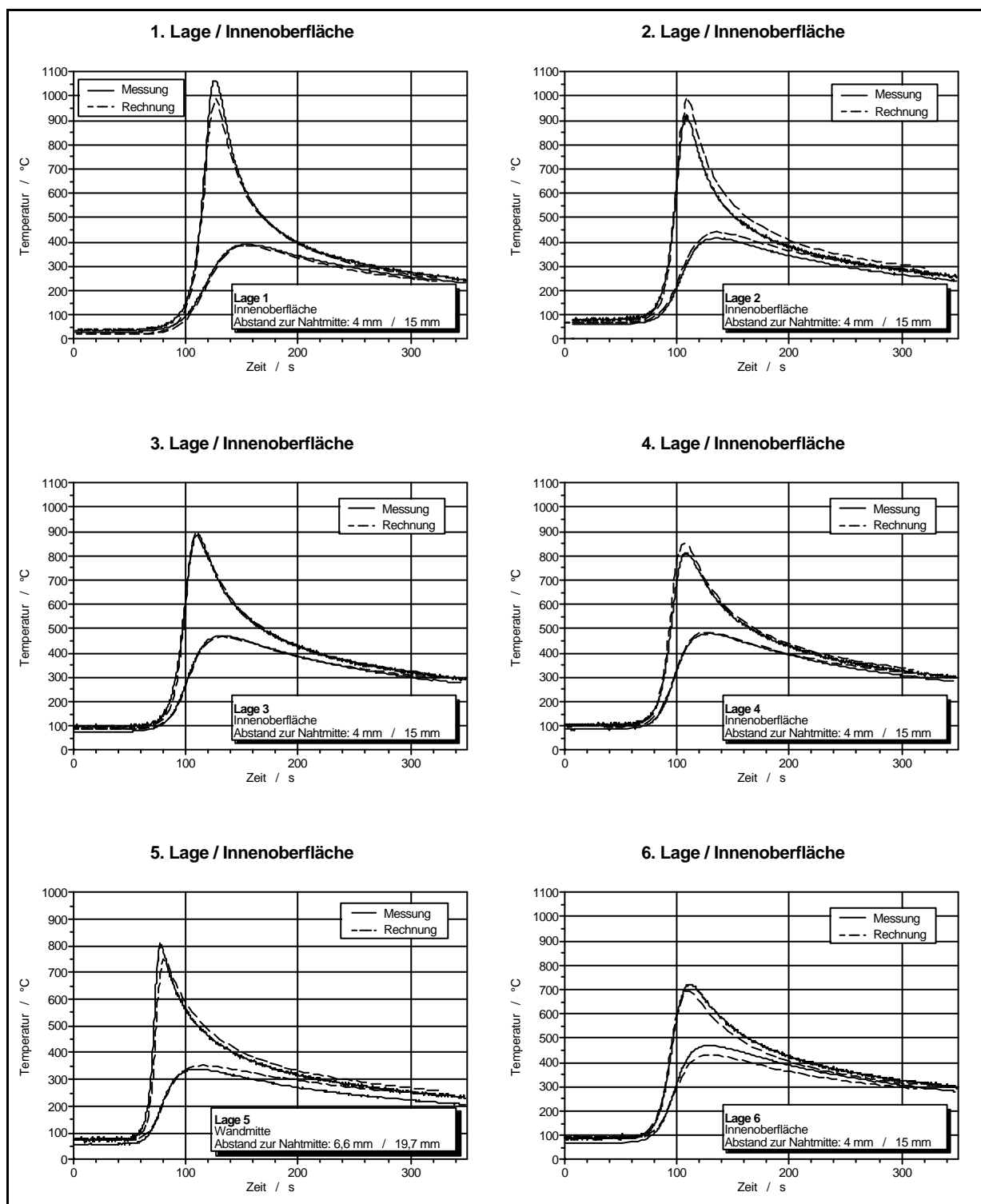


Bild 5-5 : Vergleich gemessener und berechneter Temperatur-Zeitverläufe auf der Rohrinnenoberfläche

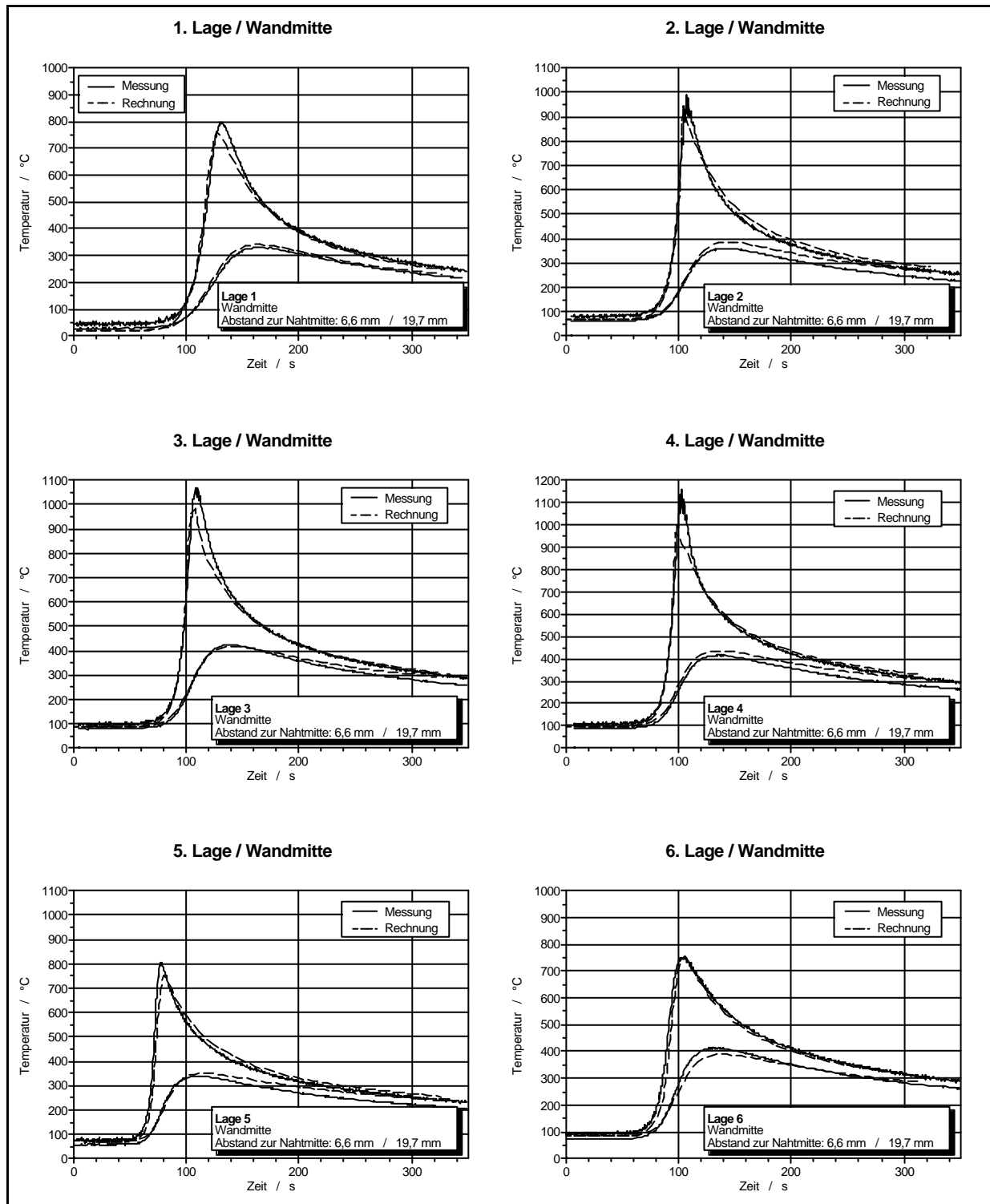


Bild 5-6 : Vergleich gemessener und berechneter Temperatur-Zeitverläufe in der Wandmitte

Zum Vergleich der Temperaturprofile in axialer Richtung sind in Bild 5-7 die gemessenen und berechneten Temperaturverteilungen auf der Innenoberfläche für zwei unterschiedliche Zeitpunkte dargestellt. Wenn sich die Schweißwärmquelle in der betrachteten Umfangsposition befindet ($t=127\text{s}$), so treten in der WEZ axiale Temperaturgradienten von etwa 100 K/mm bis 200 K/mm auf.

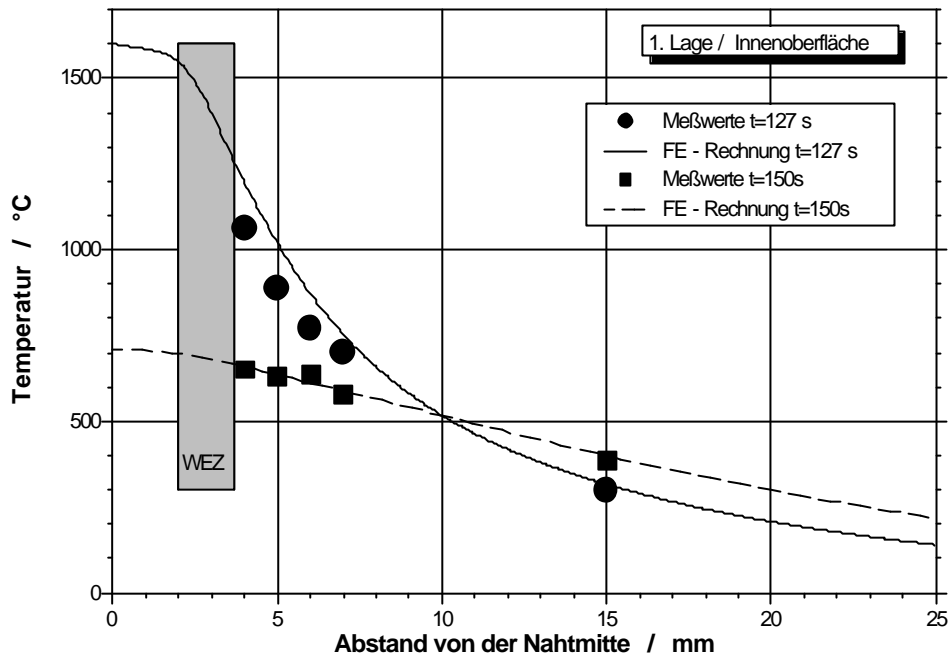


Bild 5-7 : Vergleich des berechneten und gemessenen Temperaturprofils auf der Innenoberfläche für zwei ausgewählte Zeitpunkte

Die auftretenden Temperaturmaxima als Funktion des Abstandes von der Nahtmitte zeigt Bild 5-8. Ab einem Abstand zur Nahtmitte von 15 mm wird die Maximaltemperatur von 500°C nicht mehr überschritten. Die für den Zerfall der Stabilisierungskarbide notwendige Überhitzung auf eine Temperatur oberhalb von 1050°C tritt nur bis zu einem Schmelzlinienabstand von etwa 2 mm auf.

Die nach Überschreiten der Lösungstemperatur summierte Verweildauer der WEZ im Temperaturbereich zwischen 800°C und 500°C ist in Bild 5-9 dargestellt. Wie die Auswertung der Messergebnisse, so zeigt auch die Berechnung, dass die mögliche Sensibilisierungsdauer auf der Innenoberfläche deutlich höher ist, als in der Wandmitte und der Rohraußenoberfläche. Die gemessene Verweildauer der wurzelseitigen WEZ von etwa 300 s ergibt sich auch bei der Berechnung.

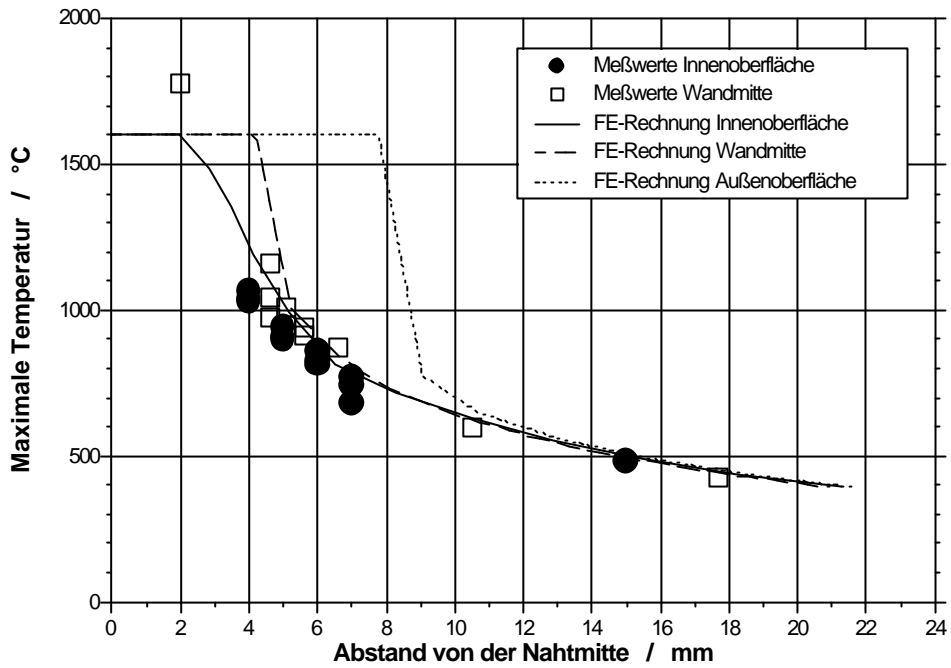


Bild 5-8 : Maximale Temperatur

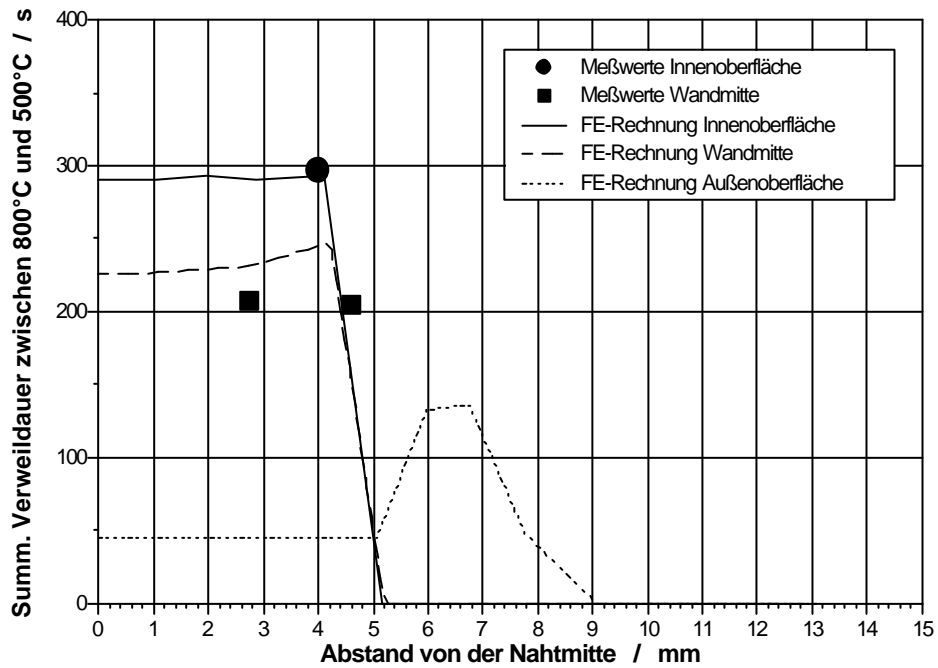


Bild 5-9 : Summierte Verweildauer im Temperaturbereich zwischen 800 °C und 500 °C

5.4.2 Verformungen

Ein Vergleich der gemessenen und berechneten radialen Verformungen ist nur bedingt möglich. Wie die Auswertung der begleitenden Messungen in Kapitel 3 ergeben hat, ovalisiert der Rohrquerschnitt im Nahtbereich (siehe Bild 3-13). Hierdurch variiert der radiale Schrumpf über dem Umfang. Die Ovalisierung kann infolge der Reduktion der Rohrgeometrie auf ein 60°-Segment durch das FE – Modell nicht wiedergegeben werden.

Bild 5-10 zeigt eine Gegenüberstellung des zeitlichen Verlaufs der berechneten radialen Verschiebung (Umfangsposition $\varphi=30^\circ$) mit den Messdaten des Wegaufnehmers in der 90°-Position für die erste und die letzte Lage. Die Zeitskala der Messwerte wurde hierzu entsprechend verschoben. Beim Schweißen der ersten Lage tritt der Einfluß der Ovalisierung aufgrund der geringeren Steifigkeit der Nahtbereiche deutlich stärker zu Tage. Für die 6. Lage liefern Messung und Rechnung nahezu identische, lediglich parallel verschobene Weg-Zeit-Verläufe.

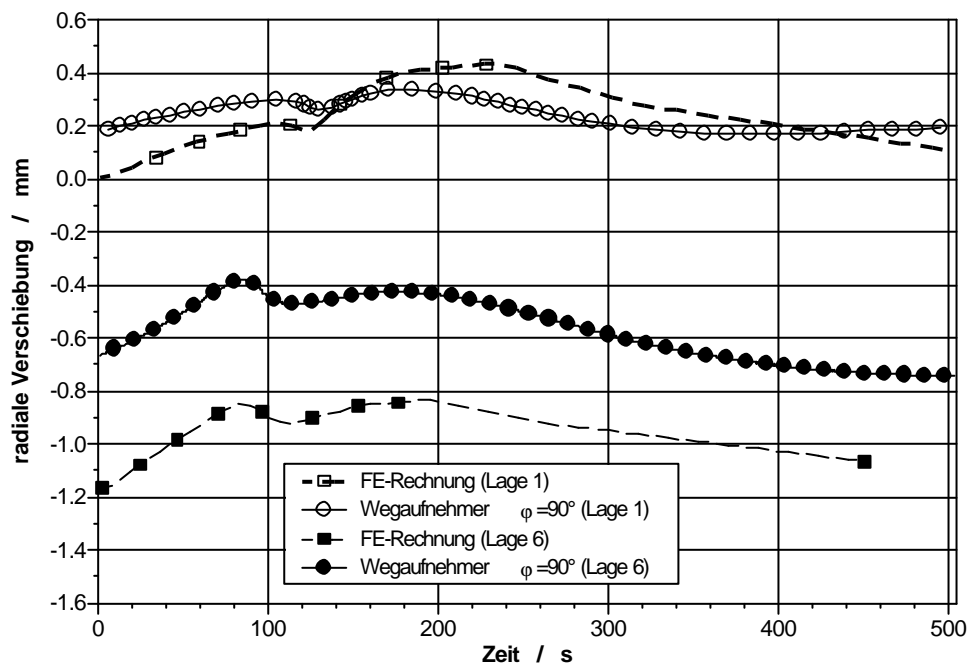


Bild 5-10 : Zeitlicher Verlauf der radiale Verschiebung der Innenoberfläche

Die Kontur der Innen- und Außenoberfläche nach Fertigstellung der Naht und Abkühlung auf Raumtemperatur ist in Bild 5-11 dargestellt. Man erkennt, dass in der Nähe der Schmelzlinie die radiale Verschiebung der Außenoberfläche geringer ist,

als die Verschiebung der Innenoberfläche. Das bedeutet eine Zunahme der Wanddicke in diesem Bereich. Nach etwa 50 mm ist die radiale Einschnürung abgeklungen Die eingezeichneten Messwerte zeigen die Streuung der Messwerte über dem Umfang. Es wird deutlich, dass die Ergebnisse der FE-Berechnung im Bereich der WEZ innerhalb des Streubandes der Messungen liegen.

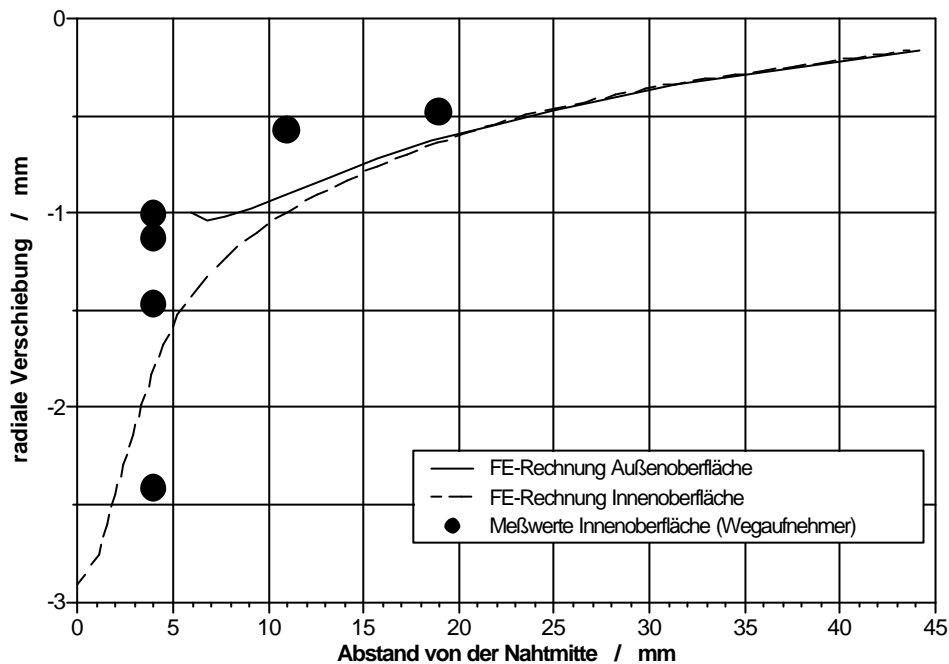


Bild 5-11 : Radiale Verschiebung der Innen- und Außenoberfläche nach Fertigstellung der Naht

Ein Vergleich des berechneten axialen Schrumpfes mit den Messwerten des Clip Gage in der 135°-Position ist in Bild 5-12 dargestellt. Man erkennt, dass die sprunghafte Zunahme der Kontraktion beim Schweißen jeder Lage durch das Berechnungsmodell sehr gut abgebildet wird. Abweichungen ergeben sich lediglich beim weiteren Abkühlen. Hier ist bei den Messergebnissen eine weitere, wenn auch geringe, Zunahme des Schrumpfes zu erkennen. Dieser resultiert aus den an anderen Umfangspositionen stattfindenden Schrumpfvorgängen. Da durch das Berechnungsmodell lediglich ein Rohrsegment abgebildet wird, können sich diese Effekte in den Berechnungsergebnissen nicht wiederfinden. Stattdessen beschränkt sich der axiale Schrumpf in der Abkühlphase auf die auftretende Verkürzung der Messlänge infolge thermischer Dehnung.

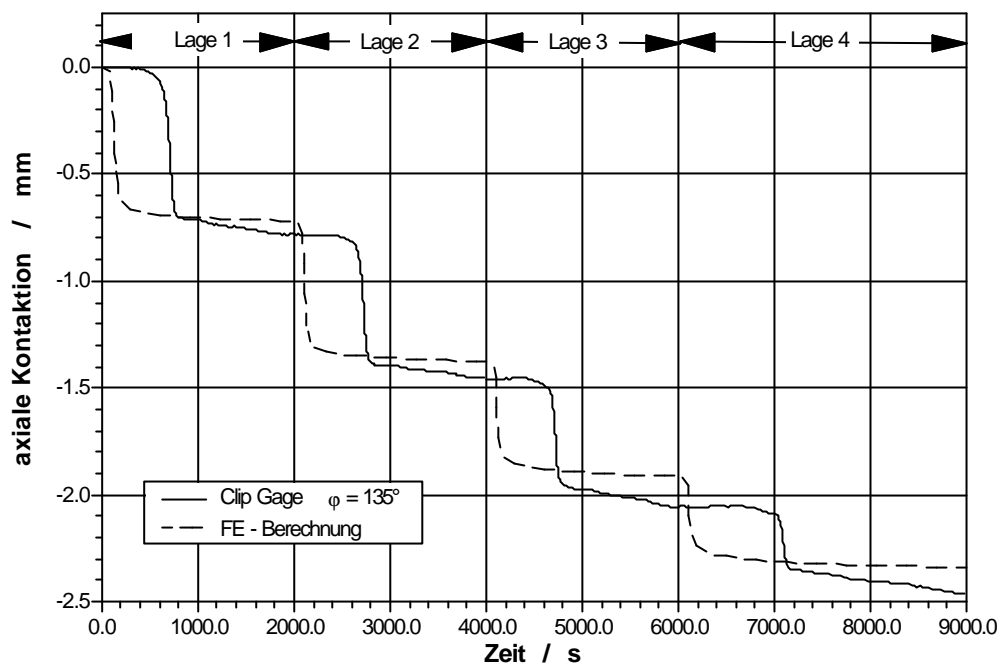


Bild 5-12 : Axiale Kontraktion im Wurzelbereich

Der Vergleich des zeitlichen Verlauf der axialen Verschiebung auf der Außen- und der Innenoberfläche für alle 6 Lagen, [Bild 5-13](#), zeigt, dass der axiale Schrumpfung auf der Außenseite größer ist, als auf der Innenseite. Dies hatten auch die Messungen an der Versuchsnaht ergeben. Der Schrumpfung auf der Außenoberfläche erfolgt weniger sprunghaft. Mit zunehmender Lagenzahl ist in der Aufheizphase sowohl auf der Innen- als auch auf der Außenoberfläche eine kurzzeitige Vergrößerung der Messlänge zu erkennen.

In [Bild 5-14](#) ist die axiale Verschiebung der Oberflächen als Funktion des Abstandes von der Nahtmitte wiedergegeben. Man erkennt, dass die axiale Verschiebung in der Nähe der Naht auf der Außenseite deutlich größer ist als auf der Innenoberfläche. Multipliziert man den Abstand und den Verschiebungswert jeweils mit dem Faktor 2.0, so entsprechen diese Größen der Messlänge bzw. dem axialen Schrumpfung. Man erkennt, dass der gemessene Schrumpfung keine objektive Größe darstellt, sondern vom Messort und der Messlänge abhängen kann.

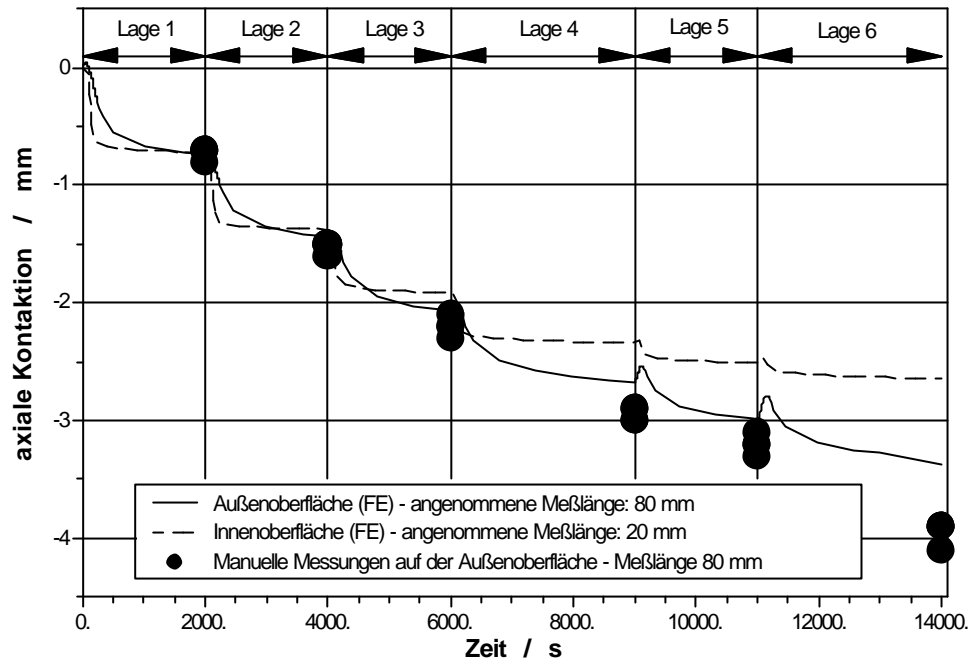


Bild 5-13 : Axialer Schrumpf auf der Innen- und Außenoberfläche

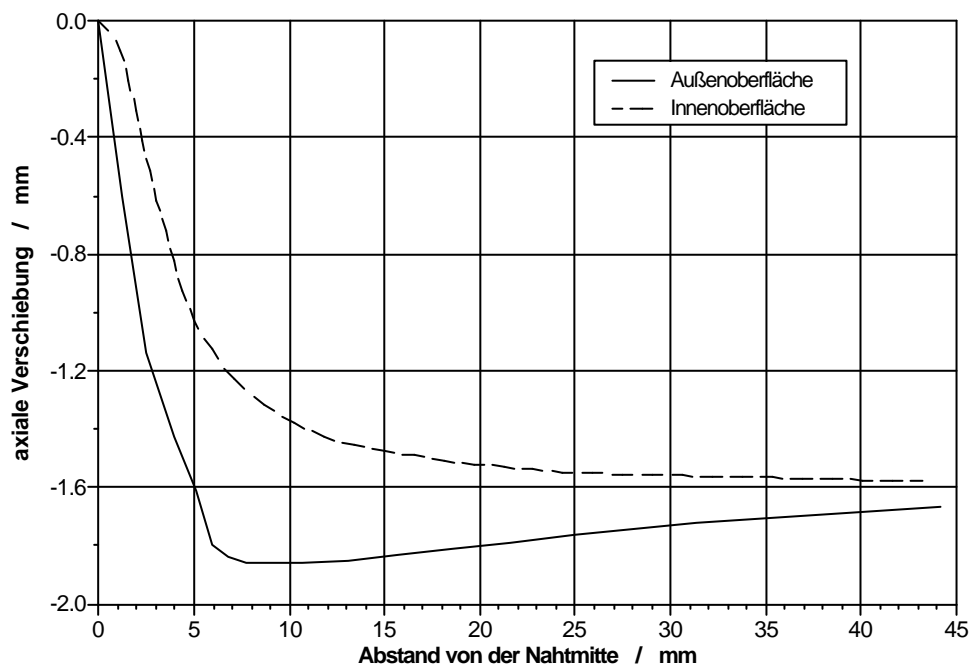


Bild 5-14 : Berechnete axiale Verschiebung (=halber Schrumpf) auf den Oberflächen nach Fertigstellung der Naht

5.4.3 Eigenspannungen

In Bild 5-15 und 5-16 sind die Schweißeigenspannungen in Axial- und Umfangsrichtung für die Modellmitte ($\varphi = 30^\circ$) dargestellt.

Die Eigenspannungsverteilung in axialer Richtung, Bild 5-15, ist im Wurzelbereich durch Zugeigenspannungen gekennzeichnet. Auf der Außenseite ergeben sich Druckeigenspannungen. Mit zunehmendem axialem Abstand von der Nahtmitte kehren sich die Vorzeichen um, so dass auf der Außenseite Zug-, auf der Innenseite Druckeigenspannungen vorliegen.

In Umfangsrichtung liegen im gesamten Nahtbereich Zugeigenspannungen vor, Bild 5-16. Die maximalen Umfangseigenspannungen treten in der Wandmitte auf. Ab einem Abstand von etwa 20 mm von der Nahtmitte liegen nur noch Druckeigenspannungen vor.

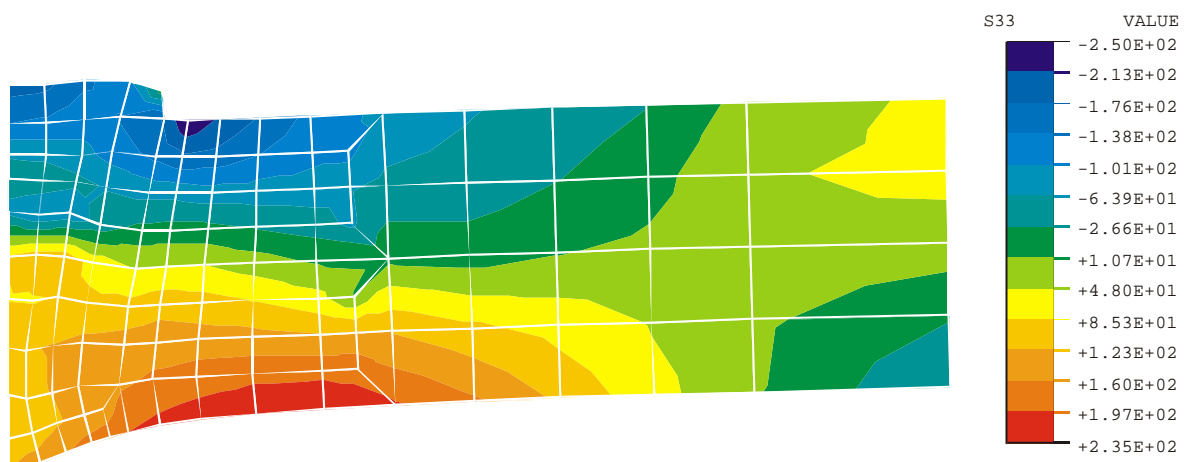


Bild 5-15 : Axialeigenspannungen nach Fertigstellung der Schweißnaht

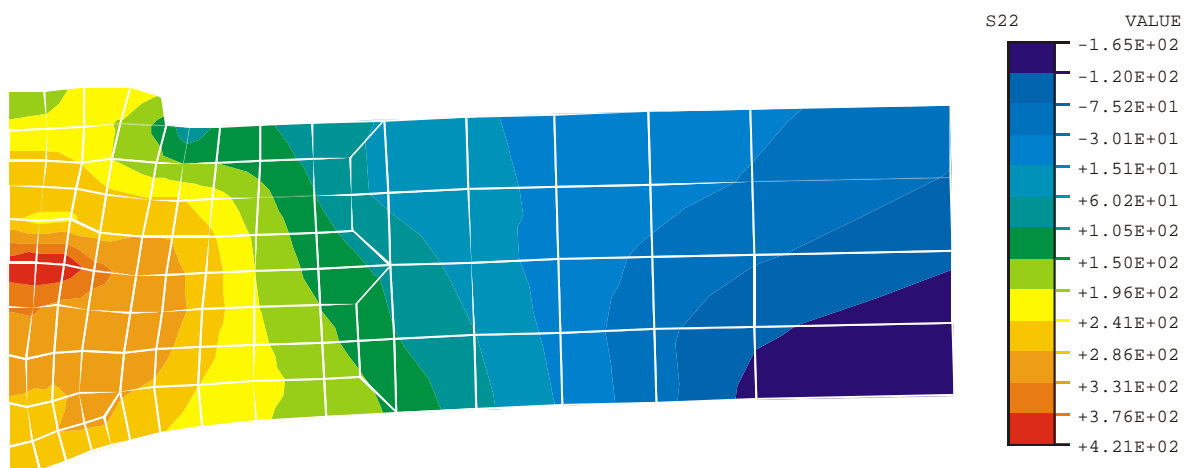


Bild 5-16 : Umfangseigenspannungen nach Fertigstellung der Naht

Bild 5-17 zeigt den Vergleich von berechneten und röntgenografisch ermittelten Axialeigenspannungen auf der Rohrrinnenoberfläche. Man erkennt eine gute qualitative Übereinstimmung zwischen Messung und Rechnung. Die Axialeigenspannungen liegen in der WEZ im Streuband der gemessenen Werte. Das berechnete Axialspannungsmaximum liegt in einem Abstand von 11 mm von der Nahtmitte. Die Vorzeichenumkehr von Zug- in Druckeigenspannungen erfolgt nach der Berechnung in größerem Abstand zur Nahtmitte als bei den gemessenen Axialeigenspannungen.

Bild 5-18 zeigt den Vergleich von berechneten und röntgenografisch ermittelten Umfangseigenspannungen auf der Rohrrinnenoberfläche. Die starke Streuung der Messwerte neben der Schmelzlinie erschwert die Beurteilung der Genauigkeit der Berechnung. Die prinzipielle Spannungsverteilung mit hohen Zugspannungen in der WEZ und Druckspannungen in weiter entfernten Materialbereichen wird durch die Berechnung wiedergegeben. Wiederum ist jedoch die Tendenz zu erkennen, dass die Vorzeichenumkehr bei den berechneten Eigenspannungen in einem größeren Abstand zur Naht erfolgt, als bei der Messung.

Der Vergleich der Schweißeigenspannungen auf der Außenoberfläche, Bild 5-19, zeigt eine gute Übereinstimmung von gemessenen und berechneten Axialeigenspannungen. Der gemessene Verlauf der Umfangseigenspannungen ist gegenüber den berechneten Werten zu höheren Werten verschoben. Bei der Bewertung dieses Vergleiches ist jedoch zu beachten, dass die Umfangsposition $\varphi=45^\circ$, in der die Messwerte ermittelt wurden, relativ nahe am Raupenanfang/Raupenende in der 0° -Position liegen.

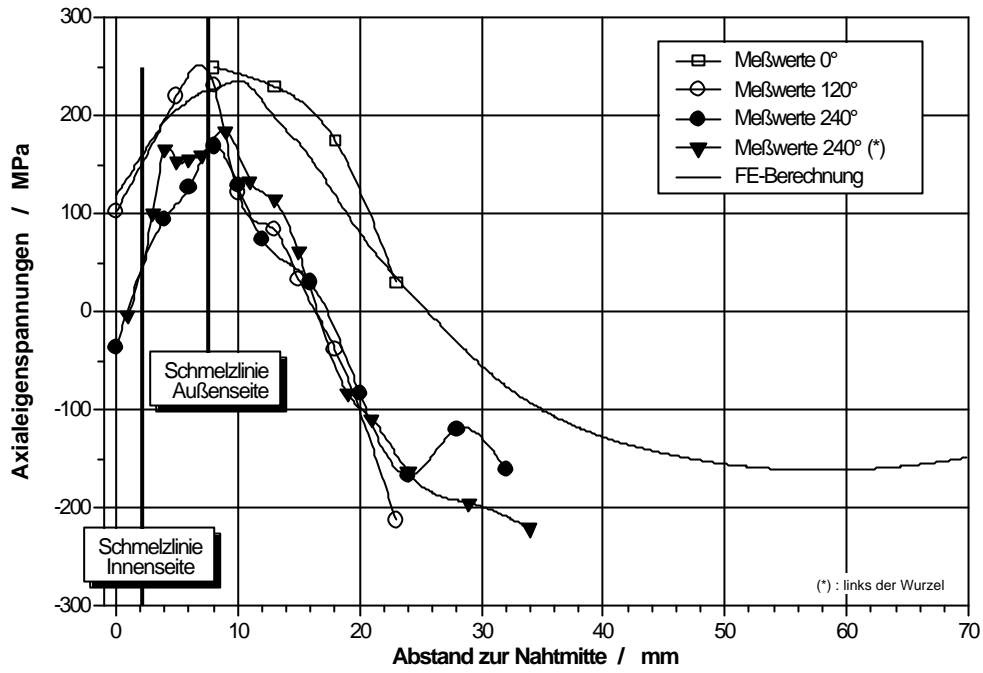


Bild 5-17 : Vergleich gemessener und berechneter Axialeigenspannungen

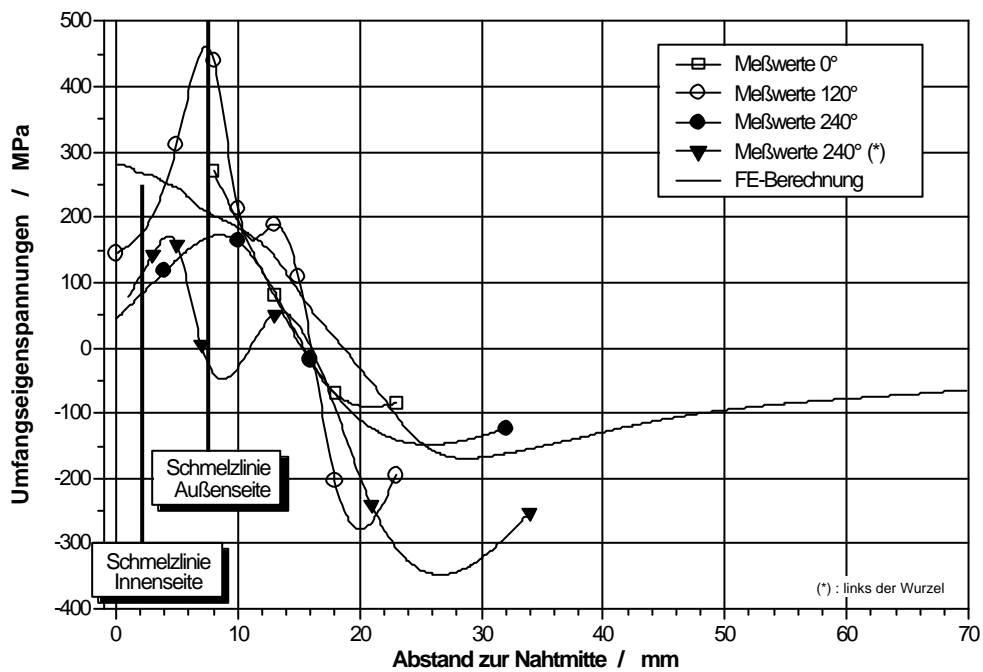


Bild 5-18 : Vergleich gemessener und berechneter Umfangseigenspannungen

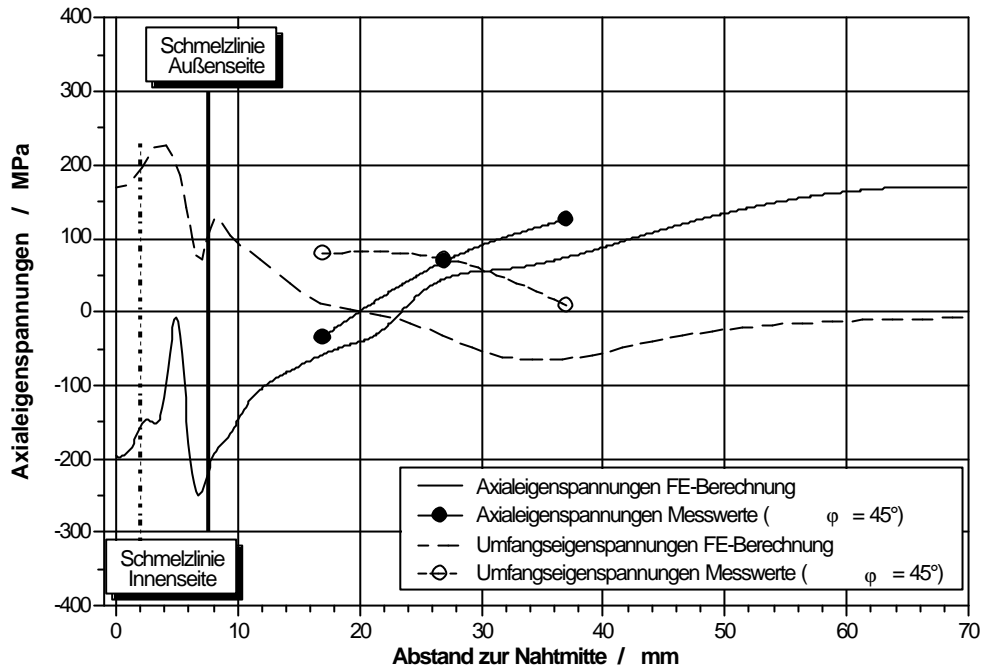


Bild 5-19 : Vergleich gemessener und berechneter Schweißigenspannungen auf der Rohraußenoberfläche

5.5 Thermo-mechanische Beanspruchung des Wurzelbereichs

Für die Gefährdung einer austenitischen Schweißverbindung durch ISprK ist, wie bereits in Kapitel 1 ausgeführt, die Werkstoffsensibilisierung ausschlaggebend. Diese hängt unter anderem von der Temperatur und der auftretenden Dehnung ab. Auch die mechanischen Eigenschaften sind vor dem Hintergrund der Werkstoffverfestigung stark von der plastischen Dehnung abhängig. Betrachtet man die Gesamtdehnungsverteilung auf der Innenoberfläche nach Fertigstellung der Schweißnaht, Bild 5-20, so sieht man, dass Dehnungen von über 20% auftreten.

Dehnungen in dieser Größenordnung können bei Austeniten eine erhebliche Verfestigung und damit eine Erhöhung der Streckgrenze zur Folge haben. Auf der anderen Seite wurde in Kapitel 4 gezeigt, dass plastische Verformungen bei hohen Temperaturen keine Werkstoffverfestigung nach sich ziehen. Zur Abschätzung der tatsächlichen Beanspruchung des Wurzelbereichs hinsichtlich Spannungen einerseits, verfestigungsrelevanten Dehnungen und Sensibilisierungsdauern andererseits, ist somit die numerische Simulation ein unverzichtbares Werkzeug. Daneben liefert sie Informationen über die zeitlichen Verläufe aller relevanten

Größen während des Nahterstellung und kann somit wesentlich zum Verständnis der Vorgänge während des Schweißens beitragen. So lassen sich auch die Parameter für eine möglichst realitätsnahe experimentelle Schweißsimulation aus der numerischen Simulation festlegen.

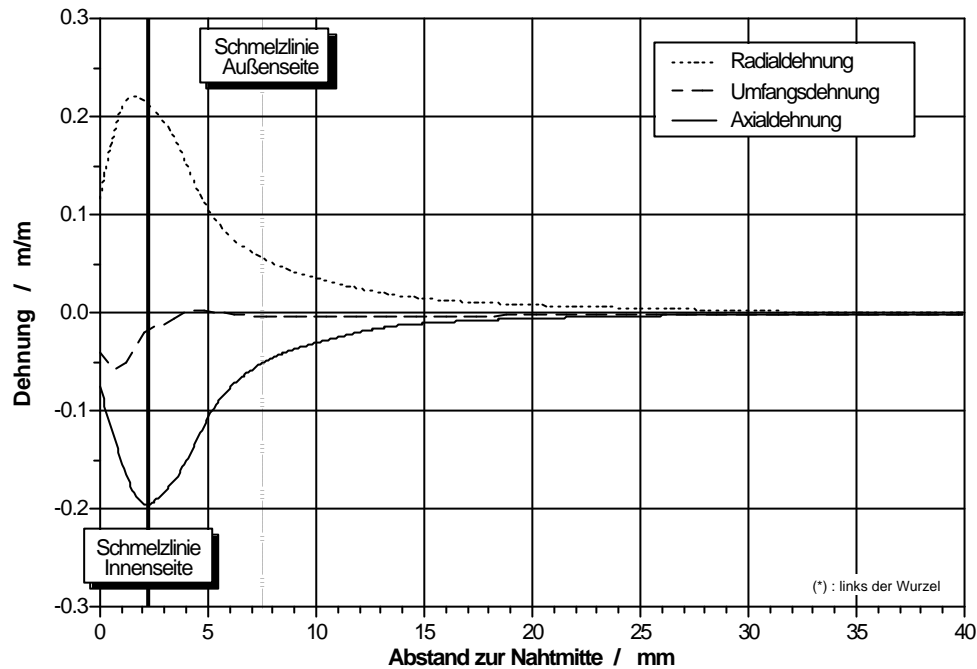


Bild 5-20 : Dehnungen auf der Rohrrinnenoberfläche nach Fertigstellung der Schweißnaht

Für die Darstellungen in Bild 5-21 erfolgte eine Auswertung der zeitlichen Verläufe von Temperatur, Spannungen und Dehnungen für einen Knotenpunkt unmittelbar neben der Wurzel. Man erkennt, dass sich – schon bevor es zu einer Erwärmung des betrachteten Knotenpunktes kommt – Druckspannungen in Umfangs- und Axialrichtung ausbilden. Mit ansteigender Temperatur verringert sich die Fließgrenze. Dies führt zu einem Spannungsabbau bei gleichzeitiger Zunahme der plastischen Dehnung. Hierbei erfolgt eine Stauchung in axialer Richtung. Infolge der Volumenkonstanz bei plastischer Verformung kommt es zu einer plastischen Zugdehnung in radialer Richtung. Die plastische Umfangsdehnung ist nur gering im Vergleich zu den den axialen und radialen Dehnungskomponenten. Bei der anschließenden Abkühlung treten nur noch geringfügige Änderungen der plastischen Dehnungskomponenten auf.

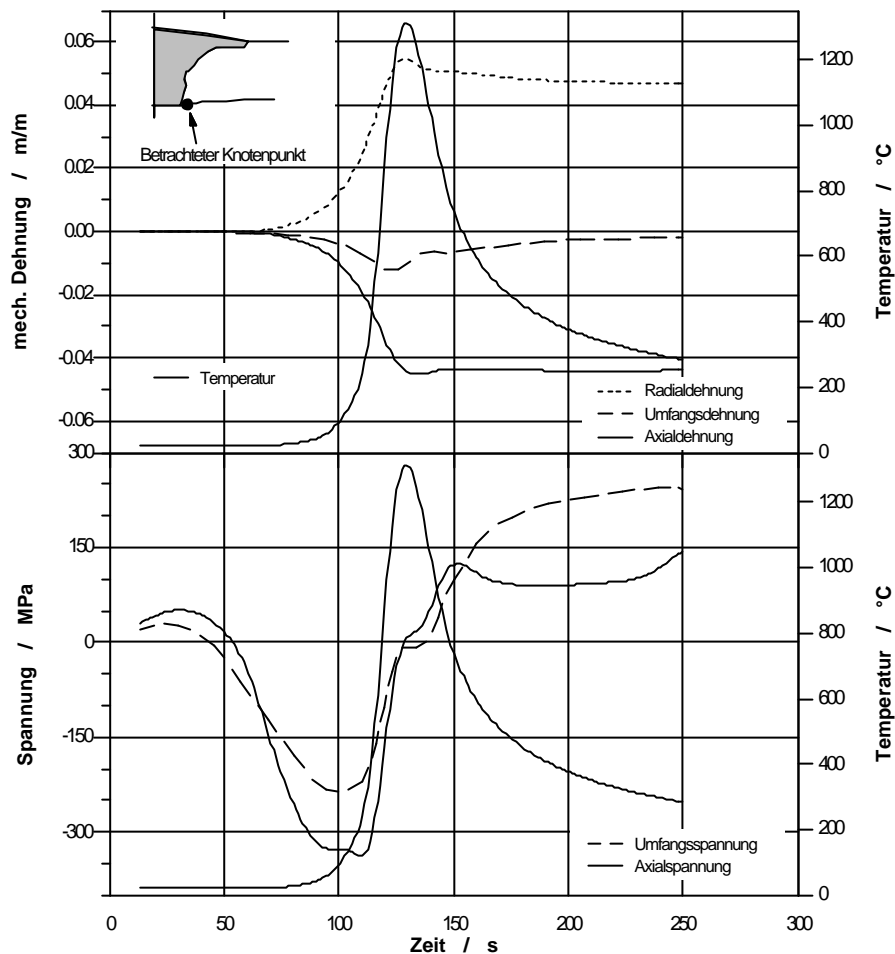


Bild 5-21 : Zeitlicher Verlauf der Spannungen und Dehnungen beim Schweißen der 1. Lage

Zur Verdeutlichung der Beanspruchung der WEZ ist in den Bildern 5-22, 5-23 und 5-24 der zeitliche Verlauf der Temperaturen, Verschiebungen, Dehnungen und Spannungen für einen Knoten auf der Innenoberfläche wiedergegeben. Die Verläufe zeigen die numerischen Ergebnisse für die komplette Nahterstellung. Um eine übersichtlichere Darstellung zu ermöglichen, wurde die Dauer für die sich eine Wärmequelle über das Modell bewegt (Step 1 siehe Tabelle) und die reine Abkühlphase (Step 2 siehe Tabelle) auf den auf den gleichen Wert normiert. Hierdurch haben in den folgenden Darstellungen die beide Berechnungsschritte die gleiche Dauer.

Bild 5-22 zeigt die Entwicklung des axialen und radialen Schrumpfes. Während der axiale Schrumpf mit der lokalen Erwärmung einhergeht, entsteht der radiale Schrumpf im wesentlichen beim Abkühlen des Nahtbereichs.

In Bild 5-23 erkennt man wie die Stauchung in axialer Richtung mit jeder Lage zunimmt. Erwartungsgemäß treten die größten plastischen Verformungen bei hohen Temperaturen auf und führen somit zu keiner Werkstoffverfestigung. Die Umfangsdehnungen können im Vergleich zu den anderen Komponenten als gering bezeichnet werden.

Der Verlauf der Spannungen in Bild 5-24 verdeutlicht Unterschiede bei der Entstehung der Umfangs- und der Axialeigenstressungen. Die Axialeigenstressungen nehmen in gleichem Maße zu wie die Temperaturen abnehmen und sich der Knotenpunkt radial in Richtung Rohrachse verschiebt. Somit können die Axialeigenstressungen als eine Folge des radialen Schrumpfens betrachtet werden. Die Umfangseigenstressungen verringern sich dagegen mit Einsetzen der reinen Abkühlphase. Sie erreichen ihr Maximum bereits bei relativ hohen Temperaturen. Die Ursache hierfür liegt in der Erwärmung der Nahtumgebung. Sie führt, wie auch in Bild 3-19 zu erkennen, trotz der lokalen Abkühlung zu einer radialen Aufweitung. Da diese Aufweitung gegenläufig zum Bestreben der abkühlenden Materialbereiche ist, sich zusammenzuziehen, kommt es zu hohen Zugspannungen in Umfangsrichtung. Dieser Effekt schlägt sich auch in einem erkennbaren Zuwachs der plastischen Umfangsdehnungen nieder.

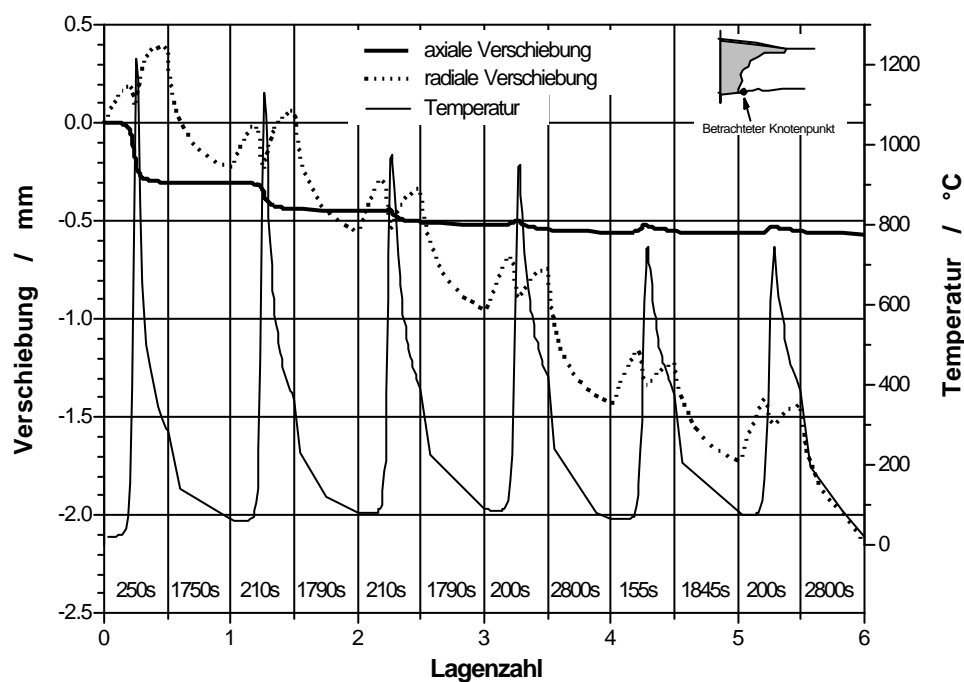


Bild 5-22 : Verschiebungen für einen Knotenpunkt in der wurzelseitigen WEZ

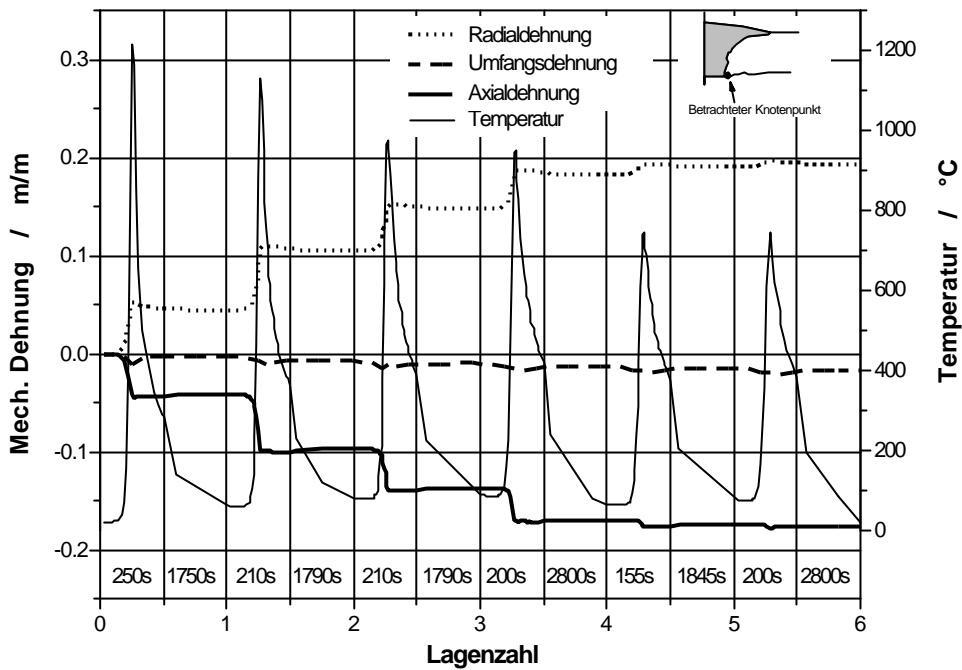


Bild 5-23 : Mechanische Dehnung für einen Knotenpunkt in der wurzelseitigen WEZ

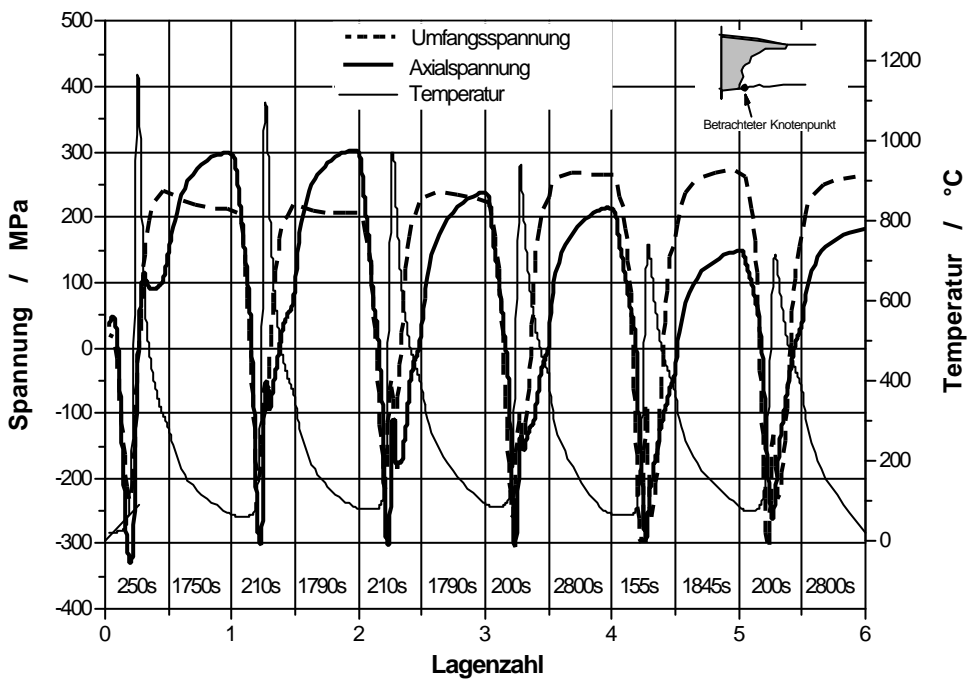


Bild 5-24 : Spannungen für einen Knotenpunkt in der wurzelseitigen WEZ

5.6 Ergänzende Untersuchungen

5.6.1 Einfluß der fertigungsbedingten Eigenspannungen

In Hinblick auf die Simulation praxisrelevanter Schweißungen stellt sich die Frage, welchen Einfluß die fertigungsbedingten Eigenspannungen auf die resultierenden Schweißeigenspannungen haben. Zur Klärung dieser Frage wurden dem FE-Modell Eigenspannungen aufgeprägt und eine neuerliche Simulation der Nahterstellung durchgeführt. Um den Einfluß der fertigungsbedingten Eigenspannungen möglichst realistisch abzubilden wurde dem Rohrmodell zunächst eine Eigenspannungsverteilung über der Wanddicke aufgeprägt, wie sie Bild 5-25 zu entnehmen ist. Die jeweils positiven Spannungen in der Größenordnung der Streckgrenze entsprechen in erster Näherung den in Kapitel 3 dokumentierten Messergebnissen (Bild 3-20).

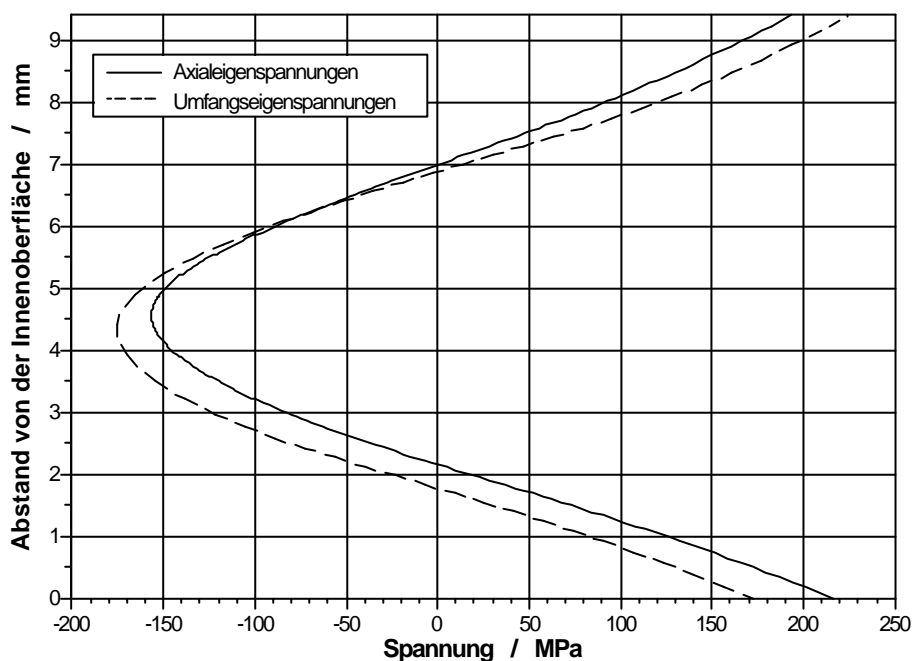


Bild 5-25 : Fertigungsbedingte Eigenspannungen im unverschweißten Rohr

Vor Beginn der eigentlichen Schweißsimulation wurde die Nahtvorbereitung durch das Eliminieren der Schweißgut-Elemente berücksichtigt. Die anschließende Simulation der Nahterstellung wurde wie die im vorangegangenen Abschnitt beschriebene Berechnung durchgeführt. Ein Vergleich der mit und ohne Berücksichtigung der fertigungsbedingten Eigenspannungen berechneten Schweißeigenspannungen auf der Rohrinneoberfläche, Bild 5-26 und 5-27, zeigt, dass die Fertigungseigen-

spannungen keinen Einfluß auf die Schweißeigenstressungen im Wurzelbereich haben. Erst ab einem Nahtmittenabstand von etwa 30 mm weichen die beiden Spannungsverläufe voneinander ab.

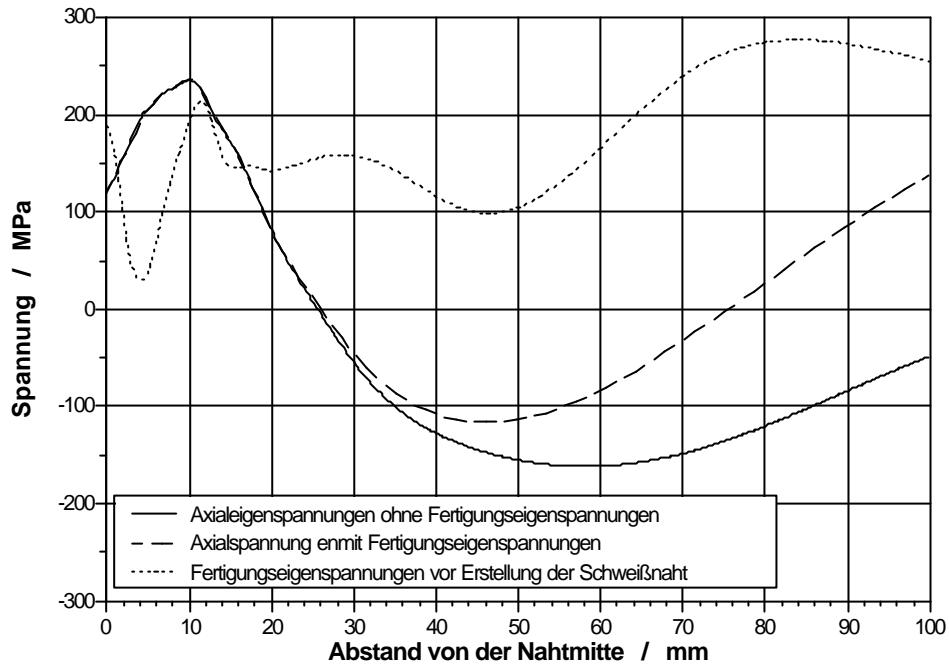


Bild 5-26 : Axialeigenstressungen auf der Innenoberfläche mit und ohne Berücksichtigung der Fertigungseigenstressungen

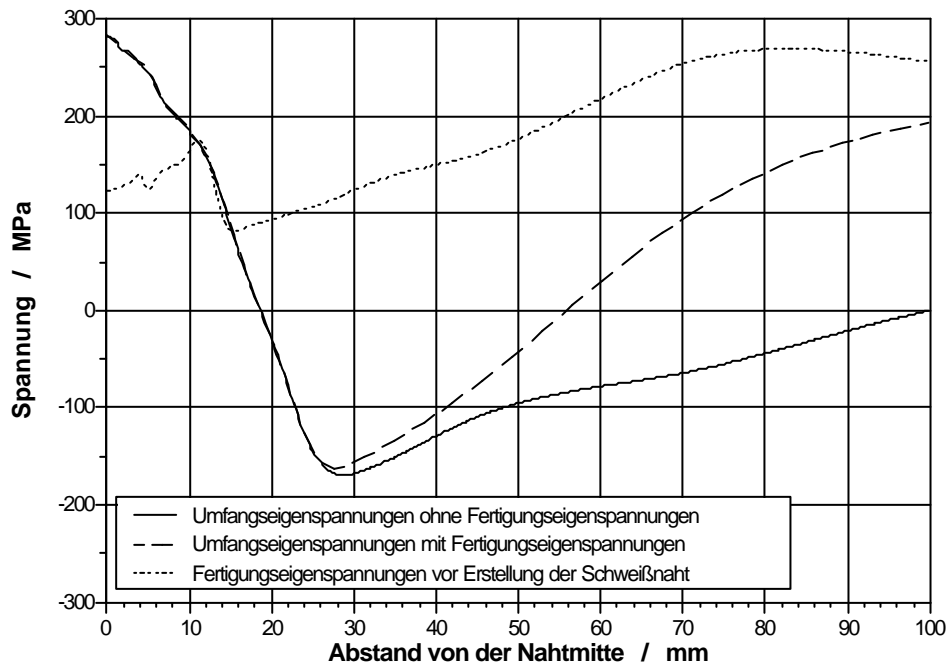


Bild 5-27 : Umfangseigenstressungen auf der Innenoberfläche mit und ohne Berücksichtigung der Fertigungseigenstressungen

5.6.2 Einfluß der Umfangsposition des Raupenendes

Bei der Erstellung der Versuchsnaht lag der Raupenanfang bzw. das Raupenende immer in der 12:00-Uhr-Position. Diese Vorgehensweise wird in der Praxis eher vermieden, da es die Gefahr des Verzuges mit sich bringt. Im Gegenteil wird versucht, diese Ansatzstellen möglichst gleichmäßig über dem Umfang zu verteilen. Zur prinzipiellen Verdeutlichung des Einflusses auf die resultierende Eigenspannungsverteilung wurde deshalb die Erstellung der 6. Lage (Decklage) in einer modifizierten Weise berechnet. Es wurde angenommen, dass für die 6. Lage der Raupenanfang in der 30°-Position des FE-Modells liegt, siehe Bild 5-28. Nach dem Verschweißen des Umfangssegmentes zwischen der 30°- und der 60°-Position erfolgt eine Zwischenabkühlung des Modells. Die Dauer dieser ersten Abkühlphase entspricht der Zeit, die der Orbital-Schweißkopf benötigt, um sich über den nicht modellierten Rohrumfang zu bewegen. Danach erfolgt das Verschweißen der Umfangspositionen 0° bis 30°.

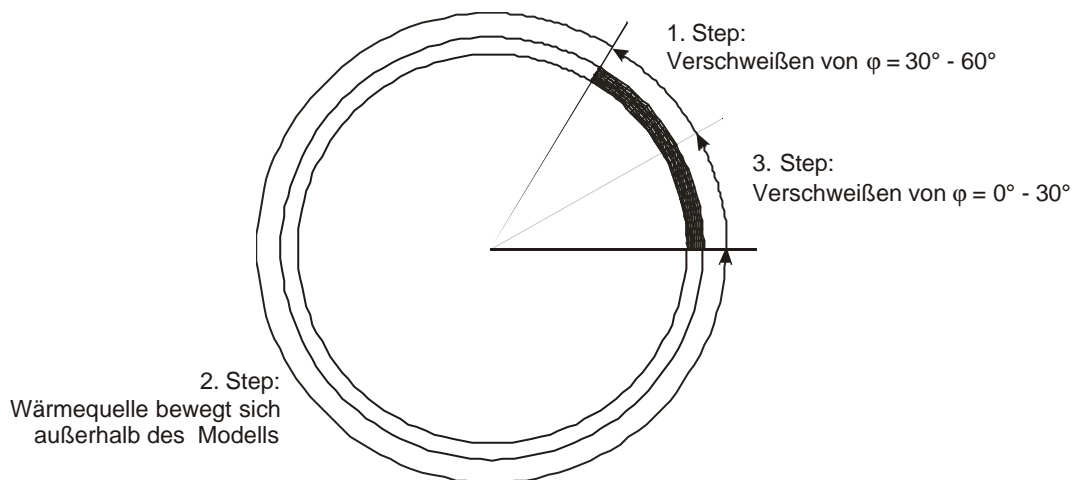


Bild 5-28 : Modifizierte Schweißfolge beim Erstellen der 6. Lage

Bild 5-29 zeigt eine Gegenüberstellung der Eigenspannungsverteilungen für die beiden berechneten Varianten. Es zeigt sich, dass in der Umgebung dieser Ansatzstellen deutlich andere Eigenspannungsverteilungen zu erwarten sind, wie in Bereichen, über die kontinuierlich hinweggeschweißt wurde. So bildet sich in Schweißrichtung hinter dem Raupenende ein Druckeigenspannungsgebiet aus, das sich über die ganze Wanddicke erstreckt.

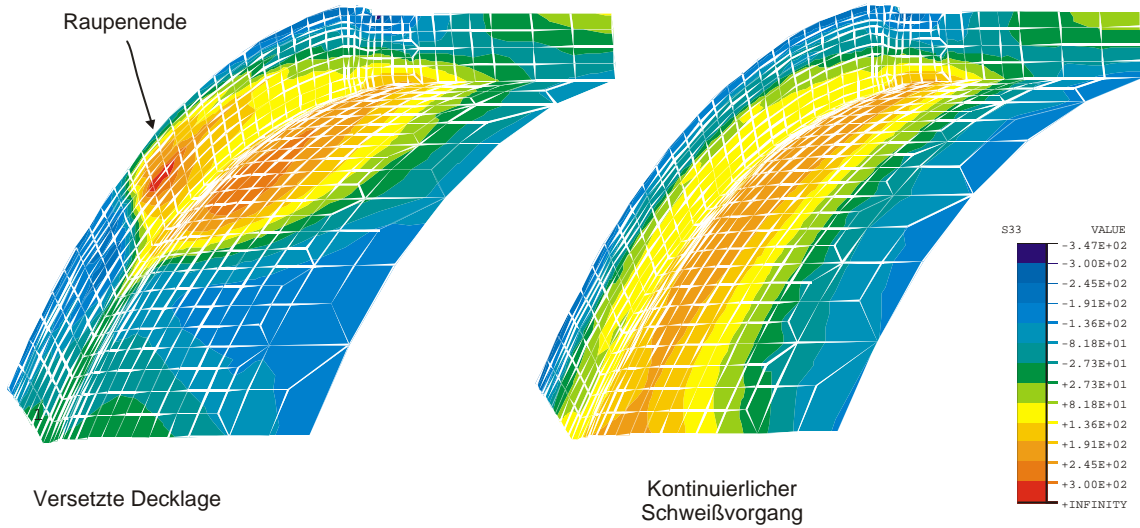


Bild 5-29 : Vergleich der Axialeigenspannungen für eine versetzt geschweißte Decklage mit der bei kontinuierlicher Schweißung

6 Literatur

- /1/ TÜV Bayern Sachsen; TÜV Südwest; MPA Stuttgart:
Bericht zu den Untersuchungen an austenitischen Rohrleitungen der Siedewasserreaktor-Anlagen Kernkraftwerk Isar 1, Kernkraftwerk Phillippsburg 1, Kernkraftwerk Gundremmingen II, Block B und C, Erstellt im Auftrag des Bayerischen Staatsministeriums für Landesentwicklung und Umweltfragen sowie des Umweltministeriums Baden-Württemberg, 1994.
- /2/ Sinz, R. :
Einfluß der Überhitzung auf Gefügeausbildung, Zähigkeit und Korrosionsbeständigkeit stabilisierter austenitischer Chrom-Nickelverbindungen, Dissertation, Universität Stuttgart, 1983.
- /3/ Wachter, O. :
Erfahrungen mit den austenitischen Werkstoffen 1.4541 und 1.4550 in deutschen Siedewasserreaktoren, VGB Kraftwerkstechnik 76, Heft 10), S. 847-855, 1996.
- /4/ Erve, E.; Wesseling, U.; Kilian, R.; Hardt, R.; Brümmer, G.; Maier, V.; Ilg, U.:
Rißbildung in Rohrleitungen aus stabilisierten austenitischen Stählen von SWR-Anlagen -Schadensbefunde und Schadensursache-, 20. MPA-Seminar, 6./7. Oktober 1994, Stuttgart
- /5/ Weber, G.:
Ursachen interkristalliner Rißbildung in Schweißverbindungen austenitischer Rohrleitungen, Dissertation, Universität Stuttgart, 2000
- /6/ Cihal, V. :
Advances in the potentiodynamic reactivation method, Werkstoffe und Korrosion 37, pp.587-591, 1986.
- /7/ Clarke, W.L. :
The EPR method for the detection of sensitization in stainless steel, NUREG/CR-1095 GEAP-2488, 1981.

- /8/ Horn, R.M.; Offer, H.P.:
Field procedure development of last pass heat-sink welding, Transactions of the American Nuclear Society, Vol. 46, pp. 389-90, 1984.
- /9/ Kirihara, S.; Imai, K.; Masaoka, I.; Sasaki, R.:
Mitigation of Residual Stress and Sensitization of SUS 304 Pipe Weldment with Inside Water Cooling Method, J. Jap. Weld. Soc. 48 (1979), pp. 18-24, 1979.
- /10/ Böhm, J.; Engelhard, G.; Pellkofer, D.:
Erzeugung von Druckspannungen zur Vermeidung von Spannungsrißkorrosion mit Hilfe des WIG-Orbitalschweißens, Große Schweißtechnische Tagung 1996, 11.-13.9.1996, Hannover, 1996.
- /11/ Cerjak, H.; Bhadeshia H.K.D.H.:
Mathematical Modelling of Weld Phenomena, Publication of the Institute of Materials, London, 1993.
- /12/ Cerjak, H.; Bhadeshia H.K.D.H.:
Mathematical Modelling of Weld Phenomena 2, Publication of the Institute of Materials, London, 1995.
- /13/ Cerjak, H.; Bhadeshia H.K.D.H.:
Mathematical Modelling of Weld Phenomena 3, Publication of the Institute of Materials, London, 1997.
- /14/ GE Nuclear Energy :
Residual Stress Evaluation of the Kernkraftwerk Würgassen Top Guide And Core Plate Support Rings, GENE-523-A1-0195, DRF-137-0010-8, January 1995.
- /15/ Berreth, K. :
Numerische Schweißbeigenspannungsanalyse für umwandlungsfähige Stähle, Dissertation Universität Stuttgart, 1995.
- /16/ Murthy, Y.V.L.N.; Venkata Rao, G.; Krishnalyer, P.:
Numerical simulation of welding and quenching processes using transient thermal and thermo-elasto-plastic formulations, Computers and Structures, Vol. 60, No. 1, pp. 131-54, 1996.

- /17/ Jansky, J.; Bonn, R.:
Role of Welding Procedure and Geometry in Cracking of Weld Vicinities in Stainless Steel Piping of BWRs, 13th International Conference on SMIRT, Porto Alegre, 1995.
- /18/ Goldak, J.; Patel B.; Bibby M.; Moore J. :
Computational Weld Mechanics, June 1985.
- /19/ Ramamurti, V.; Suresh, S.; Raghuraman, B.; Ravichandran, G.:
Residual stress analysis in weldments, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 38, No. 6, pp. 385-91, 1991.
- /20/ Josefson, B.L.:
Stress redistribution during annealing of a multi-pass butt-welded pipe, Transactions of the ASME, Journal of Pressure Vessel Technology, Vol.105, No. 2, pp. 165-70, 1983.
- /21/ Josefson, B.L.:
Residual Stresses and Their Redistribution During Annealing of a Girth-Butt Welded Thin-Walled Pipe, ASME Journal of Pressure Vessel Technology, Vol. 104, Aug. 1982, pp.245-250, 1982.
- /22/ Ueda, Y.; Nakacho, K.:
Simplifying methods for analysis of transient and residual stresses and deformations due to multi pass welding, Trans. JWRI, Vol. 11, pp. 95-103, 1982.
- /23/ Rybicki, E.F.; Stonesifer, R.B.:
Computation of Residual Stresses due to Multipass Welds in Piping Systems, Transactions of the ASME, Journal of Pressure Vessel Technology, Vol.100, pp. 149-154, 1979.
- /24/ Rybicki, E.F.; Schmueser, D.W.; Stonesifer, R.W.; Groom, J.J.; Mishler, H. :
A Finite-Element Model for Residual Stresses and Deflections in Girth-Butt Welded Pipes; Transactions of the ASME, Journal of Pressure Vessel Technology, Vol.100, pp. 256-262, 1978.

- /25/ Rybicki, E.F. et al.:
A Finite Element Model for Residual Stresses in Girth-Butt Welded Pipes, Numerical Modeling of Manufacturing Processes, eds. R.F. Jones, Armen H., and Fong J.T., ASME, PVP-PB-025, pp. 131-142, 1977.
- /26/ Samland, G.:
Messung und Berechnung der Eigenspannungen beim Formschweißen, Dissertation, Universität Stuttgart, 1998.
- /27/ Friedmann, E.:
Thermomechanical Analysis of the Welding Process Using the Finite Element Method, Transactions of the ASME, Journal of Pressure Vessel Technology, Vol. 75, pp. 206-213, 1975.
- /28/ Fricke, S.; Keim, E., Maier, V.; Mayinger, W.; Schmidt, J.:
Modellierung der Wurzel Ausbildung beim Schweißen austenitischer Rohrleitungen mittels 3D-FE-Methode, Jahrestagung Kerntechnik `98, 1998.
- /29/ Brickstad, B.; Josefson, B.L.:
A parametric study of residual stresses in multi-pass butt-welded stainless steel pipes; International Journal of Pressures Vessels and Piping, Vol. 75, pp. 11s-25s, Jan. 1998.
- /30/ Richter, F. :
Die wichtigsten physikalischen Eigenschaften von 52 Eisenwerkstoffen, Stahleisen-Sonderberichte, Heft 8, 1973.
- /31/ Richter, F. :
Physikalische Eigenschaften von Stählen und ihre Temperaturabhängigkeit, Stahleisen-Sonderberichte, Heft 8, 1983.
- /32/ Pich, R. :
Betrachtungen über Werkstoffkennwerte, die bei der Berechnung von Wärmespannungen benötigt werden, VGB Kraftwerkstechnik 61, Heft 7, 1981.
- /33/ Maile, K., Bothe, K.:
Untersuchung der Materialeigenschaften unter auslegungsüberschreitenden Bedingungen, MPA-Forschungsbericht, BMFT FV 1500 806, 1991.

- /34/ Didra, H.P.; R.Bonn :
Literaturrecherche, MPA/VGB-Forschungsvorhaben 6.5, Teilbericht 6.5-1,
Oktober 1999.
- /35/ Bonn, R. :
Orbitalschweißung - Begleitende Messungen -, MPA/VGB-Forschungs-
vorhaben 6.5, Teilbericht 6.5-2, Oktober 1999.
- /36/ Kockelmann, H.; Gusko A.; Schlüter A. :
Experimentelle Eigenspannungsermittlung, MPA/VGB-Forschungsvorhaben
6.5, Teilbericht 6.5-3, Oktober 1999.
- /37/ Bonn R.:
Werkstoffuntersuchungen zur numerischen Modellierung des
Werkstoffverhaltens, MPA/VGB-Forschungsvorhaben 6.5, Teilbericht 6.5-4,
Oktober 1999.
- /38/ Bonn, R.:
Numerische Berechnungen, MPA/VGB-Forschungsvorhaben 6.5, Teilbericht
6.5-5, Oktober 1999.
- /39/ Bonn, R.; H. Kockelmann:
Experimentelle und numerische Analysen zum Eigenspannungszustand im
Bereich von Rundschweißnähten austenitischer Rohrleitungen, MPA/VGB-
Forschungsvorhaben 6.5, Abschlußbericht, Oktober 1999.
- /40/ Atteridge, D.G.; Bruemmer, S.M.; Charlot, L.A; R. Page:
Evaluation of Welded and Repair-Welded Stainless Steel for LWR Service,
NUREG/CR-3613, PNL-4941 Vol. 3, No. 1, R5.
- /41/ Kockelmann, H. :
Angewandte Spannungsanalyse, Vorlesungsmanuskript, MPA Stuttgart,
1991.
- /42/ König, G.; Kußmaul, K.:
Erweiterung der Anwendungsmöglichkeiten der Bohrlochmethode zur
Eigenspannungsmessung unter Berücksichtigung plastischer Effekte, DVM-
Tagung „Werkstoffprüfung“, S. 291-300, Bad Nauheim, 3.-4.12.1987.

- /43/ Gibmeier, J.; M. Kornmeier:
Plastische Deformationen bei Anwendung der Bohrlochmethode,
Niederschrift zur 11. Sitzung der GESA-Arbeitsgruppe 3, Bonn, Mai 1998.
- /44/ Chaboche, J.L.:
Time-independent constitutive theories for cyclic plasticity, Int. Journal of
Plasticity 2, pp. 149-188, 1986.
- /45/ Chaboche, J.L.:
Constitutive equations for cyclic plasticity and cyclic viscoplasticity, Int.
Journal of Plasticity 5, pp. 247-302, 1989.
- /46/ Chaboche, J.L.:
On some modifications of kinematic hardening to improve the description of
ratchetting effects, Int. Journal of Plasticity 5, pp. 661-678, 1991.
- /47/ Armstrong, P.J.; Frederick, C.O.:
A mathematical representation of the multiaxial Bauschinger effect, C.E.G.B
report RD/B/N 731, 1966.
- /48/ Lemaitre, J.; Chaboche J.-L. :
Mechanics of solid materials, Cambridge University Press, 1990.
- /49/ Scheffold, A.:
Experimentelle und numerische Untersuchungen zum zyklischen,
inelastischen Verformungsverhalten austenitischer Stähle, Dissertation,
Universität Stuttgart, 1997.
- /50/ Rust, W. :
Materialmodelle fuer ANSYS, Pulvermetallurgie, zyklische Plastizität, Tresca,
15. CAD-FEM Users Meeting, Fulda 1997.
- /51/ Weiss, E.; Postberg, B. :
Modellierung von Ratcheting-Effekten bezogen auf Komponenten der
Chemie- und Kraftwerkstechnik, 15. CAD-FEM Users Meeting Fulda, 1997.
- /52/ Krämer, D.; Krolop, S.; Scheffold, A.; Stegmeyer, R. :
Investigations on the ratchetting behaviour of austenitic pipes, 20th MPA-
Seminar, Stuttgart, 1994.

- /53/ Xu, H.:
Anwendung eines viskoplastischen Schädigungsmodells zur Beschreibung des Verformungs- und Versagensverhaltens einer Hochtemperatur-Schraubenverbindung, Dissertation, Universität Stuttgart, 1998.
- /54/ Sester, M.:
Fortschrittliche Werkstoffmodelle im Rahmen der Kontinuumsmechanik, Dissertation, TH Darmstadt, 1995.
- /55/ Krolop, S. et al.:
Die numerische Simulation inelastischen Werkstoffverhaltens und deren Bewertung anhand von Bauteilversuchen im Temperaturbereich unter 400°C, Abschlußbericht Reaktorsicherheitsforschung Vorhabens-Nr.: 1500 955, MPA Stuttgart, Juni 1997.
- /56/ Ziegler, H.:
A modification of Prager's hardening rule, Quart. Appl. Math., 17, pp. 55-60, 1959.
- /57/ Mròz, Z.; Rodzik, P.:
The modified multisurface hardening model and its application to cyclic loading problems, in: „Inelastic response of structures under variable loading“, Kluwer Pub., 1994.
- /58/ Ohno, N.; Y. Takahashi, K.; Kuwabara:
Constitutive Modelling of Anisothermal Cyclic Plasticity of 304 Stainless Steel
Journal of Engineering Materials and Technology, Vol. 111, Januar 1989.
- /59/ McDowell, D.L.:
A Bounding Surface Theory for Cyclic Thermoplasticity, Journal of Engineering Materials and Technology, Vol. 111, July 1992.
- /60/ Ohno N.; J. Wang :
Nonisothermal constitutive modelling of inelasticity based on bounding surface, Nuclear Engineering and Design 133, Elsevier North-Holland, 1992.

- /61/ Brust, F. W., P. Dong, J.Zhang :
A Constitutive Model for Welding Process Simulation using Finite Element Method ,Advances in Computational Engineering Science, S.N. Atluri and G. Yagawa, Eds., 1997.
- /62/ Roos, E. :
Festigkeitslehre I, Vorlesungsmanuskript, MPA Stuttgart,1999.
- /63/ Hornberger, K. :
Anwendung viskoplastischer Stoffgesetze in Finite Elemente Programmen, Dissertation, Universität Karlsruhe, 1988.
- /64/ Hibbitt, Karlsson & Sorensen :
ABAQUS/Standard Version 5.8, User's Manual 1998.
- /65/ Hibbitt, Karlsson & Sorensen :
ABAQUS/Standard Version 5.8, Theory Manual, 1998.
- /66/ Bathe, K.J. :
Finite-Elemente-Methoden, Springer Verlag, Berlin 1986.
- /67/ Zienkiewicz, O.C. :
The Finite Element Method, Third Edition, McGraw Hill, London,1977.
- /68/ v. Mises, R. :
Mechanik der plastischen Formänderung von Kristallen, ZAMM, Band 8, Heft 3, 1928.
- /69/ v. Mises, R.
Mechanik der festen Körper im plastisch deformablen Zustand, Nachr. Königl. Ges. Wiss. Göttingen, Math.-phys. Kl., S. 582-592, 1913.
- /70/ Bauschinger, J. :
Über die Veränderung der Elastizitätsgrenze und der Festigkeit des Eisens und Stahls durch Strecken und Quetschen, durch Erwärmen und Abkühlen und durch oftmals wiederholte Beanspruchung, Mitt. Mech.-Techn. Lab. K. TH München 13, S. 266-274, 1886.

- /71/ Prager, W. :
The theory of plasticity: a survey of recent achievements, Proc. Inst. Mech. Engrs., 169, 41, 1955.
- /72/ Simo, J.C.; Taylor R.L. :
Consistent Tangent Operators for Rate Independent Plasticity, Computer Methods in Applied Mechanics 48, 1985.
- /73/ Simo, J.C.; Hughes T.J.R. :
Computational Inelasticity, Springer Verlag, New York 1998.
- /74/ Flaig, T.:
Lebensdaueranalyse unter Berücksichtigung viskoplastischer Verformung und Schädigung mit der Methode der Finiten Elemente, Dissertation, Universität Karlsruhe, 1996.
- /75/ Krieg, R.D.; Krieg D.B. :
Accuracies of Numerical Solution Methods for the Elastic-Perfectly Plastic Model, Journal of Pressure Vessel Technology, 99, 1977.
- /76/ Yoder, P.J.; Whirley R.L. :
On the numerical Implementation of Elastic-Plastic Models, Journal of Applied Mechanics 51(2),1984.
- /77/ Nagtegaal, J. :
On the implementation of inelastic constitutive equations with special reference to large deformation problems, Computer methods in applied mechanics and engineering 33, 1982.
- /78/ Dodds, Robert H. :
Numerical techniques for plasticity computations in finite element analysis, Computers & structures Vol. 26, 1987.
- /79/ ANSYS Theory Manual
Rate-Independent Plasticity, ANSYS-Theory Reference.
- /80/ Runesson, K.; Stein, S.; Williams, K. :
Integration in computational plasticity, Computers & Structures Vol. 30, 1988.

- /81/ Pierce, D.; Shih, C.F.; Needleman, A. :
A tangent modulus method for rate dependent solids, Computers & Structures Vol. 18, 1984.
- /82/ McDowell, D.L; Marin E.B. :
A semi-implicit integration scheme for rate-dependent and rate independent plasticity, Computers & structures Vol. 68, 1997.
- /83/ Ortiz, M. ; Popov E. P. :
Accuracy and Stability of Integration Algorithms for Elastoplastic Constitutive Equations, International Journal for Numerical Methods in Engineering 21, 1985.
- /84/ Ortiz, M.; Simo J.C. :
Analysis of a New Class of Integration Algorithms for Elastoplastic Constitutive Equations Relations, International Journal for Numerical Methods in Engineering 23, 1986.
- /85/ James, F., Roos, M.:
Function minimization and error analysis, CERN Computer Centre, Programm Library, D506, 1992.
- /86/ IKTS Dresden:
Prüfbericht B827/828/829 „Wärmeleitfähigkeitsmessungen an zwei Stahlproben“, IKTS Dresden, Februar 1997.
- /87/ Dubbel:
Taschenbuch für den Maschinenbau, 14. Auflage, Springer Verlag, 1981
- /88/ Persönliche Mitteilung Prof. Dr. Karl Kromp, Universität Wien:
Ergebnisse der Bestimmung des dynamischen Elastizitätsmoduls für den Werkstoff 1.4550, 1998.
- /89/ Wissmann, K.:
Finite Elemente I und II, Vorlesungsmanuskript, TH Darmstadt, 1989
- /90/ Suzuki, H.G.; S. Nishimura, S.;Imamura, J.; Nakamura, Y. :
Embrittlement of steels occurring in the temperature range from 1000 to 600°C Transactions ISU, Vol. 24, 1984.

/91/ Schotten, K.; Beck, W.; Dahl, W. :
Modelling of flow curves for hot deformation, Steel Research 69, No. 4+5,
1998.