

Eigenspannungsreduktion in strahlgeschweißten Nähten mittels Spannungsumlagerung durch den Einsatz defokussierter Elektronen- bzw. Laserstrahlen

Vorgelegt von
Dipl.-Ing.
Florian Tölle
aus Nordhausen

von der Fakultät V – Verkehrs- und Maschinensysteme
der Technischen Universität Berlin
zur Erlangung des akademischen Grades

Doktor der Ingenieurwissenschaften
- Dr.-Ing. -

Genehmigte Dissertation

Promotionsausschuss:

Vorsitzender: Univ.-Prof. Dr.-Ing. Roland Jochem
Gutachter: Univ.-Prof. Dr.-Ing. Michael Rethmeier
Gutachter: Univ.-Prof. Dr.-Ing. Uwe Reisinger

Tag der wissenschaftlichen Aussprache: 30. April 2013

Berlin 2013

D83

I. Zusammenfassung

Den vielen Vorteilen der Strahlschweißverfahren stehen die mit ihnen erzeugten hohen Längszugeigenspannungen in den Schweißnähten entgegen. Diese können, da sie im Bereich der lokalen Werkstoffstreckgrenze vorliegen, die Bauteillebensdauer beeinflussen. Bei anderen Schweißprozessen sind ebenfalls hohe Eigenspannungen in den Schweißnähten die Folge, jedoch überwiegen hier die Querspannungen. Für diese Schweißverfahren sind in den letzten Jahrzehnten einige Methoden entwickelt worden, um die Schweißzugspannungen bereits während des Schweißens bzw. nach dem Schweißprozess zu reduzieren. Hierbei werden jedoch meist große Kontaktflächen auf dem Bauteil direkt neben der Schweißnaht sowie zusätzliches an das Bauteil angepasstes Equipment benötigt. Zudem zeigen die bisherigen entwickelten Verfahren für die schmalen Strahlschweißnähte eine geringe Effizienz.

Der Abbau der Eigenspannungen mit der Strahlquelle, die auch für den Schweißprozess genutzt wird, bietet hier ein flexibles Werkzeug, das keine zusätzlichen Beschaffungskosten erzeugt und infolge einer Remote-Wärmebehandlung auch für komplexe Schweißnahtformen und Bauteilgeometrien anwendbar ist. Bei dieser nachträglichen Wärmebehandlung werden die Materialbereiche neben der Naht durch den defokussierten Elektronen- bzw. Laserstrahl auf Temperaturen von mehreren hundert Grad Celsius erwärmt. Hierdurch werden in diesen Bereichen geringe plastische Deformationen erzeugt. Beim Abkühlen des erwärmten Materials wird infolge der thermischen Schrumpfung das Material zwischen der Schweißnaht und den erwärmten Zonen in Nahtlängsrichtung gestaucht. Diese gestauchten Materialbereiche behinderten die Schweißnaht während der Abkühlung von der Schmelztemperatur beim thermischen Schrumpfen. Somit wird der Widerstand gegen die Schrumpfung der Schweißnaht verringert und die Eigenspannungen in der Naht können sich teilweise abbauen.

Dabei bestimmt die Wahl der Wärmebehandlungsparameter die Quantität der erhaltenen Spannungsreduktion. Der genutzte Strahlradius und die Vorschubgeschwindigkeit der Wärmebehandlung entlang der Schweißnaht spielen hier eine sehr große Rolle. Aber auch der zu verwendende seitliche Abstand der Wärmebehandlung zur Schweißnaht, der sich am Strahlradius orientiert, sollte richtig gewählt sein.

Für die qualitativen und quantitativen Untersuchungen des Längsspannungsabbaus in strahlschweißten Bauteilen mit diesem Verfahren wurde eine ganze Reihe von FEM-Simulationen durchgeführt. Diese dienen der Erläuterung des Spannungsabbaus sowie der Analyse und Bewertung der Einflussparameter. Experimentelle Untersuchungen mit dem Elektronen- sowie mit dem Laserstrahl an unterschiedlichen Werkstoffen und Schweißnahtgeometrien belegen, dass mit diesem Verfahren die hohen Längszugeigenspannungen je nach verwendetem Parametersatz so stark abgebaut

werden können, dass daraus Druckeigenspannungen in der Schweißnaht resultieren können.

Vor allem für die Laserstrahlanwendung, bei der ein in-situ-Wärmebehandlungsprozess während des Schweißens mit nur einem Strahl aufgrund der relativ langsamen Strahlsteuerung nicht möglich ist, ist von großer Bedeutung, dass dieses Verfahren größere Spannungsreduktionen erzielt, wenn die Schweißnaht bereits auf Umgebungstemperatur abkühlen konnte, bevor die Wärmebehandlung ausgeführt wird.

II. Abstract

Among the multiple advantages of beam welding processes the high longitudinal residual stresses in beam welds ranging till the local yield stress are one disadvantage. These high stresses can influence the service life of the welded components. The residual stresses in other welding processes exist in an equal high level but primarily in the transverse direction to the weld. To mitigate the high residual stresses a couple of methods were developed for these welding processes in the last decades. However these methods need large contact surfaces next to the welds for the installation of matched heating and cooling elements and other additional equipment. Furthermore, the previous developed stress mitigating processes offer a low efficiency for the small beam welds.

The stress reduction by using the welding source after the welding process for a remote heat treatment of the welded components afford a flexible tool for the stress mitigation in beam welds. This method does not need any additional equipment and it is applicable for complex welding and component geometries. During this post welding heat treatment the material next to the weld is heated by the defocused electron or by the defocused laser beam, respectively, to temperatures of some hundreds degree Celsius. Hereby low plastic deformations in these regions are generated. While cooling down due to the thermal shrinkage the material between the weld and the heat treated region is compressed in longitudinal direction to the weld. This intermediate material zone constrained the shrinkage of the weld while cooling down from the melting temperature and leads to the high longitudinal residual stresses in the weld. In consequence of the compression of this intermediate zones by the heat treated zones the resistance to the shrinkage of the weld is lowered and the longitudinal stresses in the weld are reduced.

In the process the quantity of the stress reduction is controlled by the selection of the process parameters. The used beam radius and the travel speed of the heat treatment have a large influence in this method. However, the right selection of the transversal distance of the heat treatment to the weld is important. This distance depends on the used beam radius.

For the qualitative and quantitative analyses of the reduction of the longitudinal weld stresses in this method a great many of finite element simulations were performed. The simulation results help to define the stress reduction mechanism and to analyze the parameters, which influence this method. Experimental investigations on different materials and weld geometries with the electron beam and with the laser beam verify that this method can reduce the longitudinal stresses in the weld. Depending on the used process parameters the stress reduction can lead to compressive stresses in the weld.

Due to a larger stress reduction by performing the heat treatment in a separate process after the weld could cool down to ambient temperature this method is very advantageous

II Abstract

for the laser beam application, which does not permit an in situ heat treatment while welding.

III. Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand in der Fachgruppe 9.3 Schweißtechnische Fertigungsverfahren der BAM Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung in Berlin im Rahmen des dortigen Doktorandenprogrammes.

Danken möchte ich besonders Herrn Prof. Dr.-Ing. Michael Rethmeier für seine engagierte Betreuung, die Übernahme des Hauptgutachtens und für die sehr konstruktiven Diskussionen und Ratschläge im Rahmen der Erstellung dieser Dissertation. Herrn Prof. Dr.-Ing. Uwe Reisingen danke ich für die Übernahme des Gutachtens und das wohlwollende Interesse an dieser Arbeit.

Großen Dank schulde ich Herrn Dr.-Ing. Andrey Gumenyuk für die Anregung zu diesem Thema und die vielen fachlichen Diskussionen während der Betreuung.

Für die Unterstützung bei der Erstellung des FEM-Modells gebührt Herrn Dipl.-Ing. Moritz Oliver Gebhardt ein besonderer Dank. Herrn Dr.-Ing. Simon Olschok und Herrn Dipl.-Ing. Alexander Backhaus möchte ich für die gute Zusammenarbeit und die zahlreichen Elektronenstrahlschweißversuche am ISF Aachen herzlich danken. Für die Unterstützung bei den umfangreichen röntgenographischen Eigenspannungsmessungen danke ich Herrn Dr.-Ing. Thomas Kannengießner, Herrn Dr.-Ing. Ping Xu sowie Herrn Dipl.-Ing. André Schneider.

Mein besonderer Dank gilt Herrn Dipl.-Ing. Daniel Stock und Herrn Dipl.-Ing. Marco Lammers für die technische Realisierung der Experimente mit den Laserstrahlschweißanlagen sowie für ihre engagierte Mitwirkung an den Untersuchungen. Für die Unterstützung bei der Vorbereitung und Durchführung zahlreicher Schweißversuche bin ich zudem Herrn M. Richter und Herrn K. Scheideck zu großem Dank verpflichtet. Des Weiteren bedanke ich mich bei Frau M. Marten für ihre Hilfe bei den metallographischen Untersuchungen.

Der Arbeitsgemeinschaft industrieller Forschungsvereinigungen "Otto von Guericke" e.V. (AiF) sei für die finanzielle Unterstützung im Rahmen des Forschungsprojektes 16.139 N gedankt. Herrn S. Lindner von der ThyssenKrupp Nirosta GmbH danke ich für die großzügige Bereitstellung des austenitischen Versuchswerkstoffes. Herrn Dr.-Ing. K.-R. Schulze und Herrn Dipl.-Ing. A. G. Arlt möchte ich für die konstruktiven Diskussionen danken. Ebenso gilt mein Dank der HIGHYAG Lasertechnologie GmbH und der TRUMPF GmbH + Co. KG für die Bereitstellung ihrer Laserscanneroptiken bzw. Laserstrahlschweißanlagen für die Experimente.

Nicht zuletzt gilt mein Dank meinen Eltern, die mich auch in schwierigen Zeiten immer unterstützt und eine kritische Durchsicht der Arbeit übernommen haben.

Florian Tölle

Berlin, im August 2012

IV. Inhaltsverzeichnis

I.	Zusammenfassung.....	iii
II.	Abstract.....	v
III.	Danksagung.....	vii
IV.	Inhaltsverzeichnis.....	ix
1	Einleitung.....	1
2	Stand der Forschung.....	3
2.1	Eigenspannungen - Entstehung und Folgen für Strahlschweißverfahren.....	3
2.2	Möglichkeiten der Eigenspannungsreduzierung.....	10
2.3	Möglichkeiten der Strahlschweißsteuerung.....	18
2.4	Simulation der Schweißeigenspannungen.....	25
3	Versuchsdurchführung.....	29
3.1	Versuchswerkstoffe.....	30
3.1.1	Ferritischer Baustahl S355J2+N.....	30
3.1.2	Austenitischer Stahl X8CrMnNi19-6-3.....	31
3.1.3	Feinkornbaustahl S690.....	32
3.1.4	Materialien des Anwendungsbeispiels.....	33
3.2	Prüfkörper.....	33
3.3	Schweißanlagen und Messgeräte.....	35
3.3.1	Versuchsaufbau.....	39
3.3.1.1	Elektronenstrahlschweißen.....	39
3.3.1.2	Laserstrahlschweißen.....	40
3.3.2	Strahlvermessung zur Strahlradiuseinstellung.....	41
3.3.2.1	Elektronenstrahl.....	41
3.3.2.2	Laserstrahl.....	42
3.3.3	Strahlpositionierung.....	43
3.3.4	Temperaturmessung.....	45
3.3.4.1	Elektronenstrahl.....	45
3.3.4.2	Laserstrahl.....	45

IV Inhaltsverzeichnis

3.3.5	Eigenspannungsmessung	46
3.3.6	Bestimmung der Ferrit-/Martensitgehalte.....	47
3.3.7	Messung der Verzüge.....	47
3.4	FEM-Simulation der Schweißversuche	47
3.4.1	Modellierung und Vernetzung des Werkstücks.....	48
3.4.2	Werkstoffmodell.....	49
3.4.2.1	S355J2+N	49
3.4.2.2	X8CrMnNi19-6-3	51
3.4.3	Berechnung des Temperaturfeldes	52
3.4.4	Berechnung der Spannungen.....	53
3.4.5	Simulationsprogramm.....	54
4	Ergebnisse	57
4.1	FEM-Simulation	58
4.1.1	Schweißnahtsimulation.....	58
4.1.2	Ergebnisse zum Mechanismus der Spannungsreduktion	61
4.1.3	Einflüsse der Prozessparameter auf die Spannungsreduktion	64
4.1.3.1	Erzeugte Temperatur bei der Wärmebehandlung	64
4.1.3.2	Räumlicher Abstand zwischen Schweiß- und Wärmeprozess	67
4.1.3.3	Einfluss der weiteren Prozessparameter der Wärmebehandlung	69
4.1.4	Einfluss der Werkstoffeigenschaften auf die Wärmebehandlung.....	72
4.1.5	FEM-Untersuchungen zu anderen Wärmbehandlungen.....	78
4.2	Experimentelle Schweißversuche	79
4.2.1	Elektronenstrahlversuche	79
4.2.1.1	Linearnähte an S355J2+N-Prüfkörpern.....	80
4.2.1.2	Linearnähte an X8CrMnNi19-6-3-Prüfkörpern.....	85
4.2.1.3	Axiale Rundnähte an S355J2+N-Ronden	88
4.2.1.4	Anwendung der Methode auf Verbindungsschweißungen an I-Stößen.....	92
4.2.2	Laserstrahlversuche	94
4.2.2.1	Linearnähte an S355J2+N-Prüfkörpern mit RLSK-Scanneroptik.....	94
4.2.2.2	Linearnähte an S355J2+N-Prüfkörpern mit PFO-Scanneroptik.....	97

4.2.2.3	Linearnähte an X8CrMnNi19-6-3-Prüfkörpern mit PFO-Optik	103
4.2.2.4	Linearnähte an S355J2+N-Prüfkörpern mit Schweißkopf	108
4.2.2.5	Linearnähte an 10 mm dicken S355-Prüfkörpern.....	109
4.2.2.6	Radiale Rundnähte an S690-Rohren mit PFO-Optik.....	111
4.2.2.7	Anwendungsbeispiel Getriebewellen	113
5	Diskussion der Ergebnisse	116
5.1	FEM-Simulation	116
5.1.1	Schweißnahtsimulation.....	116
5.1.2	Mechanismus der Spannungsreduktion.....	122
5.1.3	Einflüsse der Prozessparameter auf die Spannungsreduktion	129
5.1.3.1	Erzeugte Temperatur bei der Wärmebehandlung	129
5.1.3.2	Räumlicher Abstand zwischen Schweiß- und Wärmeprozess	133
5.1.3.3	Einfluss der weiteren Prozessparameter der Wärmebehandlung	136
5.1.4	Einfluss der Werkstoffeigenschaften auf die Wärmebehandlung.....	138
5.1.5	FEM-Untersuchungen zu anderen Wärmbehandlungen.....	141
5.2	Experimentelle Schweißversuche	142
6	Zusammenfassung.....	154
7	Verzeichnis der Abkürzungen und Formelzeichen	158
8	Abbildungsverzeichnis.....	165
9	Tabellenverzeichnis.....	179
10	Literatur	182
11	Eigene Veröffentlichungen	192
	Lebenslauf.....	194

1 Einleitung

Schweißverfahren sind heutzutage in fast allen Fertigungsketten vorzufinden. Hierbei erstreckt sich ihre Anwendung neben dem Fügen metallischer Werkstoffe auch auf die stoffschlüssige Verbindung von organischen sowie anorganisch nicht-metallischen Werkstoffen. Für die unterschiedlichen Anwendungen wurden spezielle Schweißverfahren entwickelt. Für die drei genannten Werkstoffgruppen werden u. a. die Strahlschweißverfahren eingesetzt. Hierbei werden zum Beispiel die Elektronen- und Laserstrahlschweißprozesse für das Fügen von kleinsten Bauteilen in der Mikrotechnik bis zu Großanwendungen wie dem Flugzeugbau genutzt.

Gründe für diese breite Anwendung der Strahlschweißverfahren sind neben dem geringen Wärmeeintrag in die gefügten Bauteile vor allem die hohen Schweißgeschwindigkeiten von mehreren Metern je Minute. Diese sind mit anderen Verfahren nicht realisierbar. Durch die Möglichkeit der Automatisierung des Schweißprozesses lassen sich reproduzierbare Schweißergebnisse einstellen, die sich durch schmale Schweißnähte und sehr geringe Bauteilverzüge auszeichnen.

Beim Schweißen jeglicher Werkstoffe entstehen infolge lokaler thermischer Ausdehnungen und Schrumpfungen des Materials Eigenspannungen. Vor allem Zugspannungen sind eine unerwünschte Folge des Schweißens, da sie lokal die mechanischen Eigenschaften des Werkstoffes gravierend negativ beeinflussen können. Einen Nachteil der Strahlschweißverfahren stellen die bei ihnen erzeugten hohen Längszugsspannungen in den Schweißnähten dar. Diese liegen meist im Bereich der lokalen Werkstoffstreckgrenze. Die hohen Eigenspannungen können sich mit den zulässigen Betriebsspannungen überlagern und so zum frühzeitigen Versagen des Bauteils führen, insbesondere in Fällen, in denen die Konstruktionen schwingenden und/oder stark korrosiven Belastungen ausgesetzt sind. Vor allem in der Fertigung von sicherheitsrelevanten Bauteilen können die Aufwendungen für die Kontrolle und Minimierung der Eigenspannungen sehr hoch sein. Beispiele dafür sind Armaturen im Kraftwerksbereich oder auch Teile von Gasturbinen in der Luftfahrtindustrie.

Für die Minimierung von Schweiß Eigenspannungen wurden in den letzten Jahrzehnten einige Verfahren entwickelt, die jedoch aufgrund ihrer Spezifikationen für die strahlgeschweißten Nähte wenig effektiv sind und den Vorteilen der Strahlschweißprozesse entgegenstehen. Aus diesem Grund ist es nötig, neue Methoden zu entwickeln, welche die Eigenspannungen in der für ein Versagen kritischen Zone der strahlgeschweißten Naht effektiv und vor allem auch effizient reduzieren.

Die modernen Strahlschweißverfahren ermöglichen, neben einem definierten Wärmeeintrag, der gerade beim Schweißen von Sonderwerkstoffen eine wichtige Rolle spielt, durch ihre Remote-Anwendung einen sehr flexiblen Schweißprozess. Hierdurch können komplex geformte Nahtgeometrien an schwer zugänglichen Stellen genau

angesteuert und gefügt werden. Darüber hinaus bieten die Strahlverfahren die Möglichkeit einer prozessintegrierten lokalen Wärmebehandlung, die u. a. auch zur Reduzierung der Eigenspannungen in der versagensanfälligen Schweißnaht genutzt werden kann. Hier ermöglicht die schnelle Strahlsteuerung (Strahlfokussierung und Strahlpositionierung), die in den letzten Jahren sehr große Fortschritte gemacht hat, ein großes Potential.

So ist es möglich, den Elektronenstrahl elektromagnetisch mit einer Frequenz von mehreren hundert Hertz in einem bestimmten Arbeitsfeld auszulenken und ihn unterschiedlich stark zu fokussieren. So kann diese Auslenkung zum Beispiel für Mehrbadschweißprozesse oder eine zusätzliche Defokussierung zum Vor- bzw. Nachwärmen der Schweißnaht genutzt werden. Mit dem Laserstrahl ist eine solche Strahlsteuerung ebenso möglich. Jedoch erreicht die optomechanisch Strahlformung mit Laserscanneroptiken nicht solch hohe Frequenzen, wie sie beim Elektronenstrahl einstellbar sind.

In dem in dieser Arbeit vorgestellten Verfahren zur Eigenspannungsreduzierung in strahlgeschweißten Nähten werden diese Möglichkeiten der schnellen Strahlformung und Strahlpositionierung für eine lokale Wärmebehandlung mit defokussierten Elektronen- und Laserstrahlen verwendet. Dabei wird der Strahl, der auch für den Schweißprozess genutzt wird, in defokussierter Form zur Materialerwärmung neben der Schweißnaht eingesetzt. Diese Wärmebehandlung führt zum Abbau der Längseigenspannungen in der Schweißnaht. Für dieses Verfahren ist abhängig vom Werkstoff und dem Bauteil eine Vielzahl geeigneter Prozessparameter einstellbar.

Vor der experimentellen Untersuchung dieses Verfahrens wird eingangs der Kenntnisstand zur Schweißseigenspannungsentstehung sowie zu den bisherigen Methoden der Eigenspannungsreduzierung dargestellt. Im Anschluss daran wird sowohl mit einer Reihe von FEM-Simulationen als auch mit experimentellen Untersuchungen an ferritischen und austenitischen Stählen der Mechanismus des Spannungsabbaus in der Schweißnaht analysiert und erläutert sowie die Zusammenhänge der möglichen Spannungsreduktionen mit den gewählten Verfahrensparametern erklärt. Die erhaltenen Erkenntnisse dienen einer Qualifizierung und Quantifizierung dieses Verfahrens zur Reduzierung der Schweißnahteigenspannungen in strahlgeschweißten Nähten. Die Ergebnisse werden dafür diskutiert und mit anderen Verfahren zum Eigenspannungsabbau verglichen, sodass diese Arbeit werkstoff- und bauteilabhängig Empfehlungen für die Wahl der geeigneten Prozessparameter für eine möglichst große Längsspannungsreduktion bereitstellt.

2 Stand der Forschung

Für die Analyse der Eigenspannungsreduzierung in strahlgeschweißten Nähten mittels einer Wärmebehandlung durch den defokussierten Elektronen- bzw. Laserstrahl sind die theoretischen Kenntnisse bezüglich der Eigenspannungsentstehung beim Strahlschweißen, deren Folgen für die Bauteileigenschaften sowie anderer Eigenspannungsreduzierungsverfahren notwendig. Des Weiteren sind Grundlagen über die Erzeugung und die Eigenschaften defokussierter Elektronen- bzw. Laserstrahlen für die Prozessgestaltung erforderlich. Die folgenden Abschnitte sollen nicht nur einen Überblick über diese Themengebiete geben, sondern auch das Verständnis für die Notwendigkeit der Eigenspannungsreduzierung in strahlgeschweißten Nähten wecken.

2.1 Eigenspannungen - Entstehung und Folgen für Strahlschweißverfahren

Unter Betriebsbedingungen unterliegt jedes Bauteil bestimmten Spannungszuständen. Diese können zum Beispiel durch statische oder schwingende Beanspruchung sowie korrosive Einflüsse und Alterungserscheinungen entstehen, aber auch beeinflusst werden. Jedoch sind diese Spannungen, die durch Umgebungseinflüsse hervorgerufen werden, häufig nicht der alleinige Grund für das Bauteilversagen bzw. für die Bauteilbeeinflussung.

In den Werkstoffen existieren innere Kräfte, die Eigenspannungen genannt werden. Diese liegen ohne Wirkung äußerer Lasten vor. Je nach Herstellungsgeschichte variieren die Eigenspannungen nach ihrer betragsmäßigen Größe. Maximal können sie im Bereich der lokalen Werkstoffstreckgrenze vorliegen. Sie befinden sich mit sich selbst im Gleichgewicht [1].

Die Existenz der Eigenspannungen kann das Betriebsverhalten eines Bauteils beeinflussen. So reduzieren Zugeigenspannungen durch Überlagerung mit Betriebszugspannungen die maximale äußere Belastbarkeit der Bauteile in Zugrichtung und Druckeigenspannungen die maximale Belastbarkeit in Druckrichtung. Infolgedessen kann es zu frühzeitigem Bauteilversagen kommen. Im Einsatz wirken auf ein Bauteil Betriebslasten, die sowohl als statische als auch als zyklische Lasten vorliegen können. Die Eigenspannungen σ_{ES} überlagern sich hierbei mit den Betriebslasten σ_{LS} zur Gesamtlast σ_{gesamt} :

$$\sigma_{gesamt} = \sigma_{ES} + \sigma_{LS} \quad (2.1)$$

Erreicht die Summe der Eigenspannungen und der Betriebslasten bei statischer Belastung die lokale statische Streckgrenze R_e bzw. bei zyklischer Belastung die lokale zyklische Streckgrenze $R_{e,zykl}$ des Werkstoffes, werden größere Lasten durch die plastische Deformation des Bauteils abgebaut [2].

Wird ein Bauteil aufgrund von Eigenspannungen näher an seiner Bauteilfestigkeit betrieben, kann es bei temporären, nicht durch den Gebrauch entstandenen Lasten, wie zum Beispiel durch Stöße oder Schäden anderer Bauteile, zum Verlust der Bauteileigenschaften und somit zum Bauteilversagen kommen [2]. Bei duktilen Werkstoffen ist dieser Einfluss vernachlässigbar, da bei ihnen die Eigenspannungen schon bei den ersten Lastwechseln stark abgebaut werden und herstellungsbedingte Fehlerquellen größeren Einfluss auf die Lebensdauer zeigen [2], [3].

Bei höherfesten sowie spröden Werkstoffen tritt diese Eigenspannungsrelaxation nicht in dieser Größenordnung und vor allem bei größeren Lastwechselzahlen auf. Eigenspannungen in dieser Werkstoffgruppe stellen somit eine Vorbelastung der Bauteile dar, welche die zulässigen Betriebslasten reduzieren können. Zudem beeinflussen Zugspannungen neben den Einflussfaktoren der Werkstoffkorrosionsbeständigkeit und der Umgebung die Spannungsrisskorrosion. Im Werkstoff vorliegende Zugeigenspannungen begünstigen dabei die Korrosion des Bauteils und somit den frühzeitigen Verlust der Bauteileigenschaften [4], [5]. Folglich reduzieren Zugeigenspannungen die Bauteillebensdauer aufgrund der geringeren mechanischen Belastbarkeit in Zugrichtung und fördern so die Spannungsrisskorrosion [2], [6], [7]. Aus diesem Grund ist es für sicherheitsrelevante Bauteile besonders wichtig, Herstellungsverfahren zu entwickeln, welche die Zugeigenspannungen im Bauteil gering halten und sie gegebenenfalls minimieren.

Verallgemeinernd kann man feststellen, dass Eigenspannungen auf ungleichmäßigen, bleibenden Formänderungen beruhen. Diese können auf unterschiedlichste Weise entstehen. Eine Möglichkeit liegt in der Gestaltänderung (oder Scherung) durch eine zeitunabhängige plastische oder eine zeitabhängige viskoplastische Formänderung. Des Weiteren können Eigenspannungen auch durch chemische Umsetzungen im Werkstoff erzeugt werden. Die größte Problematik stellen für die Industrie jedoch die Eigenspannungen an Schweißverbindungen aufgrund der großen Temperaturgradienten im Werkstoff während und nach dem Schweißen dar. In der Schweißtechnik wird mittels einer Wärmeeinwirkung an der Schweißstelle die Aggregatzustandsänderung von fest zu flüssig zu fest zum stoffschlüssigen Verbinden von Bauteilen genutzt. Die dabei auftretenden Spannungen infolge der thermischen Dehnung sowie aufgrund von Gefügeumwandlungen erzeugen Eigenspannungen [8], [9], [10], die Wärme- und Umwandlungseigenspannungen. Hierbei wird nur ein kleiner Werkstoffbereich, die spätere Schweißnaht, auf Schmelztemperaturen von ca. 1500 °C (bei Stahlwerkstoffen) erwärmt. In diesem kleinen Bereich dehnt sich der Werkstoff aus und übt somit, wie in Abbildung 2.1 zu sehen ist, Druck auf die umliegenden kälteren Bereiche aus [11].

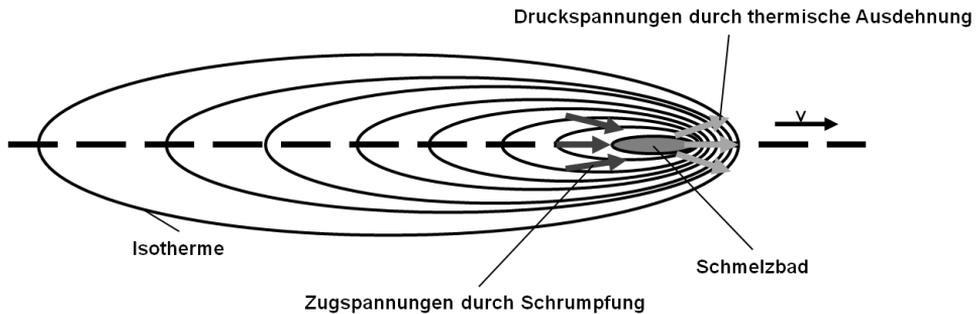


Abbildung 2.1: Schematische Druck- (hellgrau) und Zugspannungen (dunkelgrau) im Schweißprozess von links nach rechts mit Schweißgeschwindigkeit v

Dabei bewirken anisotrope thermische Ausdehnungskoeffizienten und die Phasenumwandlung bei bestimmten Temperaturgrenzen zusätzliche innere Spannungen [8], [10].

Das in Abbildung 2.2 [12] dargestellte Dreistabmodell kann dieses Verhalten veranschaulichen. Dieses Modell wird häufig zur Erläuterung der Entstehung schweißbedingter Eigenspannungen genutzt. Die Interpretationen nach Masubuchi [13], Pilipenko [14], van der Aa [15] und Schenk [16] sind nur ein paar Beispiele dafür. Wird der mittlere Stab der drei durch Querhäupter starr verbundenen Stäbe erwärmt, dehnt sich dieser Stab thermisch aus und dehnt dabei die beiden äußeren Stäbe im elastischen Bereich. Im mittleren Stab werden infolge der Ausdehnungsbehinderung durch die äußeren kalten Stäbe Druckspannungen erzeugt, die in dem Spannungs-Temperatur-Diagramm durch die Strecke A-B schematisch dargestellt sind. Diese Druckspannung und die bei steigenden Temperaturen sinkende Fließspannung bewirken in der Schweißnaht bzw. im mittleren Stab bei hohen Temperaturen die Spannungsrelaxation, ersichtlich aus der Kurve B-C, in Form von plastischen Deformationen. Beim Abkühlen von der Maximaltemperatur am Punkt C schrumpft der erwärmte, deformierte mittlere Stab, während die lokale temperaturabhängige Fließgrenze wieder ansteigt, sodass in der Schweißnaht aus Druckspannungen Zugspannungen werden (Strecke C-E). Über die Strecke C-D wird die Naht elastisch gedehnt. Ab Punkt D bis Punkt E findet eine plastische Dehnung des mittleren Stabes durch die stützende Wirkung der beiden äußeren Stäbe statt. Am Endpunkt E der Abkühlung stellen die resultierenden Spannungen den Eigenspannungszustand in der Schweißnaht dar. Wird nicht bis zum Punkt C erwärmt, sondern eine geringere Maximaltemperatur im mittleren Stab erzeugt, entstehen die Zugspannungen beim Abkühlen auf einer Parallelen zum elastischen Bereich. B' repräsentiert den Punkt, bei dem der gleiche Eigenspannungszustand allein durch eine elastische Dehnung des Stabes entsteht wie mit höheren Maximaltemperaturen. Ueda et al. [17] stellt diesen Zusammenhang in ähnlicher Form an dem Beispiel eines Stabes, der mit einer Feder in einer festen Einspannung gelagert ist, dar. Durchläuft der Stab einen

Wärmezyklus (inklusive Aufheizen und Abkühlen) werden in dem Stab die gleichen Spannungsverläufe wie in dem Dreistabmodell in Abbildung 2.2 hervorgerufen.

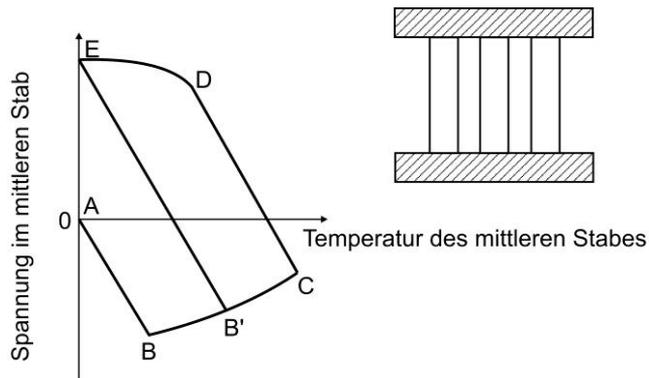


Abbildung 2.2: Die Entstehung der Eigenspannungen durch Erwärmung des mittleren Stabes am Dreistabmodell [12]

Die resultierenden Eigenspannungen werden demzufolge vom erzeugten thermischen Zyklus, von den Einspannbedingungen der Schweißnaht sowie vom elastischen und plastischen Werkstoffverhalten beeinflusst [15].

In der Schweißnaht ergeben sich infolge der Schrumpfungsbekämpfung große Längszugspannungen in Höhe der lokalen Werkstoffstreckgrenze. In Querrichtung entstehen bei einem einlagigen Schweißprozess bei freier Querschrumpfung des Bleches Nahtquereigenspannungen von maximal einem Drittel der Längseigenspannungen, wie schematisch nach Wohlfahrt [18] in Abbildung 2.3 zu sehen ist. Diese resultieren aus der Querdehnungsbekämpfung, welche durch die Längsspannungsentstehung generiert wird [8]. Mit der Stärke der Einspannung können diese Quereigenspannungen deutlich höhere Werte annehmen.

Wird die Schweißnaht in mehreren Lagen erstellt, erzeugt die vorhergehende Lage in der nachfolgenden eine Schrumpfungsbekämpfung, welche zu höheren Querzugspannungen in der Schweißnaht führt. Infolge dessen bilden sich bei größeren Blechdicken, die in Lichtbogenschweißprozessen wie dem Metallschutzgasschweißen oder dem Wolfram-Inertgasschweißen in mehreren Lagen geschweißt werden müssen, größere Quereigenspannungen im Vergleich zu den Längseigenspannungen aus [8].

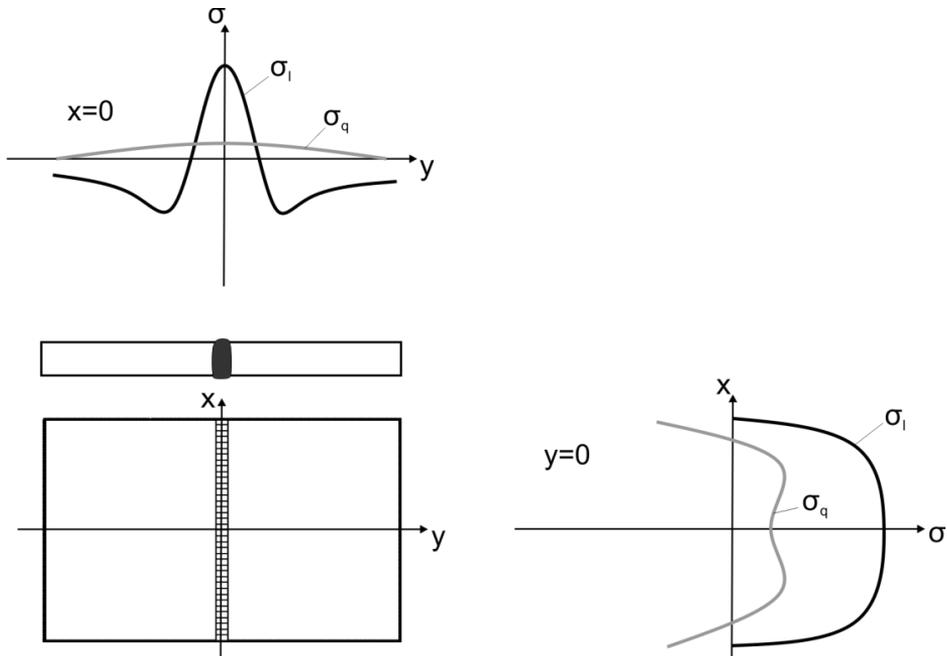


Abbildung 2.3: Modell zur Entstehung schrumpfungsbedingter Längs- und Quereigenspannungen an einer Einlagenschweißung nach Wohlfahrt [18]

Gegenüber den Lichtbogenschweißverfahren weisen die Strahlschweißverfahren sehr geringe transversale und longitudinale Verzüge als großen Vorteil auf. Diese kleinen Verzüge resultieren aus der geringen thermischen Bauteilbelastung beim Strahlschweißen und vor allem auch durch das annähernd gleichzeitige Erstarren der Schmelze an der Nahtober- und Nahtunterseite bei Einlagenschweißungen. Infolge dieser gleichzeitigen Erstarrung und homogenen Abkühlung der Schweißnaht über die Nahttiefe entstehen nur geringe Quereigenspannungen in strahlgeschweißten Nähten [2]. Die Längseigenspannungen sind in diesen Nähten jedoch sehr groß und können zum erläuterten frühzeitigen Bauteilversagen führen. Eine alleinige Begründung der Eigenspannungsentstehung infolge der Schrumpfungsbehinderung reicht für umwandelnde Werkstoffe nicht aus [9], [10]. Wie schematisch bei ferritischen Stählen in Abbildung 2.4 dargestellt ist, können in Werkstoffen durch Gefügeumwandlungen in der Abkühlphase weitere Eigenspannungen erzeugt werden. In dem Spannungs-Temperatur-Diagramm in Abbildung 2.4 wird das Zusammenwirken der behinderten Schrumpfung und der behinderten Volumenausdehnung für den Spannungszustand in einer Schweißnaht während der Abkühlung von der Schmelz- auf Umgebungstemperatur im Stahlwerkstoff verdeutlicht.

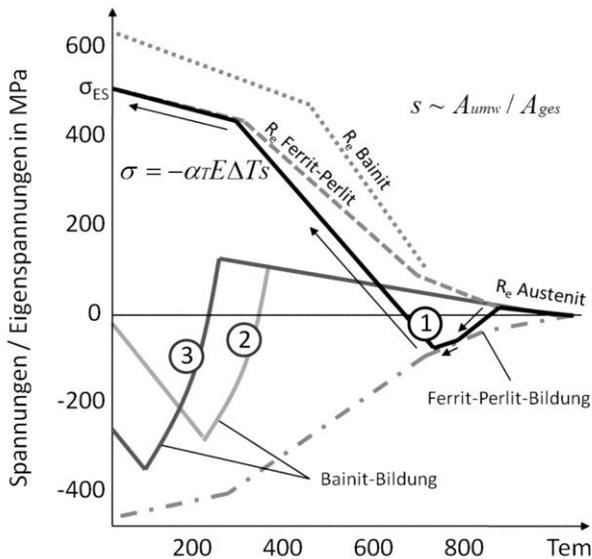


Abbildung 2.4: Schweißspannungsentstehung durch Zusammenwirken von Schrumpfungsbehinderung und Phasenumwandlung (A_{ges} Gesamtquerschnitt, A_{umw} umwandelnder Querschnitt, s Einspanngrad, σ Spannungen, σ_{ES} Eigenstressungen) nach Wohlfahrt [10]

Mit fortschreitender Abkühlung bilden sich Zugeigenstressungen, welche mit der temperaturabhängigen Streckgrenze des Austenits wachsen. Kühlt der Werkstoff sehr langsam ab (Kurve 1), beginnt der Austenit sich bereits bei hohen Temperaturen in Ferrit und Perlit umzuwandeln. Infolge der geringeren Packungsdichte dieser Gefüge im Vergleich zum Austenit, bilden sich Druckspannungen aufgrund der behinderten Volumenausdehnung aus [9]. Diese sind durch die bei diesen Temperaturen vorliegende Warmstreckgrenze relativ gering. Nach der Gefügeumwandlung steigen bei weiterer Abkühlung die Eigenstressungen aufgrund der behinderten Schrumpfung wieder an und liegen nach vollständiger Abkühlung – in Abhängigkeit von der Warmstreckgrenze zum Umwandlungszeitpunkt und der nach kompletter Gefügeumwandlung durchlaufenen Temperaturdifferenz – als resultierende Schweißspannungen maximal auf der Höhe der lokalen Werkstoffstreckgrenze vor. Wird die Schweißnaht rasch abgekühlt (Kurven 2 und 3), erfolgt die Gefügeumwandlung des Austenits abhängig vom Abkühlungsgradienten zu Bainit- oder Martensit bei tieferen Temperaturen. Dabei können die bei der Umwandlung erzeugten Druckspannungen höhere Werte annehmen als bei der langsamen Abkühlung, da die Warmstreckgrenze dieser Gefüge bei diesen niedrigeren Temperaturen größer ist. Die restliche zu durchlaufende Temperaturdifferenz bis zur vollständigen Abkühlung auf Umgebungstemperatur ist zudem kleiner, sodass bei vollständiger Abkühlung nur geringe Zugeigenstressungen beziehungsweise sogar geringe Druckeigenstressungen vorliegen können.

Bei geschweißten Bauteilen liegen die größten Eigenspannungen in der Schweißnaht vor. Dieser Bereich ist aufgrund der völligen Aufschmelzung und Entfernung von schützenden Oberflächenfinishs besonders korrosionsgefährdet. Vor allem die Schwingungsrisss- und die Spannungsrissskorrosion stellt bei geschweißten Bauteilen eine große Herausforderung dar [19]. Die aus dem Schweißprozess resultierenden Zugeigenspannungen im Bereich der Schweißnaht können im Zusammenwirken mit der Kerbwirkung an Schweißfehlern wie Schrumpfkernen, Kantenversatz oder Wurzelsenken [20], [21] den Widerstand gegen die Rissinitiierung sowie gegen die Rissausbreitung reduzieren, sodass die Schwingungsrisss- bzw. die Spannungsrissskorrosion in der Schweißnaht einen enormen Einfluss auf die Lebensdauer der geschweißten Bauteile ausübt [4], [8].

Zudem wird als Folge der Steigerung des mehrachsigen Spannungszustandes in der Schweißnaht das plastische Formänderungsvermögen reduziert [8]. Daraus ergibt sich eine größere Spröbruchgefahr, die auch durch die Bildung spröderer Materialphasen zusätzlich gesteigert wird. Die Bildung von Martensit in der Schweißnaht ist ein Beispiel hierfür. Werden solche spröden Schweißnähte bei tiefen Temperaturen eingesetzt, kann es zu einer instabilen Rissausbreitung mit völligem Bauteilversagen kommen. Hierbei sind der Pipelinebau oder die Luft- und Raumfahrtindustrie als Beispiele zu nennen, deren Produkte vornehmlich auch bei sehr tiefen Temperaturen eingesetzt werden.

Eine weitere Folge hoher Eigenspannungen ist die Spannungsrelaxation und die plastische Deformation an den Schweißnähten bereits unter zulässiger mechanischer Belastung. Besonders für Präzisionsteile stellt Verzug einen enormen Qualitätsverlust dar. So versucht man, ihn ohne Rücksicht auf die Eigenspannungen z. B. durch Integration von Aussteifungen, Stegen, Schottbleche etc. in der Konstruktion zu eliminieren [19]. Unter Verwendung dieser konstruktiven Elemente wird der Einspanngrad und somit, wie schematisch in Abbildung 2.5 zu sehen ist, die Zugeigenspannungen erhöht. Diese Wechselwirkung in Abbildung 2.5 zwischen der Eigenspannung und dem Verzug zeigt, dass aufgrund der angestrebten Verzugsminimierung mit hohen Zugeigenspannungen in der Schweißnaht zu rechnen ist.

In der Summe stellt der Schweißnahtbereich vor allem beim Strahlschweißen infolge der hohen Abkühlgradienten und der resultierenden Nahtaufhärtung im Vergleich zum Grundwerkstoff eine kritische Zone für das potentielle Bauteilversagen dar. Aus diesem Grund werden Verfahren benötigt, die solche hohen Eigenspannungen in der Naht nicht entstehen lassen oder sie in einem nachträglichen Prozess reduzieren, um so die Schwingfestigkeit und die Bauteillebensdauer zu erhöhen.

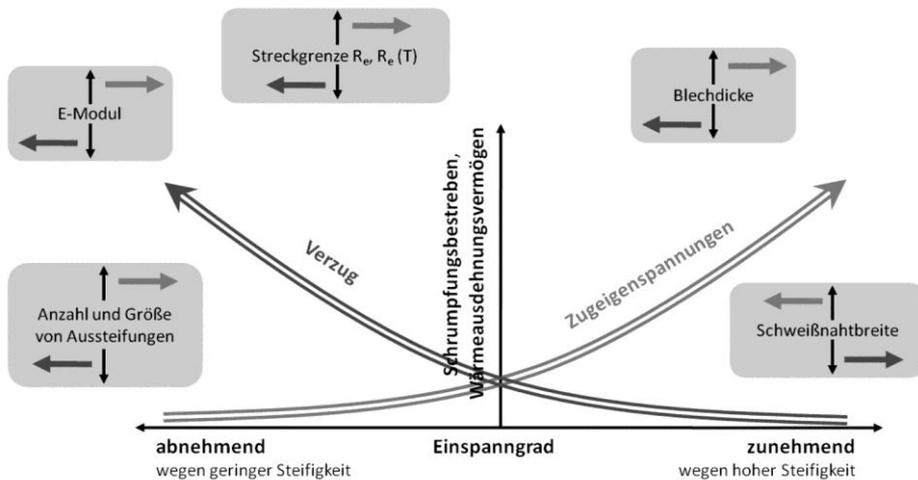


Abbildung 2.5: Wechselwirkung von Eigenspannungen und Verzug sowie wichtige Einflussfaktoren (schematisch) nach Nitschke-Pagel [19]

2.2 Möglichkeiten der Eigenspannungsreduzierung

Für den Abbau der Eigenspannungen wurden bereits einige unterschiedliche Verfahren entwickelt. Das Spannungsarmglühen ist dabei eines der ersten von ihnen [22]. Hierbei wird das Werkstück langsam auf eine bestimmte Glüh­temperatur in einem Ofen erwärmt. Währenddessen darf es zu keiner Phasenumwandlung kommen, die im Bauteil u. a. Umwandlungseigenspannungen erzeugen würde. Darum liegt beispielsweise die Glüh­temperatur beim Spannungsarmglühen von ferritischen Stählen zwischen 550 °C und 650 °C unterhalb des α - γ -Phasenumwandlungspunktes A_{c1} von 723 °C. Nach dem die Werkstücktemperatur die Glüh­temperatur erreicht hat, wird diese, je nach Komplexität des Bauteils, eine bis mehrere Stunden (bis ca. 10 Stunden) gehalten und anschließend langsam abgekühlt. Der Abkühlungsgradient bei Stählen sollte hierbei 50 °C/h bis 100 °C/h betragen. Höhere Abkühl­gradienten können zu zusätzlichen Wärmespannungen führen [22]. Der wirksame, temperaturabhängige Effekt während des Glühens beruht auf der Verringerung der Streckgrenze bei steigenden Temperaturen. Dieses Verhalten begünstigt die Relaxation der Anteile der inneren Spannungen im Bauteil. Die Spannungen werden dabei durch Versetzungen im Gefüge reduziert, die im Mikrobereich liegen [22]. Verlängerte Glühzeiten bzw. höhere Glüh­temperaturen können hierbei zu einem stärkeren Eigenspannungsabbau führen. Jedoch weist die Temperatur einen größeren Einfluss auf die Spannungsrelaxation als die Haltezeit auf [2]. Der Vorteil dieses Verfahrens liegt u. a. auch in der Beseitigung von Härtespitzen und damit des spröden martensitischen Gefüges [23]. Bei warm- bzw. hochwarmfesten Werkstoffen ist eine Reduzierung der inneren Spannungen durch Spannungsarmglühen viel schwieriger bis weitgehend nicht möglich.

Huang et al. [24] konnten an elektronenstrahlgeschweißten Nähten in Prüfkörpern aus dem Baustahl 25CrMo4 bereits mit einer Glüh­temperatur von 320 °C über zwei Stunden die Längseigenspannungen in den Schweißnähten von 400 MPa auf 200 MPa abbauen. Bei einer Glüh­temperatur von 530 °C konnten die Spannungen auf Druckspannungen von rund 100 MPa reduziert werden.

Neben dem Spannungsarmglühen, das infolge des Glühens eines ganzen Bauteils im Ofen sehr zeit- und energieaufwendig ist, wurde, wie die Tabelle 2.1 zeigt, eine ganze Reihe von Verfahren zur lokalen Eigenspannungsreduzierung, die auf mechanischen oder thermischen Bearbeitungen basieren, entwickelt.

Tabelle 2.1 Beispiele für mechanische und thermische Eigenspannungsreduzierungsverfahren

Mechanische Bearbeitung	Thermische Bearbeitung
Kugelstrahlen [2], [4], [7], [23], [25], [26], [27], [28], [29]	Last Pass Heat Sink Welding (bei letzter Schweißlage wird die Nahtunterseite gekühlt) [2], [35], [36], [37]
Ultrasonic Impact Treatment / Ultraschallschlagbehandlung [20]	Induction Heating Stress Improvement (induktive Nahterwärmung während Nahtunterseite gekühlt wird) [35]
Laser Shock Peening / Laserschockverfestigen [26], [28]	Flammwärmern, Heizelementwärmern [23]
Low Plasticity Burnishing [7], [26], [28]	Statische und dynamische LSND [15], [27], [38], [41], [42], [43], [44], [45], [46], [47]
Deep Cold Rolling / Festwalzen [7], [23], [25], [26], [29]	Statisches und Transientes Thermal Tensioning [14], [25], [38], [39], [40], [45]
Tumbling / Stoßverfestigung [7]	Vorwärmen [25], [27]
Roller Burnishing / Walzpolieren [7], [29]	Spannungsarmglühen [2], [22], [23], [25], [27]
Water Jet Peening / Wasserstrahlen [27]	Weld Sequencing (Schweißfolge optimieren) [19], [25], [27]
Recken [48]	Lokales Spannungsarmglühen [49]
Coinen (Prägen) von Bohrungen oder einseitige Biegung	
Warm- und Kalthämmern [23]	
Prestressing (Bauteil vor dem Schweißen unter Spannungen setzen und nach dem Schweißen entlasten, auch Bewältigung von Verzug) [25], [36]	

Alle Verfahren aus Tabelle 2.1 haben ihre individuellen Vor- und Nachteile, die ihre Anwendung bestimmen. Ihnen allen ist jedoch gemein, dass die Reduzierung der Eigenspannung immer durch örtliche plastische Verformungen ermöglicht wird [23]. Das Problem bei diesen Methoden liegt grundlegend an den stark begrenzten Einsatzmöglichkeiten jeder einzelnen Methode. Die mechanischen Verfahren beeinflussen zum Beispiel mittels der oberflächlichen überelastischen Werkstoffbeanspruchung nur die oberflächennahen Eigenspannungen. Dieses Oberflächenfinish zur Erzeugung von

Oberflächendruckeigenspannungen kann zusätzlich die Oberflächenrauheit und die Spannungsrisskorrosionsanfälligkeit reduzieren und somit die Bauteillebensdauer erhöhen [2], [4], [23], [25], [26], [27], [28], [29]. Bei ihnen können durch die Verformungsverfestigung infolge der plastischen Oberflächenverformung Druckspannungen größer als die Werkstoffstreckgrenze des unverformten Grundwerkstoffes erzeugt werden. Auch an Schweißnähten können diese hohen Druckspannungen mit den mechanischen Verfahren erzeugt werden. Mit der Ultraschallschlagbehandlung können Druckspannungen in der Schweißnaht bis zu einer Tiefe von einem Millimeter hervorgerufen werden. Mittels des Kugelstrahlens können die Spannungen in ähnlicher Größe aber nur bis zu einer halb so großen Nahttiefe beeinflusst werden [20]. Die Ultraschallschlagbehandlung am Nahtübergang bietet somit ein größeres Potential zur Lebensdauersteigerung [30], [31] und wird vor allem im Offshore-Bereich als Alternative zum Überschleifen und zur WIG-Nachbehandlung der Schweißnaht eingesetzt, die jeweils mittels der Verringerung der Kerbschärfe an Schweißnahtübergängen zur Verbesserung der Ermüdungsfestigkeit dienen [32], [33]. So konnten Kuhlmann et al. [31] in WIG-Schweißnähten an Stahlprüfkörpern aus dem Baustahl S690 die Eigenspannungen von 100 MPa Zugspannungen zu rund 600 MPa Druckspannungen umwandeln. Mit dem Low Plasticity Burnishing, bei dem die Bauteiloberflächen mit einer Kugel poliert werden [28], sowie mit dem Kugelstrahlen und dem Kaltwalzen [34] der Materialoberflächen werden ebenfalls solch große Druckspannungen von mehreren hundert MPa erzeugt.

Mit den thermischen Verfahren sind hingegen größere Tiefenwirkungen in der Eigenspannungsreduzierung zu erwarten. Wie die mechanischen besitzen die thermischen Verfahren beschränkte Einsatzmöglichkeiten, die infolge des Raumbedarfs für notwendiges zusätzliches Equipment zumeist einfache Bauteilgeometrien voraussetzen. Unter den in der Tabelle 2.1 aufgeführten thermischen Verfahren ist neben dem bereits erwähnten Spannungsarmglühen die „dynamische“ Low-Stress-No-Distortion-Methode (DC-LSND) (Schema in Abbildung 2.6) für Schweißprozesse das flexibelste Verfahren [41], [42]. Alle anderen benötigen einfache Bauteilgeometrien für den Kontakt zu Kupferkühlschienen, Einspannpunkten, etc. Die DC-LSND basiert auf der „statischen“ LSND [42]. Bei der LSND wird der Thermal-Tensioning-Effekt durch die Kühlung des Schweißnahtbereiches mittels einer Kupferschiene (in Abbildung 2.7 zu sehen) mit zwei parallel zur Schweißstelle verlaufenden Wärmequellen erzeugt. Diese zusätzlichen Wärmefelder erzeugen Druckspannungen und folglich die thermische Ausdehnung dieser Bereiche. Diese Dehnungen wirken sich auch auf die Schweißnaht aus. Während der Kühlung der Schweißnaht mit sehr großen Temperaturgradienten werden in ihr große thermische Zugspannungen, wie schematisch in Abbildung 2.8 dargestellt, erzeugt. Durch die thermische Ausdehnung der Werkstoffbereiche parallel zur Schweißnaht wird die Naht durch diese zusätzliche Zugbelastung plastisch gedehnt. Während der thermischen Schrumpfung bei der Abkühlung der durch die Heizelemente erwärmten Materialbereiche reduziert sich diese Zugbelastung, sodass nach der Abkühlung geringe Zugspannungen in

der Schweißnaht vorliegen [40], [42], [43], [50]. Dieses Verfahren wurde hauptsächlich entwickelt, um ein Verziehen des Bauteils während und nach dem Schweißen zu reduzieren, da besonders Blechstärken kleiner 4 mm beim Schweißen zu großen Verzügen führen können [51].

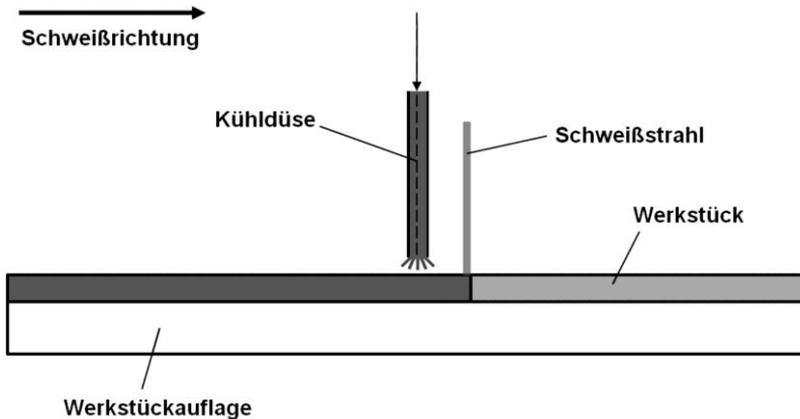


Abbildung 2.6: Schematische Versuchsanordnung der „dynamischen“ Low-Stress-No-Distortion-Methode (DC-LSND) nach Guan [41]

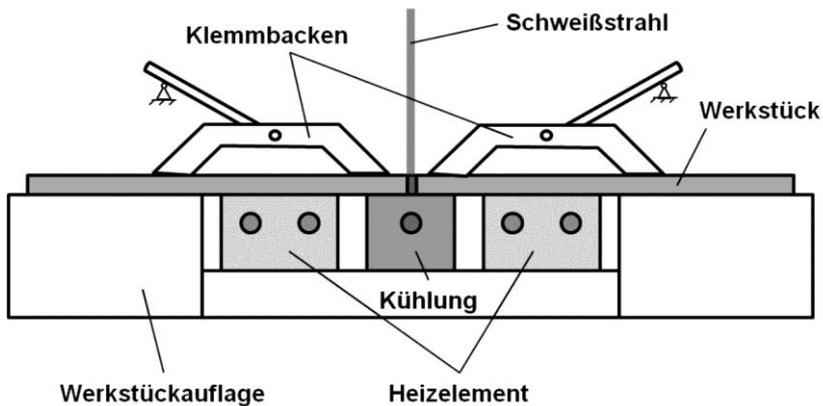


Abbildung 2.7: Schematische Versuchsanordnung der „statischen“ Low-Stress-No-Distortion-Methode (LSND) nach Guan [44]

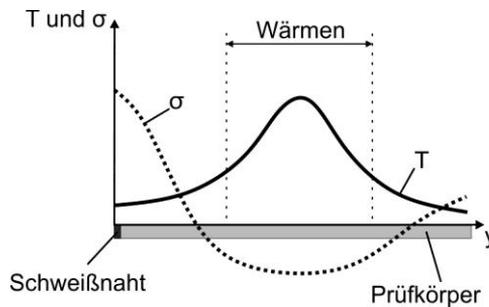


Abbildung 2.8: Erzeugtes thermisches Feld T und die erzielten thermischen Spannungen σ quer zur Schweißnaht durch das Thermal Tensioning nach Guan [44]

Pilipenko [14] konnte in Simulationsergebnissen mit dem Thermal Tensioning an einem 20 mm dicken S355-Schiffsbaustahl mit der Erwärmung 60 mm breiter Materialbereiche im Abstand von 60 mm neben der Lichtbogenschweißnaht auf 190 °C die Längsspannungen von ca. 480 MPa auf 300 MPa um fast 40 % senken. Hierbei sollten mit der geringen Temperatur Deformationen im wärmebehandelten Bereich vermieden werden.

Ebenso konnte Michaleris [50] in Simulationen an dem gleichen Stahl der Blechdicke 4,76 mm mithilfe des Thermal Tensionings im Wolfram-Inert-Gas-Schweißprozess die Längseigenstressen im Vergleich zum einfach geschweißten Blech um ca. 60 % von 345 MPa auf 139 MPa senken. Bei der „statischen“ LSND erwies sich die Notwendigkeit von Kühl- und Heizschiene sowie von Einspannbacken, die zudem den Verzug reduzieren [42], für komplexe Bauteilgeometrien als sehr aufwendig. Daher wurde die flexiblere Variante der LSND, die DC-LSND, entwickelt [41], [43]. Bei diesem Verfahren wird, wie in Abbildung 2.6 zu sehen ist, die Schweißnaht in einem bestimmten Längsabstand zum Schweißbad durch ein Kühlmedium (Kohlenstoffdioxid, Stickstoff, Argon, Wasser) mit einer einstellbaren Kühlintensität direkt gekühlt, sodass ein lokaler Thermal-Tensioning-Effekt erzielt wird [42]. So konnte Li an der Titanlegierung Ti-6Al-4V mit einer Blechdicke von 2,5 mm mit einem Abstand zwischen 45 mm und 60 mm und einer Kühlintensität von ca. 63 % der Schweißenergie des WIG-Prozesses die Längseigenstressen in der Schweißnaht von 400 MPa um 50 % reduzieren [43]. Auch beim Rührreißschweißen zeigte Luan [38] an der Aluminiumlegierung Al 5A06-O (3 mm Blechdicke) unter Gebrauch der DC-LSND einen Abbau der Längseigenstressen um ca. 60 % zum konventionellem Rührreißschweißen von 132 MPa auf 60 MPa. Diese Methode ist ein großer Fortschritt, da sie nahezu bauteilgeometrieunabhängig genutzt werden kann und Verzüge ausschließt [41], [43], [45]. Für sehr schmale Schweißnähte und Wärmeeinflusszonen, wie sie an elektronenstrahl- und laserstrahlgeschweißten Bauteilen vorhanden sind, ist dieses Verfahren einsetzbar [44] jedoch nicht optimal, da die Kühlung mittels eines Gas- oder Fluidstroms einen zu großen Kühlbereich aufweist. Hierbei müssen die Kühlquellen kleiner sein und präziser geführt werden, um das nötige Temperaturprofil für diese Methode zu ermöglichen [46]. Die kleineren Kühlquellen weisen geringere

Kühlleistungen und eine verminderte Tiefenwirkung auf. Untersuchungen von van der Aa [15], [46] zeigen, dass mit der DC-LSND maximale Schweißgeschwindigkeiten beim WIG-Schweißen von 8 mm/s erreichbar sind. Eine Eigenspannungsreduktion bei höheren Schweißgeschwindigkeiten jenseits der 10 mm/s, wie sie in Strahlschweißprozessen üblich sind, ist mit diesem und auch anderen Verfahren nicht effektiv. Um den Eigenspannungsabbau mittels der DC-LSND zu erläutern, entwickelte van der Aa [15] das Dreistabmodell zum Fünfstabmodell weiter. In Abbildung 2.9 a ist die räumliche Temperaturverteilung einer Schweißsimulation mit DC-LSND dargestellt. Im Längsabstand (x-Richtung) von rund 20 mm wird die Schweißnaht stark abgekühlt. Zur schematischen Darstellung dieses Nahtbereiches wird der Stab 1 genutzt. In dem zeitlichen Temperaturprofil in Abbildung 2.9 b ist für diesen Bereich/Stab bei 15 s ein deutlicher Abkühlgradient zu sehen. Bei diesem erweiterten Modell des Dreistabmodells existieren, wie Abbildung 2.9 c zeigt, neben dem Stab 1, der die Schweißnaht repräsentiert, zu jeder Seite ein Stab 2, welcher die Materialbereiche darstellt, die während der raschen Abkühlung der Naht mit der Kühlquelle höhere Temperaturen aufweisen als die Schweißnaht. Diese liegen in dem räumlichen Temperaturprofil in Teilbild a im Abstand von 12,5 mm zur Schweißnaht. Weiter von der Schweißnaht entfernt befindet sich zu jeder Seite noch ein Stab 3, der die thermisch annähernd unbeeinflussten Bereiche verbildlicht. Alle fünf Stäbe in Teilbild c sind an den Enden durch steife Traversen miteinander verbunden und besitzen die gleiche Länge sowie die gleiche Dicke. Einzig die Stabbreiten d_1 , d_2 und d_3 sind verschieden.

In Abbildung 2.10 sind schematisch die Temperaturprofile und die daraus resultierenden Längsspannungen in den ideal elastisch-plastischen Stäben während eines konventionellen Schweißprozesses mit denen eines Schweißprozesses mit DC-LSND verglichen. Bei beiden Prozessen entwickeln sich während des Aufheizens ($t \leq t_1$) des Nahtbereiches Druckspannungen in den heißen Stäben 1 und 2. In dem auf Raumtemperatur verbleibenden Stab 3 bilden sich Zugspannungen aus, da dieser Stab der thermischen Ausdehnung der beiden anderen Stäbe widerstrebt und die Spannungsbilanz ausgleicht. Wie Teilbild a zeigt, kehren sich diese Spannungen bei der Abkühlung und der thermischen Schrumpfung der Schweißnaht um. So liegen am Ende der Abkühlung in der Naht bzw. in Stab 1 hohe Zugspannungen vor. Ebenso resultieren im Stab 2 Zugspannungen. In dem kühl gebliebenen Stab liegen nun Druckspannungen vor.

Bei dem Schweißprozess mit DC-LSND zeigt sich in Stab 1 zwischen den Zeitpunkten t_1 und t_2 ein größerer Spannungsanstieg über die Zeit, da die Naht sehr schnell abgekühlt wird. Auch hier liegen die Zugspannungen in der Naht/Stab 1 auf dem Niveau, das bei der konventionellen Naht erzeugt wird. Im Vergleich zur konventionellen Schweißnaht wird die stark abgekühlte Naht stärker von den direkt benachbarten langsamer abkühlenden Stäben 2 bei der Schrumpfung behindert. Deshalb resultiert der stärkere Spannungsanstieg

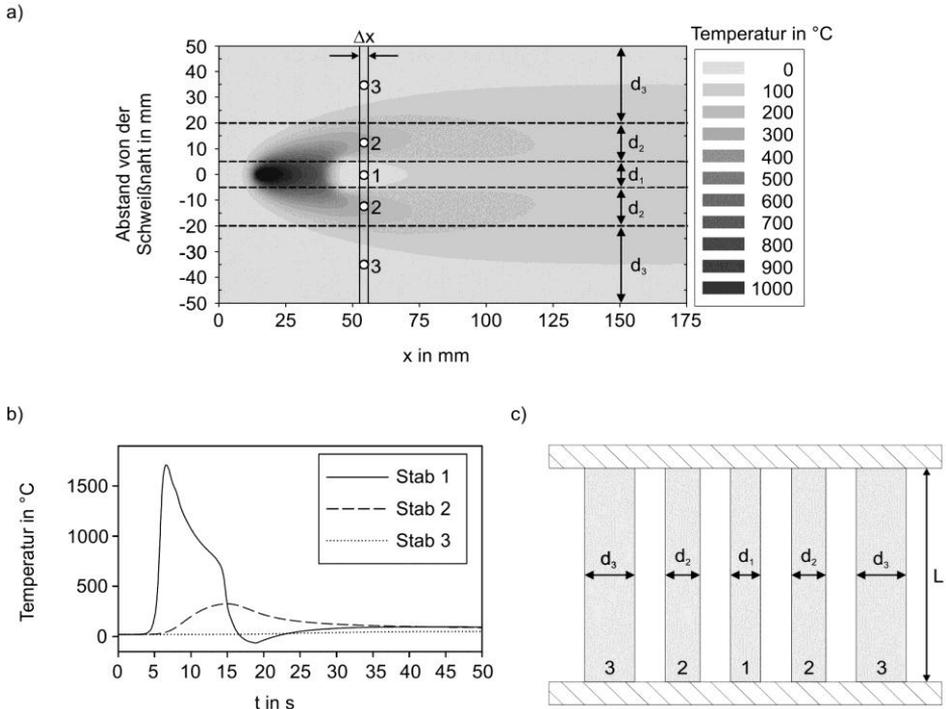


Abbildung 2.9: Fünfstabmodell zur Beschreibung des Spannungsabbaus in der Schweißnaht durch die DC-LSND nach van der Aa [15]

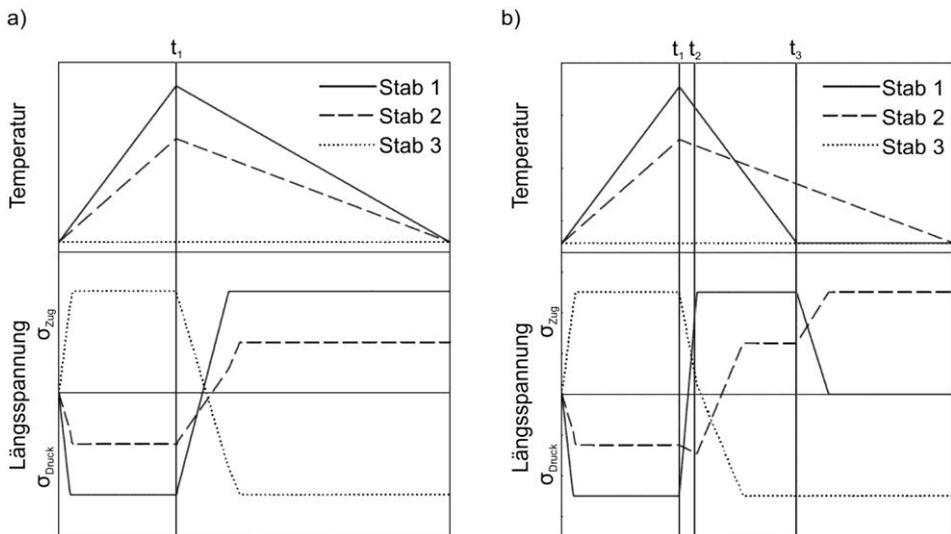


Abbildung 2.10: Temperaturbelastung und die resultierenden Längsspannungen in den drei Stäben über die Zeit während eines konventionellen Schweißprozesses (a) und während eines Schweißprozesses mit DC-LSND (b) nach van der Aa [15]

nach dem Zeitpunkt t_1 . Ab dem Zeitpunkt t_2 hat das Spannungsniveau in Stab 1 die Streckgrenze erreicht und eine weitere thermische Schrumpfung führt zu keinem weiteren Spannungsanstieg. Ab diesem Zeitpunkt bewirkt die Abkühlung des Stabes 2 einen Spannungsanstieg in diesem Stab. Der Stab 3 gleicht diese Zugspannungen in der Spannungsbilanz aus, bis in ihm die Fließgrenze im Druckbereich erreicht wird. Stab 1 konnte bis zu diesem Zeitpunkt bereits auf Raumtemperatur abkühlen. Stab 2 kühlt noch ab und erwirkt durch die Schrumpfung einen Spannungsabfall in Stab 1, sodass im Idealfall am Ende der Abkühlung in Stab 1 ein längsspannungsfreier Zustand vorliegt. In dem Stab 2 liegen Zug- und in Stab 3 Druckspannungen vor.

Dieses schematische Modell nach van der Aa [15] ist stark vereinfacht dargestellt. Es dient jedoch in etwas veränderter Form auch für die Erläuterung des Längsspannungsreduktionsverfahrens, das im Rahmen dieser Arbeit untersucht wurde und in der Diskussion in Abschnitt 5 erläutert wird.

Zu einer ähnlichen Schlussfolgerung kam Voss et al. [52] bei der Betrachtung der Wirkung unterschiedlicher Abkühlbedingungen an Laserstrahlschweißnähten. Hierzu wurde die Schweißnaht 5 mm hinter dem Laserstrahl durch eine Wasserkühlung mit unterschiedlichen Kühlintensitäten abgeschreckt. Hierbei zeigte Voss, dass eine stärkere Kühlung der Naht zu geringeren Zugspannungen in den Schweißnähten führte.

Eine weitere Methode, welche die Eigenspannungen in strahlgeschweißten Nähten beeinflusst, ist die Nutzung einer induktiven Erwärmung der nahtnahen Materialbereiche. Brenner [53] und auch Göbel [54] nutzten diese Wärmebehandlung jedoch in unmittelbarer Nähe zum Schmelzbad zur Reduzierung der Heißrisse sowie der Optimierung der Materialhärte durch eine gezielte Steuerung der $t_{8/5}$ -Zeiten. In Simulationsergebnissen zeigt Göbel, dass so die Eigenspannungen in dem bereits erstarrten aber noch heißen (über 700 °C) Material geringer sind als im konventionellen Laserstrahlschweißen. Jedoch liegen dieser Arbeit keine experimentellen Resultate und auch keine Simulationsergebnisse der Längsspannungen für eine vollständig auf Umgebungstemperatur abgekühlte Schweißnaht vor, die diese Eigenspannungsreduktion quantifiziert. Brenner formuliert es in [53] nur so, dass die Fließspannung am Ende der Abkühlphase nicht erreicht wird. Zudem ist eine solche induktive Erwärmung nur mit einem an die Bauteilgeometrie angepassten Induktionsequipment möglich, da zwischen dem Induktor und dem zu erwärmenden Material nur ein geringer Abstand existieren darf, damit eine solche Erwärmung effektiv genutzt werden kann. Besonders für Bauteile mit einer komplexen Geometrie ist ein solches Verfahren zur Eigenspannungsbeeinflussung wenig effizient. Aus diesem Grund besteht für die Strahlschweißverfahren der Bedarf der Entwicklung einer anderen Möglichkeit der Eigenspannungsreduzierung.

2.3 Möglichkeiten der Strahlschweißsteuerung

Die Strahlschweißverfahren finden aufgrund ihrer Vorteile verbreitet Anwendung. So werden sie heute in der Luft- und Raumfahrtindustrie, in der Automobilindustrie aber auch im Segment der Haushaltsgeräte z. B. für das Fügen von Spülbeckenteilen genutzt. Dabei werden mit den unterschiedlichen Strahlarten, wie den Elektronen- oder den Laserstrahlen, sehr ähnliche Schweißnahtgeometrien und -eigenschaften generiert. Beide Verfahren erzeugen unter Verwendung sehr hoher Leistungsdichten des Schweißstrahls eine Dampfkapillare, das Keyhole. Dieser Effekt tritt, wie in Abbildung 2.11 zu sehen ist, bei Strahlleistungsdichten größer 1000 kW/cm^2 auf [55], [56], [57] und ermöglicht das Tiefschweißen. Dadurch ist es möglich auch besonders dicke Bauteile mit dem Elektronenstrahl bis zu 300 mm und mit dem Laserstrahl bis ca. 20 mm [56] Schweißnahtdicke zu verschweißen.

Die Wärmeeinbringung durch die Elektronen- bzw. Laserstrahlen mit einem Durchmesser von ca. 0,5 mm bis 1 mm findet in einem sehr kleinen Werkstoffvolumen statt. Infolge dieses geringen Wärmeeintrages und der kleinen Wärmeeinflusszone sind mit diesen Schweißverfahren geringere Verzüge und höhere Schweißgeschwindigkeiten [5], [55], [56], [58] als z. B. beim Gebrauch von Lichtbogenschweißverfahren möglich. Bei Beschichtungsprozessen [59], [60] oder beim Schweißen (Wärmeleitungsschweißen) von sehr dünnen Blechen bis zu 1,5 mm Blechdicke und von Drähten [61] werden Strahlleistungsdichten von 1 kW/cm^2 bis 100 kW/cm^2 genutzt. Für die Erzeugung von Wärmefeldern ohne Anschmelzung werden, wie in Abbildung 2.11 dargestellt, Strahlleistungsdichten von ca. 1 kW/cm^2 genutzt. Solche Wärmfelder werden zum Beispiel für das Randschichthärten [62] verwendet. Für die Eigenspannungsreduktion in strahlgeschweißten Nähten bietet sich die Nutzung des vorhandenen Strahlwerkzeuges in Form von defokussierten Elektronen- bzw. Laserstrahlen mit Strahlleistungsdichten in diesem Bereich von rund 1 kW/cm^2 an.

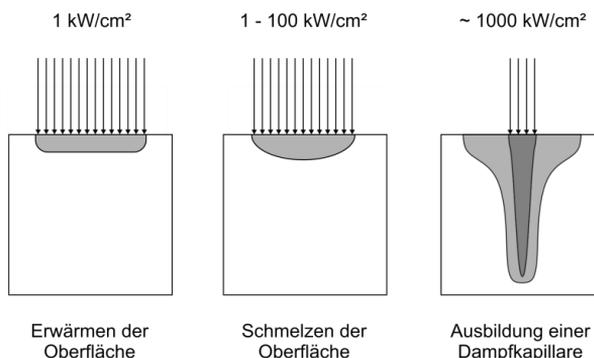


Abbildung 2.11: Schematische Darstellung der Tiefenwirkung bei unterschiedlichen Strahlleistungsdichten nach Moraitis [55]

In der Erzeugung der Schweißstrahlen, den Umgebungsbedingungen und in der Wärmeentwicklung im Werkstück bestehen zwischen den Elektronen- und den Laserstrahlen grundlegende Unterschiede, die sich z. B. in den Wirkungsgraden zeigen. Für eine genauere Analyse der Wirkungsgrade, die für die FEM-Simulation und den Vergleich zwischen dem Elektronen- und dem Laserstrahlverfahren von Bedeutung ist, ist es nötig die verschiedenen Wirkungsgrade zu definieren. So ist die Unterteilung der Wirkungsgrade nach [63] beim Strahlschweißen üblich.

Beim Elektronenstrahlschweißen ergibt sich für den prozesstechnischen Wirkungsgrad, der den Quotient aus Wärmemenge am Prozessort zur Leistung des auftreffenden Strahls charakterisiert, ein Betrag von rund 23 %. Der nicht eingekoppelte Teil der eingestrahlten Energie wird in Form von Röntgenstrahlung, Sekundärelektronen sowie rückgestreuten Elektronen an der Werkstückoberfläche reflektiert [64].

Die wichtigsten einstellbaren Prozessparameter beim Elektronenstrahlschweißen sind die Strahlstromstärke, die Beschleunigungsspannung, die Vorschubgeschwindigkeit, die Strahlfigur und die Strahlleistungsdichteverteilung [65]. Für die Erzielung großer Wärmefelder ist zudem die Fokusspulenstromstärke sehr bedeutend, da mit ihr die Fokusebene des Elektronenstrahls verschoben werden kann. Wird der Strahl oberhalb oder unterhalb der zu bearbeitenden Ebene fokussiert, weist der Strahl in der Bearbeitungsebene einen größeren Strahldurchmesser und eine geringere Leistungsdichte auf, die für die Wärmebehandlung genutzt werden kann.

Beim Schweißen mit dem Laserstrahl laufen prinzipiell ähnliche Schritte wie beim Elektronenstrahlschweißen ab. Infolge der hohen Leistungsdichte im fokussierten Laserstrahl von $>1000 \text{ kW/cm}^2$ wird ebenso ein Teil des Werkstoffes verdampft und erzeugt die Dampfkapillare. Laserstrahlschweißanlagen sind jedoch aufgrund der geringen Wechselwirkung der Laserstrahlen mit der Umgebung im Vergleich zu Elektronenstrahlschweißanlagen besser als Remote-Verfahren für Fügeprozesse großer Bauteile mit komplexen Schweißnahtgeometrien in der Serienproduktion wie z. B. beim Fügen von Automobiltüren oder von Flugzeugrumpfteilen geeignet [57], [66], [67], [68], bei denen die Erzeugung eines Vakuums in diesen Dimensionen sehr aufwendig ist.

Der prozesstechnische Wirkungsgrad beim Laserstrahlschweißen liegt in einem ähnlichen Bereich wie bei den Elektronenstrahlschweißanlagen (23 %). Hierbei liegt der Anteil der zur Wärmeerzeugung genutzten eingekoppelten Laserstrahlenergie (thermische Wirkungsgrad) [69] höher als bei Elektronenstrahlen. Jedoch wird ein großer Teil der Laserleistung an der Werkstückoberfläche reflektiert, sodass der verfahrenstechnische Wirkungsgrad deutlich geringer im Vergleich zu Elektronenstrahlen ist [69]. Für die FEM-Simulation sowie die experimentellen Untersuchungen bedeutet dies, dass infolge des gleichen prozesstechnischen Wirkungsgrades für den Wärmeprozess mit dem Elektronen-

und dem Laserstrahl ähnliche Leistungsdichten verwendet werden müssen, um das Material auf eine gewisse Temperatur zu erwärmen.

Zur Werkstückbearbeitung ist eine geeignete Optik zu verwenden, die den Laserstrahl mit Spiegeln oder Linsen für die gewünschte Bearbeitung (z. B. Schneiden, Schweißen, Gravieren, Wärmen, Härten, usw.) auf die Werkstückebene fokussiert. Hierbei können mittels Kopplung eines Roboters mit einer 3D-Laserscanneroptik auch große Bauteile durch eine schnelle und präzise Positionierung des Laserstrahls bearbeitet werden [70]. Bei den maximal möglichen Positionierungsgeschwindigkeiten werden mit den Laserstrahlscanneroptiken jedoch nicht die Frequenzen erreicht, wie sie mit dem Elektronenstrahl möglich sind.

Ein Vorteil des Elektronenstrahlschweißens liegt in der Möglichkeit der schnellen elektromagnetischen Positionierung und Fokussierung des Elektronenstrahls mit Frequenzen bis zu 50 kHz. Diese ermöglicht es, simultan mehrere Schmelzbäder oder Wärmefelder, wie in Abbildung 2.12 dargestellt, an unterschiedlichen Positionen im Bauteil zu erzeugen. Hierbei verweilt der Strahl eine bestimmte Zeit an den gewünschten Positionen und wandert anschließend zur nächsten. Solche quasisimultanen Schweißanwendungen werden zum Beispiel für das Mehrbadschweißen [71], [72] genutzt. Hierbei werden durch einen Elektronenstrahl mehrere Schmelzbäder zeitgleich aufrechterhalten. Anwendung findet dies zum Beispiel zur Produktivitätssteigerung durch Nutzung eines Elektronenstrahls für mehrere nebeneinanderliegende Bauteile [73] sowie zur Minimierung des Bauteilverzuges an Rundnähten z. B. an Getriebebauteilen [74], wie in Abbildung 2.13 zu sehen, der durch das Schweißen an unterschiedlichen Stoßpositionen und einer resultierenden Veränderung der Einspannbedingungen im Vergleich zu einer Einbadschweißung [75], [76] zu einer Steigerung der Nahtqualität führt. Ebenfalls kann die Schweißnahtqualität durch das Schweißen einer Naht mit mehreren Schmelzbädern nacheinander verbessert werden [71]. Durch dieses mehrfache Überschweißen der Naht konnte die Zahl der Poren und Risse in der resultierenden Schweißnaht deutlich reduziert werden.

Für die Eigenspannungsreduzierung kann die Strahlquelle durch eine hochfrequente elektromagnetische Strahlauslenkung und Strahlfokussierung zur zeitlich simultanen Erzeugung mehrerer Wärmequellen genutzt werden. Hierbei bietet der defokussierte oder schnell über eine Fläche ausgelenkte Elektronenstrahl als Wärmequelle die Möglichkeiten, wie mit einem Induktor, die Abkühlgradienten durch gezieltes Vor- bzw. Nachwärmen der Nahtbereiche zu reduzieren oder ein lokales Spannungsarmglühen durchzuführen.

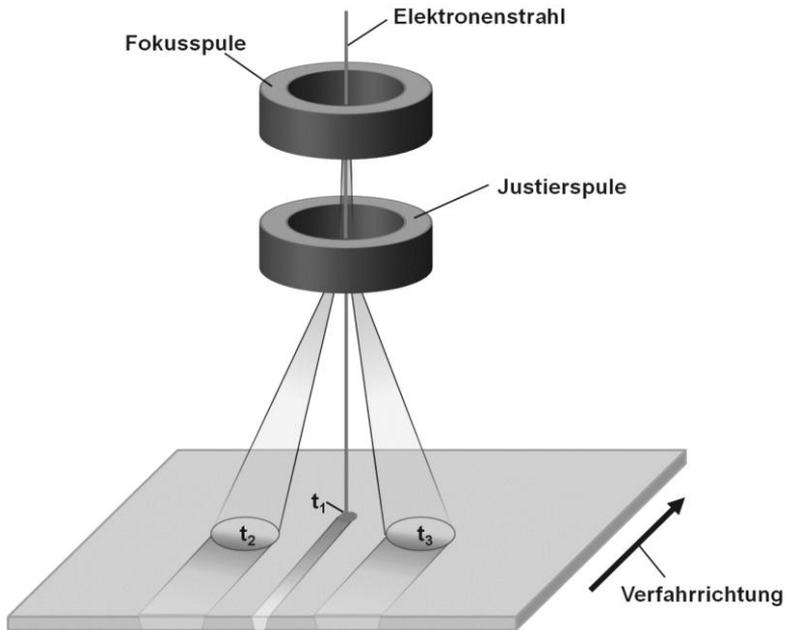


Abbildung 2.12: Schematische Darstellung der Elektronenstrahlgeometrie und -position durch das Variieren der Stromstärken an Fokus- und Justierspule zu den Zeitpunkten t_1 , t_2 und t_3

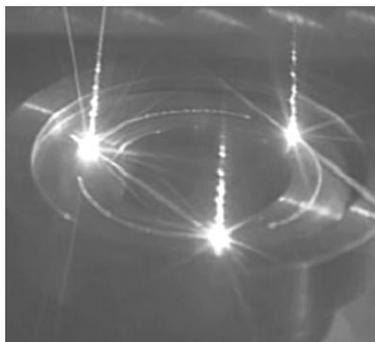


Abbildung 2.13: Anwendung des Mehrbadschweißens mit dem Elektronenstrahl an einem Getriebebauteil [77]

Beim Vor- bzw. Nachwärmen beeinflussen die verlängerten $t_{8/5}$ -Zeiten das Nahtgefüge, wie bei der induktiven Wärmebehandlung. Die Möglichkeit der hochfrequenten Strahlsteuerung (Strahlaufweitung und -positionierung im kHz-Bereich) des Elektronenstrahls wird dabei ebenfalls für einen Wärmeprozess in der Nähe des Schmelzbades genutzt [71]. Durch das Vorwärmen mit dem Elektronenstrahl kann die Zahl der potentiellen Poren und Heißrisse reduziert werden. Ein solches Wärmefeld kann aber auch zum Nachwärmen der

Schweißnaht genutzt werden, um die Härte in der Schweißnaht und in der Wärmeeinflusszone zu mindern [71]. Beim Elektronenstrahlschweißen ist durch die hochfrequente Strahlsteuerung die simultane Erzeugung einer weiteren Heizquelle, die vor oder nach dem Schmelzbad positioniert werden kann, möglich. Eine solche in-situ-Nutzung eines einzigen Elektronenstrahls für den Schweißprozess sowie für weitere simultane bzw. quasisimultane Werkstoffbearbeitungsprozesse ist mit dem Laserstrahl in Laserstrahlschweißprozessen aufgrund der langsameren optomechanischen Strahlsteuerung nur beschränkt nutzbar. Jedoch stellt die Entwicklung von Laserstrahlablenkoptiken (Scanneroptiken) hierfür einen wichtigen Fortschritt dar. Für eine in-situ-Wärmebehandlung einer laserstrahlgeschweißten Naht verwendeten Ploshikhin et al. [78], [79], [80] einen zusätzlichen Laserstrahl mit deutlich geringerer Leistung als der Schweißstrahl, der in einem seitlichen Abstand von 20 mm parallel zur Schweißnaht eingesetzt wurde. Durch diese zusätzliche Wärmebehandlung wird eine Stauchung des Schmelzbades in Querrichtung zum Nahtverlauf erzeugt. Diese Wirkung kann das Aufreißen der Schweißnaht während des Erstarrens minimieren [78]. Inwieweit sich eine solche simultane Wärmebehandlung auf die Eigenspannungen auswirkt, wurde in den Untersuchungen von Ploshikhin et al. nicht erwähnt. In den Untersuchungen wurden mehrere Laserstrahlen gleichzeitig eingesetzt, um das nötige Temperaturprofil im Prüfkörper zu erzeugen. Eine solche in-situ-Wärmebehandlung mittels einer hochfrequenten Strahlauslenkung des Schweißlaserstrahls, wie sie mit dem Elektronenstrahl genutzt werden kann, ist mit den aktuell zur Verfügung stehenden Laserstrahloptiken nicht möglich.

Zur Steigerung der Spaltüberbrückung und zur schnelleren Strahlpositionierung wurden Laserscanneroptiken entwickelt [81], [82], [83], welche mittels der in Abbildung 2.14 schematisch nach Rath [84] dargestellten Spiegel den Laserstrahl oszillierend auslenken können. Anwendung finden solche Laserscanneroptiken zum Beispiel, wie Abbildung 2.15 zeigt, im Automobilbau [85]. Die schnelle und präzise optomechanische Strahlpositionierung ermöglicht einen schnelleren und genaueren Schweißprozess als er mit einer alleinigen Robotersteuerung möglich wäre. Für kleine Auslenkamplituden von bis zu 1 mm können Frequenzen von über 1000 Hz erreicht werden [83], [86], [87]. Für die Erzeugung von separaten Wärmefeldern muss der Laserstrahl mit einer hohen Geschwindigkeit positioniert werden und anschließend an der zu erwärmenden Position eine Zeit lang verweilen. Mit einer oszillierenden Strahlauslenkung ohne Haltepunkte würde sonst der ganze Materialbereich innerhalb der Auslenkamplitude gleichmäßig erwärmt werden. Für die Erzeugung der separaten Wärmefelder in einem Abstand von mehreren Millimetern quer zur Schweißnaht mit zusätzlichen Haltezeiten sind die Frequenzen größer 1000 Hz nicht erzielbar. Hierfür können nur geringe Frequenzen von wenigen Hertz genutzt werden. Das Problem bei diesen geringen Auslenkfrequenzen stellt der instabile Schweißprozess dar. Für die Wärmebehandlung weisen die kleineren Frequenzen keinen Nachteil auf.

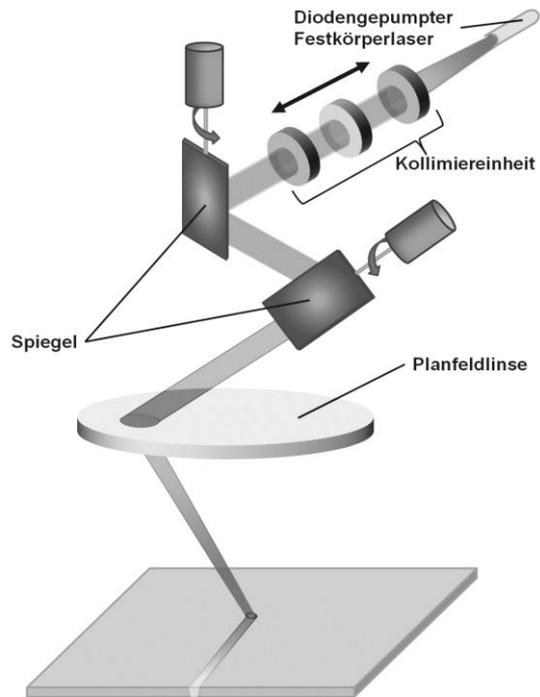


Abbildung 2.14: Schematische Darstellung der optomechanischen Strahlauslenkung eines Laserstrahls mithilfe eines Spiegelsystems nach Rath [84]

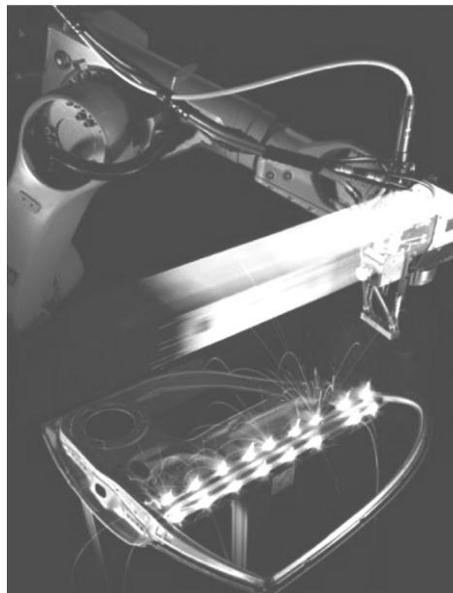


Abbildung 2.15: Laserstrahlschweißen einer Automobiltür mit einer Laserscanneroptik [85]

So ist mit einem Laser unter Nutzung von Laserscanneroptiken die Wärmebehandlung prinzipiell nur in einem vom Schweißprozess entkoppelten Arbeitsschritt nach dem Schweißen möglich. Eine solche vom Schweißen entkoppelte Wärmebehandlung mittels Laserscanneroptiken wurde in dieser Arbeit genutzt, um mehrere zusätzliche Wärmefelder unter Verwendung desselben Strahlwerkzeuges quasisimultan zu erzeugen und mit ihnen die Eigenspannungen in laserstrahlgeschweißten Nähten zu beeinflussen. Doppelfokuslaseroptiken, die ebenfalls zur besseren Spaltüberbrückung entwickelt wurden und zum Beispiel im Automobilbau beim Laserstrahlschweißen von Achsbauteilen genutzt werden [88], bieten im Vergleich mit Laserscanneroptiken keine geeignete Alternative für die Erzeugung von Wärmefeldern. Bei diesen Optiken ist der maximale Abstand der Fokuspunkte durch das optische System vorgegeben und kann nur in geringen Grenzen verändert werden [89], [90]. Zudem können mit Laserscanneroptiken auch mehr als nur zwei Wärmefelder erzeugt werden.

Die Literatur zur Verwendung der Schweißstrahlquellen zur Behandlung von strahlgeschweißten Nähten beschränkt sich hauptsächlich auf die Verbesserung der Schweißnahtqualität sowie der Minimierung von Heißrissen. Die Eigenspannungsreduzierung infolge einer Behandlung des Nahtbereiches vor, während oder nach dem Schweißprozess wird wenn überhaupt nur als Randnotiz erwähnt. Einzig für das lokale Spannungsarmglühen existieren veröffentlichte Werte. Zum Beispiel zeigen Fu et al. [49] an experimentellen Ergebnissen aus Elektronenstrahlschweißversuchen an einer Ti-Al-Sn-Zr-Legierung für ein solches lokales Spannungsarmglühen eine Längsspannungsreduktion von ca. 40 %. Hierbei wurde der Materialbereich um die elektronenstrahlgeschweißte Naht ($\pm 2,5$ mm) mit einem kontinuierlich rechteckabtastenden Elektronenstrahl auf über 870 °C erwärmt und 30 Minuten lang auf diesem Temperaturbereich gehalten. Mit dem Laserstrahl werden solche Glühprozesse ebenfalls in dieser Weise angewendet oder auch mit einem defokussierten Strahl [91], der während der Glühzeit pausenlos die Schweißnaht auf und ab fährt.

Eine andere Form der Verwendung von Wärmefeldern zeigen, wie bereits erwähnt, die Untersuchungen von Michaleris et al., Guan et al. und van der Aa et al. für parallel zur Schweißquelle verlaufende Wärmequellen. Die Erzeugung dieser Wärmefelder ist aufgrund der in-situ-Anwendung nur mit dem Elektronenstrahl möglich. Zudem benötigen diese Verfahren zur Generierung des Thermal-Tensioning-Effekts mindestens eine Kühlquelle, welche die Schweißnaht kühlt. Da diese Kühlquelle in Form einer Kupferschiene bei der LSND oder als Kühldüse bei der DC-LSND in unmittelbarer Nähe zur Schweißnaht positioniert sein muss und die Wirkung dieser Kühlquellen bei den im Strahlschweißen üblichen Schweißgeschwindigkeiten deutlich größer als 10 mm/s gering ist, werden für die Eigenspannungsreduktion in strahlgeschweißten Nähten andere Alternativen benötigt. Besonders für komplexe Schweißnahtformen und Bauteilgeometrien sollte ein Verfahren genutzt werden, das ohne Kühlquellen anwendbar ist.

So kann bei einem Behandlungsprozess, der auf dem Thermal Tensioning beruht, nach der Abkühlung der Schweißnaht auf Umgebungstemperatur auf eine Kühlung der Schweißnaht verzichtet werden. Zur Steigerung der Bauteillebensdauer ist es irrelevant, zu welchem Zeitpunkt in der Fertigung die Eigenstressen reduziert werden, solange sie vor dem Praxiseinsatz reduziert werden. Die in-situ-Wärmebehandlungen können durch anschließende Fertigungsschritte an Wirkung verlieren, sodass ein Spannungsreduktionsverfahren, das entkoppelt vom Schweißprozess auch am Ende einer Fertigungskette genutzt werden kann, flexibler ist und vor allem eine größere Wirkung für das Endprodukt aufweisen kann.

Erste Versuche von Rosens et al. [92] sowie Zhao et al. [93] an dünnen Blechen (2 mm und 3 mm dick) des Tiefziehstahls DC01, die in einen defokussierten Elektronenstrahl mit einem Strahlradius von 10 mm für eine zum Schweißprozess nachlaufende Wärmebehandlung des Materials parallel zu beiden Seiten der Schweißnaht nutzten, legten dar, dass mit dieser Nachbehandlung die Längseigenstressen in der Schweißnaht um ca. 85 % reduziert werden können. Hierbei konnten mit größeren Längsabständen zwischen dem Schweiß- und dem Wärmebehandlungsprozess die Nahteigenstressen stärker abgebaut werden. So stellt dieses Verfahren eine vom Schweißprozess entkoppelte Möglichkeit zur Eigenstressreduktion dar, die keine zusätzlichen Kühlquellen benötigt. Die Ergebnisse in diesen Untersuchungen zeigen jedoch, dass die verwendeten Prozessparameter einen großen Einfluss auf den Spannungsabbau besitzen, welcher in diesen Berichten nicht genauer analysiert wurde. Die in dieser Arbeit dargestellten Untersuchungen und Ergebnisse setzen an diesen ersten grundlegenden Untersuchungen an und führen diese mit FEM-Simulationsrechnungen, experimentellen Untersuchungen und einer Erläuterung des Spannungsabbaus in der Schweißnaht fort.

2.4 Simulation der Schweißeigenstressen

Die rechnerische Simulation der Eigenstressausbildung beim Schweißen sowie bei einer Wärmebehandlung kann mittels der drei folgenden gebräuchlichsten numerischen Methoden näherungsweise ermittelt werden: die Finite Element Methode (FEM), die Finite Differenzen Methode (FDM) und die Randelementmethode (REM) [75]. Die FEM-Simulation, die in dieser Arbeit für die rechnerische Eigenstressanalyse genutzt wird, dient in der Industrie in vielen unterschiedlichen Bereichen der Festkörpersimulation. Crash-, Umform- und Schweißsimulationen sind hier nur ein paar Anwendungsbeispiele. Nach Radaj [94] lässt sich die Schweißsimulation in drei miteinander verknüpfte Bereiche differenzieren: die Werkstoffsimulation, die Prozesssimulation sowie die Struktursimulation. Wie in Abbildung 2.16 dargestellt, lassen sich diesen drei Bereichen bestimmte Zielgrößen zuordnen, die untersucht werden können.

Die im Rahmen dieser Arbeit untersuchte Eigenstressreduzierung durch simultan nachlaufende Wärmefelder gehört nach dieser Darstellung in den Bereich der

Struktursimulation, die das thermo-mechanische Werkstoffverhalten untersucht und Aufschluss über schweißbedingte Eigenspannungen und Verzüge von Bauteilen geben kann.

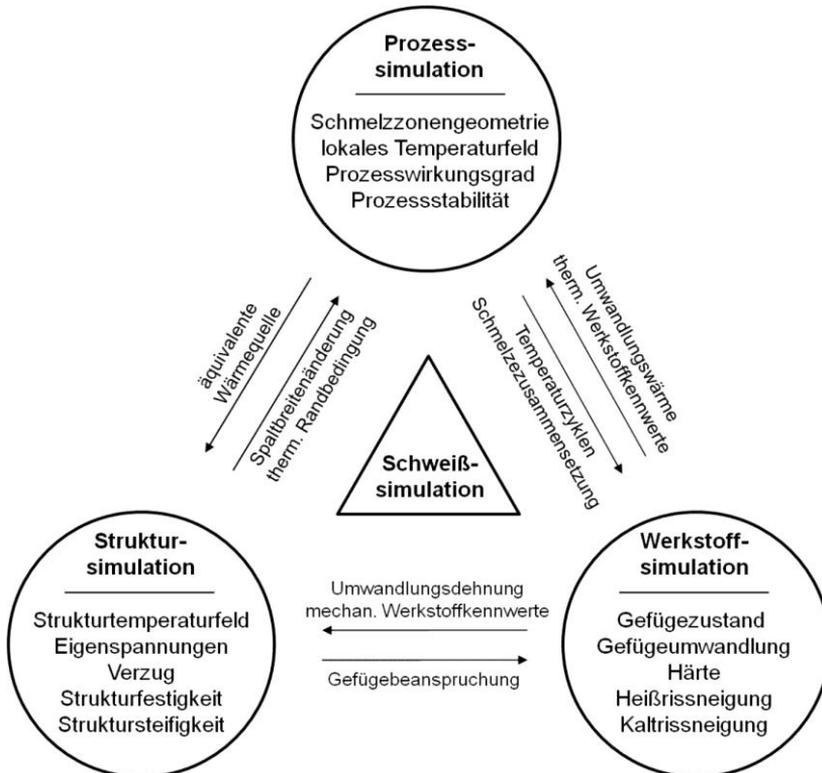


Abbildung 2.16: Teilbereiche der Schweißsimulation mit den wichtigsten Ziel- und Koppelgrößen nach Radaj [1], [94]

Bei der Erstellung eines FEM-Modells zur thermomechanischen Berechnung ist es zu Beginn nötig, das Problem zu vereinfachen und Annahmen zu definieren. Hierbei geht es vor allem darum, einen geeigneten Kompromiss aus dem nötigen Rechenaufwand und der Genauigkeit der zu ermittelnden Ergebnisse zu finden. Die zur Verfügung stehende Rechenleistung ist begrenzt und alle experimentellen Versuchsparameter sowie Randbedingungen können nicht in dem Modell in allen Einzelheiten dargestellt werden. Aus diesem Grund wird zumeist eine ideale Werkstückgeometrie ohne Berücksichtigung von geometrischen Abweichungen genutzt, die in der Realität nicht ausgeschlossen werden können. Gefügeinhomogenitäten werden in Makromodellen (Größenverhältnisse >mm) nicht berücksichtigt, ebenso wenig wie die herstellungsbedingte Vorgeschichte des Bauteils.

Für die transiente thermomechanische Berechnung, wie sie für die Berechnung von Schweißeigenstressen nötig ist, werden ein thermisches und ein mechanisches Modell sowie ein Werkstoffmodell mit thermomechanischen Werkstoffparametern genutzt. Zudem müssen die Werkstückgeometrie sowie die Wärmequellen modelliert werden. Die geeignete Vernetzung der Werkstückgeometrie hängt von dem Ziel der Berechnung ab. Hierfür sollten z. B. Symmetriebedingungen genutzt werden, um den Rechenaufwand zu reduzieren. Die Elementgrößen sollten anhand einer Netzkonvergenzanalyse dimensioniert werden.

Der zweite Schritt der FEM-Modellerzeugung liegt in der Integration der temperatur- und phasenabhängigen Werkstoffkennwerte, die zur Berechnung der Temperaturfelder und der Spannungen infolge der Wärmebehandlung nötig sind. Hierzu gehören die thermophysikalischen (spezifische Wärmekapazität c , Wärmeleitfähigkeit λ und Dichte ρ) und die thermomechanischen Werkstoffkennwerte (Elastizitätsmodul E , Querkontraktionszahl ν , Dehngrenze $R_{p0,2}$, Wärmedehnung ϵ_{th} und das Verfestigungsverhalten n). Diese ändern sich zwischen Schmelz- und Raumtemperatur, wie auch Richter [95] zeigte, sehr stark, sodass deren Kenntnis einen enormen Einfluss auf das Simulationsergebnis haben kann. Zudem muss das Umwandlungsverhalten nach Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubildern (ZTU-Diagramme) berücksichtigt werden. Diese ZTU-Diagramme lassen sich aus Dilatometer- und Gefügeuntersuchungen erstellen. Die Kenntnis des Gefüges ist von Bedeutung, da besonders die thermomechanischen Werkstoffkennwerte große Unterschiede zwischen den verschiedenen Phasen aufweisen. Für Strahlschweißverfahren kann zusätzlich aufgrund der sehr hohen Aufheiz- und Abkühlraten die Dehnratenabhängigkeit berücksichtigt werden, welche die thermomechanischen Werkstoffkennwerte beeinflussen kann [75].

Diese Vielzahl an Kennwerten kann über drei Wege ermittelt werden: durch Literaturrecherche der benötigten Kennwerte, durch Nutzung von Werkstoffdatenbanken der FE-Schweißsimulationsprogramme (Kennwerte von Standardlegierungen) wie zum Beispiel von SYSWELD oder durch ihre experimentelle Bestimmung. Der kosten- und zeitintensivste Weg ist die Bestimmung der Werkstoffkennwerte durch Experimente. Hierbei können sehr genaue Werte ermittelt werden, jedoch kann dies aufgrund der umfangreichen Untersuchungen mehrere Monate in Anspruch nehmen und zu sehr hohen Kosten führen. Um den zeitlichen und finanziellen Aufwand in Grenzen zu halten, sollte aus diesem Grund eine Literaturrecherche zu den Kennwerten durchgeführt oder Werkstoffdatenbanken genutzt werden [75]. Infolge der Temperaturabhängigkeit existiert jedoch nur ein geringer Satz an frei verfügbaren Kennwerten. Die meiste Literatur mit Werkstoffkennwerten ist für die FE-Schweißsimulation nicht ausreichend geeignet, da Phasen- und Temperaturabhängigkeiten nicht berücksichtigt sind oder Kennwerte fehlen. Selbst die Werkstoffdatenblätter [96], [97], [98] der Hersteller und Lieferanten von Stahl- und Nichteisenlegierungen geben darüber keine Auskunft. So ist die Auswahl der geeigneten Literatur sehr begrenzt. Sie beschränkt sich zudem auf die gebräuchlichsten Legierungen.

Zu diesen Quellen gehören unter anderen die von Radaj [1], Seyffarth [99] und Richter [95], [100].

Für die Berechnung des mechanischen Verhaltens in der Struktursimulation eines Schweißprozesses ist die realistische Abbildung des Temperaturfeldes von grundlegender Bedeutung. Eigenspannungen und Verzüge basieren direkt auf diesem Temperaturfeld, sodass zusätzlich zu den Untersuchungen der Werkstoffkennwerte auch experimentelle Temperaturfeldmessungen zur Optimierung des Modells benötigt werden. Für die Simulation ist zudem nötig, die Schweiß- und Wärmefeldenergien durch zeitlich veränderliche und linear bewegte Wärmequellen zu modellieren.

Neben der geometrischen Einbringung der Wärmequelle spielt bei der Berechnung des thermischen Modells in Schweißprozessen der Wirkungsgrad eine bedeutende Rolle. Hierbei sind die Wirkungsgrade aus Abschnitt 2.3 zu berücksichtigen. Ein experimenteller Abgleich des Temperaturfeldes der Simulation mit experimentellen Daten ist für die Modellanpassung unverzichtbar, da das Temperaturfeld maßgeblich die Eigenspannungsverteilung hervorruft.

Nach der Berechnung des Temperaturfeldes wird über thermomechanischen Werkstoffkennwerte und die Ergebnisse der Temperaturverteilung das mechanische Modell berechnet.

Die graphische Aufbereitung der Ergebnisse der Simulation bietet die Möglichkeit, das transiente thermische und mechanische Verhalten des Werkstücks unter dieser thermischen Belastung zu verstehen. Zudem ermöglicht die Simulation im Gegensatz zu Experimenten eine umfassende Parametervariation und stellt im Hinblick auf die Vielzahl der zu untersuchenden Prozessparameter der nachlaufenden Wärmequellen, in dem in dieser Arbeit untersuchten Eigenspannungsreduktionsverfahrens, einen sehr großen Vorteil dar. So können mittels der Variation dieser Parameter und der Auswertung der Ergebnisse Aussagen getroffen werden, welche Parametersätze das größte Potential zur Eigenspannungsreduzierung bieten könnten und inwieweit diese Parametersätze von gewissen Werkstoffeigenschaften abhängen. Des Weiteren bietet die FEM-Simulation die Möglichkeit, den Spannungsreduktionsprozess zu verstehen sowie ihn mit den erhaltenen Rechenergebnissen zu erklären und ein Modell des Spannungsabbaus zu entwerfen.

3 Versuchsdurchführung

Die Erzeugung von nachlaufenden Wärmefeldern durch einen defokussierten Elektronen- bzw. Laserstrahl, die mit einem longitudinalen d_x bzw. zeitlichen t_x Abstand dem Schweißprozess folgen und die Materialbereiche in einem transversalen/seitlichen d_y Abstand auf beiden Seiten der Schweißnaht erwärmen, generieren das Temperaturprofil aus Abbildung 2.8. Die Schweißnaht weist während der Wärmebehandlung Temperaturen im Bereich der Umgebungstemperatur auf, sodass sich in ihr infolge der thermischen Ausdehnung der benachbarten Bereiche hohe Zugspannungen ausbilden und sie plastisch gedehnt wird. So kann mit der in Abbildung 3.1 schematisch dargestellten nachträglichen Wärmefeldbehandlung ebenfalls das Thermal Tensioning ohne eine Beeinflussung des Schweißprozesses sowie ohne zusätzliches Equipment zur Eigenspannungsreduzierung in den strahlgeschweißten Nähten verwendet werden. Neben den beiden genannten Abständen sowie neben den Werkstoffeigenschaften beeinflussen die Radien der Wärmefelder r , die erzeugte Maximaltemperatur in den durch die Wärmefelder behandelten Bereichen $T_{WF,max}$ sowie die Vorschubgeschwindigkeit v_{WF} das Potential des Eigenspannungsabbaus dieser Methode.

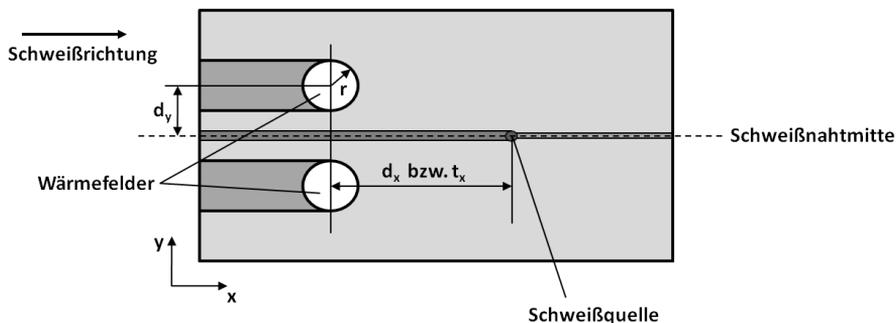


Abbildung 3.1: Schematische Anordnung der Wärmefelder zur Schweißnaht mit den geometrischen Parametern: longitudinaler Abstand zur Schweißquelle d_x bzw. t_x , transversaler/seitlicher Abstand zur Schweißnaht d_y und der Radius der nachlaufenden Wärmefelder r

Für die Untersuchung der Einflussparameter auf das Potential der Spannungsreduzierung wurden Simulationsrechnungen mittels der Finiten Element Methode (FEM) und Experimente mit Elektronen- sowie dem Laserstrahl an Linearnähten an zwei verschiedenen Stählen durchgeführt. Die Werkstoffe waren der ferritische Baustahl S355J2+N (Werkstoffnummer: 1.0577) sowie der nichtrostende Stahl X8CrMnNi19-6-3 (Werkstoffnummer: 1.4376).

Im weiteren Verlauf der Untersuchungen wurden die geschlussfolgerten Erkenntnisse auf die Übertragbarkeit auf axiale und radiale Rundnähte getestet. Hierzu wurden Versuche an

axialen Rundnähten an Ronden aus S355J2+N mit der Elektronenstrahlschweißanlage durchgeführt. Die radialen Rundnähte wurden an Röhren aus dem Baustahl S690 (Werkstoffnummer: 1.8928) erzeugt und nachbehandelt. Zudem wurden Nachbehandlungen mit dem defokussierten Laserstrahl eines konventionellen Laserschweißkopfes ohne Scan-Funktion an S355J2+N-Prüfkörpern durchgeführt.

Zum Abschluss der Untersuchungen wurde dieses Verfahren als Anwendungsbeispiel an zwei Getriebewellen (Einsatzstahl 23MnCrMo5, Durchmesser von 36 mm und Länge von 350 mm) getestet, die mit einer axialen sowie einer segmentierten radialen Rundnaht mit zwei Bauteilen (aus ferritischen StW24 W-Stahl, 5 mm Blechdicke) verbunden waren.

3.1 Versuchswerkstoffe

Aufgrund der thermischen Behandlung zur Spannungsbeeinflussung war die Untersuchung der Wirkung der thermophysikalischen und thermomechanischen Werkstoffeigenschaften auf die Verfahrensparameter interessant. Deshalb wurde ein allgemein verbreiteter ferritischer Baustahl der Güte S355J2+N (Werkstoffnummer: 1.0577) mit einer relativ hohen Wärmeleitfähigkeit mit einem austenitischen Stahl X8CrMnNi19-6-3 (Werkstoffnummer: 1.4376), der rund ein Drittel der Wärmeleitfähigkeit bei Raumtemperatur aufweist, verglichen. Des Weiteren wurde für die radialen Rundnähte an Röhren der ferritische Baustahl S690 genutzt.

3.1.1 Ferritischer Baustahl S355J2+N

Der niedriglegierte ferritische Baustahl S355J2+N (Werkstoffnummer: 1.0577) findet vor allem im Gebäude-, Brücken- und Rohrleitungsbau Verwendung und ist gut schweißbar. Wie aus der chemischen Zusammensetzung in Tabelle 3.1 gefolgert werden kann, weist der S355J2+N bei Raumtemperatur ein ferritisch-perlitisches Gefüge auf.

Bei $t_{8/5}$ -Zeiten im Bereich von wenigen Sekunden, die nach dem Strahlschweißen in der Schweißnaht auftreten, liegt ein ferritisches bzw. martensitisches Gefüge im S355J2+N in der Wärmeeinflusszone vor, sodass in der Naht Spannungen oberhalb der lokalen Streckgrenze des Grundwerkstoffes vorliegen können. Die mechanischen Kennwerte des S355J2+N sind in der Tabelle 3.2 aufgelistet.

Tabelle 3.1: Chemische Zusammensetzung des S355J2+N (Angaben in Gew.-%)

	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Cu
Herstellerangaben [96]	0,174	0,018	1,460	0,016	0,003	0,034	0,027	0,015
Eigene Messung	0,08	0,02	0,76	0,017	0,005	n. e.	n. e.	
	Mo	Ni	N	Ti	Nb	V	Fe	
Herstellerangaben [96]	0,002	0,015	0,0041	0,021	0,001	0,002	Rest	
Eigene Messung	<0,01	0,03	<0,01	<0,01	0,03	<0,01	Rest	
Kohlenstoffäquivalent PCM							0,25	

Tabelle 3.2: Mechanische Eigenschaften des S355J2+N im Lieferzustand bei Raumtemperatur

	R_{eH} in MPa	$R_{p1,0}$ in MPa	R_m in MPa	A in %
Nach DIN EN 10025-2 [101]	355	-	470-630	22
Herstellerangaben [96]	456	420	571	27
Eigene Messung	432	-	523	21

3.1.2 Austenitischer Stahl X8CrMnNi19-6-3

Der Werkstoff X8CrMnNi19-6-3 (Werkstoffnummer: 1.4376) ist ein mit allen gängigen Schweißverfahren schweißbarer hochfester nichtrostender austenitischer Stahl, der primär delta-ferritisch erstarrt und sich anschließend austenitisch umwandelt. Bei Raumtemperatur sind noch geringe Anteile an Delta-Ferrit im Gefüge vorhanden (1-2 %) [102], [103]. Das metastabile austenitische Gefüge bietet, wie auch die mechanischen Kennwerte in der Tabelle 3.3 zeigen, ein gutes Verhältnis aus Festigkeit zu Umformbarkeit und eignet sich somit gut für Umformprozesse.

Tabelle 3.3: Mechanische Eigenschaften X8CrMnNi19-6-3 im Lieferzustand bei Raumtemperatur

	$R_{p0,2}$ in MPa	$R_{p1,0}$ in MPa	R_m in MPa	A in %
Herstellerangaben [97]	427	474	750	57,7
Eigene Messung	400	-	766	54

Aufgrund seiner guten Korrosionsbeständigkeit wird er zum Beispiel als Werkstoff für Rohre sowie im Schienen- und Straßenfahrzeugbau eingesetzt. Der X8CrMnNi19-6-3 stellt hierbei aufgrund der geringeren Nickelgehalte (vgl. Tabelle 3.4) eine kostengünstige Alternative im Vergleich zum teureren 1.4301 dar. Zudem wirkt sich der höhere Stickstoffgehalt, der aufgrund des geringeren Nickelanteils zur Stabilisierung des Austenits benötigt wird, positiv auf die Kaltverfestigung aus. So eignet sich dieser Werkstoff auch aufgrund der hohen Bruchdehnung besonders für crashrelevante Bauteile, die sich durch eine hohe Energieaufnahme während der Deformation auszeichnen müssen. Für die Verarbeitung bedeutet diese Festigkeitssteigerung schon bei geringen Umformgraden (vgl. Abbildung 3.2), dass mit höheren Verformungskräften und mit stärkerer Rückfederung als bei anderen typischen Chrom-Nickel-Stählen gerechnet werden muss. Beim Schweißprozess kann diese Verfestigung während des Abkühlens und Schrumpfens der Naht sowie durch ein zum Grundwerkstoff verändertes Nahtgefüge zu Spannungen in der Naht deutlich oberhalb der Streckgrenze des Grundwerkstoffes führen, wie sich in dem großen Anstieg der Fließkurve in der Abbildung 3.2 zeigt.

Tabelle 3.4: Chemische Zusammensetzung des X8CrMnNi19-6-3 (Angaben in Gew.-%)

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	N	Fe
Herstellerangaben [97]	0,024	0,39	6,65	0,029	0,001	17,55	4,12	0,2	Rest
Eigene Messung	0,025	0,408	6,64	0,028	0,003	17,43	4,731	-	Rest

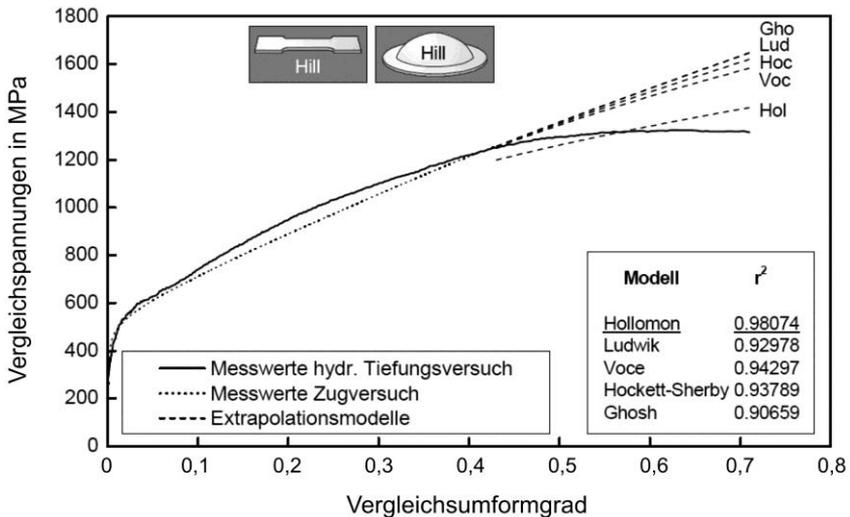


Abbildung 3.2: Fließkurven des X8CrMnNi19-6-3 mittels hydraulischer Tiefung sowie durch Zugversuch mit verschiedenen Extrapolationsmethoden nach Szepan [104]

3.1.3 Feinkornbaustahl S690

Der hochfeste Feinkornbaustahl S690 (Werkstoffnummer: 1.8928) findet zum Beispiel im Brückenbau Verwendung und ist gut schweißbar. Wie aus der chemischen Zusammensetzung in Tabelle 3.5 zu folgern ist, weist der S690 bei Raumtemperatur ein ferritisch-perlitisches Gefüge auf.

Tabelle 3.5: Chemische Zusammensetzung des S690 (Angaben in Gew.-%)

C	Si	Mn	P	S	Al	Ni	Cr	Cu
0,1977	0,4557	1,4837	0,0144	0,0036	0,0355	0,0339	0,027	0,0425
Mo	Sn	N	Ti	Nb	V	Ca	B	Fe
0,0111	0,0037	0,0111	0,0031	0,001	0,0970	0,0023	0,0004	Rest
Kohlenstoffäquivalent PCM							0,31	

In Folge eines Schweißprozesses in Abhängigkeit von der Abkühlrate kann ein martensitisches Gefüge im S690 in der Wärmeeinflusszone vorliegen, sodass in der Schweißnaht Spannungen oberhalb der lokalen Streckgrenze des Grundwerkstoffes vorliegen können. Die mechanischen Kennwerte des S690 sind in der Tabelle 3.6 aufgelistet.

Tabelle 3.6: Mechanische Eigenschaften des S690 bei Raumtemperatur nach [98]

	$R_{p0,2}$ in MPa	R_m in MPa	A in %
Nach [98]	700	770-940	≥14

3.1.4 Materialien des Anwendungsbeispiels

Für die Versuche standen zudem zwei Getriebewellen aus dem Werkstoff 23MnCrMo5 zur Verfügung, die mit zwei Scheiben aus dem Werkstoff StW24 W (Werkstoffnummer: 1.0335, vergleichbar mit DD13) verschweißt und nachbehandelt wurden. Bei den beiden verwendeten Werkstoffen handelt es sich um ferritische Stähle, die bei großen Abkühlgeschwindigkeiten teilweise Martensit enthalten können. So können die durch das Schweißen erhaltenen Schweißnahteigenspannungen die lokale Werkstoffstreckgrenze des Grundmaterials (für den StW24 W $R_e=170\text{-}310\text{ MPa}$ [105]) überschreiten.

3.2 Prüfkörper

Für die Parameteruntersuchungen an linearen Schweißnähten wurden quadratische Blechzuschnitte à 200 mm x 200 mm gefertigt. Dies geschah bei dem 5 mm dicken S355J2+N durch Laserstrahlschnitte. Für Untersuchungen mit 10 mm dicken Blechen des S355J2+N wurden Blechzuschnitte mit der gleichen Grundfläche mit einer Bandsäge erstellt. Beim 3,8 mm dicken X8CrMnNi19-6-3 wurden die Prüfkörper mit einer Schlagschere geschnitten. Die Aufhärtung der Kanten durch die thermische bzw. umformende Belastung kann in diesen Randzonen vernachlässigt werden, da die zu erstellende Blindnaht, wie in Abbildung 3.3 dargestellt, in der Mitte der Prüfkörper verlaufen sollte. Dieser Bereich und die durch die Wärmefelder beeinflussten Zonen waren von dem Schneidprozess unbeeinflusst.

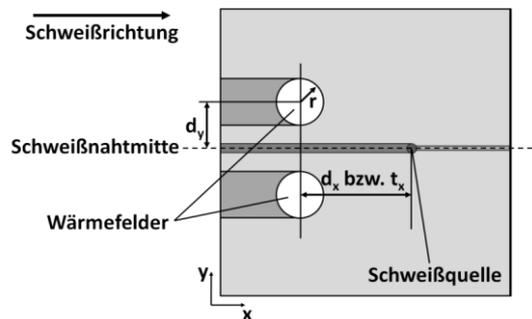


Abbildung 3.3: Verfahrensschema mit den geometrischen Prozessparametern r , d_y und d_x bzw. t_x (quadratischer Prüfkörper mit 200 mm Kantenlänge)

Für die Überprüfung der Anwendbarkeit der Schlussfolgerungen aus den Linearnahtversuchen auf axiale Rundnähte, wurden Ronden aus 5 mm dicken S355J2+N Baustahl und einem Radius von 100 mm verwendet. Wie in dem Schema in Abbildung 3.4 links zu sehen ist, wurde eine axiale Rundnaht im Abstand von 60 mm zum Rondenzentrum erzeugt. Auch hier verfuhr das innere i und das äußere a Wärmefeld nicht im vom Schneidprozess beeinflussten Bereich. Bei den Experimenten an den axialen

3 Versuchsdurchführung

Rundnähten mit dem Radius $r=6,5$ mm wurde auch mit unterschiedlichen Leistungen für das innere und äußere Wärmefeld gearbeitet. Hintergrund ist eine Angleichung der Streckenenergien, um ähnliche Temperaturen $T_{WF,max}$ in beiden Wärmefeldspuren zu erzeugen, welche aufgrund der unterschiedlich großen Kreisbahnen und damit unterschiedlichen Vorschubgeschwindigkeiten auf den einzelnen Bahnen nicht gleich waren.

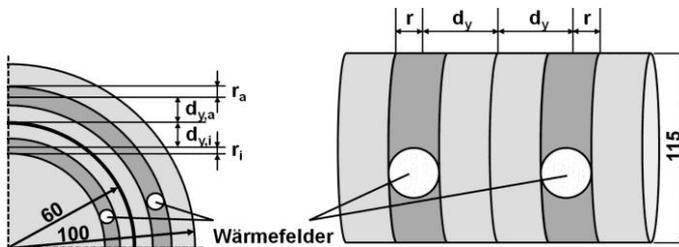


Abbildung 3.4: Schema für Wärmenachbehandlung an axialen Rundnähten (links, Indizes: äußeres Wärmefeld a und inneres Wärmefeld i) an Ronden und an radialen Rundnähten (rechts) an Rohren (Längenangaben in mm)

Für die Untersuchung von radialen Rundnähten wurden Rohrstücke aus S690-Baustahl mit einem Außendurchmesser von 115 mm (Eigenspannungsmessung nur an der Nahtoberseite möglich) und einer Wandstärke von 10 mm, wie in Abbildung 3.4 rechts dargestellt, miteinander verschweißt und mit den Wärmefeldern behandelt.

Des Weiteren wurden Nachbehandlungen an linearen Schweißnähten mit dem defokussierten Laserstrahl eines konventionellen Laserschweißkopfes ohne Scan-Funktion, bei denen die beiden Seiten zur Schweißnaht in je einem separaten Arbeitsschritt behandelt wurden, an den 5 mm sowie an 10 mm dicken S355J2+N-Prüfkörpern (quadratische Grundfläche 200 mm x 200 mm) durchgeführt.

Nach dem Schneiden der Prüfkörper wurden Eigenspannungsmessungen an unterschiedlichen, zufällig gewählten Stellen auf den Blechen mittels der Röntgendiffraktometrie ausgeführt. Bei den S355J2+N- und X8CrMnNi19-6-3-Blechen wurden jeweils Druckspannungen von rund 100 MPa gemessen. Spannungsarmgeglühte Prüfkörper zeigten bei der Eigenspannungsmessung nach dem Schweißen keine veränderte Ausbildung der Schweißspannungen im Vergleich zu Schweißnähten an nicht spannungsarmgeglühten Prüfkörpern. Da ein Spannungsarmglühen die Spannungen in den Prüfkörpern in diesem Spannungsbereich nur geringfügig reduziert und die Druckspannungen für die Schweißspannungen wenig Bedeutung haben, wurde auf ein Spannungsarmglühen der Prüfkörper vor dem Schweißen für die weiteren Versuche verzichtet. Dies erleichterte zudem die Messung der Eigenspannungen mit dem

Röntgendiffraktometer, da es zu keiner Verzunderung der Prüfkörperoberflächen infolge des Glühprozesses kam, die zu einer größeren Streuung der Messwerte führen kann.

Als praktisches Anwendungsbeispiel wurden zudem Experimente an zwei Getriebewellen (siehe Abbildung 3.5) aus dem Einsatzstahl 23MnCrMo5 mit einem Durchmesser von 36 mm und einer Länge von 350 mm durchgeführt, die mit einer axialen Rundnaht mit einer Scheibe aus ferritischen StW24 W-Stahl (Werkstoffnummer: 1.0335, vergleichbar mit DD13) mit einer Materialstärke von 5 mm verschweißt waren. Zudem wurde mit einer segmentierten radialen Rundnaht eine weitere Scheibe (ebenfalls StW24 W-Stahl und 5 mm Blechdicke) mit Stegverbindungen mit der ersten Scheibe verbunden.

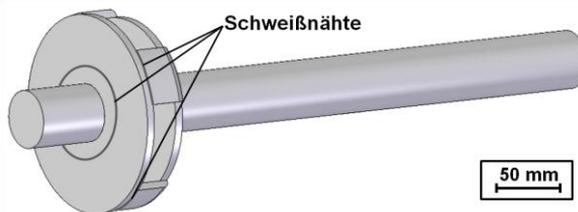


Abbildung 3.5: Schematische Darstellung der geschweißten Getriebewellen mit einer axialen sowie einer segmentierten radialen Rundnaht

3.3 Schweißanlagen und Messgeräte

Die Schweißversuche wurden mit unterschiedlichen Strahlschweißanlagen, Schweißparametern sowie unterschiedlichen Verfahrensparametern, wie in der Tabelle 3.7 aufgelistet, durchgeführt. Die Experimente mit dem Elektronenstrahl wurden in der in Abbildung 3.6 dargestellten Einkammer-Universalmaschine K7 der pro-beam AG & Co. KGaA durchgeführt. Diese Maschine verfügt über eine maximale Beschleunigungsspannung von 120 kV und einer maximalen Strahlleistung von 100 mA.

Für die Untersuchungen mit dem Laserstrahl wurden ein 5kW-Faserlaser (IPG Laser GmbH) in Kombination mit einem Roboter (FANUC Robotics) und der Laserscanneroptik RLSK (HIGHYAG Lasertechnologie GmbH) mit einer Brennweite von 450 mm sowie ein 16kW-Scheibenlaser in Kombination mit einer Portalanlage und der Laserscanneroptik PFO 33 (alles TRUMPF GmbH + Co. KG) mit einer Brennweite von ebenfalls 450 mm genutzt. Beide Optiken sind in Abbildung 3.7 zu sehen. Bei den Versuchen mit der PFO-Laserscanneroptik wurden nur die Wärmebehandlungen mit dem defokussierten

3 Versuchsdurchführung

Tabelle 3.7: Versuchsplan mit den untersuchten Strahlarten (EB Elektronenstrahl, LB Laserstrahl), den verwendeten Werkstoffen und den getesteten Verfahrensparameterbereichen

Strahlart	Anlage	Naht	Werkstoff	P_{SN} in kW	v_{SN} in mm/s	r in mm	v_{WF} in mm/s	d_f -Bereich in mm	Int in W/cm ²	t_x in s
EB	K7	Linearnaht	S355J2+N	6,1	15	6,5; 10; 15	2,5; 5; 15	r+3...28	362-2170	18...30
			X8CrMnNi19-6-3	4,56	50	6,5; 10; 15		r+9...24	351-1049	30...120
	K7	axiale Rundnaht	S355J2+N	4,8	15	6,5; 10; 15	5; 15	r+7...20	108-567	34...53
LB	RLSK	Linearnaht	S355J2+N	5,0	25	9,5; 12; 15,5	5	r+3...12	265-811	∞
	PFO	Linearnaht	S355J2+N	3,8	33,3	8; 11,4; 14,6	2,5; 5; 10	r+3...22	299-995	
			X8CrMnNi19-6-3	3,8	33,3			r+5...25	343-622	
	Schweißkopf	radiale Rundnaht	S690	3,8	33,3	6	5	r+8...24	294-1078	
			S355J2+N	3,8	33,3	15	5	r+15	299	
	S355 (10 mm)	6,8	33,3	2,5; 5; 10	299-597					

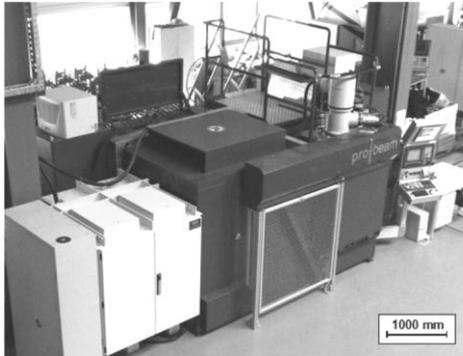


Abbildung 3.6: Einkammer-Universalmaschine K7 (links) der pro-beam AG & Co. KGaA sowie deren Prüfkammer (rechts) am Institut für Schweißtechnik und Fügetechnik der RWTH Aachen (ISF Aachen)

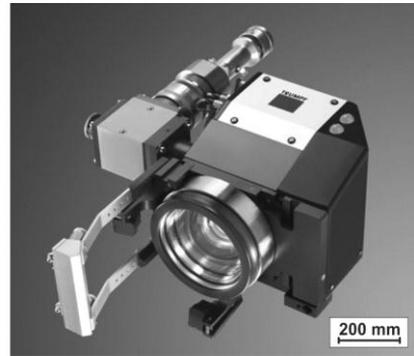
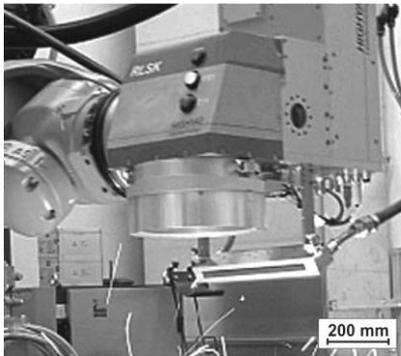


Abbildung 3.7: RLSK-Laserscanneroptik in Kombination mit einem Roboter bei der HIGHYAG Lasertechnologie GmbH [106] (links) sowie die POF 33-Laserscanneroptik [107], die in Kombination mit einem 16kW-Scheibenlaser und einer Portalanlage von der TRUMPF GmbH + Co. KG genutzt wurde

Laserstrahl mit dieser Optik durchgeführt. Die Schweißnähte wurden in diesen Versuchen mit einem TRUMPF-Schweißkopf mit 300 mm Brennweite ausgeführt. Im Anschluss an die Versuche mit der PFO-Optik wurden zusätzliche Experimente an den 5 mm und an den 10 mm dicken S355-Prüfkörpern allein mit dem Schweißkopf an der Protalanlage durchgeführt. Hierbei wurde die Wärmebehandlung mit dem defokussierten Laserstrahl des Schweißkopfes in zwei separaten Arbeitsschritten auf den beiden Seiten zur Schweißnaht und nicht quasisimultan auf beiden Seiten ermöglicht. Bei diesen Versuchen wurde in unterschiedlichen zeitlichen Abständen zum Schweißprozess erst die eine Seite mit dem defokussierten Laserstrahl ($P_{WF}=2 \text{ kW}$, $T_{WF,max}\approx 700 \text{ °C}$, $r=14,6 \text{ mm}$, $d_y=30 \text{ mm}$, $v_{WF}=5 \text{ mm/s}$) behandelt. In einem weiteren separaten Teilschritt wurde der defokussierte Laserstrahl auf der anderen Seite der Schweißnaht verfahren und diese thermisch behandelt (mit dem gleichen Parametersatz). Dabei wurde unter den Versuchen die Zeit

3 Versuchsdurchführung

zwischen den Arbeitsschritten (direkt aufeinanderfolgend oder nach jedem Schritt erst Abkühlung auf Umgebungstemperatur) sowie die Vorschubrichtung (Gleichlauf oder Gegenlauf zur ersten Wärmebehandlungsrichtung vgl. Abbildung 3.8) der Wärmebehandlung variiert. Bei einem Experiment wurde nur eine Seite der Naht thermisch behandelt.

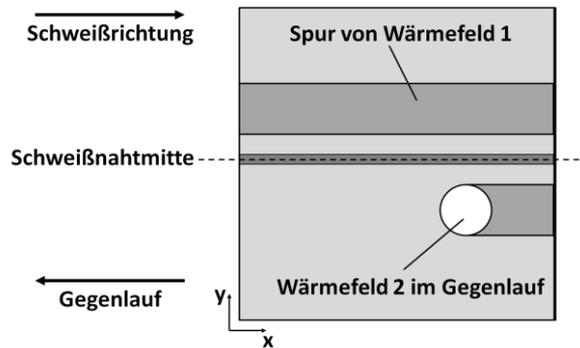


Abbildung 3.8: Schema der Wärmehaftung in zwei aufeinanderfolgenden Arbeitsschritten im Gegenlauf mit dem Laserschweißkopf an linearen Laserstrahlschweißnähten

Infolge der Oberflächenwärmebehandlung könnten bei dicken Werkstoffen geringe Auswirkungen für die Längsspannungen an der Nahtunterseite erwartet werden. Aus diesem Grund sind an einigen 10 mm dicken S355-Prüfkörpern, welche auch im Schiffsbau Anwendung finden, Experimente mit dem defokussierten Laserstrahl des Laserschweißkopfes in Kombination mit dem 16kW-Scheibenlaser und der Portalanlage durchgeführt worden. Hierbei wurde in allen Versuchen ein Strahlradius von 14,6 mm genutzt. Wie in den Experimenten an den 5 mm starken S355-Prüfkörpern mit dem Laserschweißkopf wurde auch bei diesen Versuchen die Wärmebehandlung nach dem Abschluss des Schweißprozesses in zwei direkt aufeinanderfolgenden Teilschritten mit dem Laserschweißkopf und dem 16kW-Scheibenlaser ausgeführt. Zwischen den einzelnen Versuchen wurden wiederum die Prozessparameter P_{WF} , v_{WF} sowie d_y variiert.

Ebenso wurde mit der gleichen Anlage in den Experimenten mit den geschweißten Getriebewellen verfahren. Hierbei konnten infolge der Bauteilsymmetrie an dem ersten Getriebeprüfkörper, wie in Tabelle 3.8 aufgelistet und in Abbildung 3.9 schematisch dargestellt, für die vier geometriegleichen Bereiche 1, 2, 3 und 4 unterschiedliche Strahlleistungen P_{WF} zur Erzeugung vier verschiedenen hoher Temperaturen ($T_1=250\text{ °C}$, $T_2=500\text{ °C}$, $T_3=700\text{ °C}$ und $T_4=900\text{ °C}$) genutzt werden. An dem zweiten Prüfkörper wurde dieselbe Strahlleistung für alle vier Bereiche genutzt. Hierbei wurden für die axiale und für die radiale Wärmebehandlung die gleichen Radien verwendet ($r=r_{axial}=r_{radial}$).

Tabelle 3.8: Genutzte Verfahrensparameter für die Experimente mit dem defokussierten Laserstrahl an Getriebewellen

Prüfkörper	Bereich	T_{WF} in °C	P_{WF} in kW	v_{WF} in mm/s	r in mm	d_y in mm
1	a	250	0,5	5	7,1	18
	b	500	1,0			
	c	700	1,4			
	d	900	1,75			
2	a-d					

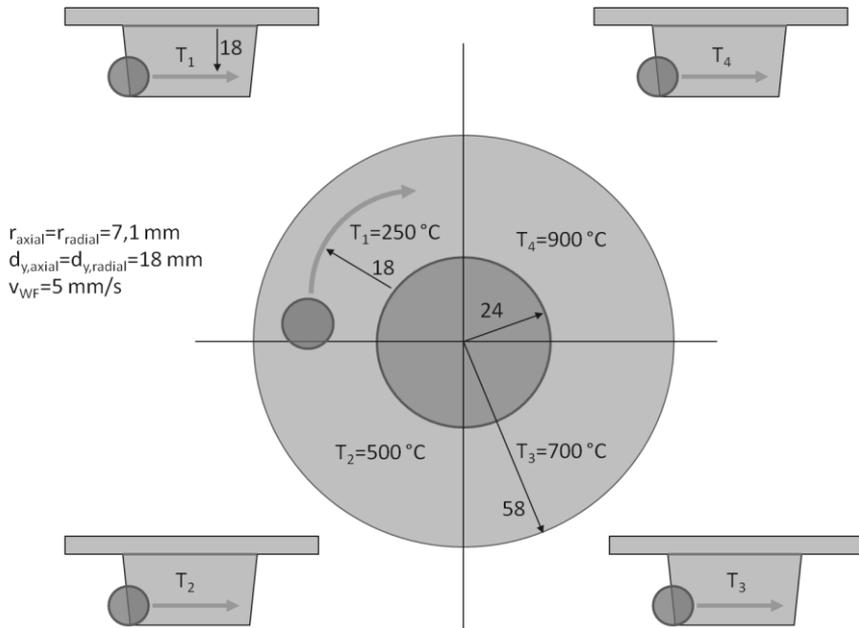


Abbildung 3.9: Geometrische Parameter für die Wärmebehandlung mit dem defokussierten Laserstrahl an den zwei geschweißten Getriebewellen

3.3.1 Versuchsaufbau

3.3.1.1 Elektronenstrahlschweißen

Der Versuchsaufbau für die Elektronenstrahlschweißungen beinhaltete, wie in Abbildung 3.10 dargestellt, einen X-Y-Koordinatentisch auf dem sich der Prüfkörper, aufgelegt auf zwei Unterlagen, befand und in PA-Lage geschweißt und mit dem defokussierten Strahl behandelt wurde. Um Einflüsse von äußeren Kräften auf die Eigenspannungen auszuschließen, wurde der Prüfkörper nicht eingespannt. In den Versuchen wurden größtenteils Blindnähte als Durchschweißungen erstellt. Zur Überprüfung der Vergleichbarkeit der erzielten Eigenspannungen auf Verbindungsnaht wurden nichtgeschweißte Prüfkörper entlang der zu erzeugenden Schweißnaht zersägt und die erhaltenen zwei Werkstücke mit den Abmessungen 100 mm x 200 mm als I-Naht im

3 Versuchsdurchführung

Stumpfstoß am Nullspalt miteinander verschweißt. Zur Erzeugung des Nullspalts wurden die Kanten in der Vorbereitung plan gefräst. Anschließend wurden die Prüfkörper beidseitig energiearm am Nahtanfang und Nahtende mit dem Elektronenstrahl geheftet.

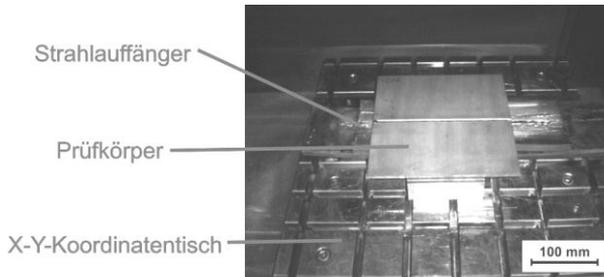


Abbildung 3.10: Versuchsaufbau für die Elektronenstrahlschweißungen (hier an einem S355J2+N-Prüfkörper 200 mm x 200 mm x 5 mm)

3.3.1.2 Laserstrahlschweißen

Die quadratischen Prüfkörper für die Versuche an den linearen Blindnähten wurden, wie in Abbildung 3.11 links dargestellt, an den zwei Außenkanten lose auf einen Aluminiumrahmen gelagert. Wie bei den Elektronenstrahlversuchen wurde so eine Beeinflussung der Eigenspannungen durch äußere Kräfte ausgeschlossen. Auch bei diesen Versuchen wurde in PA-Lage geschweißt und nachbehandelt. Für die Versuche an den Rohren und Getriebewellen wurde ebenfalls in PA-Lage (siehe Abbildung 3.11 rechts) geschweißt und nachbehandelt. Dafür wurde das Rohr bzw. die Welle während des Schweißens durch einen Motor um 360° unter der stehenden Laseroptik gedreht.

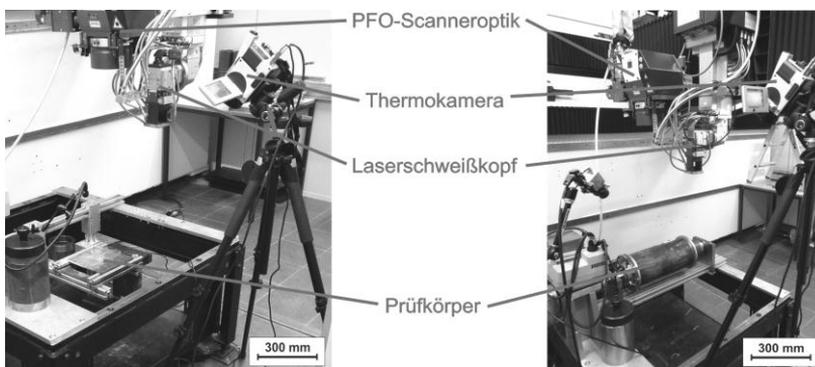


Abbildung 3.11: Versuchsaufbau für die Laserstrahlschweißungen an linearen Schweißnähten (links) und an den radialen Rundnähten an Rohren (rechts)

3.3.2 Strahlvermessung zur Strahlradiatorstellung

Im Rahmen der Untersuchungen mussten an den unterschiedlichen Anlagen Strahlvermessungen im defokussierten Bereich vorgenommen werden. Dies war nötig, um die Größe der Strahlradien für die Wärmebehandlung einstellen zu können und einen Vergleich mit den Simulationsergebnissen zu ermöglichen.

Fokussierte Elektronen- und Laserschweißstrahlen mit Strahlradien von ca. 0,3 mm zeigen eine Leistungsdichteverteilung ähnlich einer Gauß-Normalverteilung. Bei defokussierten Strahlen hingegen lassen sich andere Geometrien der Leistungsdichteverteilungen messen und einstellen.

3.3.2.1 Elektronenstrahl

Zur Strahlvermessung des Elektronenstrahls wurde das Elektronenstrahlvermessungsgerät Diabeam verwendet. Hierbei wurde der Elektronenstrahl, während er mit einer hohen Geschwindigkeit von 200 m/s bis 800 m/s (abhängig von der gewählten Strahlleistung) in 100 Zeilen über den Sensor fährt [108], über eine Lochblende (Lochdurchmesser von ca. 20 μm) abgetastet.

Die Intensitätsverteilungen für unterschiedliche Fokussierungen an dieser K7 Universalkammeranlage zeigte, dass für die experimentellen Messungen sowie die für die FEM-Simulation die eher rechteckige Leistungsdichteverteilung des defokussierten Elektronenstrahls in Unterfokussierung (Fokuspunkt unterhalb der Messebene) eine homogenere Leistungseinbringung bzw. Wärmeerzeugung im Material über den Strahlradius bietet. Für die überfokussierten (Fokuspunkt oberhalb der Messebene) Elektronenstrahlen zeigten die gemessenen Intensitätsprofile des Strahls ein flaches Plateau im Randbereich und einen starken Anstieg in der Umgebung des Strahlmittelpunkts.

Für die Erzeugung einer bestimmten Wärmefeldgröße mit dem defokussierten Elektronenstrahl zeigt die Tabelle 3.9 die für die Experimente eingestellten Fokusspulenströme und die dazugehörigen Strahlradien, die 50 % der Strahlleistung enthalten.

Tabelle 3.9: In den Experimenten genutzte Fokusspulenstromabweichung und die erzielten Elektronenstrahlradien bei einem Oberflächenfokussstrom von 2465 mA, 120 kV Beschleunigungsspannung und 10 mA Strahlstrom

Abweichung vom Oberflächenfokus ($I_f=2465$ mA) in mA	Strahlradius in mm
333	6,5
500	10
750	15

3.3.2.2 Laserstrahl

Bei den Messungen am Laserstrahl wurde das LASERSCOPE UFF 100 in Verbindung mit der Auswertesoftware PROLAS der PROMETEC GmbH genutzt. Während der Vermessung des Laserstrahls wird eine rotierende hohle Messnadel mit einer kleinen Öffnung (μm -Bereich) durch den Strahl geführt. Der Teil der Strahlung, der durch die Öffnung in die Hohnadel gelangt, wird in der Nadel an den Innenwänden zu einer Photodiode reflektiert. Die Photodiode misst die eintreffende Signalintensität. Die Software PROLAS gibt den Strahlradius r_{86} , der 86 % der gemessenen Strahlenergie beinhaltet, aus. Dieser Radius wird für den Vergleich (d.h. $r=r_{86}$) mit der FEM-Simulation genutzt.

Führt man diese Messung an unterschiedlichen Messebenen (Abstand von Messebene zur Laseroptik verkleinern bzw. vergrößern) durch, errechnet die Software die zwei- sowie die dreidimensionale Kaustik des Laserstrahls. In der Tabelle 3.10 und in der Tabelle 3.11 sind die Abstände zwischen der verwendeten Scanneroptik und der Messebene mit den dazugehörigen Strahlradien, die für die Experimente genutzt wurden aufgelistet.

Tabelle 3.10: *Abstände und erzielte Wärmefeldradien für die Versuche mit dem Laserstrahl der Kombination des 5kW-Faserlasers und der Scanneroptik RLSK*

Abstand der Scanneroptik zur Messebene in mm	Strahlradius in mm
1060	9,5
1310	12,0
1500	15,5

Tabelle 3.11: *Abstände und erzielte Wärmefeldradien für die Versuche mit dem Laserstrahl der Kombination des 16kW-Scheibenlasers und der Scanneroptik PFO*

Abstand der Scanneroptik zur Messebene in mm	Strahlradius in mm
760	8,0
860	11,4
970	14,6

In den Experimenten bezüglich der Wärmebehandlung in zwei Teilschritten (erst die eine Seite zur Schweißnaht thermisch behandeln und anschließend die andere Seite) mit dem defokussierten Laserstrahl des 16kW-Scheibenlasers in Kombination mit dem Schweißkopf (Brennweite 300 mm) wurde mit einem Arbeitsabstand der Optik von 670 mm und dem Strahlradius von 14,6 mm gearbeitet, der anhand der Messungen mit dem LASERSCOPE justiert wurde. Die gleiche Versuchsanordnung wurde auch für die Experimente mit den Wellen-Bauteilen verwendet. An diesen Bauteilen wurde die Wärmebehandlung mit einem 7,1 mm großen Strahlradius (Arbeitsabstand von 500 mm) genutzt.

3.3.3 Strahlpositionierung

Neben den verschiedenen Strahlradien mussten für die unterschiedlichen Anlagen und Optiken aufgrund verschiedener Optiksteuerungen jeweils spezielle Strahltrajektorien entwickelt werden. Bei den Versuchen mit dem Elektronenstrahl, der in einem Arbeitsschritt in fokussierter Form zum Schweißen und in defokussierter Form zur quasisimultan verlaufenden Wärmebehandlung genutzt wurde, wechselte der Strahl (vgl. Abbildung 3.12) mit einer Frequenz von 500 Hz die Positionen: Schweißen (t_1), links der Schweißnaht Wärmen (t_2), Schweißen (t_3), rechts der Schweißnaht Wärmen (t_4) und Schweißen (t_1). Wurde erst in einem zweiten Arbeitsschritt, entkoppelt von dem Schweißprozess, die Wärmebehandlung mit dem defokussierten Elektronenstrahl ausgeführt, wechselte der Strahl mit der derselben Frequenz nur zwischen den beiden Wärmeefeldern (t_2 zu t_4 zu t_2).

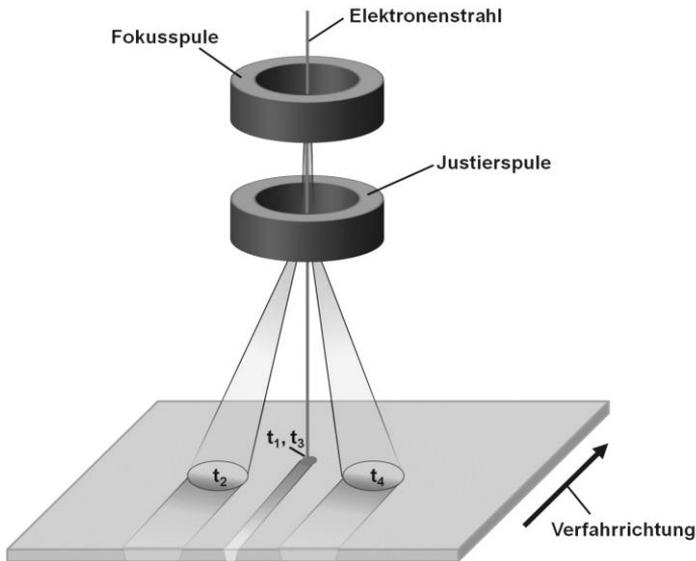


Abbildung 3.12: Schematische Darstellung der für die Versuche genutzten Elektronenstrahlauslenkung und -fokussierung durch Variieren der Stromstärken an Fokus- und Justierspule zu den Zeitpunkten t_1 , t_2 , t_3 und t_4

Bei den zwei genutzten Laserscanneroptiken sowie beim Laserschweißkopf konnte die Wärmebehandlung ausschließlich in dem zweiten, zeitlich separaten Arbeitsschritt angewendet werden. Der defokussierte Laserstrahl bei den Wärmebehandlungen mit den Scanneroptiken wurde jeweils, wie in Abbildung 3.13 dargestellt, ausgelenkt. Für die Versuche mit dem Faserlaser und der RLSK-Optik wurde die in Abbildung 3.13 links dargestellte Strahltrajektorie genutzt. Bei ihr wurde der Strahl mit einer Geschwindigkeit von 6000 mm/s zwischen den beiden zu behandelnden Seiten ausgelenkt. Nach jedem Seitenwechsel wurde der Strahl mit 5 mm/s für 60 ms parallel zur Schweißnaht verfahren.

3 Versuchsdurchführung

Anschließend wurde er wieder mit 6000 mm/s zur anderen Seite der Naht ausgelenkt und verfuhr auf dieser Seite mit 5 mm/s für 60 ms parallel zu Schweißnaht usw. Hierbei wurde die RLSK-Scanneroptik während des ganzen Wärmebehandlungsprozesses vom Roboter an derselben Stelle gehalten. Das Abfahren des Prüfkörpers mit dem Laserstrahl geschah einzig durch die Strahlauslenkung (Auslenkfrequenz von ca. 7 Hz) der Scanneroptik.

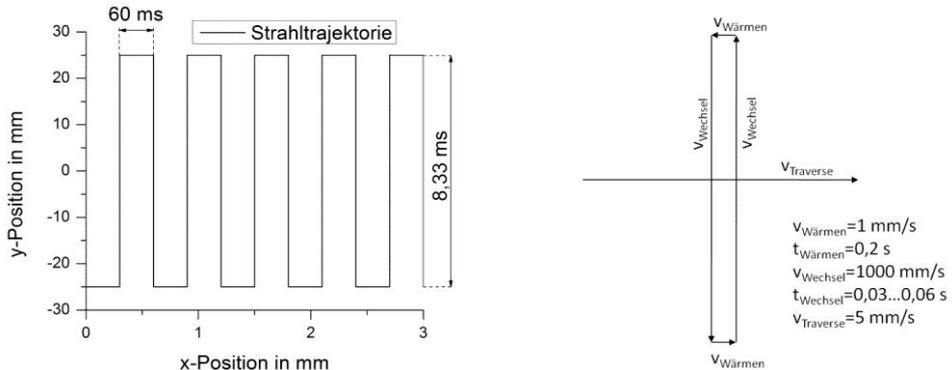


Abbildung 3.13 Schemen der Strahltrajektorien auf den Prüfkörpern für die Versuche mit den Laserscanneroptiken: RLSK (links) mit einem beispielhaften seitlichen Abstand der Wärmebehandlung d_y von 25 mm zur Schweißnaht ($y=0 \text{ mm}$); PFO (rechts) Zeit für den Seitenwechsel t_{Wechsel} abhängig von gewählten seitlichen Abstand d_y

Bei den Experimenten mit der PFO-Scanneroptik wurde der defokussierte Laserstrahl, wie die Abbildung 3.13 rechts zeigt, in Form eines Rechtecks mit den angetragenen Geschwindigkeiten und Zeiten ausgelenkt und verfahren. Hierbei wurde für die Seitenwechsel wie bei der RLSK-Optik eine sehr hohe Geschwindigkeit v_{Wechsel} von 1000 mm/s genutzt, um den Schweißnahtbereich so wenig wie möglich thermisch zu belasten. Für das parallele Verfahren des Strahls zur Schweißnaht während der Wärmebehandlung wurde eine Geschwindigkeit $v_{\text{Wärmen}}$ von nur 1 mm/s für die Zeit $t_{\text{Wärmen}}$ von 0,2 s genutzt. Parallel zu dieser rechteckigen Strahlauslenkung wurde die PFO-Optik, die an der Traverse der Portalanlage fixiert war, mit einer Geschwindigkeit v_{Traverse} von 5 mm/s parallel zur Schweißnaht verfahren, sodass diese Strahlbehandlung mit einer Auslenkfrequenz von ca. 2 Hz über den Prüfkörper gefahren wurde. Nach den Experimenten zeigte sich, dass die Mittelpunkte der Wärmebehandlungsspuren nicht bei den beabsichtigten programmierten Abständen $d_{y,b}$, sondern bei realen gemessenen Abständen von $d_{y,r}$ verliefen. Diese realen Abstände wichen bei der RLSK-Optik abhängig von der Größe um 13 % bis 15 % von dem beabsichtigten Abstand zwischen 15 mm und 30 mm ab. Bei der Nutzung der PFO-Optik war dieser Unterschied noch deutlicher messbar. Hier wiesen die realen Abstände in den Untersuchungen 17 % bis 30 % kleine Werte auf als die programmierten. Aus diesem Grund diente für die Auswertung der

Versuche mit den Scanneroptiken der real auf den Prüfkörpern gemessene Abstand $d_{y,r}$ zum Vergleich mit anderen Ergebnissen.

Für die Wärmebehandlung der beiden Seiten mit dem defokussierten Laserstrahl in zwei separaten Teilschritten wurde der Strahl einer konventionellen Laserschweißoptik ohne Scan-Funktion allein durch die Portalanlage mit 5 mm/s im seitlichen Abstand von 30 mm entlang der Schweißnaht über die Prüfkörper geführt. Im ersten Teilschritt wurde die eine Seite und im zweiten Teilschritt die andere Seite der Schweißnaht behandelt. Hierbei verfuhr das Wärmefeld der zweiten Seite entweder in der gleichen Vorschubrichtung oder entgegengesetzt der Wärmebehandlung der ersten Seite, wie schematisch in Abbildung 3.8 dargestellt.

Mit diesen Strahlpositionierungen und den gewählten Strahlradien wurden anschließend an den unterschiedlichen Prüfkörpern die nötigen Strahlleistungen für die benötigten Materialtemperaturen eingestellt.

3.3.4 Temperaturmessung

Für den Abgleich der Simulationsergebnisse mit den experimentellen Resultaten war neben den gleichen Strahlradien die Erzeugung ähnlicher Temperaturverteilungen während der Schweißung und der Nachbehandlung mit dem defokussierten Strahl nötig.

3.3.4.1 Elektronenstrahl

Für die Temperaturmessungen in den mit dem Elektronenstrahl bearbeiteten Prüfkörpern wurden Thermoelemente vom Typ K (Drahtdurchmesser 0,2 mm) in Kombination mit einem Yokogawa DL 708E-Messaufnehmer verwendet und zur Auswertung die Software Flexpro 8.0 genutzt. Hierbei wurden die Thermoelemente im Abstand von 2 mm, 4 mm, 6 mm, 8 mm usw. neben der Schweißnaht in fast durchgehenden Sacklochbohrungen ca. 0,3 mm unter der Prüfkörperoberseite positioniert. Die Temperaturen bei den Versuchen mit den Wärmefeldern wurden auf die gleiche Weise gemessen. Dabei wurden die Thermoelemente im Zentrum der Wärmefeldbehandlungspur angebracht und die Temperaturentwicklung, während das Wärmefeld über die Messstelle fuhr, aufgezeichnet. Zudem wurden bei einigen Versuchen die Temperaturen an der Prüfkörperoberseite zusätzlich mit einer Thermokamera gemessen, um eine Temperaturverteilung über den gesamten Prüfkörper aufzunehmen.

3.3.4.2 Laserstrahl

Für die Temperaturmessungen an den mit dem Laserstrahl behandelten Prüfkörpern wurden ebenfalls Thermoelemente vom Typ K (Drahtdurchmesser 0,13 mm) gekoppelt mit einem Messverstärker QuantumX MX1609 (Hottinger Baldwin Messtechnik GmbH) sowie einem Laptop mit der Aufnahme- und Auswertesoftware catman verwendet. Zudem wurden bei den Versuchen mit dem defokussierten Laserstrahlen die erreichten Temperaturen an

der Prüfkörperoberseite mittels der IR-Kamera VarioCAM high resolution in Verbindung mit der Aufnahme- und Auswertesoftware IRBIS 3 professional (beides InfraTec GmbH) gemessen. So wurden die Thermoelemente in verschiedenen Distanzen (1 mm; 1,5 mm; 2 mm; 3 mm; 4 mm; 6 mm; 7 mm) zur beabsichtigten Schweißnahtmitte auf der Prüfkörperober- und -unterseite der S355J2+N- und der X8CrMnNi19-6-3-Prüfkörper angebracht und das zeitliche Temperaturprofil an diesen Stellen während des Schweißens mit einer Laserstrahlleistung von 3,8 kW und einer Schweißgeschwindigkeit von 33,3 mm/s gemessen. Für die Einstellung der Laserstrahlleistungen, die für die Wärmefeldbehandlung nötig ist, mussten die Temperaturen auf der Blechoberseite im Mittelpunkt der Wärmebehandlung gemessen werden. Für diese Messungen wurden die zwei verschiedenen Messmethoden simultan genutzt.

3.3.5 Eigenspannungsmessung

Als Eigenspannungsmessverfahren diente die Röntgendiffraktometrie mit dem Röntgenstrahl einer $\text{Cr}_{\text{K}\alpha}$ -Röntgenröhre ($\lambda=0,229 \text{ nm}$ [109]; Eindringtiefe der Röntgenstrahlung bei ferritischen Stählen rund $5,8 \mu\text{m}$ [110]). Zur röntgenographischen Untersuchung der Eigenspannungen in den Prüfkörperoberflächen wurde das Xstress 3000 mit dem Goniometer G3 (siehe Abbildung 3.14) genutzt, das die Eigenspannungen über die $d\text{-sin}^2\psi$ -Methode [109], [111] bzw. nach dem modifizierten ψ -Verfahren nach DIN EN 15305 mit der Kreuzkorrelation [110] bestimmt.



Abbildung 3.14: Xstress 3000 G3 zur röntgenographischen Messung der Eigenspannungen (hier an einem S355J2+N-Prüfkörper 200 mm x 200 mm x 5 mm)

Für die Messung wurde ein Kollimator mit einem Durchmesser von 1 mm genutzt. Der Messabstand betrug 50 mm. Zur Kalibrierung des Goniometers wurde für die ferritischen Prüfkörper ein annähernd spannungsfreies Kalibrierpulver aus ferritischen Stahl genutzt, bei dem der charakteristische Reflexionspeak 2θ bei $156,084^\circ$ an der Gitterebene $\{211\}$ im kubischraumzentrierten Kristallgitter liegt [112]. Für die Kalibrierung des Diffraktometers vor

den Eigenspannungsmessungen an dem austenitischen Werkstoff an der Gitterebene {200} mit dem Glanzwinkel von $128,78^\circ$ wurde ein Nickel-Pulver, dessen Reflexionspeak an der gleichen Gitterebene (beide kubischflächenzentrierte Kristallgitter) bei $133,533^\circ$ registriert wird [112], verwendet. Die zwei MOS-Linearabbildungsdetektoren wurden für die Kalibrierung und die Messungen an diesen Glanzwinkeln 2θ positioniert. Als Neigungswinkel ψ wurden -45° , $-37,8^\circ$, -30° , $-20,7^\circ$, 0° , $20,7^\circ$, 30° , $37,8^\circ$ und 45° verwendet. Die Einschaltzeit betrug 20 s. Der Röntgenstrahl wurde mit einer Spannung von 30 kV und einer Stromstärke von 6,8 mA erzeugt.

3.3.6 Bestimmung der Ferrit-/Martensitgehalte

Zur Untersuchung einer Gefügeänderung mittels der Analyse der Umwandlung Austenit-Martensit wurde mit einer optischen Bildanalyse (Bildverarbeitungsprogramm A4i Analysis) sowie mit Messungen mit einem dem Ferritoscope MMS der Fa. Helmut Fischer GmbH & Co. KG (Messung der Stärke eines induzierten Magnetfeldes) im Grundwerkstoff und in der Schweißnaht durchgeführt.

3.3.7 Messung der Verzüge

Die Längs- und Querverzüge Δz_L bzw. Δz_Q der Prüfkörper wurden nach dem Schweißen und nach der Wärmebehandlung an ausgewählten Prüfkörpern mit einer Messuhr gemessen.

3.4 FEM-Simulation der Schweißversuche

Um das Problem für die FEM-Simulation zu vereinfachen wurde eine ideale Werkstückgeometrie der quadratischen Prüfkörper mit 200 mm Kantenlänge ohne Berücksichtigung von geometrischen Abweichungen genutzt. Gefügeinhomogenitäten wurden nicht berücksichtigt, ebenso wenig wie die herstellungsbedingte Vorgeschichte des Bauteils. Komplex zu beschreibende Einspannwerkzeuge und Kontaktflächen wurden aufgrund der bedeutend höheren Rechenzeiten und der unbekannten Randbedingungen, wie dem Reibungskoeffizienten und der Spannkraft, vernachlässigt. So ging das Modell von einem spannungsfreien nicht verfestigten Werkstück mit homogenen und isotropen Werkstoffkennwerten aus.

Simuliert werden sollte das Schweißen mit einem Schweißstrahl hoher Leistungsdichte ($>1000 \text{ kW/cm}^2$) sowie die nachträgliche thermische Behandlung mit Strahlleistungsdichten von ca. 1 kW/cm^2 an einem I-Stoß von zwei werkstoffgleichen ebenen Blechen (200 mm lang und 100 mm breit). Hierbei sollten die Wärmebehandlungsstrahlen mit dem Strahlradius r dem Schweißprozess in einem longitudinalen d_x bzw. zeitlichen Abstand t_x und mit einem seitlichen Abstand d_y zur Schweißnaht, wie in Abbildung 3.1 und in Abbildung 3.3 dargestellt, folgen. Für die transiente thermomechanische Berechnung wurden ein thermisches und ein mechanisches Modell sowie ein Werkstoffmodell mit

thermomechanischen Werkstoffparametern genutzt. Zudem mussten die Werkstückgeometrie und die Wärmequellen modelliert werden.

3.4.1 Modellierung und Vernetzung des Werkstücks

Für die Schweißquelle wurde ein zweidimensionales Modell des Prüfkörpers in Form einer Draufsicht, wie in Abbildung 3.3 dargestellt, auf die zu verschweißenden Prüfkörper aus Richtung der Schweißoptik angenommen. Für die nachlaufenden Wärmefelder spiegelt dieses zweidimensionale Modell den Fall wider, dass über die gesamte Blechdicke, die gleiche Temperaturverteilung auftritt. Das zweidimensionale Modell ermöglicht für eine qualitative Analyse der Einflussparameter einen effektiven Kompromiss, da mittels der Simulation die geometrischen Parameter (d_x bzw. t_x , d_y , r) für dieses Verfahren untersucht werden sollten und das Ziel die Eingrenzung der Parameter für die Experimente war. Für die Strukturmechanik stellt das zweidimensionale Modell einen ebenen Spannungszustand dar. In der Schweißnahtmitte konnte zudem eine Symmetrierandbedingung, wie in Abbildung 3.15 gezeigt, definiert werden. Hier liegt eine Spiegelsymmetrie der Blechgeometrie, der Wärmequellen sowie der mechanischen Kräfte vor. Somit wurde nur ein Blech (200 mm lang und 100 mm breit) simuliert.

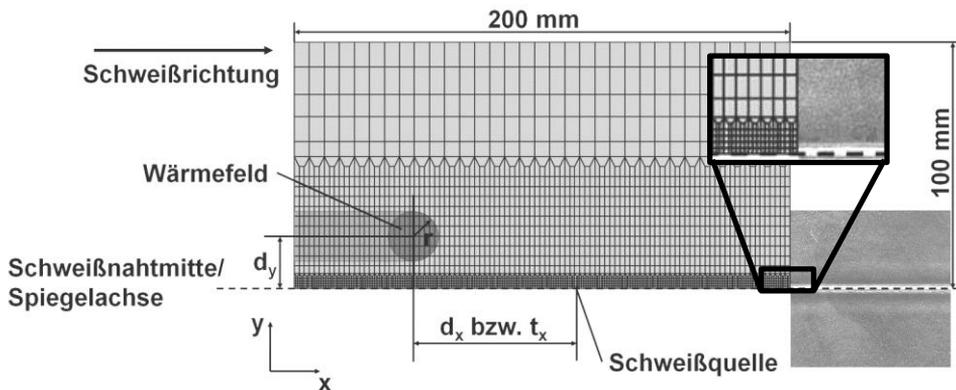


Abbildung 3.15: Vergleich der FEM-Vernetzung mit schematischer Darstellung (≈ 3000 Elemente) der geometrischen Parameter für die nachlaufenden Wärmefelder (links), Elektronenstrahl-Blindnaht ohne nachlaufende Wärmefelder an S355J2+N Blechdicke 5 mm (rechts, maßstabsgetreu zur FEM-Vernetzung) und Detailbild des Nahtbereiches (schwarz umrahmt)

In der Schweißnahtmitte wurde der Freiheitsgrad orthogonal zur Schweißkante gleich Null gesetzt, um eine Verschiebung der Elemente an der Schweißkante in die orthogonale Richtung zu unterbinden (Schweißspalt gleich 0 mm), was in der Realität einer Blindnaht oder einer gehefteten Naht entspricht. Wie Abbildung 3.15 zeigt wurde aufgrund der zu erwartenden Temperaturgradienten eine Vernetzung mit drei unterschiedlichen Elementgrößen genutzt. In Tabelle 3.12 sind die drei unterschiedlichen Größen nach dem

Abstand von der Schweißnaht dimensioniert. Durch die Verwendung größerer Elemente (Gesamtzahl ≈ 3000) konnte die Rechenzeit (≈ 10 Stunden) und die Datenmenge (≈ 15 GB) der Simulationsrechnung reduziert werden.

Tabelle 3.12: Zur Simulation verwendete Elementgrößen

Abstand der Elemente zur Schweißnaht in mm	Elementgröße in mm x mm
<5	0,7 x 1,1
5<y<50	2,0 x 3,2
>50	6,0 x 9,7

3.4.2 Werkstoffmodell

3.4.2.1 S355J2+N

Für das Werkstoffmodell des S355J2+N wurden die Hochtemperaturkennwerte aus der Werkstoffdatenbank der FE-Software SYSWELD genutzt [75], [113]. In Abbildung 3.16 und in Abbildung 3.17 sind die zur Berechnung genutzten temperaturabhängigen Werkstoffkennwerte graphisch dargestellt.

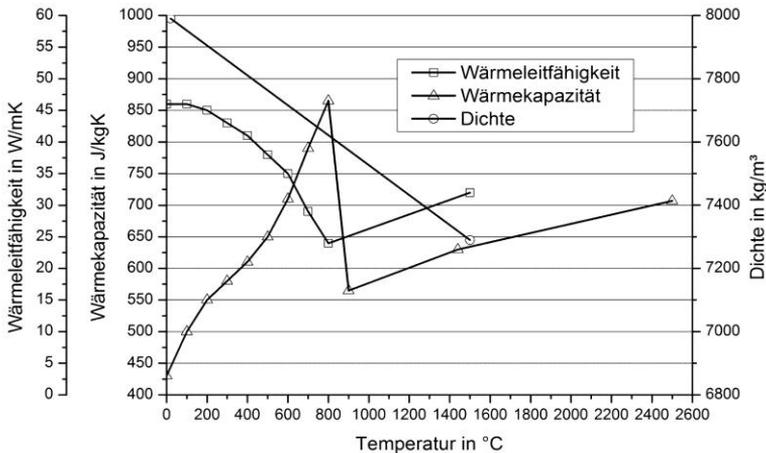


Abbildung 3.16: Thermophysikalische Werkstoffkennwerte des S355J2+N, aufbereitet für die numerische Schweißsimulation [113]

In der Schweißnaht entsteht infolge des Schweißprozesses und den daraus folgenden großen Abkühlgeschwindigkeiten ein martensitisches Gefüge. Aus diesem Grund wurde für die mechanische Berechnung neben der Dehngrenze für das ferritische Gefüge auch die temperaturabhängige Dehngrenze des martensitischen Gefüges berücksichtigt, siehe Abbildung 3.18 und Abbildung 3.19. Die Gefügeaufhärtung wurde dabei durch eine

3 Versuchsdurchführung

Änderung der Werkstoffeigenschaften von Ferrit zu Martensit bei einer Überschreitung der Elementtemperatur von 740 °C ausgelöst [114].

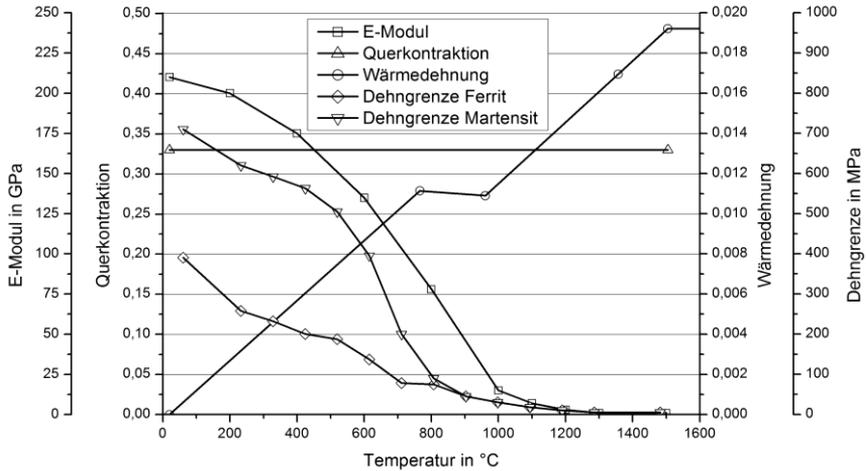


Abbildung 3.17: Thermomechanische Werkstoffkennwerte des S355J2+N, aufbereitet für die numerische Schweißsimulation [113]

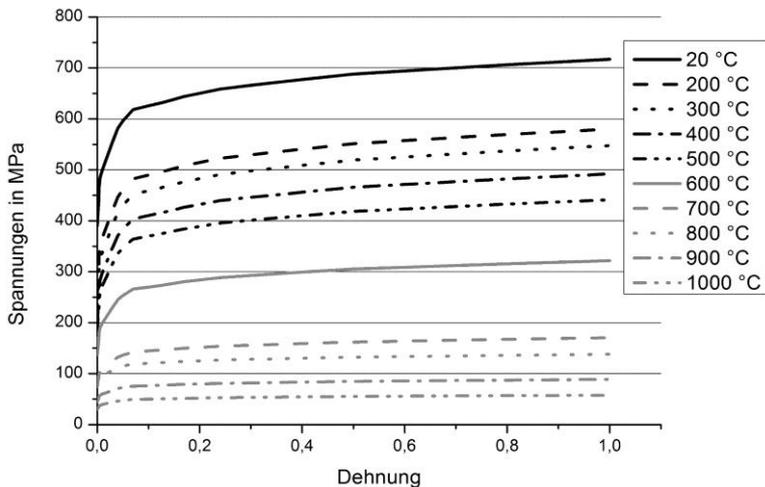


Abbildung 3.18: Warmzugkurven des S355J2+N für das ferritische Gefüge, aufbereitet für die numerische Schweißsimulation [113]

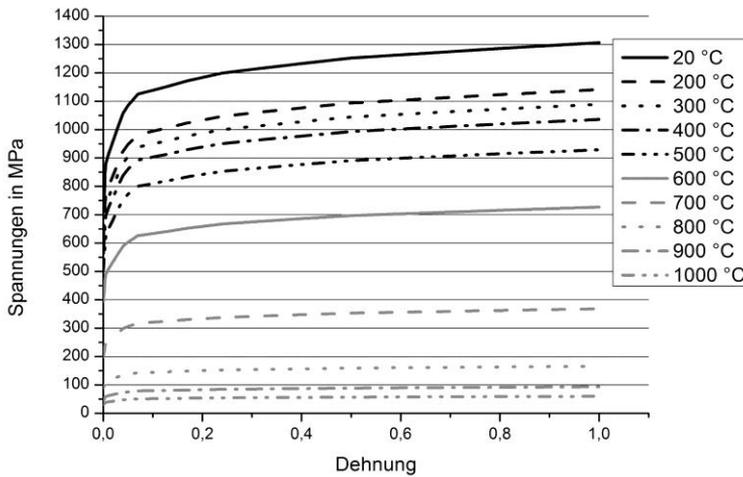


Abbildung 3.19: Warmzugkurven des S355J2+N für das martensitische Gefüge, aufbereitet für die numerische Schweißsimulation [113]

3.4.2.2 X8CrMnNi19-6-3

Die zur Simulation verwendeten thermophysikalischen und thermomechanischen Werkstoffkennwerte des X8CrMnNi19-6-3 basieren auf den Messergebnissen von Schwenk [75] und sind in Abbildung 3.20 und in Abbildung 3.21 dargestellt. Die temperaturabhängigen Fließkurven in Abbildung 3.22 nach Schwenk [75] ermöglichen die Berücksichtigung des Verfestigungsverhaltens bei Deformation.

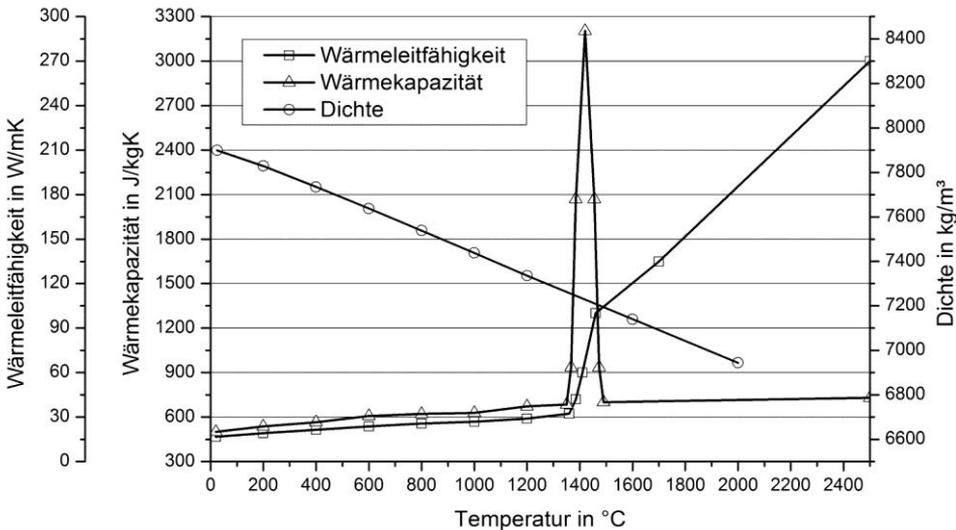


Abbildung 3.20: Thermophysikalische Werkstoffkennwerte des X8CrMnNi19-6-3, aufbereitet für die numerische Schweißsimulation [75]

3 Versuchsdurchführung

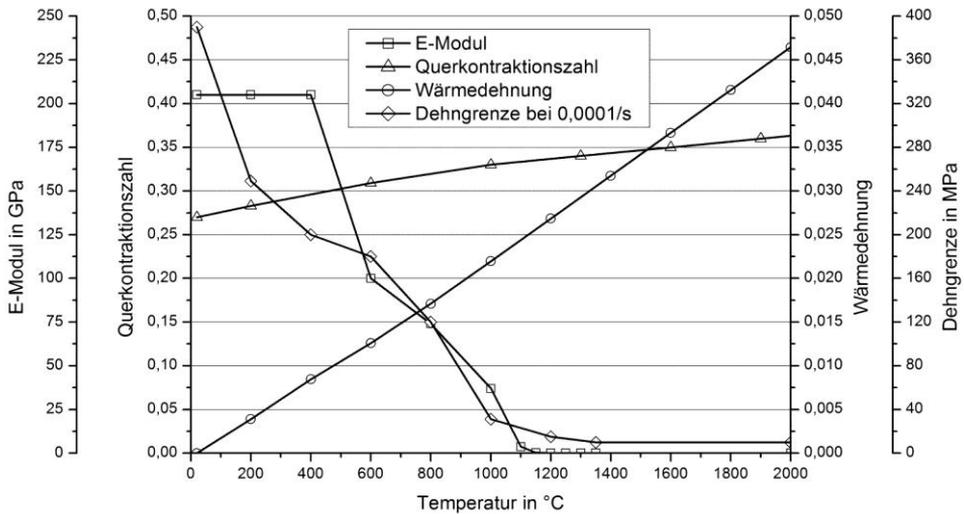


Abbildung 3.21: Thermomechanische Werkstoffkennwerte des X8CrMnNi19-6-3, aufbereitet für die numerische Schweißsimulation [75]

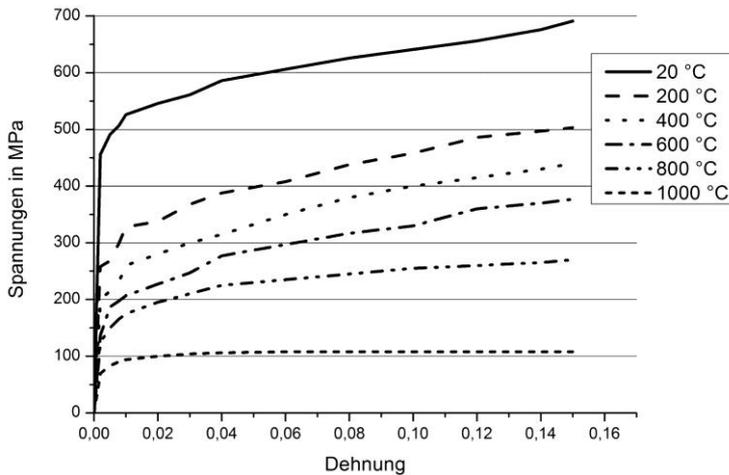


Abbildung 3.22: Experimentell ermittelte Warmzugkurven des X8CrMnNi19-6-3, gemessen mit einer Dehnrage von 0,05/s [75]

3.4.3 Berechnung des Temperaturfeldes

Für die Simulation war es zudem nötig, die Schweiß- und Wärmefeldenergien durch zeitlich veränderliche und linear bewegte Wärmequellen zu modellieren. In der genutzten zweidimensionalen Simulation wurde die Schweißwärmequelle als zweidimensionale Flächenquelle gemäß einer Gauß-Normalverteilung nach Formel 3.1 [1] in der Ebene eingebracht.

$$q(x, y) = \frac{3q}{\pi r_{0,05}^2} \exp\left[-\frac{3(x^2+y^2)}{r_{0,05}^2}\right] \quad (3.1)$$

$q(x, y)$	ortsabhängige Wärmeleistung in der Ebene
q	Gesamtwärmeleistung
$r_{0,05}$	Quellradius, bei dem die Leistungsdichte auf 5 % abfiel
$x_{0,05}, y_{0,05}, z_{0,05}$	Halbachsen, bei denen die Leistungsdichte auf 5 % abfiel

Die Strahlleistungen der defokussierten Wärmefelder wurden gleichmäßig über Radius und nicht als Gaußsche Verteilung auf das simulierte Bauteil aufgebracht.

Zu Beginn der Berechnung wurde die Ausgangstemperatur des modellierten Bauteils auf 20 °C gesetzt. Der Wärmeübergang zwischen Bauteil und Umgebung durch Konvektion wurde nicht berücksichtigt (adiabates Modell). Auflager und sonstige konstruktive Elemente, welche die Wärmeableitung beeinflussen, wurden ebenfalls nicht in Betracht gezogen.

Für die transiente Simulation wurden die Wärmequellen für jeden Berechnungsschritt als Funktion der Schweißgeschwindigkeit und der Zeitschrittweite über das modellierte Bauteil geführt. Hierbei waren für den Schweißprozess aufgrund der sehr kleinen Schweißquelle (0,27 mm Wärmequellenradius) 450 Zeitschritte zu verwenden, um eine punktuelle Wärmeeinbringung zu vermeiden und eine kontinuierliche Schweißnaht zu simulieren. Bei longitudinalen Abständen größer 200 mm konnte die Zeitschrittweite nach erfolgter Schweißung für die nachlaufenden Wärmefelder vergrößert werden, da sie größere Radien als die Schweißquelle (rund 20 mal größer) aufweisen und so auch bei 150 größeren Zeitschritten ein gutes Konvergenzverhalten zeigten. Dies sparte nicht nur Speicherkapazität, sondern vor allem Rechen- und Speicherzeit. Nachdem die nachlaufenden Wärmefelder das Bauteil abgefahren hatten, wurde der Werkstoff in 47 Berechnungsschritten über eine simulierte Zeit von rund 8000 s abgekühlt.

3.4.4 Berechnung der Spannungen

Nach der Berechnung des Temperaturfeldes wurde über die Ergebnisse der Temperaturverteilung das mechanische Modell berechnet. Diese Berechnung erfolgte im gleichen Simulationsschritt wie die Berechnung des Temperaturfeldes bevor mit dem nächsten Schritt fortgefahren wurde. Als Randbedingung wurde an der Schweißkante eine orthogonal zu ihr mögliche Verschiebung unterbunden, indem der translatorische Freiheitsgrad für Verschiebungen in y-Richtung für die Knoten an der Schweißkante (vgl. Abbildung 3.15) auf den Wert Null gesetzt wurde. Somit wurde ein Auseinanderdriften der Bauteilkanten entlang der Schweißkante verhindert. An die Knoten an der gegenüberliegenden Außenkante wurden die translatorischen Freiheitsgrade für Verschiebungen in x,y,z-Richtung auf den Wert Null gesetzt, was eine ideal feste Einspannbedingung darstellt.

3.4.5 Simulationsprogramm

In Tabelle 3.13 sind die in den Simulationen verwendeten Prozessparameterbereiche aufgelistet. Ziel dieses Simulationsprogrammes ist die Bewertung der Wirkung der Verfahrensparameter auf die Spannungsreduktion in der Schweißnaht sowie die Ableitung eines Funktionsmodelles, dass die Spannungsbeeinflussung in der Naht veranschaulicht. Zudem wird die FEM-Simulation im Vorfeld der experimentellen Untersuchungen genutzt, um für die Experimente geeignete Prozessparameterbereiche abzustecken.

Tabelle 3.13: Simulationsprogramm mit den getesteten Verfahrensparameterbereichen

Werkstoff	r in mm	v _{WF} in mm/s	d _y -Bereich in mm	Int in W/cm ²	d _x in mm
S355J2+N	6,5; 10; 15	2,5; 5; 15	r+0...43	300-1500	35-600
X8CrMnNi19-6-3				300-1100	

Des Weiteren wird der Einfluss der temperaturabhängigen Werkstoffeigenschaften (Streckgrenze, thermische Ausdehnung/Schrumpfung und Wärmeleitung) auf die Spannungen in der Schweißnaht und die Verfahrensparameter betrachtet. Tabelle 3.14 listet die diesbezüglich verwendeten Vielfache der Werkstoffeigenschaften des S355J2+N auf, die einzeln auf ihre Wirkung untersucht wurden.

Tabelle 3.14: Simulationsprogramm für die Untersuchung des Einflusses ausgewählter Vielfacher der Werkstoffeigenschaften des S355J2+N auf die Spannungen in der Schweißnaht (Zahlenwerte stehen für die Vielfachen der jeweiligen Werkstoffeigenschaft des S355J2+N)

Werkstoff	Streckgrenze	Thermische Ausdehnung	Wärmeleitfähigkeit
S355J2+N	1	0,5	0,1
	2	1	0,5
	3	2	1

Die doppelte Streckgrenze repräsentiert hierbei beispielhaft höherfeste Stähle wie die Gruppe der S690-Baustähle. Für die Simulationen mit der vierfachen Streckgrenze stellen die ultrahochfesten Stähle mit Streckgrenzen von 1000 MPa und höher Vergleichsmaterialien dar. Die halbe Wärmedehnung des S355J2+N zeigt sich zum Beispiel bei Gusseisen. Die zweifache Wärmedehnung weisen zum Beispiel die 5xxx- und 6xxx-Aluminiumlegierungen oder auch Magnesiumlegierungen auf. Die halbe Wärmeleitfähigkeit des S355J2+N ist vergleichbar mit der Wärmeleitfähigkeit hochlegierter Stähle. Ein Zehntel der Wärmeleitfähigkeit des S355J2+N wurde zur qualitativen Untersuchung für sehr schlecht wärmeleitende Werkstoffe genutzt. Diese Leitfähigkeit liegt gering unter der von Bismut oder Quecksilber und ist eher bei anorganisch nicht-metallischen Werkstoffen anzutreffen und wird nur noch von den organischen Werkstoffen unterboten.

Da bei den im Vergleich zum Elektronenstrahl geringeren möglichen Frequenzen bei der Laserstrahlauslenkung die Naht mit ca. 20 % der Laserstrahlenergie während der Wärmebehandlung direkt bestrahlt wird (bei der Elektronenstrahlauslenkung ist dieser Betrag $<1\%$), wurde dieser Einfluss der direkten Strahlungsbelastung der Naht qualitativ durch eine Simulationen mit einer zusätzlichen wandernden Wärmequelle mit der gleichen rechteckigen Leistungsdichteverteilung, die auch für die Wärmefelder genutzt wurde, untersucht. Der Radius dieser Wärmequelle entsprach dem Abstand der Schweißnaht zur Wärmebehandlungszone ($r_{zQ}=d_y-r$). Als Wärmefeldleistung wurde die partielle Laserleistung P_{zQ} von 20 % genutzt, die in diesem Bereich zwischen den Wärmebehandlungspuren in das Material floss.

Eine Möglichkeit der Wärmebehandlung, die nicht experimentell mit den zur Verfügung stehenden Strahlschweißanlagen durchführbar war, war die gleichzeitige und gleichmäßige Erwärmung auf der gesamten Wärmebehandlungsspur der Länge von 200 mm. Die FEM-Simulation bot hier die hohen Wärmefeldleistungen, die für eine solche großflächige Behandlung, wie sie schematisch in Abbildung 3.23 dargestellt ist, nötig wären. In Simulationen mit der Erwärmung einer 20 mm breiten Behandlungsspur über 4 Sekunden auf Temperaturen von rund $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ wurden bereits 17 kW an Wärmeleistung benötigt. Für die prozesstechnischen Wirkungsgrade des Elektronen- bzw. Laserstrahls von rund 25 % und infolge des verwendeten Halbmodells wäre im Experiment eine Strahlleistung von rund 140 kW nötig.

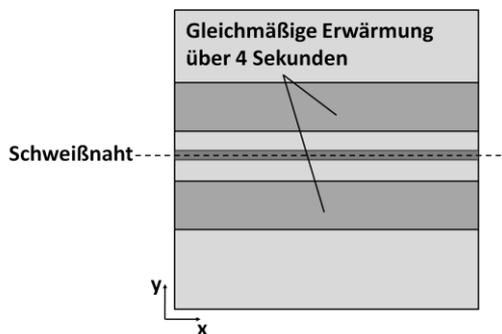


Abbildung 3.23: Schematische Darstellung der gleichmäßigen Wärmebehandlung zu beiden Seiten der Schweißnaht nach dem Schweißprozess über die gesamte Nahtlänge

Da die Stahlanlagen und Scanneroptiken nur Leistungen von rund 10 kW bereitstellen konnten, eine Erwärmung mit diesen Leistungen auf die gewünschten Temperaturen rund eine Minute dauern und das ganze Bauteil inklusive der Schweißnaht infolge der thermischen Konduktion sehr stark erwärmen würde, war eine solche Wärmeeinbringung nicht experimentell untersuchbar.

3 Versuchsdurchführung

Zur Simulation wurden für die wandernde sowie für eine stehende Wärmequelle, die Prozessparameter verwendet, die zu den geringsten Restlängsspannungen in den Schweißnähten führten. Für die wandernde Wärmequelle mit einem Radius von 10 mm und einer Vorschubgeschwindigkeit von 5 mm/s wurde ein seitlicher Abstand der Wärmebehandlung zur Schweißnaht von 23 mm genutzt. Für die gleichzeitige Materialerwärmung über die gesamte Prüfkörperlänge über 4 s wurde ein seitlicher Abstand von 25 mm verwendet.

4 Ergebnisse

Bevor die experimentellen Untersuchungen durchgeführt wurden, diente die FEM-Simulation zur Eingrenzung der variablen Prozessparameter im Experiment. Zudem boten die Simulationsergebnisse die Möglichkeit, den Prozess des Spannungsabbaus in der Schweißnaht zu verstehen und ein Funktionsmodell zu erstellen, mit dem die Beeinflussung der Spannungen in der Schweißnaht anschaulich erläutert werden kann.

Infolge der in Abschnitt 2.1 erläuterten im Vergleich zu den Längseigenstressungen geringen Quereigenstressungen in strahlgeschweißten Nähten, die sich auch in den Messergebnissen einer elektronenstrahlgeschweißten Naht an einem S355J2+N-Prüfkörper in Abbildung 4.1 zeigen, werden für den folgenden Abschnitt nur die Längseigenstressungen betrachtet. Diese Messergebnisse zeigen zudem die bereits in Abschnitt 3.1.1 vorausgesagten Schweißnahtspannungen oberhalb der Werkstoffstreckgrenze.

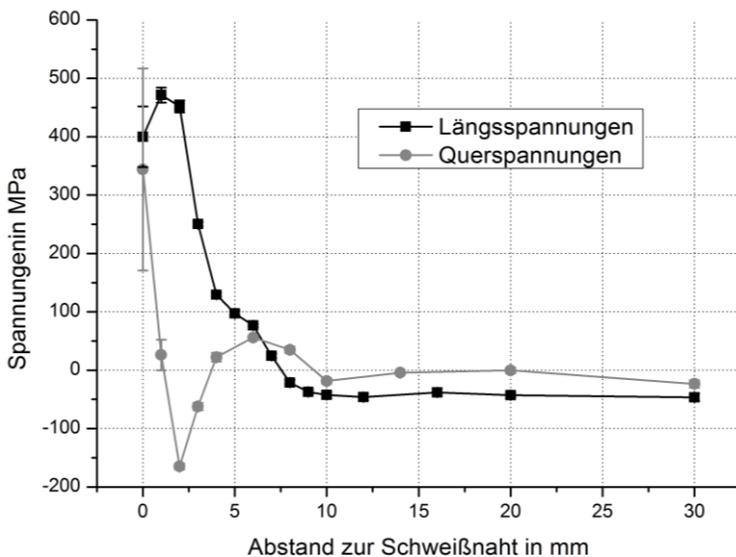


Abbildung 4.1: Experimentell gemessene Spannungsprofile der Längs- und Quereigenstressungen in einer elektronenstrahlgeschweißten Naht ($P_{SN}=6,1$ kW, $v_{SN}=15$ mm/s) an einem S355J2+N-Prüfkörper

4.1 FEM-Simulation

4.1.1 Schweißnahtsimulation

In Abbildung 4.2 und in Abbildung 4.3 sind die Temperaturverläufe während der Schweißsimulation an einem S355J2+N- sowie an einem X8CrMnNi19-6-3-Prüfkörper zu sehen. Die Abstände der Messpunkte zur Schweißnaht sind den Legenden zu entnehmen. Mit den verschiedenen Strahlschweißanlagen (Elektronenstrahlschweißanlage, 5kW-Faserlaser und 16kW-Scheibenlaser) wurden lineare Blindnähte an den quadratischen Prüfkörpern (Grundfläche: 200 mm x 200 mm) in den Experimenten erstellt. Die experimentellen Schweißparameter wurden ebenso für die FEM-Simulation genutzt. In den Längsspannungsprofilen in Abbildung 4.4 ist zu erkennen, dass mit diesem FEM-Modell die Eigenspannungen in der Naht des S355J2+N für alle drei Schweißparametersätze zwischen 550 MPa und 580 MPa liegen. Für den X8CrMnNi19-6-3 in Abbildung 4.5 liegen die Nahtspannungen für die drei auch in den experimentellen Untersuchungen verwendeten Schweißparametersätzen zwischen 315 MPa und 330 MPa.

In der Abbildung 4.6 ist die Vergleichsdehnung in der Schweißnaht des X8CrMnNi19-6-3 von 0,11 dargestellt, welche für eine verformungsbedingte Verfestigung für diesen Werkstoff eine Rolle spielt.

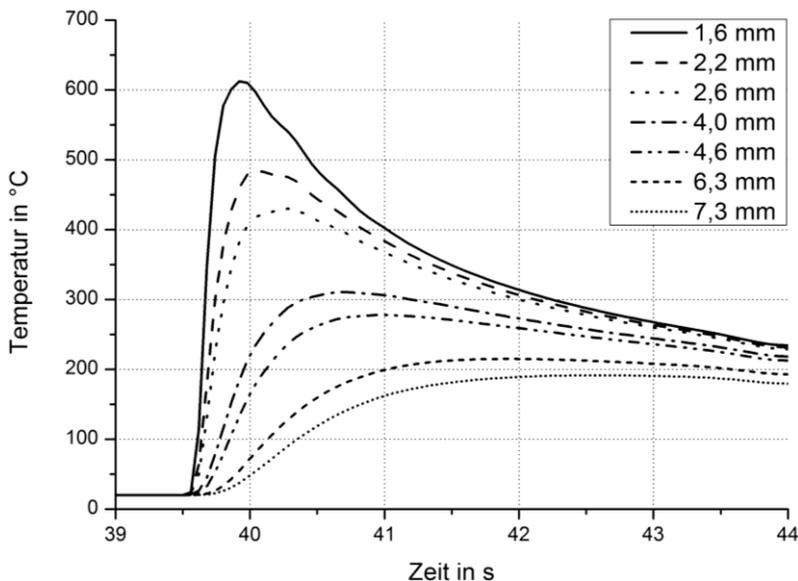


Abbildung 4.2: Simulationsergebnisse der Temperaturverläufe im angegebenen Abstand quer zur Schweißnaht während des Schweißens ($P_{SN}=3,8$ kW, $v_{SN}=33,3$ mm/s) an einem S355J2+N-Prüfkörper

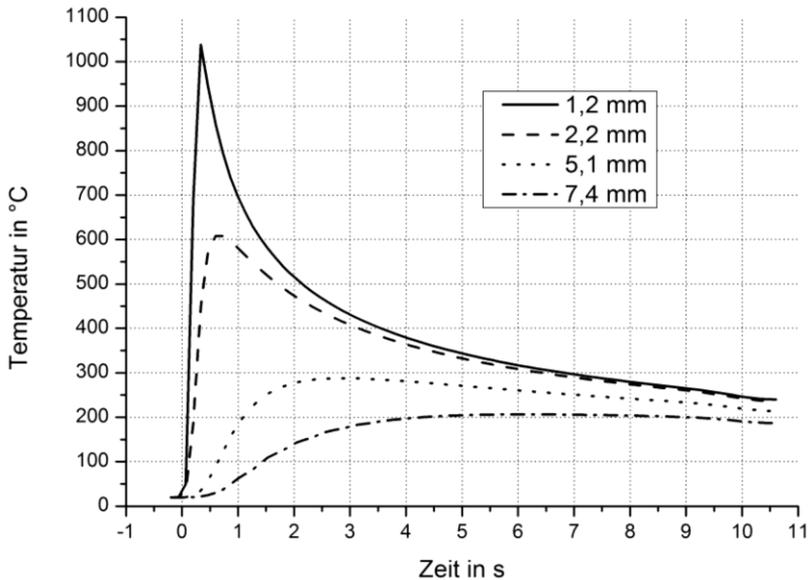


Abbildung 4.3: Simulationsergebnisse der Temperaturverläufe im angegebenen Abstand quer zur Schweißnaht während des Schweißens ($P_{SN}=3,8$ kW, $v_{SN}=33,3$ mm/s) an einem X8CrMnNi19-6-3-Prüfkörper

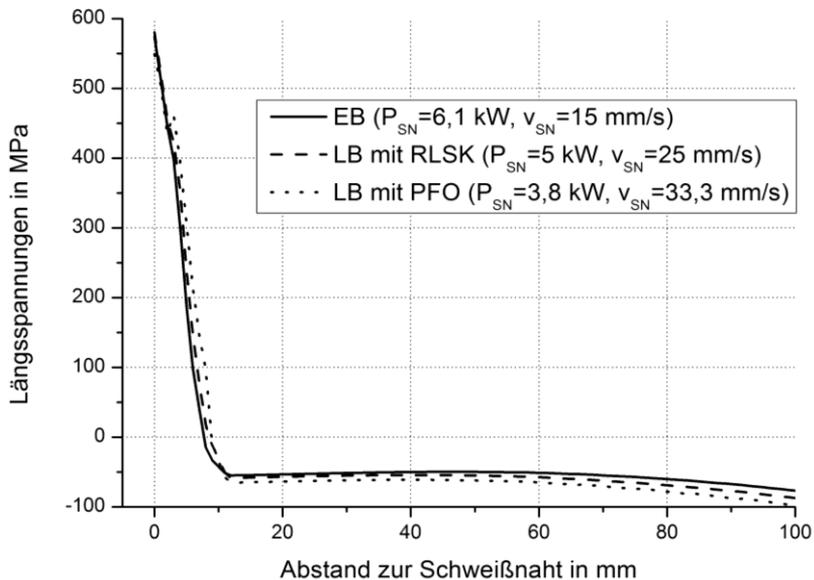


Abbildung 4.4: Simulationsergebnisse der Längsspannungsprofile strahlgeschweißter Nähte infolge des Schweißens mit dem Elektronenstrahl EB und dem Laserstrahl LB an einem S355J2+N-Prüfkörper (als Parameter wurden die in den Experimenten verwendeten Schweißparameter genutzt)

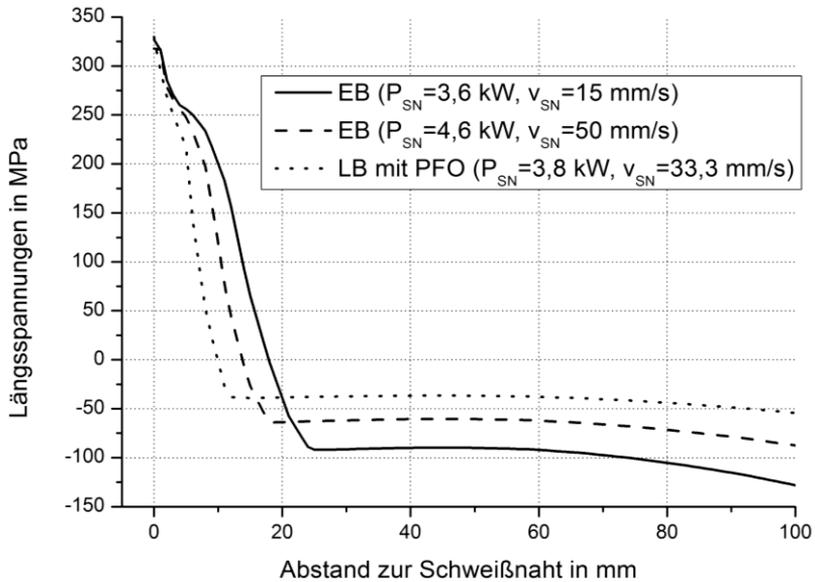


Abbildung 4.5: Simulationsergebnisse der Längsspannungsprofile strahlgeschweißter Nähte infolge des Schweißens mit dem Elektronenstrahl EB und dem Laserstrahl LB an einem X8CrMnNi19-6-3-Prüfkörper (als Parameter wurden die in den Experimenten verwendeten Schweißparameter genutzt)

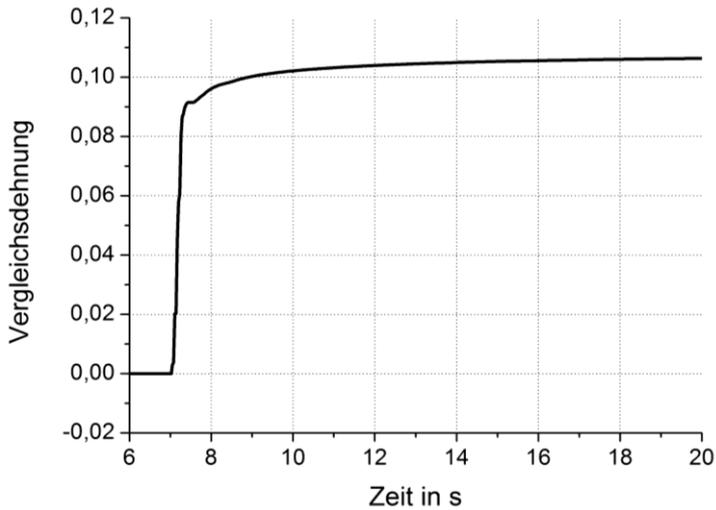


Abbildung 4.6: Simulierte Vergleichsdehnung in der Schweißnaht des X8CrMnNi19-6-3

4.1.2 Ergebnisse zum Mechanismus der Spannungsreduktion

Für die Untersuchung des Spannungsabbaus mit diesem Verfahren diente die Darstellung der Temperatur-, Längsspannungs- und der plastischen Dehnungsprofile über die Prozesszeit an drei unterschiedlichen Stellen im simulierten Material. In Abbildung 4.7 sind diese Profile von einem Simulationsbeispiel eines geschweißten und anschließend mit dem defokussierten Strahl ($r=10\text{ mm}$, $d_y=27\text{ mm}$, $d_x=200\text{ mm}$, $v_{WF}=5\text{ mm/s}$ und $T_{WF,max}\approx 800\text{ °C}$) nachbehandelten S355J2+N-Prüfkörpers dargestellt. Die Profile wurden in der Schweißnaht ($x=100\text{ mm}$, $y=0\text{ mm}$), in dem Bereich zwischen der Schweißnaht und dem wärmebehandelten Bereich ($x=100\text{ mm}$, $y=9\text{ mm}$) sowie im Zentrum der Wärmebehandlung ($x=100\text{ mm}$, $y=27\text{ mm}$) aufgenommen. Diese drei Punkte befinden sich somit in Längsrichtung in der Mitte des Prüfkörpers.

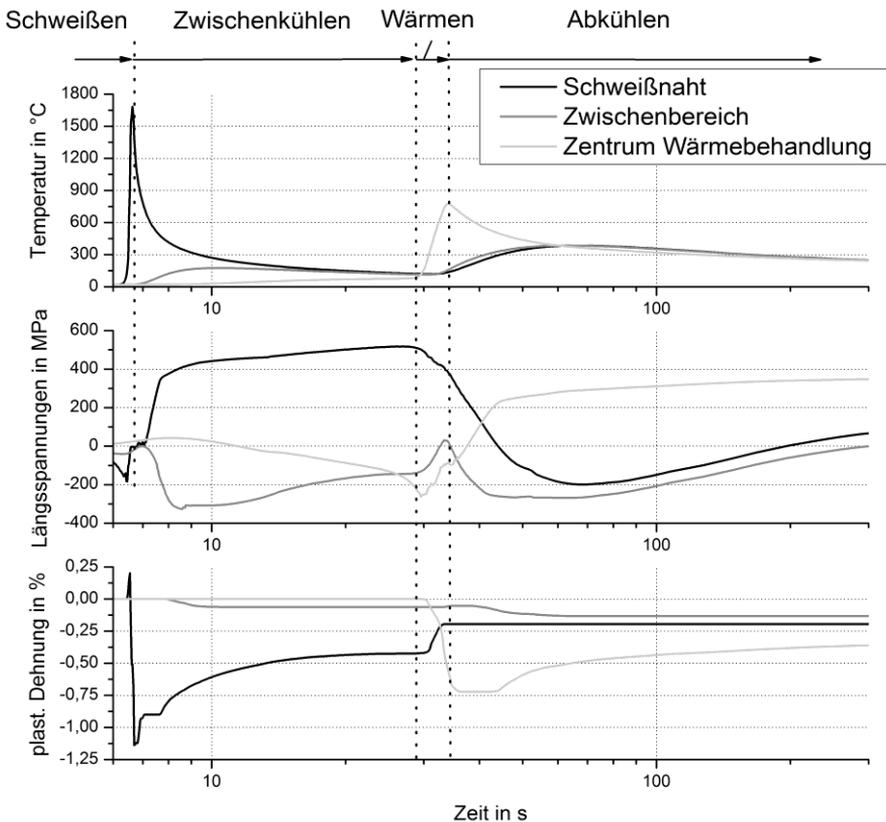


Abbildung 4.7: Simulierte Temperatur-, Längsspannungs- und plastische Dehnungsprofile über die Prozesszeit in drei unterschiedlichen Positionen durch die Wärmebehandlung am Werkstoff S355J2+N ($r=10\text{ mm}$, $d_y=27\text{ mm}$, $d_x=200\text{ mm}$, $v_{WF}=5\text{ mm/s}$ und $T_{WF,max}\approx 800\text{ °C}$)

4 Ergebnisse

Aus Abbildung 4.7 ist für $t < 30$ s zu sehen, dass nach dem Schweißen sehr hohe Längsspannungen in der Naht entstehen und die Naht plastisch gedehnt wird. In dem Material direkt neben der Schweißnaht liegen Druckspannungen von rund 140 MPa vor. Mit Beginn der Wärmebehandlung (Wärmen bei $t > 30$ s) und der thermischen Ausdehnung der behandelten Bereiche wird die Schweißnaht nochmals sprunghaft um 0,25 % plastisch gedehnt. In den auf mehrere hundert Grad Celsius erwärmten Zonen relaxieren die erzeugten Druckspannungen (siehe Abbildung 4.7 für $30 \text{ s} < t < 33 \text{ s}$ im Abstand von $d_y = 27 \text{ mm}$). Gleichzeitig entstehen in diesem Bereich geringe plastische Deformationen von rund 0,75 %. Während dieser Relaxation bauen sich auch die hohen Längsspannungen in der Naht ab. Beim Abkühlen der wärmebehandelten Bereiche kehren sich die nicht relaxierten Restdruckspannungen zu Zugspannungen um. Simultan dazu entstehen hohe Druckspannungen von ca. 270 MPa in dem Bereich zwischen der Schweißnaht und der erwärmten Zone. Dieser Zwischenbereich wird zudem plastisch gestaucht.

Der Spannungsabbau in der Schweißnaht zeigt sich bis zum Zeitpunkt von ca. 60 Sekunden. Zu diesem Zeitpunkt weisen alle drei Bereiche eine ähnliche Temperatur von rund 380 °C auf. Beim weiteren Abkühlen zeigt sich ein Anstieg der Längsspannungen in allen drei Bereichen. Hierbei liegen die errechneten Längsspannungen in der Naht am Ende der Simulation bei rund 107 MPa. Eine simulierte Schweißung ohne nachträgliche thermische Behandlung führt zu Längsspannungen in der Naht von rund 580 MPa.

In der Abbildung 4.8 sind die Temperatur- und Spannungsprofile von zwei weiteren Simulationsbeispielen gezeigt. Hierbei sollen diese Beispiele zeigen, welche Wirkung ein zu kleiner bzw. ein zu großer seitlicher Abstand d_y der Wärmebehandlung zur Schweißnaht auf die Spannungsreduktion haben kann. Bei beiden Beispielen mit einem seitlichen Abstand von 18 mm und 40 mm sind mit 237 MPa bzw. 154 MPa geringere Längsspannungsreduktionen erzielt worden als mit einem Abstand von 27 mm (107 MPa).

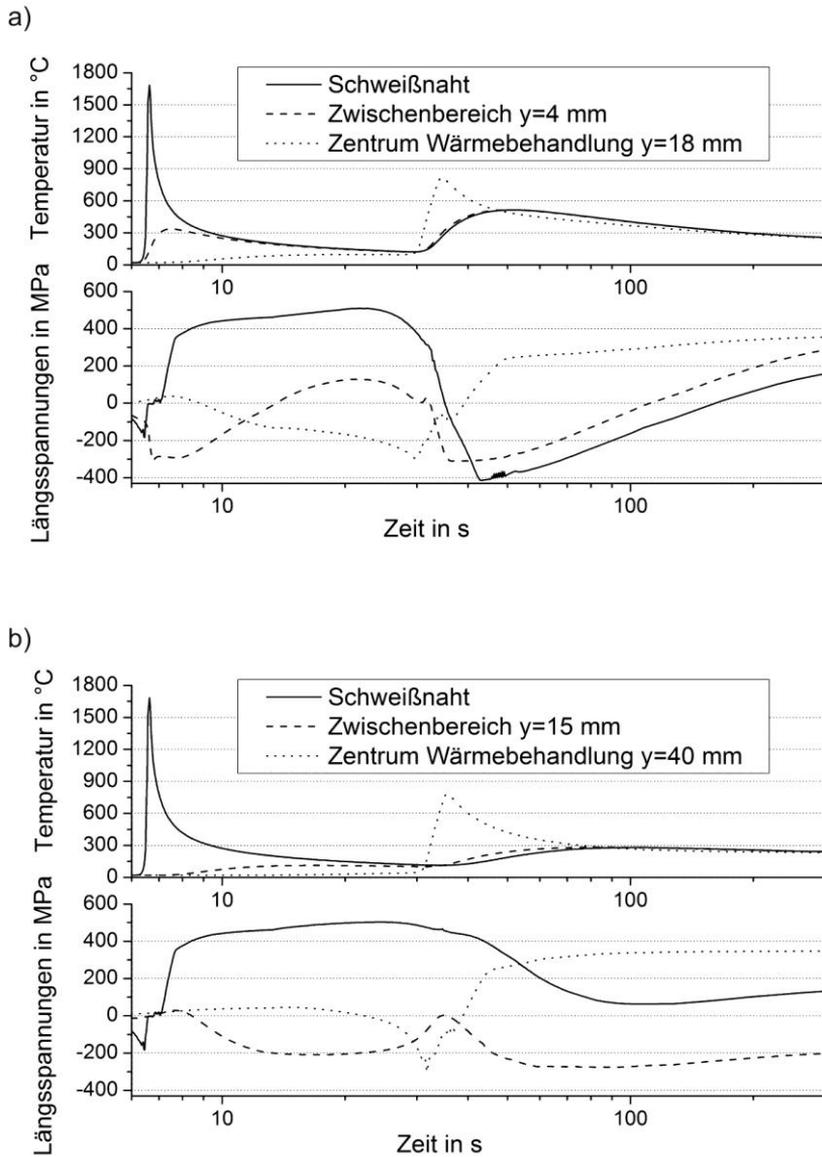


Abbildung 4.8: Schweißnahtentlastung durch die Wärmebehandlung an zwei Simulationsbeispielen (Werkstoff: S355J2+N, $r=10$ mm, $d_x=200$ mm, $v_{WF}=5$ mm/s und $T_{WF,max}\approx 800$ °C); Temperatur- und Längsspannungsprofile über die Prozesszeit in drei unterschiedlichen Positionen für $d_y=18$ mm (a) und $d_y=40$ mm (b)

4.1.3 Einflüsse der Prozessparameter auf die Spannungsreduktion

Zu den in den Simulationen untersuchten Prozessparametern gehörten neben der für die Generierung der Zugspannungsbereiche nötigen Temperatur $T_{WF,max}$ der Radius r und die Vorschubgeschwindigkeit v_{WF} des defokussierten Strahls sowie der seitliche d_y und der longitudinale bzw. zeitliche Abstand d_x bzw. t_x . Die in diesem Abschnitt dargestellten Ergebnisse sind nach einer Reihe von Simulationsschleifen erstellt worden, sodass jede Untersuchung eines einzelnen Prozessparameters mit den optimalen Werten der anderen Parameter durchgeführt wurde. Ebenso wurde bei der Variation der Werkstoffeigenschaften verfahren.

4.1.3.1 Erzeugte Temperatur bei der Wärmebehandlung

Die Resultate der Simulationen mit dem S355J2+N-Werkstoffmodell in Abbildung 4.9 zeigen für ein $T_{WF,max}$ von ca. 740 °C eine deutliche Spannungsreduzierung in der Schweißnaht. Mit dieser Temperatur konnte die Zugspannung in der Schweißnaht von 580 MPa auf rund 60 MPa abgebaut werden. Wurde eine um 100 °C niedrigere Temperatur erzielt, waren die resultierenden Zugspannungen in der Schweißnaht bereits um 60 MPa höher und lagen bei 120 MPa für $T_{WF,max}$ von 647 °C. Bei 435 °C fiel diese Längsspannungsreduzierung in der Naht noch geringer aus und führte zu Zugspannungen von ca. 220 MPa. Wurden deutlich höhere Temperaturen erzeugt, war in den Simulationsergebnissen in Abbildung 4.9 nur eine marginale Steigerung der Spannungsreduktion zu sehen. Mit 940 °C resultierte im Vergleich zu 740 °C eine Steigerung der Spannungsreduktion um 20 MPa auf rund 40 MPa. In Abbildung 4.9 a zeigt sich bei dieser Temperatur ein etwas breiterer erzeugter Zugspannungsbereich in der wärmebehandelten Zone.

Für den X8CrMnNi19-6-3 ist in Abbildung 4.10 zu sehen, dass mit Temperaturen von ca. 600 °C eine deutliche Spannungsreduktion zu verzeichnen war. Mit rund 630 °C konnten die Längsspannungen in der Schweißnaht fast vollständig abgebaut werden. Für höhere Temperaturen wie für 749 °C konnte nur eine sehr kleine Steigerung des Reduktionspotentials erzielt werden. Mit nur ca. 500 °C wurden deutlich weniger Spannungen (rund 50 %) abgebaut.

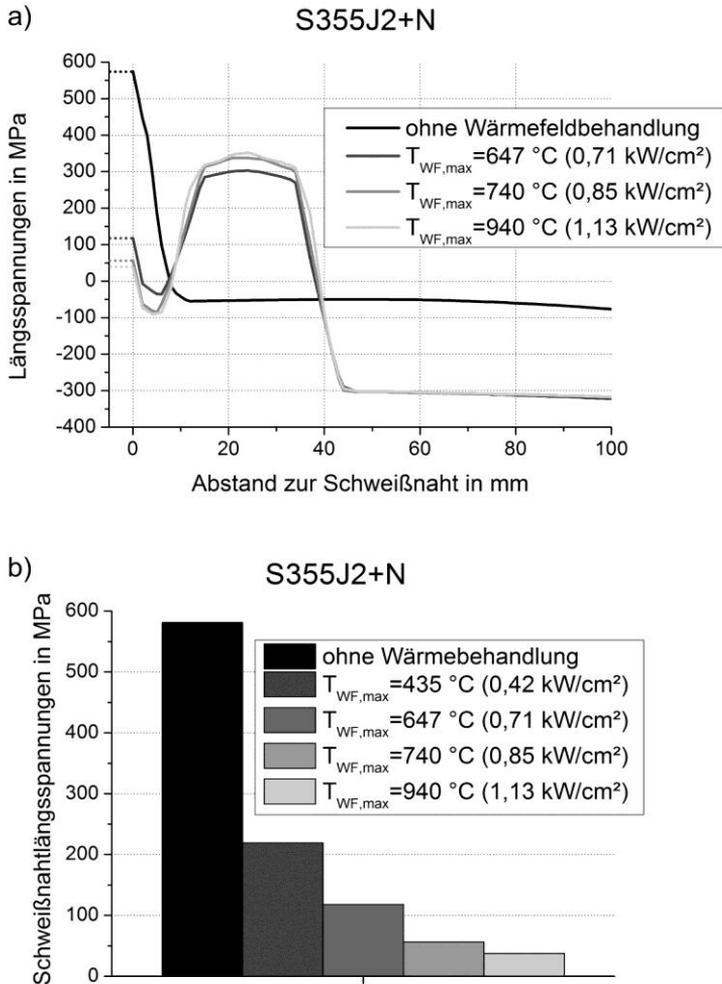


Abbildung 4.9: Einfluss der erzeugten Maximaltemperaturen $T_{WF,max}$ in den behandelten Bereichen auf die berechnete Längsspannungsverteilung nach dem Schweißen (schwarz) und nach einer Wärmebehandlung (grau) mit unterschiedlichen Strahlleistungsdichten an dem S355J2+N quer zur Schweißnaht (a) und in der Schweißnaht (b) (Prozessparameter: $r=15 \text{ mm}$, $d_y=25 \text{ mm}$, $d_x=200 \text{ mm}$ und $v_{WF}=15 \text{ mm/s}$)

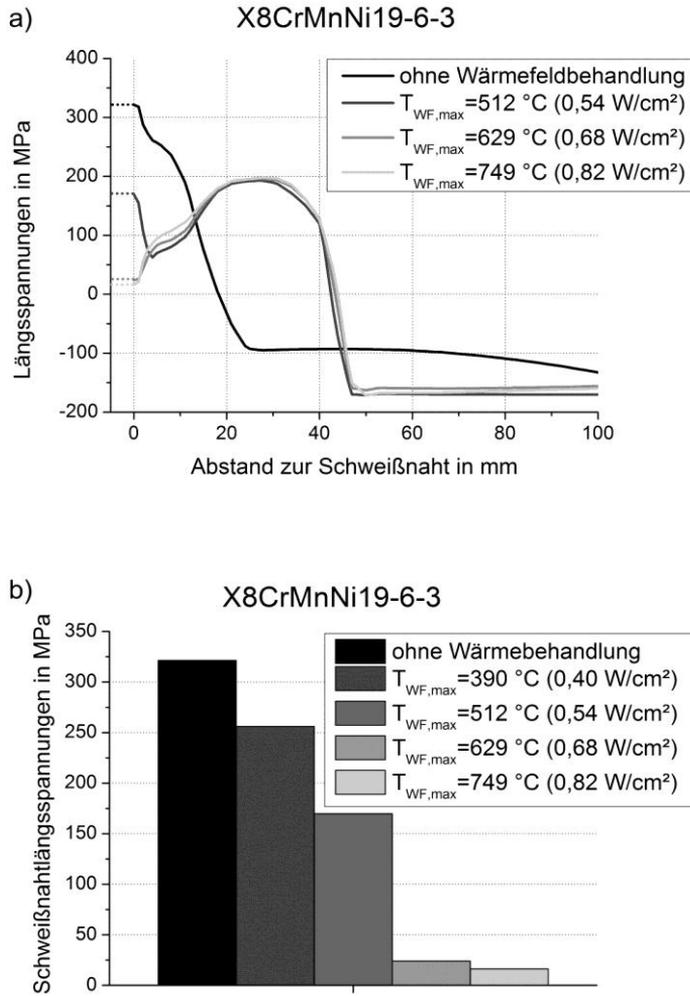


Abbildung 4.10: Einfluss der erzeugten Maximaltemperaturen $T_{WF,max}$ in den behandelten Bereichen auf die berechnete Längsspannungsverteilung nach dem Schweißen (schwarz) und nach einer Wärmebehandlung (grau) mit unterschiedlichen Strahlleistungsdichten an dem X8CrMnNi19-6-3 quer zur Schweißnaht (a) und in der Schweißnaht (b) (Prozessparameter: $r=15 \text{ mm}$, $d_f=30 \text{ mm}$, $d_x=200 \text{ mm}$ und $v_{WF}=15 \text{ mm/s}$)

4.1.3.2 Räumlicher Abstand zwischen Schweiß- und Wärmeprozess

Neben der erzeugten Temperatur in dem wärmebehandelten Bereich weist die räumliche d_x bzw. zeitliche t_x Distanz zwischen dem Schweiß- und dem Wärmeprozess in Nahtlängsrichtung einen großen Einfluss den Spannungsabbau in der Schweißnaht auf. So konnte mit größeren Abständen zwischen den beiden Prozessen die Spannungsreduktion gesteigert und bei sehr großen Abständen, wie die Simulationsergebnisse der resultierenden Längsspannungen in den Schweißnähten eines S355J2+N in Abbildung 4.11 zeigen, Druckspannungen hervorgerufen werden.

In Abbildung 4.12 sind die Spannungsentwicklungen inmitten der Schweißnaht bei der Abkühlung von der Schmelztemperatur nach dem Schweißen und während des Wärmebehandlungsprozesses unterschiedlicher simulierter räumlicher Distanzen verglichen. Diese Resultate belegen, dass mit größeren Abständen der Spannungsabbau vergrößert werden konnte. Deutlich wird dies in der Steigerung zwischen den Punkten t_{bWF} (zeitlicher Beginn der Wärmefeldbehandlung) und t_{eE} (zeitliches Ende der Entlastung der Naht) bei größeren Abständen.

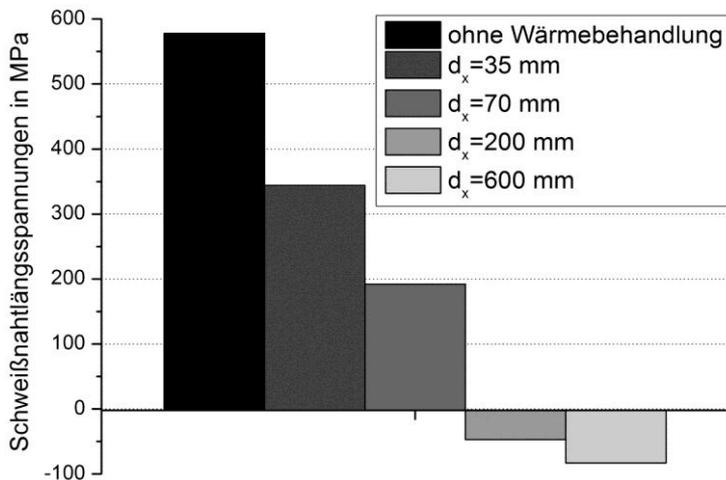


Abbildung 4.11: Einfluss des räumlichen Abstandes d_x der Wärmebehandlung in Nahtlängsrichtung zum Schmelzbad auf die Längsspannungsreduktion in der Naht an dem S355J2+N (Prozessparameter: $r=15$ mm, $d_f=25$ mm, $v_{WF}=15$ mm/s und $T_{WF,max}=700$ °C)

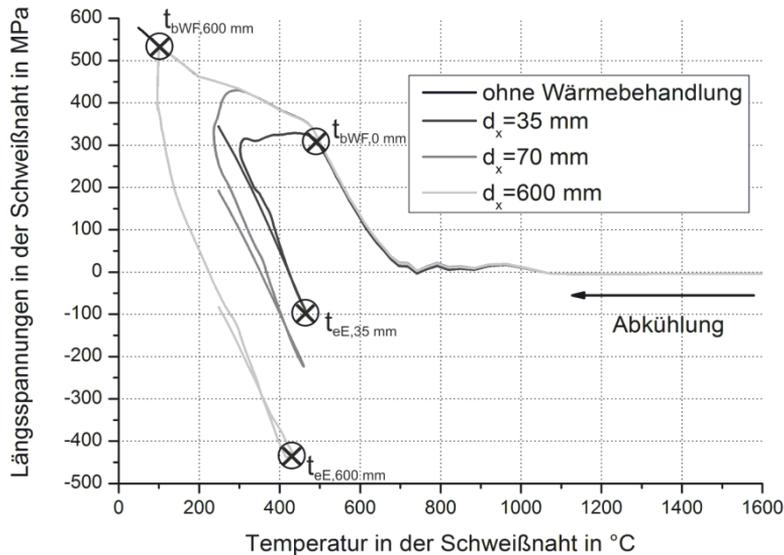


Abbildung 4.12: Entstehung der Längsspannungen in der Schweißnaht am Beispielwerkstoff S355J2+N in Abhängigkeit vom longitudinalen Abstand zwischen dem Schweißen und der Wärmebehandlung d_x während des Abkühlens von der Schmelztemperatur (t_{bWF} zeigt den Beginn der Wärmebehandlung an, t_{eE} zeigt das Ende des Entlastungseffektes an); Prozessparameter: $r=15$ mm, $d_j=25$ mm, $v_{WF}=15$ mm/s und $T_{WF,max}=700$ °C

In Abbildung 4.13 sind die Profile der plastischen Deformationen, der Längsspannungen sowie der Temperaturen in der Schweißnaht über die Zeit für Simulationen mit den unterschiedlichen longitudinalen Abständen von 35 mm, 70 mm und 600 mm im Vergleich zu den Ergebnissen einer Schweißsimulation ohne Wärmebehandlung dargestellt. In den Verläufen der plastischen Längsdehnungen in der Schweißnaht ist für größere Abstände eine größere plastische Dehnung der Naht zu sehen. Während des Schmelzens und Wiedererstarrens des Materials wurde die Naht im FE-Modell um 1,2 % ($t \approx 6$ s) plastisch gestaucht. Während der Abkühlung wurde die Naht gedehnt und es bildeten sich hohe Spannungen aus. Zwischen den Temperaturen 800 °C und 500 °C ($7 \text{ s} < t < 8 \text{ s}$) stagnierten die plastischen Dehnungen sowie die Spannungen.

Sobald die Wärmebehandlung ausgeführt wurde, wurde die schmale Naht nochmals plastisch gedehnt. Diese Dehnung war umso größer, je größer der zeitliche Abstand zwischen den beiden Prozessschritten war. Bei sehr großen Abständen konnte, wie in Abbildung 4.13 für einen Abstand von 600 mm bei $65 \text{ s} < t < 80 \text{ s}$ zu sehen ist, die Entlastung sogar so groß sein, dass die Schweißnaht wieder plastisch gestaucht wurde.

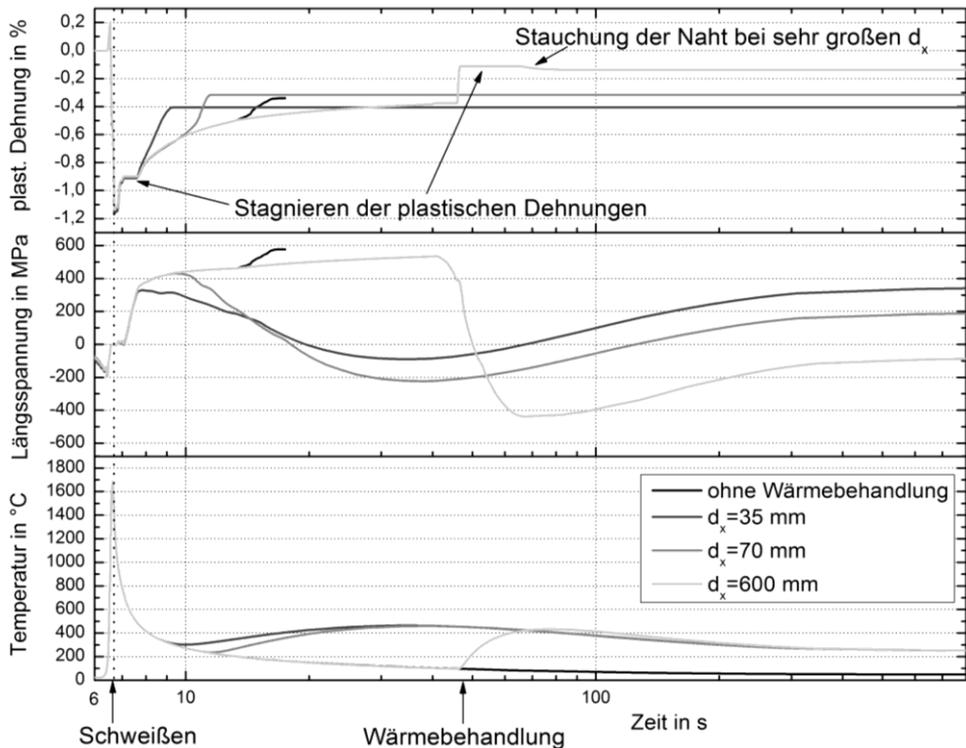


Abbildung 4.13: Einfluss unterschiedlicher longitudinaler Abstände d_x auf den Spannungsabbau in der Schweißnaht des Beispielwerkstoffs S355J2+N unter Betrachtung der plastischen Dehnungen sowie der Temperaturen in der Schweißnaht während des Schweiß- sowie des Wärmebehandlungsprozesses und der folgenden Abkühlung; Prozessparameter: $r=15\text{ mm}$, $d_y=25\text{ mm}$, $v_{WF}=15\text{ mm/s}$ und $T_{WF,max}=700\text{ °C}$

4.1.3.3 Einfluss der weiteren Prozessparameter der Wärmebehandlung

Bei der Untersuchung der weiteren geometrischen Prozessparameter - Strahlradius r , seitlicher Abstand der Wärmebehandlung zur Schweißnaht d_y und deren Vorschubgeschwindigkeit v_{WF} sowie deren Wechselwirkungen - wurde in den folgenden Resultaten immer ein d_x -Abstand von 200 mm für die FEM-Simulationen genutzt. Dies bedeutet, dass die Wärmebehandlung direkt nach Abschluss des Schweißprozesses (Schweißnahtlänge von 200 mm) ausgeführt wurde.

Bei den Simulationsergebnissen in Abbildung 4.14 konnte sowohl an dem S355J2N- als auch an dem X8CrMnNi19-6-3-Modell eine stärkere Längsspannungsreduktion in der Schweißnaht mit größeren Wärmefeldradien erzeugt werden. So konnten an beiden Werkstoffen mit einem Radius von 20 mm sogar Druckspannungen in der Naht hervorgerufen werden. Hierbei zeigte sich für die unterschiedlichen Radien die größte Spannungsreduktion bei jeweils spezifischen seitlichen Abständen d_y dieser Wärmebehandlung zur Schweißnaht.

4 Ergebnisse

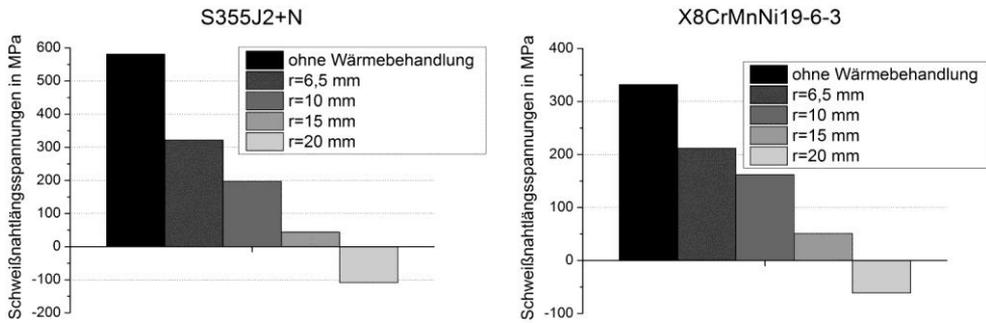


Abbildung 4.14: Einfluss des Wärmefeldradius r auf die Längsspannungsreduktion in der Naht an dem S355J2+N (links) und an dem X8CrMnNi19-6-3 (rechts)

Die Resultate in Abbildung 4.15 zeigen, dass die erzielten Längsspannungsreduktionen in der Schweißnaht bei einer bestimmten genutzten Kombination des Wärmefeldradius mit dem seitlichen Abstand der Wärmebehandlung an dem S355J2+N maximal werden. In diesem Diagramm sind die erhaltenen Längsspannungen in der Naht nach dem Schweißen inklusive einer anschließenden Wärmebehandlung als Punkt dargestellt. Jeder Punkt repräsentiert somit eine Simulation mit einem bestimmten Wärmefeldradius r und einem gewissen seitlichen Abstand d_y . Die unterbrochene Linie zeigt die Spannung in einer simulierten Schweißnaht ohne Nachbehandlung von rund 580 MPa. In dieser Darstellung ist für jeden der vier untersuchten Strahlradien ein Minimum der erzielten Längsspannung in der Schweißnaht bei Anwendung eines speziellen seitlichen Abstandes zu sehen (gekennzeichnet durch die Pfeile). Bei dem Radius von 6,5 mm liegt dieses Minimum bei einem Abstand der Wärmebehandlung zur Schweißnaht von 19 mm vor. Für den Radius von 20 mm ist dieses Minimum bei einem Abstand von 30 mm zu erkennen. Für die beiden anderen Radien zeigt sich dieses Minimum für einen seitlichen Abstand im Größenbereich des Wärmefeldradius plus 10 mm bis 15 mm.

In Abbildung 4.16 sind die Ergebnisse zur Untersuchung der Wirkung der Vorschubgeschwindigkeit v_{WF} auf dieses Verhältnis vom Strahlradius zum seitlichen Abstand dargestellt. Als Spannungswerte sind die mit den dargestellten Parametersätzen erzielten Spannungen in der Schweißnaht quantifiziert. Wie auch in der Abbildung 4.15 abzulesen ist, zeigen auch die Ergebnisse in Abbildung 4.16, dass mit größeren Strahlradien größere Spannungsreduktionen erzielt werden konnten. Zudem legen die Resultate in Abbildung 4.16 dar, dass geringere Vorschubgeschwindigkeiten ebenfalls zu kleineren Nahtspannungen geführt haben. Bei großen Wärmefeldradien wie für 15 mm war diese Steigerung mit der Reduktion der Vorschubgeschwindigkeit von 15 mm/s auf 2,5 mm/s relativ klein. Hier konnte der Spannungsabbau in der Schweißnaht um 38 MPa gesteigert werden. Für den kleineren Radius von 6,5 mm war bei der gleichen Senkung der Vorschubgeschwindigkeit eine Vergrößerung des Spannungsabbaus um 172 MPa erreicht worden.

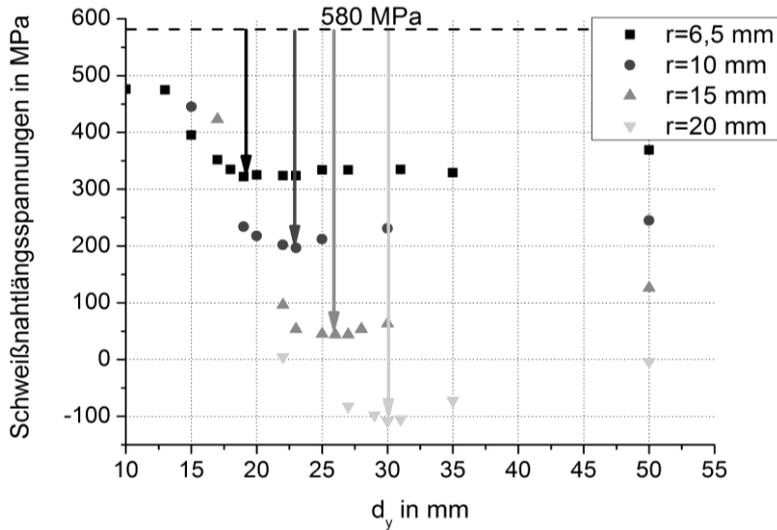


Abbildung 4.15: Abhängigkeit der Spannungsreduktion in der S355J2+N-Schweißnaht von der Wechselwirkung des Radius r des defokussierten Strahls mit dem seitlichen Abstand d_y ($d_x=200$ mm, $v_{WF}=15$ mm/s und $T_{WF,max}\approx 700$ °C), gezeigt sind Längseigenspannungen in der Nahtmitte nach der Wärmebehandlung (jeder Punkte repräsentiert eine Simulation; Spannungen in der Naht ohne Wärmebehandlung 580 MPa)

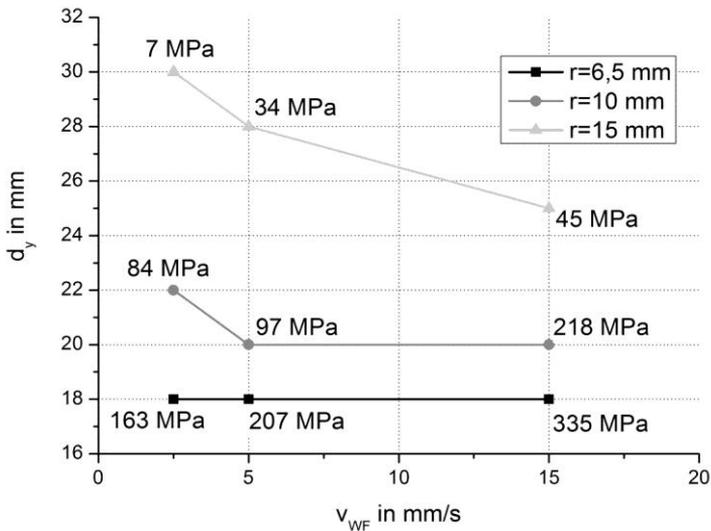


Abbildung 4.16: Abhängigkeit des geeignetsten seitlichen Abstandes d_y sowie der Spannungsreduktion in der S355J2+N-Schweißnaht von der Vorschubgeschwindigkeit v_{WF} und dem Radius r des defokussierten Strahls ($d_x=200$ mm, $v_{WF}=15$ mm/s und $T_{WF,max}\approx 700$ °C), die geeignetsten seitlichen Abstände d_y mit den angetragenen erzielten Längseigenspannungen in der Nahtmitte nach der Wärmebehandlung sind dargestellt (jeder Punkte repräsentiert eine Simulation; Spannungen in der Naht ohne Wärmebehandlung 580 MPa)

Des Weiteren bot bei großen Radien wie mit 15 mm und einer geringeren Vorschubgeschwindigkeit von 2,5 mm/s ein größerer seitlicher Abstand von 30 mm den größten Spannungsabbau in der Schweißnaht. Mit 15 mm/s Vorschubgeschwindigkeit wurde das Längsspannungsminimum mit diesem Wärmefeldradius bei einem seitlichen Abstand von 25 mm erhalten. Für die untersuchten kleineren Radien ist dieser Einfluss auf den seitlichen Abstand geringer. So sind bei dem kleinsten Radius von 6,5 mm bei allen drei simulierten Vorschubgeschwindigkeiten die größten Längsspannungsreduzierungen in der Naht durch den Gebrauch eines seitlichen Abstandes von 18 mm erhalten worden.

4.1.4 Einfluss der Werkstoffeigenschaften auf die Wärmebehandlung

In einigen Simulationen wurde der Einfluss der Werkstoffeigenschaften wie der Werkstoffstreckgrenze, der Wärmedehnung sowie der Wärmeleitfähigkeit des zu bearbeitenden Materials auf den seitlichen Abstand untersucht. Hierbei wurde das Werkstoffmodell des S355J2+N in der jeweiligen Werkstoffeigenschaft um ein Vielfaches erhöht bzw. verringert.

In Abbildung 4.17 sind die erhaltenen Spannungsreduktionen in den simulierten Schweißnähten durch die Behandlung mit einem Wärmefeldradius von 10 mm bei einer Vorschubgeschwindigkeit von 5 mm/s dargestellt. Variiert wurde der seitliche Abstand der Wärmebehandlung d_y . Für das Werkstoffmodell des S355J2+N und der zwei Modelle mit je einem Vielfachen seiner Werkstoffstreckgrenze ist für unterschiedliche seitliche Abstände (in Abbildung 4.17 durch Pfeile markiert) ein Minimum in den erhaltenen Längsspannungen zu sehen. Bei größeren Materialstreckgrenzen führen kleinere seitliche Abstände zu geringeren Restspannungen in den Schweißnähten. So lag dieses Spannungsminimum bei den Simulationen mit der einfachen Streckgrenze des S355J2+N bei einem Abstand von 20 mm. Für die zweifache Streckgrenze zeigte ein Abstand von 16 mm und für die vierfache Streckgrenze ein Abstand von nur 13 mm den größten Abbau der Schweißnahtspannungen. In der Gegenüberstellung der erzielten Spannungsreduktion mit zwei unterschiedlichen Vorschubgeschwindigkeiten in Abbildung 4.18 ist nur für die einfache Streckgrenze ein deutlicher Unterschied in den erhaltenen Spannungsreduktionen zu sehen. Hier konnten mit nur 5 mm/s im Vergleich zur Reduktion mit einer Vorschubgeschwindigkeit von 15 mm/s rund 100 MPa mehr abgebaut werden.

Des Weiteren wurden Simulationen mit der halben sowie mit der doppelten thermischen Ausdehnung des S355J2+N-Werkstoffmodells ausgeführt. Hierbei wurden wiederum für jede Simulation die seitlichen Abstände variiert und die erhaltenen Restspannungen in der Naht nach der Wärmebehandlung in das Diagramm in Abbildung 4.19 eingetragen. In dieser Abbildung ist zum einen zu sehen, dass mit höheren thermischen Ausdehnungen die Längsspannungen in der Naht beträchtlich stärker abgebaut werden und sich zum anderen das Minimum der erhaltenen Nahtrestspannungen für größere Wärmedehnungen bei größeren seitlichen Abständen befindet. So konnten bei den Simulationen mit der zweifachen Wärmedehnung und einem seitlichen Abstand der Wärmebehandlung zur

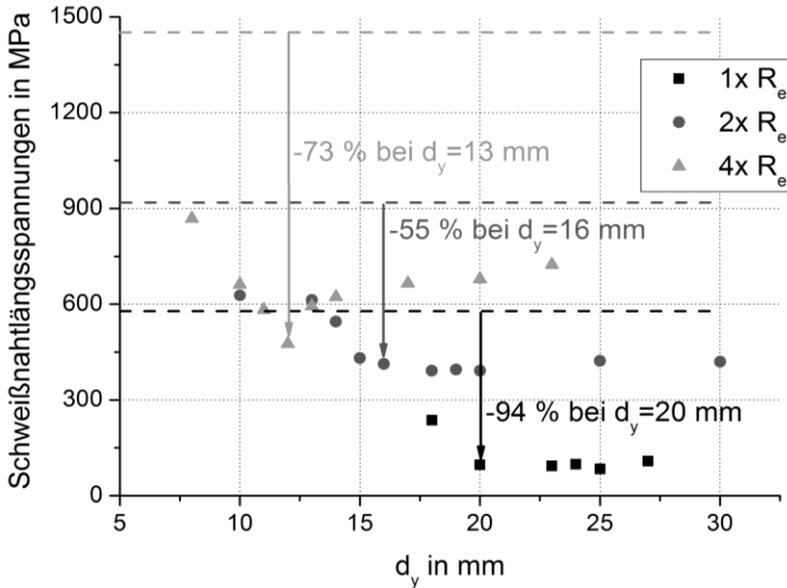


Abbildung 4.17: Abhängigkeit der Spannungsreduktion in der S355J2+N-Schweißnaht von der Wechselwirkung der Materialstreckgrenze R_e mit dem seitlichen Abstand d_y ($r=10$ mm, $d_x=200$ mm, $v_{WF}=5$ mm/s und $T_{WF,max} \approx 700$ °C), gezeigt sind die Längseigenspannungen in der Nahtmitte nach der Wärmebehandlung (jeder Punkte repräsentiert eine Simulation; Spannungen in der Naht ohne Wärmebehandlung als unterbrochene Linie dargestellt)

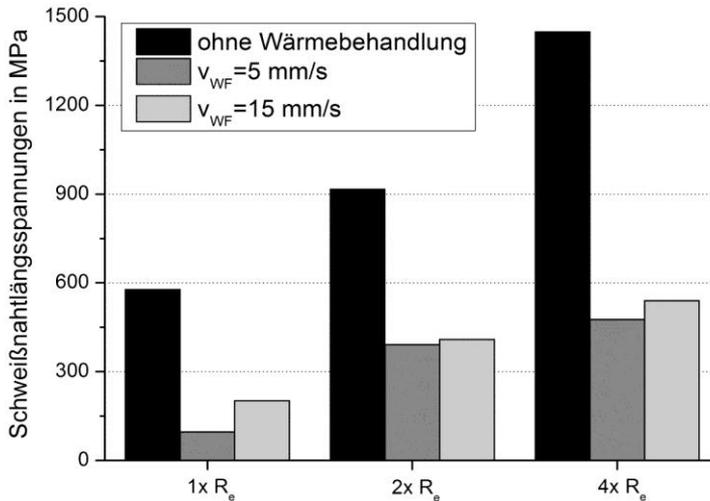


Abbildung 4.18: Abhängigkeit der Spannungsreduktion in der S355J2+N-Schweißnaht von der Materialstreckgrenze R_e und der Vorschubgeschwindigkeit der Wärmebehandlung v_{WF} ($r=10$ mm, $d_x=200$ mm und $T_{WF,max} \approx 700$ °C)

4 Ergebnisse

Schweißnaht von 30 mm die Längszugspannungen von 600 MPa auf bis zu Druckspannungen von 70 MPa abgebaut werden. Die Simulationsergebnisse mit der halben Wärmedehnung des S355J2+N und einem seitlichen Abstand von 17 mm ließen nur eine Reduktion der Spannungen von 503 MPa auf 232 MPa zu.

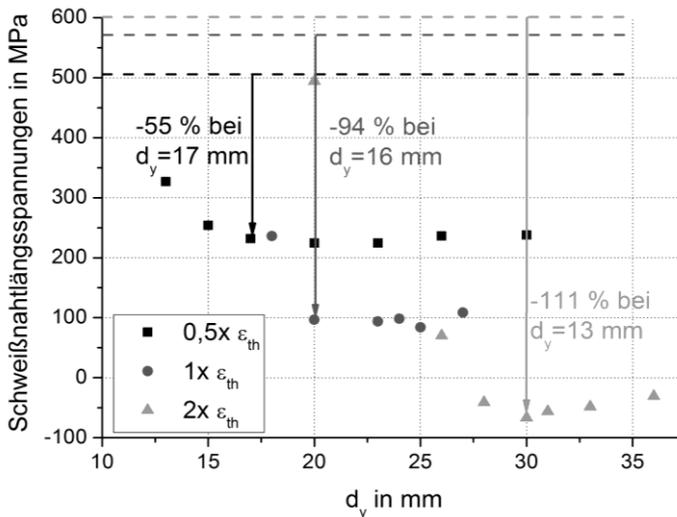


Abbildung 4.19: Abhängigkeit der Spannungsreduktion in der S355J2+N-Schweißnaht von der Wechselwirkung der thermischen Ausdehnung ϵ_{th} mit dem seitlichen Abstand d_y ($r=10$ mm, $d_x=200$ mm, $v_{WF}=5$ mm/s und $T_{WF,max}\approx 700$ °C), gezeigt sind die Längseigenstressungen in der Nahtmitte nach der Wärmebehandlung (jeder Punkte repräsentiert eine Simulation; Spannungen in der Naht ohne Wärmebehandlung als unterbrochene Linie dargestellt)

In Abbildung 4.20 sind die Längsspannungen quer zur Naht für alle drei Wärmedehnungen nach dem Schweißen sowie nach dem Schweißen mit einer nachträglichen Wärmebehandlung dargestellt. Für die größeren Wärmedehnungen ist nach dem Schweißen ein breiterer Bereich bei der Schweißnaht mit hohen Zuglängsspannungen zu sehen.

Ebenso wie die Streckgrenze und die Wärmedehnung wurde der Einfluss der Wärmeleitfähigkeit auf die Wahl des seitlichen Abstandes untersucht. In den FEM-Ergebnissen in Abbildung 4.21 sind die Spannungsreduktionen bei unterschiedlichen seitlichen Abständen für drei verschiedene Wärmeleitfähigkeiten des S355J2+N-Werkstoffmodells miteinander verglichen. Als erstes ist aus den Ergebnissen in Abbildung 4.21 für geringere Wärmeleitfähigkeiten eine Verschiebung des seitlichen Abstandes, der die größten Spannungsreduktionen in den Schweißnähten herbeiführte, zu größeren Werten zu erkennen. Bereits für die nur halb so große Wärmeleitfähigkeit ist hier ein Sprung des seitlichen Abstandes von 20 mm zu 23 mm zu sehen. Im Vergleich der

Ergebnisse der halben mit einem Zehntel der Wärmeleitfähigkeit ist der dieser Unterschied 12 mm groß.

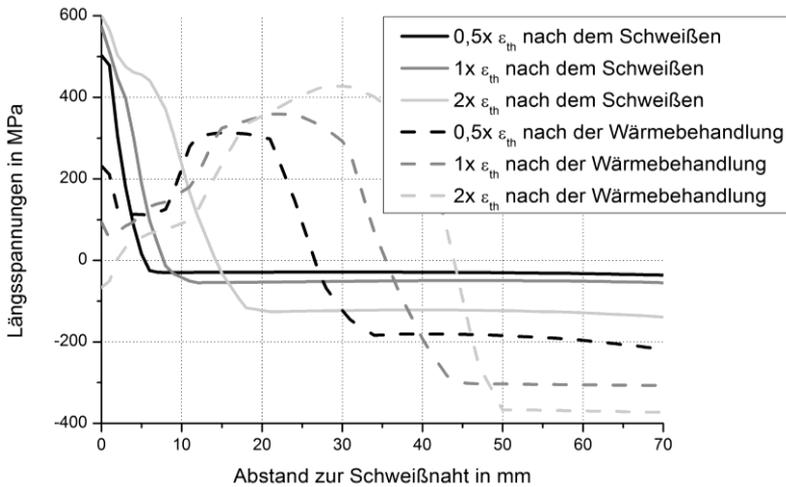


Abbildung 4.20: Einfluss der Wärmedehnung ϵ_{th} auf die berechnete Längsspannungsverteilung nach dem Schweißen (nicht-unterbrochene Linien) und nach einer Wärmebehandlung (unterbrochene Linien) quer zur S355J2+N-Schweißnaht (Prozessparameter: $r=10$ mm, $d_x=200$ mm, $v_{WF}=5$ mm/s und $T_{WF,max}\approx 700$ °C)

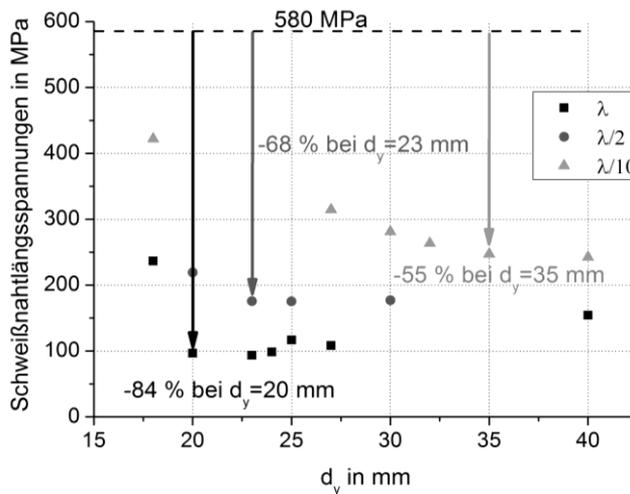


Abbildung 4.21: Abhängigkeit der Spannungsreduktion in der S355J2+N-Schweißnaht von der Wechselwirkung der Wärmeleitfähigkeit λ des Materials mit dem seitlichen Abstand d_y ($r=10$ mm, $d_x=200$ mm, $v_{WF}=5$ mm/s und $T_{WF,max}\approx 700$ °C), gezeigt sind die Längseigenspannungen in der Nahtmitte nach der Wärmebehandlung (jeder Punkt repräsentiert eine Simulation; Spannungen in der Naht ohne Wärmebehandlung als unterbrochene Linie dargestellt)

4 Ergebnisse

Zudem wurden bei den Simulationen mit kleineren Wärmeleitfähigkeiten geringere Spannungsreduktionen erhalten. Bei der realen Wärmeleitung konnten mit dem Wärmefeldradius von 10 mm die Schweißnahtspannung um 84 % auf nur noch 94 MPa reduziert werden. Bei der halben Wärmeleitfähigkeit lag dieses Minimum an restlichen Spannungen in der Schweißnaht mit 175 MPa bei einem annähernd doppelt so großen Wert. Auch bei der sehr kleinen Wärmeleitfähigkeit von einem Zehntel konnte eine deutliche Spannungsreduktion von 55 % erzeugt werden. An dem Zeitpunkt, an dem die Wärmebehandlung ausgeführt wurde, konnte die Schweißnaht mit der für den S355J2+N realen Wärmeleitfähigkeit bereits auf rund 120 °C abkühlen. Bei den Simulationen mit der halben Wärmeleitfähigkeit waren die Nähte noch rund 180 °C und mit einem Zehntel der Wärmeleitfähigkeit noch ca. 390 °C warm.

Wurden bei kleineren Wärmeleitfähigkeiten größere Vorschubgeschwindigkeiten genutzt, zeigen die Ergebnisse in Abbildung 4.22, dass die Spannungsreduktion nur gering gesteigert werden konnte. So konnte bei normalen Werten der Wärmeleitfähigkeit des S355J2+N die Spannungsreduktion noch um rund 100 MPa gesteigert werden, wenn die Vorschubgeschwindigkeit der Wärmebehandlung von 15 mm/s auf 5 mm/s reduziert wurde. Für die Ergebnisse mit einem Zehntel der Wärmeleitfähigkeit war dieser erzielbare Spannungsunterschied nur noch halb so groß.

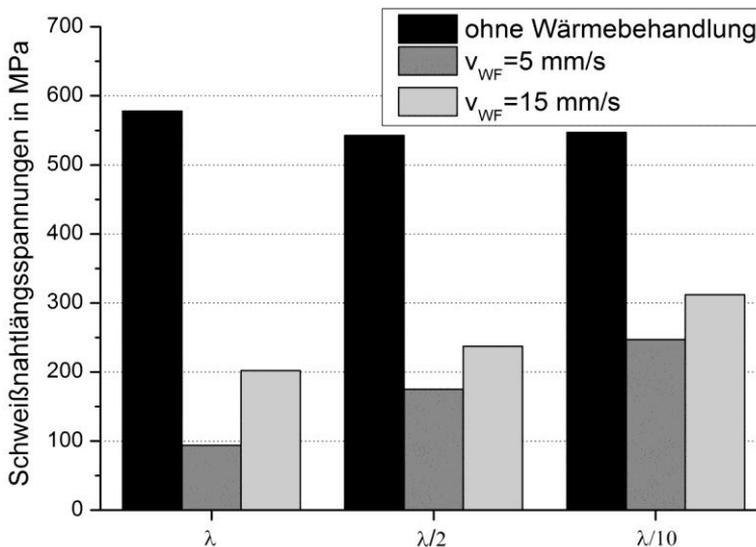


Abbildung 4.22: Abhängigkeit der Spannungsreduktion in der S355J2+N-Schweißnaht von der Materialwarmeitfähigkeit λ und der Vorschubgeschwindigkeit der Wärmebehandlung v_{WF} ($r=10 \text{ mm}$, $d_x=200 \text{ mm}$ und $T_{WF,max} \approx 700 \text{ °C}$)

In Abbildung 4.23 wird mit Simulationsergebnissen die Abhängigkeit der größtmöglichen Spannungsreduktion in der Schweißnaht vom seitlichen Abstand d_y am X8CrMnNi19-6-3 für die zwei Wärmefeldradien 6,5 mm und 15 mm gezeigt. Das Minimum in den erzielten Längsspannungen in der Schweißnaht je Wärmefeldradius zeigte sich für seitliche Abstände im Bereich vom Radius plus 12 mm bis 20 mm.

Im Gegensatz zu den Simulationsergebnissen am S355J2+N zeigen die Ergebnisse für gleiche Radien bei unterschiedlichen Vorschubgeschwindigkeiten keine Änderung des seitlichen Abstandes, der zu einem Minimum an Längsspannungen in den Schweißnähten führte. Zudem ist aus dem Vergleich der Spannungsreduktionen ersichtlich, dass auch für diesen Werkstoff mit größeren Wärmefeldradien größere Spannungsreduktionen in der Schweißnaht erzielt werden konnten.

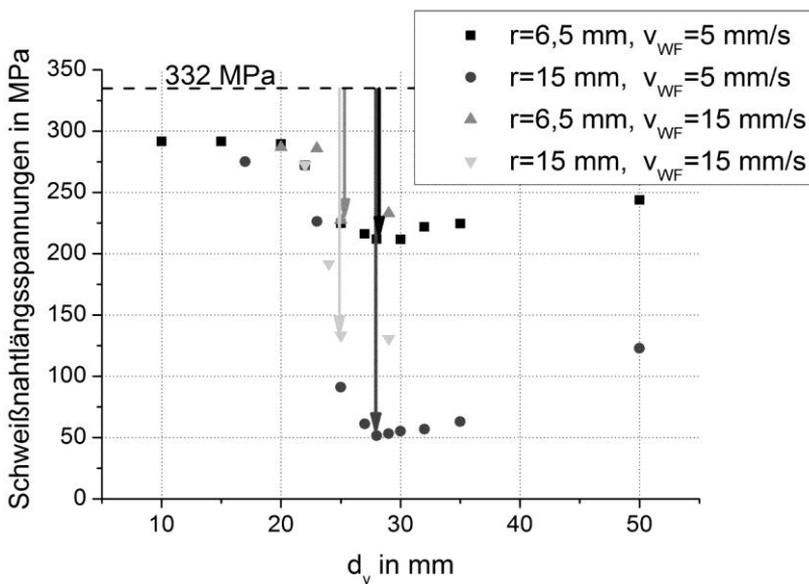


Abbildung 4.23: Abhängigkeit der Spannungsreduktion in der X8CrMnNi19-6-3-Schweißnaht vom gewählten seitlichen Abstand d_y , unter der Wechselwirkung des Radius r mit der Vorschubgeschwindigkeit v_{WF} des defokussierten Strahls ($d_s=200$ mm, $v_{WF}=15$ mm/s und $T_{WF,max} \approx 500$ °C), gezeigt sind die Längseigenstressungen in der Nahtmitte nach der Wärmebehandlung (jeder Punkt repräsentiert eine Simulation; Spannungen in der Naht ohne Wärmebehandlung unterbrochene Linie bei 332 MPa)

4.1.5 FEM-Untersuchungen zu anderen Wärmehandlungen

Der Vergleich der Längsspannungen quer zur Schweißnaht in einer nachbehandelten Schweißnaht ohne zusätzliche Wärmequelle mit einer Nachbehandlung mit einer zusätzlichen Wärmequelle, die eine direkte Bestrahlung der Schweißnaht während der Strahlauslenkung repräsentieren soll, in Abbildung 4.24 zeigt eine deutlich geringere Spannungsreduktion in der Schweißnaht mit der zusätzlichen Quelle. Ohne die zusätzliche Wärmequelle konnten die Nahtspannungen auf ca. 40 MPa reduziert werden. Mit der zusätzlichen Wärmequelle lagen die Längsspannungen in der Schweißnaht bei rund 350 MPa.

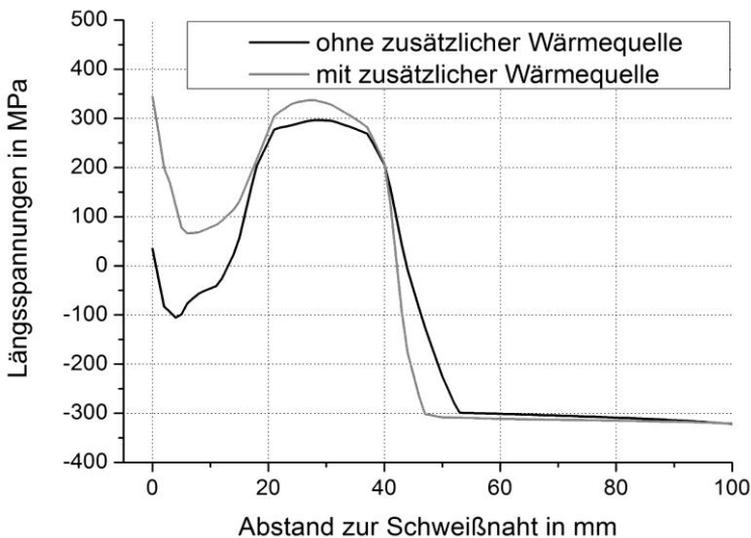


Abbildung 4.24: Vergleich der simulierten Eigenspannungen quer zur S355J2+N-Schweißnaht nach dem Schweißen ($v_{SN}=25$ mm/s, $P_{SN}=5$ kW) und der ($d_x=600$ mm bzw. $t_x=40$ s) quasisimultanen Wärmebehandlung ($v_{WF}=15$ mm/s, $P_{WF}=7$ kW, $r=15,5$ mm, $d_f=30$ mm, $T_{WF,max}\approx 800$ °C) ohne und mit einer zusätzlichen Wärmequelle im Schweißnahtbereich ($v_{WF}=15$ mm/s, $P_{zQ}=1,4$ kW, $r_{zQ}=15$ mm, $d_{f,zQ}=0$ mm)

In Abbildung 4.25 sind die erhaltenen Nahtlängsspannungen für eine unbehandelte Naht mit einer Naht, die mit einer räumlich parallel zu ihr wandernden Wärmequelle behandelt wurde, und einer weiteren Naht, bei der die ganze Wärmebehandlungsspur über die gesamte Prüfkörperlänge gleichmäßig über 4 s erwärmt wurde, verglichen. Diese Darstellung zeigt für eine gleichzeitige Erwärmung mit einer stehenden großen Wärmequelle eine weitere Steigerung der Spannungsreduktion in der Naht von nur ca. 40 MPa im Vergleich zu einer wandernden Wärmequelle ($r=10$ mm und $v_{WF}=5$ mm/s) mit einer vergleichbaren lokalen Einwirkzeit.

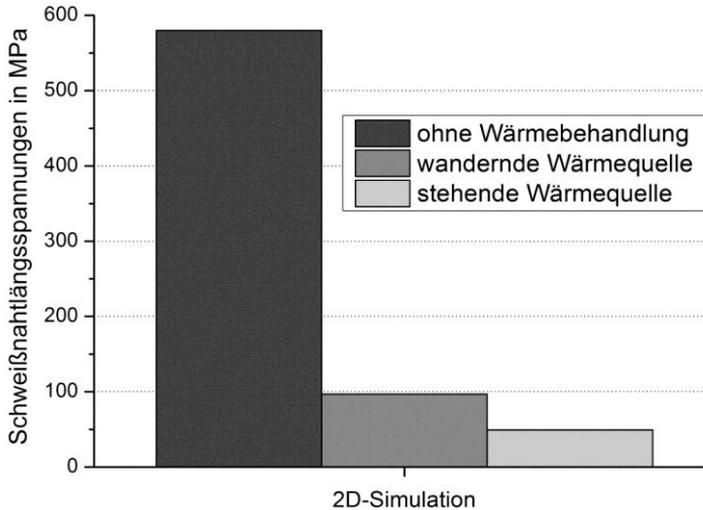


Abbildung 4.25: Vergleich der simulierten Eigenspannungen nach dem Schweißen mit einer quasisimultanen Wärmenachbehandlung mit einer wandernden Wärmequelle (S355J2+N, $r=10$ mm, $d_j=23$ mm, $v_{WF}=5$ mm/s, $P_{WF}=1,8$ kW) und der Wärmenachbehandlung mit einer gleichzeitigen Erwärmung der gesamten Wärmebehandlungsspur (Wärmezeit=4 s, Spurbreite=20 mm, Spurlänge=200 mm, $P_{WF}=17$ kW)

4.2 Experimentelle Schweißversuche

Die experimentellen Untersuchungen dienen dazu, die qualitativen Hypothesen der FEM-Analyse dieses Schweißspannungsreduktionsverfahrens zu überprüfen sowie zu quantifizieren. Hierfür wurden zahlreiche Versuche mit einer Elektronenstrahl- sowie mit zwei unterschiedlichen Laserstrahlschweißanlagen an unterschiedlichen Versuchswerkstoffen (S355J2+N, X8CrMnNi19-6-3 sowie S690) und verschiedenen Schweißnahtformen (Linear- und Rundnähte) durchgeführt. Zur Eingrenzung der untersuchten Parameterbereiche wurden die erhaltenen Ergebnisse aus der FEM-Simulation genutzt, die für größere Wärmefeldradien r und größere zeitliche Abstände t_x sowie für kleinere Vorschubgeschwindigkeiten v_{WF} stärkere Spannungsreduktionen zeigten. Ebenso wurden zumeist die Temperaturbereiche durch die Wärmebehandlung erzeugt, welche auch in den FEM-Untersuchungen zu den deutlichsten Längsspannungsreduktionen führten. So wurden für den S355J2+N größtenteils Temperaturen von rund 700 °C erzeugt. Für den austenitischen Werkstoff lag dieser Bereich um ca. 100 °C niedriger.

4.2.1 Elektronenstrahlversuche

Die Experimente mit dem Elektronenstrahl an den quadratischen Prüfkörpern sowie an den Ronden wurden entsprechend der in Abbildung 3.3 und in Abbildung 3.4 links schematisch dargestellten Prüfkörpern durchgeführt. Hierbei wurden die Prüfkörper nach dem

4 Ergebnisse

Schweißen mit dem defokussierten Elektronenstrahl nachbehandelt. Zwischen den einzelnen Versuchen wurden die Prozessparameter r , d_y , d_x , v_{WF} , t_x und P_{WF} geändert.

4.2.1.1 Linearnähte an S355J2+N-Prüfkörpern

In den Versuchen an den quadratischen Blechzuschnitten (200 mm x 200 mm x 5 mm) des S355J2+N wurden die Prozessparameter dieses Verfahrens in den in Tabelle 4.1 genannten Bereichen variiert. Nach dem Schweißen ($P_{SN}=6,1$ kW, $v_{SN}=15$ mm/s) ohne eine zusätzliche thermische Behandlung wurden, wie Tabelle 4.2 zeigt, Längseigenspannungen von ca. 470 MPa an der Nahtober- und 375 MPa an der Nahtunterseite gemessen.

Tabelle 4.1: *Untersuchte Prozessparameterbereiche in den Elektronenstrahlversuchen an Linearschweißnähten in quadratischen Blechzuschnitten (200 mm x 200 mm x 5 mm) des S355J2+N*

r in mm	d_y in mm	t_x in s	v_{WF} in mm/s	P_{WF} in kW
6,5	0; 5; 10; 15; 20; 30	0-4,66;18-43	2,5; 5; 15	0,48-2,52
10,0	23	18; 30	5; 15	1,25; 3,12
15,0	26	18; 30	5; 15	2,11; 5,28

In der Tabelle 4.2 sind einige beispielhafte Messergebnisse zusammengefasst. Grau markiert sind die Versuche, die zu Längsspannungsreduktionen größer 20 % führten. Der graphische Vergleich der Messwerte in Abbildung 4.26 zeigt, dass im Experiment die Spannungsreduktion in der Schweißnaht mit größeren Strahlradien zugenommen hat. So zeigt eine Vergrößerung des Elektronenstrahlradius von 6,5 mm zu 15 mm bei einer Vorschubgeschwindigkeit von 15 mm/s eine Steigerung der Spannungsreduktion von 18 % zu 36 % an der Schweißnahtoberseite und von 5 % zu 76 % an der Nahtunterseite.

Nach der Wärmebehandlung zeigten einige Prüfkörper relativ große Verzüge von wenigen Millimetern Größe über die Kantenlängen von 200 mm. In Abbildung 4.27 sind diese Verzüge schematisch dargestellt. In dieser Darstellung sind die Längs- und Querverzüge Δz_L bzw. Δz_Q eingetragen. Nach dem Schweißen waren an allen Prüfkörpern nur marginale Verzüge <1 mm messbar. Die mit einer Messuhr gemessenen Verzüge an einem geschweißten und nachbehandelten ($r=15$ mm, $v_{WF}=15$ mm/s, $T_{WF,max}\approx 700$ °C) S355J2+N-Prüfkörper zeigen eine Aufwölbung entlang der Schweißnaht Δz_L von 0,5 mm und einen Verzug quer zur Naht Δz_Q von 1,4 mm.

Tabelle 4.2: Längsspannungen in den linearen elektronenstrahlgeschweißten Nähten ($P_{SN}=6,1 \text{ kW}$, $v_{SN}=15 \text{ mm/s}$) der S355J2+N-Prüfkörper ohne und mit Nachbehandlung ($T_{WF,max} \approx 700 \text{ °C}$) mit dem defokussierten Elektronenstrahl (grau markiert sind Parametersätze mit Längsspannungsreduktionen größer 20 %)

r in mm	v_{WF} in mm/s	P_{WF} in kW	t_w in s	d_w in mm	Längsspannungen an der Nahtoberseite in MPa	Spannungsreduktion an der Oberseite in %	Längsspannungen an der Nahtunterseite in MPa	Spannungsreduktion an der Unterseite in %	
6,5	ohne Wärmebehandlung		4		471 ±13	-	375 ±13	-	
			12	20	450 ±80	5	-	-	
			20	20	490 ±68	-4	-	-	
			28	30	444 ±73	6	-	-	
			14	15	474 ±62	0	-	-	
			6	20	461 ±71	-2	-	-	
	5		0,96	14		468 ±63	1	-	-
				2	20	391 ±56	17	347 ±40	7
				10	20	372 ±55	21	300 ±49	20
				14	20	495 ±66	-5	-	-
				30	30	440 ±40	7	-	-
				43	15	490 ±80	-4	-	-
10		1,12	14		375 ±45	20	300 ±54	20	
			30	10	523 ±47	-11	-	-	
			43	20	432 ±32	8	-	-	
			14	20	433 ±57	8	-	-	
			5	10	440 ±62	7	-	-	
			30	20	430 ±32	9	-	-	
	15		2,88	5		385 ±61	18	355 ±23	5
				18	35	500 ±54	-6	-	-
				30		363 ±29	25	162 ±40	57
				18	23	382 ±50	19	132 ±65	65
				30		377 ±58	20	89 ±59	76
				30		314 ±37	33	96 ±25	74
15		4,22	30		335 ±61	29	-48 ±28	113	
			18	26	304 ±54	36	92 ±44	76	
			30						
			18						
			30						
			30						

4 Ergebnisse

Wie in der Abbildung 4.26 zu sehen ist, konnte zudem für einen Radius von 15 mm eine stärkere Spannungsreduktion an der Schweißnahtunterseite bei einer geringeren Vorschubgeschwindigkeit erhalten werden. Hier lagen die erzeugten Spannungen mit einer Vorschubgeschwindigkeit von 5 mm/s sogar als Druckspannungen vor.

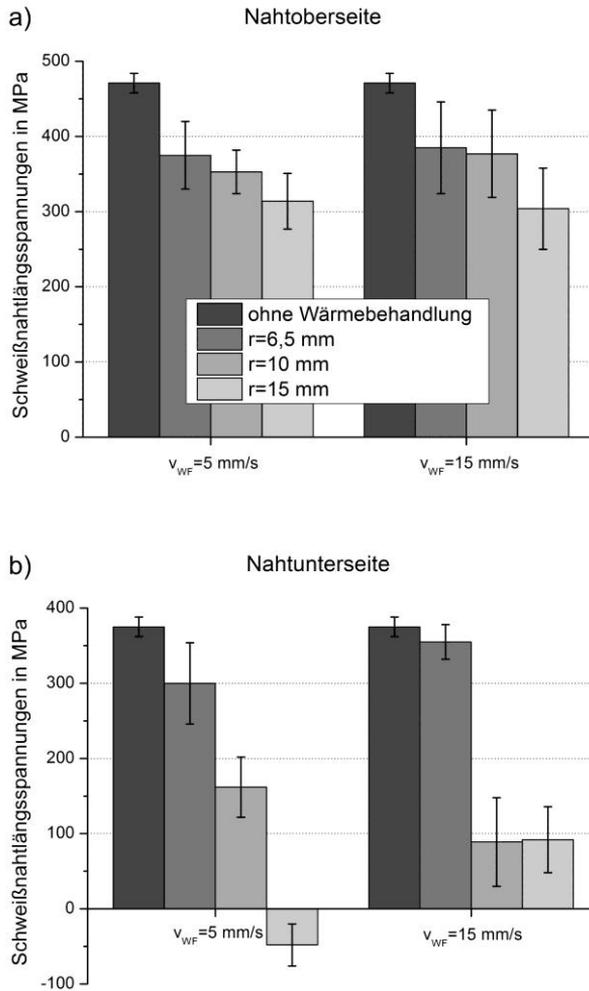


Abbildung 4.26: Längsspannungen in den linearen elektronenstrahlgeschweißten Nähten ($P_{SN}=6,1$ kW, $v_{SN}=15$ mm/s) der S355J2+N-Prüfkörper ohne und mit Nachbehandlung ($T_{WF,max} \approx 700$ °C) mit dem defokussierten Elektronenstrahl in Abhängigkeit vom genutzten Wärmefeld-/Strahlradius r sowie der Vorschubgeschwindigkeit v_{WF} an Nahtober- (a) sowie an Nahtunterseite (b)

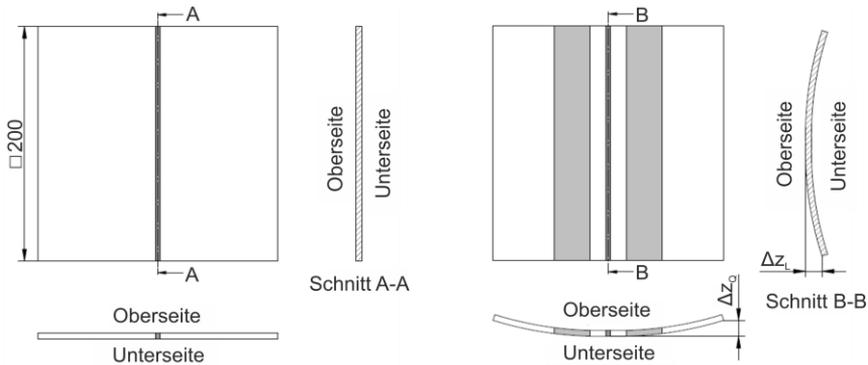


Abbildung 4.27: Schematische Darstellung des Verzuges in Dickenrichtung z an linearen Schweißnähten (links) und zusätzlich thermisch nachbehandelten Prüfkörpern (rechts) mit der Nahtlängsaufwölbung Δz_L und des Verzuges quer zur Naht Δz_Q

Bezüglich des seitlichen Abstandes zeigen die Messwerte in Abbildung 4.28 a, dass mit einem Strahlradius von 6,5 mm das beste Ergebnis mit einem Abstand von 20 mm erhalten wurde. Des Weiteren zeigt Abbildung 4.28 b, dass mit der Strahlleistung von 1,12 kW je Wärmefeld die größte Spannungsreduktion an der Nahtoberseite erreicht wurde. Mit dieser Leistung wurde die Prüfkörperoberseite auf rund 700 °C erwärmt. Mit 15 % geringerer Leistung ($T_{WF,max} \approx 600$ °C) konnte mit diesem Wärmefeldradius keine Längsspannungsreduktion erzielt werden. Mit 30 % höherer Leistung ($T_{WF,max} \approx 900$ °C) wurden 65 MPa weniger Spannungsreduktion ermöglicht.

Für die betrachteten unterschiedlichen zeitlichen Abständen t_x zwischen dem Schweiß- und dem Wärmebehandlungsprozess (siehe Tabelle 4.2 für $r=6,5$ mm, $v_{WF}=5$ mm/s, $P_{WF}=1,12$ kW) zeigen die Messergebnisse keinen signifikanten Einfluss auf die Spannungsreduktion in der Schweißnaht in dem untersuchten Bereich von 2 s bis 43 s.

In Abbildung 4.29 sind die Längsspannungsprofile der Prüfkörperober- und -unterseiten eines geschweißten mit denen eines geschweißten und nachbehandelten S355J2+N-Prüfkörpers verglichen, bei dem die größten Spannungsreduktionen deutlich wurden. In diesen Profilen ist zu sehen, dass die höchsten Spannungen nach der Wärmebehandlung in dem mit dem Wärmefeld behandelten Bereich und nicht mehr wie nach dem Schweißen in dem für Versagen anfälligen Bereich der Schweißnaht vorliegen. Auch aus diesen Spannungsprofilen ist die deutlich höhere Spannungsreduktion an der Nahtunterseite infolge der Längsaufwölbung zu sehen.

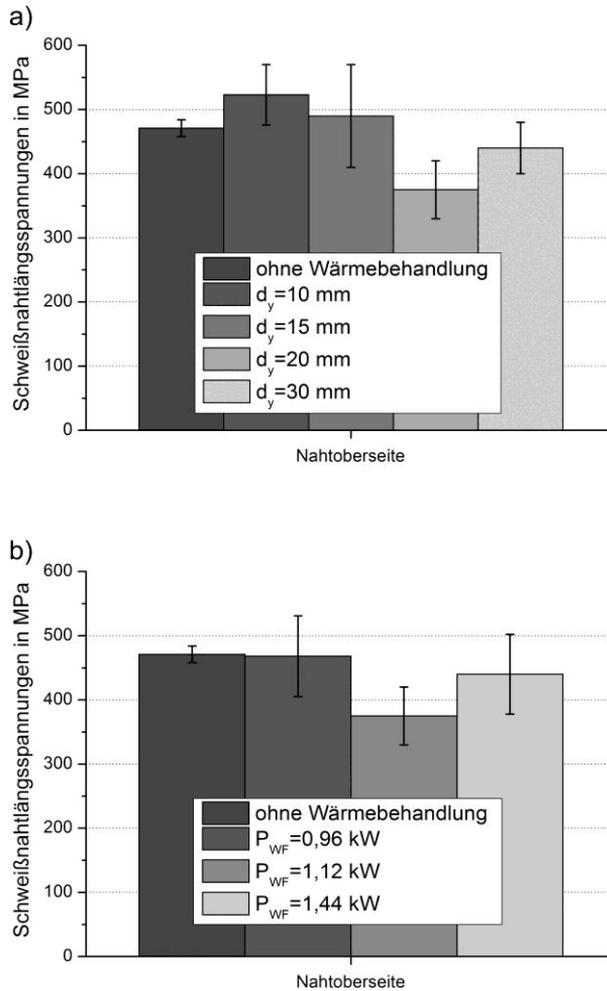


Abbildung 4.28: Längsspannungen in den Oberseiten von linearen elektronenstrahlgeschweißten Nähten ($P_{SN}=6,1$ kW, $v_{SN}=15$ mm/s) der S355J2+N-Prüfkörper ohne und mit Nachbehandlung ($r=6,5$ mm, $v_{WF}=5$ mm/s, $T_{WF,max} \approx 700$ °C) mit dem defokussierten Elektronenstrahl in Abhängigkeit vom genutzten seitlichen Abstand der Wärmebehandlung zur Schweißnaht d_y (a) sowie der Leistung je Wärmefeld (b)

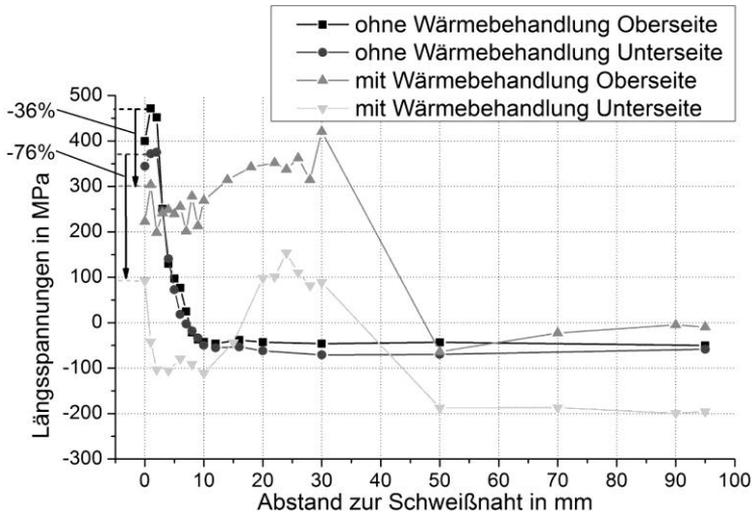


Abbildung 4.29: Experimentell gemessene Längsspannungsprofile an der Ober- und an der Unterseite eines geschweißten ($P_{SN}=6,12 \text{ kW}$, $v_{SN}=15 \text{ mm/s}$) und eines geschweißten und thermisch nachbehandelten ($P_{WF}=5,28 \text{ kW}$, $T_{WF,max} \approx 700 \text{ }^\circ\text{C}$, $r=15 \text{ mm}$, $d_f=26 \text{ mm}$, $v_{WF}=15 \text{ mm/s}$, $t_x=30 \text{ s}$, $Int=747 \text{ W/cm}^2$) S355J2+N-Prüfkörpers

4.2.1.2 Linearnähte an X8CrMnNi19-6-3-Prüfkörpern

Die Messergebnisse der Experimente an den 3,8 mm dicken X8CrMnNi19-6-3-Prüfkörpern (200 mm x 200 mm) sind in Tabelle 4.3 aufgelistet. Nach dem Schweißprozess ($P_{SN}=4,56 \text{ kW}$, $v_{SN}=50 \text{ mm/s}$) ohne nachträgliche Wärmebehandlung wurden in einer Schweißnaht an der Nahtoberseite 816 MPa und an der Nahtunterseite 995 MPa Längszugspannungen gemessen. Wie bei dem ferritischen Werkstoff wurden bei dem austenitischen größere Spannungsreduktionen an der Nahtunterseite erzielt, wie aus der Abbildung 4.30 abzulesen ist. Auch hier waren mit größeren Wärmefeldradien größere Spannungsreduktionen möglich (vgl. Abbildung 4.30 a). Für die Nahtoberseite zeigte sich jedoch mit größeren Wärmefeldradien ein etwas geringerer Längsspannungsabbau.

Wie der Vergleich der Längsspannungsprofile des Parametersatzes mit der größten Spannungsreduktion mit einer Schweißnaht ohne Wärmebehandlung in Abbildung 4.31 zeigt, konnte so eine Spannungsreduktion in der Nahtoberseite von rund 30 % und an der Nahtunterseite größer 90 % erreicht werden.

In der Gegenüberstellung der Messergebnisse in Abbildung 4.30 b ist auch für diesen Werkstoff zu erkennen, dass mit kleineren Vorschubgeschwindigkeiten größere Längsspannungsreduktionen erwirkt wurden. Bei diesen zu den S355J2+N-Prüfkörpern um 1,2 mm dünneren Prüfkörpern wurde nach den Versuchen ein deutlich stärkerer Verzug gemessen. Infolge der Wärmebehandlung mit Temperaturen von rund $700 \text{ }^\circ\text{C}$ betrug bei diesem 3,8 mm dicken Prüfkörper aus Abbildung 4.31 die Nahtlängsaufwölbung Δz_L ca. 2,7 mm und der Querverzug rund 8 mm.

4 Ergebnisse

Tabelle 4.3: Längsspannungen in den linearen elektronenstrahlgeschweißten Nähten ($P_{SN}=4,56 \text{ kW}$, $v_{SN}=50 \text{ mm/s}$) der X8CrMnNi19-6-3-Prüfkörper ohne und mit Nachbehandlung ($T_{WF,max}\approx 700 \text{ °C}$) mit dem defokussierten Elektronenstrahl (grau markiert sind Parametersätze mit Längsspannungsreduktionen größer 20 %)

r in mm	v_{WF} in mm/s	P_{WF} in W	t_s in s	d_y in mm	Längsspannungen an der Nahtoberseite in MPa	Spannungsreduktion an der Oberseite in %	Längsspannungen an der Nahtunterseite in MPa	Spannungsreduktion an der Unterseite in %
6,5	ohne Wärmebehandlung	792	48	24	816 ±23	-	995 ±11	-
				31	793 ±55	3	-	-
	5	936	30	24	775 ±58	5	-	-
				24	637 ±54	22	-	-
				27,5	606 ±58	26	554 ±31	44
				31	691 ±53	15	-	-
	15	1392	15	24	727 ±38	11	-	-
				31	838 ±49	-3	-	-
				24	712 ±41	13	-	-
				31	626 ±94	24	-	-
10	2,5	1104	48	30	559 ±62	31	38 ±35	96
				51	571 ±30	30	60 ±36	94
				120	582 ±27	29	144 ±44	85
	5	1632	30	24	614 ±53	25	318 ±29	68
				27,5	730 ±83	11	-	-
				31	767 ±37	6	-	-
	15	2616	17	24	739 ±87	9	-	-
				27,5	840 ±36	-3	-	-
				31	690 ±163	15	-	-
				24	670 ±66	18	-	-
15	4800	15	27,5	646 ±47	21	-	-	
			31	650 ±22	20	208 ±18	79	
			24	751 ±55	8	-	-	
			31	664 ±23	19	-	-	

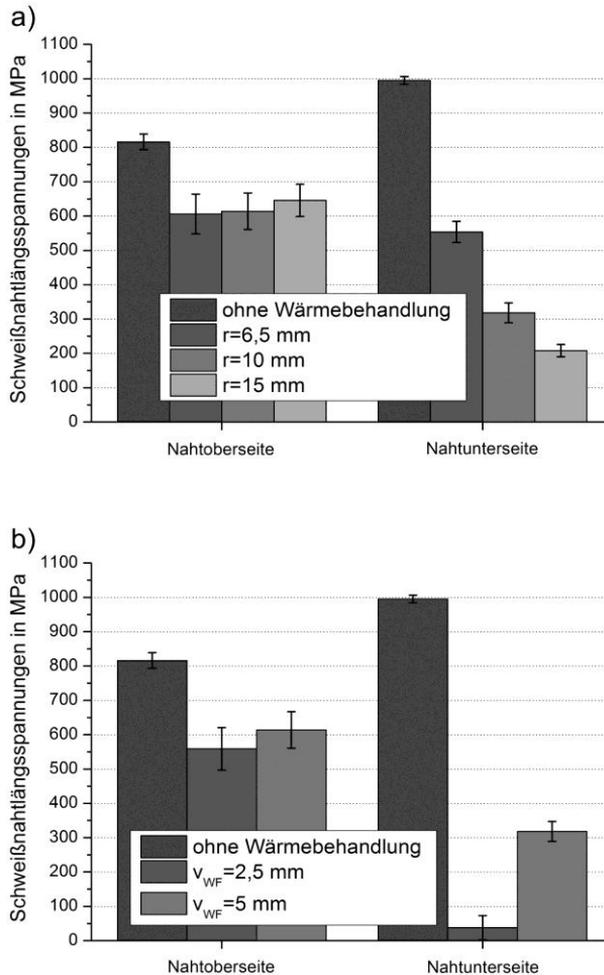


Abbildung 4.30: Längsspannungen in den linearen elektronenstrahlgeschweißten Nähten ($P_{SN}=4,56$ kW, $v_{SN}=50$ mm/s) der X8CrMnNi19-6-3-Prüfkörper ohne und mit Nachbehandlung ($T_{WF,max} \approx 700$ °C) mit dem defokussierten Elektronenstrahl in Abhängigkeit vom genutzten Wärmefeldradius r (a: $v_{WF}=5$ mm/s) sowie der Vorschubgeschwindigkeit v_{WF} (b: $r=10$ mm)

Betrachtet man die Ergebnisse in Tabelle 4.3 bezüglich der seitlichen Abstände der Wärmebehandlungen, welche die größten Spannungsreduktionen in den Schweißnähten zur Folge hatten, ist zu erkennen, dass diese Abstände in der Größenordnung des Strahlradius plus 12 mm bis 21 mm lagen. In den Versuchen mit unterschiedlichen zeitlichen Abständen t_x zwischen dem Schweiß- und dem Wärmebehandlungsprozess (siehe Tabelle 4.3 für $r=10$ mm, $v_{WF}=2,5$ mm/s, $P_{WF}=1344$ W) konnte kein Einfluss in dem untersuchten Bereich von 30 s bis 120 s ermittelt werden.

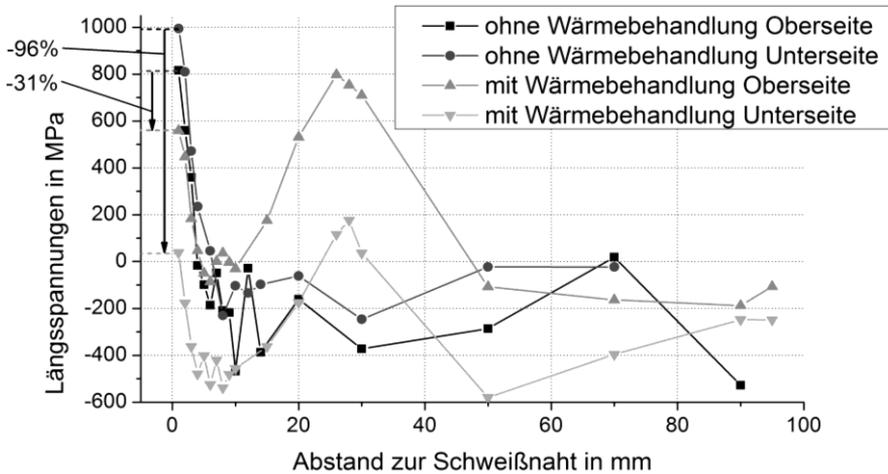


Abbildung 4.31: Experimentell gemessene Längsspannungsprofile an der Ober- und an der Unterseite eines geschweißten ($P_{SN}=4,56 \text{ kW}$, $v_{SN}=50 \text{ mm/s}$) und eines geschweißten und thermisch nachbehandelten ($P_{WF}=1,34 \text{ kW}$, $T_{WF,max} \approx 700 \text{ °C}$, $r=10 \text{ mm}$, $d_f=28 \text{ mm}$, $v_{WF}=2,5 \text{ mm/s}$, $t_x=30 \text{ s}$, $Int=427 \text{ W/cm}^2$) X8CrMnNi19-6-3-Prüfkörpers

4.2.1.3 Axiale Rundnähte an S355J2+N-Ronden

Nachdem für die linearen Schweißnähte große Spannungsreduktionen durch die Anwendungen dieses Längsspannungsabbauverfahren erhalten wurden, dienten Experimente an axialen Rundnähten zur Qualifizierung dieser Methode für komplexere Schweißnahtformen. An der Nahtoberseite eines geschweißten Prüfkörpers ohne nachträgliche Wärmefeldbehandlung wurde eine Längsspannung von 413 MPa gemessen. Mit 347 MPa lagen die Längsspannungen an der Nahtunterseite auf einem ähnlich hohen Niveau vor.

In den Spannungsmessergebnissen in Tabelle 4.4 und veranschaulicht in Abbildung 4.32 sowie in Abbildung 4.33 waren beträchtliche Spannungsreduktionen an Nahtober- und Nahtunterseite mit einer nachträglichen Wärmebehandlung von bis zu 100 % zu sehen. Hierbei lagen die Reduktionen an Ober- und Unterseite der Naht in einer ähnlichen Größenordnung. Nach den Versuchen zeigten die Prüfkörper vernachlässigbar geringe Verzüge ohne messbare Längsaufwölbungen der Schweißnähte.

In der Gegenüberstellung der Spannungsreduktionen mit unterschiedlichen Wärmefeldradien in Abbildung 4.32 a ist zu erkennen, dass auch bei dieser anderen Nahtgeometrie mit größeren Strahl-/Wärmefeldradien größere Längsspannungsreduktionen in den Schweißnähten an der Ober- sowie an der Unterseite möglich waren. Des Weiteren ist in den Ergebnissen mit dem Strahlradius von 10 mm in Abbildung 4.32 b zu sehen, dass mit geringeren Vorschubgeschwindigkeiten v_{WF} ebenfalls höhere Spannungsreduktionen erzielt wurden. Hier können die Längszugspannungen mit einer Vorschubgeschwindigkeit von 5 mm/s annähernd vollständig abgebaut werden.

Tabelle 4.4: Längsspannungen in den axialen Elektronenstrahlrundschweißnähten ($P_{SN}=4,8$ kW, $v_{SN}=15$ mm/s) der S355J2+N-Ronden ohne und mit Nachbehandlung ($T_{WF,max} \approx 700$ °C) mit dem defokussierten Elektronenstrahl (grau markiert sind Parametersätze mit Längsspannungsreduktionen größer 70 %; für Parameter i=a nur ein Wert angegeben und gültig je Wärmefeld)

r in mm	v_{WF} in mm/s	$P_{WF,i} / P_{WF,a}$ in W	$d_{y,i} / d_{y,a}$ in mm	t_x in s	Längsspannungen an der Nahtoberseite in MPa	Spannungsreduktion an der Oberseite in %	Längsspannungen an der Nahtunterseite in MPa	Spannungsreduktion an der Unterseite in %
ohne Wärmebehandlung					413 ±27	-	347 ±47	-
6,5	15	144 / 576	15 / 20	53	344 ±20	17	252 ±41	27
		564			276 ±20	33	229 ±26	34
		376 / 752	20		191 ±14	54	260 ±30	25
		564	26		271 ±31	34	237 ±19	32
10	5	1404	26	53	50 ±36	88	-45 ±17	113
	15	1560			201 ±33	51	249 ±39	28
15	15	2640	22	34	3 ±50	99	71 ±54	80
					69 ±55	83	-6 ±38	102
					90 ±21	78	99 ±41	71
			26	30	65 ±9	84	29 ±29	92
					24 ±17	94	15 ±46	96

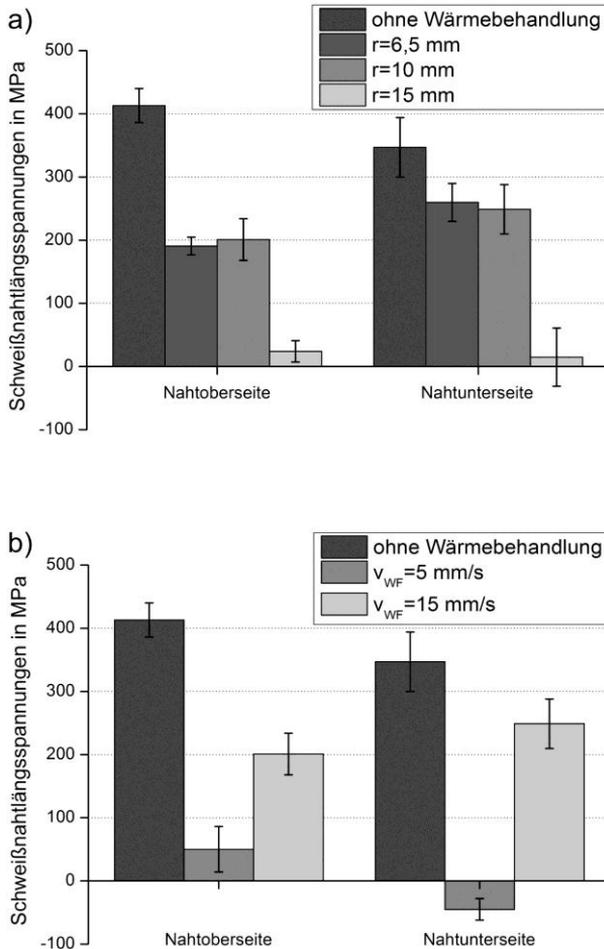


Abbildung 4.32: Längsspannungen in den axialen Elektronenstrahlrundnähten ($P_{SN}=4,8$ kW und $v_{SN}=15$ mm/s) der S355J2+N-Prüfkörper ohne und mit Nachbehandlung ($T_{WF,max} \approx 700$ °C) mit dem defokussierten Elektronenstrahl in Abhängigkeit vom genutzten Wärmefeldradius r (a: $v_{WF}=15$ mm/s) sowie der Vorschubgeschwindigkeit v_{WF} (b: $r=10$ mm)

In Abbildung 4.33 ist die Abhängigkeit der Spannungsreduktion an der Nahtober- sowie an der Nahtunterseite für die Wärmefeldradien 6,5 mm (a) und 15 mm (b) vom seitlichen Abstand der Wärmebehandlung zur Schweißnaht d_y dargestellt. Für beide Radien war hier in den untersuchten Bereichen für den seitlichen Abstand ($r+7$ mm...19 mm) keine deutliche Tendenz erkennbar. Einzig die Reduktion nach der Wärmebehandlung mit $r=6,5$ mm und $d_y=20$ mm an der Nahtoberseite ragt etwas heraus. Für alle Versuche mit einem transversalen Abstand d_y von 20 mm bis 30 mm wurden je Strahlradius ähnlich hohe Spannungsreduktionen erzeugt.

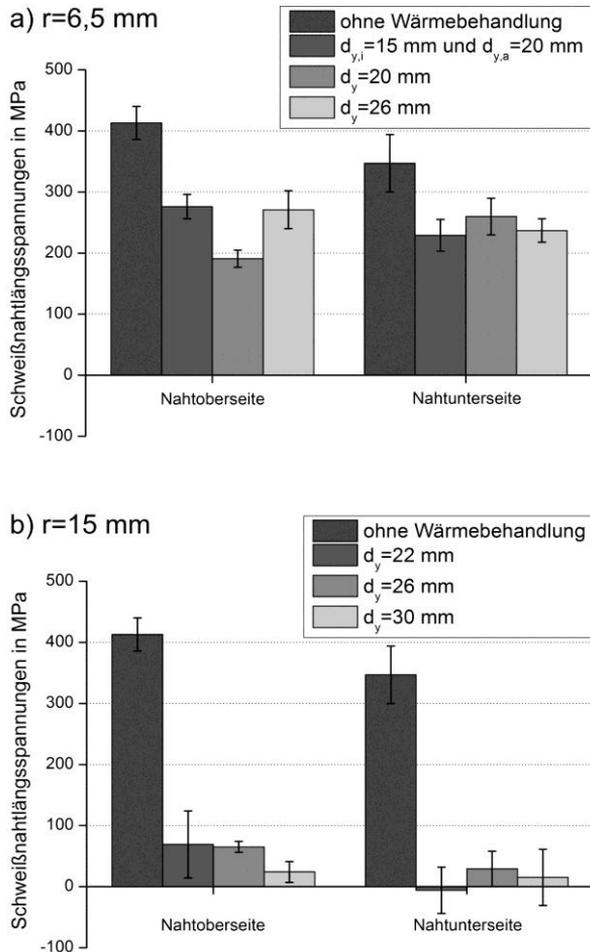


Abbildung 4.33: Längsspannungen in den axialen Elektronenstrahlrundnähten ($P_{SN}=4,8$ kW und $v_{SN}=15$ mm/s) der S355J2+N-Prüfkörper ohne und mit Nachbehandlung ($T_{WF,max} \approx 700$ °C) mit dem defokussierten Elektronenstrahl in Abhängigkeit vom genutzten Wärmefeldradius r (a: $r=6,5$ mm; b: $r=15$ mm) sowie dem seitlichen Abstand der Wärmebehandlung zur Schweißnaht d_y

Die Experimente mit dem Radius $r=6,5$ mm, bei denen mit unterschiedlichen Leistungen für das innere und äußere Wärmefeld gearbeitet wurde (vgl. Tabelle 4.4), zeigte keinen deutlichen Vorteil auf die Spannungsreduzierung durch die Angleichung der Streckenenergien der beiden Wärmefelder.

Vergleichbar sind hier die beiden Versuche ($r=6,5$ mm, $v_{WF}=15$ mm/s) mit den Strahlleistungen 564 W für beide Wärmefelder und 376 W für das innere und 752 W für das äußere Wärmefeld. Bei einem seitlichen Abstand von 20 mm unterscheiden sich die Vorschubgeschwindigkeiten auf den Kreisbahnen um ein Drittel von der mittleren Geschwindigkeit von 15 mm/s. Auf der äußeren Bahn beträgt die Vorschubgeschwindigkeit

somit 20 mm/s und auf der inneren nur 10 mm/s. Dementsprechend wurde bei dem Versuch mit den unterschiedlichen Leistungen die Leistung von der mittleren Strahlleistung (564 W) um ein Drittel reduziert bzw. gesteigert (376 W bzw. 752 W). So konnten mit dieser Anpassung 85 MPa mehr Spannungen an der Nahtoberseite abgebaut werden. An der Nahtunterseite war keine Steigerung zu sehen.

Abbildung 4.34 vergleicht die Längsspannungsprofile eines geschweißten und eines geschweißten sowie nachbehandelten ($r=10$ mm, $d_y=26$ mm, $v_{WF}=5$ mm/s, $t_x=53$ s und $P_{WF}=1404$ W) Prüfkörpers. Wie bei den linearen strahlgeschweißten Nähten liegen die höchsten Spannungen nach der thermischen Behandlung nicht mehr in der Schweißnaht, sondern in den behandelten Bereichen vor.

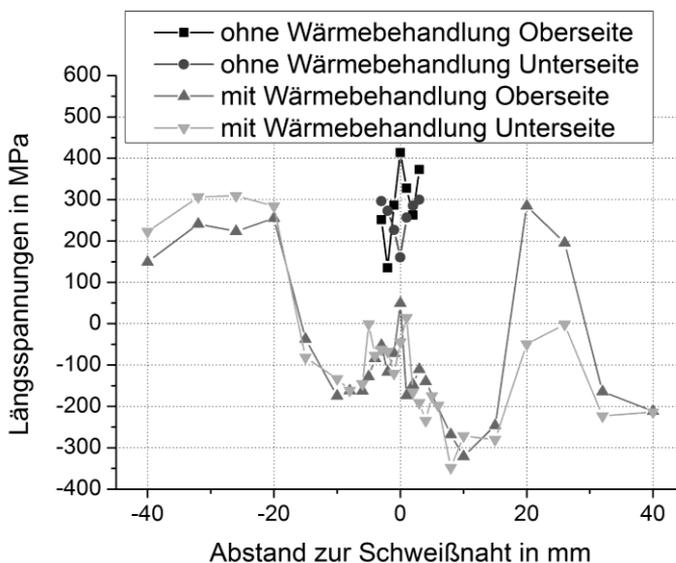


Abbildung 4.34: Vergleich der Längsspannungen in axialen Rundschweißnähten einer geschweißten S355J2+N-Ronde ($P_{SN}=4,8$ kW und $v_{SN}=15$ mm/s) mit einer geschweißten und wärmebehandelten S355J2+N-Ronde ($P_{WF}=1404$ W, $T_{WF,max}\approx 700$ °C, $r=10$ mm, $d_y=26$ mm, $v_{WF}=5$ mm/s, $t_x=53$ s, $I_{nt}=446$ W/cm²)

Mit diesem Verfahren konnten somit nicht nur in den linearen Schweißnähten, sondern auch in komplexeren Nahtformen deutliche Spannungsreduktionen erhalten werden. Hierbei handelte es sich bei allen bisher dargestellten Versuchen um Experimente an Blindschweißnähten in Form von Durchschweißungen

4.2.1.4 Anwendung der Methode auf Verbindungsschweißungen an I-Stößen

Zur Sicherstellung der Vergleichbarkeit der erhaltenen Ergebnisse an den Blindnähten wurden exemplarisch lineare Verbindungsnahte als Stumpfstoß an den quadratischen S355J2+N-Prüfkörpern erstellt und mit den nachlaufenden Wärmefeldern behandelt. Für

die Erstellung der Verbindungsnahte wurden die gleichen Schweißparameter (beide mit $P_{SN}=6,1 \text{ kW}$, $v_{SN}=15 \text{ mm/s}$; nachlaufendes Wärmefeld: $P_{WF}=5,28 \text{ kW}$, $T_{WF,max} \approx 700 \text{ °C}$, $r=15 \text{ mm}$; $d_y=26 \text{ mm}$, $v_{WF}=15 \text{ mm/s}$, $t_x=30 \text{ s}$, $Int=747 \text{ W/cm}^2$) wie für die Blindschweißungen genutzt.

In Abbildung 4.35 sind die Längsspannungsprofile einer nachbehandelten Blindnaht und einer nachbehandelten Verbindungsnaht gegenübergestellt. Beide Schweißungen und Wärmefeldbehandlungen wurden mit den gleichen oben genannten Parametern durchgeführt. An den Prüfkörperoberseiten wurden vergleichbare Längseigenstressungen, die in den Schweißnähten zwischen 200 MPa und 300 MPa liegen, erzeugt.

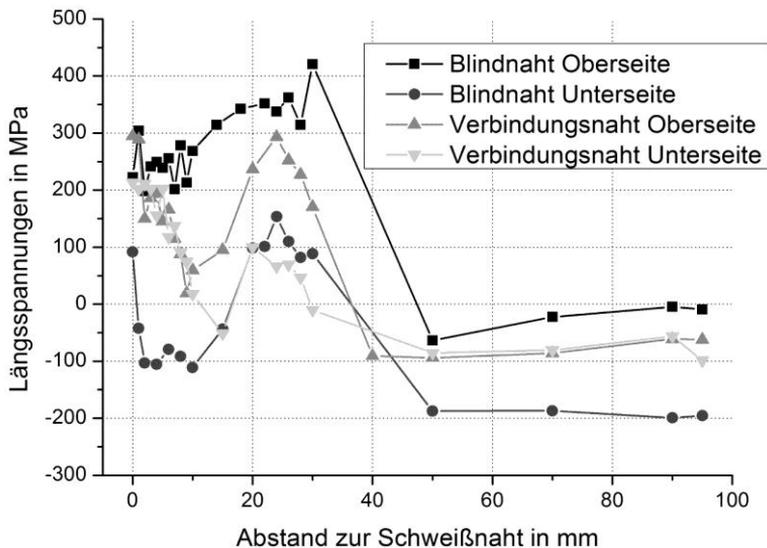


Abbildung 4.35: Vergleich der Längsspannungsprofile an der Ober- und an der Unterseite zweier mit dem Elektronenstrahl geschweißten 5 mm dicken S355J2+N-Prüfkörper: zum einen als Blind- und zum anderen als Verbindungsnaht geschweißt (beide mit $P_{SN}=6,1 \text{ kW}$, $v_{SN}=15 \text{ mm/s}$; nachlaufendes Wärmefeld: $P_{WF}=5,28 \text{ kW}$, $T_{WF,max} \approx 700 \text{ °C}$, $r=15 \text{ mm}$; $d_y=26 \text{ mm}$, $v_{WF}=15 \text{ mm/s}$, $t_x=30 \text{ s}$, $Int=747 \text{ W/cm}^2$)

In dem mit dem Wärmefeld behandelten Bereich im Abstand von 26 mm zur Schweißnaht waren die Eigenspannungen in beiden Prüfkörpern am höchsten. Hierbei wies der mit einer Verbindungsschweißnaht versehene Prüfkörper an dieser Position ca. 100 MPa geringere Längsspannungen auf als der Prüfkörper mit einer Blindnaht. Zum äußeren Rand fallen die Eigenspannungen bei beiden Prüfkörpern in den Druckspannungsbereich ab. An der Nahtunterseite sind die Spannungen in der Verbindungsschweißnaht mit ca. 200 MPa mehr als doppelt so groß wie in der Blindnaht.

4.2.2 Laserstrahlversuche

Die Experimente mit dem Laserstrahl an den quadratischen Prüfkörpern sowie an den Rohren und Getriebewellen wurden entsprechend der in Abschnitt 3.2 schematisch dargestellten Prüfkörpern durchgeführt. Hierbei wurden die Prüfkörper nach dem Schweißen mit dem defokussierten Laserstrahl nachbehandelt. Zwischen den einzelnen Versuchen wurden die Prozessparameter r , d_y und P_{WF} variiert.

4.2.2.1 Linearnähte an S355J2+N-Prüfkörpern mit RLSK-Scanneroptik

Die Eigenspannungen in einer nicht nachträglich behandelten Blindschweißnaht wiesen, wie in Tabelle 4.5 und in Abbildung 4.36 abzulesen ist, an der Ober- und der Unterseite Spannungen im Bereich von 500 MPa auf. Mit einer zusätzlichen Nachbehandlung der Prüfkörper mit dem defokussierten Laserstrahl waren mit einem Strahlradius von 15,5 mm Spannungsreduktionen von bis zu 96 % erzeugt worden. Im Vergleich der drei unterschiedlichen Strahlradien (9,5 mm, 12,0 mm und 15,5 mm) in Abbildung 4.36 a erzeugten größere Laserstrahlradien stärkere Spannungsreduktionen an der Nahtunterseite. Hierbei zeigten die Versuche mit einer Vergrößerung des Strahlradius von 9,5 mm auf 15,5 mm eine Steigerung des Spannungsabbaus von 30 % auf 73 %. Die Spannungen an der Nahtoberseite lagen für alle drei Radien auf dem gleichen Niveau. Die Experimente mit größeren Radien zeigten stärkere Längsaufwölbungen Δz_L der Schweißnaht. Mit einem Strahlradius von 15,5 mm wurde eine Nahtlängsaufwölbung von ca. 0,8 mm erzeugt. Der Querverzug Δz_Q betrug hier rund 2 mm. In Tabelle 4.5 zeigen die realen seitlichen Abstände von $d_{y,r}=17$ mm ($=r+7,5$ mm) sowie $d_{y,r}=22$ mm ($=r+12,5$ mm) die größten Spannungsreduktionen für einem Strahlradius von 9,5 mm. Für die Versuche mit den beiden größeren Strahlradien wurden die deutlichsten Spannungsreduktionen bei realen seitlichen Abständen im Bereich vom Strahlradius plus 10 mm bis 12 mm erhalten.

In den Experimenten mit einem Strahlradius von 15,5 mm mit geringerer und größerer Strahlleistung P_{WF} (2 kW bzw. 5 kW), die jeweils annähernd proportional zu niedrigeren bzw. höheren erzeugten Temperaturen $T_{WF,max}$ als 700 °C führten, zeigt sich in den Ergebnissen in Abbildung 4.36 b, dass niedrigere Strahlleistungen/Temperaturen deutlich geringere Spannungsreduktionen an der Nahtunterseite hervorriefen. Bei diesen geringen Temperaturen wölbte sich der Schweißnahtbereich nicht auf ($\Delta z_L \approx 0$ mm) und führte zu ähnlichen Längsspannungsreduktionen an Nahtober- und Nahtunterseite. Hierbei waren diese Reduktionen mit rund 10 % relativ gering. Mit höheren Temperaturen infolge größerer genutzter Strahlleistungen wurde dagegen die Tiefenwirkung des Verfahrens gesteigert und zeigte 96 % Längsspannungsreduktion an der Nahtunterseite für eine Strahlleistung von 5 kW. Jedoch wurde eine größere Längsaufwölbung der Naht Δz_L von ca. 2,7 mm und ein geringerer Spannungsabbau an der Nahtoberseite erhalten. Des Weiteren wird der Querverzug Δz_Q durch höhere Strahlleistungen deutlich auf ca. 6 mm gesteigert.

Tabelle 4.5: Längsspannungen in den linearen laserstrahlgeschweißten Nähten ($P_{SN}=5\text{ kW}$, $v_{SN}=25\text{ m/min}$) der S355J2+N-Prüfkörper ohne und mit Nachbehandlung ($v_{WF}=5\text{ mm/s}$, $T_{WF,max}\approx 700\text{ °C}$, $t_x \rightarrow \infty$) mit dem defokussierten Laserstrahl an der RLSK-Scanneroptik (grau markiert sind Parametersätze mit Längsspannungsreduktionen größer 20 %)

r in mm	$d_{y,b}$ in mm	$d_{y,t}$ in mm	P_{WF} in kW	Längsspannungen an der Nahtoberseite in MPa	Spannungsreduktion an der Oberseite in %	Längsspannungen an der Nahtunterseite in MPa	Spannungsreduktion an der Unterseite in %
ohne Wärmebehandlung							
9,5	15	13	2,3	505 ±50	-	482 ±45	-
	20	17		491 ±33	3	-	-
	25	22		396 ±73	22	-	-
12	20	17	3,5	399 ±27	21	339 ±19	30
	22	19		563 ±82	-1	-	-
	25	22		478 ±61	5	-	-
15,5	20	17	4	390 ±76	23	202 ±19	58
	25	22		614 ±58	-22	-	-
	30	27		434 ±30	14	210 ±37	9
15,5	25	22	4	442 ±49	12	-	57
	30	27		563 ±35	-12	18 ±22	96
	30	27		392 ±27	22	128 ±40	73

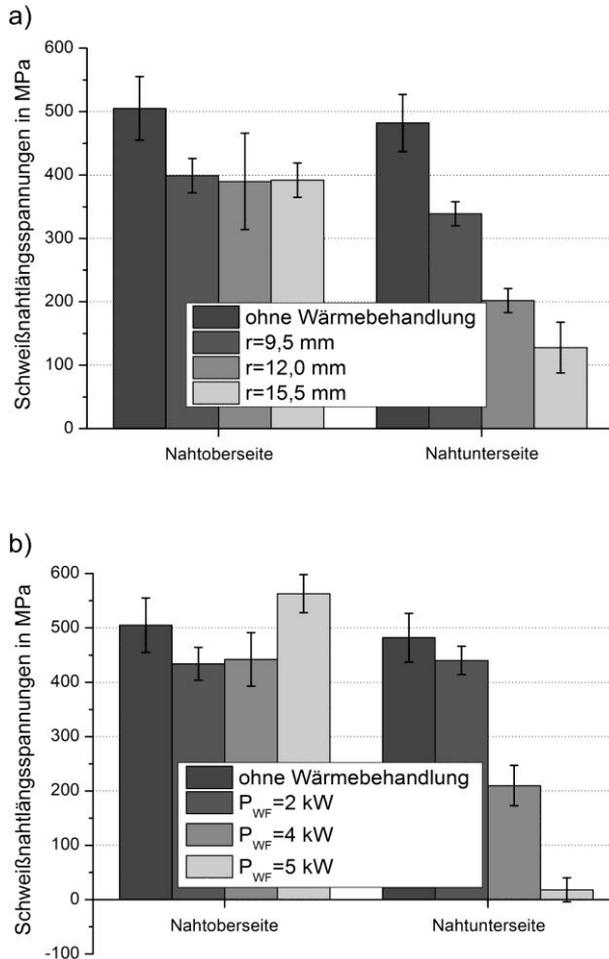


Abbildung 4.36: Längsspannungen in den linearen laserstrahlgeschweißten Nähten ($P_{SN}=5$ kW, $v_{SN}=25$ mm/s) der S355J2+N-Prüfkörper ohne und mit Nachbehandlung ($v_{WF}=5$ mm/s) mit dem defokussierten Laserstrahl in Abhängigkeit vom genutzten Wärmefeldradius r (a: $T_{WF,max} \approx 700$ °C) sowie der Strahlleistung P_{WF} (b: $r=15,5$ mm)

Wurden wie in Abbildung 4.36 b geringere Leistungen bzw. geringere $T_{WF,max}$ zur Wärmebehandlung verwendet, war einerseits die Tiefenwirkung der Wärmebehandlung kleiner und andererseits die Aufwölbung der Schweißnaht geringer. So belegen auch die Laserstrahlversuche, dass 700 °C für $T_{WF,max}$ an den 5 mm dicken S355J2+N-Prüfkörpern einen geeigneten Kompromiss aus Spannungsreduktion und Verzug darstellten.

In Abbildung 4.37 sind die gemessenen Eigenspannungen quer zur Schweißnaht in einem geschweißten nicht nachträglich behandelten Prüfkörper mit den Messwerten eines geschweißten und nachbehandelten Prüfkörpers verglichen. In dieser Gegenüberstellung wird die deutliche Spannungsreduktion in der Naht besonders an der Unterseite von bis zu

73 % deutlich. Die höchsten Zugeigenspannungen lagen nach dieser zusätzlichen Behandlung in den behandelten Bereichen und nicht mehr in der Schweißnaht vor.

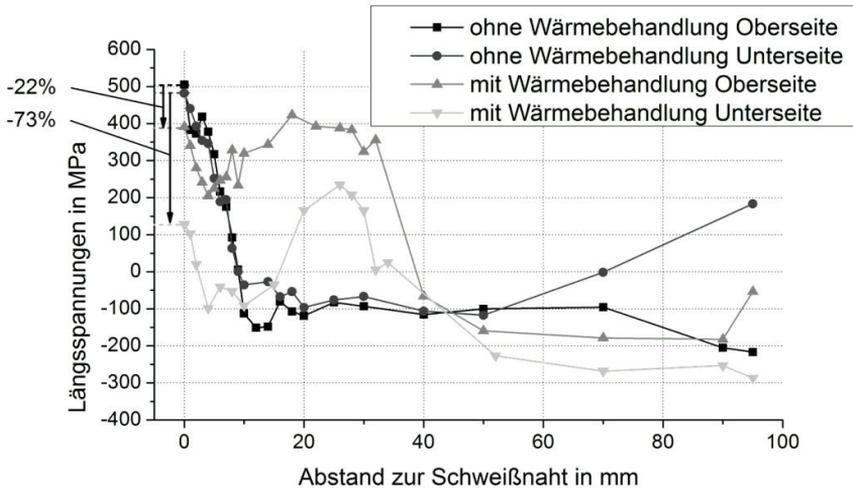


Abbildung 4.37: Experimentell gemessene Längsspannungsprofile an der Ober- und Unterseite eines geschweißten ($P_{SN}=5 \text{ kW}$, $v_{SN}=25 \text{ mm/s}$) und eines geschweißten und thermisch nachbehandelten ($P_{WF}=4 \text{ kW}$, $T_{WF,max}\approx 700 \text{ °C}$, $r=15,5 \text{ mm}$, $d_v=27 \text{ mm}$, $v_{WF}=5 \text{ mm/s}$, $t_x \rightarrow \infty$, $Int=530 \text{ W/cm}^2$) S355J2+N-Prüfkörpers

4.2.2.2 Linearnähte an S355J2+N-Prüfkörpern mit PFO-Scanneroptik

Für die Schweißung mit der Portalanlage sind exemplarisch die Temperaturverläufe in Abhängigkeit von der Entfernung zur Schweißnaht in Abbildung 4.38 an der Prüfkörperoberseite und in Abbildung 4.39 an der Prüfkörperunterseite dargestellt. Für die Versuche mit der Portalanlage in Kombination mit dem 16kW-Scheibenlaser sowie der PFO-Scanneroptik wurden die gleichen Blechzuschnitte des S355J2+N genutzt. Auch an ihnen wurden lineare Blindnähte ($P_{SN}=3,8 \text{ kW}$, $v_{SN}=33,3 \text{ mm/s}$) erstellt, welche Längseigenspannungen von rund 500 MPa an Nahtober- und Nahtunterseite zeigten (vgl. Tabelle 4.6).

In diesen Messergebnissen zeigte sich, wie in Abbildung 4.40 a grafisch dargestellt, dass größere Strahlradianen zu größeren Längsspannungsreduktionen in den strahlgeschweißten Nähten besonders an der Nahtunterseite führten. Ebenso belegen die Messergebnisse in der Abbildung 4.40 b für größere genutzte Strahlleistungen einen stärkeren Abbau der Spannungen an der Nahtunterseite. Wurden höhere $T_{WF,max}$ als 700 °C erzeugt, indem die Strahlleistung P_{WF} für den Radius von $14,6 \text{ mm}$ von 4 kW auf 6 kW erhöht wurde, konnte eine beträchtlich stärkere Längsaufwölbung der Schweißnaht von rund $3,1 \text{ mm}$ (statt 1 mm) und eine Steigerung der Längsspannungen an der Nahtoberseite verzeichnet werden. An der Nahtunterseite wurden sogar Druckspannungen $>100 \text{ MPa}$ erzeugt. Die

4 Ergebnisse

Zugspannungen an der Nahtoberseite konnten mit dieser größeren Strahlleistung nicht reduziert werden, sie wurden stattdessen gesteigert.

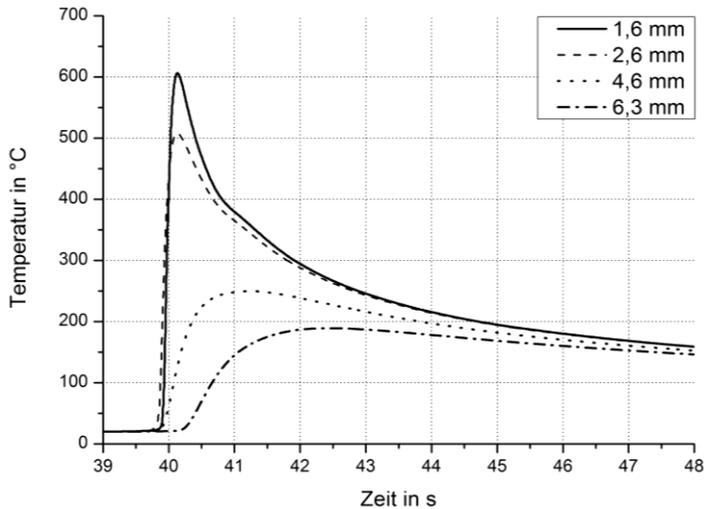


Abbildung 4.38: Experimentell gemessene Temperaturverläufe an der Prüfkörperoberseite im angegebenen Abstand quer zur Schweißnaht während des Schweißens mit dem 16kW-Scheibenlaser mit dem Schweißkopf ($P_{SN}=3,8$ kW, $v_{SN}=33,3$ mm/s) an einem S355J2+N-Prüfkörper

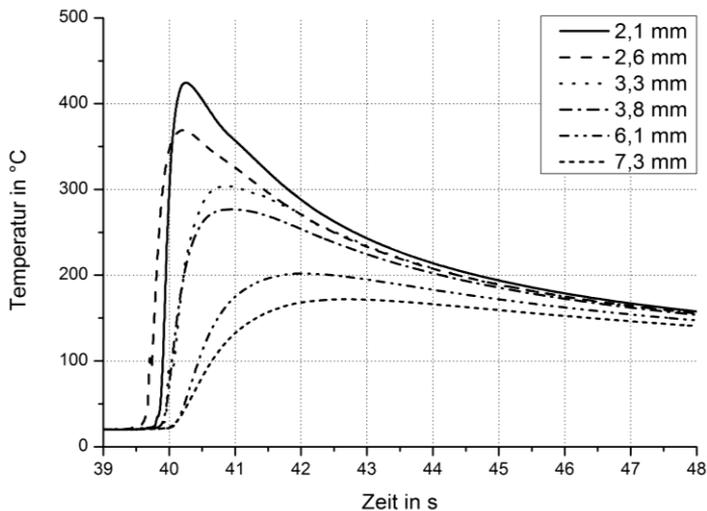


Abbildung 4.39: Experimentell gemessene Temperaturverläufe im angegebenen Abstand quer zur Schweißnaht an der Prüfkörperunterseite während des Schweißens mit dem 16kW-Scheibenlaser mit dem Schweißkopf ($P_{SN}=3,8$ kW, $v_{SN}=33,3$ mm/s) an einem S355J2+N-Prüfkörper

Tabelle 4.6: Längsspannungen in den linearen laserstrahlgeschweißten Nähten ($P_{SN}=3,8$ kW, $v_{SN}=33,3$ mm/s) der S355J2+N-Prüfkörper ohne und mit Nachbehandlung ($d_{y,b}$ =berechneter Abstand, $d_{y,r}$ =erhaltener Abstand, $T_{WF,max}\approx 700$ °C, $t_x\rightarrow\infty$) mit dem defokussierten Laserstrahl an der PFO-Scanneroptik (grau markiert sind Parametersätze mit Längsspannungsreduktionen größer 20 %)

r in mm	$d_{y,b}$ in mm	$d_{y,r}$ in mm	v_{WF} in mm/s	P_{WF} in kW	Längsspannungen an der Nahtoberseite in MPa	Spannungsreduktion an der Oberseite in %	Längsspannungen an der Nahtunterseite in MPa	Spannungsreduktion an der Unterseite in %			
8	ohne Wärmebehandlung		5	2	481 ±55	-	532 ±29	-			
	18	15			512 ±93	-6	-	-			
	20	16			464 ±36	4	-	-			
	23	19			408 ±15	15	-	-			
	28	23			398 ±70	17	-	-			
	34	26			410 ±49	15	336 ±53	37			
	40	30			400 ±48	17	-	-			
	18	15			717 ±47	-49	-	-			
	20	16			623 ±51	-30	-	-			
	24	19			793 ±67	-65	-	-			
11,4	ohne Wärmebehandlung		5	3,3	385 ±72	20	221 ±53	-			
	34	26			352 ±42	27	195 ±32	58			
	38	28			352 ±90	27	-	73			
	45	33			306 ±65	37	-	-			
	22	18			713 ±38	-48	-	-			
	26	21			704 ±41	-46	-	-			
	14,6	ohne Wärmebehandlung			5	4	400 ±38	17	256 ±33	52	
		30					24	399 ±34	17	454 ±61	15
								495 ±47	-3	221 ±41	58
		34					26	642 ±37	-34	-126 ±40	124
663 ±59			-38	-52 ±31				110			
40		30	336 ±53	30			-	-			
			290 ±49	40			159 ±43	70			
			44	32			432 ±52	10	-		
			50	35			370 ±88	23	-		

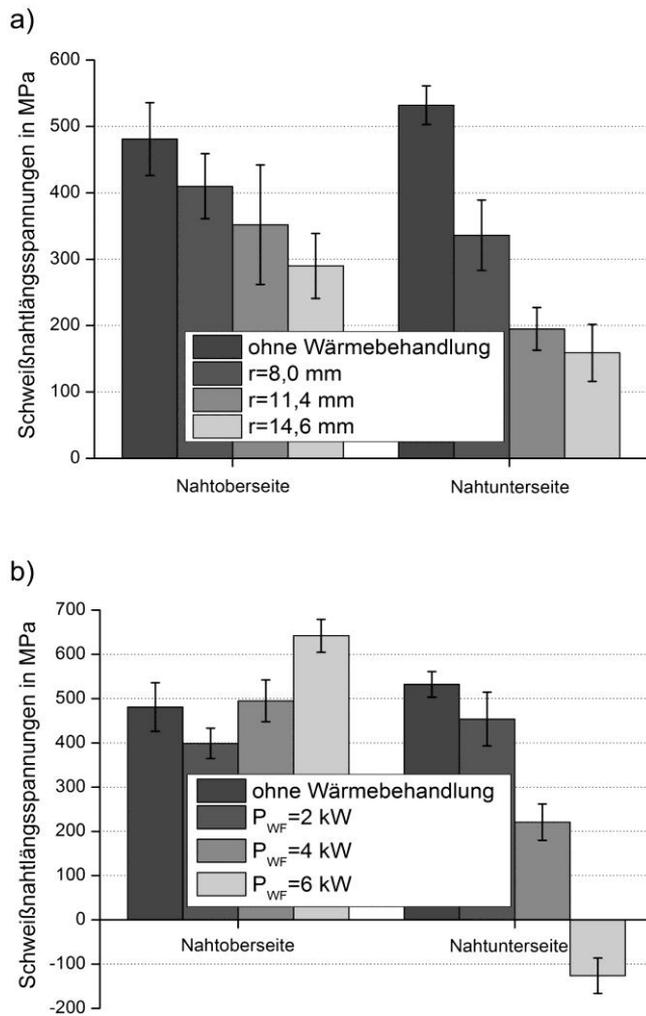


Abbildung 4.40: Längsspannungen in den linearen laserstrahlgeschweißten Nähten ($P_{SN}=3,8$ kW, $v_{SN}=33,3$ mm/s) der S355J2+N-Prüfkörper ohne und mit Nachbehandlung ($v_{WF}=5$ mm/s) mit dem defokussierten Laserstrahl in Abhängigkeit vom genutzten Wärmefeldradius r (a: $T_{WF,max} \approx 700$ °C) sowie der Strahlleistung P_{WF} (b: $r=14,6$ mm)

Für eine Strahlleistung P_{WF} von 2 kW ($T_{WF,max} \approx 350$ °C, da sich die erzeugte Temperatur annähernd proportional zu P_{WF} entwickelte) war die Längsaufwölbung kaum messbar (≈ 0 mm) und die erhaltenen Längsspannungen an der Nahtoberseite waren ähnlich denen, die mit 4 kW Strahlleistung erhalten wurden. An der Nahtunterseite konnten die Längsspannungen mit dieser Strahlleistung nicht reduziert werden.

Selbst mit der Leistung von 4 kW konnten die Spannungen an der Nahtoberseite erst bei einem seitlichen Abstand der Wärmebehandlung zur Schweißnaht von 26 mm deutlich um rund 30 % reduziert werden. Dieser Größenbereich ab dem Strahlradius plus 10 mm zeigte auch für die beiden kleineren Strahlradien eine beginnende starke Spannungsreduktion. So konnten die Spannungen an der Nahtoberseite mit einem Strahlradius von 8 mm ab einem seitlichen Abstand von 19 mm um über 15 % abgebaut werden. Für den Radius von 11,4 mm war dies bei einem seitlichen Abstand von 23 mm (≥ 20 % Spannungsreduktion) der Fall.

In den Versuchen mit unterschiedlichen Vorschubgeschwindigkeiten (vgl. Tabelle 4.6 mit $r=14,6$ mm und $d_{y,r}=24$ mm) konnten mit hohen Geschwindigkeiten von 10 mm/s die Längsspannungen an der Nahtunterseite mit 110 % sehr stark reduziert werden. Durch die oberflächliche Wärmebehandlung hat sich nur das Material an der Nahtoberseite plastisch verformt, sodass diese starke oberflächliche Behandlung eine stärkere Nahtlängsaufwölbung Δz_L von 1,6 mm ($\Delta z_Q=5,2$ mm) zur Folge hatte als bei einer Vorschubgeschwindigkeit von 5 mm/s mit 1 mm Aufwölbung ($\Delta z_Q=3,6$ mm). An der Nahtoberseite resultierte durch die Wärmebehandlung mit 10 mm/s Vorschubgeschwindigkeit ein Spannungszuwachs von 38 %. Mit geringeren Vorschubgeschwindigkeiten lässt dieser Effekt der Spannungserhöhung an der Nahtoberseite und der stärkeren Spannungsreduzierung an der Nahtunterseite nach.

Die Längsspannungsprofile der beiden Parametersätze mit den größten Spannungsreduktionen in den Schweißnähten sind in Abbildung 4.41 mit den Längsspannungsprofilen einer Schweißnaht ohne thermische Nachbehandlung verglichen. Die Ergebnisse mit dem Laserstrahl weisen große Spannungsreduktionen für einen verwendeten Strahlradius von rund 15 mm (40 % der Längsspannungen an der Nahtober- und 70 % an der Nahtunterseite) auf. Hierbei wurde eine Nahtlängsaufwölbung Δz_L von ca. 0,6 mm gemessen. Der kleinere Strahlradius von 11,4 mm führte zu Spannungsreduktionen an der Nahtoberseite von rund 25 % und an der Nahtunterseite von ca. 60 %.

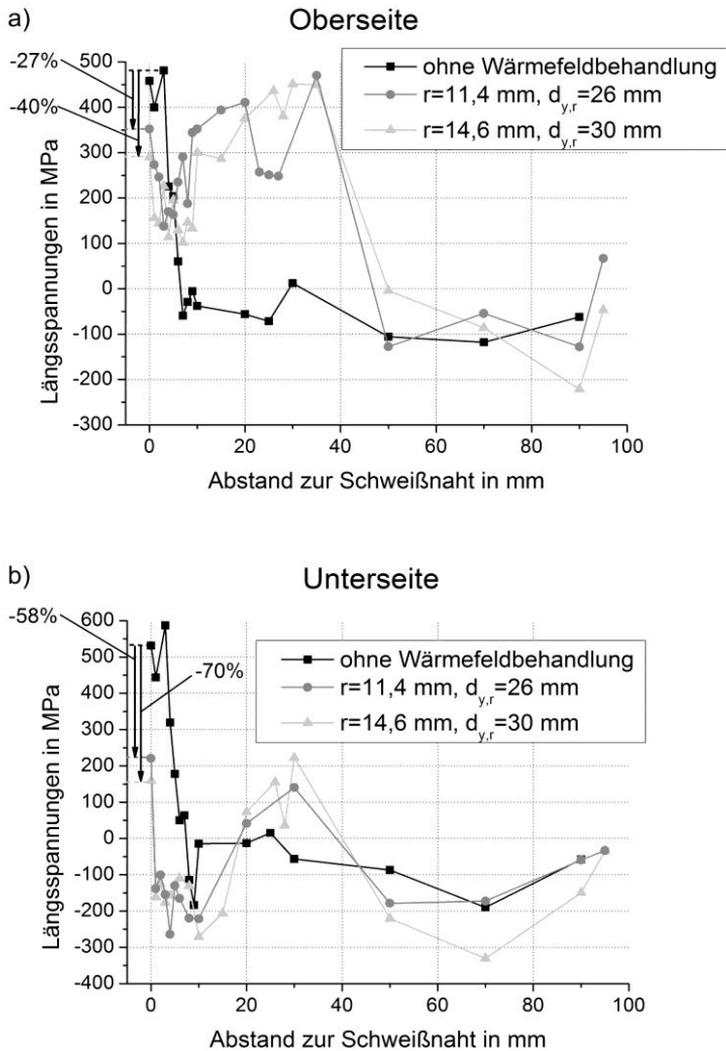


Abbildung 4.41: Experimentell gemessene Längsspannungsprofile an der Ober- (a) und Unterseite (b) eines geschweißten ($P_{SN}=3,8 \text{ kW}$, $v_{SN}=33,3 \text{ mm/s}$) sowie von zwei geschweißten und thermisch nachbehandelten ($P_{WF}=3,3 \text{ kW}$, $T_{WF,max} \approx 700 \text{ °C}$, $r=11,4 \text{ mm}$, $d_{y,r}=26 \text{ mm}$, $v_{WF}=5 \text{ mm/s}$, $t_x \rightarrow \infty$, $Int=808 \text{ W/cm}^2$ bzw. $P_{WF}=4 \text{ kW}$, $T_{WF,max} \approx 700 \text{ °C}$, $r=14,6 \text{ mm}$, $d_{y,r}=30 \text{ mm}$, $v_{WF}=5 \text{ mm/s}$, $t_x \rightarrow \infty$, $Int=597 \text{ W/cm}^2$) S355J2+N-Prüfkörpern

4.2.2.3 Linearnähte an X8CrMnNi19-6-3-Prüfkörpern mit PFO-Optik

Für die Schweißung mit der Portalanlage an dem X8CrMnNi169-6-3 sind exemplarisch die Temperaturverläufe in Abhängigkeit von der Entfernung zur Schweißnaht an der Prüfkörperoberseite in Abbildung 4.42 und an der Prüfkörperunterseite in Abbildung 4.43 dargestellt.

An der Nahtober- und an der Nahtunterseite eines geschweißten nicht nachbehandelten Prüfkörpers wurden Längseigenstressungen von 675 MPa bzw. 901 MPa gemessen. Mithilfe der Nachbehandlung mit dem defokussierten Laserstrahl sind auch an diesem Werkstoff deutliche Eigenspannungsreduzierungen bis zu 35 % an der Nahtoberseite und bis zu 95 % an der Nahtunterseite, wie in den Messergebnissen in der Tabelle 4.7 nachzulesen ist, erhalten worden. Hierbei wurden die Strahlleistungen für die Nachbehandlung P_{WF} mittels der Thermoelementmessungen so eingestellt, dass Temperaturen von $T_{WF,max} \approx 500$ °C an den Prüfkörperoberseiten erzielt wurden. Bei diesen Temperaturen waren an den nachbehandelten Prüfkörpern nur geringe Längsaufwölbungen der Schweißnähte von 0,1 mm messbar (Querverzug ebenfalls nur 0,1 mm).

Mit dem kleinen Strahlradius von 8 mm konnten in den Untersuchungen keine Spannungsreduktionen an der Nahtoberseite erzeugt werden (vgl. Tabelle 4.7). Ebenso waren die resultierenden Längsspannungsreduktionen mit einem Radius von 11,4 mm in beiden Nahtoberflächen relativ gering. Erst mit dem Radius von 14,6 mm wurden deutliche Reduktionen der Längsspannungen erzielt, wie auch der Vergleich der Spannungsreduktionen mit den beiden größeren Strahlradien in Abbildung 4.44 a belegt.

An der Nahtoberseite sind mit dem größten der drei getesteten Strahlradien Spannungsreduktionen bis zu 40 % möglich. Dabei liegen die seitlichen Abstände der Wärmebehandlung zur Schweißnaht $d_{y,r}$, welche den größten Spannungsabbau erzeugten, für den Radius von 14,6 mm im Größenbereich vom Strahlradius plus 15 mm. Für die kleineren Strahlradien ist ein solcher Bereich, der am günstigsten für die Spannungsreduktion in der Naht war, schwieriger zu erkennen. Für den Strahlradius von 11,4 mm zeigen die Ergebnisse mit Abständen von 23 mm, 32 mm und 35 mm Spannungsreduktionen an den Nahtoberseiten von ca. 20 %. An den jeweiligen Nahtunterseiten waren diese Reduktionen jedoch marginal. Für die Versuche mit einem Strahlradius von 8 mm war ein solcher Abstand nicht zu erkennen, da hier keine Spannungsreduktionen erhalten wurden.

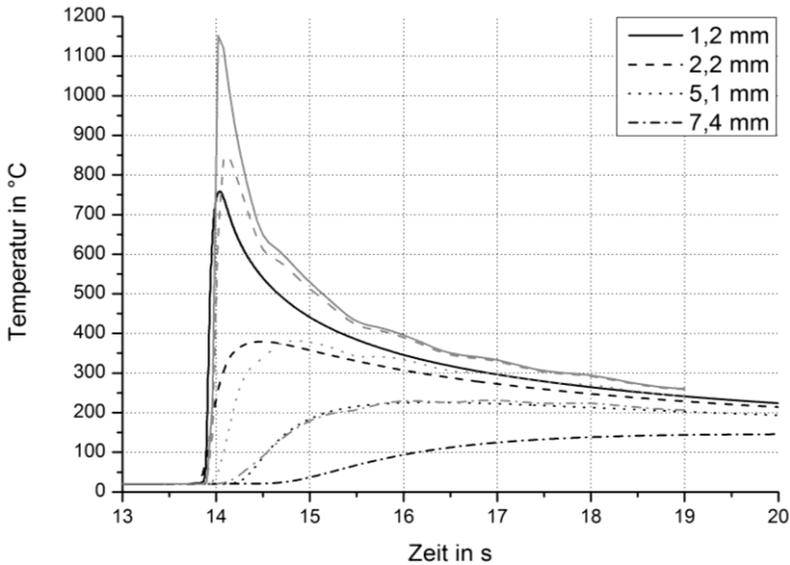


Abbildung 4.42: Experimentell gemessene Temperaturverläufe an der Prüfkörperoberseite im angegebenen Abstand quer zur Schweißnaht während des Schweißens mit dem 16kW-Scheibenlaser mit dem Schweißkopf ($P_{SN}=3,8$ kW, $v_{SN}=33,3$ mm/s) an einem X8CrMnNi19-6-3-Prüfkörper

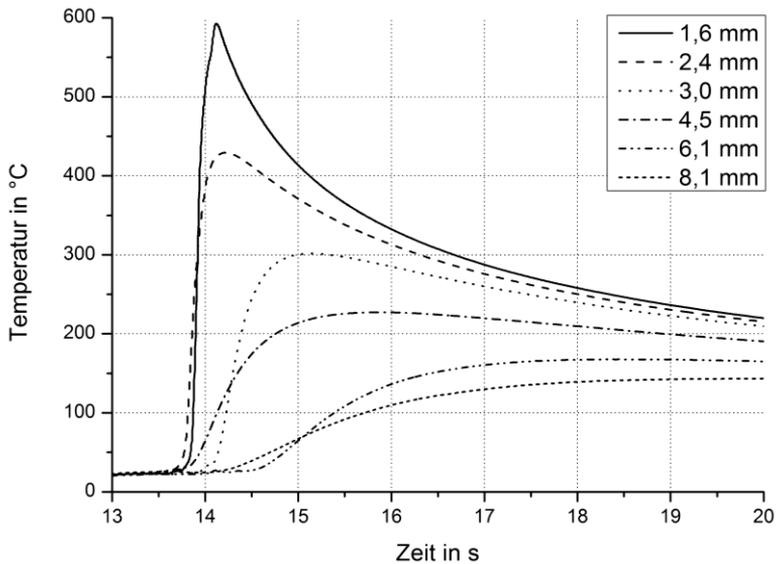


Abbildung 4.43: Experimentell gemessene Temperaturverläufe im angegebenen Abstand quer zur Schweißnaht an der Prüfkörperunterseite während des Schweißens mit dem 16kW-Scheibenlaser mit dem Schweißkopf ($P_{SN}=3,8$ kW, $v_{SN}=33,3$ mm/s) an einem X8CrMnNi19-6-3-Prüfkörper

Tabelle 4.7: Längsspannungen in den linearen laserstrahlgeschweißten Nähten ($P_{SN}=3,8 \text{ kW}$, $v_{SN}=33,3 \text{ mm/s}$) der X8CrMnNi19-6-3-Prüfkörper ohne und mit Nachbehandlung ($T_{WF,max} \approx 500 \text{ °C}$, $t_x \rightarrow \infty$) mit dem defokussierten Laserstrahl an der PFO-Scanneroptik (grau markiert sind Parametersätze mit Längsspannungsreduktionen größer 20 %)

r in mm	$d_{i,b}$ in mm	$d_{i,r}$ in mm	v_{WF} in mm/s	P_{WF} in kW	Längsspannungen an der Nahtoberseite in MPa	Spannungsreduktion an der Oberseite in %	Längsspannungen an der Nahtunterseite in MPa	Spannungsreduktion an der Unterseite in %
8	ohne Wärmebehandlung			1,25	675 ±42	-	901 ±63	-
	20	16	5		741 ±50	-10	-	-
	24	19			694 ±47	-3	-	-
	28	23			711 ±18	-5	-	-
	32	25			673 ±17	0	-	-
	36	27			692 ±42	-3	-	-
	40	30			727 ±12	-8	-	-
	45	33			737 ±54	-9	-	-
	23	19			559 ±38	17	-	-
	26	21			547 ±49	19	817 ±33	9
29	23	507 ±13		25	-	-		
11,4	33	25	5	2	674 ±84	0	-	-
	38	28			692 ±42	-3	-	-
	44	32			525 ±54	22	850 ±62	6
	50	35			553 ±24	18	881 ±31	2
	24	19			627 ±31	7	-	-
	28	23			668 ±36	1	-	-
	32	25			677 ±26	0	265 ±38	71
	36	27			767 ±33	-14	554 ±37	39
14,6	40	30	5	2,6	673 ±45	0	334 ±23	63
	45	33			480 ±49	29	49 ±66	95
	50	35			601 ±15	11	633 ±73	30
	36	27			690 ±61	-2	-	-
	40	30			425 ±42	37	761 ±59	16
	50	35			507 ±32	25	-	-

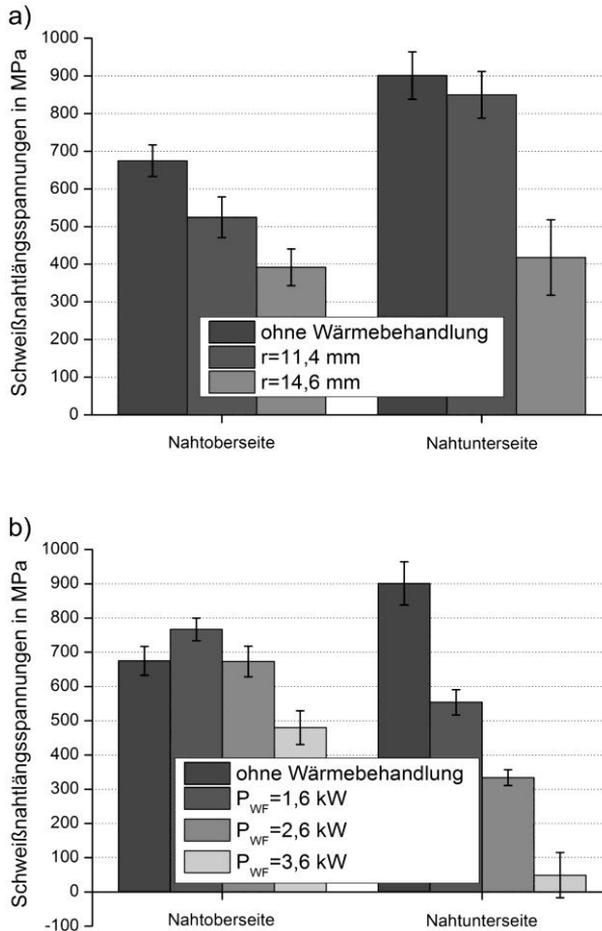


Abbildung 4.44: Längsspannungen in den linearen laserstrahlgeschweißten Nähten ($P_{SN}=3,8 \text{ kW}$, $v_{SN}=33,3 \text{ mm/s}$) der X8CrMnNi19-6-3-Prüfkörper ohne und mit Nachbehandlung ($v_{WF}=5 \text{ mm/s}$) mit dem defokussierten Laserstrahl in Abhängigkeit vom genutzten Wärmefeldradius r (a: $T_{WF,max} \approx 500 \text{ }^\circ\text{C}$) sowie der Strahlleistung P_{WF} (b: $r=14,6 \text{ mm}$)

Bei der Variation der Strahlleistung in Abbildung 4.44 b ist zu sehen, dass bereits mit 1,6 kW die Spannungen an der Nahtunterseite um fast 40 % reduziert werden konnten. An der Nahtoberseite wurde jedoch kein Spannungsabbau erhalten. Mit dieser Strahlleistung wurden an der Prüfkörperoberseite nur 380 °C und ca. 240 °C an der Prüfkörperunterseite erzeugt. Mit höheren Strahlleistungen und Temperaturen konnte der Spannungsabbau mit dem defokussierten Laserstrahl auch an diesem Werkstoff deutlich gesteigert werden. So wurden mit 2,6 kW und rund 530 °C an der Prüfkörperoberseite sowie 350 °C an der Prüfkörperunterseite vor allem die Spannungen an der Nahtunterseite stärker abgebaut. An der Nahtoberseite konnte dieses Verfahren bei den geringen seitlichen Abständen von 25 mm nicht so starke Längsspannungsreduktionen erzielen. Wurden mit 3,6 kW

Strahlleistung rund 700 °C an der Prüfkörperoberseite erzeugt, wurde der Längsspannungsabbau besonders an der Nahtunterseite und die Nahtlängsaufwölbung vergrößert.

In den Versuchen mit dem Strahlradius von 14,6 mm und verschiedenen Vorschubgeschwindigkeiten v_{WF} ist für die Spannungsmessergebnisse in Abbildung 4.45 an der Nahtoberseite kein markanter Einfluss zu sehen. Für die Längsspannungen an der Nahtunterseite konnten hingegen mit den Vorschubgeschwindigkeiten von 2,5 mm/s sowie 5 mm/s Reduktionen auf rund 300 MPa erhalten werden. Mit der Vorschubgeschwindigkeit von 10 mm/s war ein Abbau auf ca. 600 MPa in beiden Nahtoberflächen möglich.

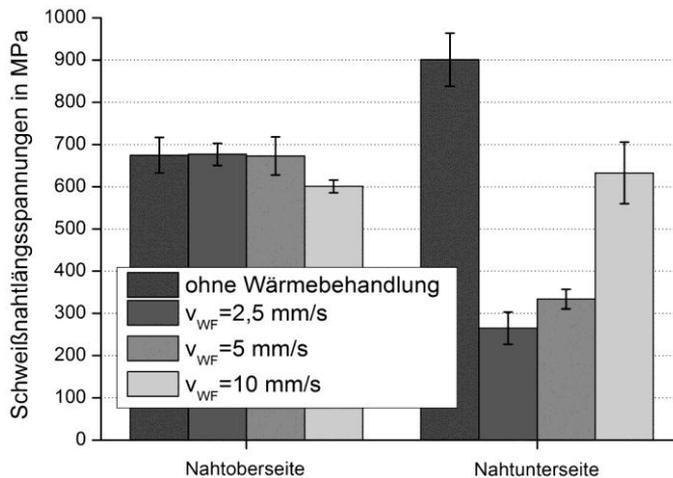


Abbildung 4.45: Längsspannungen in den linearen laserstrahlgeschweißten Nähten ($P_{SN}=3,8$ kW, $v_{SN}=33,3$ mm/s) der X8CrMnNi19-6-3-Prüfkörper ohne und mit Nachbehandlung ($v_{WF}=5$ mm/s) mit dem defokussierten Laserstrahl in Abhängigkeit von der genutzten Vorschubgeschwindigkeit v_{WF} ($T_{WF,max} \approx 500$ °C, $r=14,6$ mm)

In Abbildung 4.46 sind die Längsspannungsprofile an den Prüfkörperoberflächen eines geschweißten nicht nachbehandelten mit denen eines geschweißten und nachbehandelten X8CrMnNi19-6-3-Prüfkörpers dargestellt. Hier ist an dem Verlauf der Spannungen an der Oberseite im Bereich der Wärmebehandlung zu sehen, dass mit den erzeugten 500 °C relativ geringe Zugspannungen von rund 200 MPa in dieser Zone erzeugt wurden. Diese Temperaturen führen zu kleinen Spannungsreduktionen in der Naht, jedoch wurde hierbei annähernd kein Bauteilverzug gemessen. Bei dem Versuch mit 3,6 kW Strahlleistung und den erzeugten Temperaturen von 700 °C sind die Spannungen im Vergleich zu den Elektronenstrahl experimenten in gleicher Größenordnung von rund 30 % an der Nahtoberseite und über 90 % an der Nahtunterseite abgebaut worden.

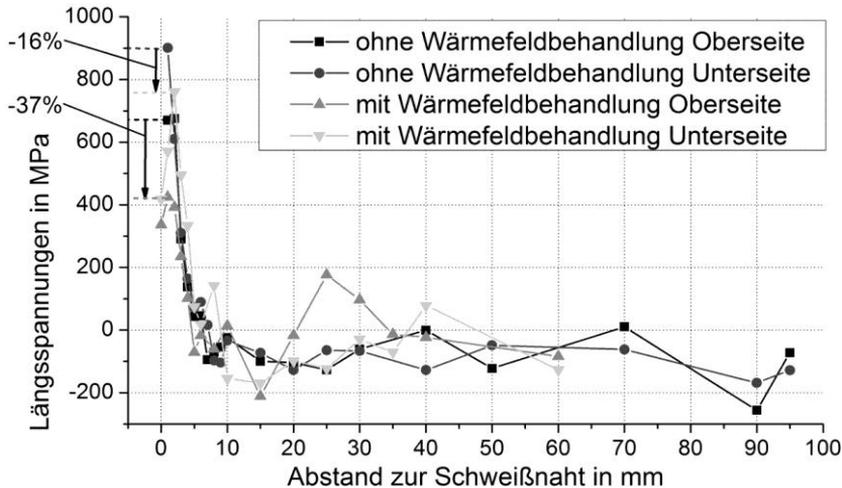


Abbildung 4.46: Experimentell gemessene Längsspannungsprofile an der Ober- und an der Unterseite eines geschweißten ($P_{SN}=3,8 \text{ kW}$, $v_{SN}=33,3 \text{ mm/s}$) und eines geschweißten und thermisch nachbehandelten ($P_{WF}=2,6 \text{ kW}$, $T_{WF,max}\approx 500 \text{ °C}$, $r=14,6 \text{ mm}$, $d_y=30 \text{ mm}$, $v_{WF}=5 \text{ mm/s}$, $t_x \rightarrow \infty$, $Int=388 \text{ W/cm}^2$) X8CrMnNi19-6-3-Prüfkörpers

4.2.2.4 Linearnähte an S355J2+N-Prüfkörpern mit Schweißkopf

Bei der zeitlich separaten und nicht quasimultanen Wärmebehandlung der einzelnen Seiten mit der Laserschweißoptik an den linearen Laserschweißnähten zeigte sich in den Messergebnissen in Abbildung 4.47 bereits für eine einseitige Wärmefeldbehandlung (Wärmefeld WF nur links) eine Längsspannungsreduktion von 21 % an der Nahtober- und 70 % an der Nahtunterseite. In den Versuchen, bei denen beide Seiten nacheinander behandelt wurden (Wärmefeld 2 folgt auf Wärmefeld 1), erstreckte sich der Spannungsabbau an der Nahtoberseite von 53 % bis zu 82 % und an der Nahtunterseite von 40 % bis 108 %. Hierbei zeigten die Experimente, bei denen die Prüfkörper zwischen den Arbeitsschritten vollständig auf Raumtemperatur abkühlen konnten, die größten Spannungsreduktionen an der Nahtoberseite. Für die Spannungen an der Nahtunterseite ist diesbezüglich kein großer Einfluss zu erkennen. Einzig die Erzeugung von Druckspannungen an der Nahtunterseite bei direkter Folge der beiden Wärmefeldbehandlungen auf den Schweißprozess ragte hier etwas heraus. Für einen Vorschub der Wärmefelder im Gleich- und Gegenlauf wurden ähnlich große Spannungsreduktionen beim Vergleich der Spannungen an Nahtober- und Nahtunterseite erhalten.

Im Vergleich zur quasimultanen Wärmebehandlung mit der PFO-Scanneroptik an dem gleichen 5 mm dicken S355J2+N-Prüfkörper, der mit den gleichen Parametern ($P_{SN}=3,8 \text{ kW}$, $v_{SN}=33,3 \text{ mm/s}$, $r=14,6 \text{ mm}$, $d_y=30 \text{ mm}$, $v_{WF}=5 \text{ mm/s}$, $T_{WF,max}\approx 700 \text{ °C}$) geschweißt und wärmebehandelt wurde, wurde mit dieser zeitlich separaten Wärmebehandlung der einzelnen Prüfkörperseiten ein größerer Spannungsabbau erhalten.

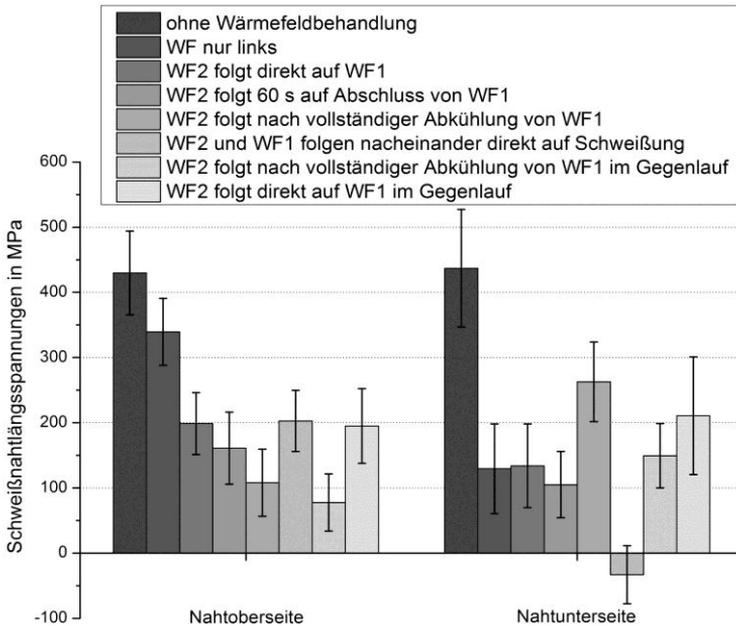


Abbildung 4.47: Vergleich der Längsspannungen an der Nahtober- (links) und an der Nahtunterseite (rechts) in einem mit dem Laserschweißkopf geschweißten S355J2+N-Prüfkörper ($P_{SN}=3,8$ kW und $v_{SN}=33,3$ mm/s) sowie in geschweißten und unterschiedlich wärmebehandelten Prüfkörpern ($r=14,6$ mm, $d_f=30$ mm, $v_{WF}=5$ mm/s und $P_{WF}=2$ kW, $T_{WF,max}\approx 700$ °C)

4.2.2.5 Linearnähte an 10 mm dicken S355-Prüfkörpern

In Abbildung 4.48 sind die erzielten Längsspannungen an der Nahtober- sowie an der Nahtunterseite einer geschweißten nicht nachbehandelten Schweißnaht und die Spannungen in unterschiedlich nachbehandelten Schweißnähten dargestellt. In dem oberen Diagramm ist hier eine deutliche Vergrößerung der Spannungsreduktion bei einer Steigerung der Wärmefeldleistung von 2 kW ($T_{WF,max}\approx 680$ °C an der Prüfkörperoberseite und $T_{WF,max}\approx 270$ °C an der Prüfkörperunterseite) auf 3 kW ($T_{WF,max}\approx 1090$ °C an der Prüfkörperoberseite und $T_{WF,max}\approx 380$ °C an der Prüfkörperunterseite) zu sehen. Für die Nahtunterseite konnte die Spannungsreduktion bei einer weiteren Steigerung der Wärmefeldleistung auf 3,5 kW ($T_{WF,max}\approx 1290$ °C an der Prüfkörperoberseite und $T_{WF,max}\approx 420$ °C an der Prüfkörperunterseite) weiter vergrößert werden. Für die Längsspannungen an der Nahtoberseite war hier keine weitere Steigerung des Spannungsabbaus erreicht worden. Bei den Prüfkörpern, die mit 3 kW und 3,5 kW behandelt wurden, resultierte ein Querverzug Δz_Q von rund 1 mm. Eine Nahtlängsaufwölbung war bei dieser Blechdicke nicht messbar ($\Delta z_L\approx 0$ mm). An dem Prüfkörper, der mit 2 kW Strahlleistung behandelt wurde, war in beiden Richtungen kein Verzug messbar ($\Delta z_L=\Delta z_Q\approx 0$ mm).

4 Ergebnisse

In Abbildung 4.48 b zeigt sich, dass eine Vorschubgeschwindigkeit von 5 mm/s den größten Spannungsabbau an den beiden Nahtoberseiten ermöglichte. Für größere Geschwindigkeiten nahm die Spannungsreduktion an der Nahtunterseite ab. Eine geringere Geschwindigkeit als 5 mm/s führte zu keiner deutlichen Steigerung der Längsspannungsreduktion an der Nahtober- sowie an der Nahtunterseite.

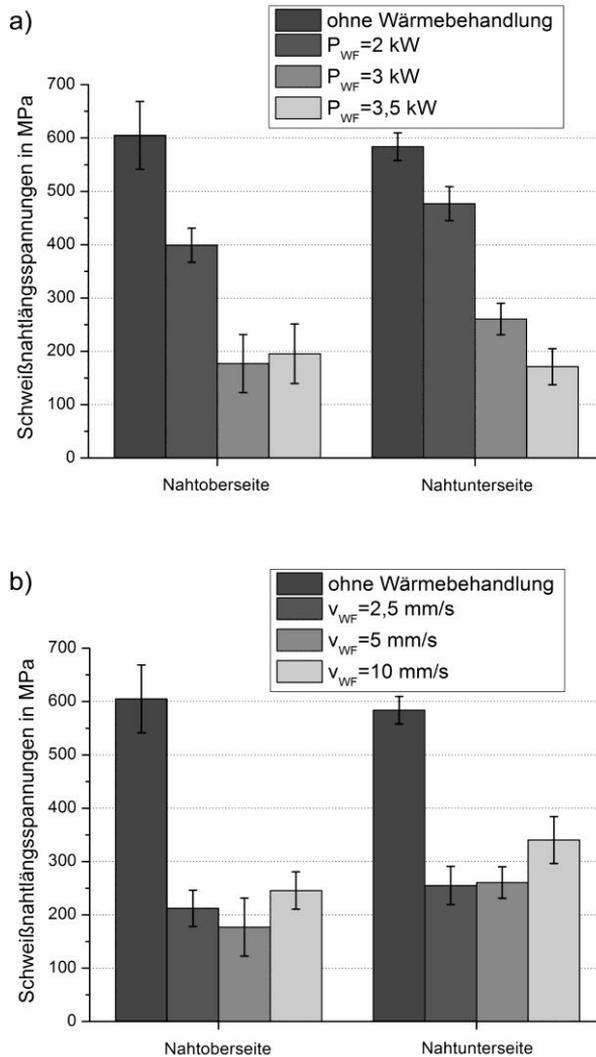


Abbildung 4.48: Längsspannungen in den linearen laserstrahlgeschweißten Nähten ($P_{SN}=6,8 \text{ kW}$, $v_{SN}=33,3 \text{ mm/s}$) der 10 mm dicken S355-Prüfkörper ohne und mit Nachbehandlung ($r=14,6 \text{ mm}$, $d_y=30 \text{ mm}$) mit dem defokussierten Laserstrahl in Abhängigkeit von der genutzten Wärmefeldleistung P_{WF} (a: $v_{WF}=5 \text{ mm/s}$) sowie von der Vorschubgeschwindigkeit v_{WF} (b: $T_{WF,max} \approx 1090 \text{ °C}$)

In Abbildung 4.49 ist in den Längsspannungsmessergebnissen an den Nahtober- und an den Nahtunterseiten zu sehen, dass für die Versuche mit dem Strahlradius von 14,6 mm die größte Spannungsreduktion mit einem seitlichen Abstand von 30 mm erzielt wurde. Hier wurden an der Nahtoberseite rund 70 % und an der Nahtunterseite ca. 60 % der Längsspannungen abgebaut. Somit konnten auch die Versuche an größeren Materialstärken deutliche Reduktionen der Nahtlängsspannungen ermöglichen.

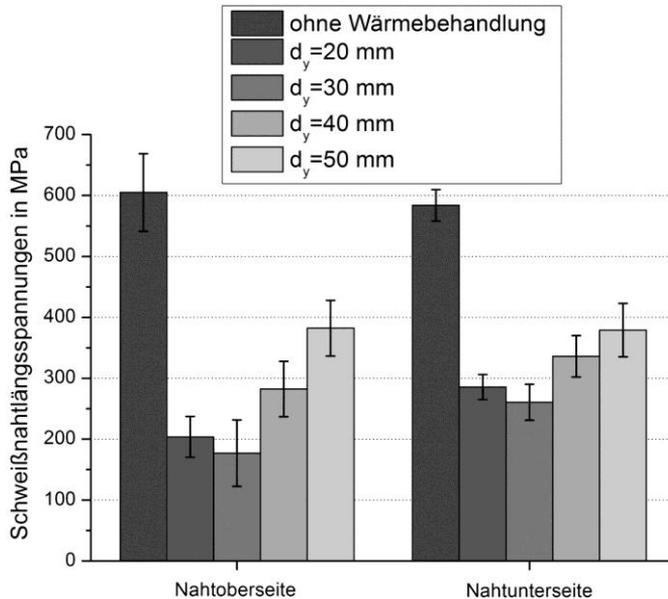


Abbildung 4.49: Längsspannungen in den linearen laserstrahlgeschweißten Nähten ($P_{SN}=6,8$ kW, $v_{SN}=33,3$ mm/s) der 10 mm dicken S355-Prüfkörper ohne und mit Nachbehandlung ($r=14,6$ mm, $v_{WF}=5$ mm/s, $P_{WF}=3$ kW, $T_{WF,max}\approx 1090$ °C) mit dem defokussierten Laserstrahl in Abhängigkeit von dem genutzten seitlichen Abstand d_y .

4.2.2.6 Radiale Rundnähte an S690-Rohren mit PFO-Optik

Bei den Experimenten an den S690-Rohren konnten mit dem Strahlradius von 5,7 mm, wie die Messergebnisse in Abbildung 4.50 belegen, Längsspannungsreduktionen an der Nahtoberseite von rund 50 % erzeugt werden. In einem geschweißten, nicht nachbehandelten Prüfkörper wurden an der Schweißnahtoberseite Umfangseigenspannungen von 249 MPa gemessen. Die Nachbehandlung mit dem defokussierten Laserstrahl zeigte bereits bei einem seitlichen Abstand $d_{y,r}$ der Wärmebehandlung zur Schweißnaht von nur 14 mm ($r+8,3$ mm) eine deutliche Spannungsreduktion größer 40 % (vgl. Abbildung 4.50 a). Die größte Reduktion von 51 % wurde für den Abstand $d_{y,r}$ von 20 mm gemessen, der wie bei den anderen Nahtformen in dem Größenbereich des Radius plus 10 mm bis 15 mm liegt. Für einen noch größeren Abstand von 30 mm war ein deutlich verminderter Effekt der Wärmebehandlung für die

4 Ergebnisse

Längsspannungen in der Naht zu sehen. Hier konnten nur 19 % der Längsspannungen abgebaut werden.

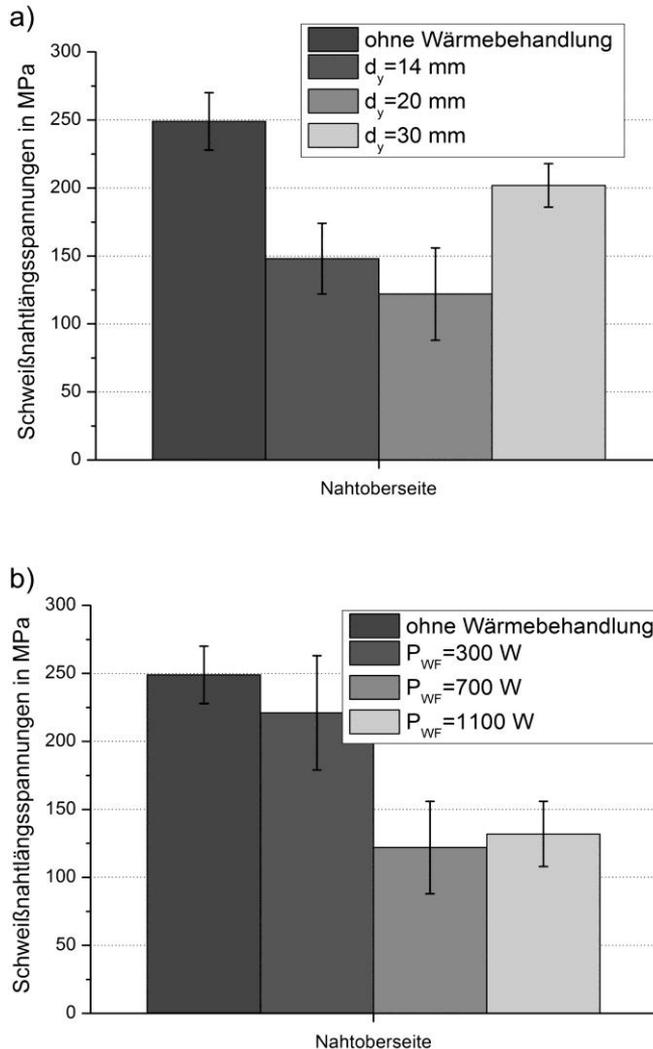


Abbildung 4.50: Längsspannungen in den radialen Rundschweißnähten in Rohren aus S690-Baustahl ohne und mit Nachbehandlung mit dem defokussierten Laserstrahl der PFO-Scanneroptik ($P_{SN}=3,8$ kW, $v_{SN}=33,3$ mm/s, $r=5,7$ mm, $v_{WF}=5$ mm/s, $t_x \rightarrow \infty$) in Abhängigkeit von dem seitlichen Abstand (a: $P_{WF}=700$ W, $T_{WF,max} \approx 700$ °C) sowie von der genutzten Wärmefeldleistung P_{WF} (b: $d_y=20$ mm)

Bei den Versuchen mit den drei unterschiedlichen Strahlleistungen P_{WF} in Abbildung 4.50 b ist zu sehen, dass die größte Spannungsreduktion mit 700 W erhalten wurde. Für diese Strahlleistung wurde das Material in der Oberfläche auf eine Temperatur $T_{WF,max}$ von rund 700 °C erwärmt. Für deutlich geringere Temperaturen wie mit 300 W ($T_{WF,max} \approx 300$ °C) konnten nur 11 % der Längsspannungen in der Schweißnaht abgebaut werden. Eine höhere Strahlleistung und folglich höhere $T_{WF,max}$ führten ebenso zu keiner Steigerung des Spannungsabbaus in der Schweißnaht.

4.2.2.7 Anwendungsbeispiel Getriebewellen

In den segmentierten radialen Rundnähten der noch nicht mit dem defokussierten Laserstrahl behandelten Getriebewellen wurden Längsspannungen im Mittel von rund 340 MPa knapp oberhalb der Streckgrenze des Grundmaterials gemessen. Die Querspannungen dieser Nähte lagen als Druckspannungen von ca. 150 MPa vor. In den axialen Schweißnähten schwankten die Längsspannungen zwischen 45 MPa und 265 MPa (im Mittel bei rund 170 MPa). Die Querspannungen lagen wie in den Radialnähten als Druckspannungen von ca. 200 MPa vor.

Infolge der radialen Wärmebehandlung konnten die Längsspannungen in den radialen Rundnähten, wie Abbildung 4.51 zeigt, bereits deutlich reduziert werden. Beim Vergleich der Längsspannungen von 340 MPa vor der Behandlung mit den erzeugten Spannungen von nur noch rund 170 MPa bei einer Wärmebehandlungstemperatur von 900 °C konnten die Spannungen in dieser Naht bereits durch die einseitige Behandlung um fast 50 % abgebaut werden. Aber auch mit 700 °C wurde eine Reduktion der Längsspannungen um über 20 % erhalten. Mit geringeren Temperaturen liegt die gemessene Spannungsänderung im Bereich des Messfehlers.

Da die größte Spannungsreduktion mit den erzeugten 900 °C erhalten wurde, wurde diese Temperatur auch für die Experimente an dem zweiten Prüfkörper genutzt. Hierbei lagen die Längsspannungen in den radialen Rundnähten nach der radialen Behandlung bei rund 200 MPa. Die ermittelten Längsspannungsreduktionen schwankten zwischen 20 % und 40 %.

Deutlich gesteigert wurde der Längsspannungsabbau in den radialen Rundnähten durch die axiale Wärmebehandlung. Auch hier zeigen die Messergebnisse der einzelnen Bauteilbereiche am ersten Prüfkörper in Abbildung 4.51 mit geringeren erzeugten Temperaturen zur Wärmebehandlung höhere resultierende Restspannungen. Mit 700 °C können diese Spannungen von rund 260 MPa nach der radialen Behandlung durch die axiale auf ca. 150 MPa weiter abgebaut werden. So konnten mit diesen beiden Behandlungsschritten mit 700 °C über 50 % der Spannungen abgebaut werden. Mit 900 °C für beide Schritte wurden sogar Druckspannungen von rund 80 MPa in der radialen Schweißnaht am ersten Prüfkörper erhalten.

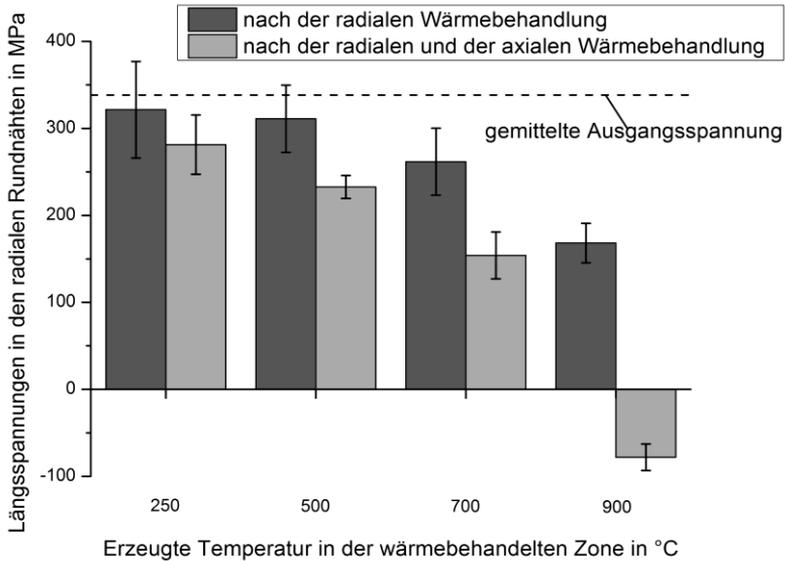


Abbildung 4.51: Erhaltene Längsspannungen in den radialen Schweißnähten des ersten Prüfkörpers nach der radialen sowie nach der radialen und axialen Wärmebehandlung in Abhängigkeit von der erzeugten Wärmebehandlungstemperatur

Die Restlängsspannungen in den radialen Rundnähten im zweiten Prüfkörper (vgl. Abbildung 4.52) zeigen ähnliche Werte zwischen 10 MPa und -80 MPa nach der Wärmebehandlung. Durch die beiden Behandlungen (axial plus radial) konnten auch die Längsspannungen in den axialen Rundnähten in beiden Prüfkörpern (vgl. Abbildung 4.52 und Abbildung 4.53) in den Druckbereich geführt werden. Mit 900 °C Behandlungstemperatur konnten Druckspannungen von rund 150 MPa bis 240 MPa erzeugt werden. Mit geringeren Behandlungstemperaturen war diese Wirkung für die axialen Schweißnähte ebenfalls geringer (vgl. Abbildung 4.53).

Die Querspannungen, die nach dem Schweißen als Druckspannungen zwischen 150 MPa und 200 MPa in beiden Nahtformen vorlagen, wurden durch die Behandlung gering auf Druckspannungswerte zwischen 60 MPa und 90 MPa reduziert.

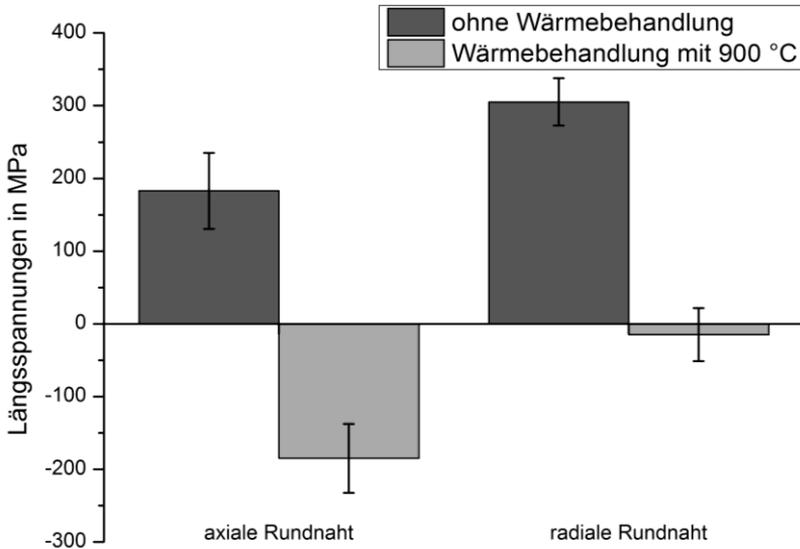


Abbildung 4.52: Gemittelte erhaltene Längsspannungen in den axialen und radialen Schweißnähten des zweiten Prüfkörpers ohne Wärmebehandlung im Vergleich mit den Längsspannungen nach der radialen und axialen Wärmebehandlung mit der erzeugten Wärmebehandlungstemperatur von rund 900 °C

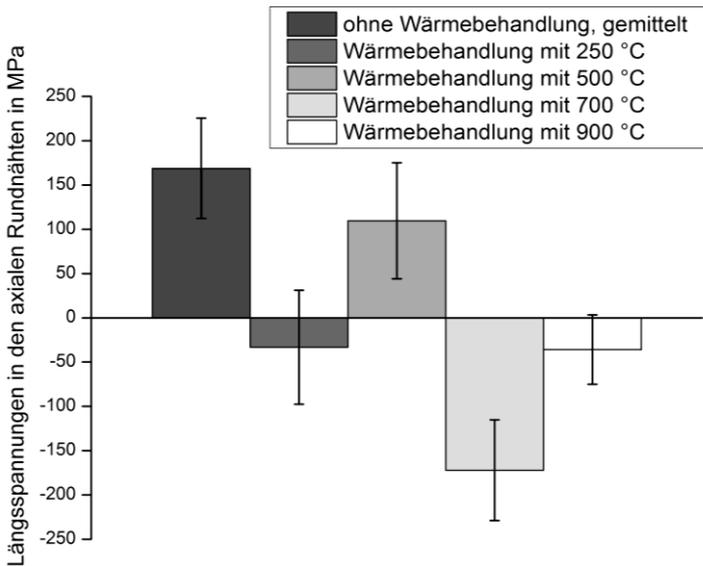


Abbildung 4.53: Erhaltene Längsspannungen in den axialen Schweißnähten des ersten Prüfkörpers nach der radialen und axialen Wärmebehandlung in Abhängigkeit von der erzeugten Wärmebehandlungstemperatur

5 Diskussion der Ergebnisse

Die in dem vorigen Kapitel 4 dargestellten Untersuchungsergebnisse zeigen, dass mit defokussierten Elektronen- bzw. Laserstrahlen nicht nur lokale Spannungsarmglühprozesse oder eine Reduzierung der Abkühlgradienten zum Eigenspannungsabbau in Schweißnähten erzeugt werden können. Mit ihnen ist es in einem zügigen und effektiven Prozess auch möglich, die hohen Längszugspannungen, die in strahlgeschweißten Nähten auftreten, mittels der Wärmebehandlung des Materials neben der Schweißnaht beträchtlich zu senken.

5.1 FEM-Simulation

Mithilfe der FEM-Computersimulation konnte die Spannungsentwicklung an den unterschiedlichen für den Abbauprozess relevanten Positionen aufgenommen werden. Mit ihr war es möglich den Einfluss unterschiedlicher Verfahrens- sowie Werkstoffparameter auf die Spannungsreduktion in der Schweißnaht zu untersuchen und den Mechanismus der Spannungsumlagerung zu verstehen. Zur Prozessbeschreibung und zur Parametereingrenzung für die experimentellen Untersuchungen dienten die Ergebnisse des S355J2+N-Werkstoffmodells. Quantitative Aussagen über das Potential dieser Methode zur Eigenspannungsreduktion sowie hinsichtlich der geeigneten Prozessparameter werden durch die experimentellen Ergebnisse bereitgestellt.

5.1.1 Schweißnahtsimulation

Der Abgleich der Simulationsergebnisse mit den experimentellen Messwerten für die während des Schweißprozesses erhaltenen Temperaturen und der resultierenden Spannungen in Abbildung 5.1 bis Abbildung 5.10 zeigt, dass ein ähnliches Spannungsprofil durch die Simulation des S355J2+N erhalten werden konnte. Beim Vergleich der Temperaturen und Längsspannungen an dem X8CrMnNi19-6-3 wurden im Experiment deutlich höhere Werte erhalten. Für diesen Werkstoff wird durch die geringe thermische Leitfähigkeit sowie durch das adiabate FE-Modell ein Wärmestau in der Schweißnaht erzeugt, der im Vergleich zu den experimentellen Spannungsmesswerten einen doppelt so breiten Spannungspik in der Schweißnaht hervorruft (vgl. Abbildung 5.8 bis Abbildung 5.10).

Die experimentell gemessenen Zugspannungen von rund 900 MPa entstanden aufgrund der Martensitbildung infolge der in Abschnitt 3.1.2 angesprochen Verformungsverfestigung sowie der Destabilisierung des Austenits durch das Aufschmelzen des Materials. Durch den Schweißprozess weist das Material im Nahtbereich wie Abbildung 4.6 zeigt eine Vergleichsdehnung von ca. 0,11 auf. Beim Vergleich dieses Wertes mit der Fließkurve in Abbildung 3.2 nach Szepan [104] sind Fließgrenzen von 800 MPa zu erwarten. Die Gefügeänderung konnte mittels der Untersuchung der Umwandlung Austenit-Martensit mit der optischen Bildanalyse sowie durch die Messungen mit einem Ferritoscope belegt werden. Bei den Messungen wurden die Ferrit-/Martensitgehalte von rund 0,5 % in dem

Grundwerkstoff und 3,5 % in der Schweißnaht ermittelt. Das FEM-Modell hat diese Destabilisierung des Austenits infolge des Aufschmelzens und somit die Aufhärtung durch Martensitbildung nicht berücksichtigt und führte zu den deutlichen Unterschieden im Vergleich zu den experimentellen Messwerten. Aufgrund dieser Differenzen diente dieses Werkstoffmodell ausschließlich einer qualitativen Untersuchung.

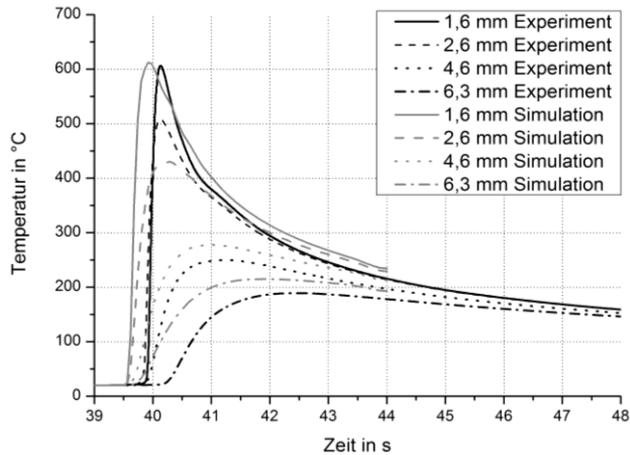


Abbildung 5.1: Experimentell gemessene Temperaturverläufe an der Prüfkörperoberseite im angegebenen Abstand quer zur Schweißnaht im Vergleich zu Simulationsergebnissen während des Schweißens mit dem 16kW-Scheibenlaser mit dem Schweißkopf ($P_{SN}=3,8 \text{ kW}$, $v_{SN}=33,3 \text{ mm/s}$) an einem S355J2+N-Prüfkörper

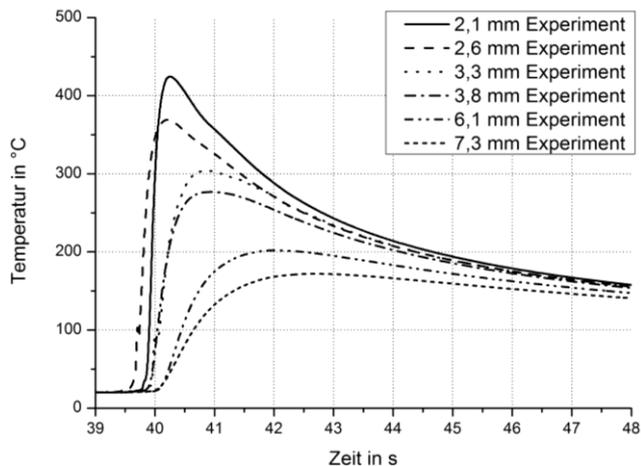


Abbildung 5.2: Experimentell gemessene Temperaturverläufe im angegebenen Abstand quer zur Schweißnaht an der Prüfkörperunterseite während des Schweißens mit dem 16kW-Scheibenlaser mit dem Schweißkopf ($P_{SN}=3,8 \text{ kW}$, $v_{SN}=33,3 \text{ mm/s}$) an einem S355J2+N-Prüfkörper

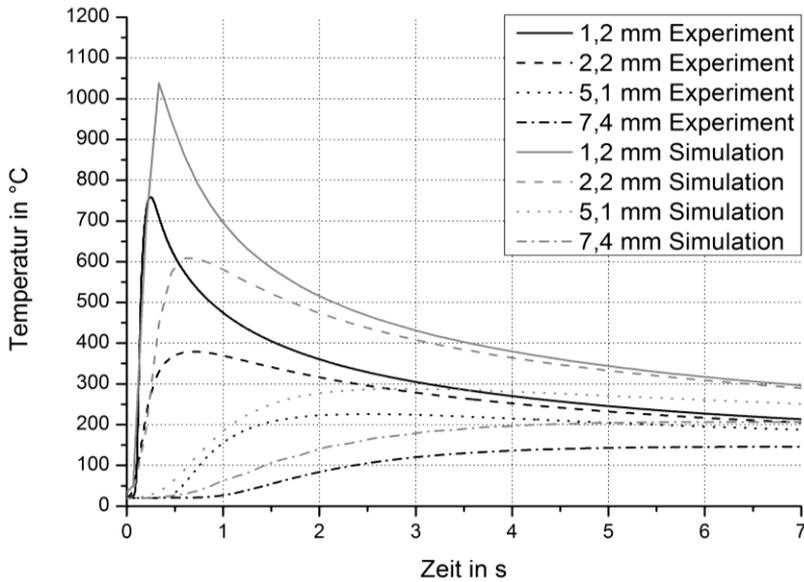


Abbildung 5.3: Experimentell gemessene Temperaturverläufe an der Prüfkörperoberseite im angegebenen Abstand quer zur Schweißnaht im Vergleich zu Simulationsergebnissen während des Schweißens mit dem 16kW-Scheibenlaser mit dem Schweißkopf ($P_{SN}=3,8 \text{ kW}$, $v_{SN}=33,3 \text{ mm/s}$) an einem X8CrMnNi19-6-3-Prüfkörper

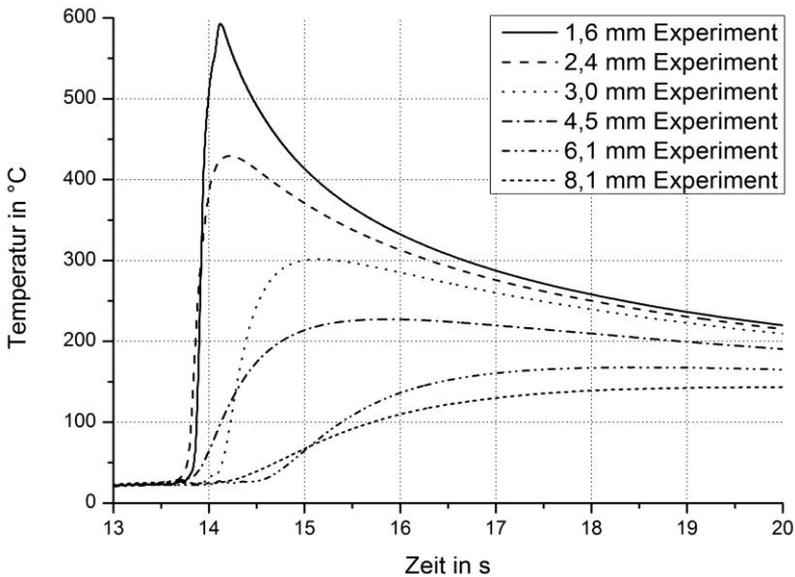


Abbildung 5.4: Experimentell gemessene Temperaturverläufe im angegebenen Abstand quer zur Schweißnaht an der Prüfkörperunterseite während des Schweißens mit dem 16kW-Scheibenlaser mit dem Schweißkopf ($P_{SN}=3,8 \text{ kW}$, $v_{SN}=33,3 \text{ mm/s}$) an einem X8CrMnNi19-6-3-Prüfkörper

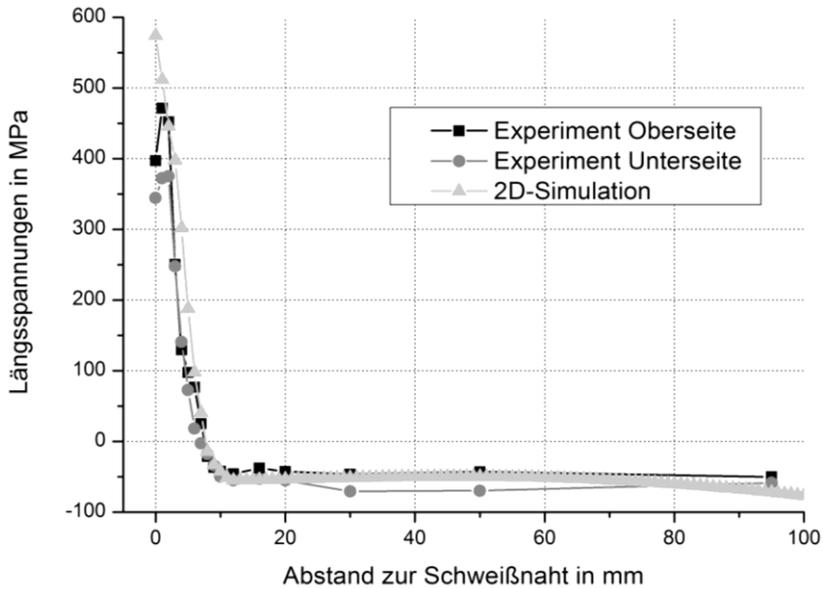


Abbildung 5.5: Experimentell gemessene Längsspannungsprofile im Vergleich zu Simulationsergebnissen in einer elektronenstrahlgeschweißten Naht ($P_{SN}=6,1 \text{ kW}$, $v_{SN}=15 \text{ mm/s}$) an einem S355J2+N-Prüfkörper

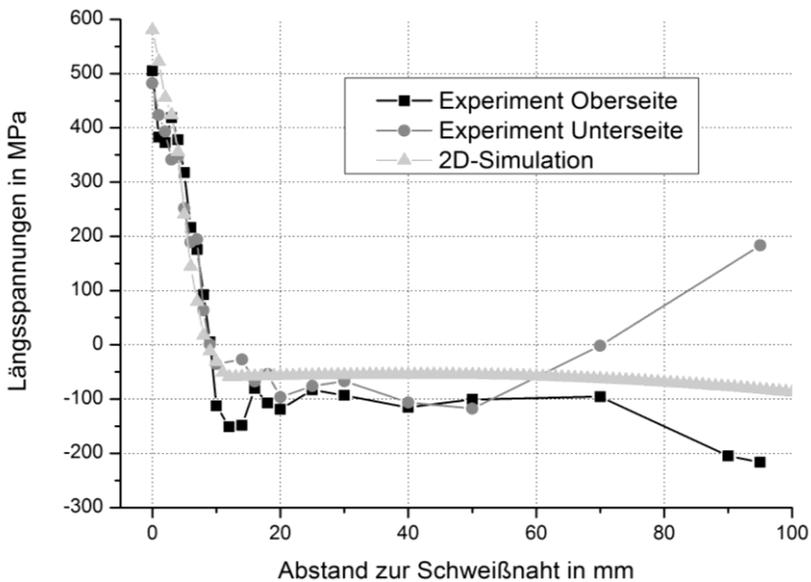


Abbildung 5.6: Experimentell gemessene Längsspannungsprofile im Vergleich zu Simulationsergebnissen in einer laserstrahlgeschweißten Naht infolge des Schweißens mit dem 5kW-Faserlaser und der RLSK-Scanneroptik ($P_{SN}=5 \text{ kW}$, $v_{SN}=25 \text{ mm/s}$) an einem S355J2+N-Prüfkörper

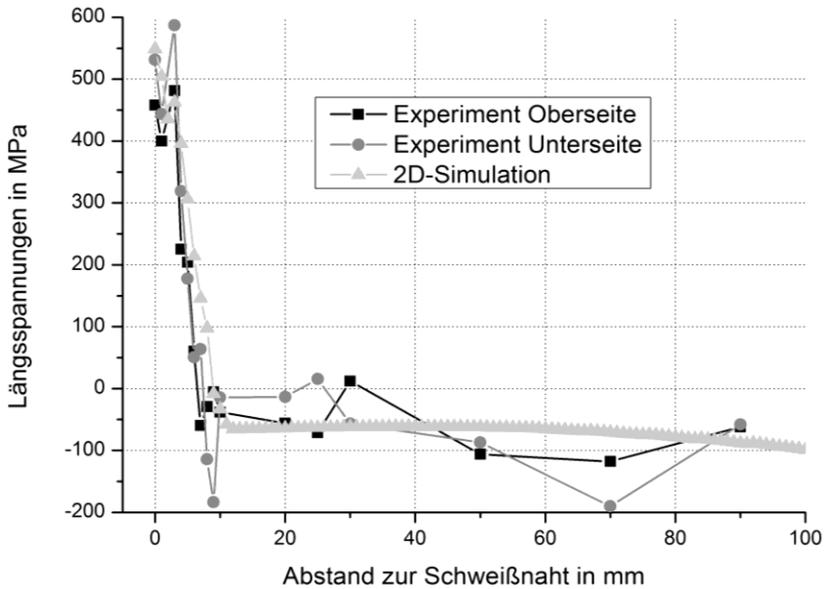


Abbildung 5.7: Experimentell gemessene Längsspannungsprofile im Vergleich zu Simulationsergebnissen in einer laserstrahlgeschweißten Naht infolge des Schweißens mit dem 16kW-Scheibenlaser und der PFO-Scanneroptik ($P_{SN}=3,8 \text{ kW}$, $v_{SN}=33,3 \text{ mm/s}$) an einem S355J2+N-Prüfkörper

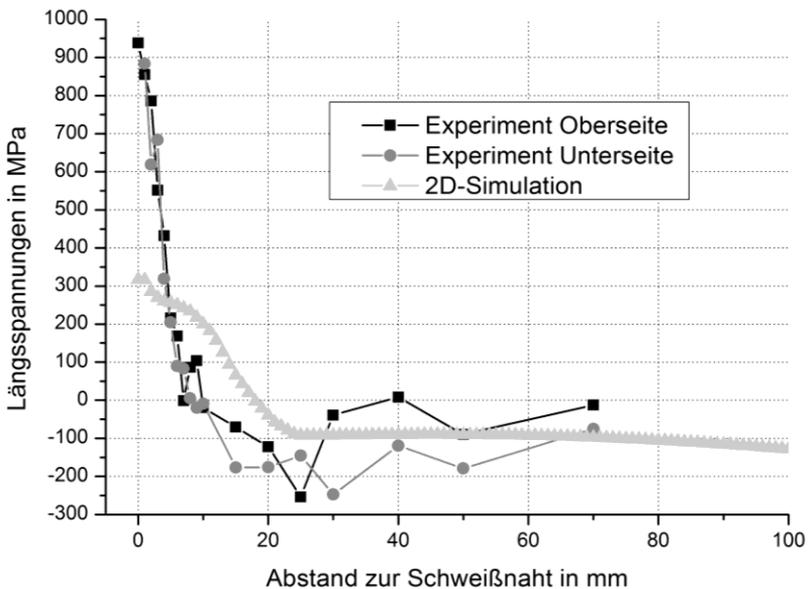


Abbildung 5.8: Experimentell gemessene Längsspannungsprofile im Vergleich zu Simulationsergebnissen in einer elektronenstrahlgeschweißten Naht ($P_{SN}=3,6 \text{ kW}$, $v_{SN}=15 \text{ mm/s}$) an einem X8CrMnNi19-6-3-Prüfkörper

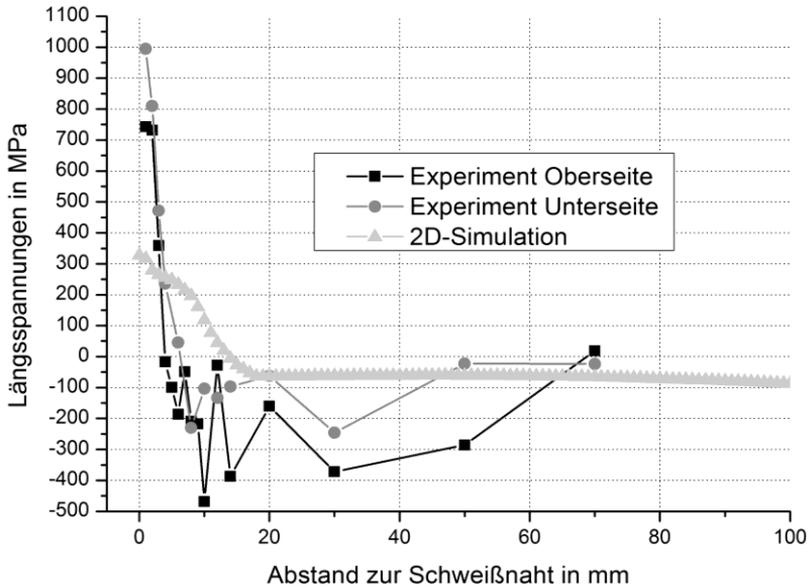


Abbildung 5.9: Experimentell gemessene Längsspannungsprofile im Vergleich zu Simulationsergebnissen in einer elektronenstrahlgeschweißten Naht ($P_{SN}=4,6 \text{ kW}$, $v_{SN}=50 \text{ mm/s}$) an einem X8CrMnNi19-6-3-Prüfkörper

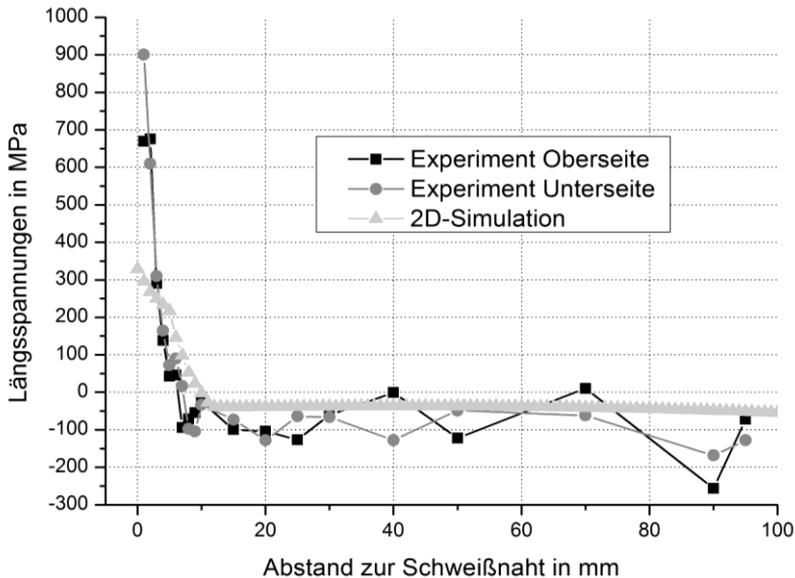


Abbildung 5.10: Experimentell gemessene Längsspannungsprofile im Vergleich zu Simulationsergebnissen in einer laserstrahlgeschweißten Naht infolge des Schweißens mit dem 16kW-Scheibenlaser und der PFO-Scanneroptik ($P_{SN}=3,8 \text{ kW}$, $v_{SN}=33,3 \text{ mm/s}$) an einem X8CrMnNi19-6-3-Prüfkörper

5.1.2 Mechanismus der Spannungsreduktion

Zur Erläuterung des Mechanismus des Spannungsabbaus in der Schweißnaht dient das Simulationsbeispiel eines geschweißten und anschließend mit dem defokussierten Strahl ($r=10\text{ mm}$, $d_y=27\text{ mm}$, $d_x=200\text{ mm}$, $v_{WF}=5\text{ mm/s}$ und $T_{WF,max}\approx 800\text{ °C}$) nachbehandelten S355J2+N-Prüfkörpers aus Abschnitt 4.1.2. Die in Abbildung 5.11 dargestellten Temperatur- und Längsspannungsprofile, welche an den drei verschiedenen Punkten (Schweißnaht, Zwischenbereich und im Zentrum der Wärmebehandlung) auf dem simulierten Prüfkörper aufgenommen wurden, lassen eine Bewertung des Spannungsabbaus über die Prozesszeit zu.

Während des Abkühlens von der Schmelztemperatur nach dem Schweißen entwickeln sich in der Schweißnaht durch die thermische Materialschrumpfung hohe Längszugspannung auf dem Niveau der lokalen Werkstoffstreckgrenze. Hierbei wird die Schweißnaht, wie an dem Dreistabmodell [12] in Abschnitt 2.1 erläutert, durch die angrenzenden Materialbereiche, welche kaum erwärmt wurden, bei dieser Schrumpfung behindert. In diesem angrenzenden Bereich (die Zwischenbereiche im Abstand von 9 mm zur Schweißnaht) entstehen durch die Nahtkontraktion Druckspannungen, ebenfalls in der Größenordnung der lokalen temperaturabhängigen Fließgrenze. In dem Bereich, der später wärmebehandelt wurde, sind während des Abkühlens der Schweißnaht nur geringe Erwärmungen und Spannungsschwankungen zu sehen. Deshalb sind in diesem Bereich vor der Wärmebehandlung keine plastischen Deformationen ersichtlich.

Im Gegensatz dazu ist während dieses ersten Teilschrittes ($t < 30\text{ s}$) eine deutliche plastische Dehnung der Naht und eine geringe plastische Stauchung der nahtnahen Bereiche erhalten worden. Dies zeigt, dass der Werkstoff in diesen Bereichen durch die Nahtschrumpfung überelastisch beansprucht wurde. Durch die folgende Wärmebehandlung (Wärmen bei $t > 30\text{ s}$) wurde der Werkstoff nochmals deutlich plastisch verformt, besonders in dem bis dahin nicht deformierten Bereich an dem die Wärmebehandlung erfolgt. Während sich in dem geheizten Material infolge des thermischen Ausdehnungsbestrebens hohe Druckspannung bilden, welche aufgrund der geringeren Fließgrenze bei höheren Temperaturen teilweise relaxieren (vgl. Abbildung 5.11 für $30\text{ s} < t < 33\text{ s}$ im Abstand von $d_y=27\text{ mm}$), wird das Material plastisch durch die angrenzenden kühleren Materialbereiche bei dieser Ausdehnung behindert und infolgedessen plastisch um rund 0,75 % gestaucht. Die thermische Ausdehnung der erwärmten Bereiche wirkt sich dennoch auf die Schweißnaht aus und dehnt diese. Da die Naht bereits Längsspannungen im Bereich der Fließgrenze aufweist, wird die Naht durch die zusätzliche Belastung in Zugrichtung plastisch um 0,25 % gedehnt. Während dieser Relaxation in dem geheizten Bereich bauen sich auch die hohen Längsspannungen in der Naht auf ca. 400 MPa ab. Diese Reduktion ist noch relativ gering.

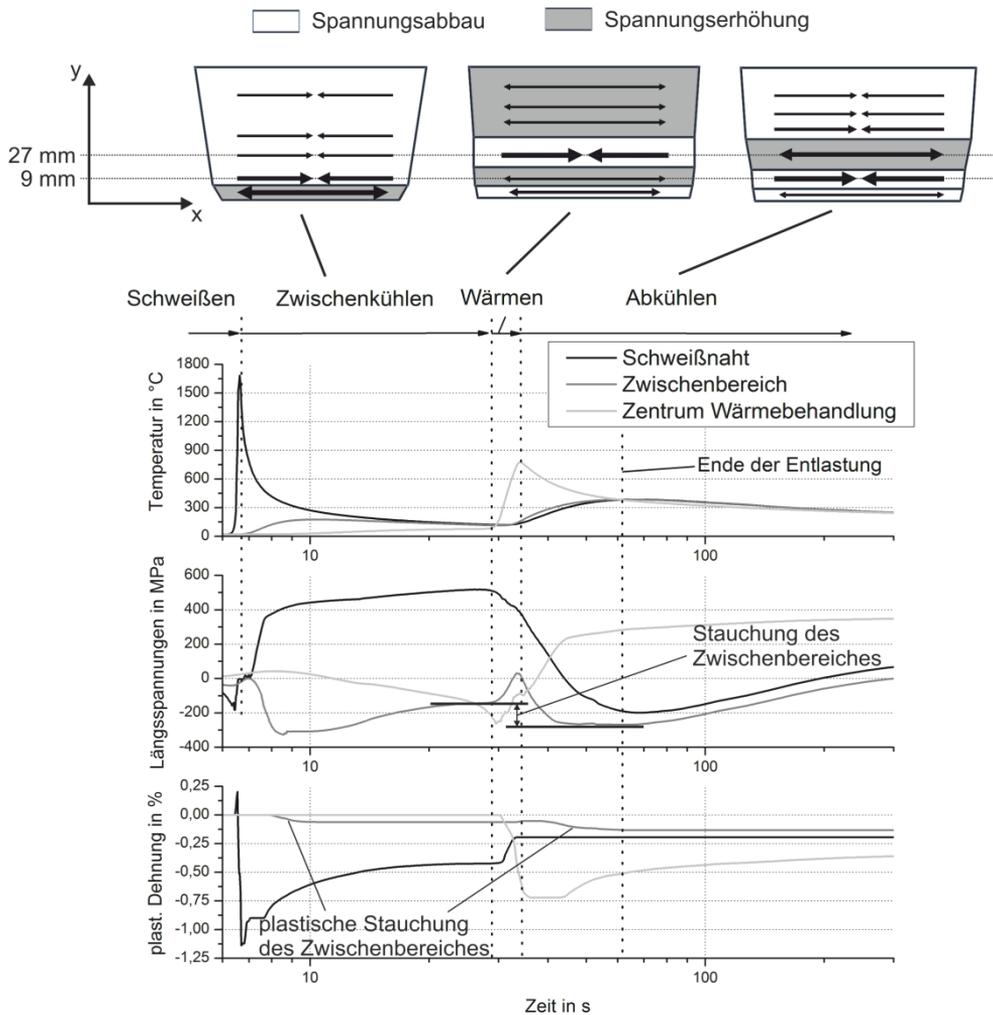


Abbildung 5.11: Mechanismus der Schweißnahtentlastung durch die Wärmebehandlung am Simulationsbeispiel (Werkstoff: S355J2+N, $r=10$ mm, $d_i=27$ mm, $d_s=200$ mm, $v_{WF}=5$ mm/s und $T_{WF,max}\approx 800$ °C); oben: graphische Darstellung des Spannungsverhaltens (durch Pfeilstärken und Richtungen) und der Verzüge an drei unterschiedlichen Prozessschritten, unten: Temperatur-, Längsspannungs- und plastische Dehnungsprofile über die Prozesszeit in drei unterschiedlichen Positionen

Der größte Spannungsabbau erfolgt während des Abkühlens der auf mehrere hundert Grad Celsius erwärmten Materialbereiche neben der Naht. Diese Bereiche weisen beträchtlich höhere Temperaturen auf als die, die in der Schweißnaht und in dem Zwischenbereich zwischen der Naht und der wärmebehandelten Zone vorliegen. In dem Beispiel in Abbildung 5.11 liegt diese Temperaturdifferenz bei annähernd 600 °C zum Zeitpunkt der Wärmebehandlung.

Beim Abkühlen der wärmebehandelten Bereiche kehren sich die nicht relaxierten Restdruckspannungen in den Wärmebehandlungszonen durch die Schrumpfungsbegrenzung zu Zugspannungen um und stauchen so die Bereiche zwischen der Schweißnaht und den erwärmten Zonen. Diese gesteigerte Kompression des Zwischenbereichs am Endpunkt der Entlastung ($t \approx 60$ s) im Vergleich zum Zustand nach dem Zwischenabkühlen ($t \approx 30$ s) zeigt sich auch in Abbildung 5.11, in der für einen seitlichen Abstand von 27 mm eine Steigerung der Druckspannungen in dem Zwischenbereich von 140 MPa auf 270 MPa erzielt wurde. Diese Stauchung ruft, wie aus dem Verlauf der plastischen Deformationen zu erkennen ist, auch eine plastische Stauchung dieses Zwischenbereiches hervor. Infolge der Stauchung wird die Schrumpfungsbegrenzung der Naht reduziert, sodass sich die elastischen Längsspannungen in der Naht teilweise abbauen können. Somit kann die Schweißnaht mithilfe der zusätzlichen Zugspannungsbereiche neben der Naht mechanisch entlastet werden.

Diese Entlastung kann durch das vereinfachte mechanische Modell in Abbildung 5.12, das nur die elastischen Kräfte berücksichtigt, veranschaulicht werden. In dem Modell wird der Einfluss der thermischen Ausdehnungs- und Schrumpfungskräfte mit der Abstraktion einer Hebelwirkung an einem eindimensionalen Balkenmodell (vgl. Abbildung 5.12) grob vereinfacht dargestellt. Wie in dem Modell zu sehen ist, wirken auf den Balken unterschiedliche Kräfte. Zur Vereinfachung dienen die Federkräfte F unter Nichtberücksichtigung der plastischen Deformationen der Darstellung. In der Schweißnaht wirkt die Federkraft F_{SN} , welche die Längseigenspannung ($F = \sigma \cdot A$ mit $A = \text{Nahtquerschnittfläche}$) in der Schweißnaht repräsentiert. Ihr entgegengesetzt wirkt nach dem Schweißen bzw. vor der Wärmebehandlung (v) die Federkraft des Zwischenbereiches F_{ZB} , welche der thermischen Schrumpfung bei der Nahtabkühlung widerstrebt. Daraus resultieren in der Naht elastische Dehnungen und Zugeigenspannungen, dargestellt durch eine gedehnten Feder $F_{SN,v}$. Der Zwischenbereich wird in geringem Maße durch die thermische Schrumpfung der Schweißnaht gestaucht, sodass in dem Modell eine gestauchte Feder $F_{ZB,v}$ an dem Zwischenbereich skizziert ist. Durch die Wärmebehandlung mit dem seitlichen Abstand d_y zur Schweißnaht bewirken die dort erzeugten Zugspannungen bzw. Zugfederkräfte F_{WF} , die sich während der Abkühlung ausbilden, eine stärkere Stauchung des Zwischenbereiches, dargestellt durch eine stärker verkürzte Feder $F_{ZB,n}$, sowie eine geringe Stauchung des Außenbereiches F_{AB} . Durch die Beeinflussung des Bereiches neben der Naht, der die hohen Zugspannungen in der Naht verursacht, wird die Schweißnaht entlastet und die Kräfte bauen sich hier teilweise zu geringeren Werten der Kraft $F_{SN,n}$ ab.

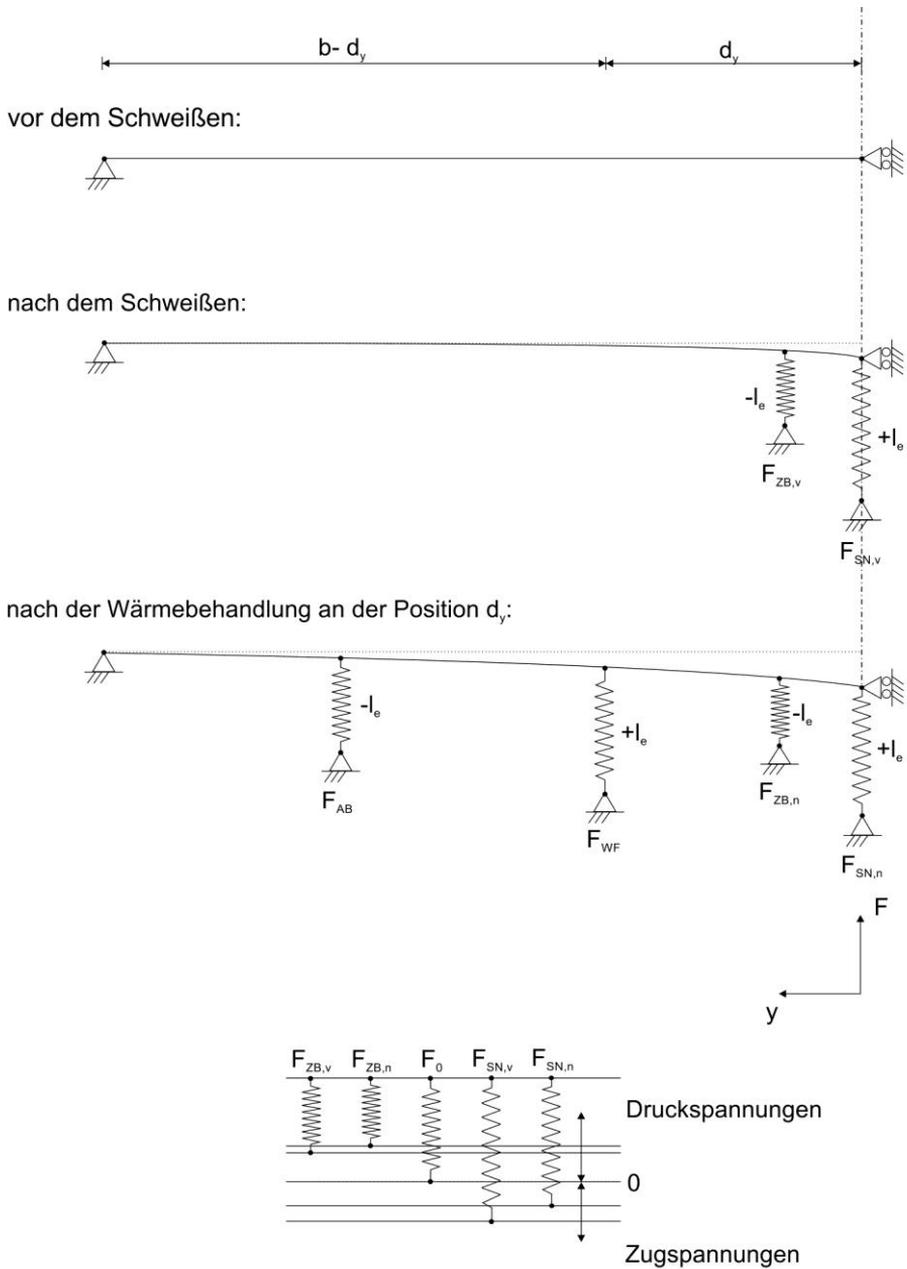


Abbildung 5.12: Abstraktion der mechanischen Entlastung der Schweißnaht am Beispiel einer Hebelwirkung an einem eindimensionalen Balkenmodell (b =Balkenlänge) an dem die Federkräfte F (repräsentieren die Spannungen) an den Stellen: Schweißnaht (SN), Zwischenbereich (ZB), wärmebehandelter Bereich (WF) und Außenbereich (AB) nach dem Schweißen (v) und nach der Wärmebehandlung (n) wirken; l_e zeigt die negative (-) bzw. positive (+) elastische Längenänderung der Federn; plastische Deformationen werden nicht betrachtet

Der Endpunkt der Entlastung zeigt sich im Beispiel in Abbildung 5.11 bei $t \approx 60$ s. Hier liegt in der Zone zwischen den erwärmten Bereichen (inklusive der Schweißnaht und den Zwischenbereichen) eine annähernd homogene Temperaturverteilung (bei ca. 380 °C) vor, sodass das weitere Abkühlen dieses großen Materialvolumens auf Umgebungstemperatur in einem Anstieg der Längsspannungen in allen drei betrachteten Zonen resultiert. Zum Endpunkt dieses Simulationsbeispiels liegen die errechneten Längsspannungen in der Naht bei rund 107 MPa. Somit können die Längsspannungen in der Schweißnaht, die bei einer FEM-Simulation ohne nachträgliche Wärmebehandlung bei 580 MPa lagen, durch diese mechanische Entlastung deutlich reduziert werden.

Diese Betrachtung, basierend auf den elastischen Kräften, reicht jedoch nicht aus, um in den folgenden Teilabschnitten die Einflussparameter dieser Schweißspannungsreduktionsmethode, die auf einer Spannungsumlagerung im gesamten Bauteil beruht, zu erörtern.

Wie die Verläufe der plastischen Dehnungen der Schweißnaht in Abbildung 5.11 zeigen, wird mit diesem Verfahren die Schweißnaht infolge von Temperaturunterschieden plastisch gedehnt, bevor die Entlastung eintritt. Somit basiert die Spannungsreduktion auf dem im Abschnitt 2.2 erläuterten Thermal-Tensioning-Effekt [14], [25], [38], [39], [40], [45], der auch bei der LSND sowie der DC-LSND [15], [27], [38], [41], [42], [43], [44], [45], [46], [47] zum Spannungsabbau in nicht strahlgeschweißten Nähten zur Spannungsreduzierung genutzt wird. Angelehnt an die in dem Abschnitt 2 dargestellten Stabmodelle, wie in Abbildung 2.2 [12] und in Abbildung 2.9 [15], dient für die Darstellung der plastischen Dehnung der Schweißnaht mit diesem Verfahren das Dreistabmodell in Abbildung 5.13.

In diesem Modell nutzen drei fest eingespannte Stäbe der Verbildlichung der Schweißnaht (mittlerer Stab) sowie der beiden wärmebehandelten Bereiche zu beiden Seiten der Schweißnaht (äußere Stäbe). Da die mit dem defokussierten Strahl behandelten Bereiche breiter sind als die Schweißnaht, wurden die äußeren Stäbe breiter dargestellt als der mittlere. Sind alle drei Bereiche kalt (weiß), weisen sie alle drei die gleiche Länge sowie keine thermische und keine mechanische plastische Dehnung (siehe Fall a) auf. Werden die beiden äußeren Stäbe wie im Fall b erwärmt (dunkelgrau), dehnen sie sich thermisch aus und dehnen dabei den mittleren nicht geheizten Stab mechanisch im plastischen Bereich ($\epsilon_{\text{mech}} = \epsilon_{\text{gesamt}}$), sodass nach dem Wärmeprozess und der Abkühlung aller Teile des Gesamtsystems der mittlere Stab noch die Gesamtdehnung ϵ_{gesamt} aufweist, da er während des Heizens ausschließlich mechanisch gedehnt wurde. Dieses Beispiel b würde einer bereits abgekühlten oder auch gekühlten Schweißnaht bei dieser Wärmebehandlung mit dem defokussierten Strahl entsprechen.

Weist der mittlere Stab, wie im rechten Bild c, noch höhere Temperaturen (grau) auf und werden die äußeren Stäbe ebenfalls erwärmt, tritt in dem mittleren Balken wieder die annähernd gleiche Gesamtdehnung ϵ_{gesamt} auf (von der Temperatur des mittleren Stabes

abhängige vergrößerte Gesamtdehnung wird in diesem Modell vernachlässigt, da das Beispiel temperaturneutral nur das Prinzip darstellen soll, des Weiteren wäre sonst eine genaue Betrachtung der temperaturabhängigen Ausdehnung so wie der Streckgrenze von Nöten), jedoch besteht sie aus den beiden Anteilen einer mechanischen sowie einer thermischen Dehnung. Die thermische Dehnung ist aufgrund des späteren Abkühlens reversibel, sodass die Dehnung nach der Abkühlung nur noch dem Anteil der mechanischen Dehnung entspricht und somit kleiner ist als für Fall b. Dieses Bild spiegelt den Fall einer noch nicht vollständig abgekühlten Schweißnaht oder eine durch eine langsame Stahlauslenkung während der Wärmebehandlung direkt erwärmte Naht wider.

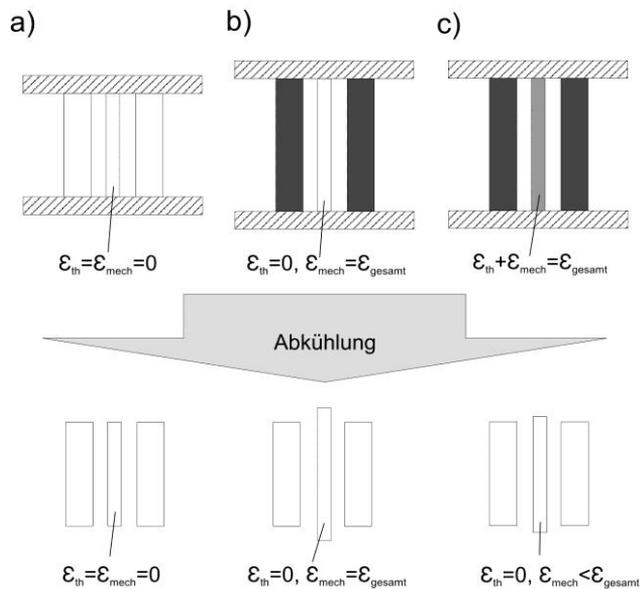


Abbildung 5.13: Abstraktion der mechanischen und thermischen Dehnung der Schweißnaht bei der Wärmebehandlung für unterschiedliche Nahttemperaturen an dem Beispiel von drei Stäben, welche die Schweißnaht (mittlerer Stab) sowie die beiden Wärmebehandlungszonen (äußere Stäbe) repräsentieren und die an den Enden mit je einem ideal steifen Joch miteinander verbunden sind; a) im Ausgangszustand weisen alle drei Stäbe die gleiche Länge auf, b) die Naht ist bereits kalt und die beiden äußeren Stäbe werden erhitzt, c) die Naht hat noch höhere Temperatur als die Ausgangstemperatur und die äußeren Stäbe werden erwärmt

Die zwei weiteren Simulationsbeispiele mit einem kleineren und einem größeren seitlichen Abstand d_y der Wärmebehandlung zur Schweißnaht in der Tabelle 5.1 zeigen, welche Wirkung ein zu großer oder ein zu kleiner Abstand d_y auf die Spannungsreduktion haben kann. In beiden Beispielen sind mit den seitlichen Abständen von 18 mm bzw. 40 mm mit 237 MPa bzw. 154 MPa höhere Restspannungen erhalten worden als mit dem Abstand von 27 mm (107 MPa).

5 Diskussion der Ergebnisse

Tabelle 5.1: *Maximaltemperatur in der Schweißnaht $T_{\max, \text{Naht}}$ nach dem Wärmen und Vergleich der Längsspannungen im Zwischenbereich vor und nach der Wärmebehandlung in Abhängigkeit vom genutzten transversalen Abstand (Werkstoff: S355J2+N, $r=10$ mm, $d_x=200$ mm, $v_{WF}=5$ mm/s und $T_{WF, \max} \approx 800$ °C)*

d_y in mm	$T_{\max, \text{Naht}}$ nach Wärmen in °C	σ vor Wärmen in MPa	σ nach Wärmen in MPa	$\Delta\sigma$ in MPa
18	520	130	-310	-440
27	380	-140	-270	-130
40	280	-210	-270	-60

Wird nur die stauchende Wirkung der zusätzlichen Zugspannungsbereiche auf den Zwischenbereich betrachtet, so würde man nach dem Balken-Modell aus Abbildung 5.12 erwarten, dass dieser kleinere Abstand von 18 mm infolge einer größeren Hebelwirkung eine deutlich bessere Entlastung zur Folge haben sollte. Je näher die Feder F_{WF} an die Schweißnaht heranrückt, desto kleiner ist einerseits der Zwischenbereich (Kräfteverhältnis F_{WF} zu F_{ZB} steigt exponentiell), den es zu stauchen gilt, und zum anderen steigert die Hebelwirkung den Kraftabbau in der Naht.

Auch die in Tabelle 5.1 aufgelisteten Längsspannungen in den Zwischenbereichen vor und nach der Wärmebehandlung der drei Simulationsbeispiele mit den drei seitlichen Abständen 18 mm, 27 mm und 40 mm zeigen diese größere Stauchung für kleinere Abstände anhand der größeren Herabsetzung der Spannungen in diesen Zwischenbereichen. Jedoch reicht für diesen Parameter eine rein mechanische Betrachtung nicht aus. Ist der Abstand zu gering, wirkt die erhöhte Schweißnahtwiedererwärmung (vgl. Tabelle 5.1) infolge der thermischen Konduktion diesem positiven Effekt entgegen. Der Spannungsabbau kommt bei höheren Temperaturen zum Erliegen und das anschließende Abkühlen der wiedererwärmten Naht von diesen höheren Temperaturen führt infolge der größeren thermischen Schrumpfung zu einem stärkeren Spannungsanstieg als beim Abkühlen von geringeren Temperaturen. Zudem ist das wärmebeeinflusste Materialvolumen kleiner und zeigt, wie in den Simulationsergebnissen in Abbildung 4.8 zu sehen ist, bei der Abkühlung und thermischen Schrumpfung, im Vergleich zu größeren Abständen, einen stärkeren Spannungsanstieg.

Die elastische Energie in den zusätzlichen Zugspannungsbereichen ist für die drei unterschiedlichen seitlichen Abstände annähernd gleich. Für zu große seitliche Abstände ist jedoch die Wirkung des Zugspannungsbereichs nicht so stark ausgeprägt, da der Zwischenbereich im Vergleich zum Zugspannungsbereich größer ist als bei kleineren Abständen. Somit wird die stauchende Wirkung über ein größeres Volumen verteilt und büßt an Wirkung ein. Aus diesem Grund liegt bei dem Beispiel mit dem größeren Abstand d_y von 40 mm die geringere Spannungsreduktion an der geringeren Stauchung des Zwischenbereiches, wie aus der geringen Druckspannungssteigerung in Tabelle 5.1 geschlussfolgert werden kann.

Auch in Abbildung 4.8 ist diese geringere stauchende Wirkung beim Vergleich der Spannungen in den Zwischenbereichen vor und nach dem Wärmen zu sehen. Die Temperatur am Ende des Entlastungseffektes (bei ca. 280 °C), wie auch in Tabelle 5.1 festgehalten, ist um rund 100 °C geringer als bei dem Beispiel mit d_y von 27 mm. Somit konnten weniger Spannungen bei der weiteren Abkühlung generiert werden, sodass für diese großen Abstände ein geringerer Spannungsabbau in der Schweißnaht resultiert. Auch die thermisch beeinflussten Zonen, die größer als bei kleinen seitlichen Abständen sind, da die generierte Wärme in den Zwischenbereich abgeleitet wird, wirkt sich kaum auf die Spannungsreduktion aus.

Da sich somit die Stauchung, die Nahtwiedererwärmung und die Größe des thermisch beeinflussten Bereiches bei der mechanischen Entlastung mit diesem Verfahren gegenseitig stark beeinflussen und sich die einzelnen Effekte je nach gewählten Parametersatz beträchtlich vergrößern bzw. verkleinern können, wurden die Einflussgrößen mit der FEM qualitativ sowie mit Experimenten auch quantitativ ausführlich untersucht.

Der Einfluss der Nahtwiedererwärmung infolge der Wärmebehandlung sowie der Stauchungseffekt führen zudem zu der Annahme, dass die Werkstoffeigenschaften Streckgrenze, Wärmedehnung und Wärmeleitung neben der Quantität der Längsspannungsreduktion auch die Wahl der geeignetsten Prozessparameter beeinflussen können. Deshalb wurde auch die Abhängigkeit der Prozessparameter von den drei genannten Werkstoffeigenschaften mittels der FEM-Simulation untersucht.

5.1.3 Einflüsse der Prozessparameter auf die Spannungsreduktion

Zu den in den Simulationen untersuchten Prozessparametern gehörten neben der für die Generierung der Zugspannungsbereiche nötigen Temperatur $T_{WF,max}$ der Wärmefeld-/Strahlradius r , die Vorschubgeschwindigkeit v_{WF} des defokussierten Strahls sowie der bereits erwähnte seitliche d_y und der longitudinale bzw. zeitliche Abstand d_x bzw. t_x der Wärmebehandlung zum Schweißpunkt.

5.1.3.1 Erzeugte Temperatur bei der Wärmebehandlung

Da die Erzeugung der zusätzlichen Zugspannungsbereiche auf geringen plastischen Deformationen der mit dem defokussierten Strahl belasteten Bereiche beruht, muss eine Temperatur T_{WF} erzeugt werden, bei der möglichst große Druckspannungen durch das thermische Ausdehnungsbestreben entstehen und ein möglichst großer Teil dieser hervorgerufenen Druckspannungen infolge einer temperaturabhängigen Fließgrenzenabsenkung relaxieren kann. Das bedeutet, dass hier der Temperaturbereich, der einen möglichst großen Gradienten der Streckgrenze bei einer Aufheizung des Materials zeigt, generiert werden sollte. Zudem ist die Größe der thermischen Ausdehnung von Bedeutung. Ist diese Wärmedehnung gering, werden nur geringe Druckspannungen im Werkstoff durch die Erwärmung hervorgerufen. Die erzeugten Druckspannungen müssen jedoch auf dem Niveau der lokalen temperaturabhängigen Werkstoffstreckgrenze vorliegen,

damit plastische Deformationen erzielt werden. So ist das temperaturabhängige Verhältnis dieser beiden Werkstoffgrößen (Streckgrenze zu thermischer Ausdehnung) zu berücksichtigen. In Abbildung 5.14 ist dieses temperaturabhängige Verhältnis aus Streckgrenze zur Wärmedehnung für das ferritische und für das austenitische Werkstoffmodell dargestellt.

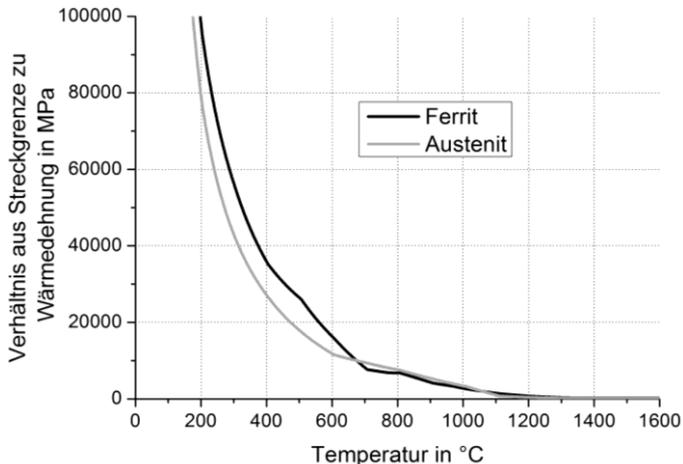


Abbildung 5.14: Verhältnis aus der temperaturabhängigen Streckgrenze (in MPa) zur Wärmedehnung (dimensionslos) für das ferritische und für das austenitische Werkstoffmodell

Bei Raumtemperatur strebt dieses Verhältnis gegen unendlich, da die thermische Ausdehnung bei Raumtemperatur als Ausgangspunkt auf den Wert Null festgelegt ist. In dieser Abbildung 5.14 ist zu erkennen, dass das Verhältnis der beiden Größen bei beiden Werkstoffmodellen bis zu einer Temperatur von ca. 600 °C stark abnimmt. Ab 600 °C wird der Verlauf des austenitischen Verhältnisses flacher. Für das ferritische Modell ist dieser geringere Abfall des Verhältnisses erst ab einer Temperatur von 700 °C stärker ausgeprägt. Bei diesem Werkstoff kommt es infolge der α - γ -Gefügeumwandlung zu einem Stagnieren des Verhältnisses aus Streckgrenze zur Wärmedehnung zwischen rund 700 °C und 800 °C. Das bedeutet, dass ab diesen Temperaturen die erzeugten Druckspannungen in Form von plastischen Deformationen relaxieren und bei größeren Temperaturen nur noch eine kleine Steigerung des Entlastungseffektes erzielt wird. Bei geringeren Temperaturen als 600 °C für den austenitischen bzw. 700 °C für den ferritischen Werkstoff ist die Streckgrenze deutlich größer, sodass die geringeren Druckspannungen bei kleineren thermischen Ausdehnungen zu geringeren plastischen Deformationen führen. Die Ergebnisse der Simulationen (vgl. Abbildung 4.9 und Abbildung 4.10) sowie der experimentellen Untersuchungen (vgl. Abschnitt 4.2) belegen diese theoretische Annahme mit deutlich gesteigerten Längsspannungsreduktionen für die genannten Temperaturbereiche.

Die prozentualen Längsspannungsreduktionen der Simulationsergebnisse aus Abbildung 4.9 sind in Abbildung 5.15 graphisch dargestellt und zeigen für das S355J2+N-Werkstoffmodell, das mit einer erzeugten maximalen Temperatur $T_{WF,max}$ von ca. 740 °C ein deutlicher Spannungsabbau in der Schweißnaht von 90 % erzielt werden konnte. Mit einer um 100 °C niedrigeren Temperatur wurden kleinere Zugspannungen in den wärmebehandelten Bereichen infolge geringerer generierter Druckspannungen und einer geringeren Fließgrenzenherabsetzung erhalten und der Zwischenbereich nicht so stark gestaucht (siehe Abbildung 4.9 a kleinere Druckspannungen im Zwischenbereich bei $T_{WF,max}=647$ °C). Bei der Erzeugung höherer Temperaturen ist in den Simulationsergebnissen aufgrund der geringeren Fließgrenzenreduzierung zwischen 700 °C und 1000 °C im Vergleich zur Reduzierung zwischen 400 °C und 700 °C (abzulesen in Abbildung 3.17, Abbildung 3.18 und Abbildung 3.19 nach [113]) eine marginale Steigerung des Spannungsabbaus in der Naht zu sehen. So konnte, wie Abbildung 5.15 zeigt, der Längsspannungsabbau mit 940 °C im Vergleich zu 740 °C nur um 3 % auf 93 % gesteigert werden. Dies ist auch auf die mit höheren Temperaturen erzeugten etwas größeren Zugspannungsbereiche (vgl. Abbildung 4.9 a) zurückzuführen.

Die stärkere Stauchung des Zwischenbereiches bei der Erzeugung höherer Behandlungstemperaturen lässt sich aus der Abbildung 5.16 ablesen. In dieser Darstellung sind die erhaltenen Druckspannungen im Bereich zwischen der Schweißnaht und der Wärmebehandlungszone (bei $y=8$ mm) dargestellt. Mit größeren Behandlungstemperaturen konnte dieser Bereich mehr gestaucht und somit die Naht stärker entlastet werden. Auch diese Ergebnisse zeigen, dass der Effekt, der zum Spannungsabbau führt, oberhalb von 700 °C ebenfalls nur noch marginal gesteigert werden kann.

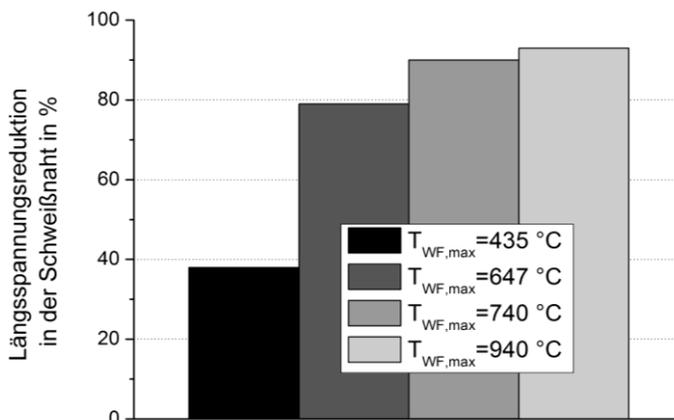


Abbildung 5.15: Längsspannungsreduktionen in den simulierten Schweißnähten des S355J2+N-Stahls von der Ausgangsnahtspannung 580 MPa durch die simultane Wärmebehandlung beider Seiten zur Schweißnaht mit unterschiedlichen Wärmebehandlungstemperaturen (mit $r=15$ mm, $d_y=25$ mm, $d_x=200$ mm und $v_{WF}=15$ mm/s)

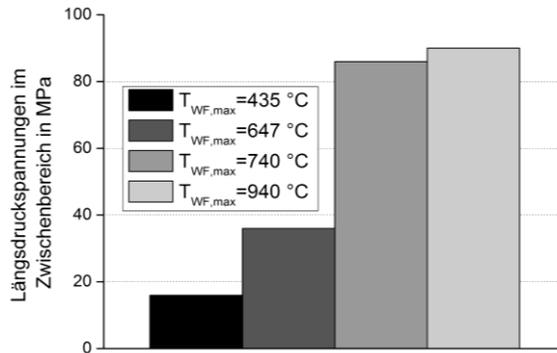


Abbildung 5.16: Erzielte Druckspannungen in Nahtlängsrichtung im Zwischenbereich ($y=8$ mm) des S355J2+N-Stahls bei den Simulationen mit unterschiedlichen Wärmebehandlungstemperaturen (mit $r=15$ mm, $d_y=25$ mm, $d_x=200$ mm und $v_{WF}=15$ mm/s)

Für den X8CrMnNi19-6-3 zeigt sich die stärkere Spannungsreduktion in der Schweißnaht, wie in Abbildung 5.17 zu sehen ist, bei einem erzeugten maximalen Temperaturbereich für $T_{WF,max}$ von rund 600 °C. Im Vergleich zur Längsspannungsreduktion mit 500 °C (rund 47 % Spannungsabbau) konnte mit 630 °C ca. 93 % der Längsspannungen abgebaut werden. Für noch höhere Temperaturen zeigte sich wie bei dem S355J2+N eine geringe Steigerung des Spannungsreduktionspotentials. So konnte mit einer Maximaltemperatur von 749 °C ein Spannungsabbau in der Schweißnaht um 95 % erhalten werden. Dieser geringe Anstieg der Längsspannungsreduktion bei der Erhöhung der Behandlungstemperatur von rund 630 °C auf 750 °C liegt an der geringen weiteren Fließgrenzenminderung und des etwas größeren erzeugten Zugspannungsbereiches infolge der thermischen Konduktion.

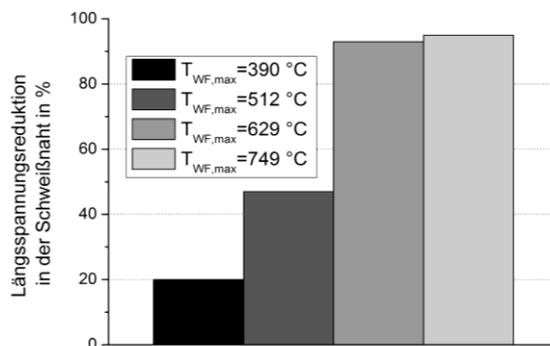


Abbildung 5.17: Längsspannungsreduktionen in den simulierten Schweißnähten des X8CrMnNi19-6-3-Stahls von der Ausgangsnahtspannung 321 MPa durch die simultane Wärmebehandlung beider Seiten zur Schweißnaht mit unterschiedlichen Wärmebehandlungstemperaturen (mit $r=15$ mm, $d_y=30$ mm, $d_x=200$ mm und $v_{WF}=15$ mm/s)

5.1.3.2 Räumlicher Abstand zwischen Schweiß- und Wärmeprozess

Neben der erzeugten Temperatur in den wärmebehandelten Bereichen bietet die räumliche d_x bzw. zeitliche t_x Distanz zwischen dem Schweiß- und dem Wärmebehandlungsprozess in Nahtlängsrichtung eine Möglichkeit zur Steigerung der Längsspannungsreduktion. Hierbei ist dieser Abstand eine von anderen Prozess- bzw. Werkstoffparametern relativ unabhängige Größe.

In den Simulationsergebnissen in Abbildung 4.11 und in Abbildung 4.12 konnten mit größeren Abständen zwischen den beiden Prozessen die Spannungsreduktion gesteigert und mit sehr großen Abständen Druckspannungen in den Nähten hervorgerufen werden. Aus diesem Grund waren die in Abbildung 5.18 dargestellten Spannungsreduktionen größer hundert Prozent möglich.

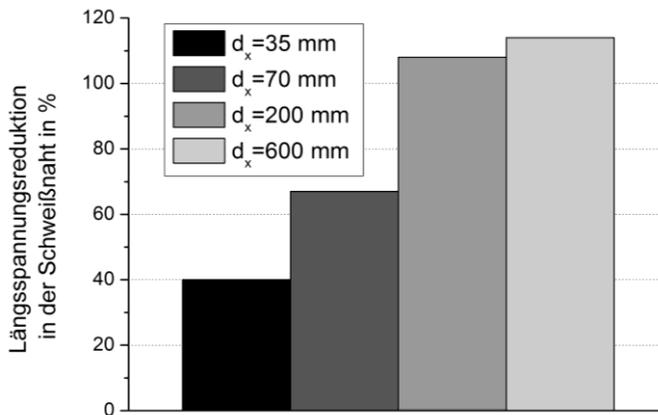


Abbildung 5.18: Längsspannungsreduktionen in den simulierten Schweißnähten des S355J2+N-Stahls von der Ausgangsnahtspannung 580 MPa durch die simultane Wärmebehandlung beider Seiten zur Schweißnaht mit unterschiedlichen Längsabständen zwischen dem Schweißpunkt und der Wärmebehandlung (mit $r=15$ mm, $d_j=25$ mm, $v_{WF}=15$ mm/s und $T_{WF,max}=700$ °C)

Zur Erläuterung dieser stärkeren Längsspannungsreduktion bei größeren Abständen zwischen den beiden Prozessschritten dienen die Dehnungs-, Spannungs- und Temperaturprofile aus Abbildung 4.13. Diese Profile wurden in der Schweißnaht über die Prozesszeit bei Simulationen mit unterschiedlichen Abständen zwischen den beiden Arbeitsschritten (Schweißen und Wärmebehandlung) aufgenommen. In den Profilen der plastischen Längsdehnungen der Schweißnaht sind mit größeren Abständen größere Dehnungen durch die Wärmebehandlung zu sehen. Während des Schmelzens und des Wiedererstarrens des Materials wird die Naht infolge der geringen Streckgrenze bei hohen Temperaturen und durch das thermische Ausdehnungsbestreben im FE-Modell um 1,2 % ($t \approx 6$ s) plastisch gestaucht. Wie in den Spannungsanstiegen nach dem Schweißen und in

der Verringerung der plastischen Stauchungen zu sehen ist, wird die Naht bei der Abkühlung und der thermischen Schrumpfung gedehnt. Es entstehen in der Naht Längsspannungen auf Höhe der temperaturabhängigen lokalen Werkstoffstreckgrenze. Zusätzliche Lasten durch die Schrumpfung relaxieren in Form von plastischen Dehnungen, zu erkennen in der Veränderung der plastischen Dehnungen von $-1,2\%$ zu größeren Werten. Im Temperaturbereich zwischen 800 °C und 500 °C ($7\text{ s} < t < 8\text{ s}$) stagnieren die plastischen Dehnungen und die Längsspannungen, da in diesem Temperaturbereich die Streckgrenze deutlich ansteigt.

In dem Moment, in dem die Wärmebehandlung ausgeführt wird, wird die Naht infolge der Ausdehnung der großen angrenzenden geheizten Materialbereiche nochmals plastisch gedehnt. Hierbei ist festzustellen, dass je stärker die Schweißnaht bereits abkühlen und schrumpfen konnte, desto stärker wurde sie während der Wärmebehandlung plastisch gedehnt. Für den Fall, dass die Naht noch nicht vollständig abgekühlt ist, hat die mechanische Dehnung der Schweißnaht eine geringere Wirkung. Nach der Wärmebehandlung schrumpft das sich abkühlende wärmebehandelte Material neben der Schweißnaht. An diesem Zeitpunkt beginnt die mechanische Entlastung der Schweißnaht, ersichtlich am Stagnieren der plastischen Dehnungen und dem deutlichen Spannungsabfall in Abbildung 4.13.

Wird früh während der Schrumpfung nach dem Schmelzprozess die Wärmebehandlung eingesetzt, wird die Schweißnaht durch die sich bei allen Simulationen gleich stark ausdehnenden wärmebehandelten Bereiche geringer plastisch gedehnt, da sie noch nicht so sehr thermisch geschrumpft ist, wie das nach längerer Abkühlzeit der Fall gewesen wäre. Somit tritt ein kleineres Thermal Tensioning ein, da die Naht selbst noch thermisch gedehnt ist. Infolge der verringerten Dehnung der Schweißnaht werden weniger Spannungen beim Abkühlen und Schrumpfen der wärmebehandelten Bereiche in der Naht abgebaut, was sich in geringeren Spannungsreduktionen beim Entlastungseffekt der Simulationsergebnisse mit kleineren zeitlichen Abständen zeigt. Bei sehr großen Abständen, wie in Abbildung 4.13 für einen Abstand von 600 mm bei $65\text{ s} < t < 80\text{ s}$ zu sehen ist, kann diese Entlastung sogar so groß sein, dass die Schweißnaht wieder plastisch gestaucht wird. Derselbe Effekt zeigt sich auch bei der DC-LSND an Strahlschweißnähten. Van der Aa et al. [15], [46] schlussfolgerten aus ihren Versuchen, dass das Kühlmedium die Naht direkt hinter dem Schweißprozess nicht stark genug abkühlen konnte, um das benötigte Temperaturprofil zu erzeugen, dass in der Naht deutlich geringere Temperaturen aufweisen muss als in den benachbarten Bereichen. Somit zeigt das in dieser Arbeit untersuchte Verfahren gegenüber der DC-LSND den Vorteil, dass das Thermal Tensioning der Naht vergrößert und so zu einer stärkeren Spannungsreduktion in der Schweißnaht führt als bei der DC-LSND.

Die Spannungsentwicklungen inmitten der Schweißnaht während der Abkühlung von der Schmelztemperatur nach dem Schweißen und während des Wärmebehandlungsprozesses

unterschiedlicher simulierter räumlicher Distanzen in Abbildung 4.12 zeigen den stärkeren Entlastungseffekt zwischen den Punkten t_{bWF} (zeitlicher Beginn der Wärmefeldbehandlung) und t_{eE} (zeitliches Ende des Entlastungseffektes) für größere Abstände und somit bei geringeren Nahttemperaturen.

Zur Vereinfachung kann wiederum das Dreistabmodell aus Abbildung 5.13 zur Hand genommen werden. Der Fall c repräsentiert die noch nicht erkaltete Schweißnaht, die bei kleinen Abständen zwischen dem Schweiß- und dem Wärmebehandlungsprozess auftritt. Wie an diesem Modell erläutert wurde, wird die Naht während der Wärmebehandlung nicht so stark mechanisch gedehnt, wenn sie noch hohe Temperaturen und somit eine thermische Dehnung aufweist. Je geringer die Temperaturen in der Schweißnaht sind, desto größer ist der Thermal-Tensioning-Effekt. Daraus folgt, dass der Abstand zwischen den beiden Prozessen so groß gewählt werden sollte, dass annähernd Fall b, der eine vollständig abgekühlte Schweißnaht vor der Wärmebehandlung darstellt, erreicht wird.

In Abbildung 5.19 stellt ein Intervall ab ca. 15 s ein deutlich größeres Längsspannungsreduktionspotential in der Schweißnaht als bei Abständen kleiner 10 s dar.

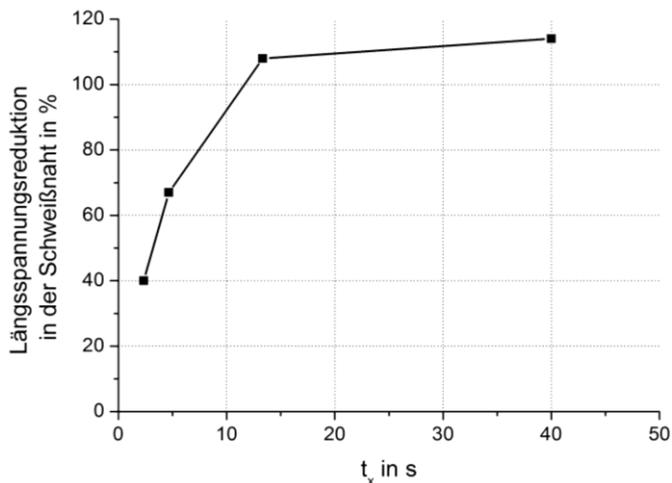


Abbildung 5.19: Längsspannungsreduktionen in den simulierten Schweißnähten des S355J2+N-Stahls von der Ausgangsnahtspannung 580 MPa durch die simultane Wärmebehandlung beider Seiten zur Schweißnaht in Abhängigkeit von den genutzten zeitlichen Abständen zwischen dem Schweißpunkt und der Wärmebehandlung (mit $r=15$ mm, $d_r=25$ mm, $v_{WF}=15$ mm/s und $T_{WF,max}=700$ °C)

Aus den Untersuchungen kann geschlussfolgert werden, dass bei geringen Abständen zwischen dem Schmelz- und dem Wärmeprozess die Schweißnaht weniger plastisch verformt wird, jedoch dies ein geringeres Entlastungspotential für die Schweißnaht bedeutet. Der Grenzwert, für den eine Steigerung des zeitlichen Abstandes zu keiner

weiteren Spannungsreduktion führt, ist für den Zeitpunkt anzutreffen, bei dem die Naht nach dem Schweißen auf Umgebungstemperatur abkühlen konnte. Folglich ist t_x möglichst so zu wählen, dass die Schweißnaht vor dem Wärmeprozess auf den Bereich der Umgebungstemperatur bzw. mindestens auf unter 100 °C abkühlen kann.

Infolge der benötigten großen zeitlichen Abstände t_x zwischen dem Schweiß- und den Wärmebehandlungsprozess bietet dieses Verfahren besonders für die Laserstrahlanwendung, die keine in-situ-Wärmebehandlung zulässt, eine flexible Möglichkeit, die hohen Längsspannungen in den Strahlschweißnähten zu beliebiger Zeit in der Fertigungskette oder auch danach zu reduzieren.

Dieser vom Schweißprozess entkoppelte Arbeitsschritt ist für die Anwendung mit dem Elektronenstrahl in einer Vakuumkammer aus zweierlei Hinsicht aufwendiger. Zum einen benötigt die Abkühlung auf Raumtemperatur im Vakuum länger als an der Umgebungsluft und zum anderen würde ein zwischenzeitliches Abkühlen unter Umgebungsbedingungen mit anschließendem nochmaligen Evakuieren neben mehr Zeit auch mehr Energie benötigen.

Eine Prozessführung, wie in der experimentellen Untersuchung, bei der die Prüfkörper mehr als 30 s in der Vakuumkammer lagen, ohne bearbeitet zu werden, ist in der industriellen Fertigung nicht effizient. Bei Schleusenanlagen könnte hier eine Schleife in die Fertigung eingefügt werden, auf der die Prüfkörper nach dem Schweißen abkühlen können und zur Nachbehandlung nochmals durch die Vakuumschleuse gefahren werden.

5.1.3.3 Einfluss der weiteren Prozessparameter der Wärmebehandlung

Weitere geometrische Prozessparameter, welche die Quantität der Längsspannungen in den Schweißnähten beeinflussen, sind der Strahl-/Wärmefeldradius r , der seitliche Abstand der Wärmebehandlung zur Schweißnaht d_y und deren Vorschubgeschwindigkeit v_{WF} sowie die Wechselwirkung dieser Parameter.

Aus den Simulationsergebnissen in Abbildung 4.14 kann sowohl für den S355J2+N als auch für den X8CrMnNi19-6-3 ein stärkerer Längsspannungsabbau in der Schweißnaht unter Verwendung größerer Wärmefeldradien geschlussfolgert werden. Zur Erklärung dieser gesteigerten Spannungsreduktion in der Naht durch die Anwendung größerer Strahlradien für die Wärmebehandlung kann wiederum das Modell mit den Federkräften aus Abbildung 5.12 genutzt werden. Durch eine Vergrößerung des Strahlradius r wird die Querschnittfläche der Wärmebehandlung und somit auch die Kraft F_{WF} vergrößert. Durch diese größere Kraft wird die Stauchung des Zwischenbereiches gesteigert und die Naht stärker entlastet.

Die Simulationsergebnisse in Tabelle 5.1 zeigen die Korrelation des verwendeten Strahlradius mit dem seitlichen Abstand zur Schweißnaht, der für die Wärmebehandlung verwendet werden sollte. Wird die Wärmebehandlung zu nah an der Schweißnaht ausgeführt, wird zwar der Stauchungseffekt auf den Zwischenbereich, wie in Abschnitt 5.1.2

an dem Balkenmodell erläutert, gesteigert, die höhere Nahtwiedererwärmung durch die Wärmeleitung verursacht jedoch eine geringere thermische Dehnung (Thermal Tensioning) der Schweißnaht. Zudem kommt der anschließende Entlastungseffekt, durch das thermische Schrumpfen der wärmebehandelten Bereiche bei höheren Temperaturen zum Erliegen. Wird ein zu großer seitlicher Abstand gewählt, fällt die Stauchung des größeren Zwischenbereiches und somit die Nahtentlastung kleiner aus als bei geringeren Abständen.

Die Simulationsergebnisse in Abbildung 4.15 zeigen diese Korrelation von dem Wärmefeldradius, dem seitlichen Abstand und der errechneten Restspannung in den Nähten nach der Wärmebehandlung. Wie aus der Erläuterung für zu kleine und zu große Abstände hervorgeht, sollte für jeden Wärmefeldradius ein Bereich des seitlichen Abstandes existieren, der ein Minimum an erzeugten Nahtrestspannungen zeigt. In der Abbildung 4.15 liegt dieses Minimum für jeden der vier untersuchten Strahlradien in einem Größenbereich des Wärmefeldradius plus 10 mm bis 15 mm. So zeigte ein Abstand des Mittelpunktes der Wärmebehandlung zur Schweißnaht von 19 mm bei dem Wärmefeldradius von 6,5 mm die größte Längsspannungsreduktion in der Naht. Bei dem Radius von 20 mm lag dieses Minimum bei einem Abstand von 30 mm. Somit wird zwischen der Schweißnaht und der wärmebehandelten Zone ein Bereich von 10 mm bis 15 mm Breite ohne direkte Erwärmung durch den defokussierten Elektronen- bzw. Laserstrahl benötigt, der die Naht vor einer zu großen Nahtwiedererwärmung schützt.

Wie die Simulationsergebnisse in Abbildung 4.16 zeigen, sind die bestgeeignetsten seitlichen Abstände d_y auch in einem geringen Maße von der gewählten Vorschubgeschwindigkeit v_{WF} abhängig. Werden geringere Geschwindigkeiten genutzt, wird mehr Wärme während der Wärmebehandlung in den gesamten Prüfkörper abgeleitet. Dementsprechend wird die Naht auch stärker wiedererwärmt. Um dem entgegenzuwirken belegen die Ergebnisse in Abbildung 4.16, die eine Verschiebung des bestgeeigneten seitlichen Abstandes bei kleineren Vorschubgeschwindigkeiten zu größeren Abständen zeigen, dass eine Steigerung des seitlichen Abstandes um wenige Millimeter ausreicht, um diesen Effekt der stärkeren Nahtwiedererwärmung zu vermeiden. Für kleine Radien wie dem von 6,5 mm Größe, war dieser Effekt nicht erkennbar. Bei dem 15 mm großen Strahlradius zeigte sich jedoch, dass bei einer Reduzierung der Vorschubgeschwindigkeit der Wärmebehandlung von 15 mm/s auf 2,5 mm/s der zu verwendende Abstand 5 mm größer (Steigerung von 25 mm auf 30 mm) sein sollte.

In Tabelle 5.2 sind die Verfahrensparameter und Spannungsreduzierungen in den simulierten Prüfkörpern, welche die größten Spannungsreduktionen zeigten, zusammenfassend aufgelistet. Für die praktische Anwendung sollte ein Abstand in der Größe des Wärmefeldradius plus 10 mm bis 15 mm genutzt werden, der einen Kompromiss zwischen der erzielten Stauchung und der Wiedererwärmung der Schweißnaht darstellt.

Tabelle 5.2: Zusammenfassung der geeigneten Prozessparameterbereiche und die erzielten Spannungsreduktionen für die unterschiedlichen simulierten Werkstoffe ($v_{WF}=5$ mm/s)

Werkstoff	r in mm	d_y -Bereich in mm	$T_{WF,max}$ in °C	t_x in s	$\Delta\sigma$ in %
S355J2+N	15	r+10...15	700	13	94
X8CrMnNi19-6-3	15	r+12	500	13	80

Aus den in der Abbildung 4.16 angetragenen Spannungswerten ist zudem zu schlussfolgern, dass mit geringeren Vorschubgeschwindigkeiten größere Spannungsreduktionen erhalten wurden. Somit verhält es sich mit der Vorschubgeschwindigkeit der Wärmebehandlung entgegengesetzt zur Größe des Wärmefeldradius.

Geringe Vorschubgeschwindigkeiten sowie große Strahlradien begünstigen somit den Spannungsabbau. In der FEM-Simulation sind diesbezüglich Prozessparameterdimensionen möglich, welche in der Praxis nicht erzielbar sind. So beschränkt vor allem die Leistungsfähigkeit der Strahlanlage den versuchstechnisch maximalen Strahlradius r und/oder die Vorschubgeschwindigkeit v_{WF} . Zudem ist der geeignete Strahlradius auch in Abhängigkeit von der Bauteilgeometrie (neben der Naht muss Bauteiloberfläche bis zu einem Abstand zur Naht von d_y+r für die Wärmebehandlung zur Verfügung stehen) festzulegen.

Folglich ist für dieses Verfahren eine passende bauteilabhängige Kombination aus Strahlradius und Vorschubgeschwindigkeit zu wählen, die es mit der maximalen Leistung der Strahlanlage ermöglicht, den zu behandelnden Materialbereich auf die benötigten Temperaturen T_{WF} zu erwärmen.

5.1.4 Einfluss der Werkstoffeigenschaften auf die Wärmebehandlung

Zu den beeinflussenden Werkstoffeigenschaften für dieses Längsspannungsabbauverfahren zählen die Streckgrenze, die Wärmedehnung sowie die Wärmeleitfähigkeit. In den Simulationen in Abschnitt 4.1.4 wurde deren Einfluss auf den seitlichen Abstand, der die größten Längsspannungsreduktionen in der Schweißnaht zeigt, untersucht. Dabei wurde das Werkstoffmodell des S355J2+N in der zu untersuchten Werkstoffeigenschaft um ein Vielfaches erhöht bzw. verringert.

Aus Abbildung 4.17 kann geschlussfolgert werden, dass für höhere Werkstoffstreckgrenzen ein kleinerer seitlicher Abstand zu den gewünschten größten Längsspannungsreduktionen in der Naht führt. Infolge des größeren Widerstandes gegen plastische Deformation bei größeren Streckgrenzen muss die Wärmebehandlung näher an der Schweißnaht durchgeführt werden, da die Nahtdehnung (Thermal Tensioning) bei größeren seitlichen Abständen relativ gering ist und der Spannungsabbau bei der thermischen Schrumpfung der wärmebehandelten Bereiche nicht so groß ausfällt.

Wie am Beispiel des Balkenmodells aus Abbildung 5.12 erklärt wurde, muss die erzeugte Last F_{WF} näher an der zu beeinflussenden Stelle, der Schweißnaht, positioniert werden, damit die stauchende Energie auch genügend Stauchung des Zwischenbereiches bei einem größeren Werkstoffwiderstand gegen Deformation ermöglichen kann. So sind bei den Simulationen mit der vierfachen Streckgrenze, die beispielhaft für ultrahochfeste Stähle untersucht wurde, die geringsten Nahtlängsspannungen mit einem seitlichen Abstand der Wärmebehandlung zur Schweißnaht von 13 mm erhalten worden. Mit der zweifachen Streckgrenze (Beispielwerkstoffe sind hochfeste Stähle wie der S690-Baustahl) wurde die geringste Nahtlängsspannung mit dem Abstand von 16 mm und mit der normalen Streckgrenze des S355J2+N mit einem Abstand von 20 mm erhalten.

Für das Thermal Tensioning der Schweißnaht ist die thermische Ausdehnung der wärmebehandelten Bereiche von besonderer Bedeutung. Je stärker sich diese Bereiche während der Wärmebehandlung ausdehnen, desto größer ist die plastische Deformation der Naht, bevor sie durch die thermische Schrumpfung der behandelten Bereiche mechanisch entlastet wird. In Abschnitt 5.1.2 wurde bereits erläutert, dass je mehr die Schweißnaht während der Wärmebehandlung plastisch gedehnt wird, desto größer fällt die anschließende Entlastung aus. Die Simulationsergebnisse in Abbildung 4.19 zeigen dieses größere Potential des Verfahrens für Werkstoffe mit einer größeren thermischen Ausdehnung. Mit der zweifachen Wärmeausdehnung des S355J2+N, wie sie zum Beispiel bei Aluminium- oder Magnesiumlegierungen vorkommt, konnten die Nahtlängsspannungen um 111 % reduziert und somit zu Druckspannungen überführt werden. Für das S355J2+N-Werkstoffmodell waren noch 94 % Spannungsabbau möglich. Für die halbe thermische Ausdehnung des S355J2+N, vergleichbar mit der Wärmedehnung von Gusseisen, wurden nur noch 55 % der Längsspannungen in der Naht abgebaut. In dieser Abbildung ist auch die Verschiebung des Minimalwertes der erhaltenen Nahtlängsspannungen für die unterschiedlichen thermischen Ausdehnungen zu größeren benötigten seitlichen Abständen d_y zu sehen. Der Grund hierfür liegt in dem für die höheren Wärmedehnungen breiteren Bereich um die Schweißnaht, der nach dem Schweißen infolge der großen thermischen Schrumpfung der Naht zu einem Zugspannungsbereich einer deutlich gesteigerten Breite führt.

Eine weitere Werkstoffeigenschaft, die den Spannungsabbau durch die Wärmebehandlung beeinflusst, ist die Wärmeleitfähigkeit. Aufgrund der Nahtwiedererwärmung während und nach der Wärmebehandlung, welche den Spannungsabbau mindert, muss ein gewisser Abstand der Wärmebehandlung zur Schweißnaht eingehalten werden, um eine möglichst geringe Schweißnahtwiedererwärmung zu gewährleisten. Mittels der FEM-Simulation wurden Rechnungen mit der halben (vergleichbar mit hochlegierten Stählen) und mit einem Zehntel (wie für anorganisch nicht-metallischen Werkstoffe) der Wärmeleitung des S355J2+N durchgeführt. In den Ergebnissen dieser Rechnungen in Abbildung 4.21 sind die Restlängsspannungen bei unterschiedlichen seitlichen Abständen für die drei Vielfachen

der Wärmeleitfähigkeiten des S355J2+N miteinander verglichen. Zu sehen ist in dieser Abbildung eine Verschiebung des seitlichen Abstandes d_y , der die größten Längsspannungsreduktionen in den Schweißnähten erzielte, zu größeren Werten für geringere Wärmeleitfähigkeiten. Des Weiteren ist zu erkennen, dass bei kleineren Wärmeleitfähigkeiten geringere Spannungsreduktionen erhalten wurden. Der Grund dafür liegt in der Nahttemperatur zum Zeitpunkt der Wärmebehandlung.

Da mit dem gleichen longitudinalen Abstand d_x von 200 mm ($t_x=13,33$ s bei einer Schweißgeschwindigkeit von 15 mm/s) zwischen dem Schweißprozess und der Wärmebehandlung simuliert wurde, waren die Schweißnähte zum Zeitpunkt der Wärmebehandlung infolge der geringeren Abkühlgeschwindigkeiten bei kleineren Wärmeleitfähigkeiten wärmer als bei größerer Wärmeleitfähigkeiten. So waren die Nähte bei den Rechnungen mit der für den S355J2+N realen Wärmeleitfähigkeit bereits auf rund 120 °C abkühlt, bevor die Wärmebehandlung erfolgte. Bei den Simulationen mit einem Zehntel der Wärmeleitfähigkeit des S355J2+N waren sie noch ca. 390 °C warm.

Wie für den zeitlichen Abstand dargestellt wurde, sind bei diesen Temperaturen von rund 400 °C geringere Spannungen in der Schweißnaht erhalten worden und führten zu einem kleineren Entlastungseffekt. Hierbei fällt beim Vergleich mit Abbildung 4.12 auf, dass die Naht mit der realen Wärmeleitfähigkeit bei einem räumlichen/longitudinalen Abstand d_x von 70 mm zwischen Schweiß- und Wärmeprozess auch nur auf 390 °C abkühlen konnte, wie die Nähte mit einem Zehntel der Wärmeleitfähigkeit und einem räumlichen Abstand d_x von 200 mm. Im Endresultat der Längseigenstressen in der Schweißnaht weisen beide Simulationsergebnisse (λ von S355J2+N mit $d_x=70$ mm sowie $\lambda/10$ von S355J2+N mit $d_x=200$ mm) Werte von rund 200 MPa auf.

Diese höhere Nahttemperatur bei kleineren Wärmeleitfähigkeiten ist auch für die Verschiebung des seitlichen Abstandes zu größeren Werten verantwortlich. Eine Erwärmung der Naht ausgehend von diesen noch sehr hohen Temperaturen durch die thermische Konduktion wirkt sich genauso wie ein zu kleiner seitlicher Abstand aus, der in Abschnitt 5.1.2 erläutert wurde. Durch die höhere Nahttemperatur kommt der Spannungsabbau bei höheren Temperaturen zum Erliegen und das anschließende homogene Abkühlen der wiedererwärmten Naht und der wärmebehandelten Bereiche von diesen höheren Temperaturen führt zu größeren Spannungen infolge der größeren thermischen Schrumpfung der Naht nach der Wärmebehandlung.

Werden bei kleineren Wärmeleitfähigkeiten größere Vorschubgeschwindigkeiten genutzt, ist mit einer nur leicht geringeren Spannungsreduktion, wie Abbildung 4.22 zeigt, zu rechnen. Bei den Simulationen mit den normalen Werten der Wärmeleitfähigkeit des S355J2+N wurde bei der Minderung der Vorschubgeschwindigkeit der Wärmebehandlung von 15 mm/s auf 5 mm/s die Längsspannungsreduktion in der Schweißnaht um rund 100 MPa

gesteigert. Mit einem Zehntel der Wärmeleitfähigkeit war dieser Unterschied nur noch halb so groß.

Die Abhängigkeit der größtmöglichen Spannungsreduktion in der Schweißnaht vom seitlichen Abstand d_y am X8CrMnNi19-6-3 wurde in den Simulationsergebnissen in Abbildung 4.23 für die zwei Wärmefeldradien 6,5 mm und 15 mm gezeigt. Für beide Radien zeigt sich in dieser Abbildung, dass das Minimum an Restlängsspannungen in der Schweißnaht je Wärmefeldradius für seitliche Abstände ähnlich dem ferritischen Werkstoff ($r+10$ mm...15 mm) im Bereich vom Radius plus 12 mm bis 20 mm erhalten wurde. Dieser Bereich ist etwas breiter als bei dem ferritischen Werkstoff und auf den Effekt der geringeren Wärmeleitfähigkeit zurückzuführen.

Das Werkstoffmodell des X8CrMnNi19-6-3 weist, wie Abbildung 5.20 veranschaulicht, in dem Temperaturbereich bis 600 °C eine deutlich geringere Wärmeleitfähigkeit im Vergleich zum S355J2+N auf. Bei Raumtemperatur beträgt diese nur ein Drittel der Wärmeleitfähigkeit des S355J2+N. Aus diesem Grund sind für diesen Werkstoff etwas größere seitliche Abstände zu erwarten. Zudem ist die thermische Dehnung dieses austenitischen Stahls im Vergleich zum ferritischen Stahl bis zu Temperaturen von rund 600 °C 38 % größer und führt ebenso zu dem gering größeren Werten für den seitlichen Abstand, der zur größten Spannungsreduktion führt. Die Dehngrenze des X8CrMnNi19-6-3 zeigt ähnliche Werte wie der S355J2+N, sodass hier die Dehngrenze nicht diesen Unterschied herbeiführt.

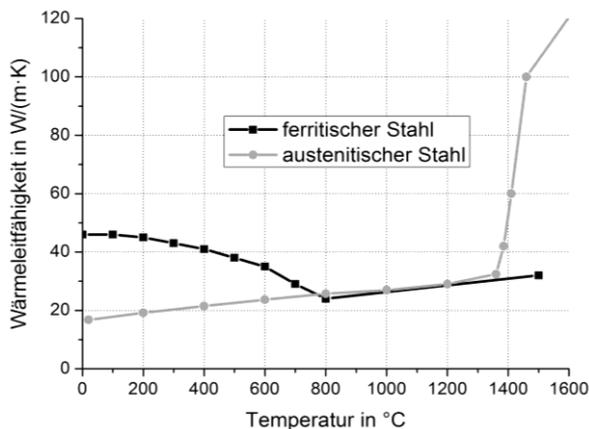


Abbildung 5.20: Vergleich der Wärmeleitfähigkeiten der beiden verwendeten Stähle

5.1.5 FEM-Untersuchungen zu anderen Wärmbehandlungen

Mit der FEM-Simulation wurde zudem das Potential einer über die zu behandelnden Spur zeitlich homogenen Erwärmung untersucht. Diese Option der Wärmebehandlung mit einer

gleichzeitigen und gleichmäßigen Erwärmung auf der gesamten Wärmebehandlungsspur mit einer Länge von 200 mm war mit den zur Verfügung stehenden Strahlschweißanlagen experimentell nicht möglich.

Für die FEM-Simulation können solche Ressourcenprobleme übergangen und eine derartige gleichzeitige Erwärmung über die gesamte Prüfkörperlänge erzeugt werden. Hierbei ist in der Gegenüberstellung der erhaltenen Längsspannungsreduktionen in den simulierten Schweißnähten in Abbildung 4.25 zu sehen, dass eine stehende Wärmequelle, welche die gesamte Wärmebehandlungsspur gleichzeitig innerhalb von vier Sekunden auf die gleiche Temperatur erwärmt wie eine wandernde Wärmequelle, zu einer geringen Steigerung der Spannungsreduktion um 9 % (von 83 % für eine wandernde Wärmequelle zu 92 % für die stehende Quelle) führt. Diese kleine Steigerung scheint bei dem annähernd zehnfachen Leistungsaufwand, der für diese gleichzeitige Erwärmung nötig ist, eine geringe Effizienz für die Spannungsreduktion zu haben.

Denkbar wäre auch der Einsatz einer Kühlquelle im Nahtbereich wie bei den LSND-Verfahren. Diese würden zum einen die Schweißnaht hinter dem Schmelzbad schneller abkühlen, sodass auch geringere zeitliche Abstände zwischen dem Schweiß- und dem Wärmebehandlungsprozess zu großen Längsspannungsreduktionen führen könnten. Zum anderen könnte aufgrund einer marginalen Nahtwiedererwärmung während und nach der Wärmebehandlung ein größeres Thermal Tensioning der Naht erzielt und folglich während der thermischen Schrumpfung der wärmebehandelten Bereiche eine größere Nahtentlastung herbeigeführt werden, die in geringeren Nahtlängsspannungen resultiert. Bei einer Realisierung hätte man einen Thermal-Tensioning-Prozess, der statt massiven Heizelementen wie bei der statischen LSND den defokussierten Laserstrahl zur Materialerwärmung nutzt.

Der Nutzen ist am realen Bauteil gering, da die Kühlwirkung der kleinen Kühlquellen, die für die schmalen strahlgeschweißten Nähte benötigt werden, selbst bei den Vorschubgeschwindigkeiten von 5 mm/s bis 10 mm/s, die für die wandernde Wärmebehandlung ratsam sind, wie in Abschnitt 2.2 bezüglich der Kühlquellen der DC-LSND erwähnt wurde, gering sind [15], [46]. Zudem müssten für diese Kühlquellen Kontaktflächen bereitgestellt werden, welche die Flexibilität und die Mobilität dieses Verfahrens wiederum einschränken würden.

5.2 Experimentelle Schweißversuche

Wie die experimentellen Ergebnisse in Abschnitt 4.2 zeigen, waren mit diesem Verfahren in allen Nahtformen und Werkstoffen deutliche Spannungsreduktionen möglich. In den Untersuchungen in Abschnitt 4.2 kam neben der Spannungsreduktion durch den Thermal-Tensioning-Effekt noch ein anderer mechanischer Effekt für die Spannungen in den Schweißnäht zum Tragen. Infolge der hohen Temperaturunterschiede zwischen der direkt geheizten Prüfkörperoberseite und der konduktiv erwärmten Unterseite kam es zu einer

Längsaufwölbung der Schweißnaht, die schematisch in Abbildung 4.27 dargestellt ist. Diese trat vor allem bei den dünneren Prüfkörpern mit einer Wärmebehandlung oberhalb der 700 °C für den ferritischen bzw. oberhalb der 600 °C bei dem austenitischen Werkstoff auf.

Besonders für die im Vergleich zu den 5 mm dicken S355J2+N-Prüfkörper dünneren X8CrMnNi19-6-3-Prüfkörper (3,8 mm dick) wurden mit Temperaturen T_{WF} von 600 °C deutlich größere Längs- ($\Delta z_L \approx 3$ mm) und Querverzüge ($\Delta z_Q \approx 6$ mm) gemessen als bei Temperaturen von rund 500 °C ($\Delta z_L \approx 0$ mm und $\Delta z_Q \approx 0$ mm). Die größeren Verzüge hatten infolge des Biegeeffektes eine größere Spannungsreduktion an der konkaven Nahtunterseite und eine geringere Eigenspannungsreduzierung an der konvexen Nahtoberseite zur Folge.

Abbildung 5.21 zeigt die erhaltenen prozentualen Längsspannungsreduktionen in den Schweißnahtober- und -unterseiten der linearen Blindnähte in den 5 mm dicken S355J2+N- und in den 3,8 mm dicken X8CrMnNi19-6-3-Prüfkörpern. Bei allen Prüfkörpern mit linearen Blindnähten wurden die Spannungen aufgrund der durch die Wärmebehandlung erzeugten Nahtlängsaufwölbung an den konkaven Nahtunterseiten stärker abgebaut als an den konvexen Nahtoberseiten. Nur für geringe erzeugte Temperaturen, die kaum Verzug erzeugten (für S355J2+N unter 700 °C und für den X8CrMnNi19-6-3 unter 600 °C), war die Spannungsreduktion an der Nahtoberseite größer. Diesen Fall repräsentiert in Abbildung 5.21 die Spannungsreduktion mit der PFO-Laserscanneroptik an dem austenitischen Stahl X8CrMnNi19-6-3, bei der nur 530 °C an der Prüfkörperoberseite erzeugt wurden. Da an diesem Prüfkörper keine Nahtlängsaufwölbung messbar war, kann die Spannungsreduktion in der Schweißnaht allein auf die Stauchung des Zwischenbereiches zwischen der Schweißnaht und der wärmebehandelten Zonen zurückgeführt werden.

Eine Reduzierung des Verzuges mithilfe von konstruktiven Versteifungen würde die Zugspannungen an der Nahtunterseite vergrößern, sodass besonders für dünne Bauteile (Blechdicke <5 mm) die werkstoffspezifischen Temperaturbereiche für die Wärmebehandlung mit 600 °C für den austenitischen bzw. 700 °C für den ferritischen Werkstoff eingehalten und nicht überschritten werden sollten, um ein gutes Verhältnis aus möglichst großen Längsspannungsreduktionen in den Schweißnähten und geringem Verzug der Bauteile zu erhalten.

Für die Versuche an den 10 mm dicken S355J2+N-Prüfkörpern zeigten dem gegenüber auch die Experimente mit erzeugten Oberflächentemperaturen über 1000 °C geringe Verzüge. Bei ihnen waren hohe Strahlleistungen nötig, die zu sehr hohen Oberflächentemperaturen führten, um die Tiefenwirkung der Wärmebehandlung zu erhöhen und somit eine möglichst große Spannungsreduktion auch an der Nahtunterseite zu erzielen. Hierbei liegt die erhaltene Spannungsreduktion an der Nahtunterseite in einer

ähnlichen Größenordnung wie die Reduktion an der Nahtoberseite von rund 60 % und ist einzig auf die Tiefenwirkung der Wärmebehandlung und nicht auf einen Biegeeffekt zurückzuführen. Um die Prüfkörperunterseite auf den benötigten Temperaturbereich zu erwärmen, muss eine größere Strahlleistung genutzt werden, die zu höheren Temperaturen an der Prüfkörperoberseite führt. Da dieser übermäßig erwärmte Materialbereich im Vergleich zur Prüfkörperdicke relativ klein ist, weist der Prüfkörper nach der Wärmebehandlung, trotz der Oberflächentemperatur größer 1000 °C, keine großen Deformationen ($\Delta z_L \approx 0$ mm) auf. Zudem ist zu erwarten, dass sich die sehr kurze Aufheizung dieses Oberflächenbereiches über 3 Sekunden auf Temperaturen oberhalb der α - γ -Umwandlungstemperatur nur marginal auf das Gefüge auswirkt. Somit sollten die Temperaturen an der behandelten Prüfkörperoberseite und -unterseite im Mittel in dem des für die beiden Werkstoffe erläuterten Temperaturbereiches liegen. Aus diesem Grund ist die Strahlleistung, die für die größte Spannungsreduktion nötig ist, in zweiter Linie (nach dem Werkstoff) auch an der Materialstärke zu orientieren. Da Wärmebehandlungen an Blechen mit Stärken kleiner 5 mm zu beträchtlich größeren Verzügen führen, sollten für solche Blechdicken ausschließlich nur die unteren Temperaturen des angesprochenen Temperaturbereiches genutzt werden, da die mittlere Temperatur über die gesamte Materialstärken in dem gewissen Temperaturbereich liegen soll.

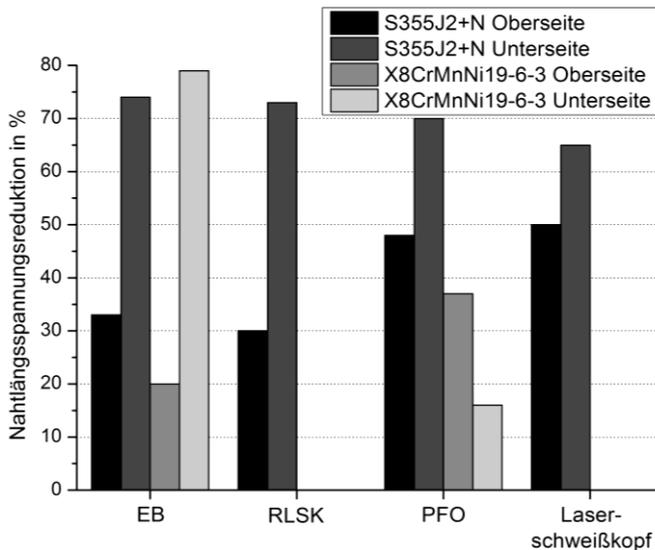


Abbildung 5.21: Vergleich der erhaltenen Nahtlängsspannungsreduktionen durch eine quasisimultane Wärmebehandlung mit einem Strahlradius von rund 15 mm mit dem Elektronenstrahl (EB), mit der RLSK-Laserstrahlscanneroptik (RLSK), mit der PFO-Laserstrahlscanneroptik (PFO) sowie mit der zeitlich separaten Wärmebehandlung (r ebenfalls rund 15 mm) mit dem Laserstrahl eines konventionellen Laserstrahlschweißkopfes an den 5 mm dicken S355J2+N- und an den 3,8 mm dicken X8CrMnNi19-6-3-Prüfkörpern

Wie die Ergebnisse der Simulation voraussagten, konnten auch in den Experimenten die größten Spannungsreduktionen mit den werkstoffspezifischen Temperaturbereichen T_{WF} erzeugt werden, die große Gradienten der Streckgrenze zeigen. Somit sollte für den ferritischen Werkstoff eine mittlere Temperatur von 700 °C über die gesamte Prüfkörperdicke und für den austenitischen Werkstoff eine mittlere Temperatur von ca. 600 °C erzeugt werden.

Die Spannungsreduktion im Bauteil wird somit durch drei Effekte erzielt. Die ersten beiden, die besonders durch die FEM-Simulationsergebnisse veranschaulicht werden konnten, sind das Thermal Tensioning der Schweißnaht und die Stauchung der Bereiche zwischen der Schweißnaht und der wärmebehandelten Bereiche, die zu einer mechanischen Entlastung führten. Diese Effekte sind im Experiment infolge der oberflächlichen Erwärmung an der Prüfkörperoberseite stärker ausgeprägt als an der Prüfkörperunterseite. Der dritte Effekt ist die Nahtlängsaufwölbung Δz_L , die zur Stauchung des Materials an der Prüfkörperunterseite und zur Dehnung der Prüfkörperoberseite führt.

Da ein Bauteilverzug stets so gut es geht vermieden werden soll, ist eine Vergrößerung des Thermal Tensionings und der Stauchung des Zwischenbereiches, anstatt einer Steigerung der Nahtlängsaufwölbung, anzustreben. Eine Erhöhung der verwendeten Temperaturen zeigt für dünne Materialstärken, wie erläutert, die Vergrößerung der Aufwölbung. Deshalb stellt sich die Frage, wie die Nahtdehnung und die stauchende Wirkung der zusätzlichen Zugspannungsbereiche neben der Naht gesteigert werden kann. Hierbei dienen die an dem Balkenmodell erläuterten anderen geometrischen Prozessparameter r , d_y und d_x .

In Tabelle 5.3 sind die Prozessparameterbereiche für die jeweiligen Versuche an bestimmten Nahtformen und den Werkstoffen mit den maximalen Spannungsreduktionen und den erhaltenen Verzügen aufgelistet. Hierbei konnten durch die Verwendung größerer Strahlradien für die Wärmebehandlung, wie in Abschnitt 5.1.2 an dem Balkenmodell erläutert, größere Spannungsreduktionen erzielt werden. So wurden mit dem Strahlradius von rund 15 mm, der in allen Versuchen an den linearen Schweißnähten genutzt wurde, die Längsspannungen an den Schweißnahtoberseiten um über 20 % bis zu 50 % (vgl. Tabelle 5.3) reduziert. An den Nahtunterseiten konnten infolge der erläuterten Nahtlängsaufwölbung zumeist größere Reduktionen von ca. 70 % erhalten werden. Für kleinere Radien wurden diese großen Spannungsreduktionen nicht erreicht. In den Experimenten, bei denen die Temperaturverteilung über die Prüfkörperdicke im Gegensatz zur eindimensionalen Darstellung an diesem Balkenmodell sowie in der zweidimensionalen Simulation nicht homogen ist, wird durch die Anwendung größerer Strahlradien neben dem größeren beeinflussten Volumen vor allem die Tiefenwirksamkeit durch längere Einwirkzeiten (bei gleicher Vorschubgeschwindigkeit) gesteigert.

Tabelle 5.3: Zusammenfassung der geeigneten Prozessparameterbereiche, erzielten Spannungsreduktionen und Verzüge für die unterschiedlichen Strahlarten und Schweißnahtformen ($v_{WF}=5 \text{ mm/s}$)

Strahl	Naht	Werkstoff	r in mm	d _y -Bereich in mm	T _{WF,max} in °C	t _k in s	Δσ _o in %	Δσ _u in %	Δz _L in mm	Δz _o in mm
Elektronen	Linearnaht	S355J2+N X8CrMnNi19-6-3	15	r+11...15	700	18...30	33	74	0...1	1...2
				r+12...21	600	30...120	20	79	2...3	8
Laser-RLSK	axiale Rundnaht	S355J2+N	10	r+7...20	700	25...53	88	113	0	0
				r+8...12						
Laser-PFO	Linearnaht	S355J2+N X8CrMnNi19-6-3	15	r+11...15	500	37	16	-	-	-
				r+12...15						
Laser- schweißkopf	radiale Rundnaht	S690	6	r+8...14	700	∞	-	-	-	-
				r+15						
Laser- schweißkopf	Linearnaht	S355J2+N	15	r+15	1090	-	-	-	-	-
				S355 (10 mm)						

Wie mit größeren Wärmefeldradien werden mit geringeren Vorschubgeschwindigkeiten die Einwirkzeit sowie die Tiefenwirkung der Behandlung gesteigert. Mit kleineren Vorschubgeschwindigkeiten wird infolge der Wärmeleitung zudem ein größerer Zugspannungsbereich erzeugt, der die Kraft F_{WF} im Balkenmodell steigert und aufgrund des größeren Volumens auch das Kräfteverhältnis F_{WF} zu F_{ZB} erhöht. Aus diesen Gründen ist mit niedrigeren Vorschubgeschwindigkeiten eine stärkere Entlastung der Schweißnaht möglich. In den experimentellen Ergebnissen wurden mit 5 mm/s deutlich gesteigerte von drei bis viermal so großen Spannungsreduktionen im Vergleich zu Versuchen mit einer Geschwindigkeit von 15 mm/s erhalten.

Die Untersuchungsergebnisse in Abschnitt 4.2 zeigen, dass eher große Radien mit geringen Vorschubgeschwindigkeiten genutzt werden sollten, um eine möglichst große Spannungsreduktion in der strahlgeschweißten Naht zu erzielen. Hierbei sollte zudem die Tiefenwirksamkeit, welche zusätzlich von den Materialeigenschaften abhängt, berücksichtigt werden.

Die Werte für den seitlichen Abstand der Wärmebehandlung zur Schweißnaht in Tabelle 5.3 zeigen den gleichen Größenbereich, der bereits bei den Simulationsergebnissen prognostiziert wurde. Infolge der komplexeren Bedingungen in den realen Prüfkörpern konnten die Spannungsniveaus mit der vereinfachten zweidimensionalen Simulation nicht vorausgesagt werden. Dies war aber auch nicht das Ziel der Simulation in dieser Arbeit.

In den Experimenten sind im Vergleich zur Simulation die plastischen Dehnungen der Schweißnaht im Bereich von 0,2 % an den leicht gebogenen Prüfkörpern schwer messbar. Jedoch belegen die Spannungsmesswerte für größere zeitliche Abstände ebenfalls ein gesteigertes Spannungsreduktionspotential dieses Verfahrens. In den Untersuchungen mit dem Elektronenstrahl erwiesen sich die Zeiten größer als 18 s für den S355J2+N bzw. größer 30 s für den X8CrMnNi19-6-3 als besonders vorteilhaft für dieses Verfahren. Mit diesen Zwischenzeiten konnten die Schweißnähte auf Temperaturen von ca. 100 °C abkühlen, bevor die Wärmebehandlungen gestartet wurden. Der zeitliche Unterschied zwischen den Versuchen mit den zwei verschiedenen Werkstoffen liegt in den werkstoffspezifischen Wärmeleitfähigkeiten begründet. Die Wärmeleitfähigkeit des austenitischen Werkstoffes weist, wie aus den Werkstoffmodellen in Abschnitt 3.4.2 und in dem Vergleich in Abbildung 5.20 hervorgeht, bis zu Temperaturen von 600 °C deutlich geringere Werte in Relation zum ferritischen Werkstoff auf. Bei Raumtemperatur liegt ein Verhältnis der Wärmeleitfähigkeiten von rund eins zu drei vor. Somit benötigt die Abkühlung der Schweißnaht des austenitischen Werkstoffes auf unter 100 °C mehr Zeit.

Im Vergleich des experimentellen Wertes aus den Versuchen mit dem Elektronenstrahl an dem ferritischen Werkstoff von 18 s als geeigneter zeitlicher Abstand zwischen beiden Prozessschritten zeigen die Simulationsergebnisse in Abbildung 5.19 ebenso bei diesem

Wert ein deutlich größere Längsspannungsreduktionspotential in der Schweißnaht als bei Abständen kleiner 10 s.

Die Auflistung der geschlussfolgerten rechnerischen und experimentellen Prozessparametergrößen für eine möglichst große Längsspannungsreduktion in den Schweißnähten in Tabelle 5.2 und in Tabelle 5.3 legt dar, dass mittels der qualitativen zweidimensionalen FEM-Analyse diese Parameterbereiche für beide Werkstoffe in sehr guter Näherung für die Experimente bestimmt werden konnten, obwohl die gegenseitige starke Beeinflussung der Prozessparameter untereinander aber vor allem auch mit den temperaturabhängigen Werkstoffeigenschaften (Streckgrenze, Wärmedehnung und Wärmeleitfähigkeit) sehr komplex ist.

In der Abbildung 5.22 sind zudem die erhaltenen Nahtlängsspannungsreduktionen an den verschiedenen behandelten Nahtgeometrien dargestellt. An den axialen und an den radialen Rundnähten sind an den Nahtober- und an den Nahtunterseiten jeweils ähnliche Reduktionen der Nahtlängsspannungen erzielt worden. Bemerkenswert ist vor allem, dass bei der radialen Rundnaht an dem Rohr (10 mm Materialstärke) mit einem im Vergleich zu den anderen dargestellten Ergebnissen kleinen Strahlradius von 5,7 mm annähernd 50 % der Längsspannungen in der Schweißnaht abgebaut werden konnten. Diese Ergebnisse zeigten bereits die Anwendbarkeit dieses Verfahrens nicht nur für höhere Materialstärken, sondern vor allem auch für komplexere Schweißnahtformen.

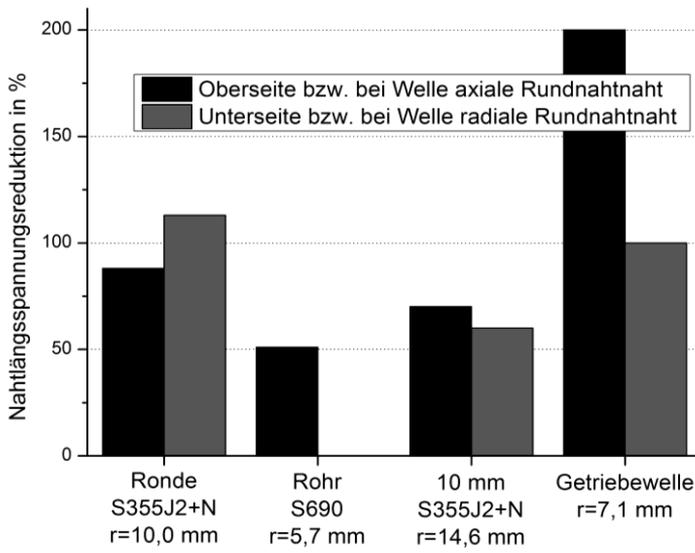


Abbildung 5.22: Vergleich der erhaltenen Nahtlängsspannungsreduktionen durch eine Wärmebehandlung an axialen (Ronde sowie Getriebewelle) und radialen (Rohr sowie Getriebewelle) Rundnähten und an einer linearen Blindnaht an einem 10 mm dicken S355J2+N-Prüfkörper

Die Experimente an den Getriebewellen stellten diesbezüglich einen weiteren Schritt zur Anwendung dieses Schweißspannungsreduktionsverfahrens an komplexeren Bauteilen mit mehreren unterschiedlichen Nahtformen dar. Die hohen Spannungsreduktionen in den axialen und in den segmentierten radialen Rundnähten (je 300 MPa Reduktion) von 200 % und 100 % konnten unter Beachtung der erläuterten Prozessparameterbereiche für T_{WF} , r , d_y sowie v_{WF} erhalten werden. So konnten mit dem kleinen Strahlradius von 7,1 mm durch die Behandlung Druckspannungen in den axialen Rundnähten erzeugt werden. In den radialen Rundnähten wurden die Spannungen in den Bereich von 0 MPa abgebaut.

Somit qualifizieren die erhaltenen Ergebnisse und Erkenntnisse diese Art der Schweißeigenspannungsreduktion in strahlgeschweißten Nähten für komplexe Schweißnahtformen sowie für relativ große Materialstärken von bis zu 10 mm. Im Vergleich zu anderen Schweißeigenspannungsreduktionsverfahren, die in Abschnitt 2.2 dargestellt wurden, sind mit dieser Methode deutlich größere Spannungsreduktionen möglich. Fu et al. [49] konnten mit einem lokalen Spannungsarmglühen nur 40 % der Spannungen in der Naht abbauen. Mit dem Thermal Tensioning erreichte Pilipenko [14] in Experimenten (an 20 mm dicken Stahl) nur 40 % und Michaleris [50] in Simulationen 60 % (an 4,76 mm dicken Stahl) an Lichtbogenschweißnähten des S355-Stahls. In den in dieser Arbeit dargestellten Ergebnissen sind vielfach höhere Reduktionen von mehr als 70 % an dem gleichen Baustahl erzielt worden. Auch die LSND-Methoden führten zu keinen höheren Reduktionen der Längsspannungen in Schweißnähten. Li [43] konnte mittels der DC-LSND die Spannungen an einer Titanlegierung um 50 % senken. Luan [38] zeigte an einer rührreibgeschweißten Aluminiumlegierung mittels der DC-LSND eine Spannungsreduktion von 60 %. In Korrelation zu den Untersuchungen von van Aa [15], [46] und Voss [52] belegen auch die Ergebnisse in dieser Arbeit, dass eine stärker abgekühlte Naht während des Abbauprozesses zu einer stärkeren Spannungsreduktion führt.

Bezüglich der Wärmebehandlung der Prüfkörperbereiche parallel zur Schweißnaht ähnelt dieses Verfahren der statischen LSND, verzichtet aber auf Klemmbacken und Kühlelemente. Hierbei bietet die Remote-Wärmebehandlung im Gegensatz zu vielen anderen Verfahren eine hohe Flexibilität und vor allem Mobilität. Für diese Form der Eigenspannungsreduktion sind keine an die Bauteiloberfläche angepassten Heiz- oder Kühlelemente nötig, die nur für bestimmte Bereiche der Schweißnaht nutzbar sind und für andere Nahtabschnitte aufgrund einer veränderten Bauteilgeometrie durch weitere passende Elemente ausgetauscht werden müssen. Hier sind vor allem induktive Heizelemente, wie sie auch Brenner [53] und Göbel [54] nutzten, gemeint, die je nach Bauteilform so speziell angepasst sein müssen, dass ein möglichst geringer Abstand zwischen Induktor und Bauteil eingestellt werden kann, um den Wärmeprozess effektiv zu gestalten. Für sehr komplexe Naht- und Bauteilformen ist eine solche Wärmebehandlung ineffizient. Selbst bei Versuchen mit den Getriebewellen wären zwei unterschiedliche Induktoren für die jeweilige zu behandelnde Rundnaht nötig.

Zudem bietet dieses untersuchte Verfahren zur Längsspannungsreduktion in strahlgeschweißten Nähten im Gegensatz zur DC-LSND nach van der Aa [15], [46] den Vorteil, dass nicht verringerte Strahlschweißgeschwindigkeiten genutzt werden müssen, damit die Spannungsreduktion effektiv gestaltet werden kann. Somit geht der Vorteil der schnellen Strahlschweißprozesse mit sehr schmalen reproduzierbaren Schweißnähten nicht verloren.

Bei der Analyse der Versuchsergebnisse konnten jedoch mit den verschiedenen Strahlformungen auch Unterschiede ausgemacht werden, die hauptsächlich an den unterschiedlichen Strahlauslenkungen zwischen der elektromagnetischen des Elektronenstrahls und der optomechanischen des Laserstrahls lag.

Im Abschnitt 4.1.5 wurde der Effekt einer quasisimultanen Wärmebehandlung mit dem Elektronen- bzw. mit dem Laserstrahl untersucht. Die Frequenzen der elektromagnetischen Strahlauslenkung bei den Elektronenstrahlexperimenten waren mit 500 Hz deutlich größer als die Frequenzen, die mit den Laserscanneroptiken erreicht werden konnten. Infolge der trägeren optomechanischen Laserstrahlauslenkung waren in den Experimenten maximale Frequenzen von 10 Hz erzielbar.

Bei den Elektronenstrahlversuchen fließt während der Strahlauslenkung nur ein sehr kleiner Teil der Strahlenergie $<1\%$ direkt in den Schweißnaht- und in den Zwischenbereich. Bei den Experimenten mit dem Laserstrahl ist dieser Anteil, abhängig von der Größe des zu überfliegenden seitlichen Abstandes der Wärmebehandlung zur Schweißnaht, mit rund 20 % deutlich größer. Die Wirkung der direkten Bestrahlung des Schweißnahtbereiches wurde mittels der Simulation untersucht. Hierbei konnte mit einer zusätzlichen defokussierten Wärmequelle ein deutlicher Unterschied in der resultierenden Schweißnahtlängsspannung gezeigt werden. Mit einer einfachen Modellerweiterung konnte der Effekt der direkten Bestrahlung der Naht durch den Seitenwechsel des Strahls qualitativ aussagekräftig nachgebildet werden. Die Gegenüberstellung der in der Simulation erhaltenen Längsspannungsprofile in Abbildung 4.24 zeigt für die Wärmebehandlung mit der zusätzlichen Wärmequelle eine geringere Spannungsreduktion in der Schweißnaht als durch eine simultane Wärmebehandlung ohne die direkte Nahterwärmung durch eine Wärmequelle.

Der Vergleich der beiden Längsspannungsprofile quer zur simulierten nachbehandelten strahlgeschweißten Naht in Abbildung 4.24 könnte auch so interpretiert werden, als wären in diesem Diagramm die simulierten Längsspannungsprofile eines mit dem Elektronenstrahl behandelten Prüfkörpers mit denen eines mit dem Laserstrahl (mit periodischer Strahlauslenkung) behandelten Prüfkörpers verglichen, da die elektromagnetische Strahlauslenkung nur eine marginale direkte Bestrahlung ($<1\%$) der Schweißnaht hervorruft und somit den simulierten Fall ohne zusätzliche Wärmequelle repräsentiert.

In dieser Darstellung ist ein deutlicher Unterschied in den Längsspannungen von rund 300 MPa in der Schweißnaht zu sehen, der allein aus der direkten Leistungseinbringung in die Schweißnaht resultiert. Die stärkere Nahtwiedererwärmung infolge der direkten Bestrahlung führt somit zu einem ähnlichen Effekt wie eine kürzere zeitliche Distanz zwischen den Schweißprozess und der Wärmebehandlung.

Der große Unterschied von 300 MPa in den simulierten Schweißnähten zeigte sich in den experimentellen Ergebnissen an den 5 mm dicken S355J2+N nicht so deutlich. So wurden zu den Experimenten mit den Laserscanneroptiken, die eine quasisimultane Wärmebehandlung auf beiden Seiten der Schweißnaht ermöglichten, Versuche mit einem konventionellen Laserschweißkopf ohne Scan-Funktion mit einer zeitlich separaten Wärmebehandlung der beiden Seiten durchgeführt.

In Abbildung 5.23 sind die erhaltenen Nahtlängsspannungen durch eine quasisimultane Wärmenachbehandlung mit der PFO-Laserscanneroptik und der Nachbehandlung in zwei Teilschritten mit einem konventionellen Laserschweißkopf dargestellt. Bei dem Experiment mit dem Laserschweißkopf wurden die zwei Teilschritte der Wärmebehandlungen direkt aufeinanderfolgend ausgeführt. Der Vergleich der Spannungsreduzierungen an der Nahtober- und an der Nahtunterseite zeigt, dass durch die geringere Nahtwiedererwärmung bei einer separaten Wärmebehandlung in zwei Teilschritten ohne die Strahlauslenkung an der Nahtoberseite eine um ca. 150 MPa größere Spannungsreduktion erzielt wurde.

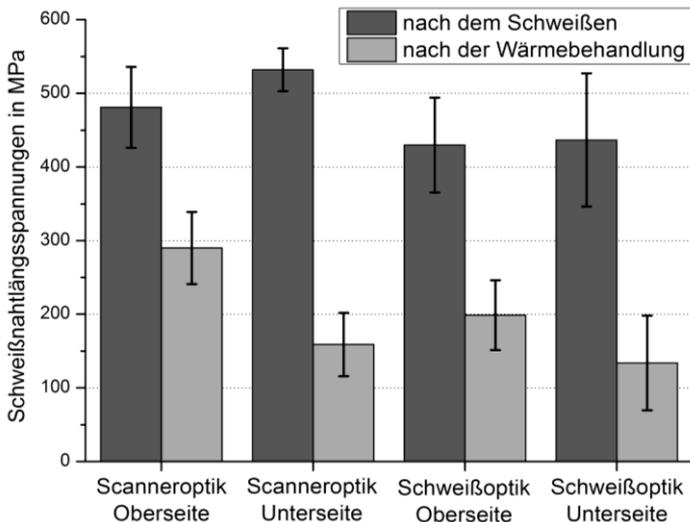


Abbildung 5.23: Vergleich der erhaltenen Längsspannungen an den Nahtober- und an den Nahtunterseiten der 5 mm dicken S355J2+N-Prüfkörper durch die quasisimultane Wärmebehandlung (Scanneroptik) sowie mit zeitlich separater Wärmebehandlung der beiden Prüfkörperseiten zur Schweißnaht (Schweißoptik) (Parametersatz: $r=14,6$ mm, $d_s=30$ mm, $v_{WF}=5$ mm/s und $T_{WF}=700$ °C)

Durch die zusätzliche direkte Nahterwärmung und die Erwärmung durch die thermische Konduktion bei der quasisimultanen Wärmebehandlung auf rund 300 °C kommt der Entlastungsmechanismus bei höheren Temperaturen zum Erliegen. Die folgende annähernd homogene Abkühlung von diesen höheren Temperaturen führt zu einem geringeren Spannungsabbau.

Aufgrund der geringeren Nahtwiedererwärmung bei der zeitlich separaten Wärmebehandlung der beiden Seiten wird ein größerer Spannungsabbau in der Naht erzeugt, der nach Abschnitt 5.1.2 auf ein größeres Thermal Tensioning der Naht schließen lässt. So ist die Anwendung des Laserstrahls in zwei Teilschritten ohne die periodische Strahlauslenkung für diese Wärmebehandlung besser geeignet. Laserscanneroptiken, welche deutlich größere Strahlauslenkfrequenzen >100 Hz über Distanzen von 30 mm bis 60 mm realisieren, könnten diese direkte Nahterwärmung einschränken und auch mit der quasisimultanen Wärmebehandlung diese großen Längsspannungsreduktionen erzielen, wie sie mit einer zweigeteilten Wärmebehandlung möglich sind. Ebenso kann die Nahtwiedererwärmung bei der quasisimultanen Behandlung durch längere Verweilzeiten des Strahls auf jeder Seite und weniger Seitenwechsel erzeugt werden. Jedoch ist hier zu beachten, dass je nach verwendetem Strahlradius eine relativ konstante Wärmeeinbringung erzielt wird.

Bei der separaten Wärmebehandlung der einzelnen Seiten konnte neben der Vermeidung der direkten Bestrahlung zudem die nötige Strahlleistung P_{WF} je Prozessschritt auf nur ca. die Hälfte reduziert werden. Die resultierende Wiedererwärmung der Schweißnaht je Arbeitsschritt ist folglich deutlich geringer, was ebenfalls zu größeren Spannungsreduktionen in den Schweißnähten führte.

Für dieses Verfahren ist somit bemerkenswert, dass eine vom Schweißprozess entkoppelte sowie zeitlich separate und nicht quasisimultane Wärmebehandlung bei den Laserstrahlversuchen größere Spannungsreduktionen in den Schweißnähten zeigte.

In den Versuchen mit dem Elektronenstrahl ist der Effekt der direkten Bestrahlung während des Seitenwechsels bei der quasisimultanen Behandlung vernachlässigbar gering, jedoch sind mit der zeitlich separaten Erwärmung der beiden Seiten in jeweils einzelnen Arbeitsschritten infolge einer verminderten Wiedererwärmung der Schweißnaht durch die thermische Konduktion größere Spannungsreduktionen zu erwarten. Somit steht dem zeitlichen Vorteil der quasisimultanen Wärmebehandlung die höhere Schweißnahtwiedererwärmung mit einer resultierenden geringeren Spannungsreduktion im Vergleich zur separaten Behandlung der beiden Seiten als Nachteil gegenüber.

Bei den Laserstrahlversuchen ist die Längsspannung in der Schweißnaht mit der quasisimultanen Behandlung auf 290 MPa und mit der zeitlich separaten Behandlung im Mittel auf 150 MPa reduziert worden. Aus zeitlicher Sicht ist für eine Entscheidung für oder gegen eine quasisimultane Wärmebehandlung eine Kosten-Nutzen-Analyse ratsam.

Durch den großen Vorzug einer vom Schweißprozess entkoppelten Wärmebehandlung kann dieses Verfahren zu beliebiger Zeit in der Fertigungskette angewendet werden und ist im Vergleich zu langen Glühprozessen deutlich zeit- und energiesparender. Des Weiteren ist bei Laserstrahlanlagen kein zusätzliches Equipment nötig, da die Wärmebehandlung in Teilschritten sogar noch größere Spannungsreduktionen zeigte als mit einer quasisimultanen Wärmebehandlung möglich wäre. Somit ist eine solche Wärmebehandlung auch an sehr kompliziert geformten Bauteilen mit jeglichen Laserstrahlschweißoptiken nutzbar. So stellt dieses Verfahren in Korrelation zur Literatur [2]-[8] ein flexibles Werkzeug zur Lebensdauersteigerung infolge von geringeren Nahteigenspannungen dar.

Im Hinblick auf andere Schweißverfahren ergibt sich der Verfahrensvorteil nur für Schweißnähte, die beträchtlich höhere Längsspannungen in Relation zu den existierenden Querspannungen enthalten. Bei den Strahlschweißverfahren besitzen die Längseigenspannungen aufgrund ihrer größeren Dimension mehr Bedeutung für die Bauteileigenschaften als die Quereigenspannungen. Die Schmelze erstarrt hier über die Nahttiefe nahezu gleichzeitig, sodass einzig Querspannungen durch Naht- und Wurzelüberhöhungen auftreten. Für andere Schweißnähte, wie zum Beispiel infolge des Metallschutzgasschweißens (MSG) oder des Wolfram-Inertgasschweißens (WIG), bietet das in dieser Arbeit erprobte Verfahren wenig Potential zur Eigenspannungsreduzierung. In diesen Schweißverfahren wird ein größeres Werkstoffvolumen aufgeschmolzen. Dabei erstarrt die Schmelze zum Beispiel in einer V-Naht in der im Vergleich zur Nahtoberseite schmalen Nahtwurzel zuerst, sodass durch die spätere Erstarrung und Schrumpfung der oberen Nahtbereiche höhere Quereigenspannungen entstehen. Zudem sind bei diesen Schweißverfahren die Längseigenspannungen aufgrund der breiteren Schweißnaht geringer und liegen im Größenbereich der Querspannungen vor. Wird an solchen Schweißnähten dieses Längsspannungsreduktionsverfahren durch nachlaufende Wärmefelder eingesetzt, können die Längsspannungen ebenfalls reduziert werden, jedoch werden durch zusätzliche erzeugte Querspannungen in den nachbehandelten Bereichen die Querspannungen in den Schweißnähten erhöht, sodass sich diese Methode für Schweißverfahren mit breiten Schweißnähten negativ auf den Spannungszustand in der Schweißnaht auswirken kann. Diese Querspannungserhöhung in den Schweißnähten durch die Wärmebehandlung zeigt sich auch in den Nahtquerspannungen der Getriebewellen in Abschnitt 4.2.2.7. Diese lagen nach dem Schweißprozess als Druckspannung in Höhe von 150 MPa bzw. 200 MPa vor. Infolge der Wärmebehandlung, welche die Längseigenspannungen in beiden Rundnähten um ca. 300 MPa reduzierte, fielen die Querdruckspannungen auf nur noch 60 MPa bzw. 90 MPa. Für Lichtbogenschweißprozesse dienen zum Beispiel die LSND-Techniken als geeignetere Verfahren.

6 Zusammenfassung

Mit dem defokussierten Elektronen- bzw. Laserstrahl ist es möglich, die hohen Längseigenstressspannungen in strahlgeschweißten Nähten beträchtlich zu reduzieren. Nutzt man den defokussierten Strahl zum Erwärmen des Materials neben der Schweißnaht auf den Temperaturbereich, der materialspezifisch einen hohen Streckgrenzengradienten beim Erwärmen (Verringerung der Streckgrenze mit steigender Temperatur) aufweist, können die in diesen Bereichen erzeugten Druckspannungen durch geringe plastische Deformationen relaxieren. Infolge der Volumenausdehnung wird das Material neben den wärmebehandelten Bereichen gedehnt. Da die Schweißnaht bereits Längszugspannungen im Bereich der lokalen Streckgrenze aufweist, führt diese Dehnung zu einer plastischen Deformation. Dieses Verfahren führt somit zu einem Thermal Tensioning der Strahlschweißnaht, wie es auch bei den LSND-Techniken zur Eigenspannungsreduktion in Schweißnähten genutzt wird.

Bei der anschließenden Abkühlung und der thermischen Schrumpfung der wärmebehandelten Zonen, wird das Material zwischen der Schweißnaht und der wärmebehandelten Bereiche gestaucht. Die Folge dieser Stauchung ist die Reduzierung des Widerstandes des an die Schweißnaht angrenzenden Materials, das der thermischen Schrumpfung der Schweißnaht beim Abkühlen von der Schmelztemperatur widerstrebt und so zu den hohen Eigenspannungen in der Schweißnaht führte. Folglich wird die Längsspannungsreduktion in der Schweißnaht durch einen mechanischen Entlastungseffekt ermöglicht. Global werden die Spannungen im Bauteil auf andere Bauteilbereiche umgelagert, welche weniger versagenskritische Zonen repräsentieren.

Dieses Verfahren ist aufgrund der ausschließlichen Entlastung in Nahtlängsrichtung für Schweißnähte sinnvoll, die im Vergleich zu den Quereigenstressspannungen deutlich höhere Längseigenstressspannungen in der Naht aufweisen, wie es in strahlgeschweißten Bauteilen der Fall ist.

In den Untersuchungsergebnissen wurden die Einflüsse der einzelnen Prozess- und einiger Werkstoffparameter auf die Spannungsreduktion in der Schweißnaht erforscht. Hierbei erwiesen sich für die verschiedenen Werkstoffe und Schweißnahtformen die gleichen folgenden Parameterbereiche für eine möglichst große Spannungsreduktion als am besten geeignet:

- Der zeitliche Abstand t_x zwischen dem Schweiß- und dem Nachbehandlungsprozess sollte möglichst so groß dimensioniert werden, dass die Schweißnaht auf Umgebungstemperatur abkühlen kann, bevor die Wärmebehandlung ausgeführt wird.
- Der Strahlradius r , die Strahlleistung P_{WF} sowie die Vorschubgeschwindigkeit v_{WF} sind so zu wählen, dass eine über die Materialstärke gemittelte Temperatur T_{WF} in

dem Temperaturbereich, der materialspezifisch bei der Erwärmung einen hohen Streckgrenzengradienten aufweist, in den wärmebehandelten Zonen erzeugt wird.

- Für Materialstärken < 5 mm sollten hierbei die erzeugten Temperaturen T_{WF} im unteren Bereich des Streckgrenzensprunges liegen, um den Bauteilverzug gering zu halten. Für größere Stärken sind zur Steigerung der Tiefenwirkung an der Bauteiloberfläche auch deutlich höhere Temperaturen bis rund 1000 °C über diese kurzen Heizdauern von nur wenigen Sekunden bei geringen Verzügen nutzbar.
- Je größer der Strahlradius r , desto größer ist die Spannungsreduktion und die Tiefenwirkung der Methode.
- Je geringer die Vorschubgeschwindigkeit v_{WF} , desto größer sind die Spannungsreduktion und die Tiefenwirkung des Verfahrens.
- Der seitliche Abstand d_y der Wärmefelder zur Schweißnaht sollte abhängig vom Strahlradius r im Größenbereich vom Radius plus 10 mm bis 15 mm eingestellt werden.
- Hierbei orientiert sich der zu verwendende Strahlradius r an der Leistungsfähigkeit der Strahlanlage sowie an den zur Strahlbehandlung zur Verfügung stehenden Bauteiloberflächen.

Besonders hervorzuheben ist die Schlussfolgerung, dass die Wärmebehandlung in einem vom Schweißprozess entkoppelten Arbeitsschritt ausgeführt werden sollte, um eine möglichst große Längsspannungsreduktion in der Schweißnaht zu erzielen. Mit der hochfrequenten elektromagnetischen Elektronenstrahlauslenkung wäre auch ein in-situ-Wärmeprozess möglich. Die Untersuchungen ergaben jedoch, dass eine Abkühlung der Naht vor der Ausführung der Wärmebehandlung auf Temperaturen unter 100 °C größere Längsspannungsreduktionen in der Naht erzielt. Die Schweißnaht wird durch die thermische Ausdehnung der wärmebehandelten Bereiche bei größeren Temperaturunterschieden zwischen den geheizten Bereichen und der Naht stärker plastisch gedehnt. Bei der anschließenden Schrumpfung der abkühlenden Zonen wird sie dann stärker mechanisch entlastet. Somit birgt die Prozessführung mit einem Laserstrahl, bei der kein Vor- bzw. Nachwärmen in-situ im Schweißprozess möglich ist, keinen Nachteil im Vergleich zur Wärmebehandlung mit dem Elektronenstrahl.

Unter Anwendung der genannten Parameterbereiche konnten für beide Strahlarten mit den unterschiedlichsten Strahlformungen sowie für den 5 mm dicken ferritischen und den $3,8$ mm dicken austenitischen Stahl die Spannungen in den linearen Schweißnähten mit Strahlradien von 15 mm um bis zu 70 % reduziert werden. Bei den Ergebnissen waren für den Fall, dass höhere Temperaturen als die für diesen Prozess benötigte Temperatur T_{WF} an den Bauteiloberflächen erzeugt wurden, Nahtlängsaufwölbungen messbar, die infolge des Biegeeffektes zu deutlich größeren Spannungsreduktionen an der konkaven Nahtunterseite im Vergleich zur konvexen Nahtoberseite führten. Wurden die unteren

Temperaturen des T_{WF} -Bereiches genutzt, konnten die Eigenspannungen an beiden Seiten in einer ähnlichen Größenordnung bei kaum messbaren Verzügen reduziert werden.

Um eine große Tiefenwirkung des Spannungsabbaus für größere Materialstärken zu erhalten, musste eine mittlere Temperatur von rund 700 °C über die gesamte Blechdicke in den wärmebehandelten Bereichen erzeugt werden. Hierbei hatten die verwendeten großen Strahlleistungen deutlich größere Oberflächentemperaturen zur Folge, welche über die kurzen Wirkzeiten von nur wenigen Sekunden nur marginale Auswirkungen auf das Gefüge in diesen kleinen Oberflächenbereichen haben sollten. So konnten an S355-Prüfkörpern mit einer Blechstärke von 10 mm durch Anwendung dieses Verfahrens mit einem Radius von 14,6 mm und 3,5 kW Strahlleistung unter Erzeugung von ca. 1090 °C an der Prüfkörperoberseite die Längsspannungen in der Naht an der Oberseite um rund 70 % und an der Unterseite ebenso um über 60 % abgebaut werden. Jedoch sollte in Abhängigkeit von der Leistungsfähigkeit der Strahlanlage sowie der zur Verfügung stehenden Bauteiloberflächen eher ein größerer Strahlradius oder eine geringere Vorschubgeschwindigkeit zur Steigerung der Tiefenwirkung genutzt werden, um den Bauteilverzug gering zu halten.

Des Weiteren zeigten experimentelle Messungen an axialen sowie radialen Rundnähten ähnlich hohe Spannungsreduktionen wie an den linearen strahlgeschweißten Nähten, sodass dieses Verfahren auch an komplexen Schweißnahtformen anwendbar ist. Hierbei kann für laserstrahlgeschweißte Bauteile auch eine konventionelle Laserschweißoptik mit einer Wärmebehandlung in zwei separaten Arbeitsschritten für die Wärmebehandlung der beiden einzelnen Seiten zur Schweißnaht genutzt werden. Durch diese separaten Teilschritte wird im Vergleich zur quasisimultanen Wärmebehandlung beider Seiten eine direkte Strahlungsbelastung der Schweißnaht während der Nachbehandlung ausgeschlossen. Dies verringert die Nahtwiedererwärmung je nach Auslenkgeschwindigkeit des Strahls deutlich und führt zu einer gesteigerten Spannungsreduktion in der Schweißnaht.

Die Anwendung dieses Verfahrens an einer Getriebewelle mit einem relativ kleinen Strahlradius von nur 7 mm zeigte eine Spannungsreduktion in den zwei vorliegenden Nahtformen (axiale und radiale Rundnaht) von jeweils 300 MPa und konnte die Nahtlängsspannungen vollständig abbauen. Eine produktionstechnische Anwendung könnte somit zur Steigerung der Schwingfestigkeit und der Bauteillebensdauer führen.

Mit relativ wenig Aufwand und vor allem ohne zusätzliches ggf. speziell auf bestimmte Nahtbereiche angepasstes Equipment können mit diesem Verfahren große Eigenspannungsreduktionen in den strahlgeschweißten Nähten erzielt werden, die je nach Parametersatz auch zu Druckspannungen in der Schweißnaht führen können. Besonders für komplexe Naht- und Bauteilgeometrien stellt diese Remote-Erwärmung vor allem im Vergleich zu induktiven Heizprozessen eine kostengünstige und mobile Variante dar.

Diese Methode bietet somit eine effiziente Alternative zur Reduktion der hohen Längszugspannungen in strahlgeschweißten Nähten ohne die Vorteile der Strahlschweißverfahren (z. B. die Schweißgeschwindigkeit) zu beeinflussen. Da dieses Verfahren auch lange nach dem Schweißprozess angewendet werden kann, ist es zu jeglicher Zeit im Fertigungsprozess anwendbar und bietet ein flexibles Tool zur Qualitäts- sowie Lebensdauersteigerung.

7 Verzeichnis der Abkürzungen und Formelzeichen

Verwendete Abkürzungen

Abkürzung	Bedeutung
A _{c1}	α-γ-Umwandlungspunkt bei 723 °C für ferritischen Stahl
AG & Co. KGaA	Kommanditgesellschaft auf Aktien (KGaA), deren Komplementär eine Aktiengesellschaft (AG) ist
AiF	Arbeitsgemeinschaft industrieller Forschungsvereinigungen "Otto von Guericke" e.V.
BAM	Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung
DC	kaltgewalztes Flacherzeugnis zum Kaltumformen
DC-LSND	Dynamic Low-Stress-No-Distortion
DD	warmgewalztes Flacherzeugnis zum Kaltumformen
DIN	Deutsches Institut für Normung e. V.
EB	Elektronenstrahl (engl. Electron Beam)
EN	Europäische Norm
FDM	Finite Differenzen Methode
FE	Finiten Elemente
FEM	Finiten Elemente Methode
Gew.-%	Gewichtsprozent
GmbH	Gesellschaft mit beschränkter Haftung
GmbH + Co. KG	Sonderform der Kommanditgesellschaft (KG), deren Komplementär eine Gesellschaft mit beschränkter Haftung (GmbH) ist
ISF	Institut für Schweißtechnik und Fügetechnik
LB	Laserstrahl (engl. Laser Beam)

LSND	Low-Stress-No-Distortion
PCM	Kohlenstoffäquivalent PCM
PFO	Laserscanneroptik (Programmierbare Fokussieroptik)
RDM	Randelementemethode
RLSK	Laserscanneroptik
RWTH	Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule
WF	Wärmefeld
zQ	zusätzliche Quelle
ZTU	Zeit-Temperatur-Umwandlung

Verwendete Formelzeichen

Formelzeichen	Einheit	Bedeutung
A	%	Bruchdehnung
A	mm ²	Fläche
A_{ges}	mm ²	Gesamtquerschnitt
A_{umw}	mm ²	umwandelnder Querschnitt
α	-	Ferritphase
α_T	1/K	Wärmeausdehnungskoeffizient
c	J/(kg·K)	spezifische Wärmekapazität
d_1, d_2, d_3	mm	Stabbreite
$\Delta\sigma$	%	Spannungsreduktion
$\Delta\sigma_o$	MPa	Spannungsreduktion an der Schweißnahtoberseite
$\Delta\sigma_u$	MPa	Spannungsreduktion an der Schweißnahtunterseite
ΔT	°C	Temperaturdifferenz
d_x	mm	longitudinaler Abstand der Wärmefelder zur Schweißquelle
d_y	mm	transversaler Abstand der Wärmefelder zur Schweißnahtmitte
$d_{y,a}$	mm	transversaler Abstand des äußeren Wärmefeldes zur Schweißnahtmitte
$d_{y,b}$	mm	beabsichtigter/programmierter transversaler Abstand der Wärmefelder zur Schweißnahtmitte
$d_{y,i}$	mm	transversaler Abstand des äußeren Wärmefeldes zur Schweißnahtmitte
$d_{y,r}$	mm	realer transversaler Abstand der Wärmefelder zur Schweißnahtmitte

7 Verzeichnis der Abkürzungen und Formelzeichen

$d_{y,zQ}$	mm	transversaler Abstand der zusätzlichen Wärmequelle zur Schweißnahtmitte
Δz_L	mm	Verzug in Dickenrichtung entlang der Schweißnaht
Δz_Q	mm	Verzug in Dickenrichtung orthogonal zur Schweißnaht
E	MPa	Elastizitätsmodul
ε_{gesamt}	-	Gesamtdehnung
ε_{mech}	-	mechanische Dehnung
ε_{th}	-	Wärmedehnung
F	N	Kraft
F_{AB}	N	Federkraft im Außenbereich
F_{SN}	N	Federkraft in der Schweißnaht
$F_{SN,n}$	N	Federkraft in der Schweißnaht nach der Wärmebehandlung
$F_{SN,v}$	N	Federkraft in der Schweißnaht nach dem Schweißen und vor der Wärmebehandlung
F_{WF}	N	Federkraft im wärmebehandelten Bereich
F_{ZB}	N	Federkraft im Zwischenbereich
$F_{ZB,n}$	N	Federkraft im Zwischenbereich nach der Wärmebehandlung
$F_{ZB,v}$	N	Federkraft im Zwischenbereich nach dem Schweißen und vor der Wärmebehandlung
γ	-	Austenitphase
I_f	mA	Fokusspulenstrom
Int	W/cm ²	Leistungsdichte
λ	W/(m·K)	Wärmeleitfähigkeit
λ	nm	Wellenlänge
n	-	Verfestigung
ψ	°	Neigungswinkel

7 Verzeichnis der Abkürzungen und Formelzeichen

P_{SN}	W	Strahlleistung für den Schweißprozess
P_{WF}	W	Strahlleistung für die Wärmebehandlung
$P_{WF,i}$	W	Strahlleistung für die Wärmebehandlungsspur innerhalb der axialen Rundnaht
$P_{WF,a}$	W	Strahlleistung für die Wärmebehandlungsspur außerhalb der axialen Rundnaht
P_{zQ}	W	Strahlleistung der zusätzlichen Wärmequelle im Schweißnahtbereich
q	W	Gesamtwärmeleistung
$q(x, y)$	W	ortsabhängige Wärmeleistung in der Ebene
r	mm	Radius der nachlaufenden Wärmefelder
$r_{0,05}$	m	Quellradius, bei dem die Leistungsdichte auf 5 % abfiel
r_{86}	mm	Strahlradius, der 86% der gemessenen Strahlenergie enthält
r_a	mm	Strahlradius des äußeren Wärmefeldes
R_e	MPa	Streckgrenze
R_{eH}	MPa	obere Streckgrenze
$R_{e,zykl}$	MPa	zyklische Streckgrenze bei zyklischer Belastung
r_i	mm	Strahlradius des inneren Wärmefeldes
R_m	MPa	Zugfestigkeit
$R_{p0,2}$	MPa	Dehngrenze mit 0,2 % plastischer Verformung
$R_{p1,0}$	MPa	Dehngrenze mit 1,0 % plastischer Verformung
r_{zQ}	mm	Radius der zusätzlichen Wärmequelle im Schweißnahtbereich
ρ	g/m ³	Dichte
s	MPa	Einspanngrad
σ	MPa	Spannung
σ_{ES}	MPa	Eigenstressungen

7 Verzeichnis der Abkürzungen und Formelzeichen

σ_{gesamt}	MPa	Gesamtlast
σ_l	MPa	Längsspannung
σ_{LS}	MPa	Betriebslasten
σ_q	MPa	Querspannung
T	°C	Temperatur
θ	°	Reflektionswinkel/Glanzwinkel
t, t_1, t_2, t_3, t_4	s	Zeitpunkte
$t_{8/5}$	s	Zeit für die Abkühlung des Materials von 800 °C auf 500 °C
t_{bWF}	s	zeitlicher Beginn der Wärmefeldbehandlung
t_{eE}	s	zeitliches Ende des Entlastungseffektes
$t_{Wärmen}$	s	Zeit auf dem Wärmepfad bei der PFO
$t_{Wechsel}$	s	Zeit für den Seitenwechsel bei der PFO
T_{WF}	°C	zu generierende Temperatur durch die Wärmefeldbehandlung
$T_{WF,max}$	°C	maximale generierte Temperatur durch die Wärmefeldbehandlung
t_x	s	zeitlicher Abstand zwischen Schweiß- und Wärmeprozess
v	mm/s	Schweißgeschwindigkeit
v_{SN}	mm/s	Vorschubgeschwindigkeit für den Schweißprozess
$v_{Traverse}$	mm/s	Traversengeschwindigkeit
$v_{Wärmen}$	mm/s	Vorschubgeschwindigkeit auf dem Wärmepfad bei der PFO
$v_{Wechsel}$	mm/s	Vorschubgeschwindigkeit für den Seitenwechsel bei der PFO
v_{WF}	mm/s	Vorschubgeschwindigkeit für die Wärmebehandlung
ν	-	Querkontraktionszahl
x, y, z	-	Ortskoordinaten

7 Verzeichnis der Abkürzungen und Formelzeichen

$x_{0,05}$, $y_{0,05}$, $z_{0,05}$

-

Halbachsen, bei denen die Leistungsdichte auf
5 % abfiel

8 Abbildungsverzeichnis

Abbildung 2.1:	Schematische Duck- (hellgrau) und Zugspannungen (dunkelgrau) im Schweißprozess von links nach rechts mit Schweißgeschwindigkeit v ..5
Abbildung 2.2:	Die Entstehung der Eigenspannungen durch Erwärmung des mittleren Stabes am Dreistabmodell [12]6
Abbildung 2.3:	Modell zur Entstehung schrumpfungsbedingter Längs- und Quereigenspannungen an einer Einlagenschweißung nach Wohlfahrt [18].....7
Abbildung 2.4:	Schweißeigenspannungsentstehung durch Zusammenwirken von Schrumpfungsbehinderung und Phasenumwandlung (A_{ges} Gesamtquerschnitt, A_{umw} umwandelnder Querschnitt, s Einspanngrad, σ Spannungen, σ_{ES} Eigenspannungen) nach Wohlfahrt [10].....8
Abbildung 2.5:	Wechselwirkung von Eigenspannungen und Verzug sowie wichtige Einflussfaktoren (schematisch) nach Nitschke-Pagel [19] 10
Abbildung 2.6:	Schematische Versuchsanordnung der „dynamischen“ Low-Stress-No-Distortion-Methode (DC-LSND) nach Guan [41]..... 13
Abbildung 2.7:	Schematische Versuchsanordnung der „statischen“ Low-Stress-No-Distortion-Methode (LSND) nach Guan [44] 13
Abbildung 2.8:	Erzeugtes thermisches Feld T und die erzielten thermischen Spannungen σ quer zur Schweißnaht durch das Thermal Tensioning nach Guan [44] 14
Abbildung 2.9:	Fünfstabmodell zur Beschreibung des Spannungsabbaus in der Schweißnaht durch die DC-LSND nach van der Aa [15]..... 16
Abbildung 2.10:	Temperaturbelastung und die resultierenden Längsspannungen in den drei Stäben über die Zeit während eines konventionellen Schweißprozesses (a) und während eines Schweißprozesses mit DC-LSND (b) nach van der Aa [15]..... 16
Abbildung 2.11:	Schematische Darstellung der Tiefenwirkung bei unterschiedlichen Strahlleistungsdichten nach Moraitis [55]..... 18
Abbildung 2.12:	Schematische Darstellung der Elektronenstrahlgeometrie und -position durch das Variieren der Stromstärken an Fokus- und Justierspule zu den Zeitpunkten t_1 , t_2 und t_321

Abbildung 2.13:	Anwendung des Mehrbadschweißens mit dem Elektronenstrahl an einem Getriebebauteil [77].....	21
Abbildung 2.14:	Schematische Darstellung der optomechanischen Strahlauslenkung eines Laserstrahls mithilfe eines Spiegelsystems nach Rath [84].....	23
Abbildung 2.15:	Laserstrahlschweißen einer Automobiltür mit einer Laserscanneroptik [85].....	23
Abbildung 2.16:	Teilbereiche der Schweißsimulation mit den wichtigsten Ziel- und Koppelgrößen nach Radaj [1], [94]	26
Abbildung 3.1:	Schematische Anordnung der Wärmefelder zur Schweißnaht mit den geometrischen Parametern: longitudinaler Abstand zur Schweißquelle d_x bzw. t_x , transversaler/seitlicher Abstand zur Schweißnaht d_y und der Radius der nachlaufenden Wärmefelder r	29
Abbildung 3.2:	Fließkurven des X8CrMnNi19-6-3 mittels hydraulischer Tiefung sowie durch Zugversuch mit verschiedenen Extrapolationsmethoden nach Szezan [104].....	32
Abbildung 3.3:	Verfahrensschema mit den geometrischen Prozessparametern r , d_y und d_x bzw. t_x (quadratischer Prüfkörper mit 200 mm Kantenlänge).....	33
Abbildung 3.4:	Schema für Wärmenachbehandlung an axialen Rundnähten (links, Indizes: äußeres Wärmefeld a und inneres Wärmefeld i) an Ronden und an radialen Rundnähten (rechts) an Rohren (Längenangaben in mm).....	34
Abbildung 3.5:	Schematische Darstellung der geschweißten Getriebewellen mit einer axialen sowie einer segmentierten radialen Rundnaht.....	35
Abbildung 3.6:	Einkammer-Universalmaschine K7 (links) der pro-beam AG & Co. KGaA sowie deren Prüfkammer (rechts) am Institut für Schweißtechnik und Fügetechnik der RWTH Aachen (ISF Aachen)	37
Abbildung 3.7:	RLSK-Laserscanneroptik in Kombination mit einem Roboter bei der HIGHYAG Lasertechnologie GmbH [106] (links) sowie die POF 33-Laserscanneroptik [107], die in Kombination mit einem 16kW-Scheibenlaser und einer Portalanlage von der TRUMPF GmbH + Co. KG genutzt wurde	37
Abbildung 3.8:	Schema der Wärmenachbehandlung in zwei aufeinanderfolgenden Arbeitsschritten im Gegenlauf mit dem Laserschweißkopf an linearen Laserstrahlschweißnähten	38

Abbildung 3.9:	Geometrische Parameter für die Wärmebehandlung mit dem defokussierten Laserstrahl an den zwei geschweißten Getriebewellen39
Abbildung 3.10:	Versuchsaufbau für die Elektronenstrahlschweißungen (hier an einem S355J2+N-Prüfkörper 200 mm x 200 mm x 5 mm)..... 40
Abbildung 3.11:	Versuchsaufbau für die Laserstrahlschweißungen an linearen Schweißnähten (links) und an den radialen Rundnähten an Rohren (rechts).....40
Abbildung 3.12:	Schematische Darstellung der für die Versuche genutzten Elektronenstrahlauslenkung und -fokussierung durch Variieren der Stromstärken an Fokus- und Justierspule zu den Zeitpunkten t_1 , t_2 , t_3 und t_443
Abbildung 3.13	Schemen der Strahltrajektorien auf den Prüfkörpern für die Versuche mit den Laserscanneroptiken: RLSK (links) mit einem beispielhaften seitlichen Abstand der Wärmebehandlung d_y von 25 mm zur Schweißnaht ($y=0$ mm); PFO (rechts) Zeit für den Seitenwechsel t_{Wechsel} abhängig von gewählten seitlichen Abstand d_y44
Abbildung 3.14:	Xstress 3000 G3 zur röntgenographischen Messung der Eigenspannungen (hier an einem S355J2+N-Prüfkörper 200 mm x 200 mm x 5 mm)46
Abbildung 3.15:	Vergleich der FEM-Vernetzung mit schematischer Darstellung (≈ 3000 Elemente) der geometrischen Parameter für die nachlaufenden Wärmefelder (links), Elektronenstrahl-Blindnaht ohne nachlaufende Wärmefelder an S355J2+N Blechdicke 5 mm (rechts, maßstabsgetreu zur FEM-Vernetzung) und Detailbild des Nahtbereiches (schwarz umrahmt)48
Abbildung 3.16:	Thermophysikalische Werkstoffkennwerte des S355J2+N, aufbereitet für die numerische Schweißsimulation [113].....49
Abbildung 3.17:	Thermomechanische Werkstoffkennwerte des S355J2+N, aufbereitet für die numerische Schweißsimulation [113].....50
Abbildung 3.18:	Warmzugkurven des S355J2+N für das ferritische Gefüge, aufbereitet für die numerische Schweißsimulation [113].....50
Abbildung 3.19:	Warmzugkurven des S355J2+N für das martensitische Gefüge, aufbereitet für die numerische Schweißsimulation [113].....51

Abbildung 3.20:	Thermophysikalische Werkstoffkennwerte des X8CrMnNi19-6-3, aufbereitet für die numerische Schweißsimulation [75].....	51
Abbildung 3.21:	Thermomechanische Werkstoffkennwerte des X8CrMnNi19-6-3, aufbereitet für die numerische Schweißsimulation [75].....	52
Abbildung 3.22:	Experimentell ermittelte Warmzugkurven des X8CrMnNi19-6-3, gemessen mit einer Dehnrate von 0,05/s [75]	52
Abbildung 3.23:	Schematische Darstellung der gleichmäßigen Wärmebehandlung zu beiden Seiten der Schweißnaht nach dem Schweißprozess über die gesamte Nahtlänge.....	55
Abbildung 4.1:	Experimentell gemessene Spannungsprofile der Längs- und Quereigenspannungen in einer elektronenstrahlgeschweißten Naht ($P_{SN}=6,1$ kW, $v_{SN}=15$ mm/s) an einem S355J2+N-Prüfkörper	57
Abbildung 4.2:	Simulationsergebnisse der Temperaturverläufe im angegebenen Abstand quer zur Schweißnaht während des Schweißens ($P_{SN}=3,8$ kW, $v_{SN}=33,3$ mm/s) an einem S355J2+N-Prüfkörper	58
Abbildung 4.3:	Simulationsergebnisse der Temperaturverläufe im angegebenen Abstand quer zur Schweißnaht während des Schweißens ($P_{SN}=3,8$ kW, $v_{SN}=33,3$ mm/s) an einem X8CrMnNi19-6-3-Prüfkörper	59
Abbildung 4.4:	Simulationsergebnisse der Längsspannungsprofile strahlgeschweißter Nähte infolge des Schweißens mit dem Elektronenstrahl EB und dem Laserstrahl LB an einem S355J2+N-Prüfkörper (als Parameter wurden die in den Experimenten verwendeten Schweißparameter genutzt)	59
Abbildung 4.5:	Simulationsergebnisse der Längsspannungsprofile strahlgeschweißter Nähte infolge des Schweißens mit dem Elektronenstrahl EB und dem Laserstrahl LB an einem X8CrMnNi19-6-3-Prüfkörper (als Parameter wurden die in den Experimenten verwendeten Schweißparameter genutzt).....	60
Abbildung 4.6:	Simulierte Vergleichsdehnung in der Schweißnaht des X8CrMnNi19-6-3	60
Abbildung 4.7:	Simulierte Temperatur-, Längsspannungs- und plastische Dehnungsprofile über die Prozesszeit in drei unterschiedlichen Positionen durch die Wärmebehandlung am Werkstoff S355J2+N ($r=10$ mm, $d_y=27$ mm, $d_x=200$ mm, $v_{WF}=5$ mm/s und $T_{WF,max}\approx 800$ °C).61	
Abbildung 4.8:	Schweißnahtentlastung durch die Wärmebehandlung an zwei Simulationsbeispielen (Werkstoff: S355J2+N, $r=10$ mm, $d_x=200$ mm,	

	$v_{WF}=5$ mm/s und $T_{WF,max}\approx 800$ °C); Temperatur- und Längsspannungsprofile über die Prozesszeit in drei unterschiedlichen Positionen für $d_y=18$ mm (a) und $d_y=40$ mm (b).....	63
Abbildung 4.9:	Einfluss der erzeugten Maximaltemperaturen $T_{WF,max}$ in den behandelten Bereichen auf die berechnete Längsspannungsverteilung nach dem Schweißen (schwarz) und nach einer Wärmebehandlung (grau) mit unterschiedlichen Strahlleistungsdichten an dem S355J2+N quer zur Schweißnaht (a) und in der Schweißnaht (b) (Prozessparameter: $r=15$ mm, $d_y=25$ mm, $d_x=200$ mm und $v_{WF}=15$ mm/s)	65
Abbildung 4.10:	Einfluss der erzeugten Maximaltemperaturen $T_{WF,max}$ in den behandelten Bereichen auf die berechnete Längsspannungsverteilung nach dem Schweißen (schwarz) und nach einer Wärmebehandlung (grau) mit unterschiedlichen Strahlleistungsdichten an dem X8CrMnNi19-6-3 quer zur Schweißnaht (a) und in der Schweißnaht (b) (Prozessparameter: $r=15$ mm, $d_y=30$ mm, $d_x=200$ mm und $v_{WF}=15$ mm/s)	66
Abbildung 4.11:	Einfluss des räumlichen Abstandes d_x der Wärmebehandlung in Nahtlängsrichtung zum Schmelzbad auf die Längsspannungsreduktion in der Naht an dem S355J2+N (Prozessparameter: $r=15$ mm, $d_y=25$ mm, $v_{WF}=15$ mm/s und $T_{WF,max}=700$ °C)	67
Abbildung 4.12:	Entstehung der Längsspannungen in der Schweißnaht am Beispielwerkstoff S355J2+N in Abhängigkeit vom longitudinalen Abstand zwischen dem Schweißen und der Wärmebehandlung d_x während des Abkühlens von der Schmelztemperatur (t_{bWF} zeigt den Beginn der Wärmebehandlung an, t_{eE} zeigt das Ende des Entlastungseffektes an); Prozessparameter: $r=15$ mm, $d_y=25$ mm, $v_{WF}=15$ mm/s und $T_{WF,max}=700$ °C	68
Abbildung 4.13:	Einfluss unterschiedlicher longitudinaler Abstände d_x auf den Spannungsabbau in der Schweißnaht des Beispielwerkstoffs S355J2+N unter Betrachtung der plastischen Dehnungen sowie der Temperaturen in der Schweißnaht während des Schweiß- sowie des Wärmebehandlungsprozesses und der folgenden Abkühlung; Prozessparameter: $r=15$ mm, $d_y=25$ mm, $v_{WF}=15$ mm/s und $T_{WF,max}=700$ °C.....	69
Abbildung 4.14:	Einfluss des Wärmefeldradius r auf die Längsspannungsreduktion in der Naht an dem S355J2+N (links) und an dem X8CrMnNi19-6-3 (rechts).....	70

Abbildung 4.15:	Abhängigkeit der Spannungsreduktion in der S355J2+N-Schweißnaht von der Wechselwirkung des Radius r des defokussierten Strahls mit dem seitlichen Abstand d_y ($d_x=200$ mm, $v_{WF}=15$ mm/s und $T_{WF,max}\approx 700$ °C), gezeigt sind Längseigenspannungen in der Nahtmitte nach der Wärmebehandlung (jeder Punkte repräsentiert eine Simulation; Spannungen in der Naht ohne Wärmebehandlung 580 MPa)71
Abbildung 4.16:	Abhängigkeit des geeignetsten seitlichen Abstandes d_y sowie der Spannungsreduktion in der S355J2+N-Schweißnaht von der Vorschubgeschwindigkeit v_{WF} und dem Radius r des defokussierten Strahls ($d_x=200$ mm, $v_{WF}=15$ mm/s und $T_{WF,max}\approx 700$ °C), die geeignetsten seitlichen Abstände d_y mit den angetragenen erzielten Längseigenspannungen in der Nahtmitte nach der Wärmebehandlung sind dargestellt (jeder Punkte repräsentiert eine Simulation; Spannungen in der Naht ohne Wärmebehandlung 580 MPa)71
Abbildung 4.17:	Abhängigkeit der Spannungsreduktion in der S355J2+N-Schweißnaht von der Wechselwirkung der Materialstreckgrenze R_e mit dem seitlichen Abstand d_y ($r=10$ mm, $d_x=200$ mm, $v_{WF}=5$ mm/s und $T_{WF,max}\approx 700$ °C), gezeigt sind die Längseigenspannungen in der Nahtmitte nach der Wärmebehandlung (jeder Punkte repräsentiert eine Simulation; Spannungen in der Naht ohne Wärmebehandlung als unterbrochene Linie dargestellt).....73
Abbildung 4.18:	Abhängigkeit der Spannungsreduktion in der S355J2+N-Schweißnaht von der Materialstreckgrenze R_e und der Vorschubgeschwindigkeit der Wärmebehandlung v_{WF} ($r=10$ mm, $d_x=200$ mm und $T_{WF,max}\approx 700$ °C) ..73
Abbildung 4.19:	Abhängigkeit der Spannungsreduktion in der S355J2+N-Schweißnaht von der Wechselwirkung der thermischen Ausdehnung ϵ_{th} mit dem seitlichen Abstand d_y ($r=10$ mm, $d_x=200$ mm, $v_{WF}=5$ mm/s und $T_{WF,max}\approx 700$ °C), gezeigt sind die Längseigenspannungen in der Nahtmitte nach der Wärmebehandlung (jeder Punkte repräsentiert eine Simulation; Spannungen in der Naht ohne Wärmebehandlung als unterbrochene Linie dargestellt).....74
Abbildung 4.20:	Einfluss der Wärmedehnung ϵ_{th} auf die berechnete Längsspannungsverteilung nach dem Schweißen (nicht-unterbrochene Linien) und nach einer Wärmebehandlung (unterbrochene Linien) quer zur S355J2+N-Schweißnaht (Prozessparameter: $r=10$ mm, $d_x=200$ mm, $v_{WF}=5$ mm/s und $T_{WF,max}\approx 700$ °C)75

- Abbildung 4.21: Abhängigkeit der Spannungsreduktion in der S355J2+N-Schweißnaht von der Wechselwirkung der Wärmeleitfähigkeit λ des Materials mit dem seitlichen Abstand d_y ($r=10$ mm, $d_x=200$ mm, $v_{WF}=5$ mm/s und $T_{WF,max}\approx 700$ °C), gezeigt sind die Längseigenspannungen in der Nahtmitte nach der Wärmebehandlung (jeder Punkt repräsentiert eine Simulation; Spannungen in der Naht ohne Wärmebehandlung als unterbrochene Linie dargestellt).....75
- Abbildung 4.22: Abhängigkeit der Spannungsreduktion in der S355J2+N-Schweißnaht von der Materialwärmeleitfähigkeit λ und der Vorschubgeschwindigkeit der Wärmebehandlung v_{WF} ($r=10$ mm, $d_x=200$ mm und $T_{WF,max}\approx 700$ °C)76
- Abbildung 4.23: Abhängigkeit der Spannungsreduktion in der X8CrMnNi19-6-3-Schweißnaht vom gewählten seitlichen Abstand d_y unter der Wechselwirkung des Radius r mit der Vorschubgeschwindigkeit v_{WF} des defokussierten Strahls ($d_x=200$ mm, $v_{WF}=15$ mm/s und $T_{WF,max}\approx 500$ °C), gezeigt sind die Längseigenspannungen in der Nahtmitte nach der Wärmebehandlung (jeder Punkt repräsentiert eine Simulation; Spannungen in der Naht ohne Wärmebehandlung unterbrochene Linie bei 332 MPa).....77
- Abbildung 4.24: Vergleich der simulierten Eigenspannungen quer zur S355J2+N-Schweißnaht nach dem Schweißen ($v_{SN}=25$ mm/s, $P_{SN}=5$ kW) und der ($d_x=600$ mm bzw. $t_x=40$ s) quasisimultanen Wärmebehandlung ($v_{WF}=15$ mm/s, $P_{WF}=7$ kW, $r=15,5$ mm, $d_y=30$ mm, $T_{WF,max}\approx 800$ °C) ohne und mit einer zusätzlichen Wärmequelle im Schweißnahtbereich ($v_{WF}=15$ mm/s, $P_{zQ}=1,4$ kW, $r_{zQ}=15$ mm, $d_{y,zQ}=0$ mm)78
- Abbildung 4.25: Vergleich der simulierten Eigenspannungen nach dem Schweißen mit einer quasisimultanen Wärmenachbehandlung mit einer wandernden Wärmequelle (S355J2+N, $r=10$ mm, $d_y=23$ mm, $v_{WF}=5$ mm/s, $P_{WF}=1,8$ kW) und der Wärmenachbehandlung mit einer gleichzeitigen Erwärmung der gesamten Wärmebehandlungsspur (Wärmezeit=4 s, Spurbreite=20 mm, Spurlänge=200 mm, $P_{WF}=17$ kW).....79
- Abbildung 4.26: Längsspannungen in den linearen elektronenstrahlgeschweißten Nähten ($P_{SN}=6,1$ kW, $v_{SN}=15$ mm/s) der S355J2+N-Prüfkörper ohne und mit Nachbehandlung ($T_{WF,max}\approx 700$ °C) mit dem defokussierten Elektronenstrahl in Abhängigkeit vom genutzten Wärmefeld-/Strahlradius r sowie der Vorschubgeschwindigkeit v_{WF} an Nahtober- (a) sowie an Nahtunterseite (b)82

Abbildung 4.27:	Schematische Darstellung des Verzuges in Dickenrichtung z an linearen Schweißnähten (links) und zusätzlich thermisch nachbehandelten Prüfkörpern (rechts) mit der Nahtlängsaufwölbung Δz_L und des Verzuges quer zur Naht Δz_Q	83
Abbildung 4.28:	Längsspannungen in den Oberseiten von linearen elektronenstrahlgeschweißten Nähten ($P_{SN}=6,1$ kW, $v_{SN}=15$ mm/s) der S355J2+N-Prüfkörper ohne und mit Nachbehandlung ($r=6,5$ mm, $v_{WF}=5$ mm/s, $T_{WF,max}\approx 700$ °C) mit dem defokussierten Elektronenstrahl in Abhängigkeit vom genutzten seitlichen Abstand der Wärmebehandlung zur Schweißnaht d_y (a) sowie der Leistung je Wärmefeld (b)	84
Abbildung 4.29:	Experimentell gemessene Längsspannungsprofile an der Ober- und an der Unterseite eines geschweißten ($P_{SN}=6,12$ kW, $v_{SN}=15$ mm/s) und eines geschweißten und thermisch nachbehandelten ($P_{WF}=5,28$ kW, $T_{WF,max}\approx 700$ °C, $r=15$ mm, $d_y=26$ mm, $v_{WF}=15$ mm/s, $t_x=30$ s, $Int=747$ W/cm ²) S355J2+N-Prüfkörper.....	85
Abbildung 4.30:	Längsspannungen in den linearen elektronenstrahlgeschweißten Nähten ($P_{SN}=4,56$ kW, $v_{SN}=50$ mm/s) der X8CrMnNi19-6-3-Prüfkörper ohne und mit Nachbehandlung ($T_{WF,max}\approx 700$ °C) mit dem defokussierten Elektronenstrahl in Abhängigkeit vom genutzten Wärmefeldradius r (a: $v_{WF}=5$ mm/s) sowie der Vorschubgeschwindigkeit v_{WF} (b: $r=10$ mm).....	87
Abbildung 4.31:	Experimentell gemessene Längsspannungsprofile an der Ober- und an der Unterseite eines geschweißten ($P_{SN}=4,56$ kW, $v_{SN}=50$ mm/s) und eines geschweißten und thermisch nachbehandelten ($P_{WF}=1,34$ kW, $T_{WF,max}\approx 700$ °C, $r=10$ mm, $d_y=28$ mm, $v_{WF}=2,5$ mm/s, $t_x=30$ s, $Int=427$ W/cm ²) X8CrMnNi19-6-3-Prüfkörper.....	88
Abbildung 4.32:	Längsspannungen in den axialen Elektronenstrahlrundnähten ($P_{SN}=4,8$ kW und $v_{SN}=15$ mm/s) der S355J2+N-Prüfkörper ohne und mit Nachbehandlung ($T_{WF,max}\approx 700$ °C) mit dem defokussierten Elektronenstrahl in Abhängigkeit vom genutzten Wärmefeldradius r (a: $v_{WF}=15$ mm/s) sowie der Vorschubgeschwindigkeit v_{WF} (b: $r=10$ mm).90	
Abbildung 4.33:	Längsspannungen in den axialen Elektronenstrahlrundnähten ($P_{SN}=4,8$ kW und $v_{SN}=15$ mm/s) der S355J2+N-Prüfkörper ohne und mit Nachbehandlung ($T_{WF,max}\approx 700$ °C) mit dem defokussierten Elektronenstrahl in Abhängigkeit vom genutzten Wärmefeldradius r (a: $r=6,5$ mm; b: $r=15$ mm) sowie dem seitlichen Abstand der Wärmebehandlung zur Schweißnaht d_y	91

- Abbildung 4.34: Vergleich der Längsspannungen in axialen Rundschweißnähten einer geschweißten S355J2+N-Ronde ($P_{SN}=4,8$ kW und $v_{SN}=15$ mm/s) mit einer geschweißten und wärmebehandelten S355J2+N-Ronde ($P_{WF}=1404$ W, $T_{WF,max}\approx 700$ °C, $r=10$ mm, $d_y=26$ mm, $v_{WF}=5$ mm/s, $t_x=53$ s, $Int=446$ W/cm²)92
- Abbildung 4.35: Vergleich der Längsspannungsprofile an der Ober- und an der Unterseite zweier mit dem Elektronenstrahl geschweißten 5 mm dicken S355J2+N-Prüfkörper: zum einen als Blind- und zum anderen als Verbindungsnaht geschweißt (beide mit $P_{SN}=6,1$ kW, $v_{SN}=15$ mm/s; nachlaufendes Wärmefeld: $P_{WF}=5,28$ kW, $T_{WF,max}\approx 700$ °C, $r=15$ mm; $d_y=26$ mm, $v_{WF}=15$ mm/s, $t_x=30$ s, $Int=747$ W/cm²)93
- Abbildung 4.36: Längsspannungen in den linearen laserstrahlgeschweißten Nähten ($P_{SN}=5$ kW, $v_{SN}=25$ mm/s) der S355J2+N-Prüfkörper ohne und mit Nachbehandlung ($v_{WF}=5$ mm/s) mit dem defokussierten Laserstrahl in Abhängigkeit vom genutzten Wärmefeldradius r (a: $T_{WF,max}\approx 700$ °C) sowie der Strahlleistung P_{WF} (b: $r=15,5$ mm)96
- Abbildung 4.37: Experimentell gemessene Längsspannungsprofile an der Ober- und Unterseite eines geschweißten ($P_{SN}=5$ kW, $v_{SN}=25$ mm/s) und eines geschweißten und thermisch nachbehandelten ($P_{WF}=4$ kW, $T_{WF,max}\approx 700$ °C, $r=15,5$ mm, $d_y=27$ mm, $v_{WF}=5$ mm/s, $t_x\rightarrow\infty$, $Int=530$ W/cm²) S355J2+N-Prüfkörpers97
- Abbildung 4.38: Experimentell gemessene Temperaturverläufe an der Prüfkörperoberseite im angegebenen Abstand quer zur Schweißnaht während des Schweißens mit dem 16kW-Scheibenlaser mit dem Schweißkopf ($P_{SN}=3,8$ kW, $v_{SN}=33,3$ mm/s) an einem S355J2+N-Prüfkörper98
- Abbildung 4.39: Experimentell gemessene Temperaturverläufe im angegebenen Abstand quer zur Schweißnaht an der Prüfkörperunterseite während des Schweißens mit dem 16kW-Scheibenlaser mit dem Schweißkopf ($P_{SN}=3,8$ kW, $v_{SN}=33,3$ mm/s) an einem S355J2+N-Prüfkörper98
- Abbildung 4.40: Längsspannungen in den linearen laserstrahlgeschweißten Nähten ($P_{SN}=3,8$ kW, $v_{SN}=33,3$ mm/s) der S355J2+N-Prüfkörper ohne und mit Nachbehandlung ($v_{WF}=5$ mm/s) mit dem defokussierten Laserstrahl in Abhängigkeit vom genutzten Wärmefeldradius r (a: $T_{WF,max}\approx 700$ °C) sowie der Strahlleistung P_{WF} (b: $r=14,6$ mm) 100
- Abbildung 4.41: Experimentell gemessene Längsspannungsprofile an der Ober- (a) und Unterseite (b) eines geschweißten ($P_{SN}=3,8$ kW, $v_{SN}=33,3$ mm/s) sowie

	von zwei geschweißten und thermisch nachbehandelten ($P_{WF}=3,3$ kW, $T_{WF,max}\approx 700$ °C, $r=11,4$ mm, $d_{y,r}=26$ mm, $v_{WF}=5$ mm/s, $t_x\rightarrow\infty$, $Int=808$ W/cm ² bzw. $P_{WF}=4$ kW, $T_{WF,max}\approx 700$ °C, $r=14,6$ mm, $d_{y,r}=30$ mm, $v_{WF}=5$ mm/s, $t_x\rightarrow\infty$, $Int=597$ W/cm ²) S355J2+N-Prüfkörpern	102
Abbildung 4.42:	Experimentell gemessene Temperaturverläufe an der Prüfkörperoberseite im angegebenen Abstand quer zur Schweißnaht während des Schweißens mit dem 16kW-Scheibenlaser mit dem Schweißkopf ($P_{SN}=3,8$ kW, $v_{SN}=33,3$ mm/s) an einem X8CrMnNi19-6-3-Prüfkörper	104
Abbildung 4.43:	Experimentell gemessene Temperaturverläufe im angegebenen Abstand quer zur Schweißnaht an der Prüfkörperunterseite während des Schweißens mit dem 16kW-Scheibenlaser mit dem Schweißkopf ($P_{SN}=3,8$ kW, $v_{SN}=33,3$ mm/s) an einem X8CrMnNi19-6-3-Prüfkörper	104
Abbildung 4.44:	Längsspannungen in den linearen laserstrahlgeschweißten Nähten ($P_{SN}=3,8$ kW, $v_{SN}=33,3$ mm/s) der X8CrMnNi19-6-3-Prüfkörper ohne und mit Nachbehandlung ($v_{WF}=5$ mm/s) mit dem defokussierten Laserstrahl in Abhängigkeit vom genutzten Wärmefeldradius r (a: $T_{WF,max}\approx 500$ °C) sowie der Strahlleistung P_{WF} (b: $r=14,6$ mm)	106
Abbildung 4.45:	Längsspannungen in den linearen laserstrahlgeschweißten Nähten ($P_{SN}=3,8$ kW, $v_{SN}=33,3$ mm/s) der X8CrMnNi19-6-3-Prüfkörper ohne und mit Nachbehandlung ($v_{WF}=5$ mm/s) mit dem defokussierten Laserstrahl in Abhängigkeit von der genutzten Vorschubgeschwindigkeit v_{WF} ($T_{WF,max}\approx 500$ °C, $r=14,6$ mm)	107
Abbildung 4.46:	Experimentell gemessene Längsspannungsprofile an der Ober- und an der Unterseite eines geschweißten ($P_{SN}=3,8$ kW, $v_{SN}=33,3$ mm/s) und eines geschweißten und thermisch nachbehandelten ($P_{WF}=2,6$ kW, $T_{WF,max}\approx 500$ °C, $r=14,6$ mm, $d_y=30$ mm, $v_{WF}=5$ mm/s, $t_x\rightarrow\infty$, $Int=388$ W/cm ²) X8CrMnNi19-6-3-Prüfkörpers	108
Abbildung 4.47:	Vergleich der Längsspannungen an der Nahtober- (links) und an der Nahtunterseite (rechts) in einem mit dem Laserschweißkopf geschweißten S355J2+N-Prüfkörper ($P_{SN}=3,8$ kW und $v_{SN}=33,3$ mm/s) sowie in geschweißten und unterschiedlich wärmebehandelten Prüfkörpern ($r=14,6$ mm, $d_y=30$ mm, $v_{WF}=5$ mm/s und $P_{WF}=2$ kW, $T_{WF,max}\approx 700$ °C)	109

- Abbildung 4.48: Längsspannungen in den linearen laserstrahlgeschweißten Nähten ($P_{SN}=6,8$ kW, $v_{SN}=33,3$ mm/s) der 10 mm dicken S355-Prüfkörper ohne und mit Nachbehandlung ($r=14,6$ mm, $d_y=30$ mm) mit dem defokussierten Laserstrahl in Abhängigkeit von der genutzten Wärmefeldleistung P_{WF} (a: $v_{WF}=5$ mm/s) sowie von der Vorschubgeschwindigkeit v_{WF} (b: $T_{WF,max}\approx 1090$ °C)..... 110
- Abbildung 4.49: Längsspannungen in den linearen laserstrahlgeschweißten Nähten ($P_{SN}=6,8$ kW, $v_{SN}=33,3$ mm/s) der 10 mm dicken S355-Prüfkörper ohne und mit Nachbehandlung ($r=14,6$ mm, $v_{WF}=5$ mm/s, $P_{WF}=3$ kW, $T_{WF,max}\approx 1090$ °C) mit dem defokussierten Laserstrahl in Abhängigkeit von dem genutzten seitlichen Abstand d_y 111
- Abbildung 4.50: Längsspannungen in den radialen Rundschweißnähten in Rohren aus S690-Baustahl ohne und mit Nachbehandlung mit dem defokussierten Laserstrahl der PFO-Scanneroptik ($P_{SN}=3,8$ kW, $v_{SN}=33,3$ mm/s, $r=5,7$ mm, $v_{WF}=5$ mm/s, $t_x\rightarrow\infty$) in Abhängigkeit von dem seitlichen Abstand (a: $P_{WF}=700$ W, $T_{WF,max}\approx 700$ °C) sowie von der genutzten Wärmefeldleistung P_{WF} (b: $d_y=20$ mm)..... 112
- Abbildung 4.51: Erhaltene Längsspannungen in den radialen Schweißnähten des ersten Prüfkörpers nach der radialen sowie nach der radialen und axialen Wärmebehandlung in Abhängigkeit von der erzeugten Wärmebehandlungstemperatur..... 114
- Abbildung 4.52: Gemittelte erhaltene Längsspannungen in den axialen und radialen Schweißnähten des zweiten Prüfkörpers ohne Wärmebehandlung im Vergleich mit den Längsspannungen nach der radialen und axialen Wärmebehandlung mit der erzeugten Wärmebehandlungstemperatur von rund 900 °C..... 115
- Abbildung 4.53: Erhaltene Längsspannungen in den axialen Schweißnähten des ersten Prüfkörpers nach der radialen und axialen Wärmebehandlung in Abhängigkeit von der erzeugten Wärmebehandlungstemperatur 115
- Abbildung 5.1: Experimentell gemessene Temperaturverläufe an der Prüfkörperoberseite im angegebenen Abstand quer zur Schweißnaht im Vergleich zu Simulationsergebnissen während des Schweißens mit dem 16kW-Scheibenlaser mit dem Schweißkopf ($P_{SN}=3,8$ kW, $v_{SN}=33,3$ mm/s) an einem S355J2+N-Prüfkörper 117
- Abbildung 5.2: Experimentell gemessene Temperaturverläufe im angegebenen Abstand quer zur Schweißnaht an der Prüfkörperunterseite während

	des Schweißens mit dem 16kW-Scheibenlaser mit dem Schweißkopf ($P_{SN}=3,8$ kW, $v_{SN}=33,3$ mm/s) an einem S355J2+N-Prüfkörper 117
Abbildung 5.3:	Experimentell gemessene Temperaturverläufe an der Prüfkörperoberseite im angegebenen Abstand quer zur Schweißnaht im Vergleich zu Simulationsergebnissen während des Schweißens mit dem 16kW-Scheibenlaser mit dem Schweißkopf ($P_{SN}=3,8$ kW, $v_{SN}=33,3$ mm/s) an einem X8CrMnNi19-6-3-Prüfkörper 118
Abbildung 5.4:	Experimentell gemessene Temperaturverläufe im angegebenen Abstand quer zur Schweißnaht an der Prüfkörperunterseite während des Schweißens mit dem 16kW-Scheibenlaser mit dem Schweißkopf ($P_{SN}=3,8$ kW, $v_{SN}=33,3$ mm/s) an einem X8CrMnNi19-6-3-Prüfkörper 118
Abbildung 5.5:	Experimentell gemessene Längsspannungsprofile im Vergleich zu Simulationsergebnissen in einer elektronenstrahlgeschweißten Naht ($P_{SN}=6,1$ kW, $v_{SN}=15$ mm/s) an einem S355J2+N-Prüfkörper 119
Abbildung 5.6:	Experimentell gemessene Längsspannungsprofile im Vergleich zu Simulationsergebnissen in einer laserstrahlgeschweißten Naht infolge des Schweißens mit dem 5kW-Faserlaser und der RLSK-Scanneroptik ($P_{SN}=5$ kW, $v_{SN}=25$ mm/s) an einem S355J2+N-Prüfkörper 119
Abbildung 5.7:	Experimentell gemessene Längsspannungsprofile im Vergleich zu Simulationsergebnissen in einer laserstrahlgeschweißten Naht infolge des Schweißens mit dem 16kW-Scheibenlaser und der PFO-Scanneroptik ($P_{SN}=3,8$ kW, $v_{SN}=33,3$ mm/s) an einem S355J2+N-Prüfkörper 120
Abbildung 5.8:	Experimentell gemessene Längsspannungsprofile im Vergleich zu Simulationsergebnissen in einer elektronenstrahlgeschweißten Naht ($P_{SN}=3,6$ kW, $v_{SN}=15$ mm/s) an einem X8CrMnNi19-6-3-Prüfkörper .120
Abbildung 5.9:	Experimentell gemessene Längsspannungsprofile im Vergleich zu Simulationsergebnissen in einer elektronenstrahlgeschweißten Naht ($P_{SN}=4,6$ kW, $v_{SN}=50$ mm/s) an einem X8CrMnNi19-6-3-Prüfkörper .121
Abbildung 5.10:	Experimentell gemessene Längsspannungsprofile im Vergleich zu Simulationsergebnissen in einer laserstrahlgeschweißten Naht infolge des Schweißens mit dem 16kW-Scheibenlaser und der PFO-Scanneroptik ($P_{SN}=3,8$ kW, $v_{SN}=33,3$ mm/s) an einem X8CrMnNi19-6-3-Prüfkörper 121

- Abbildung 5.11: Mechanismus der Schweißnahtentlastung durch die Wärmebehandlung am Simulationsbeispiel (Werkstoff: S355J2+N, $r=10$ mm, $d_y=27$ mm, $d_x=200$ mm, $v_{WF}=5$ mm/s und $T_{WF,max}\approx 800$ °C); oben: graphische Darstellung des Spannungsverhaltens (durch Pfeilstärken und Richtungen) und der Verzüge an drei unterschiedlichen Prozessschritten, unten: Temperatur-, Längsspannungs- und plastische Dehnungsprofile über die Prozesszeit in drei unterschiedlichen Positionen 123
- Abbildung 5.12: Abstraktion der mechanischen Entlastung der Schweißnaht am Beispiel einer Hebelwirkung an einem eindimensionalen Balkenmodell (b =Balkenlänge) an dem die Federkräfte F (repräsentieren die Spannungen) an den Stellen: Schweißnaht (SN), Zwischenbereich (ZB), wärmefeldbehandelter Bereich (WF) und Außenbereich (AB) nach dem Schweißen (v) und nach der Wärmebehandlung (n) wirken; l_e zeigt die negative (-) bzw. positive (+) elastische Längenänderung der Federn; plastische Deformationen werden nicht betrachtet 125
- Abbildung 5.13: Abstraktion der mechanischen und thermischen Dehnung der Schweißnaht bei der Wärmebehandlung für unterschiedliche Nahttemperaturen an dem Beispiel von drei Stäben, welche die Schweißnaht (mittlerer Stab) sowie die beiden Wärmebehandlungszonen (äußere Stäbe) repräsentieren und die an den Enden mit je einem ideal steifen Joch miteinander verbunden sind; a) im Ausgangszustand weisen alle drei Stäbe die gleiche Länge auf, b) die Naht ist bereits kalt und die beiden äußeren Stäbe werden erhitzt, c) die Naht hat noch höhere Temperatur als die Ausgangstemperatur und die äußeren Stäbe werden erwärmt 127
- Abbildung 5.14: Verhältnis aus der temperaturabhängigen Streckgrenze (in MPa) zur Wärmedehnung (dimensionslos) für das ferritische und für das austenitische Werkstoffmodell 130
- Abbildung 5.15: Längsspannungsreduktionen in den simulierten Schweißnähten des S355J2+N-Stahls von der Ausgangsnahtspannung 580 MPa durch die simultane Wärmebehandlung beider Seiten zur Schweißnaht mit unterschiedlichen Wärmebehandlungstemperaturen (mit $r=15$ mm, $d_y=25$ mm, $d_x=200$ mm und $v_{WF}=15$ mm/s) 131
- Abbildung 5.16: Erzielte Druckspannungen in Nahtlängsrichtung im Zwischenbereich ($y=8$ mm) des S355J2+N-Stahls bei den Simulationen mit unterschiedlichen Wärmebehandlungstemperaturen (mit $r=15$ mm, $d_y=25$ mm, $d_x=200$ mm und $v_{WF}=15$ mm/s) 132

Abbildung 5.17:	Längsspannungsreduktionen in den simulierten Schweißnähten des X8CrMnNi19-6-3-Stahls von der Ausgangsnahtspannung 321 MPa durch die simultane Wärmebehandlung beider Seiten zur Schweißnaht mit unterschiedlichen Wärmebehandlungstemperaturen (mit $r=15$ mm, $d_y=30$ mm, $d_x=200$ mm und $v_{WF}=15$ mm/s).....	132
Abbildung 5.18:	Längsspannungsreduktionen in den simulierten Schweißnähten des S355J2+N-Stahls von der Ausgangsnahtspannung 580 MPa durch die simultane Wärmebehandlung beider Seiten zur Schweißnaht mit unterschiedlichen Längsabständen zwischen dem Schweißpunkt und der Wärmebehandlung (mit $r=15$ mm, $d_y=25$ mm, $v_{WF}=15$ mm/s und $T_{WF,max}=700$ °C)	133
Abbildung 5.19:	Längsspannungsreduktionen in den simulierten Schweißnähten des S355J2+N-Stahls von der Ausgangsnahtspannung 580 MPa durch die simultane Wärmebehandlung beider Seiten zur Schweißnaht in Abhängigkeit von den genutzten zeitlichen Abständen zwischen dem Schweißpunkt und der Wärmebehandlung (mit $r=15$ mm, $d_y=25$ mm, $v_{WF}=15$ mm/s und $T_{WF,max}=700$ °C)	135
Abbildung 5.20:	Vergleich der Wärmeleitfähigkeiten der beiden verwendeten Stähle .	141
Abbildung 5.21:	Vergleich der erhaltenen Nahtlängsspannungsreduktionen durch eine quasisimultane Wärmebehandlung mit einem Strahlradius von rund 15 mm mit dem Elektronenstrahl (EB), mit der RLSK-Laserstrahlscanneroptik (RLSK), mit der PFO-Laserstrahlscanneroptik (PFO) sowie mit der zeitlich separaten Wärmebehandlung (r ebenfalls rund 15 mm) mit dem Laserstrahl eines konventionellen Laserstrahlschweißkopfes an den 5 mm dicken S355J2+N- und an den 3,8 mm dicken X8CrMnNi19-6-3-Prüfkörpern.....	144
Abbildung 5.22:	Vergleich der erhaltenen Nahtlängsspannungsreduktionen durch eine Wärmebehandlung an axialen (Ronde sowie Getriebewelle) und radialen (Rohr sowie Getriebewelle) Rundnähten und an einer linearen Blindnaht an einem 10 mm dicken S355J2+N-Prüfkörper	148
Abbildung 5.23:	Vergleich der erhaltenen Längsspannungen an den Nahtober- und an den Nahtunterseiten der 5 mm dicken S355J2+N-Prüfkörper durch die quasisimultane Wärmebehandlung (Scanneroptik) sowie mit zeitlich separater Wärmebehandlung der beiden Prüfkörperseiten zur Schweißnaht (Schweißoptik) (Parametersatz: $r=14,6$ mm, $d_y=30$ mm, $v_{WF}=5$ mm/s und $T_{WF}=700$ °C)	151

9 Tabellenverzeichnis

Tabelle 2.1	Beispiele für mechanische und thermische Eigenspannungsreduzierungsverfahren	11
Tabelle 3.1:	Chemische Zusammensetzung des S355J2+N (Angaben in Gew.-%) 30	
Tabelle 3.2:	Mechanische Eigenschaften des S355J2+N im Lieferzustand bei Raumtemperatur	31
Tabelle 3.3:	Mechanische Eigenschaften X8CrMnNi19-6-3 im Lieferzustand bei Raumtemperatur	31
Tabelle 3.4:	Chemische Zusammensetzung des X8CrMnNi19-6-3 (Angaben in Gew.-%)	31
Tabelle 3.5:	Chemische Zusammensetzung des S690 (Angaben in Gew.-%)	32
Tabelle 3.6:	Mechanische Eigenschaften des S690 bei Raumtemperatur nach [98]	32
Tabelle 3.7:	Versuchsplan mit den untersuchten Strahlarten (EB Elektronenstrahl, LB Laserstrahl), den verwendeten Werkstoffen und den getesteten Verfahrensparameterbereichen	36
Tabelle 3.8:	Genutzte Verfahrensparameter für die Experimente mit dem defokussierten Laserstrahl an Getriebewellen	39
Tabelle 3.9:	In den Experimenten genutzte Fokusspulenstromabweichung und die erzielten Elektronenstrahlradien bei einem Oberflächenfokusstrom von 2465 mA, 120 kV Beschleunigungsspannung und 10 mA Strahlstrom 41	
Tabelle 3.10:	Abstände und erzielte Wärmefeldradien für die Versuche mit dem Laserstrahl der Kombination des 5kW-Faserlasers und der Scanneroptik RLSK.....	42
Tabelle 3.11:	Abstände und erzielte Wärmefeldradien für die Versuche mit dem Laserstrahl der Kombination des 16kW-Scheibenlasers und der Scanneroptik PFO.....	42
Tabelle 3.12:	Zur Simulation verwendete Elementgrößen	49
Tabelle 3.13:	Simulationsprogramm mit den getesteten Verfahrensparameterbereichen	54
Tabelle 3.14:	Simulationsprogramm für die Untersuchung des Einflusses ausgewählter Vielfacher der Werkstoffeigenschaften des S355J2+N auf die Spannungen in der Schweißnaht (Zahlenwerte stehen für die Vielfachen der jeweiligen Werkstoffeigenschaft des S355J2+N)	54

Tabelle 4.1:	Untersuchte Prozessparameterbereiche in den Elektronenstrahlversuchen an Linearschweißnähten in quadratischen Blechzuschnitten (200 mm x 200 mm x 5 mm) des S355J2+N.....	80
Tabelle 4.2:	Längsspannungen in den linearen elektronenstrahlgeschweißten Nähten ($P_{SN}=6,1$ kW, $v_{SN}=15$ mm/s) der S355J2+N-Prüfkörper ohne und mit Nachbehandlung ($T_{WF,max}\approx 700$ °C) mit dem defokussierten Elektronenstrahl (grau markiert sind Parametersätze mit Längsspannungsreduktionen größer 20 %)	81
Tabelle 4.3:	Längsspannungen in den linearen elektronenstrahlgeschweißten Nähten ($P_{SN}=4,56$ kW, $v_{SN}=50$ mm/s) der X8CrMnNi19-6-3-Prüfkörper ohne und mit Nachbehandlung ($T_{WF,max}\approx 700$ °C) mit dem defokussierten Elektronenstrahl (grau markiert sind Parametersätze mit Längsspannungsreduktionen größer 20 %)	86
Tabelle 4.4:	Längsspannungen in den axialen Elektronenstrahlrundschnitnähten ($P_{SN}=4,8$ kW, $v_{SN}=15$ mm/s) der S355J2+N-Ronden ohne und mit Nachbehandlung ($T_{WF,max}\approx 700$ °C) mit dem defokussierten Elektronenstrahl (grau markiert sind Parametersätze mit Längsspannungsreduktionen größer 70 %; für Parameter i=a nur ein Wert angegeben und gültig je Wärmefeld).....	89
Tabelle 4.5:	Längsspannungen in den linearen laserstrahlgeschweißten Nähten ($P_{SN}=5$ kW, $v_{SN}=25$ m/min) der S355J2+N-Prüfkörper ohne und mit Nachbehandlung ($v_{WF}=5$ mm/s, $T_{WF,max}\approx 700$ °C, $t_x \rightarrow \infty$) mit dem defokussierten Laserstrahl an der RLSK-Scanneroptik (grau markiert sind Parametersätze mit Längsspannungsreduktionen größer 20 %).....	95
Tabelle 4.6:	Längsspannungen in den linearen laserstrahlgeschweißten Nähten ($P_{SN}=3,8$ kW, $v_{SN}=33,3$ mm/s) der S355J2+N-Prüfkörper ohne und mit Nachbehandlung ($d_{y,b}$ =berechneter Abstand, $d_{y,r}$ =erhaltener Abstand, $T_{WF,max}\approx 700$ °C, $t_x \rightarrow \infty$) mit dem defokussierten Laserstrahl an der PFO-Scanneroptik (grau markiert sind Parametersätze mit Längsspannungsreduktionen größer 20 %)	99
Tabelle 4.7:	Längsspannungen in den linearen laserstrahlgeschweißten Nähten ($P_{SN}=3,8$ kW, $v_{SN}=33,3$ mm/s) der X8CrMnNi19-6-3-Prüfkörper ohne und mit Nachbehandlung ($T_{WF,max}\approx 500$ °C, $t_x \rightarrow \infty$) mit dem defokussierten Laserstrahl an der PFO-Scanneroptik (grau markiert sind Parametersätze mit Längsspannungsreduktionen größer 20 %).....	105
Tabelle 5.1:	Maximaltemperatur in der Schweißnaht $T_{max, Naht}$ nach dem Wärmen und Vergleich der Längsspannungen im Zwischenbereich vor und nach	

	der Wärmebehandlung in Abhängigkeit vom genutzten transversalen Abstand (Werkstoff: S355J2+N, $r=10$ mm, $d_x=200$ mm, $v_{WF}=5$ mm/s und $T_{WF,max}\approx 800$ °C).....	128
Tabelle 5.2:	Zusammenfassung der geeigneten Prozessparameterbereiche und die erzielten Spannungsreduktionen für die unterschiedlichen simulierten Werkstoffe ($v_{WF}=5$ mm/s)	138
Tabelle 5.3:	Zusammenfassung der geeigneten Prozessparameterbereiche, erzielten Spannungsreduktionen und Verzüge für die unterschiedlichen Strahlarten und Schweißnahtformen ($v_{WF}=5$ mm/s)	146

10 Literatur

- [1] Radaj, D.: *Fachbuchreihe Schweißtechnik*. Band 143: *Eigenspannung und Verzug beim Schweißen: Rechen- und Meßverfahren*. DVS-Verlag, Düsseldorf, 2002
- [2] Nitschke-Pagel, T., Dilger, K.: *Eigenspannungen in Schweißverbindungen - Teil 2: Bewertung von Eigenspannungen*. In: *Schweißen und Schneiden* 59, 2007, S. 23-32
- [3] Krebs, J., Hübner, P., Kaßner, M.: *Eigenspannungseinfluss auf Schwingfestigkeit und Bewertung in geschweißten Bauteilen*. In: *DVS-Berichte Band 234: Eigenspannungseinfluss auf Schwingfestigkeit und Bewertung in geschweißten Bauteilen*, DVS-Verlag, 2004, S. 6-13
- [4] Brauss, M. E., Pineault, J. A., Eckersley, J. S.: *Residual stress characterization of welds and post-weld processes using X-ray diffraction techniques*. In: *Process Control and Sensors for Manufacturing, 1 xxx Proceedings of the SPIE - The International Society for Optical Engineering*, 3399, San Antonio, TX, USA, 1998, S. 196-204
- [5] Sun, Z.: *Residual stress in laser welded dissimilar steel tube-to-tube joints*. In: *Scripta metallurgica et materialia* 29, 1993, S. 633-637
- [6] Han, S., Lee, T., Shin, B.: *Residual stress relaxation of welded steel components under cyclic load*. In: *Steel research* 73, 2002, S. 414-420
- [7] Migala, T. S., Jacobs, T. L.: *Low Plasticity Burnishing: An Affordable, Effective Means Of Surface Enhancement*. In: *Surface Engineering Coatings and Heat Treatments: Proceedings of the 1st ASM International Surface Engineering and the 13th IFHTSE Congress*, ASM International, Columbus, Ohio, USA, 2003, S. 151-159
- [8] Wohlfahrt, H., Nitschke-Pagel, T., Kaßner, M.: *Schweißbedingte Eigenspannungen - Entstehung und Erfassung, Auswirkung und Bewertung*. In: *DVS-Berichte Band 187: Fortschritte bei der Konstruktion und Berechnung geschweißter Bauteile*, DVS-Verlag, 1997, S. 6-13
- [9] Wohlfahrt, H., Macherauch, E.: *Die Ursache des Schweiß Eigenspannungszustandes*. In: *Materialprüfung* 19, 1977, S. 273-280
- [10] Wohlfahrt, H.: *Die Bedeutung der Austenitumwandlung für die Eigenspannungsentstehung beim Schweißen*. In: *Härterei Technische Mitteilungen* 41, Heft 5, 1986, S. 248-257
- [11] Colegrove, P., Ikeagu, C., Thistlethwaite, A.: *The Impact of Different Types of Welding Processes on the Residual Stress and Distortion in 4mm Thick Butt Welds of Ship Plate*. In: David, S. A. (Hrsg.), DebRoy, T. (Hrsg.), DuPont, J. N. (Hrsg.), Koseki, T. (Hrsg.), Smartt, H. B. (Hrsg.): *Trends in Welding Research, Proceedings*

-
- of the 8th International Conference, ASM International, Pine Mountain, Georgia, USA, 2008, S. 758-765
- [12] Dilthey, U.: *Schweißtechnische Fertigungsverfahren*. Band 2: Verhalten der Werkstoffe beim Schweißen, VDI-Verlag, 1995
- [13] Masubuchi, K.: *Analysis of Welded Structures*. Pergamon Press Ltd., 1980, ISBN: 0080227147
- [14] Pilipenko, A.: *Computer simulation of residual stress and distortion of thick plates in multi-electrode submerged arc welding – Their mitigation techniques*. Dissertation, NTNU Trondheim, 2001
- [15] van der Aa, E. M.: *Local Cooling during Welding: Prediction and Control of Residual Stresses and Buckling Distortion*. Dissertation, TU Delft, 2007
- [16] Schenk, T.: *Modelling Welding Distortion – Influence of Clamping and Sequencing*. Dissertation, TU Delft, 2011
- [17] Ueda, Y., Murakawa, H., Ma, N.: *Welding Deformation and Residual Stress Prevention*, Elsevier Inc., 2012
- [18] Wohlfahrt, H.: *Schweißelastizitäten- Entstehung - Berechnung - Bewertung*. In: Macherauch, E. (Hrsg.), Hauk, V. (Hrsg.): *Eigenspannungen. Entstehung - Messung - Bewertung*, Bd. 1, Deutsche Gesellschaft für Metallkunde e.V., 1983, S. 85-116
- [19] Nitschke-Pagel, T., Dilger, K.: *Eigenspannungen in Schweißverbindungen - Teil 1: Ursachen der Eigenspannungsentstehung beim Schweißen*. In: *Schweißen und Schneiden* 58, 2006, S. 466-479
- [20] Cheng, X., Fisher, J. W., Prask, H. J., Gnäupel-Herold, T., Yen, B. T., Roy, S.: *Residual stress modification by post-weld treatment and its beneficial effect on fatigue strength of welded structures*. In: *International Journal of Fatigue* 25, 2003, S. 1259-1269
- [21] Erve, M., Wesseling, U., Kilian, R., Hardt, R., Brümmer, G., Maier, V., Ilg, U.: *Cracking in stabilized austenitic stainless steel piping of German boiling water reactors-characteristic features and root cause*. In: *Nuclear engineering and design* 171, 1997, S. 113-123
- [22] Thomas, K.-H., Merkel, M.: *Taschenbuch der Werkstoffe*. Carl Hanser Verlag, 2008, S. 232-234
- [23] Nitschke-Pagel, T., Dilger, K.: *Eigenspannungen in Schweißverbindungen - Teil 3: Verringerung von Eigenspannungen*. In: *Schweißen und Schneiden* 59, 2007, S. 387-395
- [24] Huang, C. C., Pan, Y. C., Chuang, T. H.: *Effects of Post-Weld Heat Treatments on the Residual Stress and Mechanical Properties of Electron Beam Welded SAE 4130*

- Steel Plates*. In: Journal of Materials Engineering and Performance 6, 1997, S. 61-68
- [25] Gabzdyl, J., Johnson, A., Williams, S., Price, D.: *Laser weld distortion control by cryogenic cooling*. In: Proceedings of the SPIE, 4831, 2003, S. 269-274
- [26] Nikitin, I., Scholtes, B., Maier, H. J., Altenberger, I.: *High temperature fatigue behavior and residual stress stability of laser-shock peened and deep rolled austenitic steel AISI 304*. In: Scripta Materialia 50, 2004, S. 1345-1350
- [27] Mochizuki, M.: *Control of welding residual stress for ensuring integrity against fatigue and stress-corrosion cracking*. In: Nuclear Engineering and Design 237, 2007, S. 107-123
- [28] Prev y, P. S., Jayaraman, N., Cammett, J.: *Overview of low plasticity burnishing for mitigation of fatigue damage mechanisms*. In: Proceedings of ICSP 9, Paper 260, Paris, Marne la Vallee, France, 2005
- [29] Wagner, L.: *Mechanical surface treatments on titanium, aluminum and magnesium alloys*. In: Materials Science and Engineering A 263, 1999, S. 210-216
- [30] Gerster, P.: *Lebensdauererh hung bestehender und neuer Schweißkonstruktionen im Anlagen- und Behälterbau durch die UIT Behandlung*. In: DVS-Berichte Band 242: Schweißen im Anlagen- und Behälterbau, DVS Media GmbH, 2007, S. 11-17
- [31] Kuhlmann, U., D rr, A., Günther, H.-P., Bergmann, J., Thumser, R., Gerth, U., Gerster, P.: *Verlängerung der Lebensdauer von Schweißkonstruktionen aus höherfesten Baustählen durch Anwendung der UIT-Technologie*. In: Schweißen und Schneiden 57, 2005, S. 384-391
- [32] Gerster, P., van der Poel, H.: *Esonix® Ultrasonic Impact Technologie – Eine Möglichkeit zur Erhöhung der Lebensdauer von Schweißkonstruktionen?* In: Schweißtechnik 95, 2006, S. 8-13
- [33] Kuhlmann, U., Bergmann, J., D rr, A., Thumser, R., Günther, H.-P., Gerth, U.: *Erhöhung der Ermüdungsfestigkeit von geschweißten höherfesten Baustählen durch Anwendung von Nachbehandlungsverfahren*. In: Stahlbau 74, 2005, S. 271-280
- [34] Nikitin, I., Altenberger, I., Scholtes, B.: *Cyclic deformation behaviour of deep rolled and laser-shock peened AISI 304 stainless steel at elevated temperature*. In: Carpinteri, A. (Hrsg.): 11th International Conference on Fracture, Turin, Italien, März 2005
- [35] Fox, M.: *Welding Projects*. In: Chemical Accident Reconstruction Services, Inc., http://chemical-accident.com/welding_techniques2.htm, CHEMAXX, INC, Stand 9. Mai 2011 (abgerufen am 26. August 2011)

- [36] Erve, M., Brümmer, G., Kleen, U., Maier, V., Ilg, U., Bäumlner, H. J., Seibold, A., Blind, D.: *Planned and implemented remedial measures to prevent IGSCC and to ensure safe plant operation with BWR piping systems made of stabilized austenitic steels*. In: Nuclear engineering and design 171, 1997, S. 125-136
- [37] Engelhard, G., Habip, L. M., Pellkofer, D., Schmidt, J., Weber, J.: *Optimization of residual welding stresses in austenitic steel piping: prooftesting and numerical simulation of welding and postwelding processes*. In: Nuclear Engineering and Design 198, 2000, S. 141-151
- [38] Luan, G., Li, G., Li, C., Dong, C.: *DC-LSND friction stir welding*. In: Threadgill, P. L. (Hrsg.): *7th International Friction Stir Welding Symposium Proceedings*, TWI Ltd, Japan, 2008
- [39] Michaleris, P., Dantzig, J., Tortorelli, D.: *Minimization of welding residual stress and distortion in large structures*. In: Welding journal 78, 1999, S. 361-366
- [40] Dull, R. M., Dydo, J. R., Russell, J. J., Shanghvi, J.: *Method of reducing distortion by transient thermal tensioning*. US Patent 6861617, Edison Welding Institute, Inc., März 2005
- [41] Guan, Q., Zhang, C. X., Gou, D. L.: *Dynamic control of welding distortion by moving spot heat sink*. Welding in the World 33, 1994, S. 308-312
- [42] Guan, Q., Gou, D. L., Zhang, C. X., Li, J.: *Low stress no distortion welding based on thermal tensioning effects for thin materials*. In: The Paton Welding Journal 12, 2006, S. 2-11
- [43] Li, J.: *Localized thermal tensioning technique to prevent buckling distortion*. In: Welding in the World 49, 2005, S. 4-14
- [44] Guan, Q., Guo, D. L., Li, C. Q., Leggatt, R. H.: *Low Stress Non-Distortion Welding (LSND) - A new Technique for Thin Materials*. In: Welding in the World 33, 1994, S. 160-167
- [45] Li, J., Guan, Q., Shi, Y. W., Guo, D. L.: *Stress and distortion mitigation technique for welding titanium alloy thin sheet*. In: Science and technology of welding and joining 9, 2004, S. 451-458
- [46] van der Aa, E. M., Hermanns, M. J. M., Richardson, I. M.: *Control of Welding Residual Stress and Distortion by Addition of a Trailing Heat Sink*. In: Cerjak, H. (Hrsg.), Bhadeshia, H. K. D. H. (Hrsg.), Kozeschnik, E. (Hrsg.): *Mathematical Modelling of Weld Phenomena 8*, Verlag der Technischen Universität Graz, 2007, S. 1053-1072

- [47] Li, J., Guan, Q., Shi, Y. W., Guo, D. L., Du, Y., Sun, Y.: *Studies on characteristics of temperature field during GTAW with a trailing heat sink for titanium sheet*. In: Journal of Materials Processing Technology 147, 2004, S. 328-335
- [48] Prime, M. B., Jacobson, L. A., Pacheco, M. A.: *Residual Stresses Measured Before and After Stress Relief in Rolled Aluminum Plate*. In: Batra, R. C. (Hrsg.), Henneke, E. G. (Hrsg.): 1999 ASME Mechanics & Materials Conference, Blacksburg, Virginia, USA, 1999, S. 241-242
- [49] Fu, P., Fu, G., Gong, S., Wang, Y.: *Influence of Electron Beam Local Annealing on the Residual Stresses for the joints with Electron Beam Welding of near α titanium alloy*. In: Proceedings of the 36th International MATADOR Conference, Springer Verlag, 2010, S. 293-296
- [50] Michaleris, P., Sun, X.: *Finite element analysis of thermal tensioning techniques mitigating weld buckling distortion*. In: Welding Journal 76, 1997, S. 451-457
- [51] Guan, Q.: *Control of buckling distortions in plates and shells*. In: Feng, Z. (Hrsg.): Processes and Mechanisms of Welding Residual Stress and Distortion, Woodhead Publishing in Materials, 2005, S. 295-343
- [52] Voss, O., Nitschke-Pagel, T., Wohlfahrt, H.: *Simulation der Vorgänge im Schmelzbad beim Laserstrahlschweißen zur Voraussage von Nahtausbildung, Verzug und Schweißseignungen*. In: AiF-Abschlussbericht zum Forschungsprojekt AiF 11.853 A/B, 2000
- [53] Brenner, B., Standfuß, J., Winderlich, B.: *Induktiv unterstütztes Laserstrahlschweißen zum rissfreien Fügen von härtbaren Stählen*. In: DVS-Berichte Band 216: Schweißen und Schneiden 2001: Vorträge der gleichnamigen Großen Schweißtechnischen Tagung in Essen vom 11. Bis 13. September 2001, DVS Verlag GmbH, 2001, S. 289-297
- [54] Göbel, G.: *Erweiterung der Prozessgrenzen beim Laserstrahlschweißen heißbrissgefährdeter Werkstoffe*. Technische Universität Dresden, Dissertation, 2007
- [55] Moraitis, G. A., Labeas, G. N.: *Residual stress and distortion calculation of laser beam welding for aluminum lap joints*. In: Journal of Materials Processing Technology 198, 2008, S. 260-269
- [56] Berkmanns, J., Faerber, M.: *Laserstrahlschweißen*. In: FACTS ABOUT: Lasertechnologie, Linde AG, Februar 2005
- [57] Dilthey, U.: *Schweißtechnische Fertigungsverfahren*. Band 1: *Schweiß- und Schneidtechnologien*. VDI-Verlag, 1994

- [58] Reisgen, U., Olschok, S., Jakobs, S.: *Der Lichtbogen als Sensor für die Prozessqualität beim Laserstrahl-MSG-Hybridprozess (Teil 1)*. In: Schweißen und Schneiden 61, 2009, S. 594-605
- [59] Prospekt: *Auftragsschweißen und Beschichten*. In: Anwendungen – Auftragsschweißen Beschichten, http://www.laserline.de/diodenlaser/auftragsschweissen_pdf/prospekt_auftragsschweissen_beschichten.pdf, Laserline GmbH, Stand 7. Juli 2011 (abgerufen am 13. Oktober 2011)
- [60] Poprawe, R.: *Beschichten*. In: Lasertechnik für die Fertigung: Grundlagen, Perspektiven und Beispiele für den innovativen Ingenieur, Springer Verlag, 2005, S. 191-197
- [61] Poprawe, R.: *Wärmeleitungsschweißen*. In: Lasertechnik für die Fertigung: Grundlagen, Perspektiven und Beispiele für den innovativen Ingenieur, Springer Verlag, 2005, S. 251-257
- [62] Bonss, S., Hannweber, J., Seifert, M., Kühn, S.: *Variable Bearbeitungsoptik zum Laserstrahlhärten - Variable Bearbeitungsoptik zum Laserstrahlhärten*. In: Laser Technik Journal 4, 2007, S. 39-42
- [63] Merkblatt DVS 3209: *Wirkungsgrade beim Elektronenstrahl- und Laserstrahlschweißen*. DVS-Verlag, Düsseldorf, 2007
- [64] Schultz, H.: *Elektronenstrahlschweißen*. DVS-Verlag, Düsseldorf, 2000
- [65] Dilthey, U., Gumenyuk, A., Böhm, S., Welters, T.: *Electron beam diagnostics: a new release of the diabeam system*. In: Vacuum 62, 2001, S. 77-85
- [66] Gruenenwald, B.: *Verfahren und Maschinen der Fertigung / Fertigungstechnik 2 - Einführung Schweißen Teil 1*. In: Hochschule Pforzheim Fachbereich Maschinenbau, http://www.maschinenbau.fh-pforzheim.de/fertigungstechnik/Lehrveranstaltungen/Einfuehrung_Schweissen_Teil_1_Folien.pdf, Vorlesungsskript, Stand 2007 (abgerufen am 19. Oktober 2009)
- [67] Ederer, S., Keller, R., Köhler, S., Leimbrink, N., Schanz, S., Schluricke, R., Vogel, M.: *Tür auf für den Laser-Roboter*. In: LaserCommunity 2, 2007, S. 8
- [68] Rötzer, I.: *Laserstrahlschweißen macht Flugzeuge leichter*. In: Fraunhofer Magazin 4, 2004, S. 36-37
- [69] Sievers, E.-R.: *Absorptionsgrade contra Wirkungsgrade*. Handout zum Vortrag anlässlich der Sitzung AG V 9.1/AA 15.1 „Elektronenstrahlschweißen“, SLV Halle (Saale), 15. März 2005
- [70] Seiler, P., Mann, K.: *Stab, Faser und Scheibe - Die Geschichte des Festkörperlaser*. In: Laser Magazin 1, 2010, S. 6-9

-
- [71] Rüttrich, K., Zenker, R., Mangler, M.: *Untersuchungen zum Elektronenstrahl-Mehrbadschweißen von Gusseisen in Verbindung mit Thermofeldern*. In: DVS-Berichte Band 275: DVS Congress 2011, DVS Media GmbH, 2011, S. 113-121
- [72] Zenker, R.: *Elektronenstrahl-Randschichtbehandlung - Innovative Ideen für höchste industrielle Ansprüche*. pro-beam AG & Co. KGaA, 2003, S. 67-68
- [73] Mücke, M., Aicher, A., Leeb, K.: *Mehrbadschweißen mit dem Elektronenstrahl - Eine Herausforderung für die Elektronenstrahlsteuerung*. In: DVS-Berichte Band 250: Die Verbindungsspezialisten, DVS Media GmbH, 2008, S. 72-73
- [74] Zenker, R., Buchwalder, A., Frenkler, N., Thiemer, S.: *Moderne Elektronenstrahltechnologien zum Fügen und zur Randschichtbehandlung*. In: Vakuum in Forschung und Praxis 17, Nummer 2, 2005, S. 66-72
- [75] Schwenk, C.: *FE-Simulation des Schweißverzugs laserstrahlgeschweißter dünner Bleche*. Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung, Technische Universität Berlin, Dissertation, 2007
- [76] Buschenhenke, F., Seefeld, T., Vollertsen, F.: *Strategies for reduced distortion during laser beam welding of shaft-hub joints*. In: Lübben, T. (Hrsg.), Zoch, H. (Hrsg.): Proceedings of the 3rd International Conference on Distortion Engineering, 2011
- [77] Wahl, M.: *Schleusen-Rundtakt-Elektronenstrahlschweißen von Getriebekomponenten*. In: Schweißen und Schneiden 61, 2009, S. 536-543
- [78] Ploshikhin, V., Zoch, H. W., Karkhin, V. A., Makhutin, M., Pesch, H. J.: *Numerical optimisation of the temperature field for the prevention of solidification cracking during laser beam welding using the multi-beam technique*. In: Proceedings of the International Conference "Materials Week 2002", München, 2002
- [79] Ploshikhin, V., Prikhodovsky, A., Makhutin, M., Ilin, A., Zoch, H. W.: *Integrated Mechanical-Metallurgical Approach to Modeling of Solidification Cracking in Welds*. In: Böllinghaus, T. (Hrsg.), Herold, H. (Hrsg.): Hot Cracking Phenomena in Welds, 2005, S. 223-244
- [80] Petzet, V., Pesch, H. J., Prikhodovsky, A., Ploshikhin, V.: *Different Optimization Models for Crack-Free Laser Welding*. In: Proceedings in Applied Mathematics and Mechanics 5, 2005, S. 756-756
- [81] Stoll, I., Martukanitz, R. P.: *Laser welding beam oscillation*. In: US Patent 6740845, 2004
- [82] Wirth, P.: *Systemtechnik für die Lasermaterialbearbeitung*. In: Einführung in die industrielle Lasermaterialbearbeitung, ROFIN-SINAR GmbH, 2002, S. 56-76

-
- [83] Milberg, J., Trautmann, A.: *Defect-free joining of zinc-coated steels by bifocal hybrid laser welding*. In: Denkena, B. (Hrsg.): *Production Engineering 3*, Springer Verlag, 2009, S. 9-15
- [84] Rath, W.: *Laser hoher Strahlqualität: Technik und Anwendung*. In: 5. Laser-Anwenderforum, Bremen, 2006, S. 153-158
- [85] TRUMPF Laser GmbH + Co. KG: *Laser: Jede Aufgabe perfekt lösen*. In: Produktbroschüre zu Laserstrahlanlagen für die Materialbearbeitung, 2011
- [86] HIGHYAG Lasertechnologie GmbH: *The 3rd Dimension at the Speed of Light – Laser Processing Head RLSK*. In: Produktbroschüre zum Laserbearbeitungskopf RLSK, 2009
- [87] TRUMPF Laser GmbH + Co. KG: *Technische Daten*. In: Datenblatt zu den programmierbaren Fokussieroptiken der Reihe PFO, 2010
- [88] Elsner, C.: *Aktuelle Laseranwendungen im Powertrain bei DaimlerChrysler*. In: Vorlesungsskript „Lasertechnik“ Griebisch, J., Hochschule für Technik und Wirtschaft, Saarbrücken, 2002
- [89] TRUMPF Laser GmbH + Co. KG: *Datenblatt zu: variable Bifokaloptik D70*. In: Datenblatt zu den programmierbaren Fokussieroptiken der Reihe PFO, 2000
- [90] TRUMPF Laser GmbH + Co. KG: *Focused on the Machining Process - Laser Tools*. In: Produktbroschüre zu Laserstrahloptiken für die Materialbearbeitung, 2003
- [91] Fraunhofer-Institut für Lasertechnik ILT: *Wärmebehandlung mit Laserstrahlung*. In: Prospekt zur Lasermaterialbearbeitung im Bereich der Wärmebehandlung, 2009
- [92] Rosen, C.-J., Gumenyuk, A., Zhao, H., Dilthey, U.: *Influence of local heat treatment on residual stresses in electron beam welding*. In: *Science and Technology of Welding and Joining* 12, 2007, S. 614-619
- [93] Zhao, H., Wang, X., Wang, X., Lei, Y.: *Reduction of residual stress and deformation in electron beam welding by using multiple beam technique*. In: *Frontiers of Materials Science in China* 2, 2008, S. 67-71
- [94] Radaj, D.: *Fachbuchreihe Schweißtechnik*. Band 141: *Schweißprozesssimulation: Grundlagen und Anwendungen*. DVS-Verlag, Düsseldorf, 1999
- [95] Richter, F.: *Stahleisen-Sonderberichte*. Bd. 10: *Physikalische Eigenschaften von Stählen und ihre Temperaturabhängigkeit - Polynome und graphische Darstellungen*. Verlag Stahleisen mbH, Düsseldorf, 1983
- [96] ThyssenKrupp Stahl: *ThyssenKrupp Stahl S355J2+N Werkstoffblatt*. Februar 2010
- [97] ThyssenKrupp NIROSTA: *ThyssenKrupp NIROSTA H400 Werkstoffblatt*. März 2004
- [98] ThyssenKrupp Stahl: *ThyssenKrupp Stahl Werkstoffdatenblätter - Werkstoffdatenblatt 215*. Dezember 2005

- [99] Seyffarth, P., Meyer, B., Scharff, A.: *Fachbuchreihe Schweißtechnik: Großer Atlas Schweiß-ZTU-Schaubilder*. DVS-Verlag, Düsseldorf, 1992
- [100] Richter, F.: *Stahleisen-Sonderberichte*. Bd. 8: *Die wichtigsten physikalischen Eigenschaften von 52 Eisenwerkstoffen*. Verlag Stahleisen mbH, Düsseldorf, 1973
- [101] DIN Deutsches Institut für Normung e.V.: *DIN EN 10025-2: Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen Teil 2: Technische Lieferbedingungen für unlegierte Baustähle*. April 2005
- [102] CASTOLIN GmbH: *Hochlegierte Eisenwerkstoffe und Nickellegierungen - Produkt- und Anwendungsinformation*. Kriffel, Dezember 2003
- [103] Schuster, J.: *Fachbuchreihe Schweißtechnik: Schweißen von Eisen-, Stahl- und Nickelwerkstoffen - Leitfaden für die schweißmetallurgische Praxis*. DVS-Verlag, Düsseldorf, 2009
- [104] Szepan, F., Labudde, T., Bleck, W.: *ERICHSEN LASER BULGE ANALYSER: Best Practice zwischen Forschung und Industrie*. Vortrag bei „Innovation in Metall – am Zentrum Metallische Bauweisen der RWTH Aachen trifft Wirtschaft Wissenschaft“ am 20. August 2007 in der IHK Düsseldorf
- [105] DIN Deutsches Institut für Normung e.V.: *DIN EN 10111: Kontinuierlich warmgewalztes Band und Blech aus weichen Stählen zum Kaltumformen – Technische Lieferbedingungen*. Juni 2008
- [106] Produktinformation: *Die 3. Dimension, mit Lichtgeschwindigkeit – Laserbearbeitungskopf RLSK*. In: *Laserbearbeitungsköpfe – Laserbearbeitungskopf RLSK*, <http://www.highyag.de/v2/84-0-laserbearbeitungskopf-rlsk.html>, HIGHYAG Lasertechnologie GmbH, Stand 13. Dezember 2011 (abgerufen am 13. Dezember 2011)
- [107] Produktinformation: *Programmierbare Fokussieroptiken der Reihe PFO*. In: *Strahlführung – Fokussieroptiken*, <http://www.trumpf-laser.com/produkte/festkoerperlaser/strahlfuehrung/fokussieroptiken/pfo.html>, TRUMPF Laser GmbH + Co. KG, Stand 6. März 2009 (abgerufen am 13. Dezember 2011)
- [108] Dilthey, U., Ahmadian, M. A., Baghbadorani, M., Weiser, J.: *Strahlvermessungssystem zur Qualitätssicherung beim Elektronenstrahlschweißen*. In: *Schweißen und Schneiden* 44, 1992, S. 191-194
- [109] Spiess, L., Teichert, G., Schwarzer, R., Behnken, H., Genzel, C.: *Röntgenographische Spannungsanalyse*. In: Spiess, L. (Hrsg.), Teichert, G. (Hrsg.), Schwarzer, R. (Hrsg.), Behnken, H. (Hrsg.), Genzel, C. (Hrsg.): *Moderne Röntgenbeugung*, B. G. Teubner Verlag, Wiesbaden, 2005, S. 305-382

-
- [110] DIN Deutsches Institut für Normung e.V.: *DIN EN 15305: Zerstörungsfreie Prüfung – Röntgendiffraktometrisches Prüfverfahren zur Ermittlung der Eigenspannungen*. Januar 2009
- [111] Produktinformation: *Xstress 3000 G3/G3R Röntgendiffraktometer*. Stresstech GmbH
- [112] Eigemann, B., Macherauch, E.: *Röntgenographische Untersuchung von Spannungszuständen in Werkstoffen*. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 27, 1996, S. 426-437
- [113] ESI Group: *Sysweld 2006 - Werkstoffkennwertdatenbank*. 2006
- [114] Gebhardt, M. O., Quiroz, V., Gumenyuk, A., Rethmeier, M.: *Restraint effects on stresses and strains in single-run high power laser beam welding of thick plates*. In: Cerjak, H. (Hrsg.), Enzinger, N. (Hrsg.): *Mathematical Modelling of Weld Phenomena* 9, Verlag der Technischen Universität Graz, 2010, S. 1011-1033

11 Eigene Veröffentlichungen

- [1] Tölle, F.: *Formation einer steifen amorphen Phase in teilkristallinen Polymeren und deren Effekt auf Eigenschaften*. Martin-Luther-Universität Halle Wittenberg, Zentrum für Ingenieurwissenschaften, Studienarbeit, 2008
- [2] Tölle, F.: *Formänderungseigenschaften ausgewählter Stahlgüten und deren Bewertung für den Einsatz in der Automobilproduktion in den USA*. Martin-Luther-Universität Halle Wittenberg, Zentrum für Ingenieurwissenschaften sowie BMW AG, Studienarbeit, 2008
- [3] Tölle, F.: *Untersuchungen zum Aufstellen von Randbedingungen für die Auswertung von Fließseigenschaften durch den Bulgeversuch*. Martin-Luther-Universität Halle Wittenberg, Zentrum für Ingenieurwissenschaften sowie BMW AG, Diplomarbeit, 2008
- [4] Tölle, F., Gumenyuk, A., Gebhardt, M. O., Rethmeier, M.: *Post-weld residual stress mitigation by scanning of a defocused laser beam*. In: Lasers in Manufacturing 2011 - Proceedings of the Sixth International WLT Conference on Lasers in Manufacturing, Physics procedia 12, 2009, S. 410-418
- [5] Tölle, F., Gumenyuk, A., Rethmeier, M.: *Residual Stress Reduction by Beam Defocusing in Beam Welding Processes*. In: Halmøy, E. (Hrsg.): Proceedings of the 13th Conference on Laser Materials Processing in the Nordic Countries, Norwegian University of Science and Technology, Trondheim, Norwegen, 2011, S. 235-245
- [6] Tölle, F., Gumenyuk, A., Backhaus, A., Olschok, S., Rethmeier, M., Reisgen, U.: *Eigenspannungsreduzierung in Elektronen- und Laserstrahlschweißnähten mittels nachlaufender Wärmefelder durch schnelle Strahldefokussierung und -ablenkung*. In: DVS-Berichte Band 275: DVS Congress 2011 - DVS Expo und GST vom 26.-29.09.2011 in Hamburg, 2011, S. 465-471
- [7] Tölle, F., Gumenyuk, A., Backhaus, A., Olschok, S., Rethmeier, M., Reisgen, U.: *Welding residual stress reduction by scanning of a defocused beam*. In: Journal of Materials Processing Technology 212, 2012, S. 19-26
- [8] Backhaus, A., Reisgen, U., Olschok, S., Rethmeier, M., Gumenyuk, A., Tölle, F.: *Reduction of residual stresses with the electron beam*. In: DVS-Berichte Band 285: International Electron Beam Welding Conference vom 26.-30.03.2012 in Aachen, 2012, S. 128-132
- [9] Tölle, F., Gumenyuk, A., Rethmeier, M., Backhaus, A., Olschok, S., Reisgen, U.: *Mechanische Entlastung zur Eigenspannungsreduzierung in Strahlschweißnähten durch Anwendung eines defokussierten Strahls - Teil 1: Spannungsabbaumechanismus an linearen Strahlschweißnähten*. In: Schweißen und Schneiden 64, 2012, S. 332-340

- [10] Tölle, F., Gumenyuk, A., Rethmeier, M., Backhaus, A., Olschok, S., Reisgen, U.: *Mechanische Entlastung zur Eigenspannungsreduzierung in Strahlschweißnähten durch Anwendung eines defokussierten Strahls - Teil 2: Qualifizierung für komplexe Nahtgeometrien*. In: Schweißen und Schneiden 64, 2012, S. 406-411
- [11] Tölle, F., Gumenyuk, A., Rethmeier, M.: *Reduction of residual stresses in laser beam welds by means of defocused laser beams*. In: Science and Technology of Welding and Joining 17, 2012, S. 381-385

Lebenslauf

Persönliche Daten

Florian Tölle
Alt-Lankwitz 78
12247 Berlin

Geb. am 11.11.1985 in Nordhausen
ledig

Schulbildung

2004 Abitur am Wilhelm-von-Humboldt-Gymnasium in Nordhausen

Studium

10/2004-12/2008 Studium der Werkstoffwissenschaft an der Martin-Luther-Universität
Halle-Wittenberg

Berufstätigkeit

seit 04/2012 Projektleiter bei GE Energy im Bereich Power Conversion
Arbeitsgebiet: Walzwerke

04/2009–03/2012 Wissenschaftlicher Mitarbeiter in der Bundesanstalt für Materialforschung
und -prüfung (BAM) Fachgruppe 9.3 „Schweißtechnische
Fertigungsverfahren“
Arbeitsgebiet: Laserstrahlschweißen und Laserstrahlwärmebehandlung

Berlin, 10. Mai 2013