Einfluss von Konstruktion und Schweißparametern auf die Erstarrungsrissentstehung beim Laser-MSG-Hybridschweißen dickwandiger Bauteile

Experimentelle und numerische Analyse

vorgelegt von
Dipl.-Ing.
Moritz Oliver Gebhardt
aus Aachen

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. Günther Seliger
Gutachter:	Univ.-Prof. Dr.-Ing. Michael Rethmeier
Gutachter:	Univ.-Prof. Dr.-Ing. habil. Jean Pierre Bergmann

Tag der wissenschaftlichen Aussprache: 09. Oktober 2013

Berlin 2013
D 83

Gewidmet meinen Eltern

Dipl.-Ing. Monika Teppe-Gebhardt
Dipl.-Ing. Dipl.-Ing. Jürgen Gebhardt

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter an der Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM) in der heutigen Fachgruppe 9.3 Schweißtechnische Fertigungsverfahren.

Für die Übernahme der Betreuung, die Unterstützung und die immer offene Bürotür möchte ich ganz herzlich Herrn Univ.-Prof. Dr.-Ing. Michael Rethmeier danken. Herrn Univ.-Prof. Dr.-Ing. habil. Jean Pierre Bergmann danke ich für die Übernahme des Zweitgutachtens. Mein Dank für seine Bereitschaft, den Vorsitz der Prüfungskommission zu übernehmen, gilt Herrn Univ.-Prof. Dr.-Ing. Günther Seliger.

Einen ganz besonderer Dank gebührt Herrn Dr.-Ing. Andrey Gumenyuk für die fachliche Betreuung der Arbeit auf kurzem Weg, für seine hohe Bereitschaft zu Gesprächen, auch auf Kosten seiner eigenen Freizeit, seine anregenden Ideen und seine Rücksicht auf meine persönlichen Stärken und Schwächen.

Weiterhin möchte ich den Mitarbeitern der BAM für ihre Hilfe danken. Speziell die experimentellen Arbeiten wären ohne die tatkräftige Unterstützung des Teams nicht möglich gewesen. Besonders genannt, aber ohne Anspruch auf Vollständigkeit, seien hier Dipl.-Ing.(FH) Daniel Stock, Frank Köhler, Michael Richter, Marina Marten, Nikolina Stojkic und Carola Hesse-Andres M.A.. Mein Dank gilt auch den anderen Doktoranden an der BAM, vor allem für die vielen Anregungen im Gespräch und für die Hilfe bei Fragen im Randbereich meines eigenen Wissens und darüber hinaus. Speziell seien hier Dipl.-Ing. Tobias Mente, Dr.-Ing. Stephan Brauser, Dr.-Ing. Andreas Pittner und natürlich Vanessa Quiroz M.Sc. genannt.

Vielen Dank auch an die freundlichen Helfer, die diese Arbeit auf sprachliche Unzulänglichkeiten durchgesehen haben: Dipl.-Ing. Bernd Breitkreutz, Johannes Ebel, Philipp Giesen B.Sc., Dipl.-Biol. Isabel Hahne, Nicole Sauer, Dipl.-Ing. Hans Weitzel und Sabine Weitzel B.Sc..

Die Arbeiten die zu dieser Dissertation geführt haben wurden größtenteils im Rahmen des Forschungsprojektes 15917N “Laser-MSG-Hybridschweißen von dickwandigen Präzisionsrohren” der Forschungsgemeinschaft Schweißen und verwandte Verfahren e. V. des DVS über die AiF im Rahmen des Programms zur Förderung der industriellen Gemeinschaftsforschung und -entwicklung (IGF) vom Bundesministerium für Wirtschaft und Technologie aufgrund eines Beschlusses des Deutschen Bundestages gefördert. Der Forschungsbericht zu diesem Projekt [1] konnte zu großen Teilen in diese Arbeit übernommen werden. Für die Förderung sei herzlich gedankt.

Meiner Familie, meinen Freunden Bernd, Bolko und Johannes, sowie meiner Lebensgefährtin Katrin, danke ich herzlich für die immerwährende Unterstützung und den Langmut.

Düsseldorf, Oktober 2013

Zusammenfassung

Die vorliegende Dissertation beschäftigt sich mit der Erstarrungsrissbildung beim einlagigen Laser-MSG-Hybridschweißen von Bauteilen mit Wandstärken zwischen 9 mm und 14,5 mm. Der Fokus liegt dabei zum einen auf Einflüssen durch die Schweißparameter und zum anderen auf der Wirkung von mechanischer Randbedingungen. Dazu wurden experimentelle und numerische Untersuchungen durchgeführt.

Bei den Experimenten wurden Laser-MSG-Hybridschweißungen unter Verwendung eines Scheibenlasers mit 16 kW Ausgangsleistung an Rohren aus Feinkornbaustahl erstellt. Im Rahmen der statistischen Versuchsplanung wurden an Einschweißungen die Schweißparameter Schweißgeschwindigkeit, Drahtvorschubgeschwindigkeit und Laserleistung variiert und die resultierende Rissanzahl im Röntgenbild ausgewertet.

Bezüglich der konstruktiven Einflüsse wurden Schweißungen mit variierenden Steifigkeiten in Nahtquerrichtung und Nahtlängsrichtung, unterschiedlichen Vorspannkräften und an verschiedenen Werkstoffen realisiert. Der Fall der Schrumpfungsbehinderung wurde durch den Vergleich von durchgeschweißten und eingeschweißten Proben analysiert.

Anhand eines Schweißsimulationsmodells der Rohrschweißungen ließen sich die Spannungen und Dehnungen in den risskritischen Bereichen während der Schweißungen ermitteln. Dies erlaubt eine Interpretation der experimentell festgestellten Wirkungen der verschiedenen Einflussfaktoren. Zusätzlich wurde ein Modell von Laserstrahlschweißungen im IRC-Rahmen aufgebaut, mit dem ein experimenteller Fall mit sehr fester, externer Schrumpfungsbehinderung aus der Literatur näher untersucht werden konnte. Ein stark vereinfachtes Modell einer schrumpfenden Schweißnaht wurde überdies genutzt um die komplexen Reaktion sinnvoll einordnen zu können.

Abstract

This dissertation deals with solidification cracking in high-power single-run laser-GMA hybrid welding of parts with wall thicknesses between 9 mm and 14.5 mm. It focuses on the influence of process parameters on the one hand and the effect of mechanical boundaries on the other hand. Experimental and numerical examinations were conducted.

Laser-GMA hybrid welds, using a disc laser with a maximum power output of 16 kW were produced on tubes made of fine grain structural steels. The influence of the process paramters was investigated by a variation of welding velocity, wire feed speed and laser beam power within a design of experiments approach.

Varying longitudinal and transversal stiffnesses and different levels of applied pre-load and material strength were used to examine the effect of the mechanical boundary conditions on weld solidification cracking. The influence of restraint was analyzed by comparing full and partial penetration welds.

A welding simulation model granted access to the transient stresses and strains in the critical zones during welding. This allows to interprete the experimentally acquired results. A model of laser beam welding in the IRC-test provides the opportunity to analyze a case from the literature having a high exterior restraint. Simplified models of shrinking welds helped to classify the complex reactions in the welds.

Inhaltsverzeichnis

1 Einleitung **1**

2 Stand der Technik **3**
2.1 Laser-MSG-Hybridschweißen . . . 3
2.1.1 Anwendungen . . . 4
2.2 Erstarrungsrisse . . . 6
2.2.1 Phänomenologie . . . 7
2.2.1.1 Werkstoffeinfluss . . . 8
2.2.1.2 Einfluss der mechanischen Randbedingungen . . . 9
2.2.1.3 Prozessparametereinfluss bei Hochleistungsstrahlverfahren . 13
2.2.1.4 Prozessparametereinfluss beim Laser-MSG-Hybridschweißen 14
2.2.2 Die Ursache von Erstarrungsrissen . . . 15
2.2.2.1 Hypothesen auf Basis des Temperaturfeldes . . . 15
2.2.2.2 Hypothesen auf Basis kritischer Deformationen . . . 16
2.2.2.3 Hypothesen auf Basis von Bilanzgleichungen . . . 17
2.2.2.4 Hypothesen auf Basis von Spannungen . . . 19
2.2.3 Der Zeitpunkt der Erstarrungsrissentstehung . . . 20
2.3 Schweißsimulation . . . 20
2.3.1 Unterschiedliche Teilbereiche der Schweißsimulation . . . 20
2.3.2 Struktursimulation . . . 21
2.3.2.1 Werkstoffmodellierung von hochfesten Stählen . . . 22
2.3.2.2 Verfügbare Werkstoffeigenschaften für hochfeste Stähle . . . 24
2.3.2.3 Werkstoffmodellierung von Metallschmelze und mushy zone . 25
2.3.2.4 Anwendungsbeispiele zur Evaluation von Erstarrungsrissen . 28
2.4 Zusammenfassung . . . 29

3 Durchführung **31**
3.1 Werkstoffe . . . 31
3.2 Experimenteller Aufbau . . . 33
3.2.1 Lasertechnik . . . 33
3.2.2 Spann- und Zentriervorrichtungen für Rohre . . . 34
3.2.3 Messtechnik . . . 36
3.2.4 Prüfung . . . 36
3.2.5 Software . . . 38
3.3 Experimentelle Parameter . . . 38
3.3.1 Durchschweißungen . . . 39
3.3.2 Einschweißungen . . . 40
3.3.2.1 Weiterführende Untersuchungen . . . 43
3.3.2.2 Einfluss der mechanischen Randbedingungen . . . 44

3.4 Schweißsimulation . . . 45
3.4.1 Vernetzung . . . 46
3.4.2 Randbedingungen . . . 47
3.4.3 Varianten . . . 48
3.4.4 Werkstoffmodellierung . . . 48
3.4.4.1 Festkörperphasenumwandlung . . . 49
3.4.4.2 Thermo-physikalische Wekstoffparameter . . . 49
3.4.4.3 Lineare mechanische Werkstoffparameter . . . 50
3.4.4.4 Nichtlineare mechanische Werkstoffmodellierung . . . 51
3.5 Stark vereinfachtes Berechnungsmodell . . . 56

4 Ergebnisse **57**
4.1 Experimentelle Ergebnisse . . . 57
4.1.1 Durchschweißungen . . . 57
4.1.2 Einschweißungen . . . 61
4.1.2.1 Prozessparametereinfluss bei S890QL . . . 61
4.1.2.2 Prozessparametereinfluss bei S460NH . . . 66
4.1.2.3 Weiterführende Untersuchungen . . . 69
4.1.2.4 Einfluss der mechanischen Randbedingungen . . . 70
4.1.3 Risscharakterisitik . . . 71
4.2 Ergebnisse der numerischen Analyse . . . 72
4.2.1 Untersuchungen der Schweißungen im IRC-Rahmen . . . 72
4.2.1.1 Temperaturfeldabgleich . . . 72
4.2.1.2 Spannungen . . . 72
4.2.1.3 Dehnungen und Dehnraten . . . 75
4.2.2 Untersuchungen der Schweißungen an Rohren . . . 77
4.2.2.1 Temperaturfeld . . . 77
4.2.2.2 Schmelzbereich . . . 79
4.2.2.3 Standardfall . . . 83
4.2.2.4 Modell mit verringerter Lichtbogenleistung . . . 87
4.2.2.5 Modell mit erhöhter Lichtbogenleistung . . . 89
4.2.2.6 Modelle mit erhöhter Laserleistung . . . 91
4.2.2.7 Modell mit erhöhter Werkstofffestigkeit . . . 93
4.2.2.8 Durchschweißung . . . 94
4.2.3 Stark vereinfachtes Berechnungsmodell . . . 96

5 Diskussion **99**
5.1 Evaluation der Schweißsimulationsmodelle . . . 99
5.1.1 2D-Ansatz . . . 99
5.1.2 Temperaturfeldabgleich . . . 99
5.1.2.1 Berechnungen der IRC-Versuche . . . 99
5.1.2.2 Berechnungen der Rohrschweißungen . . . 100

5.1.3 Schmelzmodelle . . . 100
5.1.3.1 Berechnungen der IRC-Versuche . . . 100
5.1.3.2 Berechnungen der Rohrschweißungen . . . 101
5.1.4 Mechanisches Ergebnis . . . 101
5.1.5 Evaluation verschiedener Heißrisskriteria . . . 102
5.1.6 Vergleich der Rohrmodelle . . . 106
5.2 Mechanische Einflüsse auf die Erstarrungsrissbildung . . . 107
5.2.1 Heftereinfluss . . . 107
5.2.2 Einfluss der Schrumpfbehinderung . . . 108
5.2.2.1 Allgemein . . . 108
5.2.2.2 Einfluss der äußeren Einspannung . . . 109
5.2.2.3 Einfluss der Nahthöhe auf das Spannungsniveau . . . 110
5.2.2.4 Einfluss des Strahlschweißverfahrens . . . 112
5.2.2.5 Einfluss von Einschweißungen auf die Nahtwurzel . . . 113
5.2.2.6 Einfluss einer erhöhten Werkstofffestigkeit . . . 114
5.2.2.7 Einfluss der Einschweißung auf die Bulgingregion . . . 115
5.2.2.8 Einfluss der Rohrform . . . 116
5.2.3 Einfluss äußerer Randbedingungen, ohne Schrumpfbehinderung . . . 117
5.3 Prozessbedingte Einflüsse auf die Erstarrungsrissbildung . . . 118
5.3.1 Einfluss des Bulgings bei der Erstarrungsrissentstehung . . . 118
5.3.2 Einfluss der Lichtbogenleistung . . . 119
5.3.3 Einfluss der Laserleistung . . . 124
5.3.4 Einfluss der Schweißgeschwindigkeit . . . 125

6 Zusammenfassung **127**

Symbolverzeichnis **131**

Abbildungsverzeichnis **133**

Tabellenverzeichnis **135**

Literatur **137**

Lebenslauf **147**

Eigene Veröffentlichungen **149**

1 Einleitung

Gefügte Stahlkonstruktionen aus Halbzeugen mit Wandstärken oberhalb von 10 mm finden sich in einer Vielzahl von unterschiedlichen Industriezweigen, wie beispielsweise dem Schiffs-, Pipeline- und Kranbau. All diesen Beispielen ist gemein, dass das Fügen einen bedeutenden Einfluss auf die Wirtschaftlichkeit des Fertigteils hat. Diese wird neben der Bearbeitungszeit vor allem auch durch die Menge an Zusatzmaterial und, speziell beim Schiffbau, durch die notwendigen Richtarbeiten beeinflusst. Bei anderen Produkten, wie z. B. Hydraulikzylindern, wird der Einsatz von Fügeverfahren bei der Produktion durch die geforderten Fertigungstoleranzen (Lagertoleranz 0,08 mm) verhindert. Aufgrund der Schweißverzüge sind diese mit klassischen Verfahren nur schwer zu erreichen.

Seit einigen Jahren sind Festkörperlaserstrahlquellen verfügbar, die es erlauben, Stahlbleche mit Wandstärken über 10 mm einlagig, mit hohen Schweißgeschwindigkeiten und, aufgrund der geringen Wärmeeinbringung, verzugsarm zu schweißen. Sie können einen bedeutenden Beitrag dazu leisten, die Produktivität bei der Fertigung dickwandiger Konstruktionen zu erhöhen [2], Nacharbeiten zu minimieren [3] und das Schweißen für Wirtschaftszweige zu erschließen, bei denen es bisher nicht zum Einsatz kommt. Diese Strahlquellen sind teilweise bereits im produktiven Umfeld bei Anwendern zu finden, die schon Erfahrung mit dem Laserstrahlschweißen aufweisen, z. B. im Schiffbau [4–6].

Allerdings besteht beim Laserstrahlschweißen an Wandstärken oberhalb von 10 mm die Gefahr, dass auch bei Baustählen Erstarrungsrisse auftreten, wenn Werkstoff, Prozessparameter und mechanische Randbedingug nicht gut aufeinander abgestimmt sind [7, 8]. Dies behindert bislang die Ausbreitung der Verfahren auf andere Industriezweige. Ein weiteres Hemmnis stellen die hohen Investitionen in die Anlagentechnik dar.

Erstarrungsrisse entstehen solange sich noch Schmelze um das wachsende Dendritennetzwerk herum befindet. Der Grund für ihr Auftreten ist bislang nicht hinreichend verstanden [9–12]. Es ist jedoch bekannt, dass sie durch die komplexe Interaktion von Werkstoffchemie, Wärmeführung und mechanischen Randbedingungen beeinflusst werden [7, 13–19]. Speziell bezüglich der beiden letztgenannten Faktoren gibt es Defizite zum Verständnis ihrer Wirkung.

Untersuchungen wurden am industriellen Beispiel der Fertigung von teleskopischen Hydraulikzylindern realisiert. Teleskophydrauliken bieten den Vorteil einer kompakten Bauweise bei gleichzeitig hohen möglichen Gesamtlängen und hohen Kräften. Durch Verwendung einer Schweißkonstruktion anstelle der bislang üblichen Zerspanung sind Einsparungen sowohl in der Bearbeitungszeit, als auch im Werkstoffverbrauch möglich [2, 20]. Da es sich bei den Teleskophydrauliken um sicherheitskritische Bauteile handelt, ist die Nahtqualität und insbesondere die Freiheit von inneren Defekten notwendige Voraussetzung für eine industrielle Umsetzung. Für die experimentelle Untersuchung bieten Rohre den Vorteil, dass sie in tangentialer Richtung eine definierte Steifigkeit aufweisen. Dadurch können Versuche an Proben durchgeführt werden, die dem realen Bauteil ausgesprochen Nahe kommt. Zudem sind Rohre wirtschaftlich überaus bedeutend.

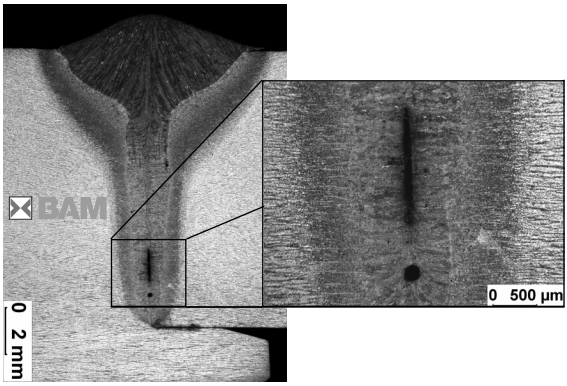


Abbildung 1.0.1 Erstarrungsriss bei einer laser-hybridgeschweißten Radialnaht am Rohr mit 205 mm Durchmesser und 11,5 mm Wandstärke [22].

Als Verfahren wurde ein Laser-MSG-Hybridverfahren mit einem modernen Scheibenlaser ausgewählt. Dieses Verfahren ist aufgrund seiner Robustheit und der verbesserten Prozessstabilität im Vergleich zum autogenen Laserstrahlschweißen von besonderer wirtschaftlicher Relevanz [2, 21]. Zudem ist gerade der Einfluss des Lichtbogens auf die Erstarrungsrissneigung bei diesem Prozess bislang nur unzureichend untersucht. Als Werkstoffe kamen hochfeste Feinkornbaustähle der Güten S460NH, S770QL und S890QL zum Einsatz.

Ausgangspunkt waren erste Versuchsschweißungen an Rohren mit einer in die Probe eingearbeiten Badstütze und nicht vollständiger Durchschweißung. Dabei wurden Erstarrungsrisse gefunden, Abbildung 1.0.1.

Das Ziel der vorliegenden Arbeit war es, zum einen die konstruktiven Einflüsse auf die Erstarrungsrissbildung zu untersuchen. Dazu gehört die Steifigkeit der äußeren Einspannung, aber auch die Festigkeit des Werkstoffs, die verwendete Wandstärke, Hefter, der Einfluss von Vorspannkräften und die Wirkung von Einschweißungen im Vergleich zu Durchschweißungen. Zum anderen sollte ermittelt werden, wie weit durch die Einstellung der Schweißparameter eine vorhandene Rissproblematik beseitigt werden kann. Die experimentellen Arbeiten wurden durch umfangreiche numerische Untersuchungen begleitet. Diese erlauben einen Zugriff auf die Spannungen und Dehnungen in der risskritischen Zone während des kritischen Temperaturintervals und ermöglichen es, den Änderungen der Schweißparameter und der mechanischen Randbedingungen eine entsprechende Reaktion gegenüberzustellen. Um dabei sinnvolle Ergebnisse zu erhalten, wurde ein neues Materialmodell für Stahl entwickelt, das gerade im Hochtemperaturbereich den Werkstoffeigenschaften deutlich mehr Rechnung trägt, als dies bisher der Fall gewesen ist.

2 Stand der Technik

2.1 Laser-MSG-Hybridschweißen

Beim Laser-MSG-Hybridschweißen wird ein Laserstrahlschweißverfahren mit einem Metallschutzgasschweißverfahren kombiniert. Das Ziel ist es, die Vorteile der beiden Verfahren zu nutzen und die jeweiligen Nachteile zu kompensieren.

Seit einiger Zeit sind moderne, diodengepumpte Festkörperlaser kommerziell erhältlich, deren aktives Medium scheiben- oder faserförmig ist. Diese Laser liefern Strahlleistungen im zweistelligen kW-Bereich in Kombination mit einer sehr guten Strahlqualität (SPP 8 mm mrad bis 11 mm mrad) bei einem, im Vergleich zu herkömmlichen Systemen (CO_2, Nd:YAG), hohen elektrischen Wirkungsgrad (25 % – 30 %) [23]. Solche Laser eignen sich für das Schweißen bei Wandstärken über 10 mm mit hohen Schweißgeschwindigkeiten der Größenordnung $2\,\mathrm{m\,min^{-1}}$. Die Vorteile des Laserstrahlschweißverfahrens, hohe Produktivität durch hohe Schweißgeschwindigkeit, niedrige Verzüge aufgrund niedriger, konzentrierter Energieeinbringung und hohe Eindringtiefe, kommen damit auch bei einlagigen Schweißungen dicker Bleche voll zum Tragen. Mit den bisher verfügbaren Strahlquellen mit geringerer Leistung oder, bei hoher Leistung, schlechter Strahlqualität, konnte dies nicht geleistet werden.

Mit den oben genannten Festkörperlasern können Blechdicken von bis zu 20 mm [23] mit Schweißgeschwindigkeiten zwischen $1{,}5\,\mathrm{m\,min^{-1}}$ und $2{,}3\,\mathrm{m\,min^{-1}}$ fehlerfrei geschweißt werden [24]. Durch die vergleichsweise hohe Schweißgeschwindigkeit sind der Energieeintrag bei gleichen Leistungen wie beim MSG-Schweißen und folglich auch die Schweißverzüge bzw. die Schweißeigenspannungen gering. Zudem ergeben sich meist nahezu parallele Flanken, sodass auch die Winkelverzüge niedrig ausfallen.

Ungünstig für die industrielle Anwendung sind zum einen die hohen Anlagenkosten zuzüglich der notwendigen Investitionen in die Lasersicherheit (nach EN-60825-1 [25]). Wesentlich problematischer ist es jedoch, dass es beim Laserstrahlschweißen Spalte nur in einem sehr engen Toleranzfeld zulässig sind. Im Dünnblechbereich kann dies häufig umgangen werden, indem Überlappstöße geschweißt werden. Diese Möglichkeit entfällt im Dickblechbereich weitestgehend. Im Ergebnis werden aufwändige und zumeist auch massive Spannkonstruktionen benötigt.

Die Kombination von Laserstrahl- und Lichtbogenschweißverfahren in einer gemeinsamen Prozesszone wurde bereits Ende der 1970er Jahre vorgeschlagen, ursprünglich mit dem Ziel die Schweißgeschwindigkeit zu erhöhen [26]. Untersuchungen zum Einfluss der Prozessparameter sind seit den 1980er Jahren bekannt, z. B. [27].

Durch den Lichtbogenprozess wird ein vergleichsweise großes Schmelzbad erzeugt, das auch größere Spalte überbrücken kann. Der Laserstrahl kann in dieses Schmelzbad einkoppeln. Durch das Hybridschweißen können daher bei einem Strahlschweißverfahren geringe Spalte toleriert werden [2, 28–30]. Experimentell konnte nachgewiesen werden, dass beim Schweißen von Baustahl in PA Position Spalte bis 0,3 mm bei 16 mm Wandstärke ohne Scanneroptik und bis 0,7 mm mit Scanneroptik [30]. Durch Verwendung der PC-Position

kann dies sogar auf bis zu 3 mm bei 15 mm Wandstärke erhöht werden [21]. Die Anforderungen an Spanntechnik und Nahtvorbereitung können also signifikant niedriger ausfallen, als beim autogenen Laserstrahlschweißen. Zudem erweitert das Laser-MSG-Hybridschweißen die Einsatzmöglichkeiten von Laserstrahlverfahren auf Bereiche, in denen ein technischer Nullspalt nicht sichergestellt werden kann [21]. Dabei kann es sich um Anwendungen handeln, die in einer schwierigen Umgebung bearbeitet werden müssen, z.B. auf Baustellen, aber auch solche, bei denen große, steife und möglicherweise bereits durch vorangegangene Schweißungen verzogene Bauteile gefügt werden müssen.

Das Verfahren ist anderen Verfahren zum Fügen dicker Wandstärken, von der wirtschaftlichen Seite her weit überlegen. Paul und Zimmermann [2] geben im Vergleich zum MAG-Tandem Einsparungen von 60 % in der Bearbeitungszeit und 70 % beim Zusatzwerkstoff an.

Ein weiterer Vorteil ist die Möglichkeit das Schweißgut ohne Leistungsverlust mithilfe des Zusatzdrahtes zu legieren [2, 28, 29]. Zudem gibt es Hinweise, dass der Lichtbogen die Defekthäufigkeit des Strahlprozesses positiv beeinflussen kann [28, 31, 32]. Es sind aber auch Fälle bekannt, bei denen Risse nur bei erhöhten Lichtbogenströmen festgestellt werden konnten [28].

2.1.1 Anwendungen

Mittlerweile ist das Laser-MSG-Hybridschweißen ein etabliertes Verfahren, das den Sprung aus den Laboren in die Serienfertigung beschritten hat. Einer der bekanntesten Anwender des Laser-MSG-Hybridverfahrens ist die in Papenburg ansässige Meyer Werft. Die Werft kann auf mittlerweile mehr als anderthalb Jahrzehnte Erfahrung beim Schweißen langer Nähte mit Laserstrahlverfahren und auf etwa ein Jahrzehnt bei der Nutzung von Laser-MSG-Hybridverfahren verweisen [4, 6, 33]. 2006 verfügte die Meyer Werft über vier CO_2-Laser einer maximalen Ausgangsleistung von jeweils 12 kW [34]. 2009 wurde ein neues Laserzentrum in der Werft eingeweiht, in dem Laser mit einer Gesamtleistung von 104 kW installiert sind. Zum Einsatz kommen dabei CO_2-Laser mit jeweils maximal 12 kW für die Produktion von Stumpf- und Kehlnähten und Scheibenlaser mit jeweils maximal 10 kW Ausgangsleistung für die Produktion von Stumpfstößen. Dabei können einzelne Nähte Längen von bis zu 30 m erreichen [6]. Aber auch andere europäische Werften setzen schon länger Laserstrahlverfahren ein [5, 34]. Bei der italienischen Werft Fincantieri werden heute Y-Nähte mit einer Wandstärke von 20 mm mit einem 10 kW-Faserlaser laser-hybridgeschweißt und mit einem am selben Bearbeitungskopf befindlichen MAG-Tandembrenner aufgefüllt [5]. Der europäische Schiffbau profitiert aufgrund der geringen Margen besonders davon, wenn der Aufwand bei der Nacharbeit durch moderne Schweißverfahren reduziert werden kann [5, 34]. Wegen der für das Strahlschweißen zu erwartenden hohen Spalte eignen sich Hybridverfahren dabei besser als das autogene Laserstrahlschweißen [34].

Bei der Produktion von 10 mm dicken Schiffbaupanels wurde ein doppelseitiger Unterpulverschweißprozess mit einem einseitigen Laser-Hybridprozess verglichen [3]. Die Prozesskosten von $ 1,04 pro Fuß Nahtlänge beim Unterpulverschweißen konnten durch das Laser-MSG-Hybridschweißen mit $ 0,41 etwa um das 2,5-fach unterboten werden. Noch größer sind die potentiellen Einsparungen aufgrund der verringerten Nacharbeit beim Hybridschweißen, die aus dem geringeren Energieeintrag resultieren [3]. Eine Machbarkeitsstudie über

die Anwendung von Nd:YAG-Laser-MSG-Hybrid- und -tandemschweißverfahren bei der Verarbeitung von Rohren bis zu 12,7 mm (0,50 ") Wandstärke im Umfeld des Schiffbaus kam zu dem Ergebnis, dass durch den Wechsel des Verfahrens im Jahr 2006 Personalkosteneinsparung in Höhe von $ 286 000 p. a. möglich waren [35]. Die Reduktion des Zusatzwerkstoffs ergab weitere Einsparungen von $ 218 000 p. a. [35].

Bei dem amerikanischen Hersteller von Kipperfahrzeugen Edbro PLC wurde bereits vor der Jahrtausendwende eine Laseranlage zum Schweißen von Teleskophydraulikzylindern eingerichtet [36]. Mit der verwendeten automatischen 6 kW-CO_2-Laseranlage konnte sowohl die Bearbeitungszeit, als auch die Nacharbeit im Vergleich zum bislang verwendeten Reibschweißprozess stark reduziert werden. Besonders vorteilhaft ist die Flexibilität des Werkzeuges. Die Zeit für den Wechsel auf einen anderen zu bearbeitenden Durchmesser konnte durch den neuen Prozess von 2,5 h auf 15 min reduziert werden. Unklar ist die tatsächliche Höhe der verwendeten Wandstärken. Zwar wird im Bericht [36] eine Bandbreite zwischen 11 mm und 30 mm bei Außendurchmesser zwischen 46 mm und 260 mm angegeben. Von Gumenyuk und Rethmeier [37] wurde jedoch aufgrund der verfügbaren Laserleistung abgeschätzt, dass höchstens 8 mm tatsächlich geschweißt werden. Der Rest kann dann durch MSG-autogen- oder Laser-MSG-Hybridschweißen aufgefüllt werden.

Eine ähnliche Laseranlage wurde für die Qualifizierung eines Laserstrahlschweißprozesses bei der Herstellung von Radialnähten in der Spiralrohrfertigung für Wärmetauscher verwendet [38]. Die Autoren schweißten niedrig gekohlte Cr-Mo und austenitische Stähle mit Wandstärken von 3,4 mm – 11,2 mm. Die notwendige Vorwärmung der Cr-Mo Stähle wurde dabei durch Passagen mit dem defokussierten Laser erzeugt. Auch hier betonen die Autoren die hohe Produktivität des Strahlprozesses, die gute resultierende Nahtqualität und in diesem Fall den Vorteil, dass keine weitere Heizeinrichtung notwendig ist. Sie geben aber zu bedenken, dass die Anschaffungskosten hoch sind und ein wirtschaftlicher Betrieb voraussetzt, dass die Laseranlage in Stillstandszeiten für weitere Aufgaben eingesetzt wird, bspw. zum Schneiden.

Das CO_2-Laser-MIG-Hybridschweißen wird schon länger zur Herstellung von Öltanks mit Wandstärken zwischen 5 mm – 8 mm aus S235JR eingesetzt [39]. An jedem Tank werden bei feststehendem Werkzeug und bewegtem Werkstück drei Radialnähte mit je 5 m Länge geschweißt.

Schon vor einiger Zeit wurde die Verwendung des Laser- und Laser-Hybridschweißens zur Produktion von Pipelines mit dem CO_2-Laser [40] untersucht. Später folgten Arbeiten zur Verwendung von Nd:YAG- [41] oder Faserlasern [42]. Die wesentliche Herausforderung bei dieser Anwendung besteht in der Durchführung eines Strahlprozesses, mit dessen spezifischen Anforderungen an die Nahtvorbereitung, im Umfeld einer Baustelle. Ein Hybridprozess ist dabei die einzige Möglichkeit, die zu erwartenden Spalte und Kantenversätze sicher mit dem Laser zu bearbeiten. Die Anlage muss mobil sein und auch bei eingeschränkter Versorgung mit Energie (< 160 kW) und schlechter Zugänglichkeit der Nahtstelle eingesetzt werden können [42], d. h. der Strahl muss bis zu 30 m von der Strahlquelle zur Bearbeitungsstelle transportiert werden können. Da die Strahlung der modernen Festkörperlaser fasergängig ist und die Strahlquellen den herkömmlichen CO_2- und Nd:YAG-Lasern bezüglich Wirkungsgrad und Kompaktheit überlegen sind, sind sie prädestiniert für diese Art der Anwendung [42].

Sollen die Radialnähte der Pipelines mit dem Hybridprozess geschweißt werden [30, 42–45], so muss der Prozess um das Rohr gedreht werden, da bei Pipelines aufgrund ihrer Gesamtlänge und -gewicht eine Lageänderung unmöglich durchzuführen ist. Der Prozess muss also während der Bearbeitung an sich verändernde Schweißpositionen angepasst werden [30]. Erste, ermutigende Ergebnisse für einlagige Nähte wurden von Gook u. a. [30, 45] durchgeführt. Die Autoren schweißten kurze, 16 mm dicke 36 "-Pipelinesegmente (914,4 mm) aus X65 unter Nutzung eines Faserlasers YLR-20000 mit 20 kW maximaler Ausgangsleistung in zwei halborbitalen Prozessen. Dabei konnte eine akzeptable Nahtqualität erzielt werden. Vorteilhaft wirkte sich der Einsatz einer Scanneroptik aus. Allerdings konnte dabei im unteren Bereich noch nicht auf eine innenliegende Wurzelschutzgasdüse verzichtet werden, die der geforderten einseitigen Zugänglichkeit [42] für diesen Anwendungsfall widerspricht. Auch die mechanischen Kennwerte konnten noch nicht akzeptabel eingestellt werden [30].

Butthoff u. a. [46] ermittelten bei einer ähnlichen Versuchsreihe Schweißparameter, die in einem vollorbitalen Prozess nicht an die Position angepasst werden müssen. Dabei wurde ein Faserlaser-MIG-Hybridverfahren verwendet, bei dem der Laser über eine maximale Ausgangsleistung von 4,5 kW verfügte. Die Nähte wurden dabei in Mehrlagentechnik ausgeführt.

Während die Arbeiten zur vorliegenden Dissertation durchgeführt wurden, entstand beim Kipperfahrzeughersteller F. X. Meiller eine voll automatisierte Fertigungslinie zum Schweißen von Hydraulikzylindern [2, 20]. Aufgrund der hohen Anforderungen an die Lagetoleranzen (Achsversatz < 0,08 mm [20]) ist bei dieser Anwendung nur ein Minimum an Verzug zulässig. Die Hydrauliken werden im Einsatz mit einem Arbeitsdruck von bis zu 27,5 MPa beaufschlagt und unterliegen zudem Belastung durch Biegung und Zug [2]. Die daraus resultierenden, hohen Anforderungen an die Nahtgüte konnten nur mit einem Laser-MSG-Hybridprozess anstelle des ursprünglich favorisierten Laserstrahlschweißverfahrens erzielt werden [2].

An Blechen wurden bereits einlagige Stumpfstöße mit Wandstärken bis zu 20 mm fehlerfrei mit einem Faserlaser [45] verschweißt. Ausstehend ist prinzipiell, ob die Ergebnisse vom Blech direkt auf dickwandige Rohre mit kleinem Durchmesser, also sehr hohen Radialsteifigkeiten, übertragen werden können. Die genannten Beispiele an Rohren, abgesehen von [2, 20], wurden bei deutlich anderen Verhältnissen von Wandstärke zu Außendurchmesser oder mehrlagig ausgeführt, so dass die Ergebnisse nicht auf das einlagige Schweißen von Hydraulikzylindern mit einem Festkörperlaser-MSG-Hybridprozess übertragen werden können.

2.2 Erstarrungsrisse

Der Begriff Heißriss bezeichnet drei unterschiedliche Rissphänomene beim Schmelzschweißen oder Gießen, denen eine Entstehungstemperatur oberhalb von 0,5 T_m[1] gemein ist [9]. Sie entstehen in zeitlicher und örtlicher Nähe zur Prozessdurchführung [14]. Es wird zwischen Erstarrungsrissen, Wiederaufschmelzrissen und Rissen infolge eines Duktilitätsabfalles, auch im Deutschen als Ductility Dip Cracks (DDC) bekannt, unterschieden. Im Gegensatz zu Heißrissen entstehen Kaltrisse erst bei Temperaturen unterhalb von 200 °C, teilweise auch erst bei Raumtemperatur.

[1] T_m : Schmelztemperatur in K

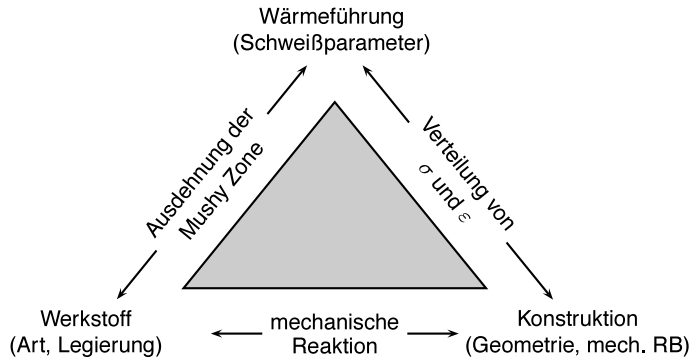


Abbildung 2.2.1 Komplexe Wechselwirkung der Einflüsse auf die Erstarrungsrissbildung beim Schmelzschweißen, in Anlehnung an Cross [14].

Erstarrungsrisse entstehen beim Schmelzschweißen oder Gießen während des letzten Stadiums der Erstarrung aus der schmelzflüssigen Phase, wobei sich noch flüssige Reste auf dem wachsenden Dendritennetzwerk befinden. Wiederaufschmelzrisse entstehen in lokalen Zonen mit niedrig schmelzenden Seigerungen, die infolge einer benachbarten Wärmeeinwirkung aufgeschmolzen werden. Ungeachtet einer Vielzahl an Publikationen sind die Mechanismen der Entstehung von Erstarrungs- und Wiederaufschmelzrissen bis heute weitgehend unverstanden [9–12]. Die DDCs werden im Normalfall ebenfalls zu den Heißrissen gezählt. Diese Risse stehen aber nicht in Verbindung mit schmelzflüssigen Phasen, sondern sind auf Korngrenzengleiten zurückzuführen [47].

Von den drei Heißrisstypen ist in der vorliegenden Arbeit nur der Erstarrungsriss relevant. Dies ist auch die Heißrissart, die üblicherweise gemeint ist, wenn von Heißrissen ohne weitergehende Spezifizierung gesprochen wird. Im Folgenden werden daher die Begriffe Heißriss und Erstarrungsriss Synonym verwendet. Die folgenden Ausführungen gelten daher auch streng genommen nur für Erstarrungsrisse, wobei einiges auf Wiederaufschmelzrisse übertragen werden kann. DDCs hingegen stellen ein separates Problem dar.

2.2.1 Phänomenologie

Es ist schon lange bekannt, dass Erstarrungsrisse durch ein komplexes Wechselspiel von Werkstoff, mechanischen Randbedingungen und Wärmeführung beeinflusst werden [14, 48]. Die Abbildung 2.2.1 fasst dies in Anlehnung an [14] zusammen: Werkstoff und Wärmeführung bestimmen zusammen Ausdehnung und Geometrie der mushy zone, und wirken sich zudem auf die Bildung und Verteilung von Seigerungen aus [8]. Andererseits legt der Werkstoff zusammen mit der Geometrie und den mechanischen Randbedingungen, der Konstruktion, die mechanischen Eigenschaften, also z. B. die Steifigkeit, eines Werkstücks fest. Letztlich bestimmt die Wärmeführung die Verteilung der thermischen Dehnungen. Die Behinderung der freien Ausdehnung durch die konstruktive Auslegung führt dann zu der Erzeugung von mechanischen Spannungen und Dehnungen.

2.2.1.1 Werkstoffeinfluss

Der Einfluss der Legierungselemente im Kontext der Heißrissproblematik ist gut untersucht [13, 16, 48, 49]. So ist bekannt, dass vor allem Legierungselemente, die niedrig schmelzende Eutektika bilden, die Rissgefahr erhöhen. Von mehreren Autoren wird im Zusammenhang mit Eisenwerkstoffen vor allem S [16, 48, 50–53] genannt, der mit Fe ein Eutektikum bildet, das im isothermen Zustandsschaublid erst bei 988 °C [14] erstarrt. Hingegen vermindert die Beigabe von Mn die Heißrissgefahr, mutmaßlich durch die Abbindung von S durch die Bildung von höherschmelzenden Mangansulfiden [13]. Weitere Elemente, die durch die Bildung niedrig schmelzender Phasen die Heißrissgefahr erhöhen, sind vor allem P [13, 16, 50–52, 54], aber auch Si, N, Ti, Nb, Sn, As und Cu. Allerdings ist die Entstehung von konzentrierten Seigerungen an den Korngrenzen bei Schweißungen bis heute nur unzureichend verstanden [55].

Auch die Erstarrungsstruktur wirkt sich auf das Versagen der Nähte aus. So ist bekannt, dass austenitische Stähle, die primärferritisch erstarren, weniger zu Rissen neigen, als Stähle, bei denen die Erstarrung primäraustenitisch erfolgt. Schon früh wurden unterschiedliche Vermutungen darüber angestellt, warum sich dieser Effekt zeigt [48]. Eine These lautet, dass die erhöhte Löslichkeit von Ferrit für erstarrungsrissfördernde Elemente (S, P, Si, Nb) sich positiv auswirkt [52]. Diese werden in das Gitter eingebaut und stehen dann nicht mehr zur Bildung niedrig schmelzender Eutektika bereit. Von mehren Autoren wird berichtet, dass bereits geringe Ferritgehalte von etwa 3 % – 12 % [54, 56–60] die Rissneigung herabsetzen können. Da höhere Gehalte von C die Bildung von Austenit unterstützen, ist zur Vermeidung von Erstarrungsrissen ein C-Gehalt unterhalb von 0,1 Gew.-% [13] erstrebenswert. Andererseits kann Austenit auch durch die Beeinflussung der Erstarrungsgeschwindigkeit stabilisiert werden [61].

Eine weitere Möglichkeit die Erstarrungsrissgefahr zu vermindern, ist die Verfeinerung der Kornstruktur durch Beigabe von Kornfeinern, oder die Modifikation des Lichtbogens beim Schutzgasschweißen [60, 62–64]. Abgesehen von der Kornverfeinerung kann so auch eine globular dendritische Struktur erzeugt werden. Von Kou [60] wird vermutet, dass sich feinkörniges, globular dendritisches Material zum einen besser an die Belastungen anpassen kann und sich dadurch duktiler verhält. Zum anderen können beginnende Risse besser durch nachfließende Schmelze geheilt werden. Als dritten Punkt führt er an, dass die Gesamtkorngrenzengrößen mit der Kornfeinung zunehmen und niedrigschmelzende Seigerungen dadurch weniger konzentriert werden. Cross u. a. [12] nehmen an, dass die Rate der Verschiebungen zwischen den Körnern durch die Kornfeinung gleichmäßig auf mehrere Korngrenzen verteilt wird.

Die Gefügeausbildung wird auch durch die Schweißgeschwindigkeit und die aufgebrachte Leistung beeinflusst [8]. Wird langsam und mit geringer Wärmeeinbringung geschweißt, so ergibt sich ein elliptisches Schmelzbad und die Dendriten können dem Temperaturgradienten, der in der Schweißnahtmitte in Richtung der Wärmequelle zeigt, gut folgen. Eine Erhöhung der Schweißgeschwindigkeit und der Wärmeeinbringung führt dazu, dass das Schmelzbad tränenförmig entartet. Idealisiert folgt der Temperaturgradient in der Mitte dann nicht mehr dem Schmelzbad, sondern weist eine Unstetigkeit auf. Als Folge stoßen die Körner in

der Schweißnahtmitte stumpf aufeinander. Die “Mittelrippe” entsteht [8]. Vor der Erstarrungsfront sammeln sich dann Verunreinigungen, die heißrissfördernd sind.

In den 1990er Jahren wurden vor allem im Schiffbau einige Untersuchungen zur Risssicherheit laserstrahlgeschweißter Bauteile durchgeführt. Der Germanische Lloyd veröffentlichte 1998 eine Richtlinie zur Zulassung von CO_2-Laserstrahlschweißungen [49]. In dieser werden Stähle vorgestellt, die sich gut für das Schweißen mit dem CO_2-Laser eignen. Die Grenzwerte der chemischen Zusammensetzung sind dabei recht rigide. Für Stähle außerhalb dieser Grenzen muss die Schweißbarkeit nachgewiesen werden [49]. Zwar ist fraglich, ob die Ergebnisse vom CO_2-Laser direkt auf Anwendungen mit Festkörperlasern übertragen werden können, jedoch handelt es sich hier um das einzige bekannte Regelwerk zum Thema Laserstrahlschweißen von Feinkornstählen, bei dem explizit auf den Werkstoff eingegangen wird. Für die heißrissfördernden Elemente gelten die folgenden Grenzwerte: 0,12 % für C, 0,01 % für P und 0,005 % für S. Si sollte sich im Bereich von 0,10 % – 0,50 % befinden. Für das Laser-Hybridschweißen existiert eine ähnliche Richtlinie von Det Norske Veritas aus dem Jahr 2006 [65]. In dieser Richtlinie wird auf das Spezifizieren der Werkstoffe verzichtet, da Stumpfstöße und Kehlnähte an handelsüblichen Schiffbaustählen mit Wandstärken zwischen 4 mm und (mehrlagig) 30 mm in akzeptabler Qualität geschweißt werden konnten. Auch die Richtlinie der Nippon Kaiji Kyokai für Laserstrahl-Lichtbogen-Hybridschweißen [66] nennt keine Grenzwerte für die chemische Zusammensetzung, sondern wird lediglich auf gewalzte Schiffbaustähle für das Laserstrahl-Lichtbogen-Hybridschweißen beschränkt.

2.2.1.2 Einfluss der mechanischen Randbedingungen

Im Vergleich zum Einfluss von Erstarrungsstruktur, Legierungselementen und Verunreinigungen gibt es zurzeit Defizite beim Verständnis der Wirkung von Konstruktion und Wärmeführung, soweit die mechanische Seite betroffen ist.

Ohne dezidierte Angabe von Gründen sind einige Autoren der Ansicht, dass die Verminderung der Steifigkeit der umgebenden Konstruktion geeignet ist, die Heißrissbildung zu vermindern [z. B. 60, 67–69]. Diese Vorstellung schlägt sich auch in einer Vielzahl selbstbeanspruchter Heißrisstests nieder, bei denen zumeist bewusst eine besonders steife Probe verwendet wird. Als Beispiel seien hier der Houldcrofttest [70] genannt, bei dem die Steifigkeit der Probe quer zur Nahtrichtung durch entlang der Naht länger werdende Schlitze abnimmt, aber auch der Circular-Groove und der Circular-Patch Test, die entwickelt wurden, um möglichst hohe Einspannungen zu erzeugen [71]. Cross und Böllinghaus [72] geben an, dass es der gängigen Meinung entspräche, dass feste Einspannungen zu Heißrissen führen würden. Sie sind der Ansicht, dass diese Vermutung zumindest teilweise daher rührt, dass die gut untersuchten und verstandenen Kaltrisse bei steigender Steifigkeit begünstigt werden und hier eine Analogie gezogen wurde.

Von Cross, Kannengiesser und Böllinghaus [17–19, 72] wurden einige Arbeiten durchgeführt, bei denen der Einfluss der Einspannung auf die Erstarrungsrissbildung bei WIG-Schweißungen an dünnen Blechen (2 mm – 4 mm) untersucht wurde. In allen diesen Untersuchungen wurde festgestellt, dass unter den verwendeten Bedingungen eine feste Einspannung die Heißrissbildung verhindern oder unterdrücken kann. In den Arbeiten wird das Konzept des Einspanngrades verwendet.

Der Einspanngrad quer zur Schweißrichtung, R_{Fy}, ist ein Maß für die Schrumpfbehinderung in Schweißkonstruktionen. Er ist definiert als Quotient der auf die Schweißnahtlänge l_w bezogenen Reaktionskraft $f_y = F_y/l_w$ und der Schrumpfung in Querrichtung $2\triangle y$ [73]:

$$R_{Fy} = \frac{f_y}{\Delta y_{ges.}} = \frac{F_y}{l_w 2\triangle y} = \frac{c_{ers.ges}}{l_w}, \tag{2.2.1}$$

wobei Formel 2.2.1 nur für symmetrische Schweißnähte gilt. Entsprechend dieser Definition kann der Einspanngrad auf die Federsteifigkeiten c_{ers} der beteiligten Bauteile zurückgeführt werden. Der Gesamteinspanngrad lässt sich entsprechend der Vorschriften zur seriellen Addition von Federsteifigkeiten aus den Steifigkeiten von umgebender Konstruktion, Blechkonfiguration und Nahtvorbereitung bilden [15]:

$$R_{Fy.ges} = \left(\sum_n \frac{1}{R_{Fy.n}} \right)^{-1} = \frac{1}{l_w} \left(\sum_n \frac{1}{c_{ers.n}} \right)^{-1}. \tag{2.2.2}$$

Der Einspanngrad des Blechs lässt sich bei symmetrischen Stumpfstößen nach Satoh [74] aus dem Elastizitätsmodul E, der Blechdicke h und der Einspannlänge L berechnen:

$$R_{Fy.Blech} = \frac{E\,h}{L}. \tag{2.2.3}$$

Cross und Böllinghaus [72] erstellten einlagige WIG-Schweißungen an 4 mm dicken Blechen der Aluminiumlegierung 6060. Die Versuche wurden in einem dünnwandigen Rahmen durchgeführt, bei dem der Einspanngrad durch Variation der Rahmenhöhe eingestellt werden kann. Die verwendeten Einspanngrade lagen bei recht geringen Werten von 0,004 kN/(mm · mm), 0,025 kN/(mm · mm) und 0,350 kN/(mm · mm). Zusätzlich wurden die Proben vorgespannt. Nach der Schweißung wurde die Länge der Risse ermittelt. Bei dem geringsten verwendeten Einspanngrad wurden an allen Proben Risse festgestellt. Der mittlere Einspanngrad riss nur bei der Probe, die mit der geringsten Vorspannkraft verspannt war. Alle beim höchsten verwendeten Einspanngrad geschweißten Proben blieben rissfrei. Die Autoren konstatieren, dass ein hoher Einspanngrad mit Vorspannung die Heißrissentstehung zu verhindern scheint ("High levels of restraint intensity and pre-load appear to inhibit hot crack initiation [...]" [72]).

Kannengiesser u. a. [17] und Kannengiesser und Kromm [19] untersuchten Schweißungen im selbstbeanspruchten, vollständig instrumentierten **I**nstrumented **R**estraint **C**racking (IRC) Test. Der von Hoffmeister [73] als Kaltrisstest entwickelte IRC-Test besteht im wesentlichen aus einem sehr steifen Rahmen, bei dem die Proben in Einspannklauen befestigt werden. Durch Austausch der Distanzscheiben kann die Einspannlänge verändert, und somit die Steifigkeit der Konstruktion variiert werden. Dadurch können Schweißungen unter realistischen Einspannbedingungen simuliert werden. Die Steifigkeit des IRC-Rahmens wurde von Neuhaus [75] experimentell bestimmt und mit $c_{ers.IRC} = 2277\,\mathrm{kN\,mm^{-1}}$ angegeben.

Kannengeniesser u. a. [17] schweißten mit einem WIG-Verfahren Stumpfstöße aus Aluminium der heißrissempfindlichen Legierung 6082 mit einer Blechdicke von 12 mm, die an der

Naht auf 3 mm abgefräst wurden. Die Schweißungen wurden frei schrumpfend und im IRC Rahmen eingespannt bei einer Einspannlänge von 300 mm als einlagige Stumpfstöße ausgeführt. Bei den eingespannten Proben ergab sich ein Einspanngrad von 1,64 kN/(mm · mm). Sie konnten rissfrei geschweißt werden. Hingegen zeigte sich in der frei schrumpfenden Probe ein Riss von 76 mm Länge. Die Autoren [17] nehmen an, dass die Einspannung die Zufuhr von festem Werkstoff in Richtung der Naht verursacht und so die flüssigen Filme entlastet ("Solid Feeding").

Dieses Ergebnis konnte von Kannengießer und Kromm [19] bestätigt werden. Hier wurden ebenfalls einlagige Stumpfstöße im IRC-Rahmen WIG-geschweißt. Verwendet wurden 10 mm dicke Bleche aus Aluminium der Legierung 6083, die im Bereich der Naht auf 2 mm abgearbeitet wurden. Die Bandbreite der verwendbaren Einspanngrade lies sich erweitern, indem eine Federkonstruktion bei einigen Versuchen an einer Seite angebracht wurde. Insgesamt konnten so Einspanngrade von 1,91 kN/(mm · mm), 1,13 kN/(mm · mm), 0,96 kN/(mm · mm), 0,54 kN/(mm · mm) und 0,23 kN/(mm · mm) realisiert werden. Die Länge der entstehenden Heißrisse konnte durch eine Erhöhung des Einspanngrades verringert werden. Bei dem höchsten verwendeten Einspanngrad entstand kein Riss mehr.

Ebenfalls im IRC-Rahmen wurden Untersuchungen zur Heißrissentstehung bei Laserstrahlschweißungen von Quiroz u. a. [76] durchgeführt. Die Autoren schweißten 15 mm dicke Stumpfstöße aus dem hochfesten Feinkornbaustahl S690QL mit einem Faserlaser YLR 20000. Der Werkstoff wies einen S-Gehalt von 0,001 Gew.-% und einen P-Anteil von 0,012 Gew.-% auf und ist damit als nicht heißrissgefährdet einzustufen. Bei den Versuchen wurde eine Laserleistung von 17 kW und eine Schweißgeschwindigkeit von 2 m min^{-1} verwendet. Die Experimente wurden frei schrumpfend und unter Einspanngraden von 7,2 kN/(mm · mm), 9,2 kN/(mm · mm) und 12,7 kN/(mm · mm) durchgeführt. Die geschweißten Proben wurden durch eine Durchstrahlungsprüfung geprüft und die Risse ausgezählt. Im Gegensatz zu den WIG-Schweißungen an Aluminium wurden zumeist mehrere kurze ($\leq$ 1 mm) Risse entdeckt. Bei den Schweißungen an frei schrumpfenden Proben traten in keinem Fall Risse auf, während alle Proben, die mit dem höchsten verwendeten Einspanngrad geschweißt wurden, rissbehaftet waren. Die Proben bei den mittleren Einspanngraden siedelten sich dazwischen an. Es kann festgestellt werden, dass in diesem Fall der Einspanngrad zu einer Erhöhung der Rissneigung führte.

Matsuda u. a. [51] ermittelten das gleiche Ergebnis. Die Autoren schweißten 6 mm dicke Bleche aus einem niedrig legierten Stahl mit 0,2 Gew.-% C-Gehalt mit einem CO_2-Laser, der über eine Maximalleistung von 5 kW verfügt. Die Schweißungen wurden eingespannt und frei schrumpfend geschweißt. Dabei wurden die Bleche nicht vollständig durchgeschweißt. Die eingespannten Schweißungen zeigten deutlich höhere akkumulierte Risslängen, als die frei schrumpfenden Proben.

Shibahara u. a. [77] untersuchten WIG-Schweißungen an 7 mm dicken Rohren mit einem Außendurchmesser von 55 mm, die eine V-Nahtvorbereitung mit einem 1,5 mm Steg aufwiesen. Die Rohre wurden bei Rohrlängen von 25 mm – 590 mm je Seite eingespannt. Alle Rohre wiesen einen Riss im Bereich des Schweißbeginns / -endes auf, der jedoch mit zunehmender Rohrlänge, also sinkender Steifigkeit, geringer wurde. Das kürzeste Rohr wies zusätzlich kurze, über den gesamten Querschnitt verteilte Risse auf. Aus dem Aufsatz gehen

weder der Werkstoff, noch die Steifigkeit der umgebenden Konstruktion hervor, sodass ein direkter Vergleich mit den oben besprochenen Arbeiten nicht möglich ist.

Zusammenfassend konnte sowohl der Fall festgestellt werden, dass eine feste Einspannung Heißrisse begünstigt, als auch, dass Heißrisse gehemmt werden. Zudem wurde nachgewiesen, dass Heißrisse durch eine ungünstige Auslegung der umgebenden Konstruktion provoziert werden können, auch wenn aus sonstigen Gründen keine erhöhte Heißrissgefahr besteht. Unbekannt ist der dabei wirkende Mechanismus.

Ein weiteres Thema, das die mechanische Seite einer Schweißkonstruktion berührt, betrifft die Nutzung und Ausführung von Heftnähten. Kannengießer und Cross [18] schweißten 10 mm dicke Aluminiumbleche der Legierung 6083 mit einem WIG-Verfahren als Stumpfstoß. Die Wandstärke des Nahtbereichs betrug nur 2 mm. Die Schweißungen wurden bei drei verschiedenen Heftungen erstellt. Im ersten Fall kamen ungeheftete Bleche zum Einsatz. In den anderen beiden Fällen wurden An- und Auslaufbleche an den Probestücken befestigt. In einem Fall wurde dazu ein zentraler, in der Mitte der Naht liegender, Hefter verwendet. Im anderen Fall setzten die Autoren die Hefter seitlich an die An- und Auslaufbleche. Während der Schweißungen wurden am Anfang und am Ende der Nähte, jeweils 20 mm von den Rändern entfernt, Messungen der Querverschiebung durchgeführt. Bei allen Konfigurationen konnten Risse festgestellt werden. Deren Länge ließ sich durch die Wahl der Hefter beeinflussen. Die geringsten Risslängen wiesen die Proben mit der Platzierung der Hefter an den Ecken der An- / Auslaufbleche wiesen. Die Proben mit zentral positionierten Heftern verfügten über die höchste Risslänge. Die Autoren führen die Wirkung des Zentralhefters darauf zurück, dass eine unsymmetrische Einspannung entsteht, wenn der erste Hefter durch Überschweißen gelöst wurde, da der hintere Hefter weiterhin bestehen blieb. Dadurch wird ein Moment erzeugt, das die Blechkanten am Beginn der Naht auseinanderdrückt (die Autoren sprechen von “lever effect”).

Auch andere Autoren stellten fest, dass es beim Überschweißen von Heftern zu einem ruckartigen Auseinanderbewegen der Nahtseiten kommt [78, 79].

Ein weiterer Fall mit Bezug zur konstruktiven Auslegung einer Schweißkonstruktion, betrifft Untersuchungen zum Einfluss des Abstandes vom Prozess zu freien Kanten. Bergmann und Hilbinger [80] berichten, dass bei Laserstrahlschweißungen an dünnen Aluminiumblechen Risse in den Fällen gefunden wurden, in denen in Blechrandlage geschweißt wurde. Diese konnten verhindert werden, wenn die freie Seite eingespannt oder weiter von der Kante entfernt geschweißt wurde. Die Autoren führen dies mithilfe numerischer Schweißsimulation darauf zurück, dass beim Schweißen nahe einer freien Kante die auftretenden Druckspannungen vor dem Schmelzbad dazu führen, dass die Kante zur Seite gedrückt wird. Dies belastet im weiteren Verlauf die Naht hinter dem Schmelzbad. Bei weiter im Werkstoff durchgeführten Schweißungen sorgt das im Gleichgewicht stehende Material selbst dafür, dass die Verschiebungen klein bleiben. Werden die Kanten gelagert, übernimmt das Lager diese Aufgabe.

2.2.1.3 Prozessparametereinfluss bei Hochleistungsstrahlverfahren

Eine Untersuchung des Einflusses von Schweißgeschwindigkeit $\left(0{,}25\,\mathrm{m\,min^{-1}} - 3\,\mathrm{m\,min^{-1}}\right)$, Fokuslage (Objektdistanz / Fokuslänge = 0,78 – 1,40) und Schweißposition (PA, PC, PF, PG) auf die Heißrissbildung beim Elektronenstrahlschweißen eines Stahls mit niedrigen Kohlenstoffgehalt (SM 50) wurde von Tsukamoto u. a. [81] durchgeführt. Die Leistung lag konstant bei 10 kW, bei einer Beschleunigungsspannung von 50 kV und einem Strahlstrom von 200 mA. Bei den Versuchen wurde das Erstarrungsprofil durch die Messung der Verteilung des Ni in der Naht ermittelt, welches mit einem Zusatzdraht zugeführt wurde. Hierbei konnte festgestellt werden, dass abhängig von Schweißgeschwindigkeit und Fokuslage die Naht Zonen aufwies, die später als das darüber und darunter liegende Gebiet erstarren. Diese Zonen korrelierten zumeist mit Bereichen, in denen die Naht eine lokale Verbreiterung aufwies, sog. Bulging. In PA-Position wurden Risse bei niedrigen Schweißgeschwindigkeiten in Zusammenhang mit einer Fokuslage auf und oberhalb (Überfokussierung [82]) des Bleches gefunden. Die Risse traten in diesem Fall in den Zonen auf, die eine verzögerte Erstarrung aufwiesen. Bei höheren Schweißgeschwindigkeiten konnten diese Risse bei nur leichter Überfokussierung vermieden werden. Bei sehr hoher Über- oder Unterfokussierung wurden dagegen auch bei Schweißgeschwindigkeiten mit mehreren $1\,\mathrm{m\,min^{-1}}$ wieder Risse gefunden. In diesen Fällen kippte die Schmelzbadform von steilen, nahezu parallelen Flanken in eine Form mit deutlichen Schrägen, die einer Lichtbogenschweißung ähnelt. Bei Schweißgeschwindigkeiten von $0{,}5\,\mathrm{m\,min^{-1}} - 1\,\mathrm{m\,min^{-1}}$ wurden, unabhängig von der Fokuslage, keine Risse gefunden. Die Autoren konstatieren, dass unterschiedliche Gründe für die Erstarrungsrissbildung bei hohen und niedrigen Schweißgeschwindigkeiten vorliegen. Bei niedrigen Schweißgeschwindigkeiten ist der Grund die lokale Verzögerung der Erstarrung und dass diese Verzögerung mit der Leistungsverteilung im Strahl korreliert [81].

Matsuda u. a. [51] unterscheiden in ihrer Arbeit zum CO_2-Laserstrahlschweißen eines Vergütungsstahls (JIS SNCM 420) die Nahtgeometrien in weinglasförmig und brunnenförmig. Der weinglasförmige Typ weist einen breiten Bereich am oberen Ende der Naht auf und ist tiefer im Werkstoff schmal. Brunnenförmige Nähte weisen dagegen über die gesamte Nahttiefe in etwa dieselbe Breite auf. In ihren Untersuchungen ergaben sich bei kleinen Laserleistungen ($\leq 3\,\mathrm{kW}$) und Schweißgeschwindigkeiten $\left(\leq 37{,}5\,\mathrm{mm\,s^{-1}}\right)$ weinglasförmige Nähte, wohingegen bei Laserleitungen $\geq 3\,\mathrm{kW}$ in Kombination mit Schweißgeschwindigkeiten $\geq 35{,}3\,\mathrm{mm\,s^{-1}}$ der brunnenförmige Typ vorherrschte. Eine Verringerung der Fokuslänge führte dazu, dass sich die Nahtform in Richtung des brunnenförmigen Typs veränderte. Bezüglich der Erstarrungsrisse konnten durchaus differenzierte Ergebnisse festgestellt werden. Nur bei den weinglasförmigen Nähten konnte eine Korrelation zwischen der Nahtbreite an der Oberfläche, d_{B0}, und der akkumulierten Risslänge festgestellt werden. Die Risslänge nahm mit steigendem d_{B0} zu. Die Autoren geben an, dass keine Korrelation zwischen der Risslänge und der Nathbreite im Werkstoff bestand. Für brunnenförmige Nähte nahm die Risslänge mit der Einschweißtiefe h_p zu. Grundsätzlich zeigten weinglasförmige Nähte eine geringere Rissneigung als brunnenförmige. Bei den vorgestellten Untersuchungen wurde außerdem der Einfluss der Schweißparameter Schweißgeschwindigkeit $\left(16{,}7\,\mathrm{mm\,s^{-1}} - 68{,}8\,\mathrm{mm\,s^{-1}}\right)$, Laserleistung (2 kW – 5 kW) und Fokuslänge (127 mm – 254 mm) untersucht. Die Gesamtrisslänge nahm zunächst mit steigender Schweißgeschwindigkeit zu. Die Länge lief aber ab

etwa 40 mm s^{-1} in eine Sättigung hinein. Weiterhin nahm die Risslänge nahezu linear mit der Laserleistung zu. Die Fokuslänge hatte nur einen geringen Einfluss. Im untersuchten Bereich nahm die Risslänge mit steigender Fokuslänge ab. Eine ähnliche Korrelation konnte festgestellt werden, wenn die jeweils nicht betrachtenen Schweißparameter so eingestellt wurden, dass die Einschweißtiefe konstant blieb.

Schweißexperimente mit einem Faserlaser IPG YLR-8000 [83] an dem hochfesten, thermomechanisch gewalztem Feinkornbaustahl X100 (eine Pipelinegüte nach API5L) bei einer Blechstärke von 19 mm führten meist zu akzeptablen Nahtergebnissen. Bei höheren Streckenenergien traten jedoch Porösität und Risse auf. Ein Grenzwert ist der Quelle nicht zu entnehmen. Jedoch kann aus den angegebenen Prozessparametern Laserleistung (2 kW – 8 kW) und Schweißgeschwindigkeit $\left(0{,}3\,\mathrm{m\,min^{-1}} - 8\,\mathrm{m\,min^{-1}}\right)$ ermittelt werden, dass Streckenenergien zwischen 0,015 kJ mm^{-1} und 1,6 kJ mm^{-1} zum Einsatz kamen.

Weise [7] untersuchte die Erstarrungsrissentstehung bei CO_2-Laserstrahlschweißungen an den lasergeeigneten Stählen L24 und L36, sowie an Schiffbaustählen (GL-A) mit Wandstärken oberhalb von 10 mm. Dabei bildete er bei 15 mm dicken Blechen eine Versuchsmatrix mit Streckenenergien von 630 J mm^{-1}, 730 J mm^{-1}, 950 J mm^{-1}, 1190 J mm^{-1} und 1580 J mm^{-1} und Fokuslagen von 0 mm, 2 mm, 5 mm und 8 mm unterhalb der Blechoberfläche mit einer konstanten Laserleistung von 10 kW ab [7]. Die Streckenenergie ergibt sich als Quotient der Laserleistung und den verwendeten Schweißgeschwindigkeiten von 6,3 mm s^{-1} – 15,9 mm s^{-1}. In der Versuchsreihe wiesen die meisten Proben mindestens einen Riss auf. Lediglich die Proben, die bei einer Fokuslage 8 mm unterhalb der Blechoberfläche und mit Streckenenergien $\geq$ 950 J s^{-1} geschweißt wurden, waren rissfrei. Bei einer Schweißgeschwindigkeit von 1 m min^{-1} wurde außerdem die Wirkung der Brennweite im Bereich 200 mm – 500 mm bei der Schweißung von 12 mm dicken Blechen untersucht [7]. Die relative Risslänge nahm mit der Brennweite ab.

2.2.1.4 Prozessparametereinfluss beim Laser-MSG-Hybridschweißen

Fuhrmann [32] untersuchte die Heißrissempfindlichkeit beim CO_2-Laser-MAG-Hybridschweißen an 12 mm dicken Blechen aus dem Baustahl S275JR. Bei einer konstanten Schweißgeschwindigkeit von 1,2 m min^{-1} wurden verschiedene Laserleistungen im Bereich 9,3 kW – 9,9 kW und Lichtbogenleistungen von 2,8 kW – 12,8 kW an I-Nähten ohne und mit Spalt bis 1 mm, sowie an 8° V-Nähten getestet [32]. Fuhrmann konstatiert, dass vor allem hohe Streckenenergien geeignet sind, die Heißrissneigung zu mindern. Er merkt kritisch an, dass für die abschließende Bewertung problematisch ist, dass bei I-Nähten mit Nullspalt bei den geringsten Lichtbogenleistungen keine Heißrisse entstanden, bei einem mittleren Wert hingegen schon. Seiner Meinung nach ist dies darauf zurückzuführen, dass in den Nähten mit der geringen Leistung globulitisches Dendritenwachstum auftrat, in der gerissenen Naht mit mittlerer Leistung jedoch horizontal gerichtetes, dendritisches Wachstum im laserdominierten Bereich. Unabhängig davon konnte laut Fuhrmann [32] auch bei Wandstärken von 15 mm und 20 mm die Heißrissgefahr durch Verwendung einer Y-Naht mit geringem Fasenwinkel zuverlässig vermindert werden. Der Einfluss der Schweißgeschwindigkeit wurde an 15 mm starken Material aus S355J2G3 untersucht [32]. Bei Spalten zwischen 1 mm – 3 mm wurde ein konstanter Drahtvorschub von 18 m min^{-1} und eine Schweißgeschwindigkeit

von 0,4 m min^{-1}, 0,6 m min^{-1}, 0,8 m min^{-1} und 1,2 m min^{-1} verwendet. Die Laserleistung wurde jeweils an die Spaltbreite angepasst und bei 3 mm Spalt sogar ganz abgeschaltet. Fuhrmann gibt an, dass bei der höchsten verwendeten Schweißgeschwindigkeit Risse auftraten, alle anderen Schweißungen waren rissfrei. Er führt dies darauf zurück, dass bei den niedrigeren Schweißgeschwindigkeiten die Ausbildung einer Mittelrippe verhindert wird. Bei Schweißungen an 25 mm dicken EH36 konnte ebenfalls festgestellt werden, dass bei einer Verminderung der Schweißgeschwindigkeit, in diesem Fall von 0,8 m min^{-1} auf 0,6 m min^{-1}, die Heißrissgefahr vermindert werden konnte. Auch hier wurden Laser- und Lichtbogenleistung jeweils angepasst.

Das Mehrlagen-Nd:YAG-Laser-MIG-Hybridschweißen an sehr dickwandigen (60 mm) Blechen aus dem austenitischen Stahl AISI 316L(N)-IG (einem speziellen ITER Stahl [69]) wurde von Karhu und Kujanpää untersucht [69]. Zur Verfügung stand ein Nd:YAG-Laser mit einer maximalen Ausgangsleistung mit 3 kW. Die Autoren erstellten zwei separate Versuchsreihen. In beiden Fällen wurde die maximale Laserleistung bei einer Brennweite von 200 mm verwendet und die Wurzel bei einer Schweißgeschwindigkeit von 1,3 m min^{-1} mit Fokuslage auf der Blechoberfläche und einem Drahtvorschub von 9,5 m min^{-1} erstellt. Bei den weiteren Lagen kam bei der ersten Reihe mit einer Position der Fokusebene von 50 mm oberhalb der Nahtoberkante ein Drahtvorschub zwischen 9,0 m min^{-1} und 9,5 m min^{-1} zum Einsatz, bei einer Schweißgeschwindigkeit von 0,4 m min^{-1}. Bei der zweiten Versuchsreihen lag die Fokusebene 30 mm – 40 mm oberhalb der Naht und der Drahtvorschub bei 9,0 m min^{-1} – 11,0 m min^{-1} bei einer Schweißgeschwindigkeit von 1,0 m min^{-1}. Während bei der ersten Serie lediglich eine Fülllage bei einem von drei Prüfstücken riss, wiesen bei der zweiten Serie die ersten drei Fülllagen aller Prüfstücke Heißrisse auf.

2.2.2 Die Ursache von Erstarrungsrissen

In der Umgebung in der Erstarrungsrisse entstehen und sich ausbreiten sind Messungen schwierig, wenn nicht sogar unmöglich, zu bewerkstelligen. Daher fehlen für die Ursachen ihrer Entstehung und Ausbreitung bislang experimentelle Untersuchungen [9–12]. Keine der bisher vorgebrachten Hypothesen weist die Voraussetzungen auf, um als Theorie bezeichnet zu werden.

Es gibt eine Vielzahl von Hypothesen, die sich allerdings teilweise nur in Nuancen unterscheiden. Hinzu kommt, dass selbst verbreitete Kriterien teils nicht eindeutig definiert sind, so dass nahezu jede denkbare mechanische und einige thermische Größen irgendwann einmal zur Untersuchung von Erstarrungsrissen herangezogen worden sind. Hier sollen einige, gängige Hypothesen vorgestellt werden.

2.2.2.1 Hypothesen auf Basis des Temperaturfeldes

Es gibt eine Vielzahl von Hypothesen, bei denen lediglich Temperaturen ausgewertet, die mechanische Aspekte jedoch ignoriert werden. Die Nutzung dieser Modelle ist selten geworden, seit moderne Computer zu günstigen Preisen verfügbar sind. Da der mechanische Einfluss auf die Heißrissproblematik als nachgewiesen gelten kann, sind diese Modelle obsolet.

2.2.2.2 Hypothesen auf Basis kritischer Deformationen

Prokhorov [84, 85] vermutet, dass Metalle in einem gewissen Temperaturintervall in der Nähe der Solidustemperatur ein vermindertes Deformationsvermögen aufweisen. Dieser Temperaturbereich wird konsequenterweise als **T**emperatur**i**ntervall der **S**prödigkeit, TIS, oder auch im deutschen mit dem englischen Begriff **B**rittle **T**emperature **R**ange, BTR [84], bezeichnet. Die Obergrenze des BTR wird durch die Kohärenztemperatur bestimmt, also der Temperatur, bei der die festen Anteile in der Schmelze anfangen sich zu berühren. An der Untergrenze reicht die Festigkeit aus, um nennenswerte Belastungen zu übertragen [85]. Das Konzept des BTR basiert auf Prokhorovs analytischen Arbeiten zur Kristallisation [86].

Das Deformationsvermögen Π des Werkstoffs innerhalb des BTR kann nach Prokhorovs Hypothese mit

$$\Pi = \Pi_0 + \frac{1}{(T - H_b)^n (B_b - T)^m} \tag{2.2.4}$$

angegeben werden. Dabei sind m und n empirische Kostanten, die zusammen mit der oberen (H_b) und unteren (B_b) Temperatur des BTR die Form des Deformationsvermögens bestimmen. Π_0 ist eine ebenfalls empirisch zu ermittelnde Konstante. T steht für die Temperatur. Das Deformationsvermögen ist dimensionslos, hat also die Einheit der Dehnung.

Übersteigt die Deformation, d. h. die Summe der Dehnungen aufgrund von freier Schrumpfung ε_S und der Dehnung aufgrund der Formänderung ε_F, während der Erstarrung das Deformationsvermögen, dann kommt es zum Riss.

Bei konstanten Deformationsraten $\delta = \partial\varepsilon/\partial T$ ist die Dehnung ε proportional zu dieser, $\delta = \text{const.} \cdot \varepsilon$ [84]. Ebenso kann eine Rate des Deformationsvermögens angegeben werden. Diese Raten können anstelle der Deformationen herangezogen werden. Da

$$\frac{\partial\varepsilon}{\partial T} = \frac{\partial\varepsilon}{\partial t} / \frac{\partial T}{\partial t}, \tag{2.2.5}$$

ist ebenso eine Auswertung der Dehnrate möglich [84, 86].

Abbildung 2.2.2 stellt Prokhorovs Verständnis von der Heißrissbildung schematisch dar. Die Darstellung wurde denen in [84, 85] nachempfunden. Wie zu sehen ist, kann die untere Grenze des BTR deutlich unterhalb der Solidustemperatur liegen. Apblett und Pellini [87] geben in ähnlicher Weise an, dass die Existenz niedrig schmelzender Eisensulfide die kritische Zone bis weit unter die eigentliche Solidustemperatur ausdehnt.

Tatsächlich gibt es Messungen im Hochtemperaturbereich, bei denen eine Probe in einem Quarzröhrchen aufgeheizt und auseinandergezogen wird [87, 88]. Bei diesen kann festgestellt werden, dass es eine Temperatur gibt, oberhalb der keine Festigkeit festgestellt (ZST:

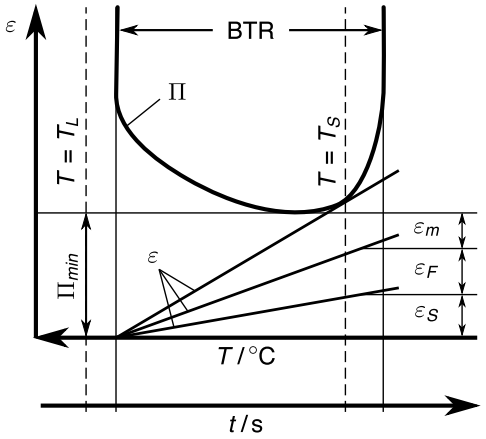


Abbildung 2.2.2 Das Konzept der technologischen Festigkeit von Prokhorov, nach [84, 86].

zero strength temperature) und eine darunter liegende Temperatur, über der keine Zähigkeit festgestellt werden (ZDT: zero ductility temperature). Cross [14] kritisiert, dass solche Messungen meist nicht überzeugend sind.

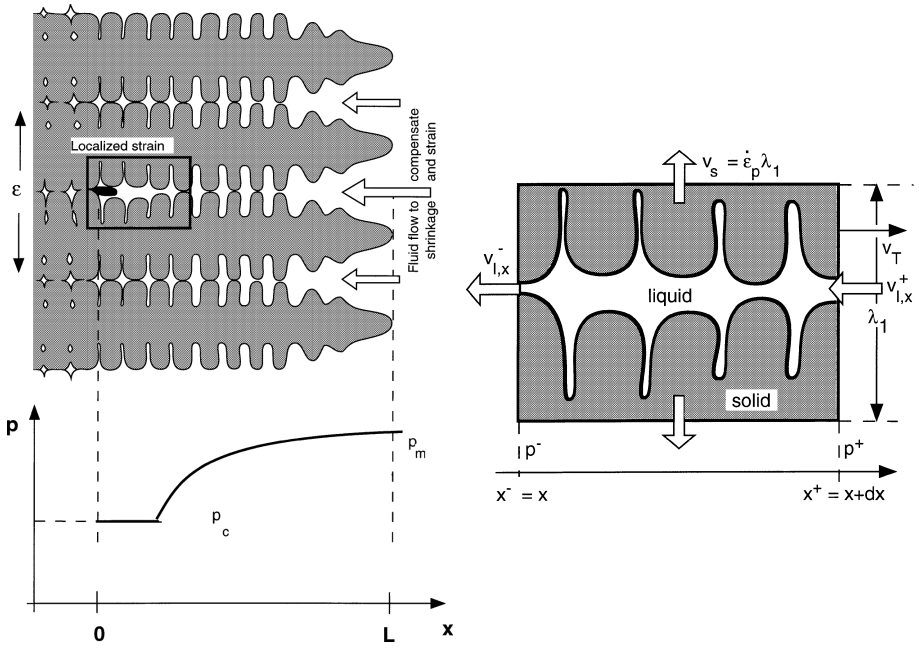
Auch Apblett und Pellini [87] nehmen an, dass eine kritische Dehnung ursächlich für die Erstarrungsrissentstehung ist. Aus Gießereistudien folgern sie, dass die durch den Werkstoff ertragbare Dehnung während der Abkühlung mit steigendem Festkörperanteil sinkt, bis sie bei Erreichen der Solidustemperatur schlagartig ansteigt. In ihrer Vorstellung entstehen Heißrisse allerdings nicht im breiigen Zustand (“mushy state”), da hier auch hohe Dehnungen noch durch das Material toleriert werden können. Wenn aber nur noch dünne Filme von Metallschmelze auf den Dendriten vorliegen, kommt es ihrer Meinung nach zu einer Lokalisierung der Dehnung. In diesem Zustand entstehen die Erstarrungsrisse.

Das Modell von Pellini wurde durch Ploshikhin u. a. [89–92] erweitert. An die Stelle der kritischen Dehnungen treten hier kritische Verschiebungen. Kritische Verschiebungen werden auch von Kannengießer und von Cross [12, 17, 19] mit Erstarrungsrissen in Verbindung gebracht, allerdings nicht zwingend auf Basis derselben theoretischen Überlegungen.

Die hier vorgestellten Modelle sind insoweit kritisch zu sehen, als kein Mechanismus bekannt ist, nachdem Dehnungen oder Randverschiebungen das Reißen von Flüssigkeit verursachen würden [12].

2.2.2.3 Hypothesen auf Basis von Bilanzgleichungen

Feurer veröffentlichte ein Modell [93], bei dem mit analytischen Gleichungen zum einen die Rate der Schmelzspeisung im wachsenden Dendritennetzwerk und zum anderen die Rate der Schrumpfung bestimmt werden kann. Liegt die Schrumpfrate oberhalb der Speiserate, so kommt es zum Riss [93]. Der kritische Punkt ist erreicht, wenn beide Werte übereinstimmen. Das Modell ist unter dem Namen ROF–ROS bekannt. ROF (**R**ate **o**f **F**eeding) steht für die Speiserate und ROF (**R**ate **o**f **S**hrinkage) für die Schrumpfrate.



(a) Modellvorstellung. *(b)* Modellierung des Kontrollvolumens.

Abbildung 2.2.3 Modellbildung von Rappaz u. a. zur Entwicklung ihres Heißrissmodells, entnommen aus [94].

Ein Modell, dass ähnliche Überlegungen beinhaltet, wurde Ende der 1990er Jahre von Rappaz, Drezet und Gremaud [94] vorgestellt und später noch auf die Erfordernisse von Stahl angepasst [95]. Nach den Anfangsbuchstaben der Autorennamen ist es als RDG-Kriterium bekannt. Die Autoren gehen davon aus, dass die Rissentstehung durch einen Druckabfall in der die Dendriten umgebenden Schmelze eingeleitet wird, Abbildung 2.2.3a. Um den Druck zu bestimmen wurde eine Bilanzgleichung aufgestellt, die die Schmelze in diesem Bereich umfasst, Abbildung 2.2.3b. Im Ergebnis wird eine Beziehung zwischen der Dehnrate senkrecht zur Dendritenhauptwachstumsrichtung und dem Druck in der interdendritischen Schmelze hergestellt.

Da die Dendritenhauptwachstumsrichtung dem Temperaturgradienten folgt, ist die kritische Dehnrate üblicherweise nicht senkrecht zur Schweißrichtung zu suchen. Bei sehr schnellen Schweißungen mit hoher Leistung, wie sie bei Strahlschweißungen typisch sind, kann das Modell der schnellwandernden Hochleistungsquelle herangezogen werden. Im Grenzfall unendlicher Leistung und unendlicher Geschwindigkeit verschwindet die Wärmeleitung entlang der Schweißrichtung und der Temperaturgradient liegt vollständig in der Ebene die einem Querschnitt durch die Naht entspricht [96]. Die kritische Dehnrate wird dann durch die Longitudinalkomponente und teilweise durch die Vertikalkomponente bestimmt.

Auch Monroe und Beckermann [97] erstellten ihr Kriterium auf Basis einer Massenbilanz des Zweiphasengebiets. Im Gegensatz zu Rappaz u. a. [94] nutzten sie dazu eine vollständige dreidimensionale Bilanz. Dabei wurde die Porösität als eigene Phase aufgefasst und aufgeteilt in einen Teil der Porösität in der Schmelze und im Festkörper. Wenn die Porösität in der Flüssigkeit f_p^l größer als Null wird, d. h. wenn eine Pore entsteht [97], dann wird die Porösität aufgrund der Verformung des Festkörpers, *PSD* (**P**orosity due to **s**olid **d**eformation) berechnet. Diese wird als Startpunkt von Rissen angesehen. Das *PSD* errechnet sich als Integral der Spur der mechanischen Dehnraten $\dot{\varepsilon}_{ij,mech}\delta_{ij}$ multipliziert mit dem Quotienten der Dichte des Festkörpers ρ_s durch die Dichte der Schmelze ρ_l:

$$PSD = f_s = \frac{\rho_s}{\rho_l} \int_{f_p^l>0}^{T<T_s} \left[\dot{\varepsilon}_{11,mech} + \dot{\varepsilon}_{22,mech} + \dot{\varepsilon}_{33,mech}\right] dt. \tag{2.2.6}$$

Es ist somit ein Maß für die Vergrößerungsrate des Volumens im kritischen Intervall.

Das RDG-Modell wurde im Rahmen einer größeren Untersuchung zur Vorhersagefähigkeit mehrerer Heißrissmodelle [98] angewandt. Die Vorhersagen waren dabei nicht im Einklang mit den experimentellen Ergebnissen. Untersuchungen von Farup und Mo [99] haben zudem gezeigt, dass zusätzlich Spannungen aus der Umgebung notwendig sind, um einen ausreichend großen Druckabfall in der Schmelze zu erzielen.

2.2.2.4 Hypothesen auf Basis von Spannungen

Auch wenn die Bewertung von Dehnungen im Zusammenhang mit Heißrissen deutlich häufiger zu finden ist, so wurde doch bereits 1960 von Borland und Younger in ihrer Literaturdurchsicht [48] bemerkt, dass mehrere Autoren das Auftreten hoher Spannungen aufgrund der Dreiachsigkeit des Spannungsfalls in der heißrisskritischen Zone betont hätten. Borland geht in seiner Arbeit über die Wirkung des Dihedralwinkels auf die Heißrissbildung [100] dann auch vor allem darauf ein, wie sich unterschiedliche Oberflächenbenetzungen auf die Spannungsentstehung in der flüssigen Phase auswirken. Er gibt an, dass sich die höchsten Spannungen dann ergeben können, wenn sich nahezu kontinuierliche flüssige Filme auf den Körnern befinden.

Von Shibahara, Serizawa und Murakawa [101–104] konnten einige Erfolge mit einem Modell erzielt werden, dass auf Methoden aus der Festkörperrissmechanik beruht. Die Autoren geben an, dass die Rissentstehung die Bildung neuer Oberflächen beinhaltet. Es wurden Interface Elemente entwickelt, bei denen ein Potential ausgewertet wird, dessen Bestimmungsgleichung eine Funktion der Öffnung δ ist und die Oberflächenspannung als Materialkonstante enthält. Die Gleichungen sind so gestaltet, dass die Steifigkeit σ/δ bis zu Erreichen einer kritischen Spannung positiv ist und danach negativ.

Auch Prokhorov scheint nicht anzunehmen, dass Dehnungen tatsächlich die Ursache der Erstarrungsrissbildung darstellen. Die Vorarbeiten zur Entwicklung des Modells der technologischen Festigkeit [86] bestehen aus Untersuchungen der Verschiebung idealisierter Kristalle gegeneinander. Wenn sich diese aufgrund aufgeprägter Verformung berühren, so kann eine

weitere Verformung nur durchgeführt werden, wenn die Flüssigkeit zwischen den Körnern ausreichend Spannung aufnehmen kann (Informationen aus [8]). Cross [14] ist ebenfalls der Meinung, dass Spannungen an der Erstarrungsrissproblematik beteiligt sein müssen.

2.2.3 Der Zeitpunkt der Erstarrungsrissentstehung

Der Zeitpunkt, bzw. der Gefügezustand, bei dem Erstarrungsrisse entstehen ist nicht unumstritten. Die große Mehrheit der Autoren [9, 64, 87, 99, 100, 105] geht davon aus, dass Heißrisse unterhalb der Kohärenztemperatur[2], nahe bei 100 % Festkörperanteil entstehen. In diesem Bereich ist die Zirkulation der Schmelze stark beeinträchtigt und entstandene Risse können nicht mehr durch nachfließende Schmelze geheilt werden [100]. Hingegen wird bei der Herleitung des RDG-Modells [94, 95] angenommen, dass zu dem Zeitpunkt, zu dem die Risse entstehen ein Schmelznachfluss immer noch möglich ist.

2.3 Schweißsimulation

Es gibt eine Vielzahl von Gründen, mathematische Methoden bei der Untersuchung von Schweißungen einzusetzen. Ein Vorteil ist, dass prinzipiell das gesamte zeitabhängige, zwei- oder dreidimensionale Feld (z. B. Spannungen, Dehnungen, Temperaturen, Teilchengeschwindigkeiten) als Ergebnis der Berechnung vorliegt, anstelle von punktuellen Werten, oder reinen Oberflächenfeldern bei experimentellen Untersuchungen. Zudem geben sie Zugriff auf Bereiche, die, beispielsweise aufgrund von Temperaturen, die das Messequipment zerstören würden, der experimentellen Analyse prinzipiell verborgen bleiben. Ein dritter Vorteil ist die Möglichkeit, sehr einfach Varianten untersuchen und die Änderung der Systemantwort an jedem Punkt verfolgen zu können. All dies kann helfen, das Verständnis für die Wirkung von Einflussfaktoren – z. B. der Laserleistung oder der mechanischen Randbedingungen auf die Heißrissentstehung – zu verbessern und grundlegende Einsichten in den Prozess – z. B. die Spannungsentstehung, oder die Entstehung von Randkerben – zu gewinnen.

2.3.1 Unterschiedliche Teilbereiche der Schweißsimulation

Da eine umfassende Behandlung der beim Schweißen relevanten physikalischen und chemischen Effekte weit über die Möglichkeiten auch moderner Computersysteme gehen, wird sich auf die jeweils relevanten Gebiete beschränkt. Nach Radaj [96] unterscheidet man die Bereiche Prozesssimulation, Werkstoffsimulation und Struktursimulation, Abbildung 2.3.1.

Die Prozesssimulation beschäftigt sich dabei mit Fragestellungen die laut Radaj die Schmelzbadgeometrie, das lokale Temperaturfeld, den Prozesswirkungsgrad oder die Prozessstabilität betreffen. Darunter fallen z.B. Fragestellungen zum Einfluss der Schweißparameter auf das Schmelzbad, wie in [107–110] oder auch Untersuchungen zu neuen Technologien, bei denen die Interaktion mit dem Schmelzbad eine herausragende Rolle einnimmt [111]. Heutzutage werden aber auch beispielsweise Berechnungen bezüglich der Interaktion des

[2] die Temperatur, bei der die Körner sich berühren.

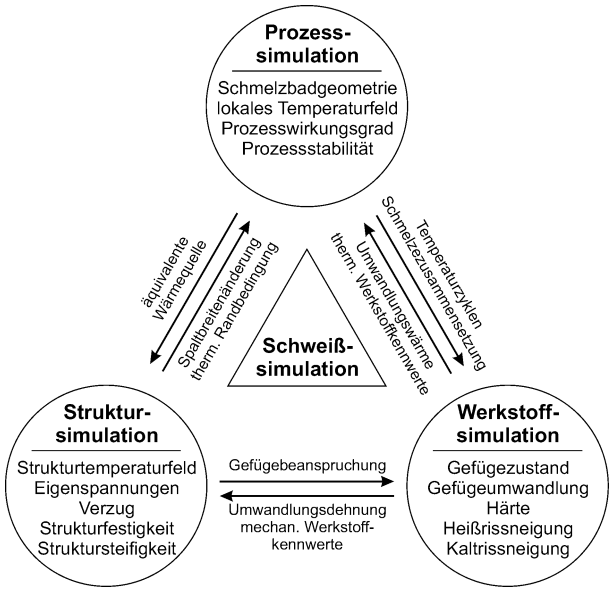


Abbildung 2.3.1 Einteilung der Schweißsimulation, nach Radaj [96], entnommen aus [106].

Bearbeitungskopfes mit dem Schutzgas und/oder dem Plasma, wie z.B. in [112, 113], hinzugezählt. Dominant sind hier numerische Methoden, die auf Kontrollvolumina basieren, wie z.B. die **F**inite **V**olumen **M**ethode (FVM).

Die Werkstoffsimulation wird zu Lösungen von Problemen hinsichtlich des Gefügezustandes [89, 114, 115] und auch der resultierenden Härte [116], speziell unter den Bedingungen, die beim Schweißen anzutreffen sind, herangezogen. Dazu können zudem Untersuchungen bezüglich des Einflusses von Werkstoffparametern [106, 117], oder von Parametern, wie dem ZTU-Diagramm [118, 119] auf die berechneten Spannungen oder Verzüge gezählt werden. Radaj ordnet diesem Bereich auch Untersuchungen bezüglich Heiß- und Kaltrissen zu.

Die Struktursimulation behandelt Aufgabenstellungen, die die resultierenden Schweißverzüge und Schweißeigenspannungen betreffen. Mögliche Ziele betreffen dabei die Bestimmung einer günstigen Schweißfolge [106, 120] oder die Untersuchung des Einflusses unterschiedlicher Randbedingungen [121]. Aber auch die Untersuchung von Erstarrungsrissphänomenen wird mittleweile mithilfe der Struktursimulation durchgeführt. Beispiele finden sich in [9, 77, 80, 89, 91, 92, 103, 104, 122–124]. Das dominante numerische Verfahren in der Struktursimulation ist die **F**inite **E**lemente **M**ethode (FEM).

2.3.2 Struktursimulation

Da die Wirkung des mechanischen Feldes auf das Temperaturfeld klein ist, wird die Struktursimulation üblicherweise so durchgeführt, dass die Berechnung des Temperaturfeldes entkoppelt von der mechanischen Lösung erfolgt, Abbildung 2.3.2. Aufgrund des numerischen Aufwandes wird bislang auf die Verwendung von selbstkonsitenten Wärmequellen verzichtet.

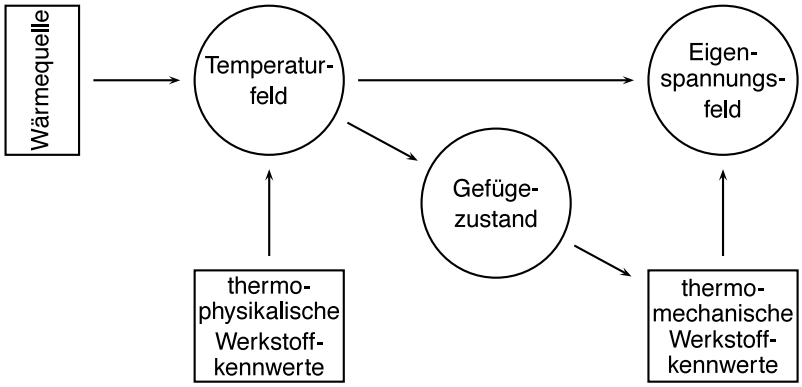


Abbildung 2.3.2 Vereinfachtes Ablaufschema der Eigenspannungs- und Verzugssimulation. Runde Felder stellen Berechnungsmodelle dar, eckige Felder Eingabewerte. Angelehnt an [96]

Stattdessen kommen Wärmequellen zum Einsatz, deren Leistungsdichteverteilungen angepasst werden, bis die Schmelzisotherme und gemessene Temperatur-Zeitverläufe zufriedstellend wiedergegeben sind [96, 106]. Das Temperaturfeld wird als Last auf das mechanische Modell aufgebracht und beeinflusst dort die Werkstoffeigenschaften und die thermische Ausdehnung. Zusätzlich können die Werkstoffeigenschaften noch durch ein Werkstoffmodell abhängig von der Temperaturhistorie sein. Wesentliche Voraussetzung für die Güte der Schweißsimulation ist, dass das verwendete Werkstoffmodell möglichst akurat das tatsächliche Werkstoffverhalten wiedergibt [106, 125].

2.3.2.1 Werkstoffmodellierung von hochfesten Stählen

Die Modellierung des Werkstoffverhaltens kann unterschiedliche Grade der Detailgenauigkeit erreichen. Beginnend bei vergleichsweise einfachen, temperaturabhängigen, elastoplastischen Modellen mit isotroper oder kinematischer Verfestigung können Details wie Phasenumwandlungen, Umwandlungsplastizität, mikrostrukturelle Modellierung, ratenabhängiges Materialverhalten und die Kombination von isotroper mit kinematischer Verfestigung mit in das Modell einbezogen werden, ohne dass diese Reihenfolge zwingend ist [126].

Das Phasenumwandlungsverhalten von Stählen beim Schweißen kann durch Modellgleichungen beschrieben werden, die auf Basis der Temperaturhistorie die zurzeit vorliegende Phase berechnen. Einen Überblick über gängige Modelle liefern Hildebrand u. a. [127]. Auf Basis der aktuell vorliegenden Phase werden dann die thermo-mechanischen und thermophysikalischen Werkstoffparameter eingestellt. Können dagegen zuverlässige Annahmen über die auftretenden Phasen angestellt werden, so kann auf die Berechnung der Phasenanteile verzichtet werden und stattdessen muss nur zwischen Aufheizen und Abkühlen, ggf. unter Beachtung der erreichten Spitzentemperaturen, unterschieden werden. Der einfachste Ansatz, bei dem Phasentransformationsverhalten noch beachtet wird, verteilt die Werkstoffkennwerte anhand der Phasen, die nach dem Schweißen resultieren, z. B. [128]. Lindgren gibt an, das selbst für grundlegende Genauigkeit („basic accuracy") zumindest der Einfluss der Phasenumwandlungen auf die Streckgrenze beachtet werden muss [129]. Die mit der

Phasentransformation einhergehende transformationsinduzierte Plastizität kann einen starken Einfluss auf die Berechnungsergebnisse haben [130], ist aber nicht zwingend ein Teil der Phasenumwandlungsmodelle [126].

Zum gegenwärtigen Zeitpunkt wird das Fließverhalten in der Schweißsimulation standardmäßig mit elasto-plastischen Verhalten modelliert [129], z. B. bei [9, 106, 118, 119, 122, 131]. In seiner Dissertation untersuchte Schwenk [121] den Einfluss von Streuungen der Werkstoffkennwerte auf die Verzugsberechnung strahlgeschweißter Bauteile. Er konstatiert, dass auf der mechanischen Seite vor allem der E-Modul, die thermischen Dehnungen und die Dehngrenze einen hohen Einfluss auf das Ergebnis haben. Schwenk zufolge rührt der Einfluss von Dehngrenze und E-Modul daher, dass diese beiden Werte den Beginn der plastischen Dehnungen definieren.

Die Frage, ob isotrope oder kinematische Verfestigung zu modellieren ist, muss prinzipiell durch Messungen entschieden werden. Bei Stählen zeichnet sich ab, dass beide Anteile vorkommen [132–134]. Nach [135] ist dies bei den meisten Werkstoffen der Fall. Die Messungen, um dieses Verhalten zu charakterisieren, sind jedoch aufwändig, da die Lastrichtung im Versuch umgekehrt werden muss.

Ratenabhäniges Verhalten wird spätestens bei höheren Temperaturen relevant [136, 137]. Carmignani u. a. [138] nutzen ratenabhängiges Verhalten ab ⅔ der Schmelztemperatur ohne Angabe einer Einheit. Cho u. a. [139] geben werkstoffunabhängig eine Grenze von $0{,}4 \cdot T_m$ an, wobei T_m die Schmelztemperatur in °C ist. Wohlfeil [140] nennt dieselbe Formel aber bezogen auf T_m in K. Zumindest bei Stählen tritt ratenabhängiges Verhalten aber auch bei Raumtemperatur auf ([141–143], auch die Vorschrift der Dehnrate in DIN EN ISO 6892 Teil 1 [144]). Auf die Modellierung von ratenunabhängigen Verhalten kann also prinzipiell verzichtet werden, wenn entsprechende Werkstoffkennwerte vorhanden sind. Zumal ratenunabhängiges Verhalten in den meisten viskoplastischen Modellen als Grenzfall enthalten ist. Ratenabhängige Modelle sind jedoch numerisch aufwändiger [136].

Die Verwendung von ratenabhängigen Modellen über den gesamten Temperaturbereich ist in der numerischen Analyse durchaus üblich, vor allem bei der Untersuchung von Gießprozessen [145, 146] aber auch von Schweißungen [123, 125, 147], Umformprozessen [148] und sogar spanender Bearbeitung [149]. Eine Übersicht über verschiedene ratenabhängige Modelle bieten Fachinotti und Cardona [136].

Einen Fall zwischen den Extremen stellen zum einen die sog. “overstress” Modelle dar, die z. B. Schenk [121, 132, 133, 150] und Argyris u. a. [151] für die Schweißsimulation benutzen. Dabei wird den Spannungs-Dehnungs-Diagrammen eine Funktion überlagert, die im Falle hoher Dehnraten das Spannungsniveau anhebt. Der Grad, in dem dies stattfindet, kann temperaturabhängig über Werkstoffkennwerte eingestellt werden. Den anderen Fall stellen Modelle dar, bei denen im niedrigen Temperaturbereich ein elasto-plastisches Modell und im hohen Temperaturbereich ein elasto-viskoplastisches Modell verwendet wird [138].

Der Einfluss von ratenabhängigen Modellen im Vergleich zu ratenunabhängigen auf die berechneten, resultierenden Eigenspannungen und Verzüge ist gering [125, 152]. Bei Untersuchung der transienten Reaktionen im Hochtemperaturbereich, „like hot cracking”, sollte

jedoch auf eine besonders genaue Materialmodellierung geachtet und ratenabhängiges Verhalten daher implementiert werden [125].

Für den Temperaturbereich ab 900 °C wurden von Kozlowski u. a. [153] Anpassungen verschiedener dehnratenabhängiger Modelle an die Messungen von Wray [154] und von Suzuki u. a. [155] durchgeführt. Die Autoren wählten bewusst einfache Ansätze, die sich problemlos in bestehende Software implementieren lassen [153]. Sie geben weiterhin an, dass die Vorhersagefähigkeit der angepassten Modelle, trotz ihrer Einfachheit, innerhalb der Unsicherheiten der betrachteten, experimentellen Ergebnisse liegt.

2.3.2.2 Verfügbare Werkstoffeigenschaften für hochfeste Stähle

Die Auswahl eines Materialmodells ist nicht zuletzt stark von der verfügbaren Datenbasis für den zu modellierenden Werkstoff und dem Budget, das zur Verfügung steht, um sich fehlende Werte zu beschaffen, abhängig. Die Datenlage vor allem bezüglich des mechanischen Verhaltens von Stählen über einen weiten Temperaturbereich ist nach wie vor spärlich [106]. Daran konnte auch die heutige Verbreitung numerischer Methoden nichts ändern. Gerade deren Nutzen ist aber stark davon abhängig, dass stimmige Materialmodelle vorliegen.

Von Richter [156, 157] werden die Werte von Elastizitätsmodul E, Poissonzahl ν, thermischen Dehnungen ε_{th}, Dichte ρ, Wärmeleitfähigkeit λ und spezifische Wärmekapazität c_p bzw. Enthalpie h_0 für un- und niedriglegierten aber auch hochlegierten Cr- und austenitischen Cr- und Cr-Ni-Stählen über einen breiten Temperaturbereich angegeben. Dabei wurden die Arbeiten auf den typischen Einsatzbereich der jeweiligen Stahlsorten beschränkt, bei un- und niedriglegierten Stählen bis maximal 600 °C – 650 °C [156]. Zusätzlich werden teilweise Daten von Eisenschmelze angegeben. Die angegebenen Werkstoffeigenschaften sind soweit möglich zu Gruppen zusammengefasst und werden als Graphen und Regressionsfunktionen bereitgestellt. Die Werte für un- und niedriglegierte Stähle befinden sich innerhalb eines schmalen Streubandes. Das heißt, sie können in erster Näherung als unabhängig von der Legierungszusammensetzung angenommen werden.

Von Peil und Wichers [158, 159] wurden thermo-physikalische und thermo-mechanische Messungen an S355J2G3 vorgenommen. Die Daten beinhalten alle wesentlichen Werkstoffkennwerte für die Schweißsimulation inkl. Messungen der σ-ε-Diagramme bei unterschiedlichen Dehngeschwindigkeiten. Allerdings sind keine phasenspezifischen Werte angegeben. Hinzu kommt, dass bei den ratenabhängigen Messungen eine Unterscheidung zwischen echten Effekten und zufälliger Streuung kaum möglich ist.

In den Arbeiten von Wohlfeil [140, 160] wurden temperaturabhängige Spannungs-Dehnungs-Kurven von S460N und von S460M ermittelt. Die Werte sind auf 900 °C limitiert und beinhalten ratenabhängiges Verhalten, aber keine phasenspezifischen Werte. Zudem sind die Ergebnisse streng genommen nur für Berechnungen von Szenarios gültig, die dem Hausbrand in der Aufheizrate ähneln.

Hildebrand bietet im Anhang seiner Dissertation [131] eine umfangreiche Sammlung der Werkstoffeigenschaften von Baustählen. Er gibt dabei auch phasenspezifische Kennwerte inklusive der Spannungs-Dehnungs-Diagramme an. Einige dieser Werte finden sich leicht

modfiziert auch in der SYSWELD® Materialdatenbank [161] wieder. Ratenabhängige Parameter sind allerdings auch in diesen Quellen nicht enthalten.

Für den Hochtemperaturbereich von Stählen mit C-Gehalten im Bereich 0,005 Gew.-% – 1,54 Gew.-% gibt es zum einen von Wray [154] dehnratenabhängige, isotherme Zugversuche im Bereich 850 °C bis 1200 °C. Für im Rahmen dieser Arbeit interessierende C-Gehalte sind dabei Messungen von 950 °C und 1100 °C enthalten. Mit Ausnahme des sehr niedrigen Mn-Gehaltes ist die chemische Zusammensetzung der vermessenen Stahlgüten den hier verwendeten ähnlich. Für den Bereich 1200 °C – 1400 °C gibt es Hochtemperaturkriechversuche von Suzuki u. a. [155] für einen Stahl, der in seiner Zusammensetzung den hier bearbeiteten Stählen sehr nahe kommt.

Aus [162] können ZTU-Diagramme für hochfeste Feinkornbaustähle entnommen werden, die bei ähnlichen Aufheiz- und Abkühlraten wie beim Strahlschweißen aufgezeichnet wurden.

Dichte und Wärmekapazität bzw. die spezifische Enthalpie, genauso wie E-Modul und die thermischen Dehnungen können nach Richter [156, 157] für niedrig legierte Stähle als ähnlich angenommen werden und sind bekannt. Speziell der Einfluss der Enthalpie kann zudem durch einen genauen Abgleich mit Messungen verringert werden. Allerdings gibt es gerade bei den hochgradig von den Legierungselementen und der Wärmebehandlung abhängigen Spannungs-Dehnungs-Diagrammen ein Defizit an Daten. Da diese zudem aufgrund der Phasenumwandlungen während der Abkühlung auch noch stark von der Temperaturführung abhängen und dehnratenabhängig sind, sind die eigentlich notwendigen Messungen außerordentlich umfangreich.

Für den Hochtemperaturbereich hingegen sind dehnratenabhängige Messungen vorhanden [154, 155]. Da es sich hierbei immer um Austenit (und bei sehr hohen Temperaturen auch Delta-Ferrit) handelt und die Diffusion durch die hohen Temperaturen begünstigt wird, kann unter Vernachlässigung von Effekten, wie z. B. dem Kornwachstum, angenommen werden, dass sich Legierungen, die den vermessenen chemisch „ähnlich" sind, ihnen auch mechanisch „ähnlich" sind. Was genau „ähnlich" bedeutet, hängt von der gewünschten Genauigkeit ab.

2.3.2.3 Werkstoffmodellierung von Metallschmelze und mushy zone

Für die Betrachtung von Erstarrungsrisserscheinungen muss die Schmelze und der breiigteigige Bereich – auch im Deutschen meist als mushy zone bezeichnet – einer kritischen Begutachtung unterzogen werden. Hier soll noch einmal kurz auf die relevanten Grundlagen der Kontinuumsmechanik zurückgegriffen werden, da das Verständnis für die verschiedenen Spannungs- und Dehnungsanteile auch bei der Interpretation eine Rolle spielt. Im weiteren wird genauer auf die Eigenschaften der Schmelze und deren Modellierung eingegangen.

Ganz Allgemein kann der Spannungstensor σ_{ij} aufgeteilt werden in einen hydrostatischen Anteil

$$\sigma_{hydro,ij} = \frac{1}{3}\mathrm{tr}\left(\sigma_{ij}\right)\,\delta_{ij} = \frac{1}{3}\left(\sigma_{ij}\,\delta_{ij}\right)\,\delta_{ij} = -p\,\delta_{ij}, \tag{2.3.1}$$

also gleich dem hydrostatischen Druck p, und einen Anteil, der vom hydrostatischen Anteil abweicht, der Spannungsdeviator[3]

$$\sigma_{dev,ij} = \sigma_{ij} - \sigma_{hydro,ij} = \sigma_{ij} - \frac{1}{3}\left(\sigma_{ij}\,\delta_{ij}\right)\delta_{ij}. \tag{2.3.2}$$

δ_{ij} ist dabei das Kronecker-Delta, tr bezeichnet die Spur. Zusammengefasst ergibt sich:

$$\sigma_{ij} = \sigma_{hydro,ij} + \sigma_{dev,ij}. \tag{2.3.3}$$

Dabei wird der hydrostatische Anteil nur von den elastischen Kennwerten Elastizitätsmodul E und Querkontraktionszahl ν beeinflusst. Hydrostatische Spannungen wirken sich bei $\nu < 0{,}5$ auf das spezifische Volumen aus, haben aber zumindest in Metallen nachweislich [135] keinerlei Einfluss auf plastische oder viskoplastische Verformungen. Der Spannungsdeviator hingegen ist ein Maß für die Spannung aufgrund von Verformungen. Für plastische und viskoplastische Verformungen ist er die einzige Komponente, die relevant ist.

Für Fluide gilt im Mehrdimensionalen der Zusammenhang [163]:

$$\sigma_{ij} = \sigma_{ji} = -p\,\delta_{ij} + \eta\left(\frac{\partial v_i}{\partial x_j} + \frac{\partial v_j}{\partial x_i}\right), \tag{2.3.4}$$

mit der dynamischen Viskosität η, sowie den Geschwindigkeits- und Ortsvektoren v_i und x_i. Metallschmelzen sind Newtonsche Flüssigkeiten [164] und daher gilt, dass η nur von der Temperatur abhängig ist $\eta = \eta(T)$, ansonsten aber eine Konstante darstellt.

Für den Dehnungstensor gilt unter Nutzung des Verschiebungsvektors u_i [135]:

$$\varepsilon_{ij} = \frac{1}{2}\left(\frac{\partial u_i}{\partial x_j} + \frac{\partial u_j}{\partial x_i}\right). \tag{2.3.5}$$

Mit der Zeitableitung des Dehnungstensors [164],

$$\dot{\varepsilon}_{ij} = \frac{1}{2}\left(\frac{\partial v_i}{\partial x_j} + \frac{\partial v_j}{\partial x_i}\right) \tag{2.3.6}$$

kann Gleichung 2.3.4 umgeschrieben werden zu

$$\sigma_{ij} = -p\,\delta_{ij} + 2\,\eta\,\dot{\varepsilon}_{ij}. \tag{2.3.7}$$

Dieses Verhalten bildet das Maxwellmodell ab [165], das aus einer Feder und einem Dämpfer besteht. Dabei stellt die Feder den elastischen Anteil dar und der Dämpfer den viskosen.

Die Viskosität von Stahlschmelzen liegt in der Nähe der Viskosität von Wasser, welche je nach Temperatur etwa 1 mPa s [166] beträgt. Nach [167] liegt die Viskosität von Eisenschmelze je nach Temperatur bei $\leq 5{,}5$ mPa s, wohingegen bei Messungen von Fe-FeS-Schmelzen unter Konditionen, wie sie im Erdkern vorkommen [168, 169] Werte von 10 mPa s – 20 mPa s

[3] engl. to deviate: abweichen / sich entfernen, lat. devitatio: ausweichen

Tabelle 2.3.1 Vergleich der mechanischen Eigenschaften von Eisenschmelze mit Wasser, Luft und Eisen / Stahl bei Raumtemperatur.

	Viskosität / mPa s		Kompressionsmodul / GPa	
Eisenschmelze	4 – 20	[167, 169, 170]	69,9 – 109,7	[173, 174, 177]
Wasser, 20 °C	1	[166]	2,1	[166]
Luft, 20 °C	$17{,}1 \cdot 10^{-3}$	[166]	p_0, $1{,}4 \cdot p_0^{**}$	[166]
Eisen / Stahl, 20 °C	$\gg 3 \cdot 10^{12*}$	[142]	160 – 170	[166][167]

*Lineare Modelle sind hier eigentlich nicht geeignet. Die Mindestabschätzung für ein lineares Modell beruht auf den Messungen von Yang und Luo [142].
**Isotherm, Isentrop unter Annahme eines idealen Gases.

ermittelt wurden. In [170] wird für CFD-Berechnungen des Laserstrahlschweißens eine Viskosität von 6 mPa s verwendet. Treten Turbulenzen auf, so dissipieren diese so viel Energie, dass die scheinbare Viskosität stark zunehmen kann. Aufgrund der geringen Abmessungen der Schmelzzone beim Strahlschweißen und speziell des heißrisskritischen Bereiches sind die Reynoldszahlen aber gering und es kann zumindest in erster Näherung laminare Strömung unterstellt werden. In CFD-Berechnungen des Strahlschweißens [111, 171, 172] ist dies nicht unüblich.

Auch zur Kompressibilität findet man die meisten Untersuchungen im Zusammenhang mit dem Erdkern, also bei extrem hohen Drücken bis oberhalb von 6 GPa. Die Bandbreite reicht dabei von 69,9 GPa bis 109,7 GPa[173–175]. Sanloup u. a. [176] (basierend auf [177]) weisen darauf hin, dass der Wert der Kompressibilität nicht unwesentlich auch vom S-Gehalt abhängt.

Die Messungen wurden mit dem Ultraschallverfahren durchgeführt. Es ist für den Elastizitätsmodul bekannt, dass dieser teils stark (siehe [159]) davon abhängt, ob er per Zugversuch (statisch), oder mit einem Ultraschallverfahren (dynamisch) vermessen wird [156]. Da der Kompressionsmodul linear vom Elastizitätsmodul abhängt, sind die hier genannten Werte unter Vorbehalt zu betrachten. Unabhängig davon ist die Größenordnung des Kompressionsmoduls – in der Nähe des Festkörpers bei Raumtemperatur – bemerkenswert. Aufgrund der obigen Überlegungen kommt aber auch ein Wert infrage, der dem von Wasser näher ist.

Die Tabelle 2.3.1 stellt die mechanisch relevanten Kennwerte der Schmelze den Werten von Wasser, Luft und Stahl bzw. Eisen bei Raumtemperatur gegenüber. Die Viskosität von Stahl bei 20 °C ist anhand der Streckgrenze bei den Messungen von Yang und Luo [142] mit der höchsten verwendeten Dehnrate abgeschätzt worden. Tatsächlich reicht ein Modell, bei dem die Spannung linear von der Dehnrate abhängt, für die Abbildung des Werkstoffverhaltens hier aber nicht aus. Es ist außerdem zu sehen, dass Flüssigkeiten nicht ideal inkompressibel, sondern deutlich kompressibler sind als Stahl.

In der mushy zone findet der Übergang von der Schmelze zum Festkörper, oder umgekehrt, statt. Dieser Bereich besteht beim Erstarren aus Schmelze und ersten, aus der Schmelze ausgeschiedenen, freischwimmenden, globulitischen, oder von den Wänden dendritische in

die Schmelze wachsenden Kristallen. Aus der Schmelze kommend besteht die mushy zone zunächst aus einer Flüssigkeit, die feste Anteile enthält. Ab einer gewissen Temperatur, der Kohärenztemperatur T_c, treffen sich feste Bestandteile. Bei weiterer Abkühlung besteht das wachsende Netzwerk mehr und mehr aus einem verzweigten Festkörper, der von Restschmelze umflossen wird. Zuletzt sind nur noch Reste von Schmelze in abgeschlossenen oder über feine Kanäle verbundene Taschen vorhanden, bevor das Material dann vollständig erstarrt [94, 95, 98, 178].

Um T_c herum findet ein rapider Wechsel der makroskopischen Antwort auf äußere Belastungen statt. Bei $T > T_c$ entspricht das Verhalten dem einer Flüssigkeit, darunter nähert es sich schnell dem des Festkörpers an [88, 179]. Die mushy zone kann ohne Auflösung der tatsächlichen Kristallwachstumsvorgänge als nichtnewtonsches Fluid mit einem Nortonansatz ($\dot{\varepsilon} = K\sigma^n$) modelliert werden [98, 99, 164, 180, 181].

2.3.2.4 Anwendungsbeispiele zur Evaluation von Erstarrungsrissen

Bergmann, Hilbinger u. a. [80, 122, 182] analysierten Erstarrungsrisse beim Laserstrahlschweißen dünnwandiger Aliuminiumbleche. Der Werkstoff wurde elasto-ideal-plastisch modelliert. Die Erstarrungsrisshypothese von Apblett und Pellini [87] kam zum Einsatz. Hierzu wurde der Elastizitätsmodul bei aufgeschmolzenen Elementen nahe der Nahtsymmetrieebene, bezeichnet als Resteutektikum, um einen Faktor von 1000 gegenüber dem bereits erstarrten Schweißgut gesenkt. Die Dehnung quer zur Schweißrichtung wurden als kritischer Wert ausgewertet. Diese Untersuchungen führten nicht immer zum gewünschten Ergebnis. So musste in [122] postuliert werden, dass auch negative Querdehnungen zu Rissen führen, sobald diese ein Mindestniveau überschreiten, um die Ergebnisse im Sinne der Experimente deuten zu können.

Ploshikhin u. a. [89–92] untersuchten ebenfalls Laserstrahlschweißungen an dünnem Aluminium. Sie nutzten dafür ihr erweitertes Modell von Pellinis Hypothese: In der numerischen Ausgestaltung werden die Knoten bei Unterschreiten der Liquidustemperatur von der Symmetrieebene gelöst und können sich frei bewegen. Bei erreichen der Solidustemperatur wird ermittelt wie weit sich die Knoten zwischenzeitlich von der Symmetrieebene wegbewegt haben. Ist dann an einem Knoten ein Grenzwert überschritten worden, so bleibt dieser im Folgenden frei, ansonsten wird er wieder fest mit der Symmetrieebene verbunden. Die Ergebnisse dieses Modells lagen sehr nahe bei den experimentellen. Eine zusätzliche Auswertung von Prokhorovs Modell war hingegen nicht zufriedenstellend [89–92].

Drezet und Allehaux [123] evaluierten in ihrer Arbeit, ebenso zum Laserstrahlschweißen dünnwandiger Aluminiumbauteile, das RDG-Kriterium. Dabei wurden mehrere Modelle verwendet. Jedoch soll hier nur auf das Thermo-mechanische näher eingegangen werden: Bei der Modellierung wurde ein elasto-viskoplastischer Ansatz verwendet. Als kritischer Wert wurde die Spur der Dehnrate (Maximum und Durchschnitt), inklusive der thermischen Dehnungen ausgewählt. Im Ergebnis konnte den Nahtanfangs- und -endbreichen besonders hohe Rissgefährdung attestiert werden. Dies steht nach Aussage der Autoren im Einklang mit der Erfahrung. Die ebenfalls bewertete plastische Dehnrate konnte hingegen keine überzeugenden Ergebnisse liefern.

Das Laserstrahlschweißungen an dickwandigen Blechen aus niedrig legierten Stählen wurde von Weise [7] untersucht. Aufgrund der limitierten, Mitte–Ende der 90er Jahre zur Verfügung stehenden Rechnerkapazität, beschränkte er die Nahtlänge seines dreidimensionalen Modells auf 10 mm – 32 mm. Das Werkstoffmodell wurde elasto-plastisch ausgeführt. Weise verwendete Prokhorovs Modell und zog als kritische Werte die akkumulierte äquivalente plastische Dehnung und deren Temperaturableitung heran. Während die Dehnungen nicht immer die experimentellen Ergebnisse wiederspiegeln, liefern ihre Temperaturableitungen zufriedenstellende Ergebnisse. Zudem konnten Zugspannungen im Bereich 40 mm – 70 mm in der risskritischen Zone bei 1200 °C festgestellt werden.

Von Shibahara, Serizawa, Murakawa u. a. [101–103] wurden WIG-Schweißungen an dünnen Stahlblechen erstellt und die Erstarrungsrissgefahr mithilfe ihrer Interfaceelemente evaluiert. Dabei befanden sich auch Modelle der Houldcroftprobe. Weitere Untersuchungen bezogen sich auf hochleistungs MAG-geschweißte K-Nähte mit einer Stegweite von 2 mm an einer Wandstärke von 25 mm [104] oder dem WIG-schweißen dickwandiger Rohre aus SUS304 [77]. In allen Fällen konnten gute Übereinstimmungen zwischen Experiment und Berechnung erzielt werden.

2.4 Zusammenfassung

Problematisch für die industrielle Anwendung von Laserstrahl- und Laser-Hybridverfahren mit modernen Festkörperlasern für das Fügen dickwandiger Bauteile ist das Auftreten von Erstarrungsrissen auch bei niedrig legierten Stählen, wenn die Schweißnahthöhe 10 mm übersteigt. Die bekannte Vorstellung, dass hohe Bauteilsteifigkeiten Heißrisse begünstigen spricht dafür, dass beim Schweißen von realen Bauteilen, wie z. B. dickwandigen Rohren mit geringem Außendurchmesser, das Problem im Vergleich zum Laborversuch mit frei schrumpfenden Proben zunimmt. Allerdings gab es in letzter Zeit einige Hinweise darauf, dass diese Vorstellung nicht immer zutrifft.

Ganz grundlegend besteht Forschungsbedarf über den Einfluss der Konstruktion an dickwandigen und steifen Bauteilen. Zwar existieren einige Arbeiten zum Schweißen dickwandiger Bauteile und auch zu dickwandigen Rohre. Jedoch fehlen Untersuchungen zu sehr steifen Bauteilen, wie sie bei Rohren mit hohen Wandstärken und gleichzeitig kleinen Durchmessern vorkommen.

Auch wenn die Wirkung der Schweißparameter auf die Erstarrungsrissbildung besser untersucht ist, so sind jedoch die meisten Untersuchungen an dünneren Bauteilen, mit CO_2-Lasern oder Elektronenstrahlanlagen erfolgt. Speziell für die Interaktion der Schweißparameter beim Laser-MSG-Hybridschweißen fehlen systematische Untersuchungen. Die Arbeit von Fuhrmann [32] kann aufgrund der fehlenden Systematik bei der Trennung der Einflussfaktoren nur Anhaltspunkte bieten. Auch fehlt im Ganzen ein tieferes Verständnis über die Wirkung der Schweißparameter, solange nicht die Primärerstarrung beeinflusst wird. Oder anders ausgedrückt: Liegt eine Rissproblematik vor, so ist zum gegenwärtigen Zeitpunkt unklar, ob diese durch Erhöhen oder Erniedrigen, speziell der Laser- und der Lichtbogenleistung, behoben werden kann.

3 Durchführung

In diesem Kapitel werden die verwendeten Werkstoffe, Anlagentechnik, Schweißparameter, sowie die numerischen Modelle vorgestellt und erläutert.

3.1 Werkstoffe

Für die Versuche wurden Rohre aus den Feinkornbaustählen S460NH, S770QL (FGS78WV) und S890QL (FGS90WV)[4] verwendet. Die chemische Zusammensetzung der Stähle ist in Tabelle 3.1.1 angegeben. Den Messwerten wird die für Hohlprofile aus Feinkornbaustahl gültige Norm, DIN EN 10210 Teil 1 in der Fassung von Juli 2006 [183], gegenübergestellt. Diese beinhaltet allerdings nur Stähle bis zu der Festigkeitsklasse S460. Daher wird für die vergüteten Stähle die Norm für warmgewalzte Flacherzeugnisse aus vergüteten Stählen, DIN EN 10025 Teil 6 in der Fassung vom Februar 2005 [184] herangezogen. In dieser ist beispielsweise S890QL genormt. Zusätzlich werden die Grenzwerte der Stähle angegeben, die laut der Richtlinie des Germanischen Lloyd [49] als schweißgeeignet mit dem CO_2-Laser gelten.

Tabelle 3.1.1 Chemische Zusammensetzung der verwendeten Rohrwerkstoffe nach Stückanalyse in Gew.-% im Vergleich mit den relevanten Normen.

	normalisiert		vergütet			Germanischer Lloyd
	S460NH	DIN EN 10210-1	S770QL	S890QL	DIN EN 10025-6	
C	0,22	$\leq$ 0,22	0,20	0,18	$\leq$ 0,22	$\leq$ 0,12
Si	0,23	$\leq$ 0,65	0,37	0,39	$\leq$ 0,86	0,10 – 0,50
Mn	1,74	$\leq$ 1,80	1,72	1,45	$\leq$ 1,80	0,90 – 1,60
P	0,007	$\leq$ 0,040	0,012	0,020	$\leq$ 0,012	$\leq$ 0,01
S	0,028	$\leq$ 0,035	< 0,001	< 0,001	$\leq$ 0,012	$\leq$ 0,005
Al	0,032	$\geq$ 0,015	0,020	0,024	$\geq$ 0,013	$\leq$ 0,02
Cr	0,17	$\leq$ 0,35	0,34	0,77	$\leq$ 1,60	$\leq$ 0,20
Cu	0,18	$\leq$ 0,77	0,03	0,2	$\leq$ 0,55	$\leq$ 0,35
Mo	0,02	$\leq$ 0,13	0,25	0,35	$\leq$ 0,74	$\leq$ 0,08
Ni	0,11	$\leq$ 0,85	0,05	0,15	$\leq$ 2,10	$\leq$ 0,40
Ti	0,001	$\leq$ 0,04	0,004	0,007	$\leq$ 0,07	$\leq$ 0,02[a]
Nb	< 0,005	$\leq$ 0,07	< 0,005	0,041	$\leq$ 0,07	$\leq$ 0,05[a]
V	0,12	$\leq$ 0,22	0,08	0,04	$\leq$ 0,14	$\leq$ 0,10[a]
Fe	Rest		Rest			Rest
CEV	0,59	$\leq$ 0,55	0,65	0,68	$\leq$ 0,72	$\leq$ 0,38

[a] Nb + Ti + V $\leq$ 0,12

[4] FGS78WV und FGS90WV sind vergütete Feinkornbaustähle mit garantierten Mindeststreckgrenzen von 770 MPa bzw. 890 MPa. Die Stähle werden als S770QL und S890QL gehandelt.

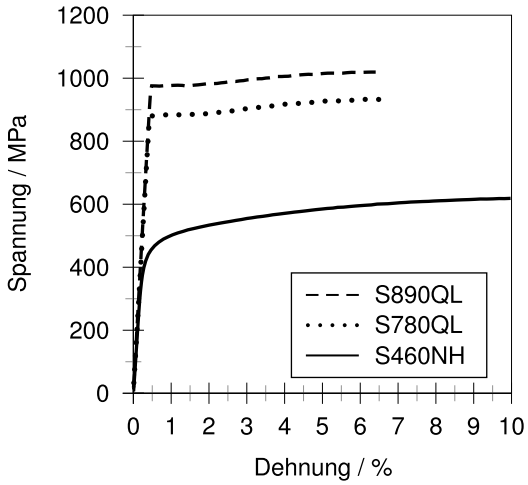


Abbildung 3.1.1 Spannungs-Dehnungsdiagramme der verwendeten Rohrwerkstoffe bei Raumtemperatur. Für die vergüteten Stähle ist der Bereich bis zum erzielten Kraftmaximum dargestellt.

Tabelle 3.1.2 Mechanische Kennwerte der verwendeten Rohrwerkstoffe.

	normalisiert		vergütet			
	S460NH	DIN EN 10210-1	S770QL	DIN EN 10025-6[a]	S890QL	DIN EN 10025-6
$R_{p0,2}$ / MPa	455	$\geq$ 440	882	$\geq$ 770	973	$\geq$ 890
R_m / MPa	625	540 - 720	936	840 - 1000	1019	940 - 1100
A / %	31	$\geq$ 17/15[b]	19	$\geq$ 13	20	$\geq$ 11

[a] Werte interpoliert aus Werten von S690 und S890 (gerundet) [b] längs / quer

Allen untersuchten Stählen sind geringe Mengen der heißrissfördernden Elemente S und P gemein, wobei S460NH bei weitem den höchsten S-Anteil aufweist. Die Si-Anteile sind unkritisch und die Mn-Anteile hoch. Zudem zeigt die chemische Analyse die für diese Klasse von Stählen typischen Kohlenstoffanteile von $\approx$ 0,2 %. Verglichen mit der Richtlinie des Germanischen Lloyd [49] fällt vor allem auf, dass der S-Anteil von S460NH zu hoch ist. Zudem liegen die P-Anteile der vergüteten Stähle oberhalb der Vorgaben. Alle drei Stähle weisen zu hohe C-Anteile auf.

Zusammenfassend kann festgestellt werden, dass alle untersuchten Werkstoffe aus metallurgischer Sicht als nicht heißrissgefährdet bezüglich konventioneller Schweißverfahren einzuschätzen sind. Am ehesten ist in diesem Zusammenhang noch S460NH mit seinem, im Vergleich zu den vergüteten Stählen, erhöhten S-Gehalt und dem ferritisch-perlitischem Gefüge als kritisch zu sehen. In Bezug auf Laserstrahlschweißungen gibt es Hinweise, dass möglicherweise eine Heißrissgefährdung vorhanden ist. Auch hier fällt S460NH auf, der den höchsten C-Gehalt aufweist und den Grenzwert für den S-Gehalt aus der Richtlinie des Germanischen Lloyd überschreitet.

Tabelle 3.2.1 Laserkenngrößen der verwendeten Scheibenlaseranlage.

Laser	max. Ausgangsleistung	Wellen-länge	Faser-durchmesser	Strahlparameter-produkt
Trumpf TruDisk 8002 TruDisk16002	$P_{L.max}$ / kW	λ / nm	$\varnothing_F$ / μm	SPP / mm mrad
	8 / 16[a]	1030	200	8,0
Optik	**Kollimation**	**Brennweite Kollimator**	**Brennweite Fokussierung**	**Abbildungs-verhältnis**
Trumpf BEO D70	–	f_k / mm 200	f_f / mm 300	– 1,5:1
	Spotdurch-messer	**Divergenz-winkel**	**Rayleigh-länge**	**Leistungsdichte im Fokus[b]**
resultierend	$\varnothing_S$ / μm 300	Θ_S / mrad 107	z_R / mm 2,81	$p_{F.max}$ / MW cm^{-2} 11,3 / 22,6[a]

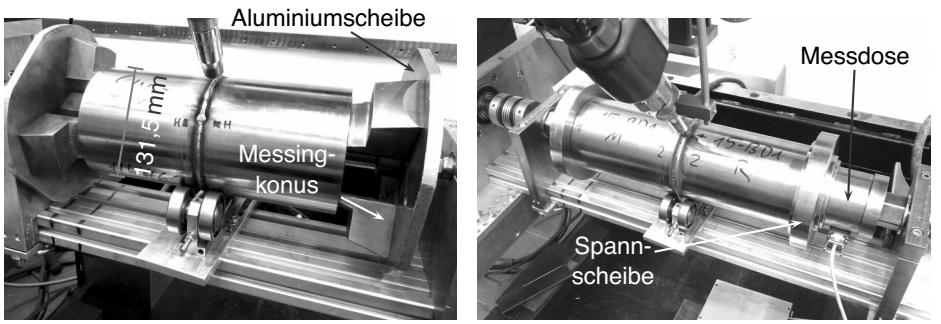
[a] TruDisk 8002 / TruDisk 16002 [b] unter der Annahme homogener Leistungsverteilung über den gesamten Spot

Die gemessenen technischen Spannungs-Dehnungsdiagramme der verwendeten Rohrwerkstoffe sind in Abbildung 3.1.1 dargestellt. Daraus wurden die mechanischen Kennwerte Dehngrenze $R_{p0,2}$, Zugfestigkeit R_m und Bruchdehnung A ermittelt welche Tabelle 3.1.2 entnommen werden können.

3.2 Experimenteller Aufbau

3.2.1 Lasertechnik

Für die Versuche an Rohren aus dem vergüteten Feinkornbaustahl S770QL wurde ein Yb:YAG Scheibenlaser TruDisk 8002 der Firma Trumpf verwendet, wohingegen für die Experimente mit Rohren aus S890QL und mit Rohren aus S460NH ein Yb:YAG Scheibenlaser TruDisk 16002 derselben Firma zum Einsatz kam. Die Strahlquellen unterscheiden sich lediglich in der maximal zur Verfügung stehenden Ausgangsleistung von 8 kW bei dem TruDisk 8002 und 16 kW bei dem TruDisk 16002. Die Daten der Strahlquelle und der verwendeten Optik, sowie die resultieren Strahleigenschaften können Tabelle 3.2.1 entnommen werden. Die Laserstrahlquellen geben ihre Leistung bei einer Wellenlänge von 1030 nm ab. Als Arbeitsfaser wurde eine Faser mit 200 µm Kerndurchmesser verwendet. In dieser Kombination ergibt sich ein Strahlparameterprodukt von 8 mm mrad. Die verwendete BEO D70 Optik (Trumpf) nutzt einen Kollimator mit einer Brennweite von 200 mm. Das Fokussiersystem verfügt über eine Brennweite von 300 mm, so dass sich rechnerisch ein Fokuspunktdurchmesser von 0,3 mm ergibt. Aufgrund des geringen Fokusdurchmessers liegen die Leistungsdichten bei sehr hohen Werten von 11,3 MW cm^{-2} bzw. 22,6 MW cm^{-2}. Dies wird durch eine Rayleighlänge von nur 2,81 mm erkauft. Der Divergenzwinkel liegt bei 107 mrad.



(a) Offene Spannvorrichtung. *(b)* Geschlossene Spannvorrichtung.

Abbildung 3.2.1 In den Experimenten benutzte Spannvorrichtungen.

Als Lichtbogenquelle wurde für die Versuche eine digitale Impulsschweißstromquelle Quinto GLC 603 der Firma Cloos verwendet. Die Quelle verfügt bei 60 % Einschaltdauer über einen maximalen gemittelten Strom von 600 A bei 44 V gemittelter Spannung. Ihre maximale Leistungsabgabe liegt demnach bei 26,4 kW. Sie verfügt über eine integrierte Drahtfördereinheit, die Drahtvorschübe bis 30 m min^{-1} zulässt. Auch diese Lichtbogenquelle bietet einen Synergiemodus, bei dem Strom und Spannung auf Basis hinterlegter Kennlinien abhängig vom Drahtvorschub automatisch eingestellt werden.

An die Optik ist ein MSG-Brenner mit integrierter Kühlung angebracht worden. Die Position des Brenners relativ zum Strahl konnte in Winkel, Abstand und Höhe variiert werden.

Die Schweißungen mit dem Scheibenlaser wurden in einer 5-Achs-Portalanlage der Firma Trumpf durchgeführt. An die NC-Steuerung wurde zusätzlich ein Synchronmotor als Rundachse angeschlossen, der den Arbeitsvorschub erzeugte. Die Schweißungen erfolgten mit bewegtem Rohr und stationärer Optik.

3.2.2 Spann- und Zentriervorrichtungen für Rohre

Für die Schweißungen an Rohren wurden zwei verschiedene Spannvorrichtungen verwendet. Die Vorrichtungen sind in Abbildung 3.2.1 abgebildet. Die in Abbildung 3.2.1a gezeigte Spannvorrichtung erlaubt die Aufnahme von Rohren mit unterschiedlichen Innendurchmessern. Zur Aufnahme der Rohre dienen Messingkonussegmente, die auf einer Aluminiumscheibe befestigt sind. Zentrisch durch die aufgenommenen Rohre läuft eine M16 Gewindestange, mit der die Probenhälften gegeneinander verspannt werden können. Da die Konen geschlitzt sind, können die Schweißungen an der Wurzel entgasen. Im Abstand verstellbare, außen liegende Rollen unterstützen die Zentrierung der Rohre.

Die zweite Spannvorrichtung, dargestellt in Abbildung 3.2.1b, verwendet auf die Innendurchmesser der vorhandenen Proben angepasste Spielpassungen auf Stahlscheiben. Die Passungen unterstützen die Rollen bei der Zentrierung der Rohre. Zusätzlich werden auch hier im Abstand verstellbare Rollen eingesetzt. Die gesamte Anordnung ist in Form einer CAD-Grafik nochmals in Abbildung 3.2.2 dargestellt, um die zugrunde liegenden Prinzipien zu erläutern. Bei dieser Spannvorrichtung verläuft eine Gewindestange mit Feingewinde

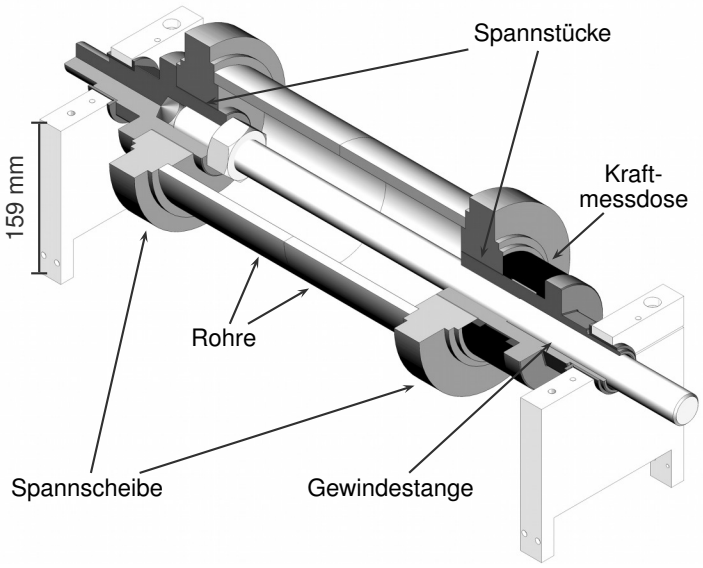


Abbildung 3.2.2 Geschlossene Spannvorrichtung in Schnittdarstellung.
Im Bild sind die Stahlspannscheiben, die Spannstücke, die Kraftmessdose, das Gewinde und die Gleitlager in unterschiedlichen Graustufen dargestellt. Die Kraftmessdose ist hier nur schematisch dargestellt und war in der konkreten technischen Ausführung weniger massiv.

M30 x 2 mm zentrisch durch die Rohre. Der höhere Durchmesser und das Feingewinde erlauben das Aufbringen auch größerer Vorspannkräfte. An einem Ende der Spannvorrichtung befindet sich eine Kraftmessdose zur Messung der Vorspannkraft.

Die Scheiben sind durch Spielpassungen axial frei beweglich auf Wellenabsätzen von Spannstücken aufgebracht. Das Vortriebsmoment des Motors wird durch Kraftschluss übertragen. Im Inneren sind die Spannstücke mit einem Gewinde versehen und werden auf die Gewindestange geschraubt. Der Anpressdruck gegen die Scheibe wird durch einen Absatz erzeugt. Auf eines der Spannstücke wird zwischen die Spannscheibe und den Absatz die Kraftmessdose auf einen weiteren Wellenabsatz geschoben. Dies ist in Abbildung 3.2.2 rechts dargestellt. Beim Verschrauben drückt der hintere, rechte Absatz des Spannstücks gegen die Kraftmessdose und diese gegen die Spannscheibe. So ist sichergestellt, dass die gesamte Vorspannkraft durch die Kraftmessdose geleitet wird. Die Kraftmessdose wurde im Rahmen dieses Projektes entwickelt und an der BAM kalibriert. Als Messaufnehmer wurde eine DMS-Vollbrücke verwendet.

Die Ersatzsteifigkeit eines Teiles der Konstruktion, $c_{ers.i}$, kann bei homogenem Querschnitt und Werkstoff nach Formel 3.2.1 berechnet werden.

$$c_{ers.i} = \frac{E_i \, A_i}{l_{0.i}} \tag{3.2.1}$$

In der Formel steht E_i für den Elastizitätsmodul, A_i für die Fläche quer zur Belastungsrichtung und $l_{0.i}$ für die Länge entlang der Belastungsrichtung. Befinden sich mehrere Bauteile in Reihe, so ist die resultierende Gesamtsteifigkeit $c_{ers.ges}$ nach Formel 3.2.2 zu berechnen:

$$c_{ers.ges} = \left(\sum_i \frac{1}{c_{ers.i}} \right)^{-1} . \tag{3.2.2}$$

Aus der Formel geht hervor, dass bei Reihenschaltungen von Steifigkeiten die kleinste Steifigkeit dominierend ist[5]. Da die Spannscheiben, die Spannstücke und die Rohre massive Bauteile sind, kann die Steifigkeit der Konstruktion daher auf Basis der Steifigkeiten der Gewindestange in Reihe mit der Kraftmessdose abgeschätzt werden.

Ersetzt man den Bruch in Formel 3.2.2 durch die Nachgiebigkeit $\delta_{N.i} = c_{ers.i}^{-1}$, ergibt sich die Gesamtsteifigkeit aus dem Reziprokenwert der Summe der Nachgiebigkeiten. Die Nachgiebigkeit der Kraftmessdose kann mit der Reziproken von Formel 3.2.1 und die Nachgiebigkeit der Gewindestange kann auf Basis von VDI 2230 Teil 1 [185] berechnet werden. Insgesamt ergibt sich mit der Länge der Probe l_{Probe}, der Länge des Absatzes auf der Spannscheibe l_{Absatz} und dem Elastizitätsmodul von Stahl E_{Stahl} eine Gesamtnachgiebigkeit von:

$$\delta_{ers.ges} = 8{,}36 \cdot 10^{-7} \frac{\text{mm}}{\text{N}} + 3{,}53 \cdot 10^{-7} \frac{\text{mm}}{\text{N}} + \frac{l_{Probe} - 10\,\text{mm} - l_{Absatz}}{E_{Stahl} \cdot 596\,\text{mm}^2} . \tag{3.2.3}$$

Bei einer Länge von 400 mm und Nutzung des vorderen Absatzes für das Rohr errechnet sich eine Gesamtnachgiebigkeit von $\delta_{ers.ges} = 4{,}23 \cdot 10^{-6}\,\text{mm}\,\text{N}^{-1}$, entsprechend einer Gesamtersatzsteifigkeit von $c_{ers.ges} = 237\,\text{kN}\,\text{mm}^{-1}$.

3.2.3 Messtechnik

Als Messkraftverstärker für die Kraftmessdose wurde ein Vierkanal Universalmessverstärker QuantumX MX440A der Firma HBM genutzt. Die Messungen der Temperatur-Zeitverläufe erfolgten mit einem 16-Kanal Temperaturmessverstärker QuantumX MX1609 derselben Firma.

3.2.4 Prüfung

Die untersuchten Risse lagen innerhalb des Materials, ohne Verbindung zu den Oberflächen und verfügten über eine Länge unterhalb von 2 mm. Bei dieser Konstellation kommen nur Methoden infrage, bei denen das Innere des Materials offenbart wird. Vorversuche ließen darauf schließen, dass die Empfindlichkeit von Ultraschalluntersuchungen nicht ausreicht, um diese Art von Defekt sicher zu identifizieren. CT-Untersuchungen dagegen sind bei den verwendeten Wandstärken zu aufwändig. Bei Röntgenuntersuchungen an einem Rohr im Bereich der verwendeten Wandstärken und Außendurchmesser sowie Stahl als Werkstoff sind acht Aufnahmen mit Doppelwanddurchstrahlung notwendig. Die Zeit zur Prüfung eines einzelnen Rohres beträgt etwa 2 h. Die durchgeschweißten Proben wurden noch mehrheitlich mit der Röntgendurchstrahlungsmethode wie erläutert geprüft. Dabei wurden mindestens drei ausgesuchte Proben je Wandstärke untersucht.

[5] Steifigkeiten $c_{ers.i} \to \infty$ tragen nicht zur Gesamtsumme bei.

An einigen Stellen wurden Schliffe entnommen, um sicherzustellen, dass es sich bei den im Röntgenbild als Risse identifizierten Ungänzen nicht um Schlauchporen oder Lunker handelt. Dabei wurde versucht der auszählenden Person eine breite Datenbasis zur Verfügung zu stellen. Es war aber keinesfalls möglich sämtliche Unregelmäßigkeiten anzuschleifen. Die untersuchten Ungänzen sind klein, und die Region, in der sie sich befinden, ist nur bis auf einige mm genau bestimmbar. Zum Anschleifen der Ungänze mussten daher erst einige mm abgeschliffen und mehrfach überprüft werden, ob die Ungänze getroffen wurde.

Vor der Prüfung der eingeschweißten Rohre wurde die Methode der “zerstörenden Röntgenprüfung” entwickelt: Nach dem Schweißen wurde die Nähte aus den Rohren herausgetrennt, so dass sie als Ring vorlagen. Dann wurde der Ring in acht 45° Segmente unterteilt, nebeneinander arrangiert und geröntgt. Dieses Vorgehen hat den Vorteil, dass die gesamte Naht mit einer einzigen Aufnahme geprüft werden konnte und hat die durchgeführten Arbeiten überhaupt erst ermöglicht. Die notwendige Röntgenzeit verringerte sich dadurch auf einige wenige Minuten. Gleichzeitig verdoppelte sich die mögliche Auflösung. Bei den Einschweißversuchen war so eine 100 %-Prüfung möglich. Nachträglich durchgeführte Durchschweißungen konnten ebenfalls zu 100 % geprüft werden.

Die Röntgenfilme wurden digitalisiert und am Arbeitsplatzcomputer geprüft. Dies hatte den Vorteil, dass moderne, digitale Filter eingesetzt werden konnten, wodurch das Ergebnis fundierter war, als bei der rein optischen Kontrolle der Röntgenfilme.

Zur Absicherung der Ergebnisse wurden die Röntgenfilme der Einschweißungen nur nach Probennummer ausgezählt. Dies stellt im Prinzip eine Verblindung dar, da die jeweils konkreten Parameter aufgrund der zufälligen Versuchsreihenfolge nicht direkt aus den Probennummern herauszulesen waren und auch bewusst nicht zuhilfe genommen wurden.

Wegen der nicht vollständigen Durchschweißung resultiert eine durchgehende feine Linie, die die Ungänzen überlagert. Eine Unterscheidung zwischen Rissen und anderen Ungänzen, wie Porenzeilen oder Bindefehlern war daher nicht immer völlig sicherzustellen. Daher wurde bei der Auswertung zwischen sicher identifizierten Rissen und möglichen weiteren Rissen unterschieden. Im Rahmen der Ergebnispräsentation werden hier nur die Ergebnisse der sicher identifizierten Risse angegeben.

Bei allen Untersuchungen wurden die 45° um den Endpunkt der Schweißung von der Auswertung ausgenommen. Dieser Bereich stellt aufgrund des Zusammenspiels der Schweißparameter mit den Einstellungen der Start- und Endparameterliste, des Schweißens in eine bereits erkaltete Naht, und den instationären Prozessen des Ein- und Ausschaltens eine technologische eigenständige Problemstellung dar. In diesem Bereich traten bei den Einschweißungen nahezu immer mehrere Risse auf, sodass das Ergebnis der Untersuchungen der eigentlichen Naht dadurch verfälscht worden wäre.

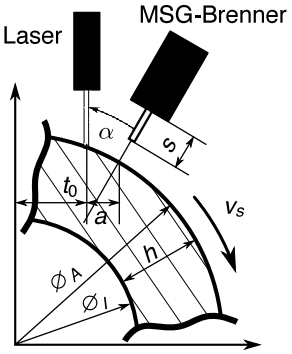


Abbildung 3.3.1 Geometrische Anordnung während der Schweißungen.

3.2.5 Software

Die Auswertung der Röntgenfilme wurde mithilfe der Software ISee! durchgeführt. Bei der Auswertung der Ergebnisse wurden die Softwarepakete Microsoft Excel und das freie Softwarepaket GNU Octave verwendet. Die numerischen Berechnungen auf Basis der Finiten Elemente Methode wurden mithilfe der Software ANSYS® 12.1 der Firma ANSYS, Inc. durchgeführt.

3.3 Experimentelle Parameter

In diesem Abschnitt werden die geometrischen Einstellungen, Kantenvorbereitung, Zusatzwerkstoffe und die Schweißparameter Schweißgeschwindigkeit, Drahtvorschubgeschwindigkeit und Laserleistung für die Experimente erläutert und aufgelistet.

Abbildung 3.3.1 zeigt die geometrische Anordnung der beteiligten Prozesse und der Werkstücke während der Experimente. Alle Hybridschweißungen wurden in schleppender Anordnung, d. h. mit vorlaufendem Brenner mit bewegtem Werkstück und stationärem Arbeitskopf, in PA-Position durchgeführt. Der Laserstrahl traf lotrecht auf das Werkstück auf, und der Draht wurde dem Werkstück relativ dazu unter dem Winkel α zugeführt. Die Abstände zwischen dem Auftreffpunkt des Lasers und dem Punkt, an dem der Draht ohne Zünden des Plasmas auftreffen würde, wurden als Länge *a* justiert. Nach jedem Experiment wurde der Draht auf eine definierte Stick-out-Länge *s* eingestellt. Nicht im Bild dargestellt, aber bei den Experimenten justiert wurde zudem die Lage der Strahlfokusebene gegenüber der Werkstückoberfläche *f*. Diese lag in allen Experimenten entweder auf der Oberfläche, oder einige mm in das Werkstück hinein verlegt. Ebenfalls nicht eingezeichnet, aber für einige Rohrschweißungen relevant, ist die Länge der Probenhälfte quer zur Schweißnaht l_q, bzw. die Gesamtprobenlänge quer zur Schweißnaht *L*. Bei den Schweißungen wurde der Prozess in Schweißrichtung um den Abstand t_0 vom Rohrscheitelpunkt positioniert. Dies stellte sich in Vorarbeiten als positiv für die Nahtqualität heraus. Mit den verwendeten Abständen betrug der Winkel zum Rohrscheitel je nach Rohrdurchmesser $8{,}2^\circ - 8{,}6^\circ$, entsprechend einer Position des Minutenzeigers einer Uhr bei etwa 1 min und 25 s. Die durchzuschweißende Wandstärke änderte sich dadurch nur um Werte der Größenordnung 0,1 mm.

Tabelle 3.3.1 Parameter bei Durchschweißungen an Rohren.

Werkstoff	h / mm	$\varnothing_A$ / mm	α / °	t_0 / mm	a / mm	f / mm	P_L / kW	v_d / ($^{m}/_{min}$)	Δl_{LB} / %	v_s / ($^{m}/_{min}$)	Kante
S770QL	9	138	30	10	3,5	0	7,5–8	8–15	-27–40	1,8–2,0	I-Stoß, gedreht
S890QL	10,5	131,5			3	0 – 4	9,5–13	9–13	-20–10		
S460NH	14,5	136,6			4	4	14–16	10–14	0	1,5–2,4	
Schweißstromquelle:	Synergiemodus, Kennlinie für MSG-Pulsbetrieb bei FE-Werkstoffen, $\varnothing_{Draht}$ = 1,2 mm, Schutzgas Ar mit 18 % CO_2										

Die Schweißungen wurden als Stumpfstoß mit abgedrehten und gesäuberten Kanten durchgeführt.

Bei den Hybridschweißungen wurde ein Zusatzdraht der Klasse G3Ni1 mit einem Durchmesser von 1,2 mm verwendet. Als aktives Schutzgas kam bei allen Hybridschweißungen ein Gasgemisch aus Ar mit einer Beimischung von 18 % CO_2 zum Einsatz und He als Laserschutzgas.

Für die Schweißungen wurde an der Schweißstromquelle der Synergiemodus mit voreingestellter Kennlinie für den MSG-Pulsbetrieb bei Fe-Werkstoffen bei einem Drahtdurchmesser von 1,2 mm und dem entsprechenden Schutzgas gewählt. Damit einher geht, dass die Lichtbogenleistung mit steigendem Drahtvorschub ansteigt.

3.3.1 Durchschweißungen

Zum Nachweis der generellen Durchführbarkeit von Hybridschweißungen an Rohren und zur Untersuchung, ob an Rohren vermehrt Risse entstehen, wurden Durchschweißungen durchgeführt. Die Tabelle 3.3.1 gibt einen Überblick über die bei diesen Experimenten verwendeten Schweißparameter. Alle Schweißungen wurden 10 mm in Schweißrichtung vom Scheitel entfernt positioniert. Basierend auf Vorversuchen an Flachproben wurde ein Abstand a zwischen den Prozessen von 3 mm – 4 mm während der Versuchsreihen jeweils konstant gehalten. Die Fokusebene wurde meist auf der Rohroberkante (0 mm) belassen oder bis zu 4 mm in das Werkstoffinnere verlegt. Dabei wurden einige Lageänderungen an Rohren aus S890QL durchgeführt, ohne dass signifikante Änderungen am äußeren Nahtergebnis festzustellen waren. Die Experimente wurden auf der offenen Spannvorrichtung durchgeführt und immer handfest verspannt.

Die untersuchten Schweißgeschwindigkeiten lagen bei 1,5 m min^{-1} – 2,4 m min^{-1}, wobei die meisten Experimente mit Geschwindigkeiten um 2,0 m min^{-1} durchgeführt wurden. Bei den vergüteten Stählen wurde die Lichtbogenlänge in einzelnen Experimenten stark verkürzt, bzw. verlängert (-27 % bis 40 %). Sie wurde bei den Experimenten aber im Wesentlichen in der Nähe der Voreinstellung der Schweißstromquelle belassen (± 0 %).

S770QL wurde mit Laserleistungen um 8 kW und mit Drahtvorschubgeschwindigkeiten von 8 m min^{-1} – 15 m min^{-1} geschweißt. Bei S890QL wurde die Laserleistung auf Werte von 9,5 kW – 13 kW erhöht, wobei die meisten Experimente mit Werten von 10 kW und 11 kW durchgeführt wurden. Der Drahtvorschub lag dabei bei 9 m min^{-1} – 13 m min^{-1}.

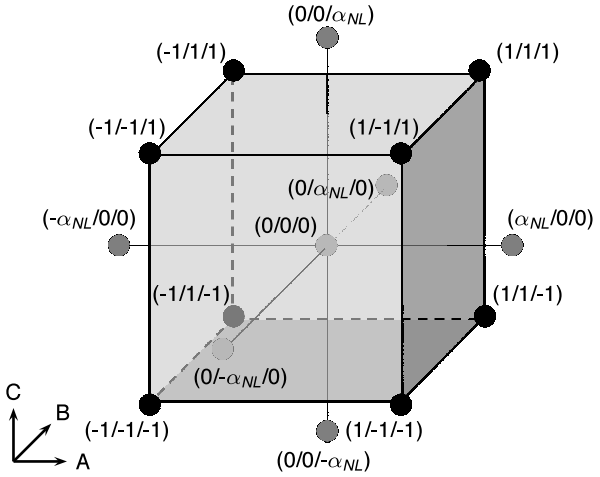


Abbildung 3.3.2 Schematische Darstellung eines Plans der statistischen Versuchsplanung mit drei Parametern, A, B, C und Sternpunkten zur Identifikation des Einflusses von Nichtlinearitäten.

Bei Proben desselben Werkstoffes mit einer Wandstärke von 14,5 mm wurden Versuche mit Laserleistungen zwischen 14 kW und 16 kW durchgeführt. Dabei wurden Drahtvorschübe von 10 m min^{-1} – 14 m min^{-1} verwendet.

Ein großer Teil der Rohre aus vergütetem Stahl und alle Rohre aus S460NH mit einer Wandstärke von 14,5 mm wurden geheftet, um die Schweißverzüge zu minimieren. Dazu wurde an den Positionen 50°, 170° und 290° ausgehend vom Prozessstart 5° lange Heftnähte mit dem Laser bei reduzierter Leistung (2 kW – 3 kW) gelegt. Die eigentlichen Schweißungen wurden einige Minuten später vollzogen, sodass davon ausgegangen werden kann, dass die Heftnähte zu diesem Zeitpunkt vollständig abgekühlt waren.

3.3.2 Einschweißungen

Die ursprüngliche Rissproblematik bestand bei Nutzung eines Rohres mit in das Rohr eingearbeiteter Badstützte, wobei diese Badstütze nicht durchgeschweißt wurde. Rohre aus dem vergüteten Feinkornbaustahl S890QL und aus normalisiertem Feinkornbaustahl S460NH wurden daher im Rahmen von Untersuchungen eingeschweißt, d. h. die Leistung wurde so eingestellt, dass es nicht zu einer Durchschweißung kam. Ziel dieser Untersuchungen war es, den Einfluss von Laserleistung, Drahtvorschubgeschwindigkeit und Schweißgeschwindigkeit auf die Rissbildung zu untersuchen.

Für die Experimente wurde jeweils ein orthogonaler 2^3-Plan zuzüglich von Sternpunkten der statistischen Versuchsplanung mit den Parametern Laserleistung P_L, Drahtvorschubgeschwindigkeit v_d und Schweißgeschwindigkeit v_s verwendet, Abbildung 3.3.2. Zielwert war dabei die Anzahl der Risse. Die geometrischen Parameter (a, f, t_0, α, s) blieben während der jeweiligen Versuchsreihen konstant, genauso wie die Lichtbogenlängenkorrektur ($\triangle l_{LB}$). Bei den Versuchsreihen an beiden Werkstoffen betrug a = 4 mm, t_0 = 10 mm, α = 30°

Tabelle 3.3.2 Parameter der Einschweißversuche an S890QL mit 10,5 mm Wandstärke.

A	B	C	AB	BC	CA	ABC	A^2	B^2	C^2	P_L / kW	v_d / ($^m/_{min}$)	v_s / ($^m/_{min}$)
−1	−1	−1	1	1	1	−1	1	1	1	4	8	1,8
−1	−1	1	1	−1	−1	1	1	1	1	4	8	2,5
−1	1	−1	−1	−1	1	1	1	1	1	4	12	1,8
−1	1	1	−1	1	−1	1	1	1	1	4	12	2,5
1	−1	−1	−1	1	−1	1	1	1	1	6	8	1,8
1	−1	1	−1	−1	1	−1	1	1	1	6	8	2,5
1	1	−1	1	−1	−1	−1	1	1	1	6	12	1,8
1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	6	12	2,5
0	0	$-\alpha_{NL}$	0	0	0	0	0	0	α_{NL}^2	5	10	1,7
0	0	α_{NL}	0	0	0	0	0	0	α_{NL}^2	5	10	2,6
0	$-\alpha_{NL}$	0	0	0	0	0	0	α_{NL}^2	0	5	7,4	2,15
0	α_{NL}	0	0	0	0	0	0	α_{NL}^2	0	5	12,6	2,15
$-\alpha_{NL}$	0	0	0	0	0	0	α_{NL}^2	0	0	3,7	10	2,15
α_{NL}	0	0	0	0	0	0	α_{NL}^2	0	0	6,3	10	2,15
0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	5	10	2,15
0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	5	10	2,15

Schweißstromquelle: Synergiemodus, Kennlinie für MSG-Pulsbetrieb bei FE-Werkstoffen, $\varnothing_{Draht}$ = 1,2 mm, Schutzgas Ar mit 18 % CO_2

Werkstoff	h / mm	$\varnothing_A$ / mm	α / °	t_0 / mm	a / mm	f / mm	L / mm	Δl_{LB} / %
S890QL	10,5	131,5	30	10	4	3	400/380[a]	0

[a] vor / nach dem Sägen

und Δl_{LB} = 0 %. Die Fokusebene lag bei Experimenten an S890QL 3 mm und bei Experimenten an S460NH 4 mm unterhalb der Rohroberfläche. Da die Anzahl der vorhandenen Rohre nicht ausgereicht hätte, um eine vollständige Versuchsreihe abzudecken, wurden die Rohre geschweißt, dann die Naht herausgetrennt und die Rohre an der Rückseite erneut geschweißt. Um eine saubere Ausrichtung der Rohre nach dem Sägen zu ermöglichen, wurden die gesägten Enden zudem erneut abgedreht. Die Probenlängen quer zur Schweißrichtung verringerte sich dadurch um 10 mm je Hälfte, also insgesamt um 20 mm. Bei einer Ausgangsprobenhälftenlänge von 200 mm ergaben sich so Gesamtprobenlängen von 400 mm vor und 380 mm nach dem Zersägen der Proben.

Die Tabelle 3.3.2 listet die verwendeten Parameter bei den Schweißungen an Rohren aus S890QL mit einer Wandstärke von 10,5 mm und einem Außendurchmesser von 131,5 mm. Dabei wird der Multiplikator α_{NL} = 1,287 für einen orthogonalen Plan mit 3 unabhängigen Parametern und zwei Messungen im Zentralpunkt beachtet. Das Parameterfenster lag bei Laserleistungen von P_L = 5 kW±1 kW, Drahtvorschubgeschwindigkeiten von v_d = 10 m min^{-1}± 2 m min^{-1} und Schweißgeschwindigkeiten von v_s = 2,15 m min^{-1}±0,35 m min^{-1}. Die Experimente wurden auf der offenen Spannvorrichtung durchgeführt und dabei die Proben handfest vorgespannt.

Tabelle 3.3.3 Parameter der Einschweißversuche an S460NH mit 14,5 mm Wandstärke.

A	B	C	AB	BC	CA	ABC	A^2	B^2	C^2	P_L / kW	v_d / ($^{m}/_{min}$)	v_s / ($^{m}/_{min}$)
-1	-1	-1	1	1	1	-1	1	1	1	6	6	1,8
-1	-1	1	1	-1	-1	1	1	1	1	6	6	3,0
-1	1	-1	-1	-1	1	1	1	1	1	6	12	1,8
-1	1	1	-1	1	-1	1	1	1	1	6	12	3,0
1	-1	-1	-1	1	-1	1	1	1	1	10	6	1,8
1	-1	1	-1	-1	1	-1	1	1	1	10	6	3,0
1	1	-1	1	-1	-1	-1	1	1	1	10	12	1,8
1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	10	12	3,0
0	0	$-\alpha_{NL}$	0	0	0	0	0	0	α_{NL}^2	8	9	1,6
0	0	α_{NL}	0	0	0	0	0	0	α_{NL}^2	8	9	3,2
0	$-\alpha_{NL}$	0	0	0	0	0	0	α_{NL}^2	0	8	5,2	2,4
0	α_{NL}	0	0	0	0	0	0	α_{NL}^2	0	8	12,8	2,4
$-\alpha_{NL}$	0	0	0	0	0	0	α_{NL}^2	0	0	5,4	9	2,4
α_{NL}	0	0	0	0	0	0	α_{NL}^2	0	0	10,6	9	2,4
0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	8	9	2,4
0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	8	9	2,4

Schweißstromquelle:	Synergiemodus, Kennlinie für MSG-Pulsbetrieb bei FE-Werkstoffen, $\varnothing_{Draht}$ = 1,2 mm, Schutzgas Ar mit 18 % CO_2

Werkstoff	h / mm	$\varnothing_A$ / mm	α / °	t_0 / mm	a / mm	f / mm	L / mm	Δl_{LB} / %
S460NH	14,5	136,6	30	10	4	4	400/380[a]	0

[a] vor / nach dem Sägen

Die Schweißungen an Rohren aus S460NH mit einem Außendurchmesser von 136,6 mm und einer Wandstärke von 14,5 mm wurden mit Laserleistungen von P_L = 8 kW $\pm$ 2 kW, Drahtvorschubgeschwindigkeiten von v_d = 9 m min^{-1} $\pm$ 3 m min^{-1} und Schweißgeschwindigkeiten von v_s = 2,4 m min^{-1} $\pm$ 0,6 m min^{-1} auf der geschlossenen Spannvorrichtung durchgeführt. Dabei wurden die Proben mithilfe eines Gewichtes definiert vorgespannt. Tabelle 3.3.3 zeigt sämtliche Versuchsparameter, ebenfalls unter Einbeziehung des Multiplikators α_{NL} = 1,287.

Die Versuchsreihenfolge erfolgte nach einer zufälligen Festlegung, wodurch verhindert werden sollte, dass äußere Einflüsse systematische Fehler in den Ergebnissen verursachen. Dies verhinderte, dass z. B. bei einer Erhöhung der Außentemperatur über den Versuchszeitraum alle Versuche mit niedriger Laserleistung bei tendenziell niedrigerer Außentemperatur durchgeführt werden und alle Versuche mit hoher Laserleistung bei höherer Außentemperatur. Systematische Einflüsse, die nicht kontrolliert werden können, lassen sich somit statistisch verteilen. Daher werden sie nicht für echte Einflussfaktoren gehalten.

Die Ergebnisse der Versuchsreihen wurden mit einer triquadratischen Regression ausgewertet. Um die Signifikanz der Effekte zu bewerten wurden sie den Signifikanzniveaus 95 % (invariant signifikant), 99 % (signifikant) und 99,8 % (hoch signifikant) gegenübergestellt. Dazu wurden die Varianzen durch Pooling ermittelt und um den jeweils relevanten Wert der

Tabelle 3.3.4 Parameter der weiterführenden Einschweißversuche.

Werkstoff	h / mm	$\varnothing_A$ / mm	P_L / kW	v_d / m min^{-1}	v_s / m min^{-1}
S460NH	14,5	136,6	8	–	2,2
S460NH	10,0	131,5	8	–	2,2
S890QL	10,5				
S460NH	10,0	131,5	5,4	9	2,4
			6	12	3,0
S890QL	10,5		5,4	9	2,4
			6	12	3,0

für alle:	a / mm	t_0 / mm	f / mm	α / °	Δl_{LB} / %	Kante
	4	10	4	30	0	I, gedreht

Schweißstromquelle:	Synergiemodus, Kennlinie für MSG-Pulsbetrieb bei FE-Werkstoffen, $\varnothing_{Draht}$ = 1,2 mm, Schutzgas Ar mit 18 % CO_2

t-Verteilung erhöht. Da sich bei beiden Versuchsreihen einige Experimente nicht auswerten ließen, wurden zudem die Varianzinflationsfaktoren (*VIF*) berechnet und die Varianzen modifiziert.

3.3.2.1 Weiterführende Untersuchungen

Um die erzielten Ergebnisse abzusichern und offene Fragen zu beantworten, wurden weiterführende Untersuchungen durchgeführt. Bei all diesen Experimenten lag der Abstand vom Rohrscheitelpunkt *t* bei 10 mm und die Fokusebene 4 mm unterhalb der Rohroberfläche. Wo relevant, war der Winkel α bei 30° und der Abstand zwischen den Prozessen *a* bei 4 mm. Die Tabelle 3.3.4 gibt die Parameter dieser Untersuchungen an.

Es wurden autogene Laserstrahlschweißungen an S460NH mit 14,5 mm Wandstärke ausgeführt, bei denen die Laserleistung bei 8 kW lag und die Schweißgeschwindigkeit bei 2,2 m min^{-1}.

Zusätzlich wurden autogene Schweißungen an Rohren unterschiedlicher Wandstärke durchgeführt, bei denen die Laserleistung gerade so eingestellt war, dass bei der einen Wandstärke durchgeschweißt wurde, bei der anderen aber nicht. Die Schweißungen wurden an Proben aus S460NH und S890QL mit 10 mm, bzw. 10,5 mm Wandstärke und beide mit einem Außendurchmesser von 131,5 mm mit einer Laserleistung von 8 kW und einer Schweißgeschwindigkeit von 2,4 m min^{-1} erzeugt.

Weitere Schweißungen wurden an Rohren aus S460NH mit 10 mm Wandstärke und an S890QL mit 10,5 mm Wandstärke mit Parametern erstellt, die bei Schweißungen an S460NH mit 14,5 mm Wandstärke Einschweißtiefen unterhalb von 10 mm lieferten. Die Laserleistung lag bei diesen Experimenten bei 5,4 kW und 6 kW, die Drahtvorschubgeschwindigkeit bei 9 m min^{-1} und 12 m min^{-1} und die Schweißgeschwindigkeit bei 2,4 m min^{-1} und 3,0 m min^{-1}.

Tabelle 3.3.5 Parameter der Einschweißversuche bezüglich mechanischer Einflüsse.

	h / mm	$\varnothing_A$ / mm	L / mm	F_V / kN	P_L / kW	v_d / m min^{-1}	v_s / m min^{-1}	Kante
Einfluss der Vorspannkraft	14,5	136,6	340 –380	2,8 10 20	8	9	2,4	I-Stoß, gedreht
				2 25	10	6	1,8	
Einfluss der Längssteifigkeit	14,5	136,6	340	2,8	10	6	1,8	I-Stoß, gedreht, Längsschnitt
Einfluss der Quersteifigkeit	14,5	136,6	100 340 –380	2,8 20	8	9	2,4	I-Stoß, gedreht

für alle:	Werkstoff	a / mm	t_0 / mm	f / mm	α / °	Δl_{LB} / %
	S460NH	4	10	4	30	0

Schweißstromquelle: Synergiemodus, Kennlinie für MSG-Pulsbetrieb bei FE-Werkstoffen, $\varnothing_{Draht}$ = 1,2 mm, Schutzgas Ar mit 18 % CO_2

3.3.2.2 Einfluss der mechanischen Randbedingungen

Zur Untersuchung des Einflusses von Vorspannkräften, Quersteifigkeit und Längssteifigkeit auf die Rissgefahr bei Hybridschweißungen, wurden Einschweißungen an Rohren aus dem hochfesten Feinkornbaustahl S460NH produziert.

Tabelle 3.3.5 fasst die Parameter der Rohrschweißungen in diesem Abschnitt zusammen. Die geometrischen Parameter a, t_0, f,α, sowie die Lichtbogenlängenkorrektur $\triangle l_{LB}$ lagen während aller Versuche konstant bei a = 4 mm, t = 10 mm, f = 4 mm, $\alpha = 30^\circ$ und Δl_{LB} = 0 %. Die Schweißungen zur Untersuchung von Vorspannkräften und zur Untersuchung der Längssteifigkeit wurden mit dem zentralen Parameterwert der Experimente zu Einschweißungen an S460NH angefertigt: Laserleistung 8 kW, Drahtvorschub 9 m min^{-1} und Schweißgeschwindigkeit 2,4 m min^{-1}. Bei den Schweißungen bzgl. der Längssteifigkeit und zusätzlich bei den Schweißungen zum Einfluss der Vorspannkräfte wurde ein Parametersatz verwendet, von dem auszugehen war, dass hier besonders viele Risse entstehen würden: Laserleistung 10 kW, Drahtvorschub 6 m min^{-1} und Schweißgeschwindigkeit 1,8 m min^{-1}. Bei den Experimenten fand die geschlossene Spannvorrichtung Verwendung.

Mithilfe der integrierten Kraftmessdose lies sich ermitteln, dass die Vorspannkraft bei den Einschweißuntersuchungen an S460NH bei etwa 2,8 kN lagen. Experimente mit dieser Vorspannkraft, diesmal mit Messung, und zusätzlich Experimente mit 10 kN und mit 20 kN wurden mit dem ersten der oben genannten Parametersätze produziert. Schweißungen mit dem zweiten Parametersatz verwendeten Vorspannkräfte von 2 kN und 25 kN. Die Proben wurden vorgespannt, geheftet und dann geschweißt.

Rohre unterscheiden sich von Blechen in mechanischer Sicht vor allem durch die geschlossene Geometrie, die eine zusätzliche Randbedingung erzeugt. Bei Radialschweißungen

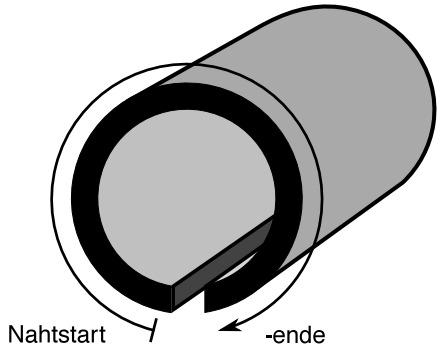


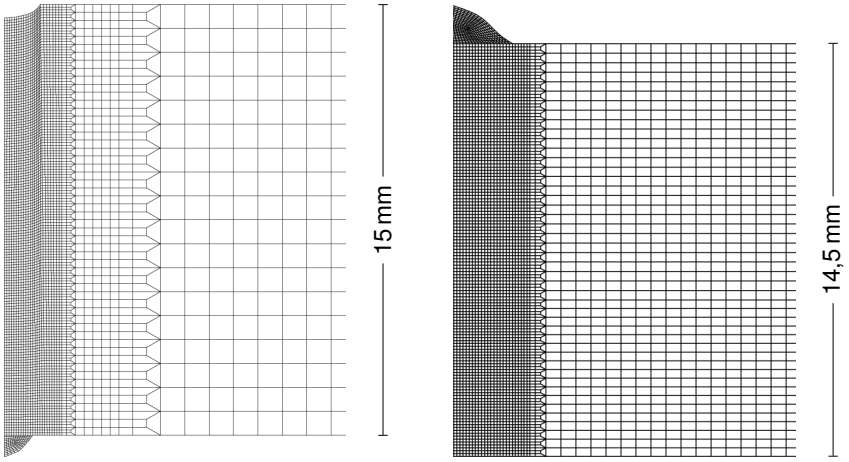
Abbildung 3.3.3 Lösung der radialen Randbedingung durch einen Längsschnitt.

wirkt die Steifigkeit des Rohres einer Ausdehnung in Nahtlängsrichtung entgegen. Die Steifigkeit ist vom Durchmesser des Rohres abhängig. Mit einer Lösung der Randbedingung lassen sich Rohre in diesem Punkt Flachproben angleichen, behalten aber ihre Quer- und Biegesteifigkeit bei. Dazu wurden die Rohre auf einer Bandsäge an einer Seite entlang der Rohrlängsachse aufgeschnitten. Dies ist in Abbildung 3.3.3 dargestellt. Die Schweißungen wurden bei fluchtenden Schnitten der beiden Probenhälften so ausgeführt, dass kurz hinter dem Schnitt gestartet und kurz vor dem Schnitt geendet, also nahezu 360° geschweißt wurde.

Die Quersteifigkeit lässt sich über eine Variation der Probenlänge quer zur Schweißrichtung einstellen. Dabei verhält sich die Steifigkeit der Probe reziprok zur ihrer Länge, d. h. je länger die Probe ist, desto geringer ist die Steifigkeit. Die Gesamtsteifigkeit wird aber zudem durch die Steifigkeit der Umgebung bestimmt. Wie bereits in Abschnitt 3.2.2 erläutert, hängt die Steifigkeit der umgebenden Konstruktion entscheidend von der Länge der Gewindestange ab, die zentrisch durch die Rohre verläuft und die Probenhälften gegeneinander verspannt. Mit Variation der Länge der Probenhälften wird auch die Länge der Gewindestange verändert, und somit die Steifigkeit der umgebenden Konstruktion. Die Längen der Proben quer zur Naht betrugen 100 mm und 340 mm bis 380 mm. Die Proben von 340 mm bis 380 mm wurden zusammengefasst, da hier die Änderung der Steifigkeit marginal ist. Als Steifigkeiten ergeben sich $547\,\mathrm{kN\,mm^{-1}}$ für Probenlängen von 100 mm und $256\,\mathrm{kN\,mm^{-1}}$ für eine Probenhälftenlänge von 360 mm als Vertreter des Bereichs 340 mm bis 380 mm.

3.4 Schweißsimulation

Die Experimente wurden durch numerische Berechnungen begleitet, um ein Verständnis für die Ursachen der beobachteten Phänomene zu gewinnen. Zusätzlich zu den Rohrschweißungen wurden die Experimente im IRC-Rahmen von Quiroz u. a. [76] untersucht. Letztere dienen als Beispiel einer Schweißung bei einer festen äußeren Einspannung, die so nicht an Rohren realisierbar war. Es wurden zwei Schweißsimulationsmodelle erstellt: eines für die Rohrschweißungen und eines für die IRC-Experimente.



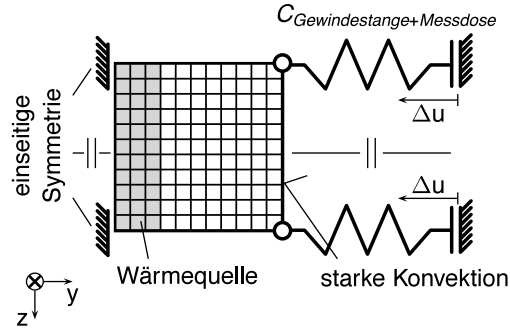
(a) IRC-Versuch. *(b)* Rohrmodell.

Abbildung 3.4.1 Ausschnitt der verwendeten Netze für die numerischen Berechnungen. Auf der linken Seite befindet sich jeweils die Nahtsymmetrieebene.

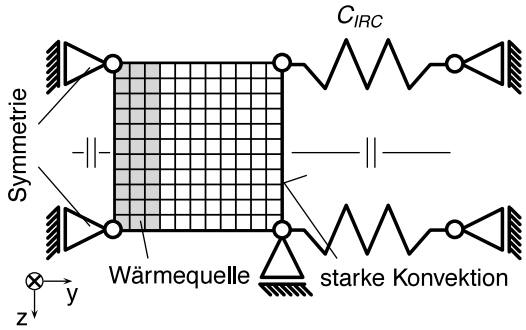
3.4.1 Vernetzung

Die Experimente wurden durch zweidimensionale strukturmechanische Schweißsimulationen begleitet. Der zweidimensionale Ansatz bildet die Realität nicht völlig ab, war aber aufgrund der Besonderheiten der bearbeiteten Probleme unumgänglich. Es wurde abgeschätzt, dass für ein vollständiges 3D-Rohrmodell mit einer Auflösung von 0,5 mm in den ersten 3 mm quer zur Schweißrichtung etwa 700 000 Knoten, oder mehr als 2 000 000 Freiheitsgrade notwendig wären. Bei den im Folgenden vorgestellten Untersuchungen mussten Zeitschrittweiten in der Größenordnung einer Millisekunde genutzt werden um konvergierende Lösungen zu erhalten. Es sind also zumindest einige hundert, wenn nicht sogar einige tausend Zeitschritte notwendig, um in den stationären Bereich zu gelangen. Da der Aufwand bei der Lösung etwa mit $\mathcal{O}(n^3)$ ansteigt [186], ist die Kombination aus hoher Freiheitsgradanzahl und geringer Zeitschrittweite prohibitiv. Die Modellierung von Teilsystemen, also z. B. ein Achtelmodell mit Federrandbedingungen, würde eine Einsparung der Berechnungszeit ergeben. Aber auch dabei würde es sich noch um ein Modell mit knapp 100 000 Knoten handeln, bei denen einige tausend konvergierte Berechnungsschritte notwendig sind, ohne dass das Netz sehr fein wäre. Um Ergebnisse bei akzeptablen Berechnungszeiten und sinnvollen Netzdichten zu ermöglichen, wurde daher ein 2D-Ansatz verwendet. Bei den IRC-Modellen wurde dabei der ebene Dehnungszustand verwendet, während die Rohrschweißungen axialsymmetrisch modelliert wurden.

Die Vernetzung wurde gemäß eines Standardansatzes der numerischen Schweißsimulation [96] durchgeführt, Abbildung 3.4.1. Die Elemente sind am kleinsten an der Nahtsymmetrieebene und werden in diskreten Schritten mit zunehmenden Abstand von der Naht vergrößert.



(a) Rohrmodell



(b) IRC-Rahmen

Abbildung 3.4.2 Schematische Darstellung der Randbedingungen.

3.4.2 Randbedingungen

Das IRC- und das Rohrschweißungsmodell verwendeten ähnliche, aber dennoch unterschiedliche Randbedingungen, Abbildung 3.4.2. In beiden Fällen wurden auf der einen Seite eine Symmetrieebene verwendet und auf der anderen Seite Federelemente, die die Steifigkeit der umgebenden Struktur darstellen. Die Berechnungen des IRC-Rahmens verwendete Federn, die in einem Fall den Einspanngrad des IRC-Rahmens (22,77 kN/(mm · mm)) aufwiesen. Bei den Rohren wurde die Steifigkeit der Spannkonstruktion verwendet, 237 kN mm^{-1}. Die Unterschiede in den Einheiten sind dabei auf die unterschiedlichen Ansätze zurückzuführen: Während im Fall des ebenen Dehnungszustandes die Randbedingungen auf die Länge bezogen werden muss, wird bei der Axialsymmetrie der Wert für das gesamte Rohr angegeben [187]. Die Werte wurden im konkreten Modell noch verdoppelt, da es sich um ein Symmetriemodell handelt, die Steifigkeiten aber für ein gesamtes Modell angegeben, bzw. berechnet wurden. An den Linien, die mit Feder- und/oder Kontaktelementen versehen wurden, sind zudem die Seitenmittenknoten der 2D-Elemente entfernt worden, da dies laut der ANSYS®Dokumentation [187] notwendig ist.

Der Unterschied der Modelle besteht darin, dass bei der Berechnung des IRC-Rahmens die beiden Ränder gelagert wurden. Ein Öffnen der Fügestelle ist auch vor dem Durchlauf der Wärmequelle nicht möglich, und die der Naht abgewandte Seite reagiert auf Druck und Zug

mit Widerstand. Dagegen wurden bei der Berechnung von Rohren Kontaktelemente an den Rändern verwendet. Die Fügestelle kann sich vor dem Durchlauf der Wärmequelle öffnen, und nur das Überschreiten der Symmetrielinie wird verhindert. Sobald die Solidustemperatur T_S überschritten wird, werden die Knoten an die Symmetrieebene gebunden. Bei Einschweißungen kann sich der Bereich unterhalb der Naht dadurch weiterhin frei von der Symmetrielinie wegbewegen, diese aber nicht durchdringen. Die Seite des Modells, die der Naht abgewandt ist, ist ebenfalls über Kontaktelemente mit den Lagern verbunden. Diese Lagerung wirkt der Entstehung von Zugspannungen am Rand entgegen, lässt aber Druckspannungen zu. Die Vorspannkraft wird aufgebracht, indem die gelagerten Knoten in Richtung des Modells verschoben werden. Dabei wurde der Betrag, um den verschoben wird, aus der Vorspannkraft (2,8 kN) und der Steifigkeit der umgebenden Konstruktion ($2 \cdot 237\,\mathrm{kN\,mm^{-1}}$) berechnet.

Bei beiden Modellen wurde die Prozesswärme mit mehreren Gauss- und doppelelipsoidverteilten Wärmequellen eingebracht, die über das gesamte Modell verteilt wurden. Dabei befand sich nahezu die gesamte Leistung in einem Bereich zwischen 0 mm und weniger als einem bis zu einigen wenigen mm Abstand von der Symmetrielinie.

Da das Verhältnis von Oberfläche zu Volumen bei den berechneten Geometrien sehr gering ist, wird nahezu die gesamte Wärme über Wärmeleitung durch das Volumen transportiert. Auf die Modellierung von Konvektions- und Strahlungsrandbedingungen wurde deshalb verzichtet.

Bei allen mechanischen Modellen wurde nichtlineares geometrisches Verhalten beachtet, d. h. die Verformungen werden nicht mehr als unendlich klein angenommen (lineare Theorie) und die Lasten werden am verformten System wirksam.

3.4.3 Varianten

Für die Berechnungen der IRC- Versuche wurden ein fest eingespanntes und ein freischrumpfendes Modell berechnet. Bei letzterem wurde die Federsteifigkeit um den Faktor 10^5 gesenkt. Im Fall der Rohrmodelle wurde zunächst das Temperaturfeld an den Fall angepasst, der bei den Einschweißversuchen an S460NH in der Mitte des Parameterwürfels lag. Dieses Modell wird im Folgenden als “Standardfall” bezeichnet. Ein weiteres Temperaturfeld wurde an den Fall der Durchschweißung angepasst. Um den Einfluss des Lichtbogens zu verstehen, wurde, ausgehend von dem angepassten Einschweißungsmodell, die Lichtbogenleistung zum einen von 7 kW auf 10 kW erhöht und zum anderen auf 4 kW verringert. Der Einfluss der Laserleistung wurde untersucht, indem die Einschweißtiefe von 10,6 mm auf 12,2 mm erhöht wurde. Alle anderen Parameter blieben konstant. Zusätzlich wurde das Temperaturfeld an den Schliff einer Probe mit hoher Laserleistung angepasst. Der Einfluss der Werkstofffestigkeit wurde untersucht, indem als Grundwerkstoff die Martensitwerte aus [161] verwendet wurden.

3.4.4 Werkstoffmodellierung

Bei den zu modellierenden Werkstoffen handelt es sich um niedrig legierte Feinkornbaustähle. Die Werkstoffe sind sehr ähnlich und auch die verwendeten Werkstoffmodelle stimmten

in einigen Punkten überein. Letztere unterscheiden sich im Wesentlichen dadurch, dass das Rohrmodell weiter entwickelt war und so mehr Effekten Rechnung trug. Beide Modelle verwenden im Tieftemperaturbereich einen elasto-plastischen Ansatz und beinhalten Festkörperphasenumwandlungen in der Mechanik, thermische Ausdehnung beim Schmelzen und Erstarren, sowie Enthalpiesprünge bei den Phasenumwandlungen. Das Rohrmodell verfügt zusätzlich über die Beachtung der Phasenumwandlung auch im thermo-physikalischen Teil, Viskoplastizität im Hochtemperaturbereich und ein nahezu Newton-viskoses Verhalten der Schmelze. Basis für den elasto-plastischen und den thermo-physikalischen Teil der Werkstoffmodelle sind die Werte aus der SYSWELD®Materialdatenbank [161]. Diese Werkstoffkennwerte sind zwar für S355J2G3 angegeben, haben aber den Vorteil, dass sie Daten für Ferrit, Austenit, Martensit und Bainit enthalten. Dies macht phasenspezifische Modelle möglich.

3.4.4.1 Festkörperphasenumwandlung

Das Werkstoffmodell wurde direkt für die Nutzung bei Laser- und Laser-Hybridschweißungen entwickelt. Messungen der Temperaturzyklen ergaben, dass die $t_{8/5}$-Zeiten im Bereich 1 s – 2 s liegen. Diffusionsgesteuerte Umwandlung wird bei so hohen Abkühlraten nicht [162] oder kaum eintreten und nahezu der gesamte Werkstoff wandelt beim Abkühlen diffusionslos in Martensit um.

Dadurch konnte ein vergleichsweise einfaches Umwandlungsmodell verwendet werden. Im Modell für Rohre wurden bei Phasenumwandlungen die Werte von Enthalpie, Wärmeleitfähigkeit, thermischer Dehnung sowie die Spannungs-Dehnungs-Diagramme ausgetauscht. Bei den Berechnungen des IRC-Rahmens wurde die Phasenumwandlung dagegen nur im mechanischen Teil beachtet und auch dabei nur zwischen Grundwerkstoff und vollständig umgewandeltem Werkstoff unterschieden.

Der gesamte Werkstoff besteht während des Aufheizens aus dem Grundwerkstoff. Oberhalb von A_{C3} werden auch im Grundwerkstoffmodell die Austenitwerte verwendet. Unterschiede werden erst beim Abkühlen gemacht. Alle Elemente, die A_{C1} nicht überschreiten, behalten dabei den Grundwerkstoff. Bei Elementen, die über A_{C3} aufgeheizt werden, wird das Material ausgetauscht gegen eines, bei dem unterhalb der Martensitfinishtemperatur M_F die Werte von Martensit und oberhalb der Martensitstarttemperatur M_S Austenitwerte verwendet werden. Im Bereich zwischen M_F und M_S findet ein linearer Übergang der Kennwerte statt. Ein drittes Material wird bei den Rohrschweißungen für Elemente verwendet, die eine Spitzentemperatur erreichen, die zwischen A_{C1} und A_{C3} liegt. Oberhalb von A_{C3} wurden auch hier Austenitwerte hinterlegt. Unterhalb von M_F werden die Materialkennwerte des Grundwerkstoffes und von Martensit zu je 50 % gemischt. Oberhalb von M_S bis A_{C3} wird das Werkstoffmodell zu je 50 % aus den Materialkennwerten von Grundwerkstoff und Austenit erstellt.

3.4.4.2 Thermo-physikalische Wekstoffparameter

Die thermo-physikalischen Werkstoffparameter Dichte, Wärmeleitfähigkeit und spezifische Enthalpie waren für die Berechnungen von Rohren und für die Berechnung von Flachproben im IRC-Rahmen für den Grundwerkstoff identisch. Bei den Rohrmodellen wurden aber, wie schon erläutert, zusätzlich auch Phasenumwandlungen im thermo-physikalischen Teil

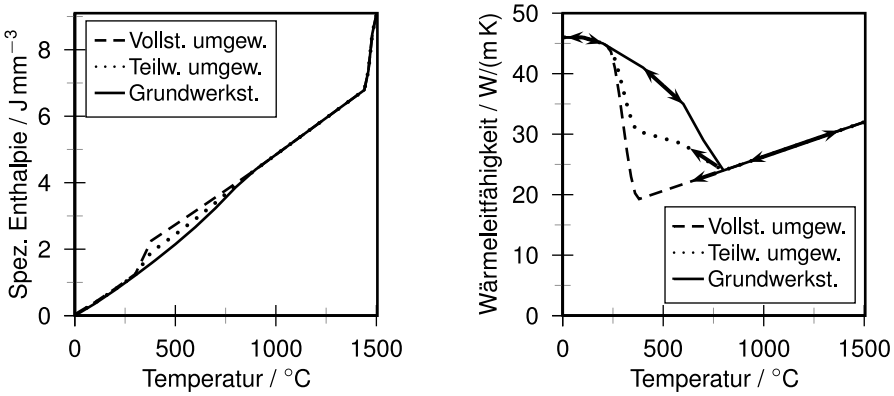


Abbildung 3.4.3 Thermo-physikalische Parameter im Werkstoffmodell.

beachtet. Dies war notwendig, da die Temperatur ohne diesen Eingriff nach Erreichen eines, vom Laser verursachten, lokalen Maximums zu schnell absank. Durch die Einbeziehung der Phasenumwandlung konnte das Modellverhalten der Realität angenähert werden.

Die Abbildung 3.4.3 zeigt die Werkstoffkennwerte spezifische Enthalpie und Wärmeleitfähigkeit, wie sie in den Modellen verwendet wurden. In der Darstellung der spezifischen Enthalpie ist zu sehen, dass die Phasenumwandlungsenthalpie sowohl bei Festkörperphasenumwandlung, als auch beim Schmelzen beachtet wurde. Die Pfeile in der Darstellung der Wärmeleitfähigkeit geben an, dass entlang der Grundwerkstoffskurve sowohl aufgeheizt, als auch abgekühlt werden kann. Hingegen kommen die anderen beiden Kurven ausschließlich bei der Abkühlung zum Einsatz. Die spezifische Enthalpie h_0 wurde mit

$$h_0 = \int \rho c_p dT \tag{3.4.1}$$

aus der Dichte ρ und der spezifischen Wärmekapazität c_p berechnet. Der Dichte lagen dabei die Werte von Richter [157] zugrunde, die spezifische Wärmekapazität wurde der SYSWELD®Datenbank [161] entnommen. Die Umwandlungsenthalpie wurde auf die Enthalpiewerte oberhalb der Schmelztemperatur addiert und ihr Verlauf zwischen Solidus- und Liquidustemperatur mit der ansteigenden Flanke eines Kosinus angenommen.

3.4.4.3 Lineare mechanische Werkstoffparameter

Die Werkstoffkennwerte, die nur von der Temperatur und nicht von der Lösung des mechanischen Modells abhängen, thermische Dehnung, Elastizitätsmodul, Poissonzahl und Dichte, waren in allen Modellen identisch. Dichte und Querkontraktionszahl blieben konstant bei 7800 kg m^{-3} bzw. 0,3. Die Verläufe von thermischer Dehnung und Elastizitätsmodul sind in Abbildung 3.4.4 gezeigt. Wie zu sehen ist, sind die E-Moduln nicht phasenspezifisch. Ihre Werte entstammen [161].

Die thermischen Dehnungen wurden von einem der Autoren des Berichts [162] zur Verfügung gestellt. Diese Werte wurden bei Aufheiz- und Abkühlraten die für das Strahlschweißen

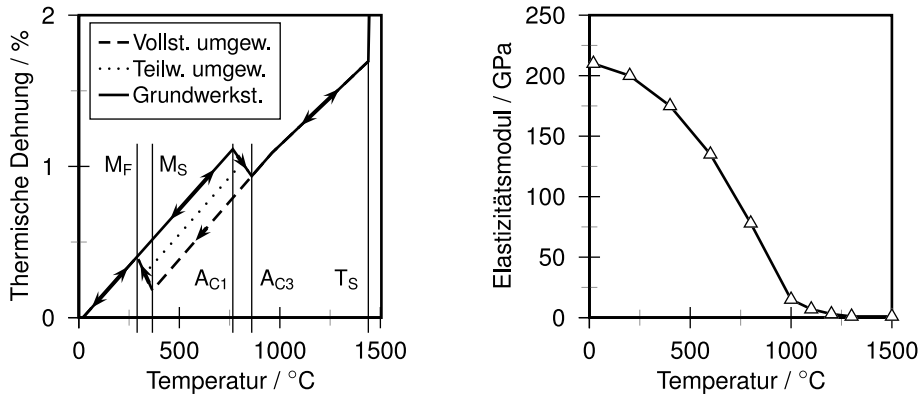


Abbildung 3.4.4 Lineare mechanische Parameter im Werkstoffmodell.

typisch sind an S690QL ermittelt. Sie wurden vor der Übernahme in das numerische Modell idealisiert. Die Ausdehnung beim Schmelzen wurde ebenfalls in das Modell integriert. Dieser Bereich ist aus Darstellungsgründen in der Abbildung 3.4.4 nicht vollständig enthalten.

3.4.4.4 Nichtlineare mechanische Werkstoffmodellierung

Die beiden Werkstoffmodelle, für Berechnungen an Rohren aus S460NH auf der einen und Berechnungen von Flachproben im IRC-Rahmen auf der anderen Seite, unterscheiden sich signifikant in ihren nichtlinearen Werkstoffeigenschaften, insbesondere im Temperaturbereich oberhalb von 900 °C. Während bei den Berechnungen der IRC-Versuche durchgehend ein elasto-plastisches Werkstoffmodell zum Einsatz kam, wurde bei den Simulationen zum Rohrschweißen ein Modell verwendet, das im Hochtemperaturbereich elasto-viskoplastisch ist. Die beiden Modelle werden daher hier separat besprochen.

Nichtlineares Werkstoffmodell für S690QL

Die σ-ε-Diagramme für den Grundwerkstoff wurden für die Untersuchungen der Versuche im IRC-Rahmen basierend auf Messungen von Hildebrand [131] zu 14 % aus den Werten für Martensit und zu 86 % aus den Werten für Bainit zusammengestellt:

$$\sigma(\varepsilon_{pl}) = 0{,}14 \cdot \sigma_{Martensit}(\varepsilon_{pl}) + 0{,}86 \cdot \sigma_{Bainit}(\varepsilon_{pl}). \tag{3.4.2}$$

In Formel 3.4.2 steht ε_{pl} für plastische Dehnungen. Die Indizes Martensit und Bainit deuten an, dass es sich um die Werte der jeweiligen Phasen aus [161] handelt. Da die Kurven auf derselben ε_{pl}-Basis angegeben sind, war darüber hinaus keine Verarbeitung notwendig.

σ-ε-Diagramme für teilweise oder vollständig umgewandelte Elemente wurden wie oben beschrieben erstellt. Abbildung 3.4.5 zeigt die Spannungs-Dehnungs-Diagramme für S690QL bis 1000 °C. Oberhalb davon sind die Daten idealplastisch.

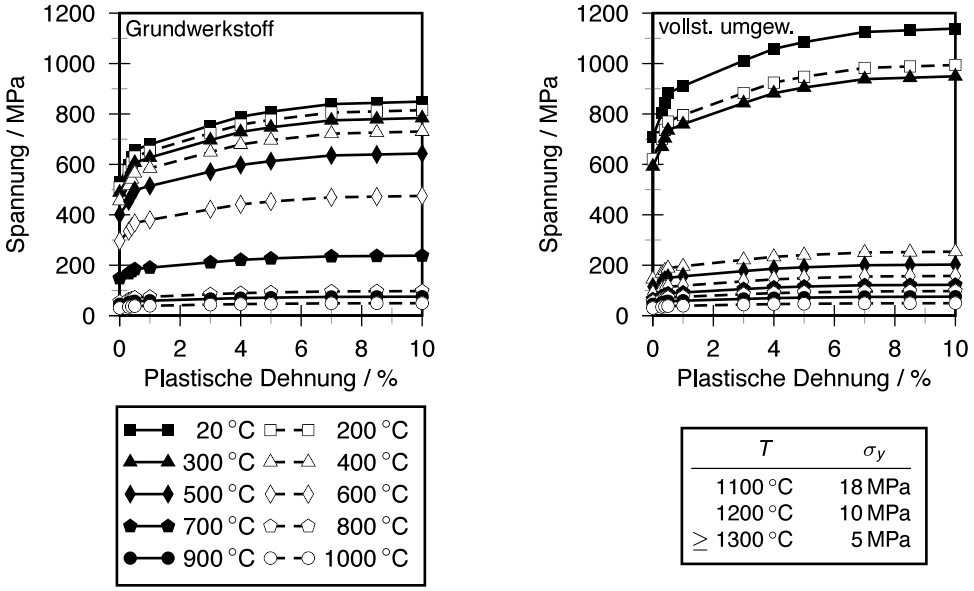


Abbildung 3.4.5 Spannungsdehnungskurven im Werkstoffmodell von S690QL.

Ab der Solidustemperatur T_S wird bis zur Liquidustemperatur T_L der E-Modul um einen Faktor von 10 abgesenkt. Dies ist notwendig, um bei einer weichen Schmelze immer noch konvergierende Lösungen zu erhalten. Dieses Verhalten wäre jedoch im Hinblick auf das Ergebnis nicht realistisch. Zusätzlich werden aber die geschmolzenen Elemente noch deaktiviert (Befehl `EKILL`). Die Einträge der Steifigkeitsmatrix der geschmolzenen Elemente werden dabei um einen weiteren Faktor 10 abgesenkt. Zusätzlich werden die nach jedem Zeitschritt erreichten Knotenverschiebungen als neue Originalwerte abgespeichert.

Nichtlineares Werkstoffmodell für S460NH

Für S460NH wurde ein Werkstoffmodell entwickelt, das bis 800 °C elasto-plastisch ist und ab 900 °C elasto-viskoplastisch. Es kann als Hooke-Kelvin-Prandtl-Modell dargestellt werden (Abbildung 3.4.6). Dabei gilt die Einschränkung, dass dieses Schema nur für uniaxiale Belastung ohne Umkehr der Kraftrichtung gilt. Die Teile sind sequentiell angeordnet. Daher definiert nur der jeweils weichste Teil das Spannungs-Dehnungsverhalten des Elements.

Der Hooke'sche-Anteil, dargestellt als Feder auf der linken Seite der Abbildung, steht für den Elastizitätsmodul. Dieser Teil ist über den gesamten Temperaturbereich bei kleinen Dehnungen aktiv und hat zudem sehr starken Einfluss auf den hydrostatischen Anteil der Belastung. Er definiert, in Kombination mit der Querkontraktionszahl, die Kompressibilität.

Das Kelvin-Modell symbolisiert den viskosen Anteil. Der Dämpfer am unteren Rand stellt ein dehnratenabhängiges Spannungsniveau ein. Während der Dehnung wird die Feder am oberen Rand gespannt und erhöht das Spannungsniveau oder erzwingt ein Absinken der

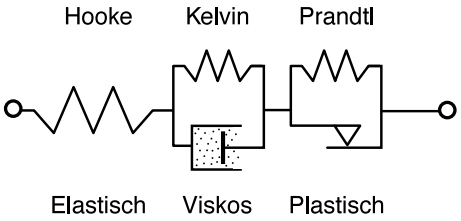


Abbildung 3.4.6 Schematische Darstellung des Werkstoffmodells für Untersuchungen von Rohrschweißungen mit S460NH.

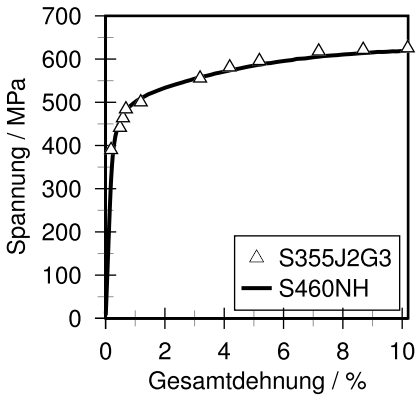


Abbildung 3.4.7 Vergleich der gemessenen Werte von S460NH mit den Ferritwerten für S355J2G3 aus [161].

Dehnraten bei konstanten Spannungen. Durch eine starke Erhöhung der Viskosität bei Temperaturen unter 900 °C wird dieser Teil versteift und spielt dort keine Rolle mehr.

Das Prandtl-Modell besteht aus einer (nichtlinearen) Feder und einem Reibungsblock. Es symbolisiert den plastischen Teil des Modells. Die Feder steht wieder für steigende Spannungen bei steigenden Dehnungen. Der Reibungsblock gerät ins gleiten, sobald ein Grenzwert, die Streck- bzw. Dehngrenze σ_y, überschritten wird. Für Spannungen unterhalb der Streckgrenze ist dieser Teil des Modells ideal steif. Im konkret verwirklichten Modell wurde die σ-ε-Kurve von 900 °C auch für darüber liegende Temperaturen verwendet.

Der elasto-plastische Teil des Modells wurde ähnlich, wie oben beschrieben erstellt. Als Grundwerkstoff wurden die Ferritwerte für S355J2G3 aus [161] verwendet. Diese passen bei 20 °C trotz der nominellen Differenz der Streckgrenzen von über 100 MPa sehr gut zu den Messungen von S460NH (Abbildung 3.4.7). Eine weitere Anpassung ist nicht notwendig.

Abbildung 3.4.8 zeigt die Spannungs-Dehnungs-Diagramme des Werkstoffmodells bis zu einer Dehnung von 10 %. Die Kurven sind für vollständig umgewandelte Elemente für Temperaturen von 20 °C – 900 °C identisch mit dem Modell für S690QL.

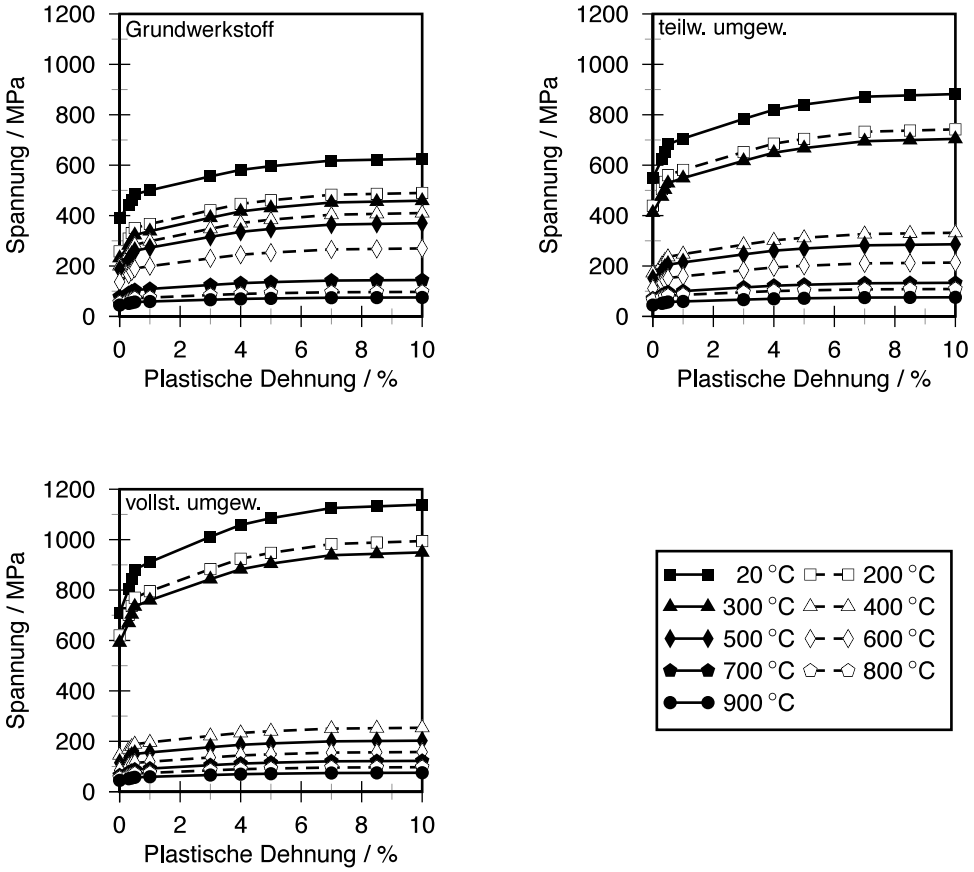


Abbildung 3.4.8 Spannungsdehnungskurven im Werkstoffmodell von S460NH.

Tabelle 3.4.1 Parameter des verwendeten, viskoplastischen Modellanteils.

	20 °C	900 °C – 1440 °C*	1500 °C
C_1	$C_1(900\,^\circ\mathrm{C})$	$C^{\left(\frac{1}{m+1}\right)}$	$450 \cdot C_1(1440\,^\circ\mathrm{C})$
C_2	$C_2(900\,^\circ\mathrm{C})$	$\frac{n}{(m+1)}$	1,10
C_3	$C_3(900\,^\circ\mathrm{C})$	$\frac{m}{(m+1)}$	$0{,}01 \cdot C_3(1440\,^\circ\mathrm{C})$
C_4	$3.5 \cdot C_4(900\,^\circ\mathrm{C})$	$\frac{Q}{(m+1)}$	0,001

* C, n, m, Q sind mit der Anpassung von Kozlowski u. a. [153] bei *pct C* = 0,2 Gew.-% berechnet worden, .

Für den viskosen Anteil des Modells wurde das Modell II von Kozlowski u. a. [153] in der strain-hardening Version verwendet,

$$\dot{\varepsilon} = C_1 \cdot \sigma^{C_2} \cdot \varepsilon^{C_3} \exp\left(\frac{-C_4}{T}\right), \tag{3.4.3}$$

und bei einem C-Gehalt von 0,2 Gew.-% ausgewertet. Die Werte $C_1 - C_4$ in der Gleichung sind gefittete Werkstoffparameter. Im Bereich unterhalb von 900 °C ließ sich dieser Modellteil versteifen, indem bei 20 °C der Wert von C_4 erhöht wird.

Werden die Konstanten C_2 und C_3 in Gleichung 3.4.3 beim Übergang in die Schmelze so gewählt, dass C_2 gegen 1 geht und C_3 gegen 0, dann kollabiert der viskose Teil des Werkstoffmodells zu einem Dämpfer-Element mit einer Viskosität von

$$\eta(T) = \frac{1}{2} C_1^{-1} \exp\left(\frac{C_4}{T}\right). \tag{3.4.4}$$

Bei den erzielbaren Spannungen im Hochtemperaturbereich ist der plastische Teil inaktiv und das gesamte Materialmodell verhält sich wie ein Maxwellmodell.

Mit diesen optimalen Einstellungen konvergierten die Lösungen nicht. Lagen die gewählten Werte aber so, wie in Tabelle 3.4.1 angegeben, dann konnten für diverse Modelle konvergierende Lösungen erzielt werden. Die Tabelle gibt die Werte für $C_1 - C_4$ über den gesamten Temperaturbereich an.

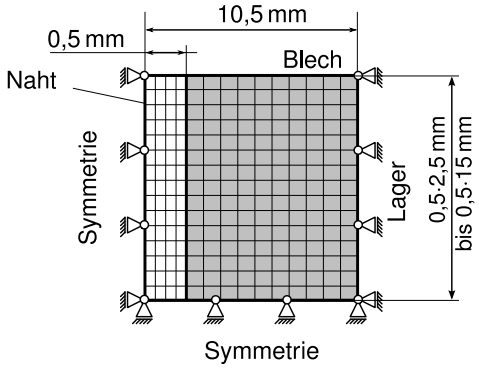


Abbildung 3.5.1 Randbedingungen des stark vereinfachten Modells.

3.5 Stark vereinfachtes Berechnungsmodell

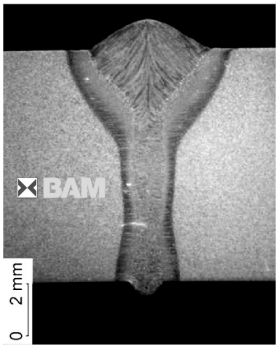
Um zu bestimmen, wie stark sich die Nahthöhe auf das Gesamtspannungsniveau auswirkt, wurde ein einfaches Finite Elemente Modell entwickelt. Es besteht aus zwei Bereichen, dem Grundwerkstoff und der Naht. Die Naht verwendet einen Elastizitätsmodul von 3 GPa, einen thermischen Ausdehnungskoeffizienten von $11{,}8 \cdot 10^{-6}$ und einen ideal-plastischen Ansatz mit einer Streckgrenze von 10 MPa. Der Grundwerkstoff nutzt einen Elastizitätsmodul von 210 GPa, aber kein plastisches Verhalten und keine thermische Dehnung. Beide Bereiche nutzen eine Querkontraktionszahl von 0,3. Die Randbedingungen des Modells sind in Abbildung 3.5.1 dargestellt. Es wurde der ebene Dehnungszustand angenommen und ein Viertelmodell verwendet. Für die Rechnung wurde die Naht homogen um 500 °C (also z.B. von 1500 °C auf 1000 °C) abgekühlt und das Ergebnis betrachtet.

4 Ergebnisse

4.1 Experimentelle Ergebnisse

4.1.1 Durchschweißungen

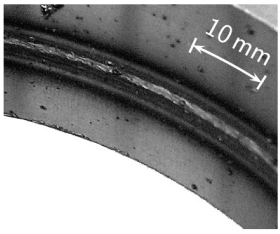
Bei den Durchschweißungen an Rohren aus S770QL wurde die beste Nahtqualität bei einer Laserleistung von 8 kW mit einer Drahtvorschubgeschwindigkeit von 8 m min^{-1} und einer Schweißgeschwindigkeit von 2 m min^{-1} erzielt. Abbildung 4.1.1 zeigt das Ergebnis der Schweißungen. Das Röntgenbild zeigte keine Risse.



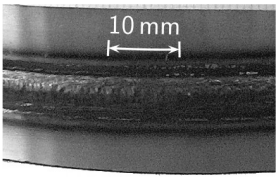
(a) Querschliff

P_L	8	kW
v_d	8,0	m min^{-1}
Δl_{LB}	0	%
v_s	2,0	m min^{-1}
$\bar{i}$	246	A
$\bar{u}$	26,1	V
P_{LiBo}	6,4	kW
e	433	J mm^{-1}

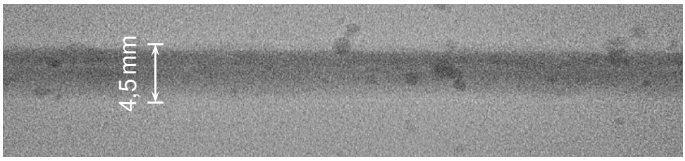
(b) Parameter



(c) Wurzel



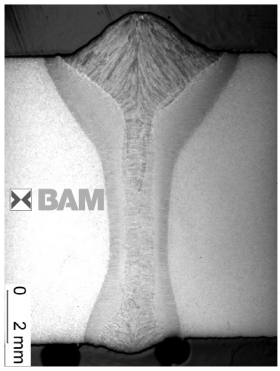
(d) Nahtoberseite



(e) Röntgenbild

Abbildung 4.1.1 Ergebnis von Rohrschweißungen an S770QL mit 9 mm Wandstärke.

Eine ähnliche Nahtqualität konnte bei Schweißungen von S890QL mit 10,5 mm Wandstärke erzielt werden. Das Ergebnis ist in Abbildung 4.1.2 dargestellt. Bei einer Naht trat ein Riss am Hefter auf. Alle anderen Nähte waren frei davon.

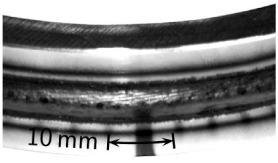


(a) Querschliff

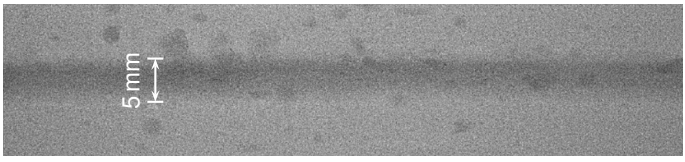
P_L	10	kW
v_d	10,0	m min^{-1}
Δl_{LB}	0	%
v_s	2,0	m min^{-1}
$\bar{i}$	273	A
$\bar{u}$	28,8	V
P_{LiBo}	7,9	kW
e	536	J mm^{-1}

(b) Parameter

(c) Wurzel



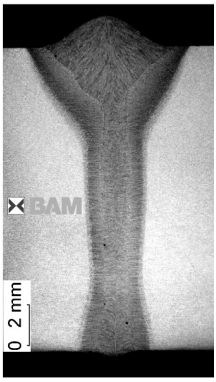
(d) Nahtoberseite



(e) Röntgenbild

Abbildung 4.1.2 Ergebnis von Rohrschweißungen an S890QL mit 10,5 mm Wandstärke.

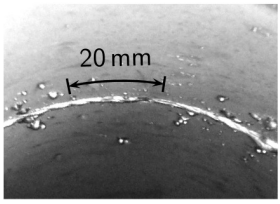
Abbildung 4.1.3 gibt das Ergebnis der Schweißungen an S460NH mit 14,5 mm Wandstärke wieder. An einem Rohr wurde bei der Röntgenuntersuchung ein Riss im Bereich der Hefter gefunden. Alle anderen Proben waren frei von Rissen.



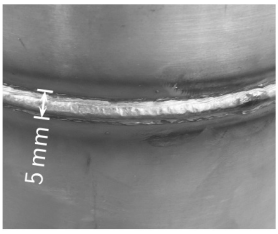
(a) Querschliff

P_L	14	kW
v_d	12,0	m min^{-1}
Δl_{LB}	0	%
v_s	1,8	m min^{-1}
$\bar{i}$	342	A
$\bar{u}$	30,2	V
P_{LiBo}	10,3	kW
e	744	J mm^{-1}

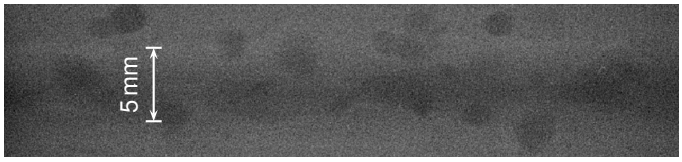
(b) Parameter



(c) Wurzel

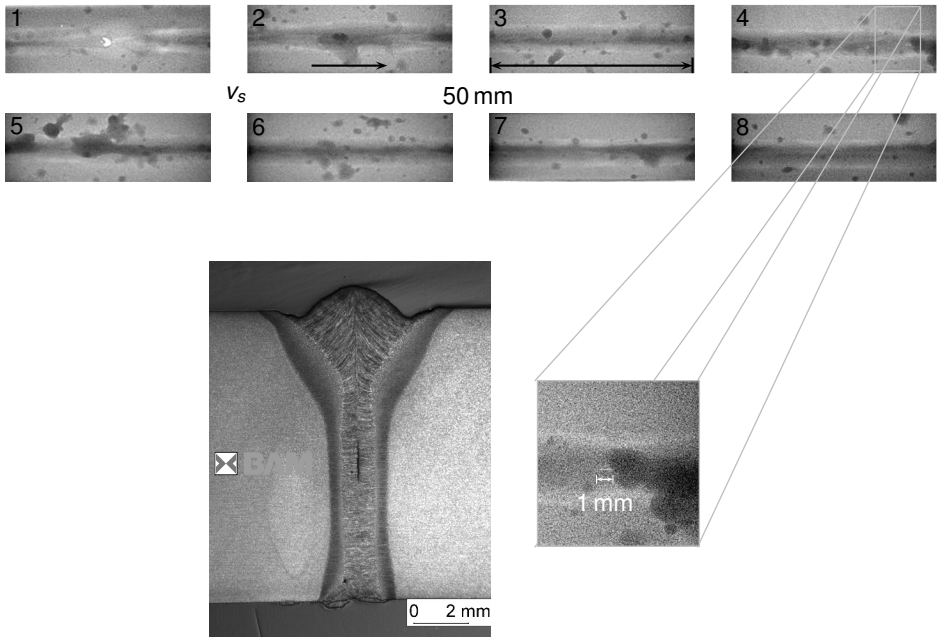


(d) Nahtoberseite



(e) Röntgenbild

Abbildung 4.1.3 Ergebnis von Rohrschweißungen an S460NH mit 14,5 mm Wandstärke.



Heften

Hefterlänge	#	Positionen	v_s	P_L	f	v_d	$\bar{i}$	$\bar{u}$
°	1	°	$\left({}^{m}/_{min}\right)$	kW	mm	$\left({}^{m}/_{min}\right)$	A	V
5	3	50, 170, 290	2,0	2	3	–	–	–

Schweißung

Werkstoff	h	$\varnothing_A$	v_s	P_L	f	v_d	$\bar{i}$	$\bar{u}$
–	mm	mm	$\left({}^{m}/_{min}\right)$	kW	mm	$\left({}^{m}/_{min}\right)$	A	V
S89QL	11,5	131,5	2,0	11	3	10	267	28,9

Abbildung 4.1.4 Naht an Rohr aus S890QL mit Riss am Hefter.

Die jeweilige Mehrheit der Proben aller Werkstoffe und Wandstärken konnten ohne im Röntgenbild detektierbare Risse geschweißt werden. In insgesamt zwei Proben wurde jeweils ein Riss detektiert, welche beide innerhalb der Hefter lagen. Die Röntgenaufnahme einer Schweißung mit Heftern, inkl. Riss, ist Abbildung 4.1.4 zu entnehmen.

Im oberen Bild der Abbildung sind die einzelnen Segmente zu sehen, in denen das Rohr geprüft wurde. Die Segmente entsprechen jeweils 45° des Rohres. Es wurde von links nach rechts in der gezeigten Anordnung geschweißt. An Segment 4 schließt sich Segment 5 an und Segment 1 an Segment 8. In Segment 1 ist die Auslaufstelle des Prozesses erkennbar. Unter den Reihen befindet sich in der rechten Hälfte eine Detailansicht der Stelle, an der eine Ungänze detektiert wurde (Segment 4).

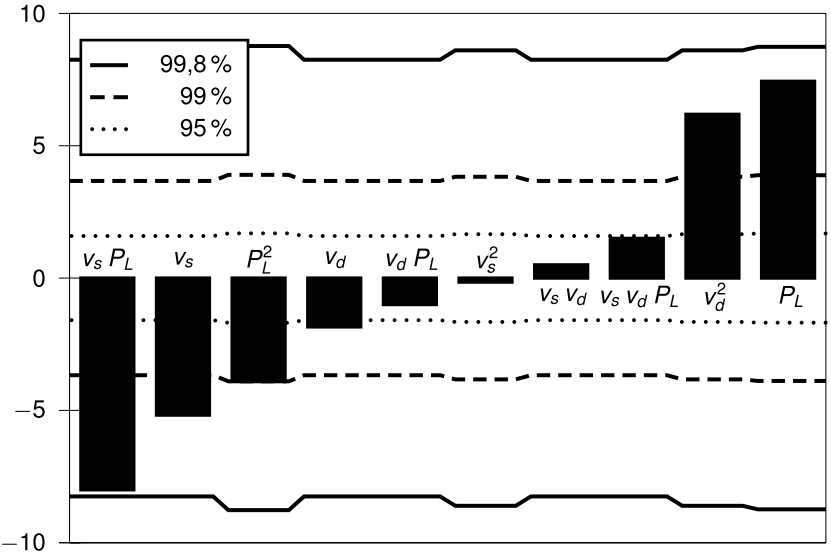


Abbildung 4.1.5 Einfluss der verschiedenen Prozessparameter auf die Rissbildung an S890QL bestimmt durch Regressionsanalyse.

4.1.2 Einschweißungen

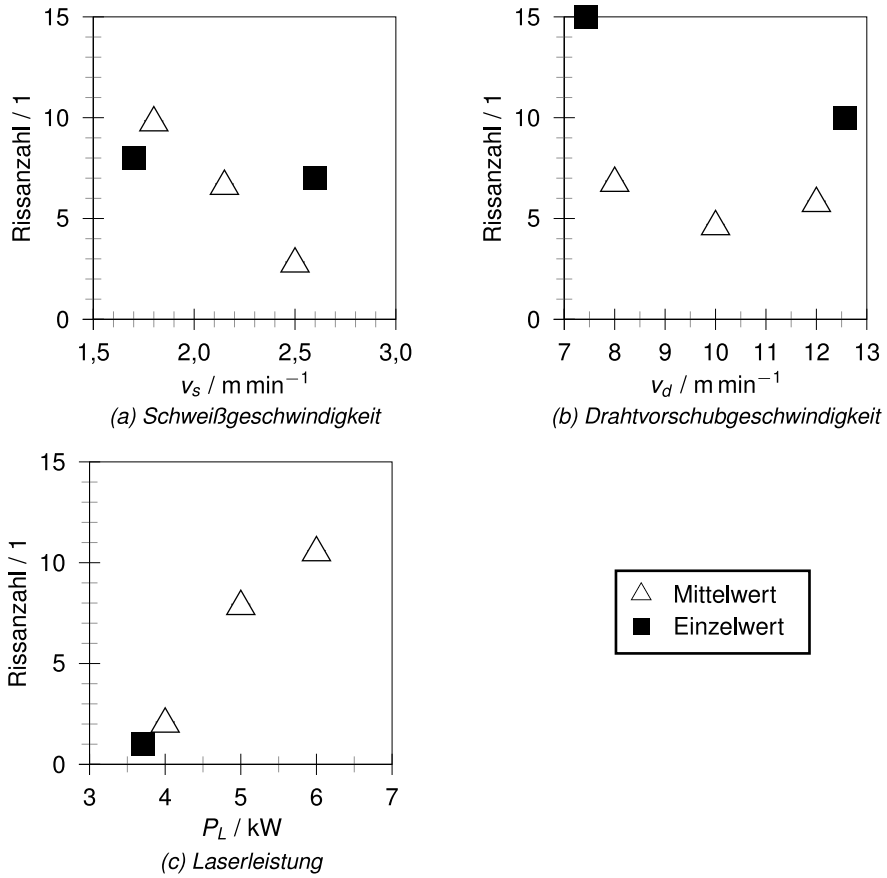
4.1.2.1 Prozessparametereinfluss bei S890QL

Bei den Schweißungen an S890QL wurde in jeder Probe mindestens ein Riss gefunden. Eine Probe konnte nicht ausgewertet werden, da ein Bindefehler mögliche Risse verdeckte. Nahezu alle Proben wiesen eine hohe Anzahl an Poren auf, die die Auswertung extrem erschwerten und eine gewisse Unsicherheit in der Auswertung erzeugten. Das Bestimmtheitsmaß der Regressionsanalyse liegt bei 0,83.

Die Effekte der einzelnen Einflussfaktoren nach Größen sortiert, bezogen auf das normierte Modell sind in Abbildung 4.1.5 zu finden. Negative Werte stehen für sinkende Rissanzahl mit steigendem Einflussfaktor und positive Werte für steigende Rissanzahl mit steigendem Einflussfaktor. Effekte bezüglich zweier und dreier Faktoren zeigen in der Abbildung Wechselwirkungen an. Quadratische Einflussfaktoren stehen für Nichtlinearitäten.

Die Auswertung zeigt, dass die linearen Effekte von Laserleistung und Schweißgeschwindigkeit, der nichtlineare Anteil des Drahtvorschubes und die Wechselwirkung zwischen Schweißgeschwindigkeit und Laserleistung signifikant sind. Indifferent signifikant sind der lineare Anteil des Drahtvorschubs und der nichtlineare Anteil der Laserleistung. Alle anderen Faktoren sind nicht signifikant.

Die Darstellung der Rissanzahlen in Abhängigkeit der einzelnen Parameter in Abbildung 4.1.6 ist wie folgt: Es werden die gezählten Rissanzahlen über den jeweiligen Parametern aufgetragen. Der gezeigte Wert der Rissanzahl entspricht dem Mittelwert aller Experimente, die innerhalb der Versuchsreihe bei diesem Parameterwert geschweißt wurden.



(a) Schweißgeschwindigkeit

(b) Drahtvorschubgeschwindigkeit

(c) Laserleistung

Abbildung 4.1.6 Wirkung der Schweißparameter auf die Rissbildung bei Einschweißungen an S890QL.

Dabei werden die anderen Faktoren als Störungen aufgefasst. Die Rissanzahlen bei den Extremwerten aus Tabelle 3.3.2 sind dagegen Einzelmessungen.

Abbildung 4.1.6a gibt die ermittelte Rissanzahl in Abhängigkeit der Schweißgeschwindigkeit wieder. Die Ergebnisse der Experimente innerhalb des Würfels (v_s=1,8 m min^{-1}, 2,15 m min^{-1} und 2,5 m min^{-1}) liegen in guter Näherung auf einer Geraden. Hingegen liegen die Ergebnisse der Sternpunkte, die Werte bei 1,7 m min^{-1} und bei 2,6 m min^{-1}, nicht direkt auf der Geraden, sondern beide etwa auf demselben Niveau von 8 bzw. 7 Rissen.

Der Einfluss der Drahtgeschwindigkeit auf die Rissanzahl kann Abbildung 4.1.6b entnommen werden. Die Werte innerhalb des Würfels, also jene bei den Drahtvorschüben 8 m min^{-1}, 10 m min^{-1} und 12 m min^{-1}, zeigen keinerlei Einfluss des Drahtvorschubs auf die Rissbildung. Dahingegen reißen die Sternpunkte leicht $\left(v_d = 12{,}6\,\text{m min}^{-1}\right)$, bzw. stark $\left(v_d = 7{,}4\,\text{m min}^{-1}\right)$ aus. Der Wert bei v_d = 7,4 m min^{-1} fiel bei der Auswertung der Röntgenfilme dadurch auf, dass im Vergleich lange, deutlich herausgebildete Risse detektiert werden

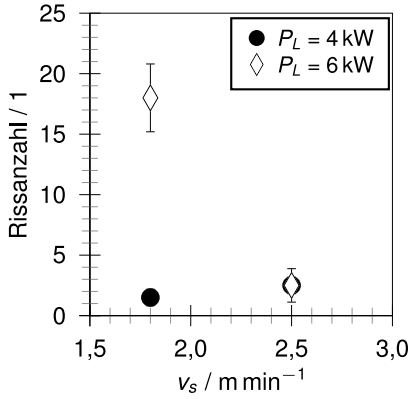


Abbildung 4.1.7 Wechselwirkung zwischen Laserleistung und Schweißgeschwindigkeit bezüglich der Wirkung auf die Rissbildung bei Schweißungen von Rohren aus S890QL.

konnten. Dahingegen wurden bei v_d = 12,6 m min^{-1} kurze Ungänzen gefunden, die sich im unteren Bereich der Naht befanden und von denen sich in angefertigten Schliffen einige als Schlauchporen erwiesen. Die Lichtbogenleistungen lagen bei 5,9 kW, 7,9 kW und 9,7 kW bei den Drahtvorschubgeschwindigkeiten 8 m min^{-1}, 10 m min^{-1} und 12 m min^{-1}.

Mit zunehmender Laserleistung konnte eine Zunahme der Rissanzahl festgestellt werden, Abbildung 4.1.6c.

In Abbildung 4.1.7 ist die Rissanzahl in Abhängigkeit der Schweißgeschwindigkeit unterteilt nach der jeweils verwendeten Laserleistung zu finden. Die Rissanzahl bewegt sich bei der geringen verwendeten Laserleistung, unabhängig von der Schweißgeschwindigkeit, im niedrigen einstelligen Bereich. Bei der höheren Schweißgeschwindigkeit ist die Rissanzahl fast vollständig unabhängig von der Laserleistung. Nur in der Kombination aus kleiner Schweißgeschwindigkeit und hoher Laserleistung ergeben sich deutlich zweistellige Rissanzahlen.

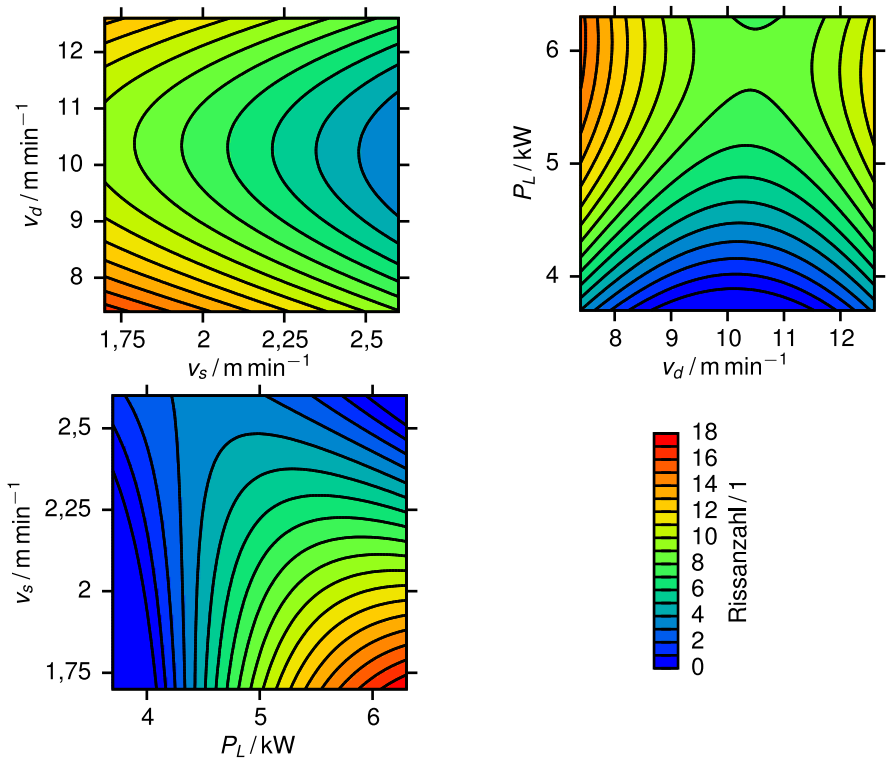


Abbildung 4.1.8 Wechselseitige Höhenliniendarstellung der Einflüsse der Schweißparameter auf die Rissbildung bei Schweißungen an S890QL.

Der Abbildung 4.1.8 sind Höhenliniendarstellungen der Rissanzahl in Abhängigkeit der paarweise verwendeten Schweißparameter zu entnehmen. Für die Bilder wurde die Regressionsgleichung verwendet. Der jeweils nicht gezeigte Parameter befindet sich in den Bildern auf seinem mittleren Wert. Die Bilder sind ähnlich einer Wanderkarte zu lesen: rote Bereiche bedeuten hohe Rissanzahlen, während in den blauen Bereichen niedrige Rissanzahlen zu erwarten sind. In den Grafiken existieren schmale dunkelblaue Bereiche, in denen dem Modell nach rissfreie Schweißungen möglich sind. Bei Überprüfungen ergaben sich in diesen Bereichen geringe Rissanzahlen von einem oder zwei Rissen. Keine Schweißung war jedoch vollkommen rissfrei.

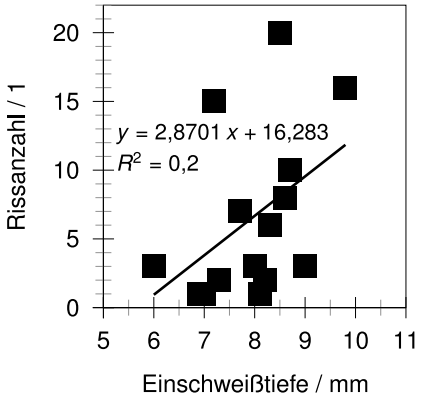


Abbildung 4.1.9 Rissanzahl in Abhängigkeit der Einschweißtiefe bei Schweißungen von S890QL.

Die Abbildung 4.1.9 stellt die Rissanzahl in Abhängigkeit der über mehrere Stellen entlang der Naht gemittelten Einschweißtiefe dar. Die Linie stellt die Ausgleichsgrade der Werte dar. Die Regressionsgrade im Bild, mit leichtem Anstieg, verfügt über ein Bestimmtsheitsmaß von 0,2. Auch bei der Verwendung von Polynomen zweiter und dritter Ordnung oder Exponentialansätzen bleibt das Bestimmtheitsmaß unterhalb von 0,24.

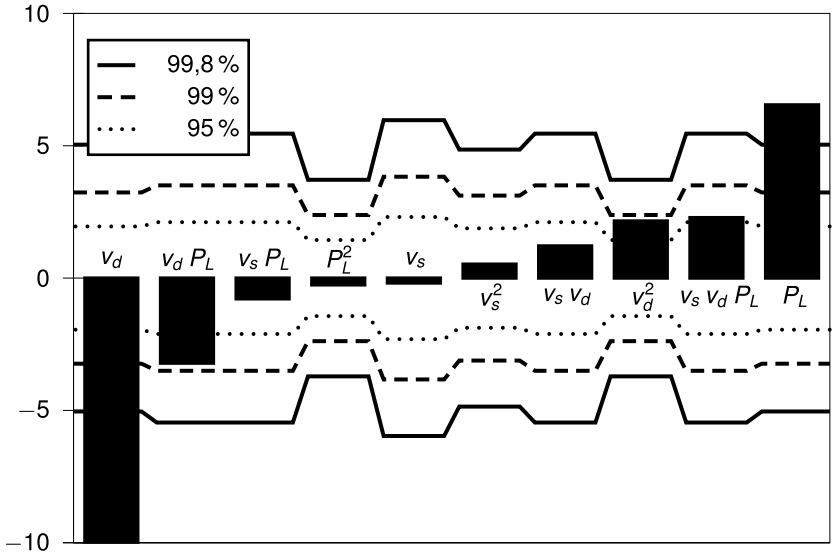


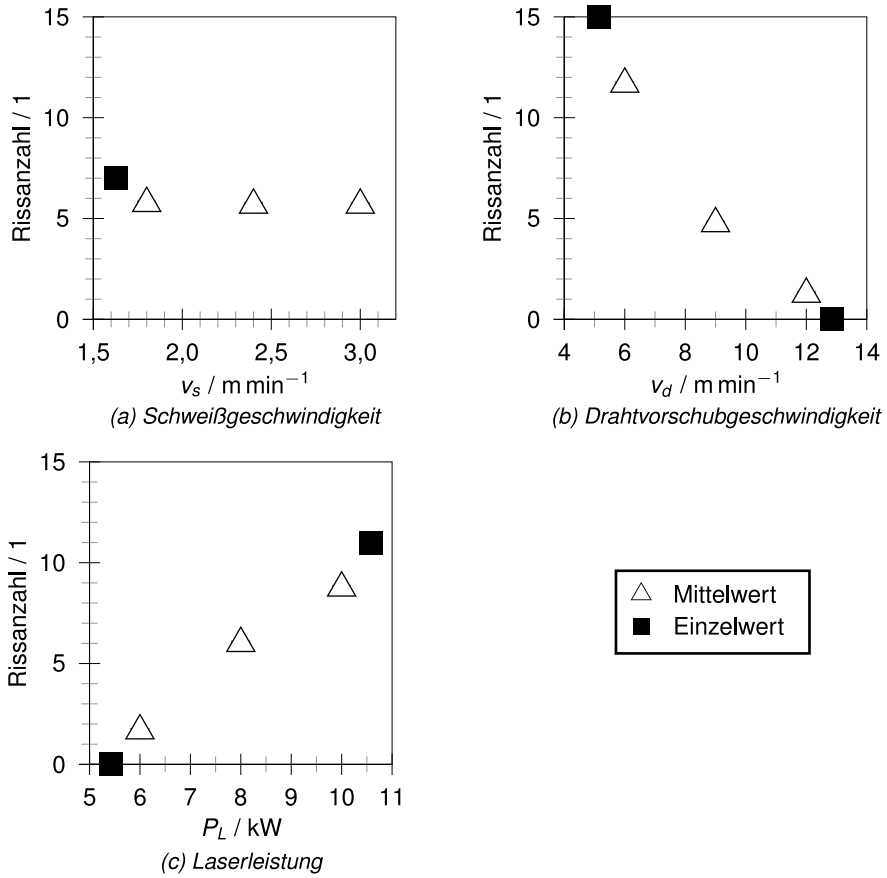
Abbildung 4.1.10 Einfluss der verschiedenen Prozessparameter auf die Rissbildung an S460NH, bestimmt durch Regressionsanalyse.

4.1.2.2 Prozessparametereinfluss bei S460NH

Bei den Untersuchungen an S460NH konnte im Gegensatz zu den Schweißungen an S890QL ein Bereich ermittelt werden, bei dem keine Risse auftraten. Zwei Proben zeigten (REM-verifizierte) Kaltrisse, die nahezu die gesamte Naht durchzogen. Potentiell vorher vorhandene Erstarrungsrisse konnten dabei nicht mehr im Röntgenbild identifiziert werden. Höchster ViF ist der der Schweißgeschwindigkeit mit 2,78. Dieser Wert liegt unterhalb der in der Literatur genannten kritischen Grenzen von 4 [188] oder 5 [189]. Das Bestimmtheitsmaß der Regressionsanalyse liegt bei 0,96.

Die Effekte der einzelnen Parameter inklusive der zugehörigen Signifikanzniveaus finden sich in Abbildung 4.1.10. Die Auswertung zeigte einen hochsignifikanten Effekt des Drahtvorschubs und der Laserleistung. Die Wechselwirkung zwischen Drahtvorschubgeschwindigkeit und Laserleistung, die Nichtlinearität des Drahtvorschubs, sowie die Dreifachwechselwirkung aller drei Einflussfaktoren sind indifferent signifikant.

Die Ergebnisse der Experimente sind in der Abbildung 4.1.11 zusammengefasst. Das Diagramm in Abbildung 4.1.11a gibt die Rissanzahl in Abhängigkeit der Schweißgeschwindigkeit wieder. Im Diagramm ist kein Trend zu erkennen.



(a) Schweißgeschwindigkeit

(b) Drahtvorschubgeschwindigkeit

(c) Laserleistung

Abbildung 4.1.11 Wirkung der Schweißparameter auf die Rissbildung bei Einschweißungen an Rohren aus S460NH.

Der Einfluss des Drahtvorschubs auf die Rissbildung bei Einschweißungen kann aus Abbildung 4.1.11b herausgelesen werden. Die Rissanzahl sinkt nahezu linear mit steigendem Drahtvorschub. Im Bereich der hohen Drahtgeschwindigkeiten finden sich Proben, die keine Risse aufwiesen. Bei den Drahtvorschüben 6 m min^{-1}, 9 m min^{-1} und 12 m min^{-1} wurden mittlere Lichtbogenleistungen von 4,6 kW, 7,2 kW und 10,0 kW gemessen.

Wie in Abbildung 4.1.11c zu sehen, nimmt die Rissanzahl mit steigender Laserleistung zu.

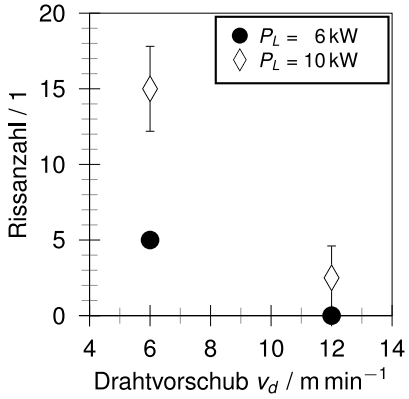


Abbildung 4.1.12 Wechselwirkung zwischen Laserleistung und Drahtvorschub bezüglich der Wirkung auf die Rissbildung bei Schweißungen von Rohren aus S460NH.

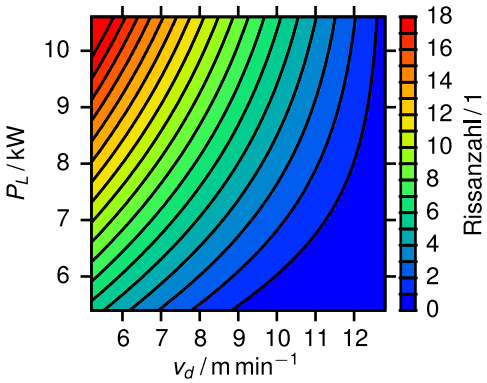
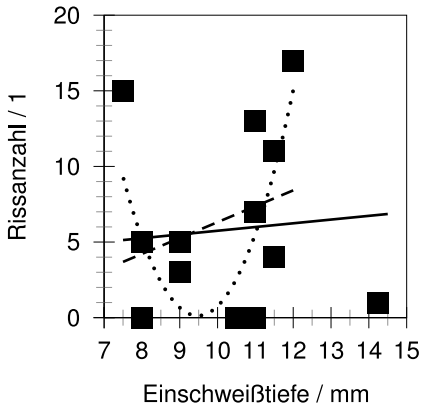


Abbildung 4.1.13 Einfluss von Drahtvorschubgeschwindigkeit und Laserleistung, bei einer Schweißgeschwindigkeit 2,4 m min^{-1}*, auf die Rissentstehung bei Rohren aus S460NH.*

In Abbildung 4.1.12 ist die Rissanzahl in Abhängigkeit des Drahtvorschubes, bei einer Laserleistung von 6 kW und 10 kW aufgetragen. Die Rissanzahl erhöht sich bei einem Drahtvorschub von 6 m min^{-1} im Vergleich zu einem Drahtvorschub von 12 m min^{-1}. Ebenso erhöht sich die Rissanzahl bei einer Laserleistung von 10 kW im Vergleich zu einer Laserleistung von 6 kW, entsprechend der Wirkung der einzelnen Parameter. Allerdings ergibt sich eine überproportionale Steigerung der Rissanzahl bei einer Kombination von hoher Laserleistung und niedrigem Drahtvorschub.

Abbildung 4.1.13 zeigt die Rissanzahl in Abhängigkeit von Drahtvorschubgeschwindigkeit und Laserleistung im untersuchten Gebiet, bei einer Schweißgeschwindigkeit von 2,4 m min^{-1}. Dies ist ausreichend um das System umfassend darzustellen, da die Schweißgeschwindigkeit nur sehr geringen Einfluss auf die Rissanzahl hatte (Abbildung 4.1.10). Die Darstellung fasst die bereits beschriebenen Ergebnisse zusammen, wobei die Linien gleichen Rissanzahlen entsprechen. Zu sehen ist auch hier, dass die Rissanzahl mit sinkendem Drahtvorschub und steigender Laserleistung zunimmt. Ebenso kann der Darstellung



Gleichung	R^2
—— $y = 0{,}25\,x + 3{,}29$	0,01
– – $y = 1{,}05\,x - 4{,}19$	0,08
···· $y = 2{,}35\,x^2 - 44{,}5\,x + 210$	0,44

Abbildung 4.1.14 Rissanzahl in Abhängigkeit der Einschweißtiefe bei Schweißungen von S460NH. Die erste Regressionsgleichung bezieht sich auf alle Werte, für die anderen beiden wurde der letzte Wert vernachlässigt.

entnommen werden, dass im Bereich geringer Laserleistung und hoher Drahtvorschübe mit rissfreien Schweißungen gerechnet werden kann, was durch die Versuche bestätigt wurde.

In Abbildung 4.1.14 wird die Rissanzahl in Abhängigkeit der über mehrere Querschnitte gemittelten Einschweißtiefe je Rohr dargestellt. Die lineare Regressionsfunktion über alle Werte liefert ein Bestimmtheitsmaß von R^2 = 0,01. Eine Erhöhung des Polynomgrades lieferte keine überzeugende Übereinstimmung, $\left(R^2 = 0{,}02\right)$. Es fällt allerdings auf, dass bei einem Experiment nahezu eine Durchschweißung erzielt wurde und somit möglicherweise die mechanische Randbedingung beeinflusst wird. Wird dieser Wert bei von der Auswertung ausgenommen, so ergibt sich bei einer linearen Regression ein Bestimmtheitsmaß von 0,08. Bei Erhöhung des Polynomgrades um eins wächst das Bestimmtheitsmaß auf 0,44.

4.1.2.3 Weiterführende Untersuchungen

Bei autogener Laserstrahlschweißung an S460NH mit 14,5 mm wurden 31 Risse in der Naht gefunden.

Autogene Durchschweißungen an S460NH mit 10,0 mm verfügten über $2 \pm 2{,}83$ Risse. Bei den autogenen Einschweißungen an S890QL mit 10,5 mm fanden sich $41 \pm 1{,}41$ Risse.

$0{,}5 \pm 0{,}71$ Risse ließen sich bei den hybriden Einschweißungen an S460NH mit 10,0 mm feststellen. Die Rissanzahl bei den hybriden Einschweißungen an S890QL mit 10,5 mm betrug $7{,}5 \pm 3{,}53$.

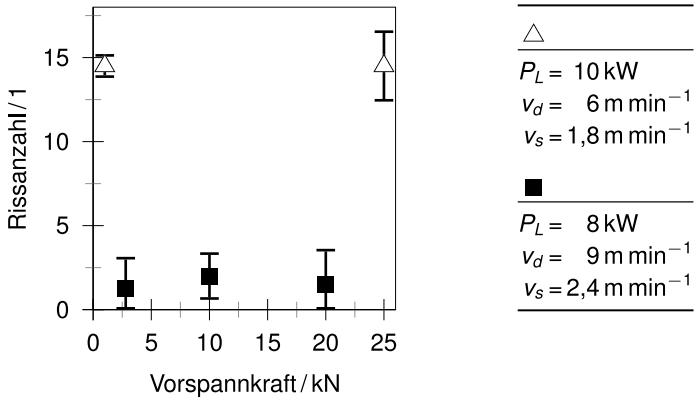


Abbildung 4.1.15 Einfluss der Vorspannkraft auf die Rissbildung bei Einschweißungen an Rohren aus S460NH.

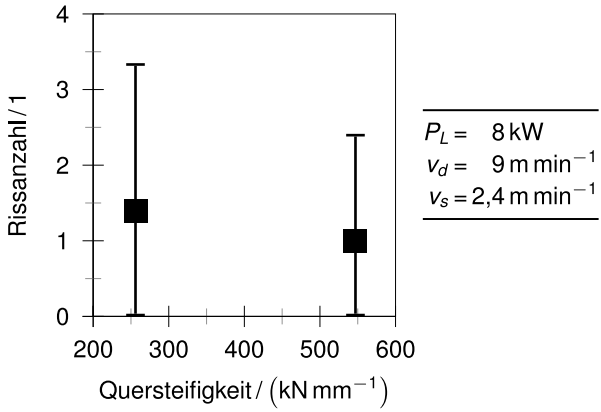


Abbildung 4.1.16 Einfluss der Quersteifigkeit auf die Rissbildung bei Einschweißungen an Rohren aus S460NH.

4.1.2.4 Einfluss der mechanischen Randbedingungen

Abbildung 4.1.15 gibt das Ergebnis der Schweißungen mit unterschiedlichen Vorspannkräften bei Rohren aus S460NH wieder. Es konnte in keinem Fall ein signifikanter Einfluss der Vorspannkraft festgestellt werden.

Die Variation der Quersteifigkeit, brachte im untersuchten Rahmen keine messbare Änderung der Rissanzahl, Abbildung 4.1.16.

Bei Verwendung eines Längsschnittes wurden keine Risse gefunden.

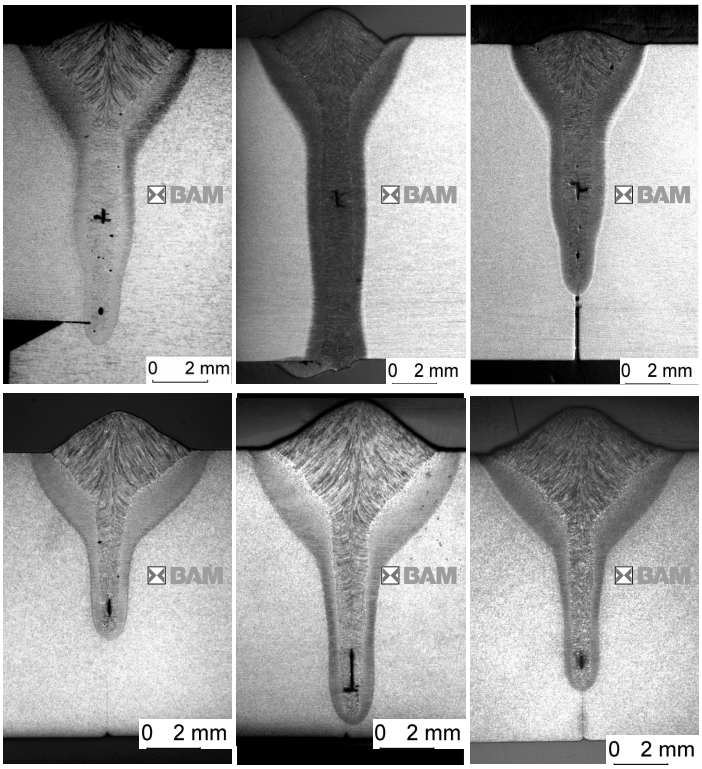
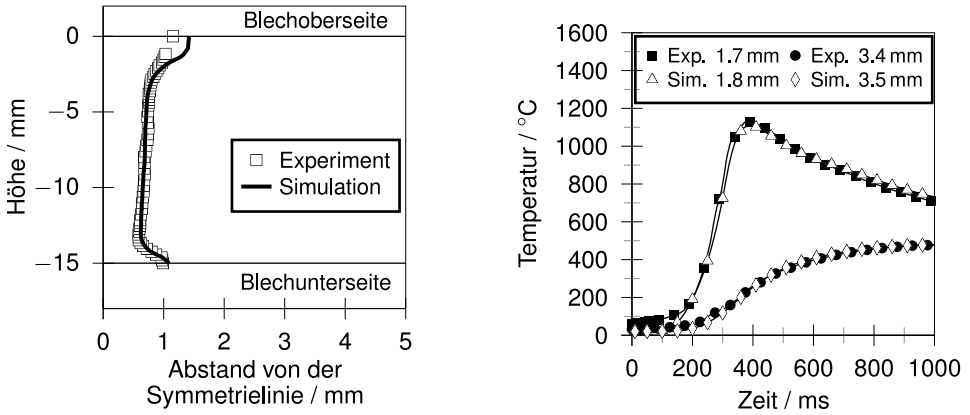


Abbildung 4.1.17 Risserscheinungen während der Experimente.
Bei Einschweißungen an S460NH, sowie bei Durchschweißungen wurden mittig in der Naht liegende Risse festgestellt. Nur bei Einschweißungen fanden sich Risse in der Wurzel der Nähte (untere Reihe).

4.1.3 Risscharakterisitik

Während der Experimente wurden zum einen mittig in der Naht liegende Risse gefunden, Abbildung 4.1.17 oben. Zusätzlich wurden Risse detektiert, die tief in der Wurzel der Naht lagen, Abbildung 4.1.17 unten. Erstere fanden sich bei Durchschweißungen und bei Einschweißungen an S460NH. Letztere fanden sich bei Einschweißungen an S890QL, vereinzelt aber auch bei Einschweißungen an S460NH, nicht jedoch bei Durchschweißungen. Auf dem Röntgenbild sind die beiden Rissphänomene nicht unterscheidbar.



(a) Vergleich der Querschliffe.

(b) Temperatur-Zeit-Verläufe.

Abbildung 4.2.1 Abgeglichener und experimenteller Querschliff, sowie Temperatur-Zeit-Verläufe im IRC-Rahmen.

4.2 Ergebnisse der numerischen Analyse

4.2.1 Untersuchungen der Schweißungen im IRC-Rahmen

4.2.1.1 Temperaturfeldabgleich

Die Abbildung 4.2.1a zeigt die gemittelte Breite der vermessenen Querschliffe und die 1500 °C Isotherme des abgeglichenen Temperaturfeldes. In Abbildung 4.2.1b sind die Temperatur-Zeit-Verläufe im Modell und im Experiment an je zwei Stellen dargestellt.

4.2.1.2 Spannungen

Abbildung 4.2.2 gibt die Spannungen in allen drei Raumrichtungen wieder zu dem Zeitpunkt, bei dem das Temperaturfeld den im obersten Bild gezeigten Zustand erreicht hat. Die Risse wurden mehrheitlich mittig, bzw. etwas nach unten hin gefunden, um die mit Auswertepunkt bezeichnete Zone herum. Dieses Gebiet liegt im gezeigten Zeitpunkt oberhalb von 1250 °C. Geschweißt wird in die Bildebene hinein. Die Region der Rissentstehung bleibt im frei schrumpfenden Modell nahezu völlig spannungsfrei, bzw. befindet sich sogar leicht im Druckbereich. Im eingespannten Modell entstehen Spannungen obehalb von 20 MPa.

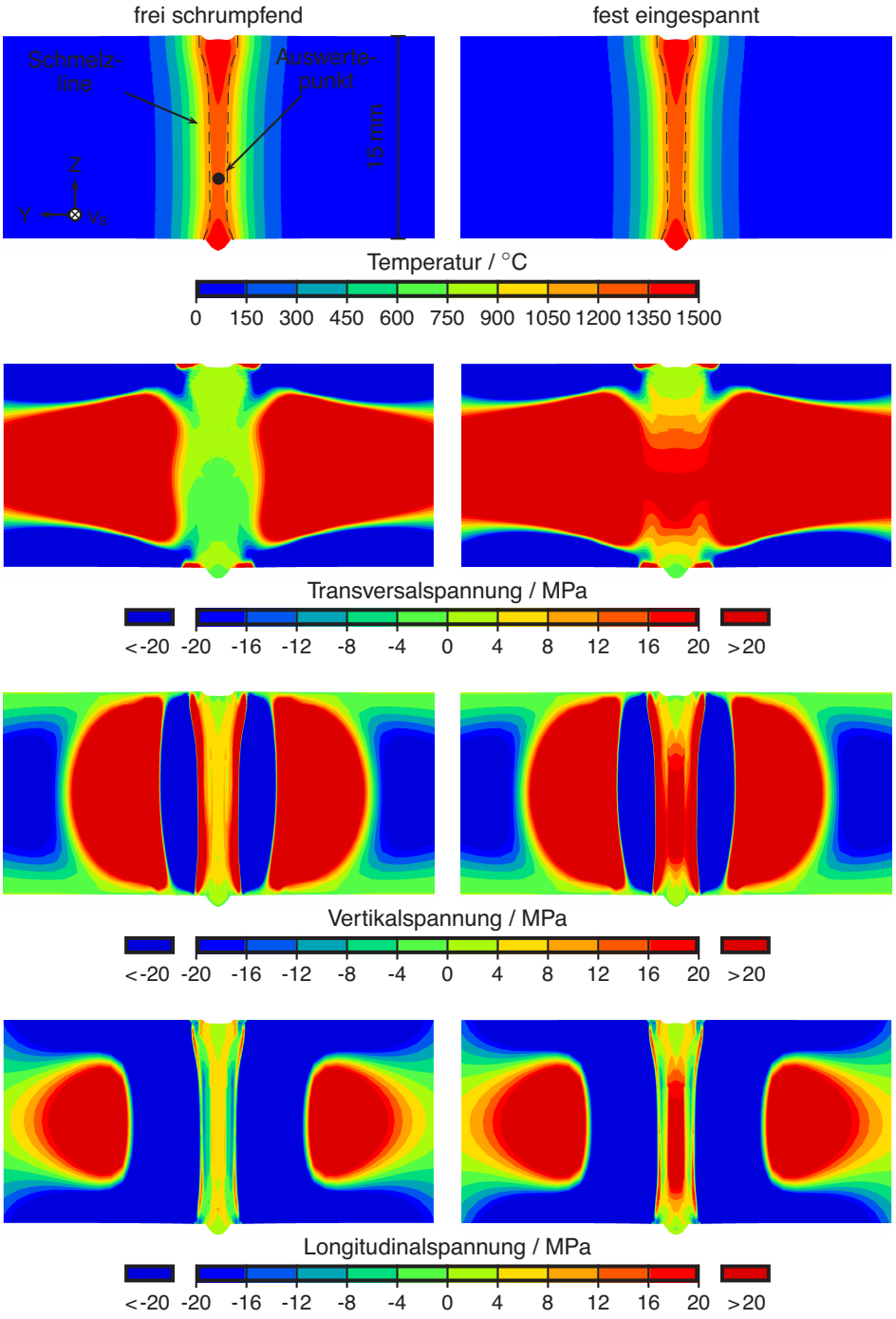


Abbildung 4.2.2 Spannungen im frei schrumpfenden und im fest eingespanntem Modell des IRC-Rahmens.

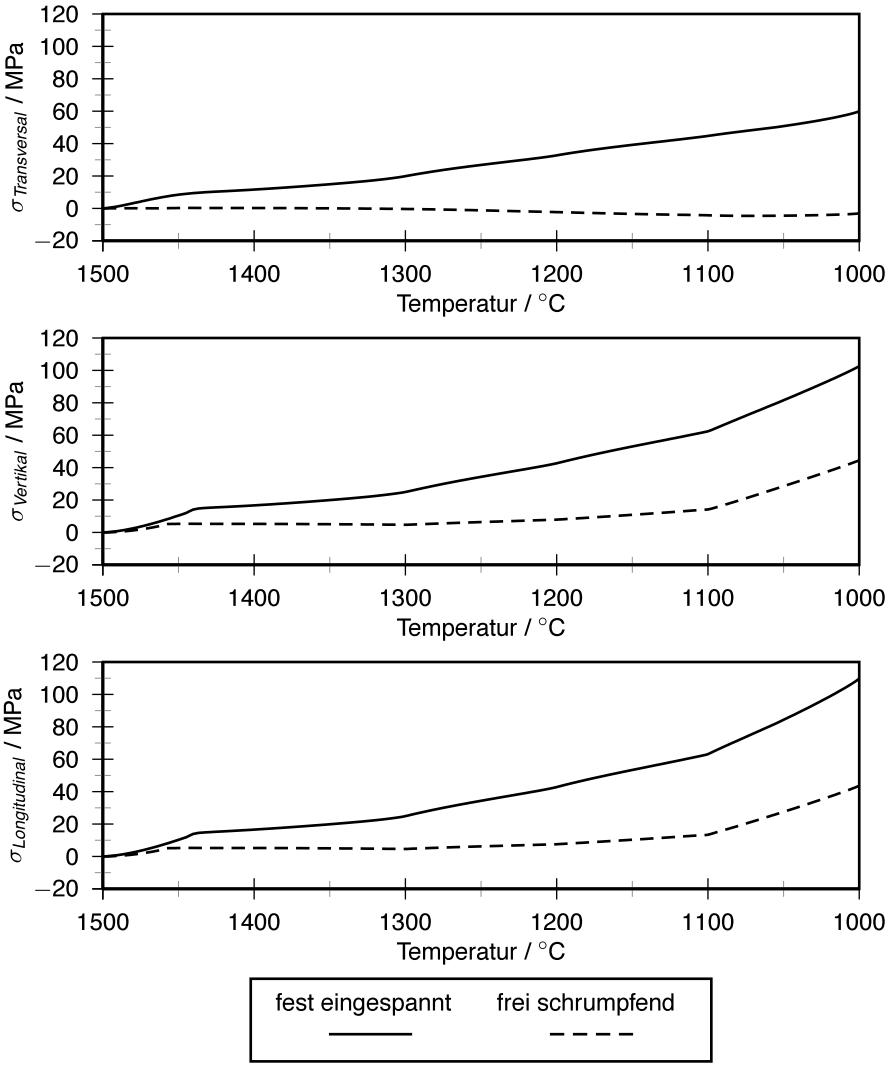


Abbildung 4.2.3 Spannungen in der heißrisskritischen Zone beim numerischen Modell der Versuche im IRC-Rahmen.

Die Abbildung 4.2.3 bestätigt dies. In diesem Bild sind die Spannungen in alle drei Raumrichtungen im “Auswertepunkt” aus Abbildung 4.2.2 zu sehen. Da die Abkühlung gezeigt wird, ist die Temperatur von rechts nach links aufgetragen, d. h. die Zeit vergeht von links nach rechts. Alle Spannungsanteile sind im frei schrumpfenden Modell sehr gering, teilweise sogar im Druckbereich. Erst bei etwa 1100 °C steigen sie in Vertikal- und Longitudinalrichtung langsam an. Im fest eingespannten Modell liegen schon bei Erreichen der Solidustemperatur Spannungen im Bereich 10 MPa – 20 MPa vor.

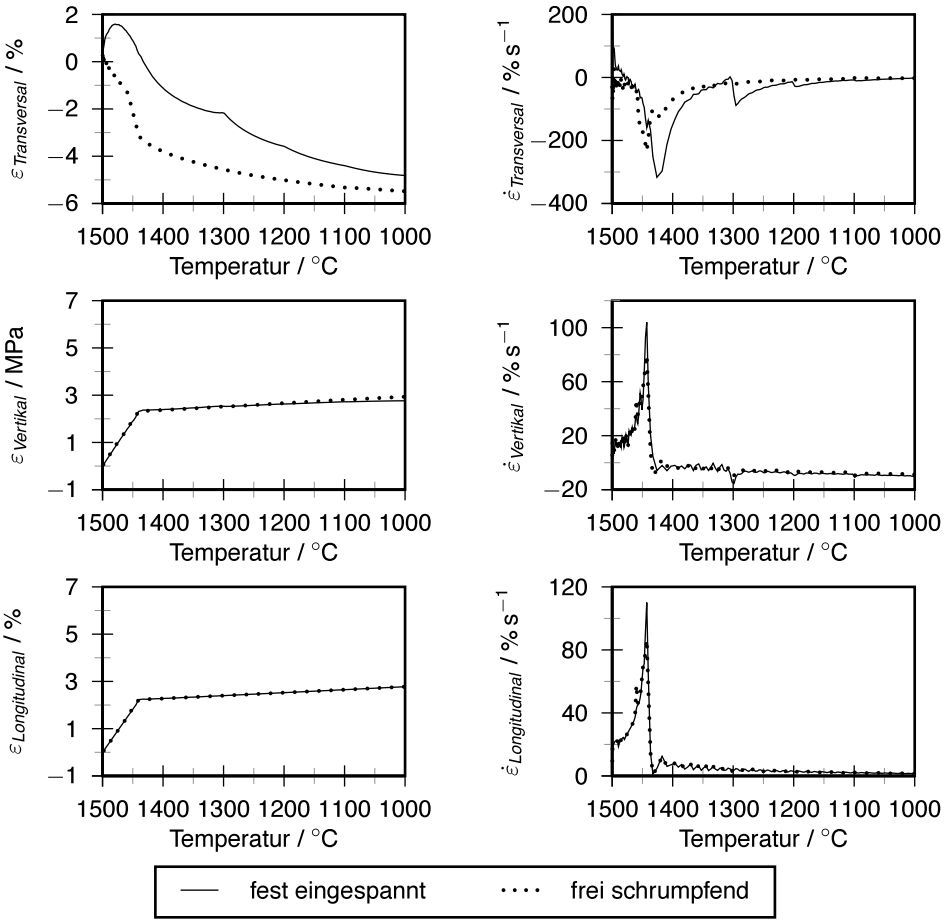
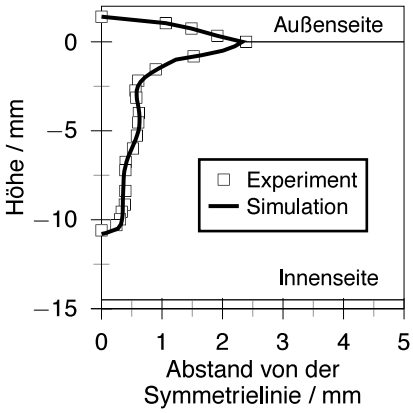


Abbildung 4.2.4 Dehnungen und Dehnraten in der kritischen Zone bei Versuchen im IRC-Rahmen.

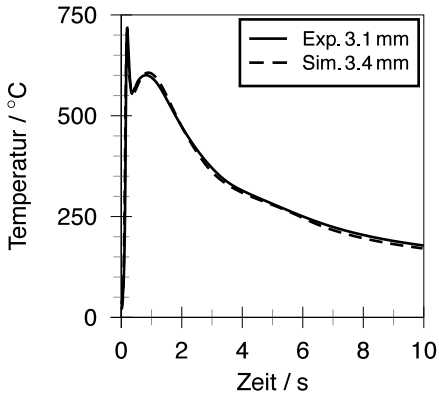
4.2.1.3 Dehnungen und Dehnraten

Die Dehnungen und -raten am selben Punkt können Abbildung 4.2.4 entnommen werden. Die Dehnungen in Longitudinal- und Vertikalrichtung nehmen bis zu T_S nahezu linear zu und steigen dann langsam weiter an. Die Transversaldehnung ist dem entgegen gerichtet. Dabei liegt sie im fest eingespannten Modell oberhalb der des frei schrumpfenden. Im Bereich der mushy zone treten bei ersterem sogar positive Dehnungen auf.

In Longitudinal- und Vertikalrichtung nehmen die Dehnraten nahezu parallel hohe Werte an, um dann um T_S herum schnell abzufallen. Im weiteren Verlauf sinken sie langsam weiter ab. In Transversalrichtung dagegen gibt es starke Ausschläge in beiden Modellen, wobei speziell in der mushy zone ein Ausschlag in den positiven Bereich stattfindet.



(a) Querschliffe.



(b) Temperatur-Zeit-Verläufe.

Abbildung 4.2.5 Abgeglichener und experimenteller Querschliff, sowie Temperatur-Zeit-Verläufe im Standardfall der Rohrschweißungen.

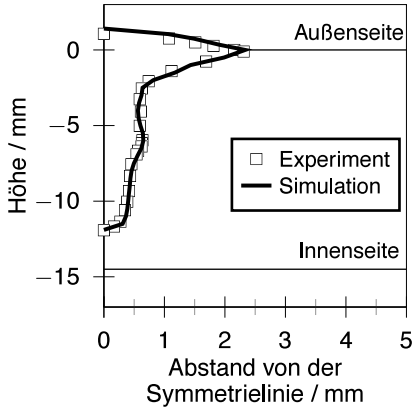


Abbildung 4.2.6 Abgeglichener und experimentell ermittelter Querschliff bei erhöhter Laserleistung.

4.2.2 Untersuchungen der Schweißungen an Rohren

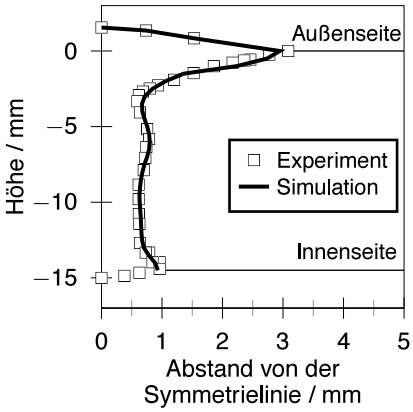
4.2.2.1 Temperaturfeld

Bei den Untersuchungen zu Einschweißungen an Rohren wurde ein Abgleich mit einer Probe vorgenommen, die mit den Parametern des Zentralwertes der DOE-Experimente durchgeführt wurde, dem Standardfall. Abbildung 4.2.5a zeigt die Breite der Naht aus einem Querschliff, aufgetragen über der Höhe, sowie die Breite der 1500 °C Isotherme im numerischen Modell. Im Bild ist gut zu erkennen, dass etwa in der Mitte des vom Laser aufgeschmolzenen Bereiches ein lokales Maximum der Schmelzbadbreite auftritt. Eine solche Verbreiterung wird auch im Deutschen als Bulging bezeichnet. Messungen und Berechnungen der Temperatur-Zeitverläufe an der Oberfläche sind in Abbildung 4.2.5b abgebildet.

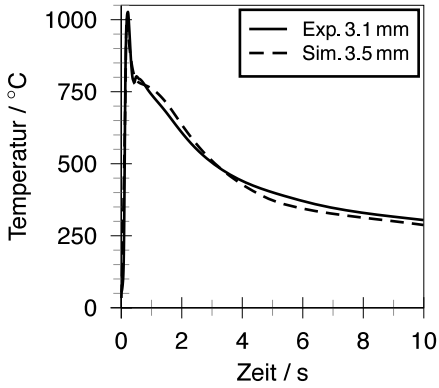
In einem weiteren Modell wurde eine Variante berechnet, bei der das Temperaturfeld so angepasst wurde, dass es zu einem Querschliff passt, der mit einer Laserleistung von 10,6 kW erzeugt wurde. Abbildung 4.2.6 stellt den experimentell ermittelten Querschliff dar, zusammen mit der 1500 °C Isotherme des numerischen Modells. Bei diesem Parametersatz wurde keine Temperaturmessung mit Thermoelementen durchgeführt.

Zusätzlich wurde ein Modell erstellt, das einer Durchschweißung entspricht, Abbildung 4.2.7. In der Abbildung 4.2.7a sind die Breite des experimentell ermittelten Nahtquerschliffs und der abgeglichenen 1500 °C Isotherme aufgetragen. In Abbildung 4.2.7b sind Temperatur-Zeitverläufe von Experiment und Modell zu sehen.

In der Abbildung 4.2.8 sind die Querschliffe aus den numerischen Modellen mit niedriger (4 kW) und hoher (10 kW) Lichtbogenleistung angegeben. In beiden Fällen kann eine Bulgingregion identifiziert werden. Im Fall niedriger Lichtbogenleistung schnürt sich die Naht darüber stark ein. Bei hoher Lichtbogenleistung ist die Einschnürung oberhalb der Bulgingregion nur gering ausgeprägt.

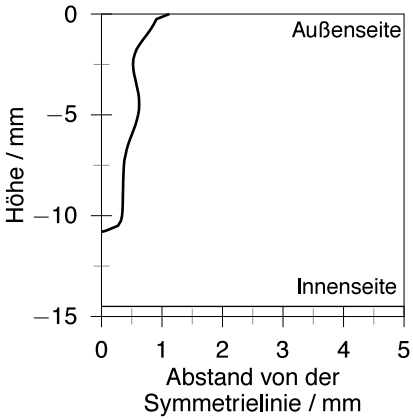


(a) Querschliffe.

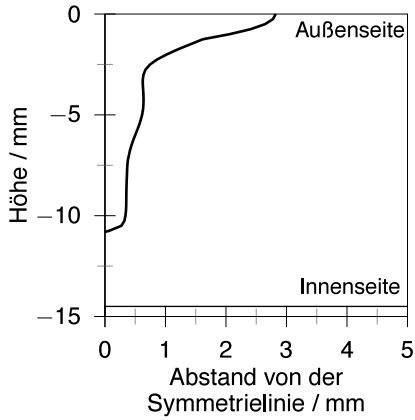


(b) Temperatur-Zeit-Verläufe.

Abbildung 4.2.7 Abgeglichener und experimenteller Querschliff, sowie Temperatur-Zeit-Verläufe bei einer Durchschweißung am Rohr.



(a) P_{LiBo} = 4 kW



(b) P_{LiBo} = 10 kW

Abbildung 4.2.8 Berechnete Querschliffe bei Einschweißungen an Rohren mit verschiedenen Lichtbogenleistungen.

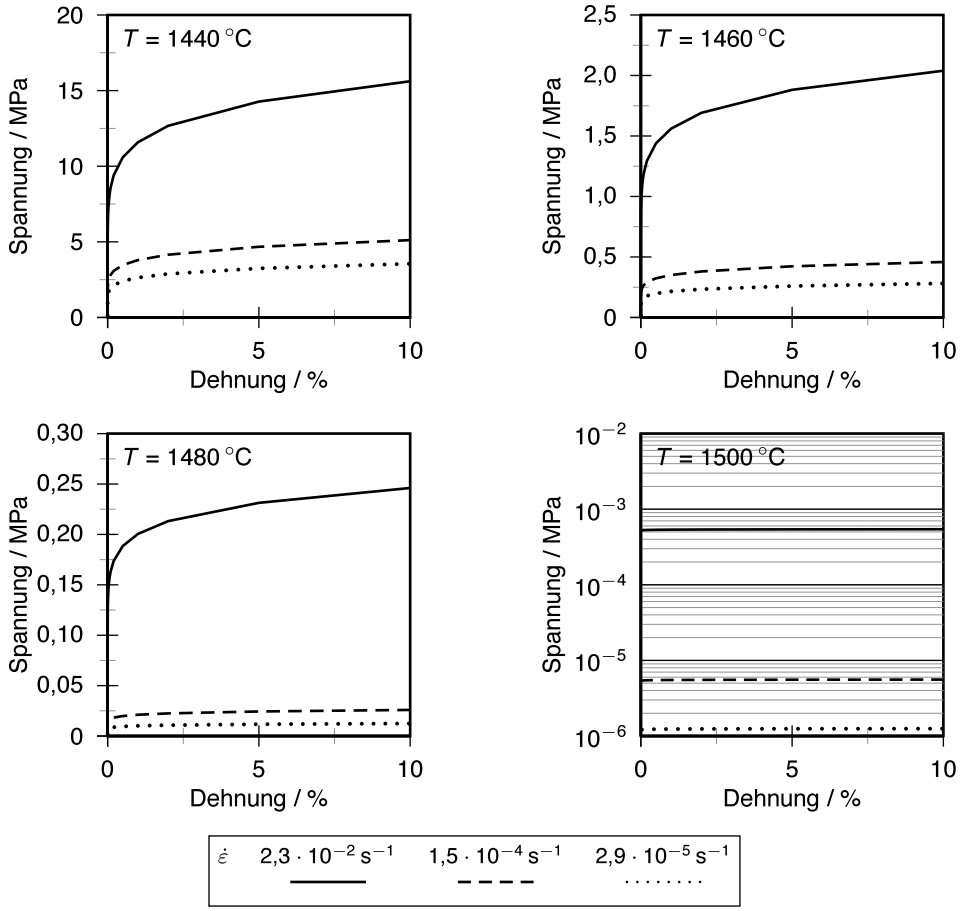


Abbildung 4.2.9 Spannungen beim Übergang vom Festkörper in die Schmelze, berechnet mit dem vorgestellten Werkstoffmodell. Bei 1500 °C *wurde eine logarithmische Skala verwendet.*

4.2.2.2 Schmelzbereich

Die Abbildung 4.2.9 gibt die Spannung über der Dehnung zwischen der angenommenen Solidustemperatur T_S = 1440 °C und der Liquidustemperatur T_L = 1500 °C in isothermen Zugversuchen, bei unterschiedlichen Dehnraten, unter Verwendung des Werkstoffmodells der Rohrmodelle, wieder. Die Spannung nimmt mit steigender Temperatur stark ab. Zusätzlich wird die Spannung unabhängiger von der Dehnung. Bei 1500 °C (Schmelze) hängt die Spannung nahezu linear von der Dehnrate ab.

In Abbildung 4.2.10 ist oben das Temperaturfeld zu finden, 10 ms nachdem das Zentrum des Lasers die Berechnungsebene passiert und unten die von Mises Spannung zum selben Zeitpunkt. Der aufgeschmolzene Bereich im Temperaturbild ist grau eingefärbt, damit die

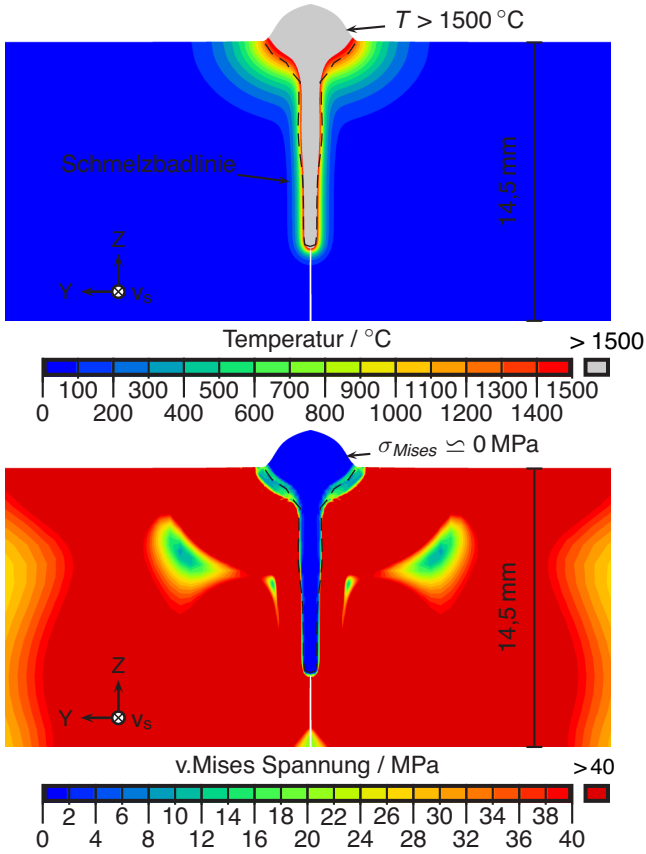


Abbildung 4.2.10 *Von Mises Spannungen während der Abkühlung. Dargestellt ist ein Querschnitt, geschweißt wird in die Blattebene hinein. Das untere Bild zeigt die von Mises Spannung zu einem Zeitpunkt, bei dem das Schmelzbad gerade den darüber gezeigten Zustand erreicht hat.*

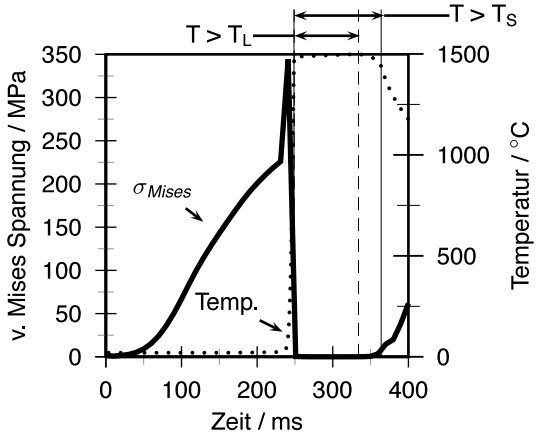


Abbildung 4.2.11 Transiente v. Mises Spannung und Temperatur an einem Punkt an der Symmetrieebene aus der Mitte der Naht.

Grenzlinie zwischen Schmelze und festem Material besser zu erkennen ist. Die von Mises Spannung im aufgeschmolzenen Bereich liegt durchgehend deutlich unterhalb von 2 MPa. Lediglich an den Rändern wird dieser Wert erreicht. Direkt neben dem Schmelzbad herrscht eine von Mises Spannung oberhalb von 40 MPa.

Die Abbildung 4.2.11 zeigt den Verlauf der von Mises Spannung und der Temperatur in einem Punkt in der Mitte der Naht an der Symmetrieebene. Die gepunktete Linie stellt dabei die Temperatur dar und die dicke, durchgezogene Linie die Spannung. Solidustemperatur, T_S, und Liquidustemperatur, T_L werden durch feine, senkrechte Linien markiert.

Die Spannung steigt beim Aufheizen kontinuierlich an. Mit Eintreten der Schmelze wird sie schlagartig abgebaut. Nach dem die Liquidustemperatur wieder unterschritten wurde, steigt sie wieder an.

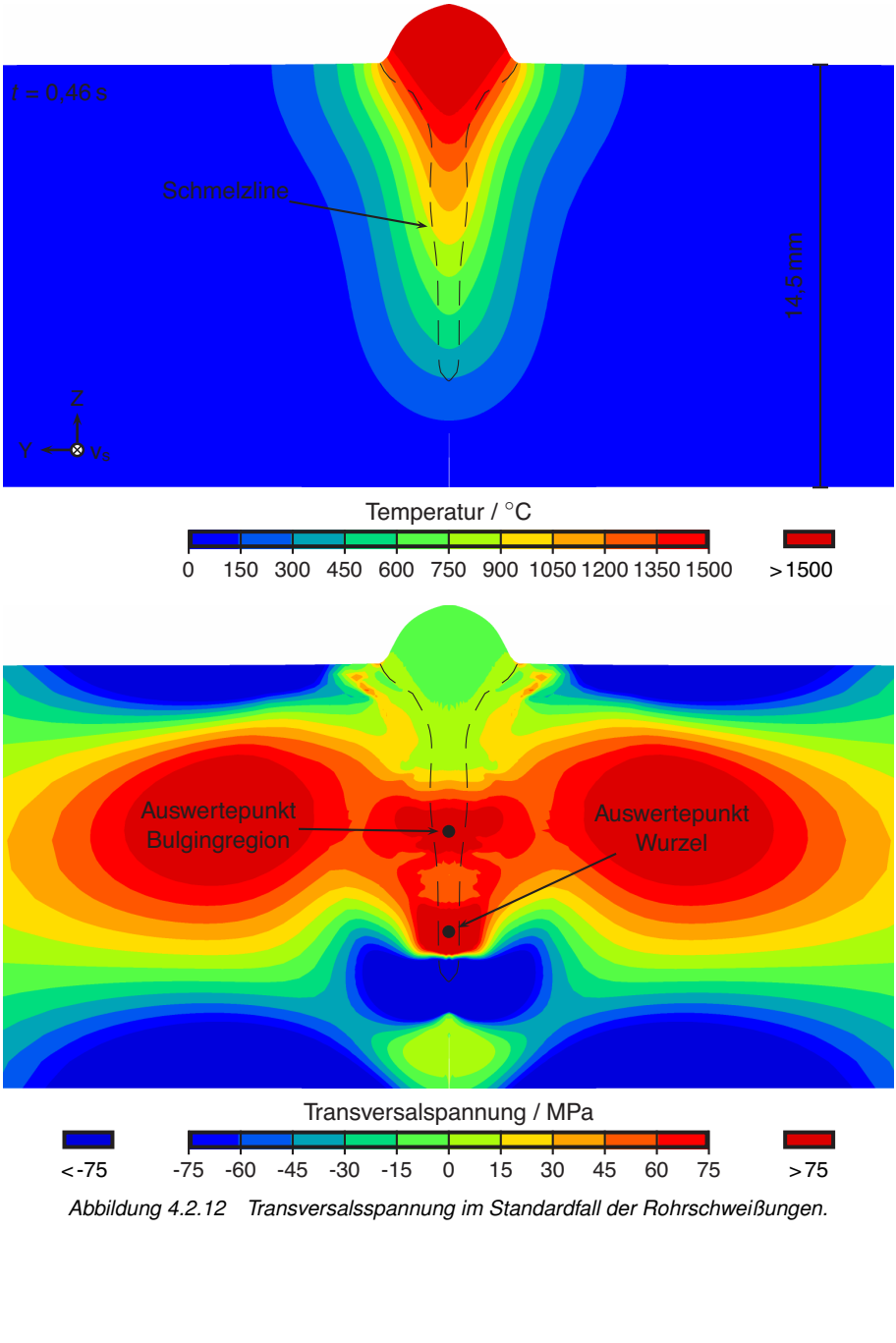


Abbildung 4.2.12 Transversalsspannung im Standardfall der Rohrschweißungen.

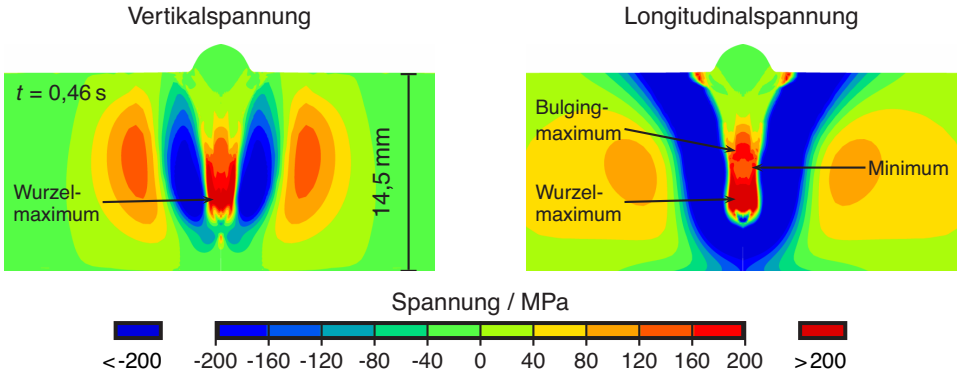


Abbildung 4.2.13 Vertikal- und Longitudinalspannungen im Standardfall.

4.2.2.3 Standardfall

In den berechneten Transversalspannungen (Abbildung 4.2.12) konnten zwei Stellen mit starker Zugspannung ermittelt werden: ein Bereich ist in der Wurzel, der andere liegt in der unteren Hälfte der Bulgingregion. In der Abbildung befindet sich der Wurzelbereich zwar nicht mehr im kritischen Temperaturbereich, aber auch bei höheren Temperaturen lassen sich hier recht hohe Spannungen finden. Zwischen der Bulgingregion und der Wurzel gibt es eine Zone mit niedrigeren Spannungen, der die beiden Regionen unterteilt. Direkt unter dem Spannungsmaximum in der Wurzel, teils im aufgeschmolzenen Bereich, teils im kalten, nicht aufgeschmolzenen Material, ist ein Feld mit hohen Druckspannungen zu sehen.

In Abbildung 4.2.13 sind die Vertikal- und die Longitudinalspannung zum selben Zeitpunkt, wie in Abbildung 4.2.12, abgebildet. Die Vertikalspannung verfügt über ein Spannungsmaximum in der Wurzel. In Richtung Nahtoberseite nehmen die Spannungen ab. Bei der Longitudinalspannung kann ein globales Spannungsmaximum in der Wurzel gefunden werden. Ein weiteres, lokales Spannungsmaximum befindet sich im Bereich der Bulgingzone. Eine Durckzone liegt direkt unterhalb der Zugspannungsmaxima.

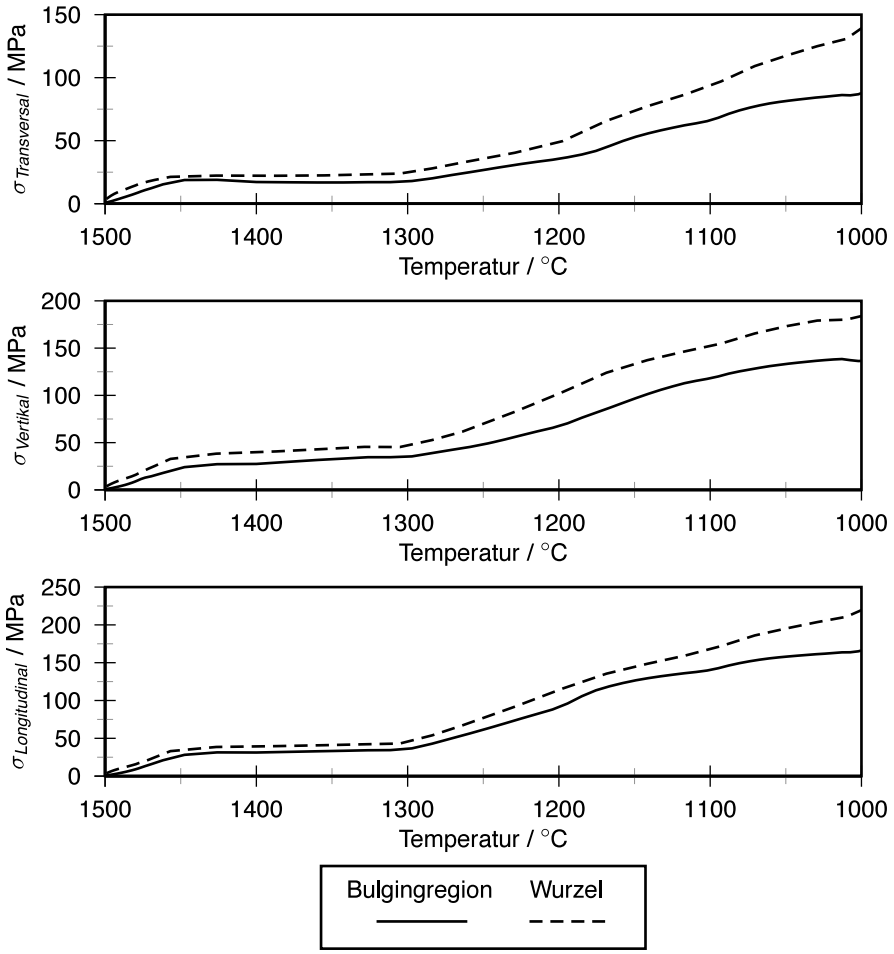


Abbildung 4.2.14 Spannungen in den risskritischen Zonen bei Untersuchungen am Standardfall der Rohre.

Wie in Abbildung 4.2.14 zu sehen ist, nehmen die Spannungen in beiden Auswertepunkten im wesentlichen kontinuierlich zu. Mit erreichen der Solidustemperatur liegen die Transversalspannungen schon bei 20 MPa in der Bulgingzone und 21 MPa in der Wurzel. Ab etwa 1200 °C nimmt die Spannung in der Wurzel stärker zu, als in der Bulgingregion. 139 MPa in Ersterer und 86 MPa in Letzterer werden bei 1000 °C erreicht. Für die anderen Raumrichtungen können ähnliche Zusammenhänge festgestellt werden, wobei dort die Spannung in der Wurzel jederzeit oberhalb der in der Bulgingregion liegt. Da die Verläufe bei den anderen Modellen ähnlich sind, wird im Folgenden nur noch die Transversalspannung dargestellt.

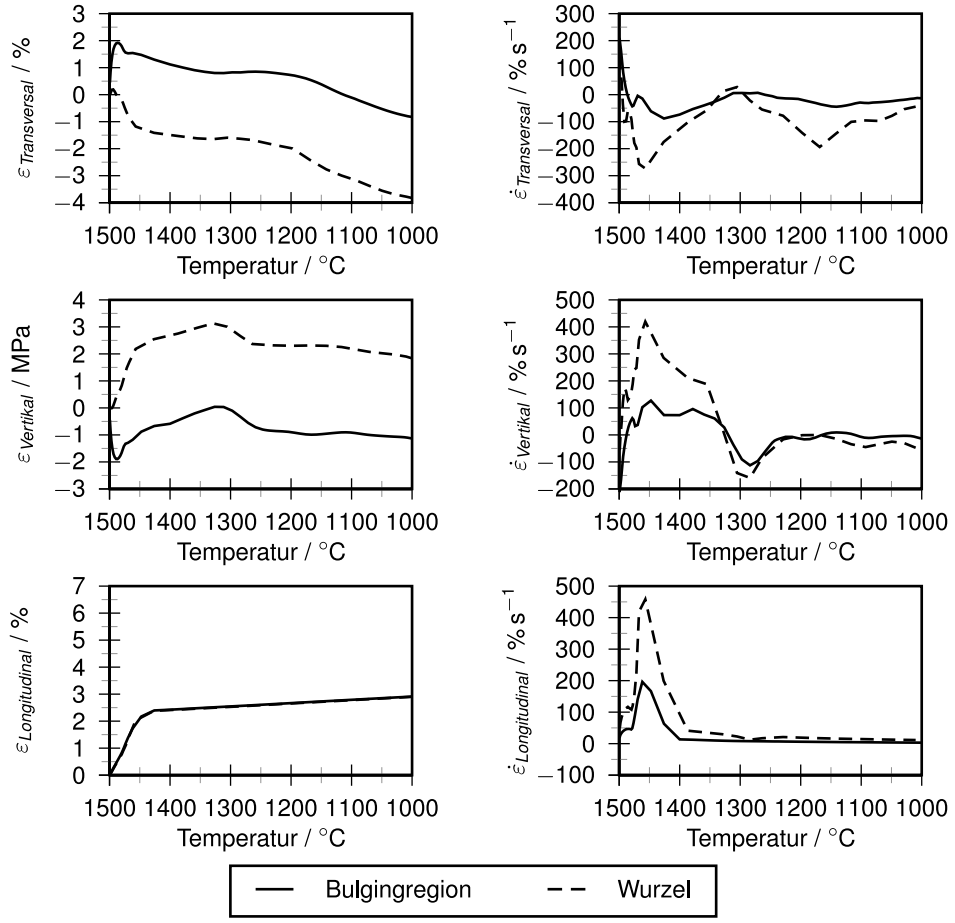


Abbildung 4.2.15 Dehnungen und -raten in der risskritischen Zone bei Untersuchungen an Rohren.

Die Dehnungen und Dehnraten sind in Abbildung 4.2.15 dargestellt. Die Transversaldehnung der Bulgingregion vollzieht in der Nähe der Liquidustemperatur einen Sprung in den positiven Bereich, um dann abzunehmen, wohingegen die Vertikaldehnung zunächst in den negativen Bereich springt, dann bis in den positiven Bereich hinein zunimmt und danach wieder langsam abnimmt. In der Wurzel kann ein ähnlicher Verlauf beobachtet werden, ohne die Sprünge in der Nähe der Liquidustemperatur.

Nach hohen positiven Werten der Transversaldehnrate zu Beginn der Abkühlung in beiden Punkten, bewegen sich diese im Weiteren meist im negativen Bereich, mit kurzen Ausschlägen ins Positive. Dabei liegt die Dehnrate der Bulgingregion bis auf einen kurzen Bereich um 1300 °C über der der Wurzel. Die Dehnrate der Wurzel weisst höhere Amplituden auf. In der Vertikalrichtung liegen die Werte zu Beginn der Abkühlung in der Bulgingregion deutlich niedriger als in der Wurzel. Zur Solidustemperatur hin ergeben sich hohe Ausschläge in der Wurzel in den positiven Bereich. Bis auf 1300 °C gleichen sich die Dehnraten an und verlaufen nahezu parallel.

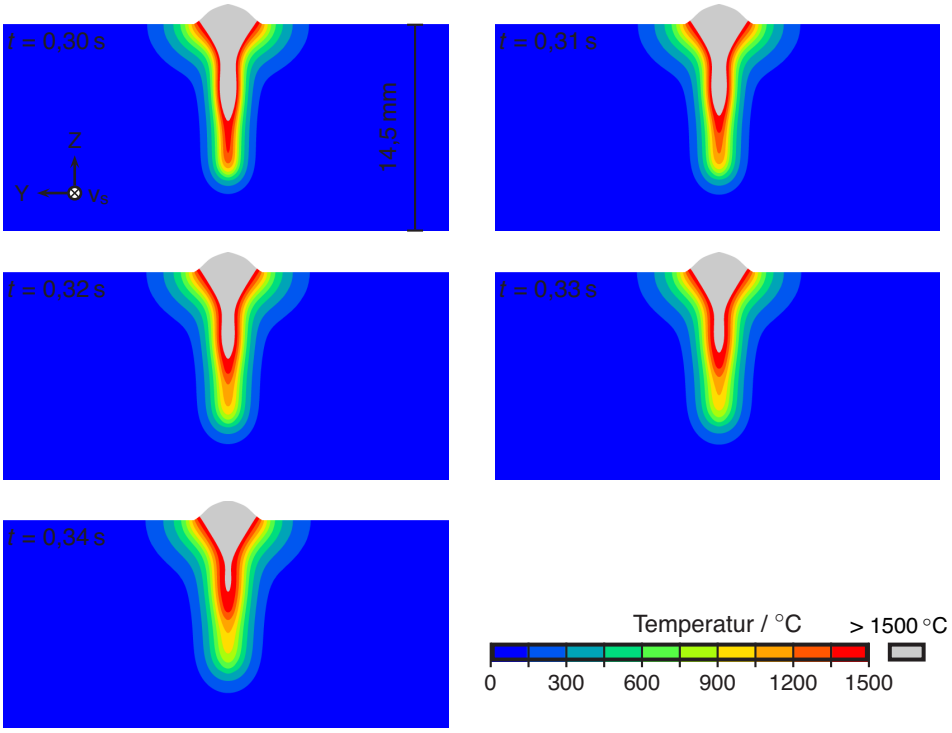


Abbildung 4.2.16 Erstarrung im Standardfall (Lichtbogenleistung 7 kW).

Abbildung 4.2.16 kann das Temperaturfeld während der Abkühlung aus der Schmelze entnommen werden. Die Daten entstammen dem thermischen Modellteil, so dass keine Verzerrungen enthalten sind. Schmelzflüssige Bereiche sind in hellgrau dargestellt. Die Bilder können andersherum auch als Weg durch das Schmelzbad, von der Wärmequelle ausgehend entgegen der Schweißrichtung, verstanden werden. Die Schmelze kühlt von innen nach außen ab.

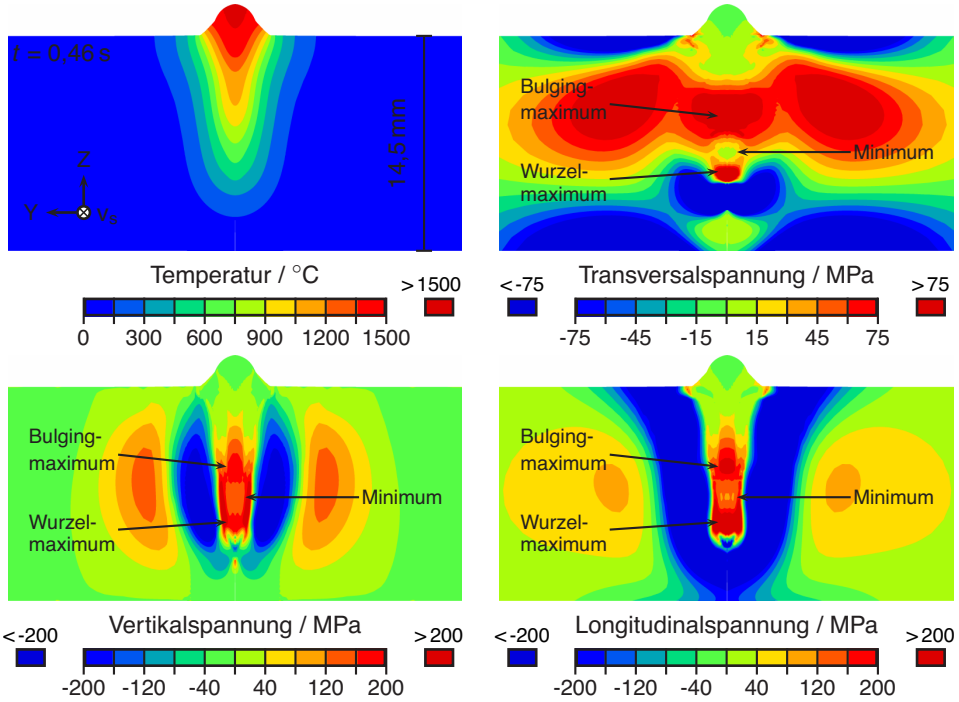


Abbildung 4.2.17 Spannung bei verringerter Lichtbogenleistungen (4 kW).

4.2.2.4 Modell mit verringerter Lichtbogenleistung

Abbildung 4.2.17 zeigt die Spannungen im Modell mit verringerter Lichtbogenleistung (4 kW). Zu diesem Zeitpunkt hat sich das ebenfalls enthaltene Temperaturfeld eingestellt. Bei den Transversalspannungen ist ein kleineres Spannungsmaximum in der Wurzel und ein ausgeprägtes in der Bulgingregion zu sehen. Die Vertikalspannungen und die Longitudinalspannungen verfügen ebenfalls über jeweils ein Maximum der Spannungen in der Wurzel und in der Bulgingregion. Bei allen sind zwischen den Maxima lokale Spannungsminima zu finden.

In der Abbildung 4.2.18 ist die Transversalspannung über der Temperatur im Maximum der Bulgingregion aufgetragen. Sie beträgt 28 MPa bei T_S und 135 MPa bei 1000 °C.

Abbildung 4.2.19 gibt das Temperaturfeld während der Abkühlung aus der Schmelze wieder. Die Schmelze ist in grau dargestellt, um sie besser identifizieren zu können. Im Bereich des Bulgings ist eine Zone zu sehen, die nach den darüber und darunter liegenden Bereichen erstarrt.

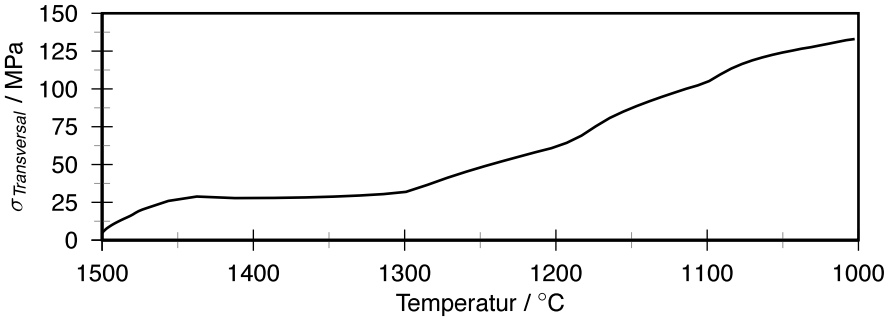


Abbildung 4.2.18 Transversalspannung in der Bulgingregion bei reduzierter P_{LiBo} (4 kW).

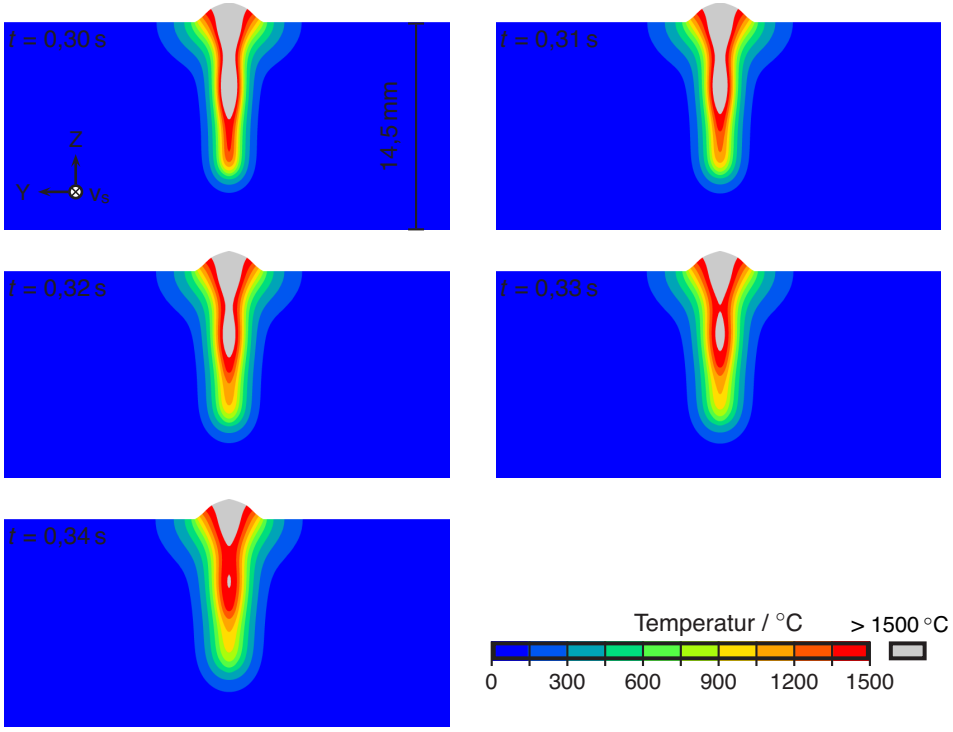


Abbildung 4.2.19 Erstarrung bei verringerter Lichtbogenleistung (4 kW).

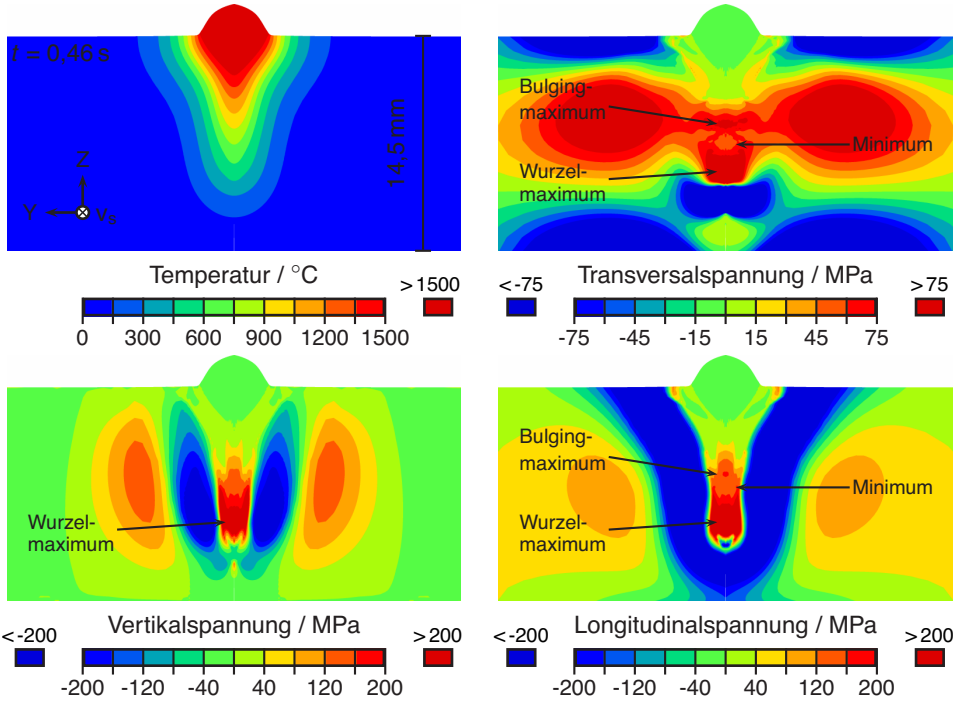


Abbildung 4.2.20 Spannung bei erhöhter Lichtbogenleistung (10 kW).

4.2.2.5 Modell mit erhöhter Lichtbogenleistung

Die Normalspannungen im Modell mit erhöhter Lichtbogenleistung (10 kW) können Abbildung 4.2.20 entnommen werden. Dabei besteht das Temperaturfeld im Bild oben links. In der Transversalrichtung ist ein kleines Spannungsmaximum in der Bulgingregion und ein größeres in der Wurzel zu finden. Ähnlich verhält es sich bei den Longitudinalspannungen. In der Vertikalrichtung findet sich lediglich ein Spannungsmaximum in der Wurzel.

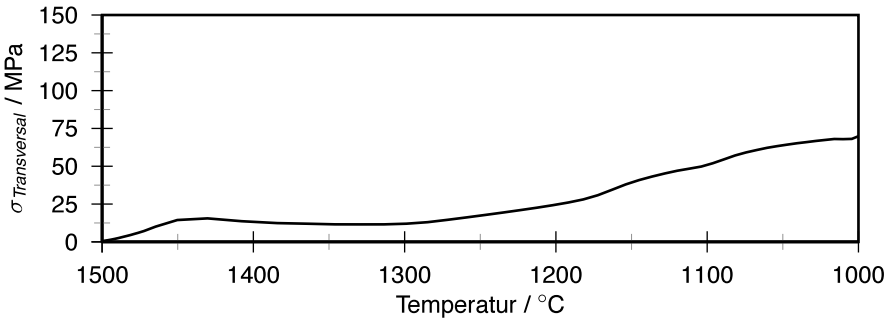
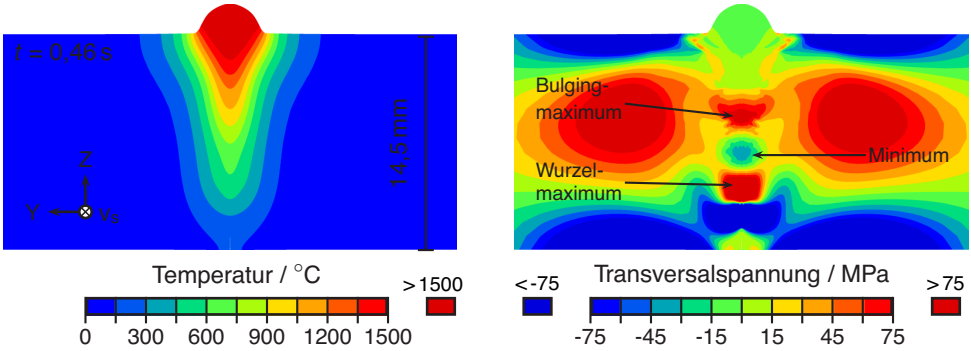
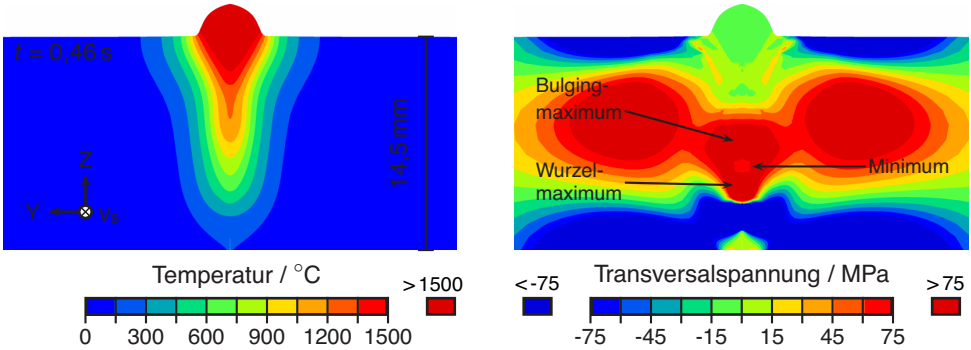


Abbildung 4.2.21 Transversalspannung in der Bulgingregion bei erhöhter Lichtbogenleistung (10 kW).

Die Transversalspannung in der Bulgingregion, dargestellt in Abbildung 4.2.21, nimmt im wesentlichen mit sinkender Temperatur zu. Etwa bei der Solidustemperatur kann ein lokales Maximum von 15 MPa festgestellt werden. Die maximale Spannung bei 1000 °C beträgt 70 MPa.



(a) Laserleistung angepasst durch Einschweißtiefe.

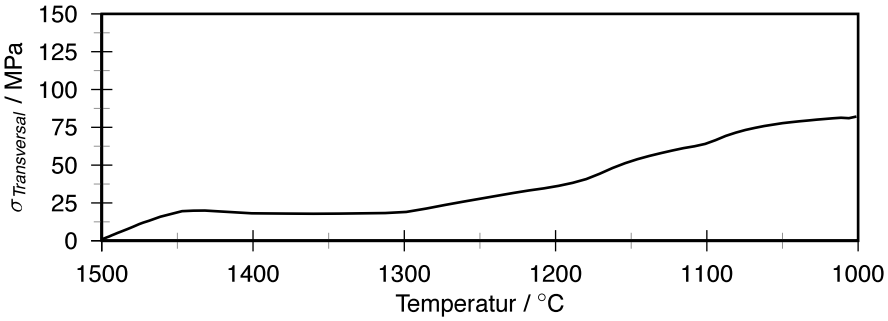


(b) Laserleistung angepasst durch Querschliffanpassung .

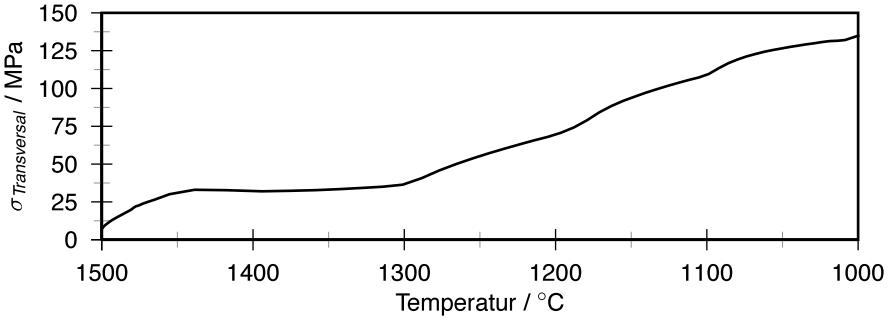
Abbildung 4.2.22 Transversalspannung bei unterschiedlichen Arten die Laserleistung zu erhöhen.

4.2.2.6 Modelle mit erhöhter Laserleistung

Die Abbildung 4.2.22 zeigt die Transversalspannungen für die beiden Fälle, bei denen die Laserleistung erhöht wurde. Zu dem Zeitpunkt liegt das daneben abgebildete Temperaturfeld. In der Abbildung 4.2.22a sind jeweils ein Maximum im Bereich der Bulgingregion und in der Wurzel zu erkennen. Dazwischen befindet sich ein lokales Spannungsminimum. Abbildung 4.2.22b verfügt ebenfalls über zwei unterscheidbare Maxima im Bereich der Bulgingregion und in der Wurzel. Ein nur gering ausgeprägtes Spannungsminium separiert sie.



(a) Erhöhte Einschweißtiefe



(b) Angepasster Querschliff

Abbildung 4.2.23 Transversalspannungen in der Bulgingregion bei unterschiedlichen Methoden, die Laserleistung zu erhöhen.

In Abbildung 4.2.23 sind die Transversalspannungen in den Bulgingregionen der beiden Modelle in Abhängigkeit der Temperatur zu finden. Bei beiden Modellen nehmen die Spannungen mit sinkender Temperatur zu, mit der Ausnahme eines geringen Absinkens nach Erreichen von T_S. Der Wert bei T_S beträgt 20 MPa in dem Modell mit erhöhter Einschweißtiefe und 33 MPa im Modell mit angepasster 1500 °C Isotherme. Bei 1000 °C beträgt die Transversalspannung 83 MPa für den ersten Fall und 135 MPa für den zweiten.

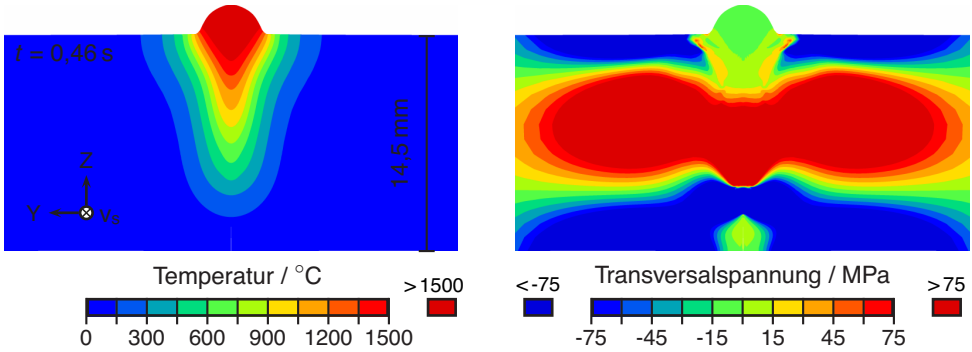


Abbildung 4.2.24 Transversalspannung bei erhöhter Werkstofffestigkeit.

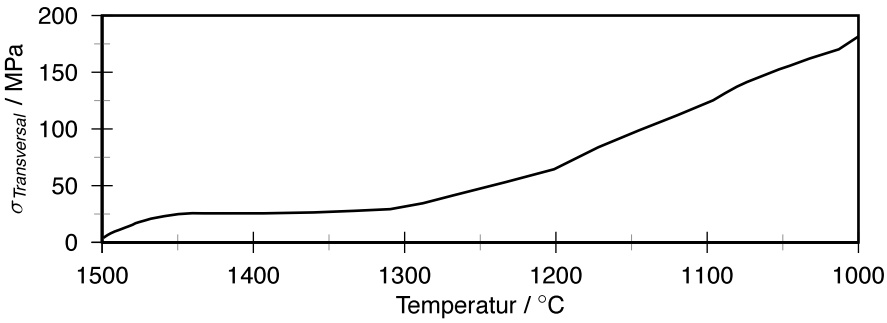


Abbildung 4.2.25 Transversalspannung in der Wurzel bei erhöhter Grundwerkstofffestigkeit.

4.2.2.7 Modell mit erhöhter Werkstofffestigkeit

Abbildung 4.2.24 zeigt die Transversalspannung bei einer höheren Werkstofffestigkeit im Grundwerkstoff, d. h. bei Verwendung der Martensitwerte aus [161]. In der Mitte ist ein großer, durchgehender Bereich mit Spannungen oberhalb von 75 MPa zu erkennen.

Die Abbildung 4.2.25 gibt die Transversalspannung in der Wurzel des Modells wieder. Sie nimmt mit sinkender Temperatur zu. 26 MPa werden bei T_S erreicht und 182 MPa bei 1000 °C.

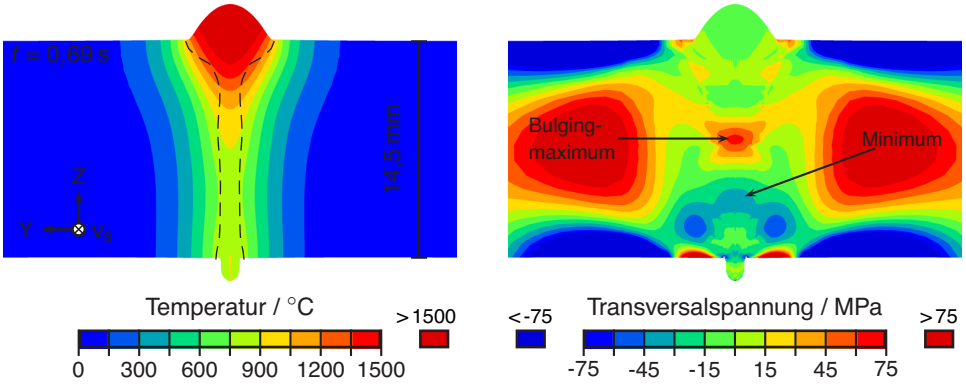


Abbildung 4.2.26 Transversalspannung bei der Durchschweißung.

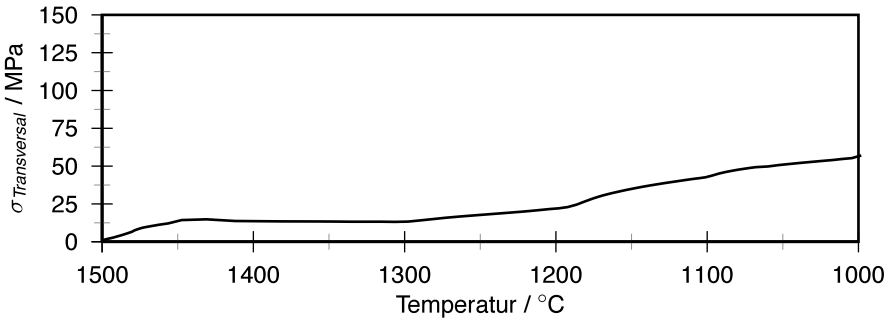


Abbildung 4.2.27 Transversalspannung in der Bulgingregion bei Durchschweißungen.

4.2.2.8 Durchschweißung

Die Abbildung 4.2.26 bildet die Querspannungen bei der Durchschweißung ab, an einem Zeitpunkt der Abkühlung, bei dem gerade das links gezeigte Temperaturfeld besteht. In dem Bild findet sich ein Spannungsmaximum im Bereich der Bulgingzone. Ein geringeres Spannungsmaximum ist in der Wurzel zu erkennen. Dazwischen liegt eine Druckzone mit Spannungen im niedrigen zweistelligen MPa-Bereich. Diese Zone stimmt in etwa mit dem kältesten Bereich der Naht überein.

Die Transversalspannung im durchgeschweißten Modell, Abbildung 4.2.27, nimmt im Wesentlichen mit sinkender Temperatur zu. Eine Ausnahme davon ist ein geringer Abfall nach Erreichen von T_S. Dort beträgt sie 15 MPa und bei 1000 °C 57 MPa.

Abbildung 4.2.28 zeigt die Temperatur in der durchgeschweißten Naht während der Abkühlung aus der Schmelze. Wie zu sehen ist, kühlt zunächst der Bereich zwischen der Bulgingzone und der Wurzel auf Temperaturen unterhalb der Liquidustemperatur T_L ab. Der nächste Bereich der vollständig erstarrt, ist die Einschnürung der Naht zwischen der Bulgingregion und dem Lichtbogenbereich. Erst dann erstarrt die Bulgingregion vollständig.

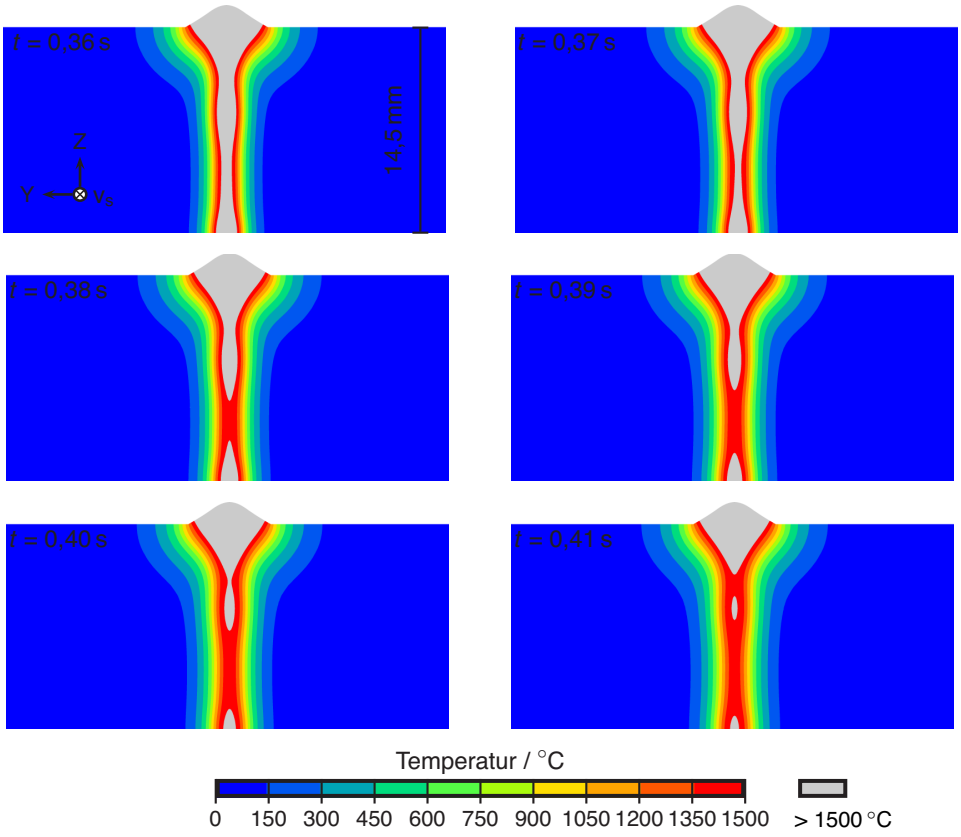


Abbildung 4.2.28 Darstellung des Temperaturfeldes bei einer Durchschweissung, während der Abkühlung aus der Schmelze.

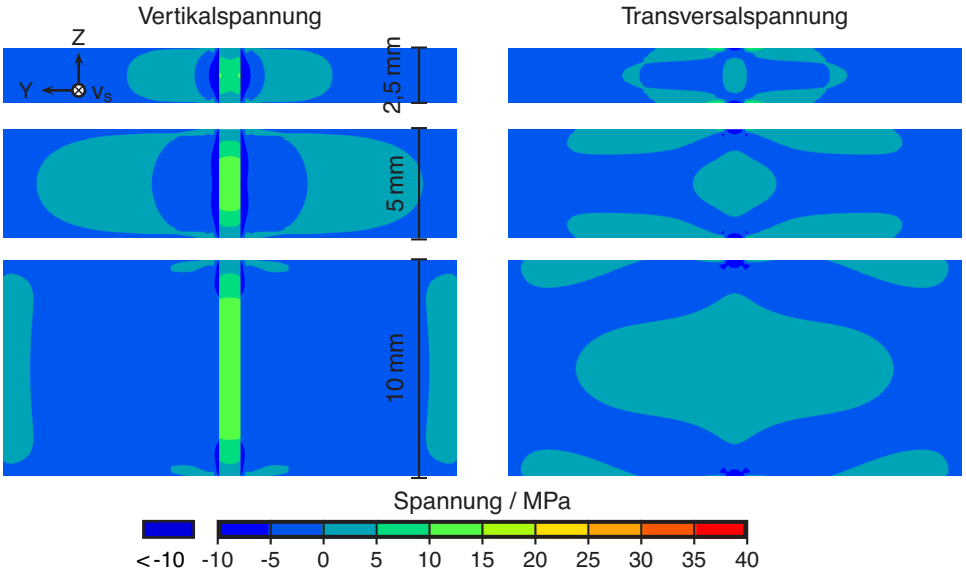


Abbildung 4.2.29 Longitudinal- und Transversalspannung bei freier Schrumpfung, berechnet mit dem vereinfachten Modell bei verschiedenen Wandstärken.

4.2.3 Stark vereinfachtes Berechnungsmodell

Abbildung 4.2.29 stellt die Spannungen bei freier Schrumpfung in Vertikal- und Querrichtung für die vereinfachten Modelle mit eine Wandstärke von 2,5 mm, 5 mm und 10 mm dar. Die Bilder sind um beide Achsen erweitert worden, zeigen also das volle Modell. Zu erkennen ist auf der linken Seite, dass die Vertikalspannungen von 2,5 mm zu 5 mm zunimmt und bei weiterer Zunahme der Wandstärke in ihrer Höhe stagniert. Die Modelle mit 5 mm und 10 mm Wandstärke unterscheiden sich lediglich noch in der Größe des Bereichs mit der höchsten Vertikalspannung. Bei den Querspannungen kann kein Unterschied in den Spannungshöhen mehr festgestellt werden, sondern nur noch in der Größe der Fläche mit den höchsten Spannungen. An Ober- und Unterseite der Bilder sind Druckbereiche zu erkennen. Diese sind notwendig, damit sich in Querrichtung überhaupt Zugspannung aufbauen kann.

Der Einfluss der Nahthöhe auf die Vertikal- und Transversalspannungen unter Einspannung können Abbildung 4.2.30 entnommen werden. Bei den geringeren Wandstärken, 2,5 mm, 5 mm und 7,5 mm, nimmt die Vertikalspannung in der Nahtmitte mit der Wandstärke zu. Ab etwa diesem Punkt stagniert das Spannungsniveau. Lediglich die Größe des Bereichs, in dem die maximale Spannung anliegt, nimmt weiter zu. Bei der Transversalspannung kann ein ähnliches Verhalten beobachtet werden. Allerdings wird die maximale Spannungsamplitude schon bei etwa 5 mm erreicht ist.

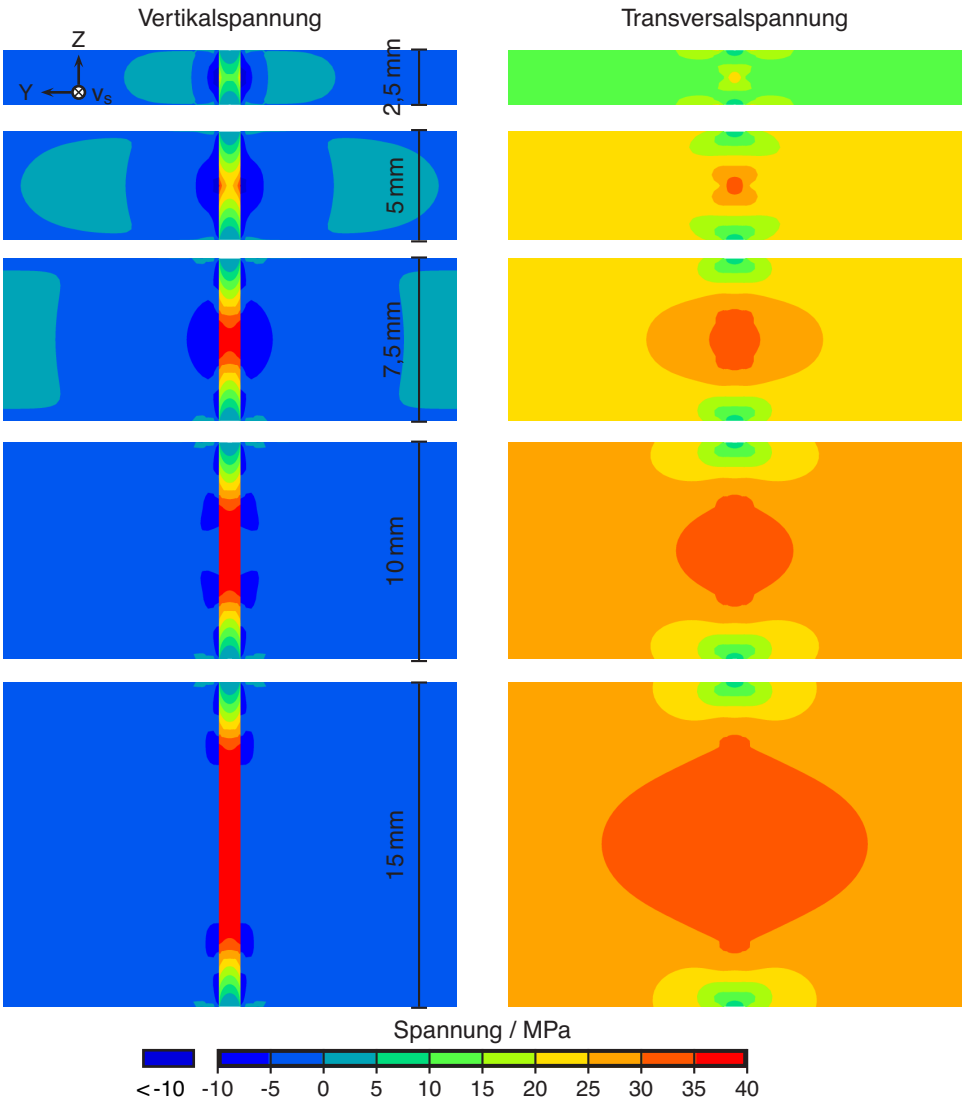


Abbildung 4.2.30 Longitudinal- und Transversalspannung unter Einspannbedingungen, berechnet mit dem vereinfachten Modell bei verschiedenen Wandstärken und mit fester Einspannung.

5 Diskussion

5.1 Evaluation der Schweißsimulationsmodelle

Im Folgenden werden die Ergebnisse der Experimente mithilfe der numerischen Berechnungen interpretiert. Dazu soll hier eine kurze Einschätzung gegeben werden, inwieweit den Berechnungsergebnissen zu vertrauen ist.

5.1.1 2D-Ansatz

Der systematische Fehler des 2D-Ansatzes liegt darin, dass implizit angenommen wird, dass das gesamte Rohr entlang des Umfangs gleichzeitig dieselbe Temperatur aufweist. Für das Temperaturfeld ist dieser Fehler hinreichend klein. Die Wärmeleitung wird bei schnellbewegten Hochleistungsquellen im Grenzfall zweidimensional [96].

Für die Mechanik ist eine solche Grenzwertbetrachtung nicht bekannt. In der Realität wird beim Abkühlen aus Richtung der Wärmequelle in Richtung Berechnungsebene weiches, vergleichsweise gering zusammengezogenes Material bereitgestellt, wodurch die Spannungen und Dehnungen in der Richtung orthogonal zur Berechnungsebene gesenkt werden. Hinter der Berechnungsebene, also in dem Bereich, der der Wärmequelle abgewandt ist, ist das Material dagegen in der Realität schon stärker abgekühlt, somit fester und stärker geschrumpft und zieht daher in der orthogonalen Richtung. Eine Quantifizierung dieser gegenläufige Effekte ist nicht ohne Weiteres möglich. Es wird daher darauf hingewiesen, dass die Ergebnisse der numerischen Berechnungen vor allem qualitative Vergleiche erlauben. Die tatsächlichen quantitativen Werte können mehr oder weniger stark abweichen.

Ein nicht zu unterschätzender Vorteil des 2D-Ansatzes liegt in der Vereinfachung des Problems. Da zumindest die Dehnungen in der Richtung orthogonal zur Berechnungsebene jederzeit bekannt sind, können Einflüsse in den anderen beiden Raumrichtungen einfacher bewertet werden.

5.1.2 Temperaturfeldabgleich

5.1.2.1 Berechnungen der IRC-Versuche

Die Querschliffe stimmen in guter Näherung überein (Abbildung 4.2.1a). Lediglich im oberen Bereich war die Simulation etwas zu breit. Dies wird aufgrund der Skalierung der Achsen überzeichnet dargestellt. Die maximale Differenz oben beträgt 0,26 mm, der Unterschied der Flächen beträgt 4,1 %. Zwischen den berechneten und experimentell ermittelten Maximaltemperaturen (Abbildung 4.2.1b) sind die Abweichungen für den näher an der Symmetrieebene der Schweißnaht liegenden Sensor bei 2,3 % und für den weiter entfernt positionierten bei 0,027 %.

5.1.2.2 Berechnungen der Rohrschweißungen

Auch bei den Rohrschweißungen konnte eine akzeptable Übereinstimmung erzielt werden. Der Unterschied beim Standardfall zwischen den Querschliffflächen in Modell und Experiment (Abbildung 4.2.5a) beträgt 0,37 %. Die Temperaturen des globalen Maximums, die des lokalen Minimums und die des lokalen Maximums unterscheiden sich jeweils um 1,99 %, 1,05 % und 1,05 %, Abbildung 4.2.5b.

Bei dem Modell mit der erhöhten Laserleistung unterscheidet sich die Fläche innerhalb der 1500 °C Isotherme vom expermentellen Querschliff um 7,7 % (Abbildung 4.2.6).

Die Flächen innerhalb der Schmelzbadbreitekurven von Experiment und Simulation von Durchschweißungen (Abbildung 4.2.7a) unterscheiden sich um 2,6 %. Die Spitzentemperatur und die Temperatur nach 10 s werden durch das Modell bis auf 1,8 % bzw. 5,6 % erreicht, Abbildung 4.2.7b. Die $t_{8/5}$-Zeit weicht vom Experiment um 1,0 % ab. Der lokale Anstieg der Temperatur nach der initialen Abkühlung konnte nicht nachgestellt werden. Die Temperatur im lokalen Minimum wird vom Modell aber bis auf 1,0 % getroffen.

5.1.3 Schmelzmodelle

5.1.3.1 Berechnungen der IRC-Versuche

Durch die Modellierung der Schmelze bei der Berechnung der IRC-Versuche von Quiroz u. a. [76] tritt an Stelle einer nahezu spannungsfreien, inkompressiblen und im thermodynamischen Sinne irreversiblen Verformung, die in der Realität auftritt, eine nahezu spannungsfreie und irreversible Kombination aus Kompression und Verformung, die aber vor allem elastisch erfolgt. Würde dagegen auf das Deaktivieren der Schmelzelemente verzichtet, wäre die Energie, die zur Verformung und Kompression der Elemente nicht wirklich dissipiert. In diesem Fall, steht das Material unter Druck. Wenn die Schmelze während der Abkühlung wieder an Steifigkeit gewinnt, wäre eine Rückkehr dieser Energie die Folge. Die erstarrende Schmelze würde in diesem Fall unter unrealistischen Druckspannungen stehen. Makroskopisch unterscheidet sich der verwendete Ansatz von der Realität dadurch, dass eine deutlich geringere Nahtüberhöhung auftritt.

Für eine realistische Berechnung ist es notwendig, dass die Nahtflanken korrekt abgebildet werden und die Schmelze bei Beginn der Erstarrung spannungsfrei im aktuell verformten Zustand ist. Das bei der Kompression verschwindende Material fehlt in der Vertikalrichtung und sorgt so in den Grenzbereichen für eine etwas geringere Vertikalspannungen als in der Realität. Prinzipiell birgt der Ansatz aber einige Nachteile. Zum einen werden die Spannungs- und Dehnungswerte bei geschmolzenen Elementen künstlich in der Ausgabe auf Null gesetzt, so dass keine Rückschlüsse auf die Berechnung selbst möglich sind. Zum anderen werden durch den künstlich niedrigen E-Modul im Bereich zwischen T_S und T_L unrealistisch hohe und vor allem auch dreiaxial hohe Dehnungen erzeugt, sodass diese nicht sinnvoll ausgewertet werden können.

5.1.3.2 Berechnungen der Rohrschweißungen

Einer der wesentlichen Unterschied zwischen optimalen Modellparametern in der Schmelze (Abschnitt 3.4.4.4) und den verwendeten (Tabelle 3.4.1) liegt bei dem Exponenten der Spannung, C_2, wodurch das Modell immer noch nichtlinear ist. Mit 1,1 ist der Grad der Nichtlinearität aber klein. Problematischer ist die erzielbare Viskosität von $5{,}24 \cdot 10^{-3}\,\mathrm{MPa\,s} = 5{,}66 \cdot 10^{6}\,\mathrm{mPa\,s}$, also sechs Größenordnungen höher als in der Realität. Die möglichen Spannungen sind aber klein gegenüber denen, die im Festkörper entstehen, Abbildung 4.2.10 und Abbildung 4.2.11.

Der Vorteil dieses Modells besteht darin, dass die mechanische Reaktion der Schmelze qualitativ korrekt wiedergegeben wird.

5.1.4 Mechanisches Ergebnis

In allen Modellen, abgesehen von dem frei schrumpfenden IRC-Modell, waren recht hohe Spannungen in den Bereichen zu finden, in denen Erstarrungsrisse zu erwarten sind. Aufgrund der geringen Werkstofffestigkeit im Hochtemperaturbereich, ist die notwendige Voraussetzung hierfür das vorliegen eines hochgradig dreiaxialen Spannungszustandes. Wie die Ergebnisse zeigen, nimmt die Spannung nicht in einer einzigen Raumrichtung zu, sondern in allen dreien zugleich. Sie sind demnach plausibel.

Jedoch wird der Werkstoff bei unterschreiten der Solidustemperatur auch tatsächlich als Festkörper behandelt. Insbesondere die auf mikroskopischer Ebene ablaufenden Prozesse werden dabei in den kontinuumsmechanischen Modellen vernachlässigt. Phänomene, wie z.B. die von Apblett und Pellini [87] postulierten schmelzflüssigen Filme, aber auch mit Flüssigkeit gefüllte Taschen sind also nicht abgebildet. Daraus folgt, dass selbst an Stellen, an denen in den Modellen hohe Spannungen auftauchen, diese möglicherweise durch Vorgänge auf mikrostruktureller Ebene aufgehoben werden. Doch auch dabei müssen Massenerhaltung und Impulserhaltung gewährleistet sein. Zudem definiert gerade die Solidustemperatur, dass der Körper sich makroskopisch wie ein Festkörper verhält. Hohe Spannungen deuten also zunächst einmal auf Bereiche hin, die in irgendeiner Art hoch belastet sind. Befinden sich dort aber z. B. gasförmige Schichten, so ist es gut vorstellbar, dass die hier berechneten Spannungen stattdessen zu einer Vergrößerung der Kavität führen würden.

Die Modelle selbst können nur einen Hinweis darauf geben, wo Anrisse entstehen würden. Die Entstehung eines Risses ruft die Änderung einer Randbedingung hervor. Dies wurde hier nicht modelliert und daher sind Aussagen zur Rissausbreitung nicht zulässig.

Zuletzt ist zu bemerken, dass die Spannungen oberhalb von 1000 °C auch deviatorisch die Streckgrenze bei 900 °C, 45 MPa, überschreiten. Der Deviator wird also auch bei diesen Temperaturen bereits durch den plastischen Anteil begrenzt. Da bei der Bewertung der Ergebnisse vor allem der Vergleich von Modellen mit unterschiedlichen Randbedingungen eine Rolle spielt, ist nicht zu erwarten, dass sich dies negativ auf die Evaluierung auswirkt.

Aufgrund der Unterschiede in den verwendeten Materialmodellen verbietet sich ein direkter Vergleich zwischen den numerischen Untersuchungen zum IRC-Rahmen und den Rohrmodellen.

5.1.5 Evaluation verschiedener Heißrisskriteria

Neben den Spannungen wurden für die IRC-Versuche und die Untersuchungen an Rohren im Standardfall auch die ermittelten Dehnungen und Dehnraten angegeben. Alle drei Größen sollen hier einer kritischen Analyse unterzogen werden, um zu klären, welcher Wert am ehesten die Heißrissanfälligkeit der Experimente widerspiegelt.

Bevor das mechanische Feld untersucht wird sollen hier einige Zusammenhänge erläutert werden, die für die Interpretation wichtig sind.

Im ebenen Dehnungsfall ergeben die Dehnungen in Längsrichtung in Summe Null:

$$\varepsilon_{longit} = 0 = \varepsilon_{longit,el} + \varepsilon_{longit,pl} \left(+\varepsilon_{longit,vp}\right) + \varepsilon_{longit,th} \tag{5.1.1}$$

$$\rightarrow \varepsilon_{longit,mech} = \varepsilon_{longit,el} + \varepsilon_{longit,pl} \left(+\varepsilon_{longit,vp}\right) = -\varepsilon_{longit,th}. \tag{5.1.2}$$

Für die Dehnungen bei den Rohrmodellen gilt dieser Zusammenhang nicht streng, da hier mit einem axialsymmetrischen Ansatz gerechnet wurde. Aufgrund der Steifigkeit der Rohre gilt sie aber *ungefähr*. Derselbe Zusammenhang gilt für die Dehnraten.

Im Hochtemperaturbereich treten Dehnungen von einigen Prozent auf. Diese Dehnungen setzen sich maßgeblich aus plastischen und viskoplastischen Anteilen zusammen. Aufgrund der Volumenkonstanz der inelastischen Dehnungen gilt für die Spur:

$$\mathrm{tr}(\varepsilon_{inel}) = \varepsilon_{ij,inel}\delta_{ij} = \varepsilon_{11,inel} + \varepsilon_{22,inel} + \varepsilon_{33,inel} = 0.$$

Sind die elastischen Dehnungen klein gegenüber den plastischen, was hier vorausgesetzt werden kann, so muss die Spur der mechanischen Dehnungen näherungsweise Null ergeben. Für die Dehnraten gilt, mit Einschränkung, analoges. Die Einschränkung betrifft rapide Änderungen der elastischen Dehnung, die zu Ausschlägen führen können, obwohl die plastischen Dehnungen sich zu Null addieren.

Eine Folge der beiden genannten Bedingungen ist, dass wenn zwei Modelle miteinander verglichen werden, dann müssen bei dem Modell, dass in Querrichtung die höheren Werte aufweist, die Dehnungen in Vertikalrichtung geringer ausfallen.

In der Arbeit von Prokhorov [84] wird nicht angegeben, welche Richtung für die Evaluierung der Heißrissanfälligkeit heranzuziehen ist. Sinnvoll ist es zunächst anzunehmen, dass im Falle von vertikal ausgerichteten Längsrissen die Querkomponente ausgewertet werden sollte. Bellet u. a. [98] waren dagegen der Ansicht, dass die Komponente senkrecht zur Dendritenhauptwachstumsrichtung ausgewertet werden muss. Die Dendritenhauptwachstumsrichtung wurde dabei mit dem Temperaturgradienten gleichgesetzt. Da bei Prokhorovs Kriterium Dehnung, Dehnraten und Thermodeformation synonym verwendet werden können, ist es also auch möglich, die Dehnungen quer zur Dendritenhauptwachstumsrichtung auszuwerten. In erster Näherung sind dies die Dehnungen in vertikaler und transversaler Richtung.

Nach dem RDG-Kriterium [94, 95] entstehen Risse, wenn die Dehnraten quer zur Hauptwachstumsrichtung einen kritischen Wert überschreiten. In [123] wurde, allerdings die Spur des Dehnratentensors, inklusive der thermischen Dehnraten ausgewertet.

Als weiteres Kriterium lassen sich die Spannungen auswerten, was zu einer ähnlichen Betrachtung, wie in dem Kriterium von Shibahara u. a. [101–104] führt.

Diese Kriterien werden nun zunächst bezüglich der Berechnungen der Versuche im IRC-Rahmen diskutiert. Werden die Dehnungen in Querrichtung ausgewertet, so kann zunächst festgestellt werden, dass teils deutliche positive Dehnungen im Falle fester Einspannung, also dem kritischeren Fall, auftreten. Diese Dehnungen fallen aber in einem Bereich an, der unrealistisch weich ist und deshalb nicht ausgewertet werden sollte. Etwa bei Erreichen der Solidustemperatur (1440 °C) werden die Werte negativ. Die Dehnungen in der Vertikalen unterscheiden sich nicht ausreichend voneinander, um festzustellen, ob einer dieser Werte kritisch ist. Die Longitudinalen liegen, wie oben erwähnt, gezwungenermaßen übereinander.

Die Dehnraten zeigen das für Ableitungen typische Hochpassverhalten: Sie sind stark verrauscht. Prinzipiell verbietet ein solches Verhalten die Auswertung von Einzelwerten wie Maxima und Minima, da diese im Zweifelsfall stark von der Zeitschrittweite abhängen können.

Aber auch prinzipiell liefert die Auswertung in Vertikalrichtung keine auffälligen Ergebnisse. Die Vertikalrichtung ist in diesem Zusammenhang die sinnvolle Richtung, da die Querrichtung nicht senkrecht zur Dendritenhauptwachstumsrichtung ist und demnach nach dem RDG-Kriterium [94] keine Wirkung hat. Die longitudinalen Dehnraten sind aufgrund des ebenen Dehnungszustandes lediglich temperaturabhängig und damit unabhängig vom Einspanngrad.

Im Gegensatz dazu liegen die Spannungen in allen drei Raumrichtungen im Falle der festen Einspannung deutlich über den Werten im frei schrumpfenden Modell.

Bei den Rohren wurde für diese Abschätzung bewusst ein Fall verwendet, bei dem nicht völlig eindeutig zu entscheiden ist, welche Zone kritischer in Bezug auf die Rissentstehung einzuschätzen ist. In beiden Zonen wurden Risse während der Schweißungen gefunden, wobei bei S460NH diese vor allem in der Bulgingregion auftraten. Aber gerade der Querschliff, der dem verwendeten am Nächsten kommt, weist in der Wurzel eine Pore auf. Zudem wurden bei diesem Parametersatz auch Wurzelrisse gefunden. Eine Vermutung über einen Zusammenhang von Poren und Rissen findet sich schon bei Monroe und Beckermann [97]. Klar ist jedenfalls, dass beide Zonen eine gewisse Gefahr für Erstarrungsrisse aufweisen.

Werden die Dehnungen in Querrichtung ausgewertet, so ergeben sich in der Bulgingregion zunächst positive Werte. Diese Region wäre kritisch wenn angenommen wird, dass die Risse eher bei höheren Temperaturen entstehen. Hingegen ist die Dehnung in der Wurzel fast durchgehend negativ. Es ist aber auch zu sehen, dass die Querdehnungen in keiner Weise mit Prokhorovs Hypothese bezüglich ihrer Form, einem stetigen, linearen Anstieg, übereinstimmen. Werden die Vertikaldehnungen ausgewertet, so ist ausschließlich die Wurzel als kritisch zu sehen. Die Bulgingregion nimmt nur kurzzeitig kleine positive Werte an. Bei Analyse der Dehnraten in Querrichtung ist die Bulgingregion kritischer einzuordnen. Da aber in

Tabelle 5.1.1 Vergleich der Bewertung von IRC-Modell und Rohrmodell mit unterschiedlichen Heißrisskriterien.

	Querdehnung	Vertikaldehnung	RDG	Spannung	Experiment
IRC					
fest eingespannt	+	−	++	−−	−−
frei schmrumpfend	++	−	++	++	++
Rohr, Standardfall					
Bulging	−−	+	−	−	−
Wurzel	++	−−	−−	−−	−−[1]

++ völlig unkritisch, + unkritisch, o indifferent, − kritisch, −− sehr kritisch

[1] aufgrund der Pore im abgeglichenen Querschliff

beiden Regionen die Werte zumeist negativ sind, würden beide Regionen als unkritisch bewertet. Der hohe positive Ausschlag am Beginn der Erstarrung darf dabei nicht ausgewertet werden, da zu diesem Zeitpunkt nicht mit Rissen zu rechnen ist: die vorhandene Flüssigkeit würde etwaige Risse heilen.

Den Temperaturgradienten in der Wurzel als positiv in Querrichtung anzunehmen ist zugegebenermaßen eine sehr grobe Vereinfachung, hilft hier aber dabei, sich eine Meinung über die Heißrissgefahr nach dem RDG-Kriterium zu bilden. Werden die Dehnraten in vertikaler und longitudinaler Richtung analysiert, so ist die Wurzel nach dem RDG-Kriterium klar kritischer einzuschätzen, als die Bulgingregion. In beiden Richtungen finden sich hohe Ausschläge in den positiven Bereich. In der Longitudinalrichtung rührt der Unterschied zwischen den Modellen von den unterschiedlichen Abkühlraten her.

Werden die Spannungen untersucht, so finden sich in allen drei Raumrichtungen recht hohe Spannungen, die schon bei Erreichen der Solidustemperatur um 20 MPa in Querrichtung und in den anderen beiden Richtungen sogar noch höher liegen. Dies ist nur möglich, da die Spannung in alle drei Raumrichtungen zugleich zunimmt.

Die Tabelle 5.1.1 fasst die Ergebnisse zusammen. Wie zu sehen ist, ergibt nur die Auswertung der Spannung in allen Fällen sinnvolle Ergebnisse. Dies wird durch den Vergleich mit den weiteren Rohrmodellen gestützt, bei denen die Spannungen ebenfalls durchgehend das Ergebnis der Experimente widerspiegeln.

Bei den Untersuchungen von Bellet u. a. [98] wird durch das Kriterium von Prokhorov eine erhöhte Heißrissanfälligkeit an Stellen vorhergesagt, an denen in Experimenten Risse auftraten. Das RDG-Krterium hingegen versagte im Test. Für beide Kriterien wurde hier das Maximum der Dehnrate senkrecht zum Temperaturgradienten abzüglich eines kritischen Wertes innerhalb des BTR ausgewertet. Die Kriterien unterschieden sich dabei lediglich in der Wahl der kritischen Dehnrate.

Im Vergleich zu den Untersuchungen von Weise [7] muss gesagt werden, dass hohe, durch den dreiachsigen Spannungszustand verursachte Spannungen eher gegen eine hohe äquivalente plastische Dehnungen sprechen. Im idealen hydrostatischen Zustand treten sogar überhaupt keine plastischen Dehnungen auf.

Der Grund für die Ergebnisse von Weise muss in der Länge seines Modells gesehen werden. Die verwendeten Modelle waren aufgrund der begrenzten Rechenkapazität vor der Jahrtausendwende nur 10 mm – 36 mm lang. Gerade die Modelle mit nur 10 mm Länge sind dabei nur unwesentlich länger, als das Schmelzbad selbst. In diesem Fall wird die Belastung aber im wesentlichen durch Randeffekte bestimmt und kann kaum einen stationären Zustand erreichen. Kritisch ist zudem anzumerken, dass äquivalente plastische Dehnungen keinerlei Rückschluss darauf erlauben, ob diese infolge von Zug oder von Druck entstehen (s. a. [123]).

Wichtig für das tiefere Verständnis der Heißrisserscheinungen ist, dass die immer noch bestehende Unkenntnis über die genauen Vorgänge, die zu ihrer Entstehung beitragen, beseitigt wird. Die zurzeit bestehende Situation wird verschlimmert, durch den Umstand, dass selbst bei Wahl eines Kriteriums häufig nicht klar ist, welcher Wert – z. B. Raumrichtung, vektoriell oder skalar, mit oder ohne thermischen Anteil – im Endeffekt auszuwerten ist. Die hier vorgestellten Untersuchungen haben den Vorteil, dass ein einzelnes Kriterium nicht nur über Parametervariationen eines einzigen experimentellen Aufbaus, z. B. Rohrschweißungen, mit den Experimenten konsistente Ergebnisse liefert, sondern für zwei vollständig unabhängige Versuchsreihen. Lediglich von Shibahara u. a. [77, 101–104, 124] sind bisher ähnlich konsistente Ergebnisse bekannt, ebenfalls mit den Spannungen als Kriterium.

Das teilweise vorgebrachte Argument, dass die Spannungen in Hochtemperaturbereich aufgrund des weichen Werkstoffs gering sein müssten kann leicht entkräftigt werden. Zum einen sind die Spannungen, je nach Dehnrate schon im einaxialen Fall nicht klein, wie die Messungen von Wray [154] und Suzuki u. a. [155] belegen. Zum anderen herrscht innerhalb von Schweißnähten potentiell ein dreiaxialer Spannungszustand vor [48] – wie auch durch die numerischen Berechnungen in dieser Arbeit nachgewiesen – so dass das Spannungsniveau nur teilweise durch Fließen reduziert werden kann.

Ploshikhin u. a. [92] bemerkten, dass bei dem Modell von Shibahara u. a. [77, 101–104, 124] die Materialeigenschaften der mushy zone nicht berücksichtigt werden. Dieses Argument ist prinzipiell nachvollziehbar. Allerdings verhält sich der Körper unterhalb der Solidustemperatur makroskopisch wie ein Festkörper. Unter der Prämisse, dass Erstarrungsrisse auch unterhalb der Solidustemperatur entstehen können, bildet das Modell die Realität also näherungsweise sinnvoll ab. Die Schwächung des Werkstoffs durch die noch vorliegende Restschmelze findet sich dann in den Werten der Bestimmungsgleichung der Potentialfunktion im Modell wieder. Shibaharas Modell ist zudem das einzige, das beachtet, dass die Rissentstehung mit der Schaffung neuer Oberflächen und somit mit der Dissipation von Energie einhergeht. Überdies bilden auch Modelle, wie das von Ploshikhin u. a. [89, 91, 92], bei dem der aufgeschmolzene Bereich widerstandslos abgebildet wird, oder die Modelle von Bergmann und Hilbinger [80, 122, 182] und das Modell von Wolf [9], bei denen der Elastizitätsmodul stark abgesenkt wird, die Realität nicht wirklich ab. Von den Werkstoffeigenschaften her entsprechen sie eher einem Gas (Tabelle 2.3.1). Sie geben damit eine sinnvolle Modellierung

des Falles wieder, in dem ein kleiner Anriss bereits entstanden ist und die Rissausbreitung untersucht wird. Dabei ist aber darauf zu achten, dass dissipierte Energie nicht in das Modell zurückkehrt. Ploshikhins Modellierung ist aus diesem Grund vorzuziehen.

Eine mögliche Erklärung, wie Spannungen sich auf die Heißrissentstehungen auswirken können ist die Depression des hydrostatischen Drucks. Wenn, wie vielfach vermutet [9, 64, 87, 99, 100] Erstarrungsrisse tatsächlich unterhalb der Kohärenztemperatur, nahe bei 100 % Festkörperanteil entstehen ist die Zirkulation der Schmelze stark beeinträchtigt, wenn nicht sogar unterbunden. Teilweise kann davon ausgegangen werden, dass die Schmelze in bereits abgeschlossenen Pools eingeschlossen ist. In diesem Fall kann Spannung im Festkörper nur noch eingeschränkt durch Deformation in der Schmelze abgebaut werden. Der hydrostatische Anteil der Spannung wird vollständig auf die Schmelze übertragen. Dabei ist es möglich, dass die Schmelze unter hohen, negativen Druck gesetzt wird. In diesem Zustand ist eine spontane Verdampfung, die so genannte Kavitation, möglich. Die Berechnungen von Farup und Mo [99] geben begründeten Anlass zu der Vermutung, dass Spannungen zumindest notwendige Voraussetzung sind, damit der hydrostatische Druck kritische Werte erreicht. Hingegen ist kein Mechanismus bekannt, bei dem Dehnungen, oder Verschiebungen zum Reißen von flüssigen Filmen führen können [12]. Ab diesem Punkt liegt der Zustand vor, den Wolf in seinem Brückenmodell [9] als Ausgangszustand annimmt. Den bisher noch durch die Schmelze gestützten Dendriten fehlt dann die Randbedingung und sie können sich in einem Teil der Belastungsrichtungen frei bewegen. Dadurch kommt es zu einer Überhöhung der Dehnungen, oder Spannungen, in den Verbindungsstellen [9] zwischen den Dendriten und diese reißen auf.

5.1.6 Vergleich der Rohrmodelle

In Tabelle 5.1.2 werden die Querspannungen in der Bulgingregion und der Wurzel, bei Solidustemperatur T_S und bei 1000 °C aufgelistet. Die Abweichung bezieht sich jeweils auf den Spannungswert im Standardfall.

Werden die Modelle nach ihren Spannungshöhen in der Bulgingregion von hoch nach niedrig sortiert, so kommt zunächst das Modell mit erhöhter Laserleistung durch eine Anpassung des Querschliffs. Es wird gefolgt vom Modell mit niedriger Lichtbogenleistung. Danach kommen der Standardfall und das Modell, bei dem die Laserleistung durch Erhöhung der Einschweißtiefe angepasst wurde, mit nahezu demselben Niveau. Deutlich geringere Spannungen weist das Modell mit erhöhter Lichtbogenleistung auf. Die geringsten Spannungen wurden bei der Durchschweißung festgestellt. In der Wurzel weist das Modell mit erhöhter Grundwerkstofffestigkeit vor allem bei 1000 °C deutlich höhere Spannungen auf, als der Standardfall.

Für den Fall, dass die Spannungen ursächlich für die Erstarrungsrissentstehung sind bedeutet dies, dass die Veringerung der Lichtbogenleistung, die Erhöhung der Laserleistung und die Verwendung höherfester Werkstoffe die Rissneigung erhöhen. Die Erhöhung der Lichtbogenleistung und der Übergang auf eine Durchschweißung sind dagegen wirkungsvolle Maßnahmen, einer bestehenden Rissproblematik zu begegnen. Dies stimmt sehr gut mit den Experimenten überein, bei denen genau diese Dinge festgestellt werden konnten.

Tabelle 5.1.2 Vergleich der Transversalspannung der unterschiedlichen Rohrmodelle mit dem Standardfall.

(a) Bulgingregion.

	T_S		1000 °C	
	σ_{Quer} / MPa	Abweichung / %	σ_{Quer} / MPa	Abweichung / %
Standard	20	0	86	0
P_{LiBo}: niedrig	28	43	135	57
P_{LiBo}: hoch	15	−25	70	−19
P_L: erhöhte Tiefe	20	−0	83	−4
P_L: Querschliff	33	65	135	57
Durchschweißung	15	−27	57	−34

(b) Wurzel.

	T_S		1000 °C	
	σ_{Quer} / MPa	Abweichung / %	σ_{Quer} / MPa	Abweichung / %
Standard	21	0	139	0
Martensit als GW	26	18	182	82

Alternativ hätten auch die Spannungen in den anderen beiden Raumrichtungen, der hydrostatische Spannungsansteil, oder die erste Hauptspannung ausgewertet werden können. An der Reihenfolge würde dies nichts ändern. Hingegen sollte die von Mises Spannung nicht ausgewertet werden. Sie gibt keinen Hinweis darauf, ob die Spannungen durch Zug oder Druck zustande kommen [123] und wird durch das Werkstoffmodell begrenzt.

5.2 Mechanische Einflüsse auf die Erstarrungsrissbildung

5.2.1 Heftereinfluss

Die Wahrscheinlichkeit, dass die Risse zufällig innerhalb der Hefter lagen kann über die Länge der Heftstellen am Anteil des Gesamtrohres berechnet werden: Da der Bereich Nahtstart / -ende nicht bewertet wurde verfügt der ausgewertete Teil des Rohres über

$$l_{red.Naht} = 360^\circ - 45^\circ = 315^\circ. \tag{5.2.1}$$

Die Gesamtlänge der Hefter beträgt $l_{Hefter} = 15^\circ$, da jeweils drei Hefter mit 5° gesetzt wurden. Somit lässt sich die Wahrscheinlichkeit p_{Zufall} berechnen, dass ein Riss innerhalb eines Hefters auftritt:

$$p_{Zufall} = \frac{15^\circ}{315^\circ} = 0{,}0476. \tag{5.2.2}$$

Die Risse traten während zweier unterschiedlicher Experimente auf. Also sind die beiden Ergebnisse unabhängig. Die Wahrscheinlichkeit, dass in zwei Fällen ein Riss zufällig innerhalb eines Hefters auftritt, $p_{2\,Zufälle}$, ist daher

$$p_{2\,Zufälle} = p_{Zufall}^2 = 0{,}0476^2 = 0{,}0023, \tag{5.2.3}$$

oder etwa 0,2 %. Die Gegenwahrscheinlichkeit $p_{Ursache}$ bezeichnet die Wahrscheinlichkeit, dass die Risse nicht zufällig auftraten, sondern dass es einen Zusammenhang zwischen den Heftern und den Rissen gibt. Sie beträgt

$$p_{Ursache} = 1 - p_{2\,Zufälle} = 99{,}8\,\%. \tag{5.2.4}$$

Dieser Wert ist hinreichen groß um davon ausgehen zu können, dass die Hefter tatsächlich Ursache der gefundenen Risse sind, ein bekanntes Problem bei überschweißten Heftern [18, 78, 79]. Der Einfluss kann wie folgt interpretiert werden: Bei der Erzeugung der Hefter wird lokal Material aufgeschmolzen. Nach dem Abkühlen steht der Hefter unter Zug- und seine Umgebung unter Druckspannung. Wird der Hefter überschweißt wird die gespeicherte, elastische Energie freigesetzt und führt zu einer ruckartigen Querbewegung der Fügepartner, wodurch auch die mushy zone hinter dem Prozess belastet wird.

5.2.2 Einfluss der Schrumpfbehinderung

5.2.2.1 Allgemein

In der vorliegenden Arbeit wurden zwei Varianten vorgestellt, bei denen die Nahtschrumpfung durch Randbedingungen behindert wurde: zum einen wurde bei den Untersuchungen der IRC-Versuche die Schrumpfung durch eine äußere Einspannung behindert. Zum anderen behindert das nicht durchgeschweißte Material bei Einschweißungen die Schrumpfung der Naht. In beiden Fällen ergaben sich merkliche Auswirkungen. Bei den IRC-Versuchen wies keine der frei schrumpfenden Proben Risse auf, wohingegen alle Proben bei dem höchsten verwendeten Einspanngrad Risse hatten [76]. Bei den Rohrschweißungen waren nahezu alle durchgeschweißten Proben rissfrei. Die Ausnahme bildeten geheftete Proben. Dagegen wurde bei allen Einschweißungen an Proben aus S890QL und bei einem großen Teil der eingeschweißten Proben aus S460NH Risse gefunden. Dieser Befund wird durch die autogenen Schweißungen an Proben mit 10,5 mm und 10,0 mm Wandstärke, wobei im ersten Fall eine Einschweißung und im zweiten eine Durchschweißung erzielt wurde, untermauert. Ein Vergleich der beiden Experimente zeigt etwa zwanzigmal so hohe Rissanzahlen bei der Einschweißung, wie bei der Durchschweißung, Abbildung 5.2.1. Auch wenn beachtet wird, dass der Werkstoff einen Einfluss hat, kann bei demselben Satz an Schweißparametern nicht mit einem derart hohen Unterschied gerechnet werden. Der Grund für den festgestellten Unterschied muss also in der Nutzung der Einschweißung begründet sein.

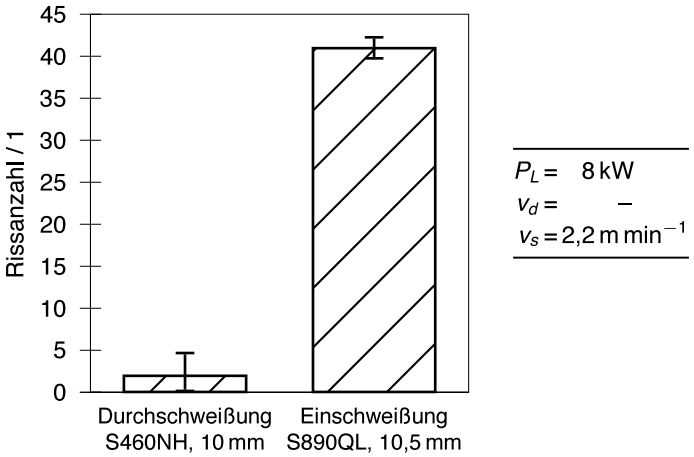


Abbildung 5.2.1 Vergleich von Einschweißungen und Durchschweißungen bei autogen mit dem Laserstrahl geschweißten Proben.

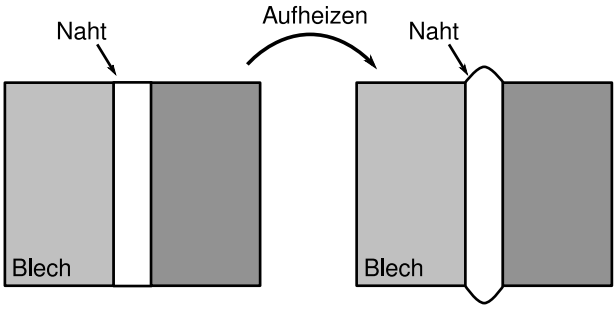


Abbildung 5.2.2 Schematische und stark vereinfachte Darstellung der Verformung der Lasernaht durch das Aufschmelzen.

5.2.2.2 Einfluss der äußeren Einspannung am Beispiel des IRC-Rahmens

Die numerische Analyse der IRC-Versuche zeigt bei der festen Einspannung in allen drei Raumrichtungen Zugspannungen oberhalb der Streckgrenze. Diese treten im frei schrumpfenden Modell nicht auf. Derselbe Effekt ist bei den stark vereinfachten Modellen zu beobachten, wie ein Vergleich von Abbildung 4.2.29 mit Abbildung 4.2.30 zeigt. Das festgestellte Verhalten kann wie folgt erklärt werden: Wird die Naht aufgeheizt, so dehnt sich das Material aus. Spannungen die dabei entstehen werden spätestens beim Übergang in die Schmelze abgebaut, solange mindestens eine freie Oberfläche existiert. Die thermischen Dehnungen werden in die Richtung der freien Oberfläche umgeleitet, da in dieser Richtung kaum Widerstand vorherrscht, bei den IRC-Versuchen also in die vertikale Richtung. Die Abbildung 5.2.2 zeigt diesen Vorgang schematisch und stark vereinfacht.

Beim Abkühlen dreht sich der beschriebene Prozess um, mit dem Unterschied, dass die Naht nun ab der Kohärenztemperatur beginnt sich wie ein Festkörper zu verhalten. Zu diesem Zeitpunkt ist die Naht aber noch weitgehend verformt; das Material, das in die Vertikale

umgeleitet wurde, fehlt in der Längs- und der Querrichtung. Durch Verdampfen fehlt weiterer Werkstoff. Bei fortschreitender Abkühlung entstehen dann die Spannungen. Sie beginnen also, sich aus der Konfiguration auf der rechten Seite von Abbildung 5.2.2 heraus zu bilden.

Für ein Verständnis der Spannungsentstehung kann die Lasernaht grob vereinfacht als Quader vorgestellt werden. Die kürzeste Länge entspricht der Querrichtung, die mittlere der Vertikalrichtung und die längste der Längsrichtung der Naht. Wenn dieser Quader gleichförmig abkühlt und somit isotrop schrumpft, werden die Schrumpfungen in Längs- und Querrichtung durch das umgebende Material behindert. Die Folge ist, dass in vertikaler und longitudinaler Richtung positive mechanische Dehnungen entstehen und dementsprechend Zugspannungen. Solange die Schrumpfung in Querrichtung nicht behindert wird, schrumpft die Naht in dieser Richtung ohne Spannungen aufzubauen. Spannungen in Längs- und Vertikalrichtung können durch fließen abgebaut werden. Die dafür notwendige Verjüngung der Naht findet in der Querrichtung statt.

Wird die Naht in Querrichtung eingespannt, so verhindert die neue Randbedingung zum einen, dass die Naht ihre thermische Schrumpfung in Querrichtung abbauen kann und zum anderen wird aufgrund der Volumenkonstanz der plastischen Dehnung verhindert, dass Spannungen in Längs- und Vertikalrichtung durch plastische Verformung abgebaut werden können. Der Spannungszustand erhält dadurch einen höheren hydrostatischen Anteil.

Die Folge kann auch in den berechneten Dehnungen begutachtet werden: wird die Naht eingespannt, so entstehen in der transversalen Richtung deutlich höhere positive Dehnungen, als im frei schrumpfenden Modell. In den anderen beiden Richtungen ändern sich die Dehnungen dagegen kaum. Dies kann nur der Fall sein, wenn entsprechend hohe elastische Dehnungen vorliegen, d. h. hohe Spannungen.

Zusammengefasst ist zu sagen, dass durch den dreiachsigen Spannungszustand hohe Spannungen entstehen können [48], die nicht mehr durch die Festigkeit des Materials limitiert sind, sondern vor allem durch die Materialsteifigkeit definiert werden. Wie auch schon von Carmignani u. a. [138] erläutert wurde, ergibt sich ein hoher Einfluss der Vertikalkomponente auf das Gesamtspannungsniveau.

5.2.2.3 Einfluss der Nahthöhe auf das Spannungsniveau

Die Querspannungen entstehen nicht nur durch die Schrumpfungsbehinderung, sondern auch bei freischrumpfenden Proben, wie Abbildung 5.2.3 illustriert. Das Bild zeigt die Verformungen, die in Naht und Fügepartner infolge der Vertikalspannung entstehen würden, wenn in der Querrichtung keine Spannungen auftreten. Für das Bild wird weiterhin angenommen, dass die Naht homogen abkühlt.

Die in der Naht entstehende Vertikalspannung muss an den freien Oberflächen auf Null abfallen und nimmt daher ihr Maximum in der Mitte der Naht in Vertikalrichtung an. Ohne Querspannung würde die Zugspannung zu einer Verjüngung des Querschnitts in der Mitte der Naht führen. Die Spannung in Nahtlängsrichtung unterstützt diesen Prozess. Am Rand des Fügepartners zur Naht erzeugt die Zugspannung in der Naht eine Druckspannung, die ebenfalls zu den freien Oberflächen hin abnimmt. Durch die lokale Belastung würde sich eine konkave Fläche bilden, wie im Bild angedeutet. Dadurch entständen an den oberen und unteren

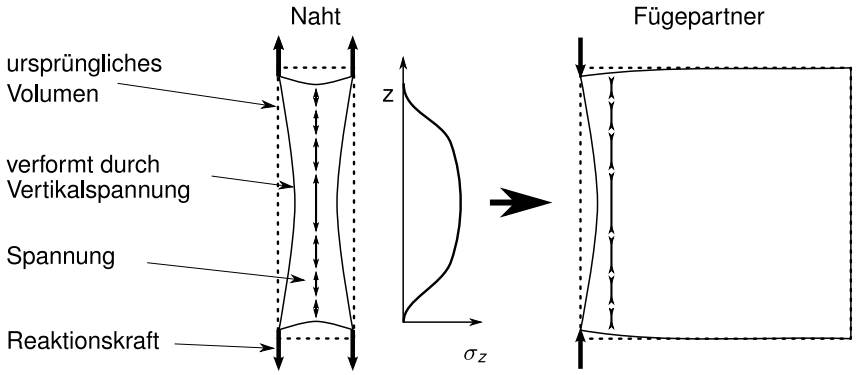


Abbildung 5.2.3 Vereinfachte Darstellung der Spannungsentstehung während der Schrumpfung einer Lasernaht. Gezeigt ist eine Ansicht des Querschnitts.

Rändern Druckspannungen in Transversalrichtung. Um die Kontinuität zu wahren, kommt es im Bereich der Mitte sowohl in der Naht, als auch im Grundwerkstoff zu Zugspannungen in dieser Richtung.

Das vereinfachte Berechnungsmodell, Abbildung 4.2.29, zeigt das beschriebene Verhalten. Es ist zu erkennen, dass die Vertikalspannung zum Rand hin abnimmt. Zudem bilden sich Transversalspannungsmaxima in der Nahtmitte und -minima an den Rändern. Wieterhin war festzustellen, dass die Spannungen mit steigender Nahthöhe zunächst ansteigen, um ab einer Grenzhöhe zu stagnieren.

Die Ergebnisse müssen natürlich kritisch betrachtet werden. So kühlt zum einen die Naht in der Realität nicht homogen ab. Zum anderen ist die Naht nicht rechteckförmig. Bei den frei schrumpfenden IRC-Berechnungen z. B. bildet sich eine Druckspannungszone bereits in der Naht heraus und nicht an den Rändern, da ein Bereich schmaler ist und vor den Regionen darüber und darunter erstarrt. Es ist aber interessant zu sehen, dass die Spannung zunächst mit der Nahthöhe ansteigt und dann stagniert. Da Rechnungen mit einem bilinearen Materialgesetz mit Tangentenmodul von 10 MPa in etwa dieselben Werte liefern, ist der Grund hierfür nicht der idealplastische Ansatz. Stattdessen liegt die Ursache anscheinend darin, dass bei kleinen Wandstärken die Randeffekte überwiegen. Bei höheren Wandstärken hingegen steht die Naht mit dem Grundwerkstoff im Gleichgewicht. Auch belegen die Rechnungen die Interaktion der inzelnen Spannungskomponenten.

Unter der Vorraussetzung, dass tatsächlich das Spannungsniveau ursächlich für die Erstarrungsrissbildung sind, erklärt der Einfluss der Wandstärke auf das Spannungsniveau zwanglos, warum erst bei erhöhten Schweißtiefen mit Erstarrungsrissen bei Baustählen zu rechnen ist [7].

Allerdings konnten weder bei den Schweißungen an S890QL, noch an S460NH eine Regressionsfunktion niedriger Ordnung gefunden werden, die zufriedenstellend die Rissanzahl der Experimente als Funktion der Einschweißtiefe beschreibt. Ein Zusammenhang dieser beiden Werte konnte daher nicht festgestellt werden. Auch der Vergleich der numerischen Ergebnisse des Standardfalles und einer Erhöhung der Laserleistung durch Vergrößerung

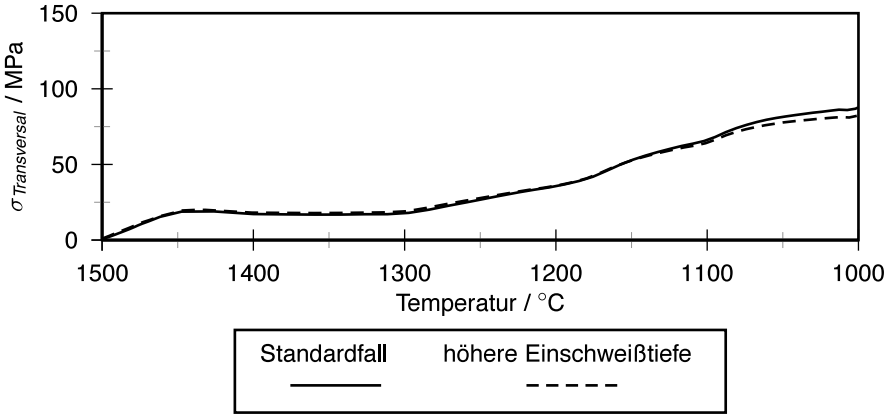


Abbildung 5.2.4 Transversalspannungen in der Bulgingregion bei im Standardfall und bei erhöhter Einschweißtiefe.

der Einschweißtiefe in Abbildung 5.2.4 zeigen, dass die Spannungen in beiden Modellen nahezu gleich sind. Der Grund für beides ist, dass ab einer gewissen Mindesttiefe keine weitere Erhöhung der Spannungen mehr stattfindet.

5.2.2.4 Unterschiede zwischen Strahlschweißungen und Lichtbogenverfahren

Auf den ersten Blick widersprechen die Ergebnisse von Quiroz u. a. [76] den Ergebnissen der Versuche von Kannengießer u. a. [17, 19] und von Cross und Böllinghaus [72], bei denen mit höheren Einspanngraden Risse teilweise sogar ganz vermieden werden konnten.

Eine mögliche Erklärung für die Unterschiede liefert die Arbeit von Bergmann und Hilbinger [80], die sich mit dem Auftreten von Rissen aufgrund der Nähe des Prozesses zu einer freien Kante beschäftigt: Beim Strahlschweißen ergeben sich hohe Druckspannungen vor dem Schmelzbad, die aber hohe Gradienten aufweisen und somit geometrisch begrenzt sind. Dagegen ergeben sich beim WIG-Schweißen breite Druckfelder mit geringen Gradienten. Als Konsequenz führt das Druckfeld vor dem Prozess beim WIG-Schweißen zu einer deutlich größeren Verschiebung quer zur Schweißrichtung, als dies beim Laserstrahlschweißen der Fall wäre. Dadurch wird auch die Schmelze belastet [80].Werden diese Verschiebungen gelagert, so können Risse verringert, oder sogar vermieden werden [80]. Abbildung 5.2.5 versucht dies zu veranschaulichen.

Es folgt, dass der Teil der Last, der beim WIG-Schweißen kritisch ist, beim Strahlschweißen kaum in Erscheinung tritt. Zumindest nicht, solange die Bleche hinreichend breit sind und der Prozess weit genug von der Kante entfernt ist. Im kritischen Fall aber hilft laut [80] eine Lagerung die Risse zu unterdrücken, genauso wie dies für WIG-Schweißungen in den Aufsätzen [17, 19, 72] nachgewiesen werden konnte. Da die in den genannten Aufsätzen verwendeten Einspanngrade deutlich geringer ausfielen, als die von Quiroz u. a. [76] verwendeten, wäre es interessant zu sehen, ob durch sehr hohe Einspanngrade für den Fall des WIG-Schweißens Erstarrungsrisse provoziert werden können. Die Arbeit von Shibahara u. a. [77] liefert einen

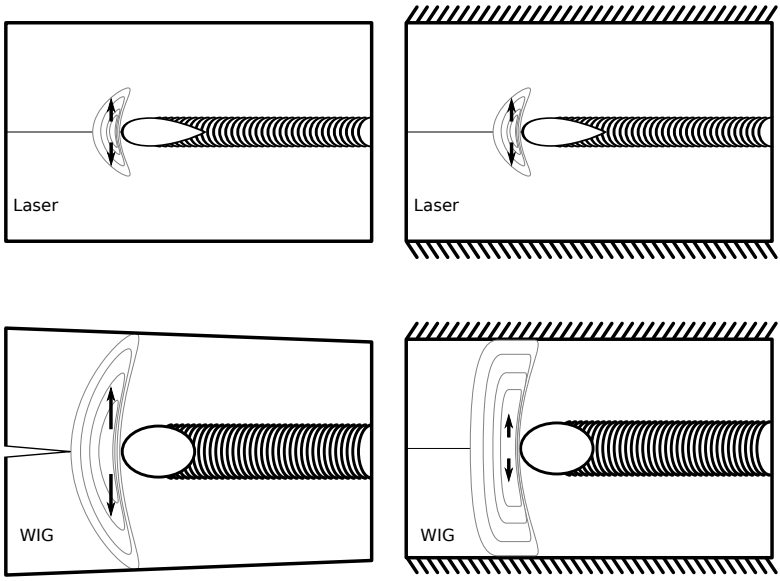


Abbildung 5.2.5 WIG- und Laserstrahlschweißen mit Druckspannungsfeld schematisch, je einmal ohne Einspannung und einmal mit. Die Ellipsoide geben die Isobaren des Druckspannungsfeldes vor dem Prozess wieder, die Pfeile charakterisieren die damit einhergehende Verschiebung in der Querrichtung.

Hinweis darauf, dass dies so ist. Aufgrund der fehlenden Angabe über die Steifigkeit der Umgebung kann dieser Schluss aber nicht mit Sicherheit gezogen werden.

5.2.2.5 Einfluss von Einschweißungen auf die Nahtwurzel

Bei den numerischen Rohrmodellen entstehen hohe Zugspannungen sowohl in der Bulgingregion, als auch in der Wurzel. Im Vergleich mit den Experimenten erscheint dies sinnvoll.

Die Entstehung hoher Zugspannungen in der Wurzel bei der Berechnung eingeschweißter Proben, Abbildungen 4.2.12 und 4.2.14, kann ähnlich interpretiert werden, wie bei den IRC-Schweißungen. Anstelle einer äußeren Randbedingung verhindert hier das kalte, feste Material unterhalb der Naht das Schrumpfen derselben. Konsequenterweise fällt dieses untere Spannungsmaximum bei dem durchgeschweißten Modell sehr gering aus, Abbildung 4.2.26.

Interessanterweise beginnt der Bereich, der in der Wurzel des eingeschweißten Modells unter Zugspannungen steht, nicht direkt mit dem aufgeschmolzenen Bereich, sondern liegt ein wenig darüber. Dies stimmt sehr gut mit der Position überein, bei der in den Experimenten Risse oder Poren gefunden wurden. Die Druckspannungen im untersten Bereich der Wurzel entstehen dadurch, dass die Zone darüber breiter ist und somit auch stärker schrumpft. Dabei wird die unterste Region unter Druck gesetzt.

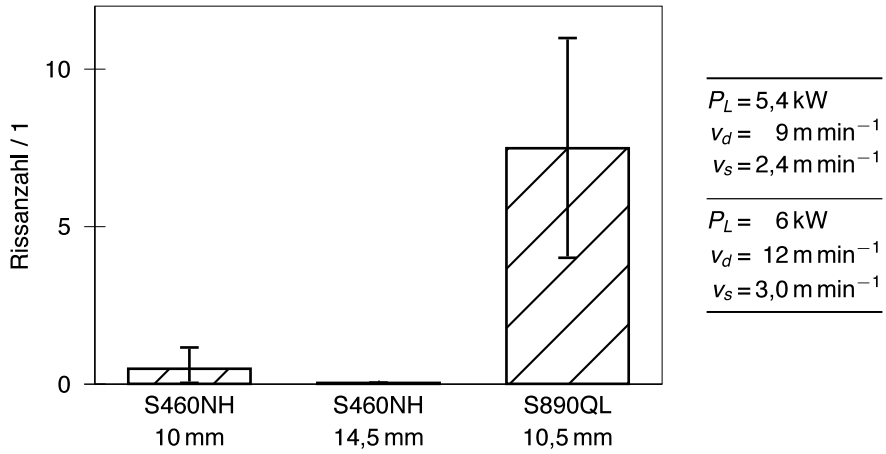


Abbildung 5.2.6 Vergleich von Schweißungen mit denselben Parametern, bei verschiedenen Werkstoffen und Wandstärken.

5.2.2.6 Einfluss einer erhöhten Werkstofffestigkeit

Während bei den Einschweißungen an S460NH rissfreie Nähte erzeugt werden konnten, war dies bei Verwendung von S890QL nicht möglich. Der Vergleich der Experimente mit S890QL und S460NH bei denselben Schweißparametern impliziert, dass der Effekt der Schrumpfungsbehinderung durch das kalte und feste Material unterhalb der Naht verstärkt wird, wenn der Grundwerkstoff eine höhere Festigkeit aufweist. Der Abbildung 5.2.6 ist zu entnehmen, dass bei den Schweißungen an S460NH nur geringe Rissanzahlen von $0 \pm 0{,}0$ (14,5 mm), bzw. $0{,}5 \pm 0{,}71$ (10 mm) gefunden wurden. Die Wandstäke scheidet als Einflussfaktor also aus. Demgegenüber liegt die ermittelte Rissanzahl bei den Schweißungen an S890QL bei $7{,}5 \pm 3{,}53$.

Auch in den numerischen Berechnungen, bei denen Martensit als Grundwerkstoff verwendet wurde, konnte eine deutlich höhere Spannung in der Wurzel festgestellt werden, als in den Berechnungen mit Standardwerkstoff, Abbildung 5.2.7, speziell zu niedrigeren Temperaturen hin. Um diesen Effekt zu verstehen, muss man sich die schrumpfende Naht mit dem darunter befindlichen, kalten und festen Material vorstellen. Ist das Material sehr weich, dann fängt es bereits bei einer moderaten von Mises-Spannung an zu fließen und entlastet somit die Naht. Ist es dagegen fest, so entstehen in der Naht höhere Spannungen, bevor der Werkstoff zu fließen anfängt und somit einen weiteren Anstieg der Spannung entgegenwirken kann. Tatsächlich wird der Effekt in der Realität sogar höher sein als hier gezeigt, da im Modell mit einer kontinuierlich ansteigenden Spannung über der Dehnung gerechnet wurde. Der Werkstoff S890QL verfügt aber über einen diskontinuierlichen Übergang und eine höhre Streckgrenze als das Werkstoffmodell.

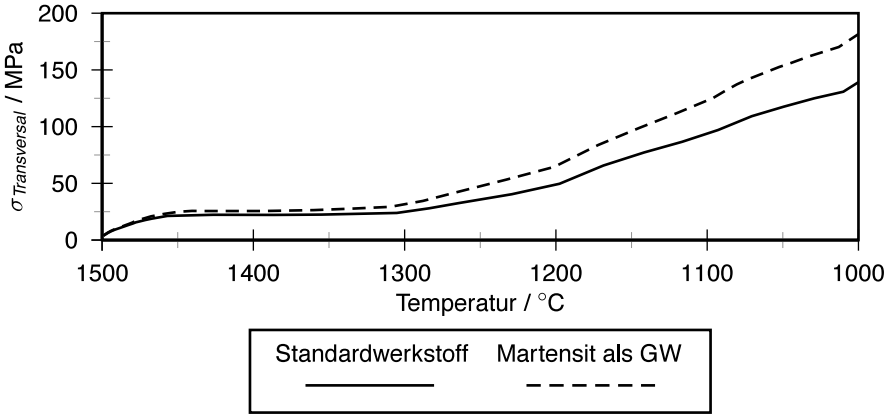


Abbildung 5.2.7 Vergleich von Transversalspannungen in der Wurzel bei unterschiedlichen Grundwerkstofffestigkeiten.

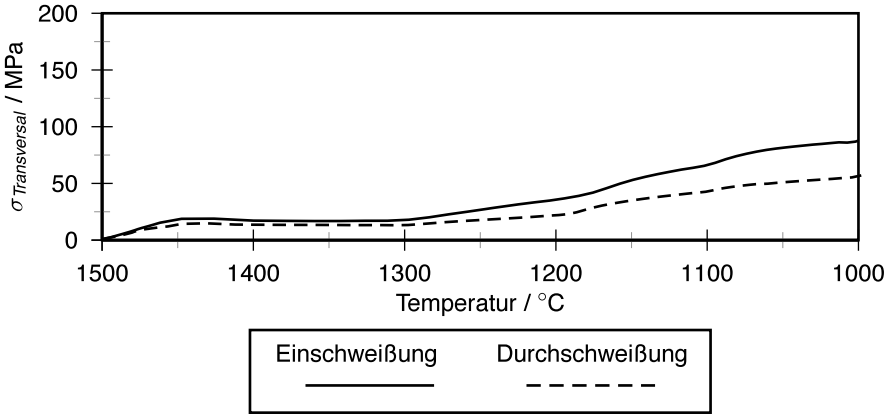


Abbildung 5.2.8 Transversalspannungen in der Bulgingregion bei Durchschweißungen im Vergleich zu Einschweißungen.

5.2.2.7 Einfluss der Einschweißung auf die Bulgingregion

Schwieriger ist zu entscheiden, inwieweit die Bulgingregion ebenfalls durch die Schrumpfungsbehinderung beeinflusst wird und damit letztendlich, ob die Risse in der Bulgingregion bei Einschweißungen in S460NH maßgeblich durch die Schrumpfungsbehinderung, oder durch die Wahl der Schweißparameter beeinflusst werden. Es ist zunächst festzustellen, dass Risse an Durchschweißungen nur unter Verwendung von Heftern auftraten, dieser Fall also unproblematisch war. Dementsprechend sind die Spannungen im durchgeschweißten Modell im Vergleich zum Standardfall auch hinreichend klein, Abbildung 5.2.8 . Beispielsweise liegt die Querspannung bei 1000 °C um 34 % unterhalb der Spannung im Standardmodell. Hätte die Schrumpfungsbehinderung durch den kalten Werkstoff unterhalb der Naht keinen Einfluss, dann wären aufgrund der deutlich breiteren Naht bei Durchschweißungen, Abbildung 5.2.9, höhere Spannung zu vermuten, denn durch die breitere Naht ist auch die

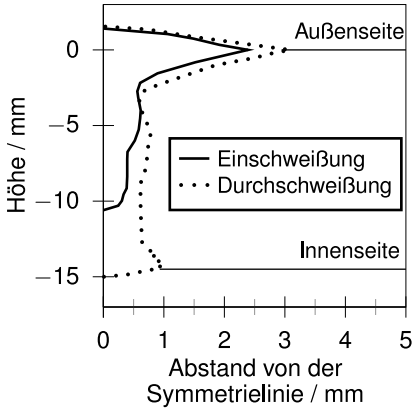


Abbildung 5.2.9 Vergleich von experimentell ermittelten Querschliffen bei Einschweißungen und Durchschweißungen.

Menge an Material größer, die schrumpft. Günstig auf die Spannungen wirkt sich dagegen hier die höhere Lichtbogenleistung von ca. 1 kW im durchgeschweißten Modell aus. Nach Tabelle 5.1.2 liegt die Querspannung im durchgeschweißten Modell deutlich unterhalb der des eingeschweißten Modells mit hoher (10 kW) Lichtbogenleistung, welches auch nach Berücksichtigung des Wirkungsgrades noch 0,6 kW mehr Leistung aufweist, als das durchgeschweißte Modell. Das heißt, ausgehend nur von den Schweißparametern und der Nahtgeometrie wäre zu erwarten, dass die Bulgingregion des durchgeschweißten Falls kritischer ist, als die des eingeschweißten. Da die numerischen Berechnungen in Übereinstimmung mit den Experimenten aber das Gegenteil belegen, muss auch dieser Fall durch die Schrumpfungsbehinderung aufgrund des kalten Materials unterhalb der Naht beeinflusst werden.

5.2.2.8 Einfluss der Rohrform

Die Verhinderung von Nahtlängsschrumpfungen bei Rohren aufgrund ihrer geschlossenen Form ist eine weitere Form der Schrumpfungsbehinderung. Wird diese Randbedingung gelöst, so können Spannungen in der Longitudinalrichtung abgebaut werden. Vergleicht man das Ergebnis der Schweißungen unter Nutzung eines Längsschnittes mit Schweißungen an vollständigen Rohren bei demselben Satz an Schweißparametern, Abbildung 5.2.10 , so fällt der große Unterschied der Rissanzahlen auf. Während im ersten Fall keine Risse gefunden wurden, betrug die Rissanzahl im zweiten Fall $14{,}5 \pm 1{,}29$.

Allerdings gilt das oben zum IRC-Rahmen gesagte. Die Naht steht bei ausreichender Nahtlänge vor allem mit ihrer Umgebung im Gleichgewicht. Der Einfluss auf die Spannungen kann kaum so groß sein, wie er aufgrund der Ergebnisse aus Abbildung 5.2.10 erscheint. Ein weiterer möglicher Einflussfaktor betrifft die herstellungsbedingten Eigenspannungen. Am Ende des Sägeschnittes zur Lösung der Randbedingung bewegten sich die Schnittkanten mit einem deutlich hörbaren Knall auseinander. Der endgültige Spalt war sichtbar breiter, als der reine Sägeschnitt es gewesen wäre. Beides sind starke Indikatoren, dass in den Rohren herstellungsbedingte, tangentiale Zugeigenspannungen vorliegen, die sich durch den Schnitt lösen lassen.

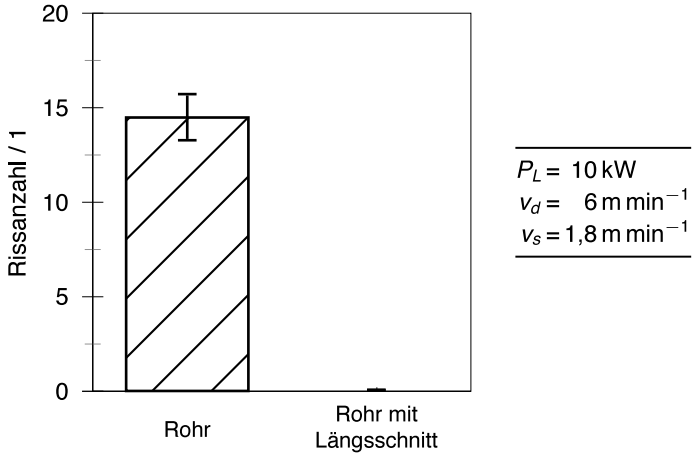


Abbildung 5.2.10 Ergebnis der Schweißungen an Rohren mit und ohne Längsschnitt.

Welcher der beiden möglichen Faktoren Ursache für den festgestellten Effekt ist, konnte nicht abschließend geklärt werden. In jedem Fall legen die experimentellen Ergebnisse nahe, dass das notwendige Absenken der transienten Schweißspannungen durch den vorgenommenen Schnitt erfolgen kann. Umgekehrt kann daraus geschlossen werden, dass sich Rohre problematischer in Bezug auf Erstarrungsrisse verhalten, als Bleche.

5.2.3 Einfluss äußerer Randbedingungen, ohne Schrumpfbehinderung

Wurde die Schrumpfung nicht behindert, so konnte kein Einfluss durch äußere Randbedingungen festgestellt werden.

Die Änderung der Vorspannkräfte über mehr als eine Größenordnung (2 kN – 25 kN) war weder geeignet die Rissanzahl zu verstärken, noch sie zu hemmen. Dieses Ergebnis ist wenig verwunderlich, da die Vorspannkraft aufgrund der hohen Wandstärke nur in geringe Spannungen umgesetzt werden. Im vorliegenden Fall sind dies etwa 4,7 MPa bei 25 kN bezogen auf das gesamte Rohr. Die verwendeten Vorspannkräfte sind aber typisch für den Bereich, der mit experimentellen Aufbauten erzeugt werden kann. Zudem ist nicht apriori klar, wie die Vorspannkräfte im Zusammenhang mit der lokalen Erweichung bei Schweißungen tatsächlich wirken. Auch gab es in den Experimenten von Cross und Böllinghaus [72] einen Hinweis darauf, dass Spannungen derselben Größenordnung zumindest die Rissausbreitung hemmen können. Es ist also nicht auszuschließen, dass bei noch deutlicherer Steigerung der Vorspannkraft oder bei dünnwandigeren Proben ein Einfluss festgestellt werden kann.

Dasselbe Resümee kann bezüglich der Quersteifigkeit gezogen werden. Tatsächlich gibt es keinen offensichtlichen Grund, warum eine Änderung dieser Größe die Rissanzahl erhöhen sollte, solange die Schrumpfung nicht hierdurch behindert wird. Aufgrund der Überlegungen zu den IRC-Schweißungen von Quiroz [76] war auch nicht zu erwarten, dass hier ein Einfluss nachweisbar ist. Allerdings war bei dieser Problemstellung nicht im Vorfeld klar, wie

die Rückkopplung der Spannungen über die Konstruktion sich auf das Schmelzbad und die erstarrende Zone auswirkt.

5.3 Prozessbedingte Einflüsse auf die Erstarrungsrissbildung

Es wurden einige prinzipielle Unterschiede zwischen den Experimenten an S460NH und S890QL festgestellt. Diese Unterschiede können dadurch erklärt werden, dass bei S890QL vor allem Risse in der Nahtwurzel vorkamen, wohingegen bei S460NH die Risse in der Bulgingregion lagen. Aufgrund der beschränkten Auswertbarkeit der Experimente an S890QL ist es schwierig dazu definitive Aussagen zu machen. Die folgenden Überlegungen beziehen sich daher vornehmlich auf S460NH.

5.3.1 Einfluss des Bulgings bei der Erstarrungsrissentstehung

Die Durchschweißung an Rohren weist zwar deutlich geringere Spannungen auf als die Einschweißungen, Abbildung 5.2.8. Nichtsdestotrotz liegt das Spannungsniveau in derselben Größenordnung. Es gibt aber bei Durchschweißungen keine offensichtliche Behinderung der Schrumpfung durch äußere oder innere Randbedingungen. Prinzipiell wäre daher zu erwarten, dass die Querspannungen noch stärker durch Dehnung abgebaut werden können, wie dies beispielsweise bei den IRC-Modellen der Fall ist. Es stellt sich die Frage, woher diese Spannungen kommen.

Einen Hinweis darauf gibt die Abbildung 4.2.28. Die Schmelze in der Bulgingregion erstarrt, nachdem die darüber und darunter liegenden Bereiche erstarrt sind. Sie wird also zuletzt vom Festkörper eingeschlossen.

Bei Zugang zu freien Oberflächen können Spannungen in der Flüssigkeit durch Verformungen nahezu vollständig abgebaut werden. Ist ein solcher Zugang jedoch nicht vorhanden, so können hydrostatische Spannungen entstehen, wodurch das Spannungsniveau hohe Werte annehmen kann[6]. Da die Bulgingregion schon vor der Erstarrung vollständig vom Festkörper eingeschlossen wird, wirkt sich die Dehnung während der Erstarrung stärker aus, als dies der Fall wäre, wenn bis zum Ende der Erstarrung ein ungehinderter Zugang zur Schmelze gewährleistet wäre.

Dies ist eine Erklärung für den schon länger vermuteten Zusammenhang zwischen Bulging und Erstarrungsrissen [7, 8, 81].

Kritisch muss zurzeit noch das verwendete Temperaturfeld betrachtet werden. Die getätigten Aussagen sind zweifellos im Kontext der berechneten Ergebnisse korrekt. Die Ergebnisse implizieren aber, dass die Naht eine gewisse Symmetrie aufweist, wie in Abbildung 5.3.1 angedeutet. Das heißt, breite Bereiche erstarren auch später, schmale Bereiche erstarren früher. Die Frage ist aber, ob Laser- und Laser-Hybridnähte tatsächlich auf diese Weise abkühlen. Numerische Ergebnisse, z. B. von Bachmann u. a. [111], und die experimentellen Untersuchungen von Tsukamoto u. a. [81] legen nahe, dass dies der Fall ist.

[6] In der Realität werden die Auswirkungen davon etwas geringer sein als hier, da weiterhin eine Verbindung zur flüssigen Zone in Richtung Wärmequelle besteht. Doch auch dort vermindern die kalten Bereiche die Möglichkeiten zum Spannungsabbau.

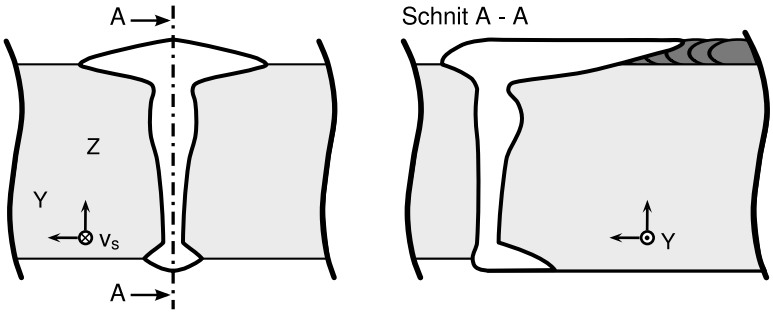


Abbildung 5.3.1 Schematische Darstellung des Schmelzbades einer Hybridnaht. Die Berechnungsergebnisse des thermischen Modells implizieren eine Form, bei der breite Bereiche auch später erstarren.

5.3.2 Einfluss der Lichtbogenleistung

Bei den Untersuchungen an S460NH konnte festgestellt werden, dass durch eine Erhöhung der Lichtbogenleistungen die Rissbildung vermindert werden kann, wohingegen geringe Lichtbogenleistungen die Rissbildung begünstigen. Dies wurde bestätigt durch Vergleiche von hybridgeschweißten Proben mit autogen laserstrahlgeschweißten, bei denen letztere etwa die sechsfache Anzahl an Rissen aufwiesen, Abbildung 5.3.2. Auch Fuhrmanns [32] experimentelle Ergebnisse bezüglich der Streckenenergie können in diesem Sinne interpretiert werden, da die Schweißgeschwindigkeit konstant war und die Laserleistung nur in einem sehr limitierten Bereich (9,3 kW – 9,9 kW), die Lichtbogenleistung jedoch in einem hohen Maß (2,8 kW – 12,8 kW) variiert wurde.

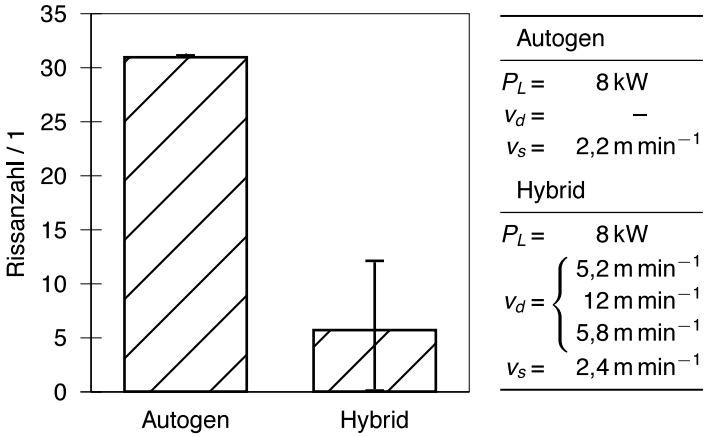


Abbildung 5.3.2 Vergleich von autogen mit hybrid geschweißten Proben.

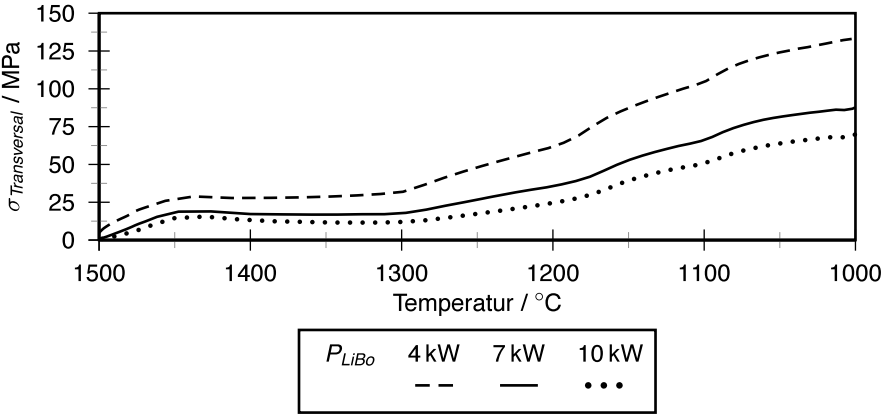


Abbildung 5.3.3 Vergleich von Transversalspannungen in der Bulgingregion bei Lichtbogenleistungen von 4 kW*,* 7 kW *und* 10 kW*.*

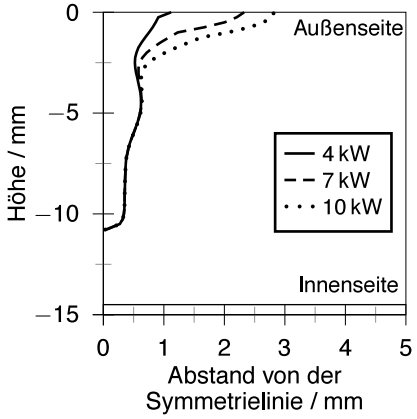


Abbildung 5.3.4 Vergleich der Querschliffe bei Einschweißungen an Rohren mit verschiedenen Lichtbogenleistungen.

In den numerischen Untersuchungen wurden im Vergleich zum Standardfall deutliche höhere Spannungen in der Bulgingregion ermittelt, wenn die Lichtbogenleistung reduziert wurde, Abbildung 5.3.3. Durch Erhöhen der Lichtbogenleistung konnte das Spannungsniveau dagegen abgesenkt werden. Es kann also gefolgert werden, dass der Lichtbogen sich mechanisch auswirkt.

Abbildung 5.3.4 vergleicht die simulierten Querschliffe bei verschiedenen Lichtbogenleistungen miteinander. Zu sehen ist, dass, ausgehend von der Wurzel, bis zur Bulgingregion die drei Querschliffe übereinander liegen. Gut zu erkennen ist, dass die Einschnürung oberhalb der Bulgingzone stark von der Lichtbogenleistung abhängt. Die Breite dieser Zone nimmt von 10 kW Lichtbogenleistung über 7 kW bis 4 kW kontinuierlich ab. Bei 10 kW ist nahezu keinerlei Einschnürung mehr zu erkennen, während die Naht bei 4 kW schon stark einer Lasernaht mit Nagelkopf ähnelt, wie Schuster [8] ihn definiert.

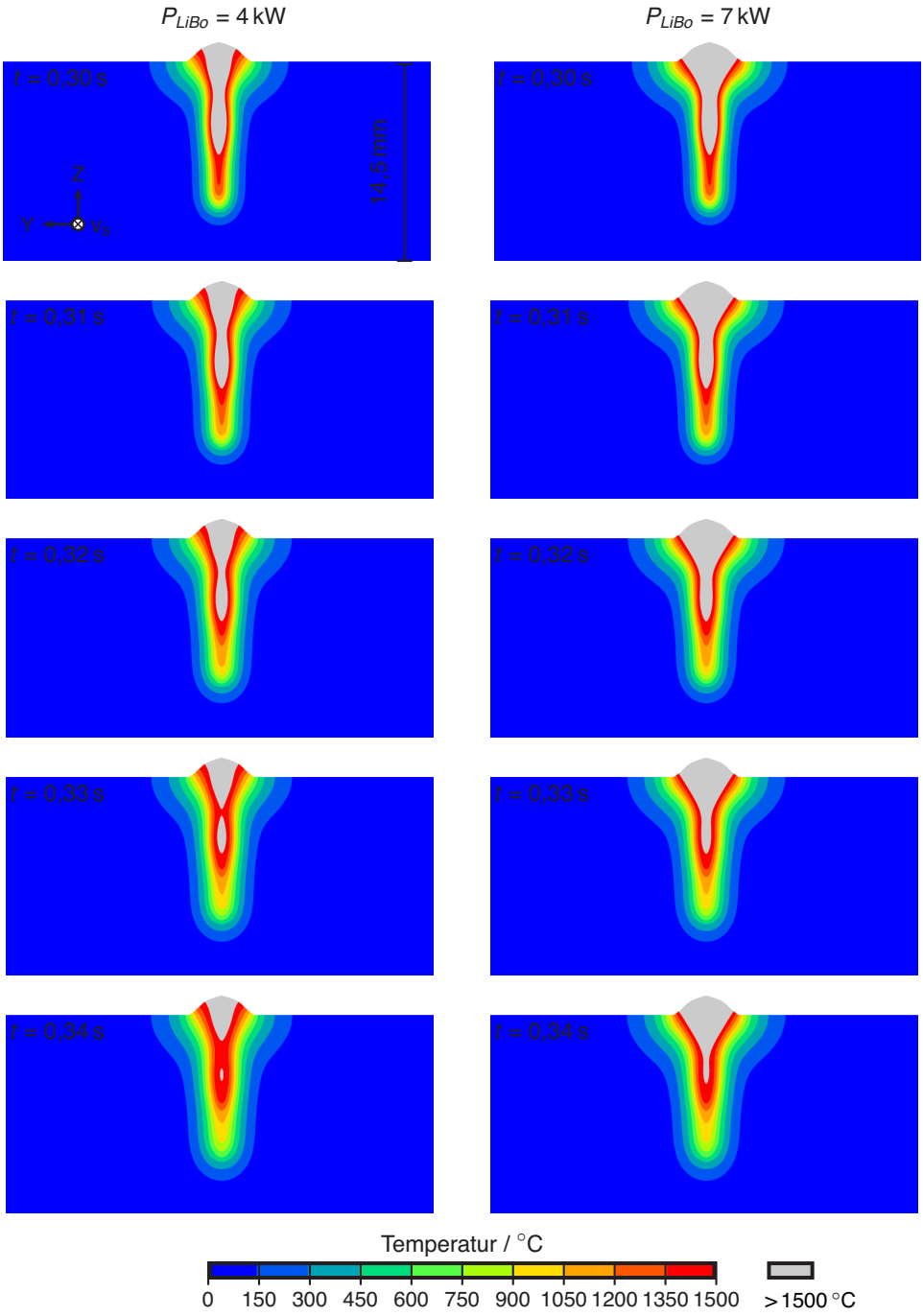


Abbildung 5.3.5 Vergleich der Erstarrung bei unterschiedlichen Lichtbogenleistungen.

Analog zum Abschnitt 5.3.1 kann aus den Breiten gefolgert werden, in welcher Reihenfolge die einzelnen Bereiche erstarren. Zusätzlich werden in Abbildung 5.3.5 die Temperaturfelder der Modelle mit 4 kW und 7 kW Lichtbogenleistung beim Abkühlen verglichen, beginnend einige 10 ms nachdem das Zentrum des Lasers die Berechnungsebene überstrichen hat. Die letzten Reste der Schmelze in der Bulgingregion erstarren unabhängig von der Lichtbogenleistung zwischen den Berechnungszeitpunkten 0,34 s und 0,35 s (nicht dargestellt), also nahezu gleichzeitig.

Wichtig ist hier, dass der Lichtbogenbereich auch im Fall niedriger Leistung erst weit nach dem Laser erstarrt. Bis dahin definiert er die Höhe des erstarrten Werkstoffs.

Im Fall, dass noch aufgeschmolzener Werkstoff vorliegt, und dieser eine Verbindung zu einer freien Oberfläche hat, kann die Grenzfläche fest / flüssig bezüglich der Spannungen als freie Oberfläche betrachtet werden, da Spannungen in der flüssigen Phase abgebaut werden können. Während sich die Bulgingregion im kritischen Temperaturinterval befindet, ist im Fall der geringsten Lichtbogenleistung bereits deutlich mehr Werkstoff erstarrt, als in den anderen Fällen. Damit erhöht sich gleichzeitig der Abstand zwischen der Bulgingregion und der virtuellen freien Oberfläche.

Durch die veränderte Höhe der Naht liegt die Bulgingregion in diesem Fall näher am Nahtzentrum in vertikaler Richtung und damit in dem Bereich, in dem die höchsten Spannungen in vertikaler Richtung entstehen können (s. a. Abschnitt 5.3.1). Da in allen drei Raumrichtungen Zugspannungen vorherrschen werden dadurch auch die Spannungen in den anderen beiden Raumrichtungen beeinflusst.

Die Abbildung 5.3.6 untermauert dies. Sie zeigt die Vertikal- und Longitudinalspannungen in den Modellen mit unterschiedlichen Lichtbogenleistungen zu dem Zeitpunkt, bei dem das Temperaturfeld den Zustand in Abbildung 4.2.12, Abbildung 4.2.17 und Abbildung 4.2.20 hat.

Die maximalen Vertikalspannungen der Nähte mit Lichtbogenleistungen $\leq$7 kW wandern sichtbar in Richtung Lichtbogenbereich und damit näher in den Bereich, der der Bulgingregion entspricht. Bei 4 kW bildet sich sogar ein lokales Maximum heraus, mit einem Spannungsniveau in diesem Zeitschritt von etwa 200 MPa. Bei 10 kW Lichtbogenleistung liegen die Spannungen in der Bulgingregion zum selben Zeitpunkt lediglich bei 40 MPa – 120 MPa. In der Longitudinalrichtung ist die Situation ähnlich. Auch hier bildet sich bei einer Lichtbogenleistung von 4 kW ein ausgeprägtes lokales Maximum heraus.

Der Effekt wird dadurch verschärft, dass die letzten Reste der Schmelze bei der niedrigen Lichtbogenleistung in einer Tasche gefangen werden und so die Dehnung während der Erstarrung nicht abgebaut werden kann.

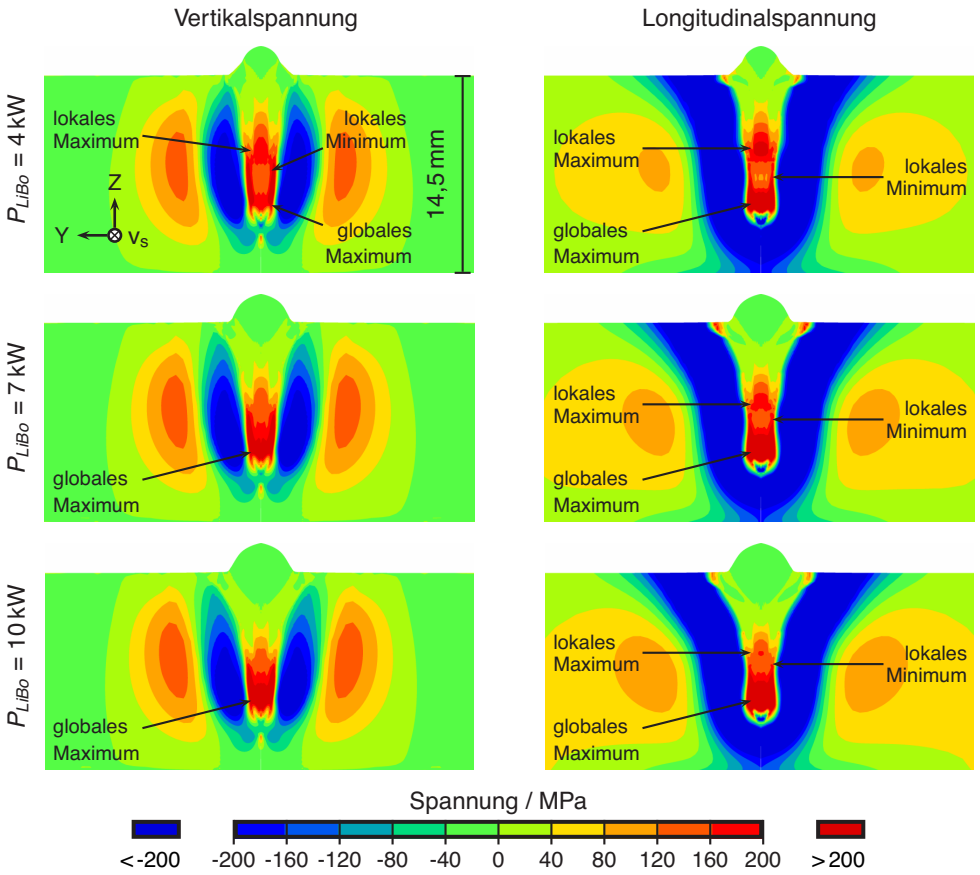


Abbildung 5.3.6 Vertikal- und Longitudinalspannungen bei der Schweißung von Rohren mit unterschiedlichen Lichtbogenleistungen.

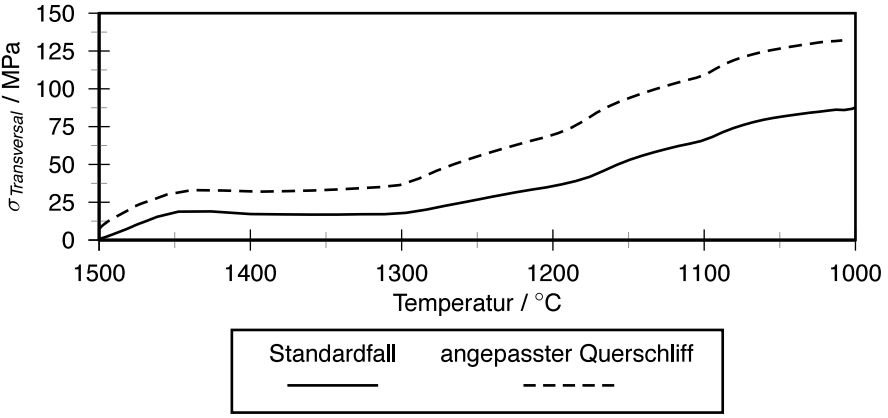


Abbildung 5.3.7 Transversalspannungen in der Bulgingregion im Standardfall und bei erhöhter Laserleistung durch Anpassung des Querschliffs.

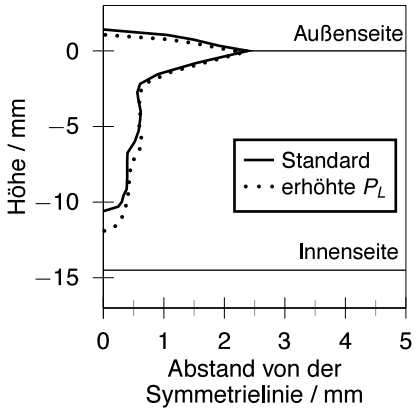


Abbildung 5.3.8 Vergleich des Querschnittes im Standardfall und bei erhöhter Laserleistung.

5.3.3 Einfluss der Laserleistung

Eine Erhöhung der Laserleistung ging sowohl bei den Schweißungen an S460NH, als auch an S890QL mit einer Erhöhung der Rissanzahl einher. Dies ist in Übereinstimmung mit den Experimenten von Matsuda u. a. [51].

Ein hoher Einfluss auf das Spannungsniveau konnte festgestellt werden, als das numerische Modell an einen Querschliff angepasst wurde, der mit der höchsten verwendeten Laserleistung geschweißt wurde. Hier konnte eine deutliche Erhöhung der Spannungen im Vergleich zum Standardfall festgestellt werden, Abbildung 5.3.7 . Die beiden Querschliffe werden in Abbildung 5.3.8 miteinander verglichen. Wie zu sehen ist unterscheiden sie sich in ihrer Form nur wenig. Aber die Tiefe der Naht erhöht sich und vor allem rückt die Bulgingregion nach unten, in die Mitte der Naht.

Analog zu den obigen Erklärungen ergibt sich dadurch eine Erhöhung der Spannung in der vertikalen Richtung, wodurch wiederum die Spannung in den anderen drei Raumrichtungen angehoben wird.

5.3.4 Einfluss der Schweißgeschwindigkeit

Bei den Experimenten an S460NH konnte kein Einfluss der Schweißgeschwindigkeit festgestellt werden. Die Experimente an S890QL zeigten einen Einfluss, der aber aufgrund der Einzelwerte bei der geringsten und der höchsten Schweißgeschwindigkeit fraglich ist. Da die Wirkungen insgesamt gering waren und die anderen festgestellten Effekte, insbesondere der Einfluss der Lichtbogenleistung, deutlich interessanter waren, wurde dieser Fragestellung nicht weiter nachgegangen. Die Literatur ist bezüglich des Einflusses der Schweißgeschwindigkeit ambivalent. Tsukamoto u. a. [81] stellten Risse sowohl bei hohen, als auch bei geringen Schweißgeschwindigkeiten im Bereich $0{,}25\,\mathrm{m\,min^{-1}} - 3\,\mathrm{m\,min^{-1}}$ fest, wobei die Fokuslage einen entscheidenden Einfluss hatte. Keine Risse wurden bei mittleren Schweißgeschwindigkeiten ermittelt. Bei Matsuda u. a. [51] ging die akkumulierte Risslänge nach anfänglicher Zunahme mit der Schweißgeschwindigkeit in eine Sättigung über. Fuhrmann [32] fand bei seinen Untersuchungen nur bei der höchsten verwendeten Schweißgeschwindigkeit von $1{,}2\,\mathrm{m\,min^{-1}}$ Risse. Seine Experimente weisen aber so viele Einflussfaktoren auf, dass daraus keine Schlüsse gezogen werden können. Bei Weise [7] konnten nur mit sehr geringen Schweißgeschwindigkeiten ($0{,}38\,\mathrm{m\,min^{-1}}$) rissfreie Schweißungen erstellt werden. Dies gilt aber nur in Kombination mit einer Fokuslage weit unterhalb der Blechoberseite (8 mm). Bei allen anderen (< 8 mm) konnte kein Einfluss festgestellt werden. Die Literatur sagt zusammengefasst aus, dass bei starker Unter- und Überfokusierung die Rissgefahr bei hohen Schweißgeschwindigkeiten hoch ist. Bei moderater Überfokussierung und bei Unterfokussierung führen zudem sehr geringe Schweißgeschwindigkeiten zu einer erhöhten Rissgefahr. Bei den moderaten Unterfokussierungen, wie sie hier genutzt wurden und Schweißgeschwindigkeiten im verwendeten Bereich ist aber kein Einfluss auf die Risse zu erwarten. Demnach war bei den hier durchgeführten Ergebnissen kein Einfluss der Schweißgeschwindigkeit zu erwarten, was in Einklang mit dem Resultat der Experimente an S460NH ist.

6 Zusammenfassung

Der Ausgangspunkt für die vorliegende Arbeit war das Auftreten von Mittelrippendefekten bei Laserstrahl- und Laser-Hybridschweißungen auch bei Baustählen, wenn die Wandstärke 10 mm übersteigt. Als Beispielprozess diente das Fügen von dickwandigen Rohren mittels Laser-MSG-Hybridverfahren zur Produktion von Teleskophydrauliken. Eine bestehende Rissproblematik ist für sicherheitskritische Bauteile aber inakzeptabel.

Die zentralen Fragen, die vor der breiten industriellen Nutzung eines solchen Prozesses beantwortet werden müssen sind:

- Was ist die Ursache der Erstarrungsrisse bei der Schweißung dickwandiger Bauteile?
- Wie kann eine bestehende Rissproblematik behoben werden?

Zu diesen Fragestellungen wurden experimentelle und numerische Untersuchungen durchgeführt. Dabei konnte experimentell festgestellt werden, dass die Rissgefahr

- bei eingeschweißten Nähten höher war, als bei vollständigen Durchschweißungen.
- durch Hefter erhöht wurde.
- mit der Werkstofffestigkeit zunahm.
- bei Einschränkung der Nahtlängsschrumpfung zunahm.
- nicht direkt mit der Einschweißtiefe zusammenhing.
- bei Variationen der mechanischen Randbedingungen ohne Änderung der Schrumpfbehinderung unbeeinflusst blieb.

Bezüglich der Wirkung der Schweißparameter ließ sich feststellen, dass im untersuchten Rahmen die Rissgefahr

- durch die Schweißgeschwindigkeit nicht, oder kaum beeinflusst wurde.
- mit steigender Lichtbogenleistung abnahm, oder kaum beeinflusst wurde.
- mit steigender Laserleistung anstieg.

Dabei sind die unterschiedlichen Bewertungen bzgl. Drahtvorschub und Schweißgeschwindigkeit darauf zurückzuführen, dass bei den Experimenten mit S890QL nur Wurzelrisse festgestellt werden konnten, während bei S460NH vor allem Mittelrippendefekte in Zusammenhang mit Bulging gefunden wurden.

Die numerischen Berechnungen zeigen, dass

- aufgrund des dreiachsigen Spannungsfalls auch bei Temperaturen oberhalb von 1000 °C hohe Spannungen im erstarrungsrisskritischen Bereich entstehen können.
- das Spannungsniveau in der Bulgingregion bei steigender Laserleistung zu- und bei steigender Lichtbogenleistung abnimmt.

- die Bereiche, in denen Risse gefunden wurden – das sind zum einen die Wurzel, zum anderen die Bulgingregion – höhere Spannungen aufweisen, als die Umgebung.
- die Spannungen bei Behinderung der Schrumpfung quer zur Nahtrichtung, sei es aufgrund einer äußeren Einspannung oder aufgrund einer nicht vollständigen Durchschweißung der Naht, deutlich höher sind, als wenn die Naht frei schrumpfen kann.

Untersuchungen in einem IRC-Rahmen von Quiroz u. a. [76], aber auch der Unterschied zwischen Ein- und Durchschweißungen an Rohren zeigen sehr deutlich, dass eine Behinderung der Querschrumpfung die Rissgefahr erhöht. Lediglich bei Fällen, in denen hohe Druckspannungen vor dem Schmelzbad durch den Prozess erzeugt werden, sind geringe Einspanngrade geeignet, Risse zu vermeiden oder zumindest die Rissausbreitung zu behindern. Der Grund für die erhöhte Rissgefahr bei hohen Einspanngraden liegt bei Laser-Hybridschweißungen dickwandiger Bauteile an der komplexen Interaktion der Spannungen und Dehnungen in den drei Raumrichtungen. Normalerweise ist die Schrumpfung in Querrichtung am kleinsten, da die Strahlschweißnähte hier die kleinste Dimension aufweisen. Auch die Spannungen in die anderen Raumrichtungen können über Verformung in Querrichtung abgebaut werden. Wird die Bewegung in diese Richtung aber behindert, so wird der Spannungsfall zunehmend dreiachsig und Belastungen können nicht mehr durch fließen abgebaut werden. Die zwischen den Dendriten eingeschlossene Schmelze wird belastet.

Ein festerer Werkstoff fängt erst bei höheren Spannungen an zu fließen und erhöht dadurch lokal den Grad der Schrumpfbehinderung. Die Rohrgeometrie behindert die Schrumpfung der Naht in Längsrichtung und führt dazu, dass in dieser Richtung höhere Spannungen entstehen können. Zusätzlich liegen im Rohr herstellungsbedingte Zugeigenspannungen vor, die eine weitere Belastung der Naht verursachen können.

Die Untersuchungen zur Wirkung der Schweißparameter zeigte, dass hohe Laserleistungen die Rissgefahr erhöhen. Der Grund, zumindest bei der Entstehung von Erstarrungsrissen entlang der Mittelrippe in der Bulgingregion, ist, dass die Bulgingregion durch eine höhere Laserleistung vergrößert und in Vertikalrichtung tiefer in den Werkstoff verlegt wird. Dadurch ist sie zu dem Zeitpunkt, in dem sie das kritische Temperaturinterval durchläuft, weiter von der Grenzfläche erstarrter Werkstoff / Schmelze, der spannungstechnisch quasi-freien Oberfläche, entfernt. Sie wird dadurch in einen Bereich verschoben, in dem die Spannungen höher werden können.

Eine Erhöhung der Lichtbogenleistung war dagegen geeignet die Problematik der Mittelrippendefekte zu verringern. Durch die Erhöhung der Lichtbogenleistung bleibt die Einschnürung oberhalb der Bulgingregion länger aufgeschmolzen. Dies verhindert zum einen den Einschluss von Schmelze innerhalb des erstarrten Bereichs, zum anderen wird die Höhe des bereits erstarrten Nahtanteils verringert. Letzteres sorgt dafür, dass die Grenzfläche zwischen erstarrten Werkstoff und freier Schmelze zum kritischen Bereich hin verschoben wird. Durch Randeffekte werden die entstehenden Spannungen limitiert.

Symbolverzeichnis

a	Abstand zwischen den Prozessen
A_{C1}	Beginn der Austenitumwandlung beim Aufheizen
A_{C3}	Ende der Austenitumwandlung beim Aufheizen
α	Neigung des Drahtes relativ zur Laserstrahlachse
α_{NL}	Multiplikationsparameter für die Sternpunkte zur Bestimmung der Nichtlinearitäten bei DOE-Experimenten
B_b	konstanter Fittingparameter
c_{ers}	Ersatzsteifigkeit
c_p	spezifische Wärmekapazität
δ	Deformationsrate
δ_{ij}	Kronecker-Delta, $\delta_{ij} = \begin{cases} 1 & \text{falls } i = j \\ 0 & \text{falls } i \neq j \end{cases}$
$\varnothing_A$	Außendurchmesser
$\varnothing_F$	Faserdurchmesser
$\varnothing_S$	Fokuspunktdurchmesser
E	Elastizitätsmodul
e	Streckenenergie
ε_{ij}	Einträge des Dehnungstensors
$\dot{\varepsilon}_{ij}$	Einträge des Dehnratentensors
ε_{inel}	inelastischer Anteil der mechanischen Dehnung, $\varepsilon_{inel} = \varepsilon_{pl} + \varepsilon_{vp}$
ε_{longit}	Longitudinaldehnung
$\varepsilon_{Longitudinal}$	Longitudinaldehnung
$\dot{\varepsilon}_{mech}$	mechanischer Dehnratenanteil, $\dot{\varepsilon}_{mech} = \dot{\varepsilon}_{el} + \dot{\varepsilon}_{pl} + \dot{\varepsilon}_{vp}$
ε_{pl}	plastischer Dehnungsanteil
$\dot{\varepsilon}_{Longitudinal}$	Longitudinaldehnrate
$\dot{\varepsilon}_{Transversal}$	Transversaldehnrate
$\dot{\varepsilon}_{Vertikal}$	Vertikaldehnrate
ε_{th}	thermischer Dehnungsanteil
$\dot{\varepsilon}_{th}$	thermischer Dehnratenanteil
$\varepsilon_{Transversal}$	Transversaldehnung
$\varepsilon_{Vertikal}$	Vertikaldehnung
$\dot{\varepsilon}_{vp}$	viskoplastischer Dehnratenanteil
η	dynamische Viskosität
f	Abstand der Fokusebene von der Werkstückoberfläche
F_y	Kraft quer zur Schweißrichtung
f_y	auf die Schweißnahtlänge normierte Kraft
h	Höhe
h_0	spezifische Enthalpie
H_b	konstanter Fittingparameter
h_p	Einschweißtiefe
$\bar{i}$	gemittelter Strom
K	konstanter Parameter
L	Gesamtprobenlänge quer zur Naht
λ	Wellenlänge
l_{Hefter}	Hefterlänge
Δl_{LB}	Lichtbogenlängenkorrektur
$l_{red.Naht}$	ausgewertete Nahtlänge
l_w	Nahtlänge
M_F	Martensitfinishtemperatur
M_S	Martensitstarttemperatur
ν	Querkontraktionszahl
p	hydrostatischer Druck
p_0	Umgebungsdruck
p_F	Leistungsdichte im Fokus

Π	Deformationsvermögen
P_L	Laserleistung
P_{LiBo}	Lichtbogenleistung
$p_{Ursache}$	Wahrscheinlichkeit, dass die Hefter die Risse bedingen
p_{Zufall}	Wahrscheinlichkeit, dass die Risse zufällig im Bereich der Hefter zu finden sind
$p_{2\ Zufälle}$	Wahrscheinlichkeit, dass bei zwei unabhängigen Experimenten der jeweils einzige Riss im Hefter auftritt
R_{Fy}	Einspanngrad quer zur Schweißrichtung
$R_{Fy.Blech}$	Einspanngrad des Blechs
$R_{Fy.ges}$	Gesamteinspanngrad
ρ	Dichte
ρ_l	Dichte der flüssigen Phase
ρ_s	Dichte der festen Phase
σ_{Bainit}	Dehngrenze der bainitischen Phase
σ_{dev}	deviatorischer Anteil des Spannungstensors
σ_{hydro}	hydrostatischer Anteil des Spannungstensors
σ_{ij}	Einträge des Spannungstensors
$\sigma_{Longitudinal}$	Longitudinalspannung
$\sigma_{Martensit}$	Dehngrenze der martensitischen Phase
$\sigma_{Transversal}$	Transversalspannung
$\sigma_{Vertikal}$	Vertikalspannung
σ_y	Streck- bzw. Dehngrenze
SPP	Strahlparameterprodukt
t_0	Abstand der Laserachse vom Rohrscheitelpunkt
$t_{8/5}$	Zeit für die Abkühlung von 800 °C auf 500 °C
T_L	Liquidustemperatur
T_c	Kohärenztemperatur
Θ_S	Divergenzwinkel
T_m	Schmelztemperatur
tr(.)	die Spur eines Tensors
T_S	Solidustemperatur
$\overline{u}$	gemittelte elektrische Spannung
u_i	Verschiebungsvektor
v_d	Drahtvorschubgeschwindigkeit
v_i	Geschwindigkeitsvektor
VIF	Varianzinflationsfaktor
v_s	Schweißgeschwindigkeit
x_i	Ortsvektor
z_R	Rayleighlänge

Abbildungsverzeichnis

Abb. 1.0.1 Erstarrungsriss bei einer Hybridnaht. 2

Abb. 2.2.1 Wechselwirkung der Einflüsse auf die Erstarrungsrissbildung. 7
Abb. 2.2.2 Das Konzept der technologischen Festigkeit von Prokhorov, nach [84, 86]. 17
Abb. 2.2.3 Modellbildung von Rappaz u. a. [94]. 18
Abb. 2.3.1 Einteilung der Schweißsimulation. 21
Abb. 2.3.2 Schema der Eigenspannungs- und Verzugssimulation. 22

Abb. 3.1.1 Spannungs-Dehnungsdiagramme der verwendeten Rohrwerkstoffe. 32
Abb. 3.2.1 In den Experimenten benutzte Spannvorrichtungen. 34
Abb. 3.2.2 Geschlossene Spannvorrichtung in Schnittdarstellung. 35
Abb. 3.3.1 Geometrische Anordnung während der Schweißungen. 38
Abb. 3.3.2 Schema statistische Versuchsplanung. 40
Abb. 3.3.3 Lösung der radialen Randbedingung durch einen Längsschnitt. 45
Abb. 3.4.1 Ausschnitt der verwendeten Netze. 46
Abb. 3.4.2 Schematische Darstellung der Randbedingungen. 47
Abb. 3.4.3 Thermo-physikalische Parameter im Werkstoffmodell. 50
Abb. 3.4.4 Lineare mechanische Parameter im Werkstoffmodell. 51
Abb. 3.4.5 Spannungsdehnungskurven im Werkstoffmodell von S690QL. 52
Abb. 3.4.6 Schematische Darstellung des Werkstoffmodells von S460NH. 53
Abb. 3.4.7 Vergleich von S460NH mit S355J2G3. 53
Abb. 3.4.8 Spannungsdehnungskurven im Werkstoffmodell von S460NH. 54
Abb. 3.5.1 Randbedingungen des stark vereinfachten Modells. 56

Abb. 4.1.1 Ergebnis von Rohrschweißungen an S770QL mit 9 mm Wandstärke. 57
Abb. 4.1.2 Ergebnis von Rohrschweißungen an S890QL mit 10,5 mm Wandstärke. 58
Abb. 4.1.3 Ergebnis von Rohrschweißungen an S460NH mit 14,5 mm Wandstärke. 59
Abb. 4.1.4 Naht an Rohr aus S890QL mit Riss am Hefter. 60
Abb. 4.1.5 Effekte bei Einschweißungen an S890QL. 61
Abb. 4.1.6 Wirkung der Schweißparameter bei S890QL 62
Abb. 4.1.7 Wechselwirkung zwischen v_s und P_L bei S890QL. 63
Abb. 4.1.8 Höhenliniendarstellung: Einfluss von v_d und P_L bei S890QL. 64
Abb. 4.1.9 Rissanzahl in Abhängigkeit der Einschweißtiefe bei Schweißungen von S890QL. . . 65
Abb. 4.1.10 Effekte bei Einschweißungen an S460NH. 66
Abb. 4.1.11 Wirkung der Schweißparameter bei S460NH. 67
Abb. 4.1.12 Wechselwirkung Laserleistung und Drahtvorschub bei S460NH 68
Abb. 4.1.13 Höhenliniendarstellung: Einfluss von v_d und P_L bei S460NH. 68
Abb. 4.1.14 Rissanzahl in Abhängigkeit der Einschweißtiefe bei Schweißungen von S460NH. . . 69
Abb. 4.1.15 Einfluss der Vorspannkraft. 70
Abb. 4.1.16 Einfluss der Quersteifigkeit. 70
Abb. 4.1.17 Risserscheinungen während der Experimente. 71
Abb. 4.2.1 IRC-Rahmen: Abgeglichener und exp. Querschliff, sowie T-t-Verläufe. 72
Abb. 4.2.2 Numerisches Modell des IRC-Rahmens: Ergebnis. 73
Abb. 4.2.3 Spannungen im IRC-Versuch. 74
Abb. 4.2.4 ε und $\dot{\varepsilon}$ im IRC-Versuch 75
Abb. 4.2.5 Rohr Standard: Abgeglichener und exp. Querschliff, sowie T-t-Verläufe. 76
Abb. 4.2.6 Numerischer und experimenteller Querschliff bei erhöhter Laserleistung. 76
Abb. 4.2.7 Rohre Durchschweißung: Abgeglichener und exp. Querschliff, sowie T-t-Verläufe. . . 78
Abb. 4.2.8 Berechnete Querschliffe bei verschiedenen LB-Leistungen. 78
Abb. 4.2.9 Spannungen beim Übergang vom Festkörper in die Schmelze. 79

Abb. 4.2.10 Von Mises Spannungen während der Abkühlung. 80
Abb. 4.2.11 Transiente v. Mises Spannung und Temperatur. 81
Abb. 4.2.12 Transversalsspannung im Standardfall der Rohrschweißungen. 82
Abb. 4.2.13 $\sigma_{Vertikal}$ und $\sigma_{Longitudinal}$ im Standardfall. 83
Abb. 4.2.14 Spannungen in Bulgingzone und Wurzel. 84
Abb. 4.2.15 ε und $\dot{\varepsilon}$ bei Rohrschweißungen 85
Abb. 4.2.16 Erstarrung im Standardfall (Lichtbogenleistung 7 kW). 86
Abb. 4.2.17 Spannung bei verringerter Lichtbogenleistungen (4 kW). 87
Abb. 4.2.18 σ bei geringer Lichtbogenleistung. 88
Abb. 4.2.19 Erstarrung bei verringerter Lichtbogenleistung (4 kW). 88
Abb. 4.2.20 Spannung bei erhöhter Lichtbogenleistung (10 kW). 89
Abb. 4.2.21 σ bei erhöhter Lichtbogenleistung. 90
Abb. 4.2.22 Transversalspannung bei höherer Laserleistung. 91
Abb. 4.2.23 $\sigma_{Transversal}$ bei erhöhten Laserleistungen. 92
Abb. 4.2.24 Transversalspannung bei erhöhter Werkstofffestigkeit. 93
Abb. 4.2.25 σ bei erhöhter Grundwerkstofffestigkeit. 93
Abb. 4.2.26 Transversalspannung bei der Durchschweißung. 94
Abb. 4.2.27 $\sigma_{Transversal}$ und bei Durchschweißungen. 94
Abb. 4.2.28 Temperaturfeld bei Durchschweißung 95
Abb. 4.2.29 $\sigma_{Longitudinal}$ und $\sigma_{Transversal}$ im vereinfachten Modell bei freier Schrumpfung. 96
Abb. 4.2.30 $\sigma_{Longitudinal}$ und $\sigma_{Transversal}$ im vereinfachten Modell bei fester Einspannung. 97

Abb. 5.2.1 Vergleich von Ein- und Durchschweißungen bei autogen geschweißten Proben. . . 109
Abb. 5.2.2 Verformung der Lasernaht schematisch. 109
Abb. 5.2.3 Vereinfachte Darstellung der Schrumpfung einer Lasernaht. 111
Abb. 5.2.4 $\sigma_{Transversal}$ im Standardfall und bei erhöhter Einschweißtiefe. 112
Abb. 5.2.5 WIG und Laserstrahlschweißen mit Druckspannungsfeld schematisch. 113
Abb. 5.2.6 unterschiedl. Werkstoffe und Wandstärken 114
Abb. 5.2.7 $\sigma_{Transversal}$ bei unterschiedlichen Grundwerkstofffestigkeiten. 115
Abb. 5.2.8 $\sigma_{Transversal}$ bei Durchschweißungen und Einschweißungen. 115
Abb. 5.2.9 Querschliffvergleich numerisch / experimentell bei Ein- und Durchschweißungen. . . 116
Abb. 5.2.10 Ergebnis bei längs geschnittenen Proben. 117
Abb. 5.3.1 Schematische Darstellung des Schmelzbades einer Hybridnaht. 119
Abb. 5.3.2 Vergleich von hybrid und autogen geschweißten Proben. 119
Abb. 5.3.3 $\sigma_{Transversal}$ bei verschiedenen Lichtbogenleistung. 120
Abb. 5.3.4 Vergleich Querschliffe bei verschiedenen LB-Leistungen. 120
Abb. 5.3.5 Vergleich der Erstarrung bei unterschiedlichen Lichtbogenleistungen. 121
Abb. 5.3.6 $\sigma_{Vertikal}$ und $\sigma_{Longitudinal}$ bei unterschiedlichen LB-Leistungen. 123
Abb. 5.3.7 $\sigma_{Transversal}$ im Standardfall und bei erhöhter Laserleistung. 124
Abb. 5.3.8 Querschliffe: Standardfall und hohe Laserleistung. 124

Tabellenverzeichnis

Tab. 2.3.1 Vergleich von Eisenschmelze mit Wasser, Luft und Eisen bei 20 °C. 27

Tab. 3.1.1 Chemische Zusammensetzung der verwendeten Rohrwerkstoffe. 31
Tab. 3.1.2 Mechanische Kennwerte der verwendeten Rohrwerkstoffe. 32
Tab. 3.2.1 Laserkenngrößen der verwendeten Scheibenlaseranlage. 33
Tab. 3.3.1 Parameter bei Durchschweißungen an Rohren. 39
Tab. 3.3.2 Parameter der Einschweißversuche an S890QL mit 10,5 mm Wandstärke. 41
Tab. 3.3.3 Parameter der Einschweißversuche an S460NH mit 14,5 mm Wandstärke. 42
Tab. 3.3.4 Parameter der weiterführenden Einschweißversuche. 43
Tab. 3.3.5 Parameter der Einschweißversuche bezüglich mechanischer Einflüsse. 44
Tab. 3.4.1 Parameter des verwendeten, viskoplastischen Modellanteils. 55

Tab. 5.1.1 Bewertung der Heißrisskriterien. 104
Tab. 5.1.2 Vergleich von $\sigma_{Transversal}$ im Vergleich zum Standardfall. 107

Literatur

[1] M. O. Gebhardt, A. Gumenyuk und M. Rethmeier. *Laser-MSG-Hybridschweißen dickwandiger Präzisionsrohre*. Abschlussbericht des AiF-Projekts 15917N. Berlin: BAM Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung, Aug. 2011.

[2] C. Paul und G. Zimmermann. „MSG-Laserstrahl-Hybridschweißen in der industriellen Anwendung bei dicken Blechstärken“. *Proceedings: 8. Internationale Konferenz Strahltechnik*. Halle (Saale), Apr. 2010.

[3] S. M. Kelly, S. W. Brown, J. F. Tressler, R. P. Martukanitz und M. J. Ludwig. „Laser-Arc Welding to Reduce Distortion in Ship Panels“. *Welding Journal* 88 (2009), S. 32–36.

[4] F. Roland und H. Lembeck. „Laser Beam Welding in Shipbuilding – Experience and Perspectives at Meyer Shipyard“. *Proceedings of the 7th International Aachen Welding Conference*. Hrsg. von U. Dilthey. Mai 2001, S. 463–475.

[5] P. Seyffarth und R. Gaede. „Hochleistungsfaserlaser-Hybridschweißung mit MAG-Tandemschweißung gekoppelt – Weltweit erstmaliger Einsatz auf einer Werft für Blechdicken bis 20 mm“. *Die Verbindungsspezialisten 2008*. DVS-Berichte 250. Düsseldorf: DVS-Media, 2008, S. 74–78.

[6] N. N. „Praktische Anwendung des Laserhybridschweißens auf der Meyer Werft“. *7. Laser-Anwenderforum*. Bremen, Nov. 2010. URL: `http://typo3.p133373.mittwaldserver.info/uploads/media/meyer_werft_01.pdf` (besucht am 30. 07. 2012).

[7] S. Weise. „Heißrissbildung beim Laserstrahlschweißen von Baustählen“. Diss. Bremen: Universität Bremen, 1998.

[8] J. Schuster. „Heißrisse in Schweißverbindungen“. DVS-Berichte 233. Düsseldorf: DVS-Verlag, 2004.

[9] M. Wolf. „Zur Phänomenologie der Heißrissbildung beim Schweißen und Entwicklung aussagekräftiger Prüfverfahren“. Diss. Hamburg: Helmut-Schmidt Universität / Universität der Bundeswehr Hamburg, 2006.

[10] D. G. Eskin und L. Katgerman. „A Quest for a New Hot Tearing Criterion“. *Metallurgical and Materials Transactions A* 38A (2007), S. 1511–1519.

[11] L. Katgerman und D. G. Eskin. „In Search of the Prediction of Hot Cracking in Aluminium Alloys“. *Hot Cracking Phenomena in Welds II*. Hrsg. von Th. Böllinghaus, H. Herold, C. E. Cross und J. C. Lippold. Berlin Heidelberg: Springer-Verlag, 2008, S. 11–26.

[12] C. E. Cross, N. Coniglio, P. Schempp und M. Mousavi. „Critical Conditions for Weld Solidification Crack Growth“. *Hot Cracking Phenomena in Welds III*. Hrsg. von J. C. Lippold, Th. Böllinghaus und C. E. Cross. Berlin Heidelberg: Springer-Verlag, 2011, S. 25–41.

[13] F. Hanus, H.-W. Häring, A. Heuser und K.-H. Klappert. „Erfahrung zum Heißrissverhalten von unlegierten Stählen des Apparatebaus“. *Schweißen im Anlage- und Behälterbau*. DVS-Berichte 151. Düsseldorf: DVS-Verlag, 1993.

[14] C. E. Cross. „On the origin of weld solidification cracking“. *Hot Cracking Phenomena in Welds*. Hrsg. von H. Herold und Th. Böllinghaus. Berlin Heidelberg: Springer-Verlag, 2005, S. 3–18.

[15] Th. Böllinghaus, Th. Kannengiesser und M. Neuhaus. „Effects of the structural restraint intensity on the stress build up in butt joints“. *Mathematical Modeling in Weld Phenomena 7*. Hrsg. von H. Cerjak, E. Kozeschnik und H. K. Bhadeshia. Graz, Österreich: Verlag der Technischen Universität Graz, 2005, S. 651–669.

[16] K. Nishimoto, K. Saida, K. Kiuchi und J. Nakayama. „Influence of Minor and Impurity Elements on Hot Cracking Susceptibility of Extra High-Purity Type 310 Stainless Steels“. *Hot Cracking Phenomena in Welds III*. Hrsg. von J. C. Lippold, Th. Böllinghaus und C. E. Cross. Berlin Heidelberg: Springer-Verlag, 2011, S. 183–208.

[17] Th. Kannengiesser, T. McInerney, W. Florian, Th. Böllinghaus und C. E. Cross. „The influence of local weld deformation on hot cracking susceptibility“. *Mathematical Modelling of Weld Phenomena 6*. Hrsg. von H. Cerjak und H. Bhadeshia. Maney Publishing, Juni 2002, S. 803–818.

[18] Th. Kannengiesser und C. E. Cross. „Effect of tack placement on local weld displacement and solidification cracking during arc welding of aluminium alloy 6083“. *1st South-east Asia International Institute of Welding Congress "Welding in South-East-Asia: A Challenge for the Future"*. Bangkok, Thailand, Nov. 2006, S. 480–491.

[19] Th. Kannengiesser und A. Kromm. „Design-specific influences on local weld displacement and hot cracking“. *II. International Conference on Welding and Joining of Materials (ICWJM 2007)*. Cusco, Peru, Apr. 2007.

[20] L. Nováková und J. Schleusener. „Laser-MSG-Hybridschweißen bei der Fertigung von Hydraulikzylindern“. *2. Rostocker Schweißtage – "Laser-MSG-Hybridschweißen – Erfahrungen und aktuelle Entwicklungen"*. Rostock, Nov. 2009.

[21] J. K. Kristensen, S. Webster und D. Petring. „Hybrid laser welding of thick section steels – the HYBLAS project“. *Proceedings of the 12th Nordic Laser Materials Processing (NOLAMP) Conference*. Kopenhagen, Dänemark, Aug. 2009.

[22] M. O. Gebhardt, A. Gumenyuk und M. Rethmeier. „Hybrid Process Welds – Thick-Walled Tubes“. *Welding Journal* 91(6) (2012), S. 55–61.

[23] M. Rethmeier, S. Gook, M. Lammers und A. Gumenyuk. „Laser-Hybrid Welding of Thick Plates up to 32 mm Using a 20 kW Fibre Laser“. *Transactions of JWRI* 27(2) (2009), S. 74–79.

[24] N. N. *Innovative Fügetechnologie für das Schweißen dicker Stahlwerkstoffe mit brillanten Laserstrahlquellen - HyBright: Schlussbericht zum Forschungsvorhaben*. Abschlussbericht des BMBF-Projektes 13N9278. Berichtszeitraum: 01.02.2007 - 29.02.2008. BIAS, 2008.

[25] DIN EN 60825 Teil 1. *Sicherheit von Laser-Einrichtungen - Teil 1: Klassifizierung von Anlagen, Anforderungen und Benutzerrichtlinien (IEC 60825-1:1993 + A1:1997 + A2:2001); Deutsche Fassung EN 60825-1:1994 + A1:2002 + A2:2001*. 2003.

[26] M. Eboo, W. M. Sheen und J. Clarke. „Arc-augmented laser welding“. *Proceedings of the 4th International Conference of Advances in Welding Processes*. Bd. 1. Harrogate, Yorks, England, Mai 1978, S. 257–265.

[27] J. Matsuda und A. Utsumi. „TIG or MIG Arc Augmented Laser Welding of Thick Mild Steel Plate“. *Joining & Materials* 1 (1988), S. 31–34.

[28] N. Abe und M. Hayashi. „Trends in laser arc combination welding methods“. *Welding International* 16(2) (2002), S. 94–98.

[29] U. Dilthey und A. Wieschemann. „Perspectives offered by combining a laser beam with arc welding procedures“. *Welding International* 16(9) (2002), S. 711–719.

[30] S. Gook, A. Gumenyuk und M. Rethmeier. „Weld Seam Formation and Mechanical Properties of Girth Welds Performed with Laser-GMA-Hybrid Process on Pipes of Grade X65“. *Proceedings of ICALEO 2010 - 29th International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics*. Anaheim, Kalifornien, U.S.A., Sep. 2010, S. 62–69.

[31] T. Ishide, S. Tsubota, M. Watanabe und K. Ueshiro. „Development of TIG-YAG and MIG-YAG hybrid welding“. *Welding International* 17(10) (2003), S. 775–780.

[32] C. Fuhrmann. „Laser-Lichtbogen-Hybridschweißen bis zu Blechdicken von 25 mm“. Diss. Aachen: RWTH Aachen, März 2007.

[33] R. Möller und S. Koczera. „Shipyard use laser-GMA hybrid welding to achieve one-sided welding – New system “reforms” prefabrication in shipbuilding“. *The Fabricator* (2003), S. 46–54.

[34] P. Seyffarth. „Erfahrungen des Werftausrüsters IMG bei der Einsatzvorbereitung von Lasertechnologien für den Schiffbau“. *5. Laser-Anwenderforum*. Bremen, Sep. 2006, S. 27–38.

[35] E. W. Reutzel, M. J. Sullivan und D. A. Mikesic. „Joining Pipe with the Hybrid Laser-GMAW Process: Weld Test Results and Cost Analysis“. *Welding Journal* 85 (2006), S. 66–71.

[36] N. N. „The rise and rise (telescopically) of laser welding“. *Welding and Metal Fabrication* 67(6) (1999), S. 11–12.

[37] A. Gumenyuk und M. Rethmeier. *Laser-MSG-Hybridschweißen von dickwandigen Präzisionsrohren*. Forschungsantrag für ein AiF-Projekt. 2007.

[38] R. Aristotile, M. Fersini, C. Bosi, E. Colombo, M. Giolfo, M. Penasa und C. Rosellini. „Feasibility study on the application of laser butt welding of tubes to pipe coil production line“. *Welding International* 12(7) (1998), S. 539–547.

[39] M. Dahmen, K. Bongard, S. Kaierle, R. Poprawe und F. Cottone. „Hybridschweißen von Öltanks – Ein innovativer Fügeprozeß“. *Schweißen und Schneiden 2000*. DVS-Berichte 209. Düsseldorf: DVS-Verlag, 2000, S. 207–210.

[40] Y. Gainand, JP. Mas, J. P. Jansen, J. C. Coiffier, J. C. Dupont und C. Vauthier. „Laser Orbital Welding Applied to Offshore Pipeline Construction“. *Proceedings of 3rd International Conference “Pipeline Technology”*. Hrsg. von R. Denys. Ostende, Belgien, Mai 2000, S. 342–372.

[41] S. Fujinaga, R. Ohashi, T. Urakami, S. Katayama und A. Matsunawa. „Development of an all-position YAG laser butt welding process with addition of filler wire“. *Welding International* 19(6) (2005), S. 441–446.

[42] C. Thomy, T. Seefeld, F. Vollertsen und E. Vietz. „Application of Fiber Lasers to Pipeline Girth Welding“. *Welding Journal* 85 (2006), S. 30–33.

[43] E. Vietz, H. Kohn, C. Thomy und F. Vollertsen. „Das VPL Faserlaser System - Eine Innovation in der Verbindungstechnik im Pipelinebau“. *Schweißen und Schneiden 2005*. DVS-Berichte 237. Düsseldorf: DVS-Media, 2005, S. 116–123.

[44] E. Vietz, H. Kohn, C. Thomy und F. Vollertsen. „The VPL®Fiber Laser System – an Innovation in the Welding Technology for Pipeline Construction“. *Pipeline Technology 2006 Conference*. Hannover, Apr. 2006.

[45] S. Gook, M. Lammers, A. Gumenyuk und M. Rethmeier. *Laser-Orbital-Hybridschweißen im Pipelinebau*. Abschlussbericht eines M.N.P.Q. Projektes. Projektlaufzeit 01.03.2008 - 31.03.2010. Berlin: BAM Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung, 2010.

[46] H. Butthoff, J. Neubert und S. Rude. „MSG-Laserhybridschweißen – Eine technologische Alternative für den Rohrleitungsbau?“: *Die Verbindungsspezialisten 2008*. DVS-Berichte 250. Düsseldorf: DVS-Media, 2008, S. 252–256.

[47] J. S. Unfried, E. A. Torres und A. J. Ramirez. „In Situ Observations of Ductility-Dip Cracking Mechanism in Ni-Cr-Fe Alloys“. *Hot Cracking Phenomena in Welds III*. Hrsg. von J. C. Lippold, Th. Böllinghaus und C. E. Cross. Berlin Heidelberg: Springer-Verlag, 2011, S. 295–315.

[48] J. C. Borland und R. N. Younger. „Some aspects of cracking in welded Cr–Ni austenitic steels.“ *British Welding Journal* 7(1) (1960), S. 22–59.

[49] Germanischer Lloyd. *Preliminary Guidelines for the Approval of CO_2-Laser Welding*. Germanischer Lloyd, 1998.

[50] F. Matsuda und T. Ueyama. „Solidification crack susceptibility of laser weld metal in 0.2C-Ni-Cr-Mo steels: Effects of bead configuration and S and P contents“. *Welding International* 7(9) (1993), S. 686–692.

[51] F. Matsuda, H. Nakagawa und T. Ueyama. „Solidification Crack Susceptibility in Laser Beam Weld Metal of 0.2C-Low Alloy Steel“. *Transactions of JWRI* 16(2) (1987), S. 103–114.

[52] V. Shankar, T. P. S. Gill, S. L. Mannan und S. Sundaresan. „Solidification cracking in austenitic stainless steel welds“. *Sādhāna* 28 (2003), S. 359–382.

[53] K. Håkansson. „Submerged Arc Welding - A Test for Centreline Cracking“. *Hot Cracking Phenomena in Welds II*. Hrsg. von Th. Böllinghaus, H. Herold, C. E. Cross und J. C. Lippold. Berlin Heidelberg: Springer-Verlag, 2008, S. 115–126.

[54] R. Saluja und K. M. Moeed. „The emphasis of phase transformations and alloying constituents on hot cracking susceptibility of type 304L and 316L stainless steel welds“. *International Journal of Engineering Science and Technology* 4(5) (2012), S. 2206–2216.

[55] C. E. Cross und N. Coniglio. „Weld Solidification Cracking: Critical Conditions for Crack Initiation and Growth“. *Hot Cracking Phenomena in Welds II*. Hrsg. von Th. Böllinghaus, H. Herold, C. E. Cross und J. C. Lippold. Berlin Heidelberg: Springer-Verlag, 2008, S. 39–58.

[56] R. Scherer, G. Riedrich und H. Hougardy. *Welding Rod*. Englisch. Schutzrecht 2,240,672. Krefeld, 1941.

[57] J. C. Lippold. „Solidification Behavior and Cracking Susceptibility of Pulsed-Laser Welds in Austenitic Stainless Steels“. *Welding Journal* 73 (1994), S. 129–139.

[58] M. N. Chandrasekharaia. „Weldability and weld joint failures“. *Sādhāna* 20 (1995), S. 213–232.

[59] G. Lothongkum, E. Viyanit und P. Bhandhubanyong. „Study on the effects of pulsed TIG welding parameters on delta-ferrite content, shape factor and bead quality in orbital welding of AISI 316L stainless steel plate“. *Journal of Materials Processing Technology* 110(2) (2001), S. 233–238.

[60] S. Kou. „Solidification and Liquation Cracking Issues in Welding“. *JOM Journal of the Minerals, Metals and Materials Society* 55(6) (2003), S. 37–42.

[61] J. C. Lippold. „Centreline Cracking in Deep Penetration Electron Beam Welds in Type 304L Stainless Steel“. *Welding Journal* 64 (1985), S. 127–136.

[62] H. Yamamoto, S. Harada, T. Ueyama, S. Ogawa, F. Matsuda und K. Nakata. „Beneficial effects of low-frequency pulsed MIG welding on grain refinement of weld metal and improvement of solidification crack susceptibility of aluminium alloys: Study of low-frequency pulsed MIG welding“. *Welding International* 7(6) (1993), S. 456–461.

[63] G. D. Janaki Ram, T. K. Mitra, V. Shankar und S. Sundaresan. „Microstructural refinement through inoculation of type 7020 Al-Zn-Mg alloy welds and its effect on hot cracking and tensile properties“. *Journal of Materials Processing Technology* 142(1) (2003), S. 174–181.

[64] D. G. Eskin, Suyitno und L. Katgerman. „Mechanical properties in the semi-solid state and hot tearing of aluminium alloys“. *Progress in Materials Science* 49(5) (2004), S. 629–711.

[65] Det Norske Veritas. *Guidelines No. 19: Qualification and Approval of Hybrid Laser-Arc Welding in Shipbuilding*. Apr. 2006.

[66] Nippon Kaiji Kyokai. *Guidelines on Laser Beam Arc Hybrid Welding*. Dez. 2009.

[67] T. Ogawa. „Prevention of weld hot cracking“. *Welding International* 5(12) (1991), S. 931–935.

[68] D. Nolan, D. Dunne und J. Norrish. „Root pass solidication cracking in low carbon pipeline girth welds deposited via cellulosic manual metal arc welding“. *Science and Technology of Welding and Joining* 8(2) (2003), S. 102–112.

[69] M. Karhu und V. Kujanpää. „Experimental Test Set-Up for Studying Hot Cracking in Multipass Laser Hybrid Welding of Thick Section Austenitic Stainless Steel“. *Proceedings of ICALEO 2008 - 27th International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics*. Temecula, Kalifornien, U.S.A.: Laser Institute of America, Okt. 2008, S. 535–544.

[70] P. T. Houldcroft. „A simple cracking test for use with argon-arc welding“. *British Welding Journal* 2(10) (1955), S. 471–475.

[71] A. J. Williams, A. J. Jacobs, P. J. Rieppel und C. B. Voldrich. *Causes of Cracking in High-Strength Weld Metals – WADC Technical Report 52–322, Part 1*. Techn. Ber. Batelle Memorial Institute, 1953.

[72] C. E. Cross und Th. Böllinghaus. „The effect of restraint on weld solidification cracking in aluminium“. *Welding in the World* 50 (2006), S. 51–54.

[73] H. Hoffmeister. „Concept and Procedure Description of the IRC Test for Assessing Hydrogen Assisted Weld Cracking“. *Comp Steel Research* 7(57) (1986), S. 345–347.

[74] K. Satoh, I. Nishimura, H. Iliyama und N. Chiba. „Effect of the Intensity of Bending Restraint on Weld Cracking in Multipass Weld“. *Transactions of the Japan Welding Society* 8(1) (1977), S. 42–49.

[75] M. Neuhaus. „Zum Einfluss der Schrumpfbehinderung auf das thermomechanische Verhalten geschweißter Bauteile“. Diss. Magdeburg: Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, Nov. 2004.

[76] V. Quiroz, M. O. Gebhardt, S. Gook, A. Gumenyuk und M. Rethmeier. „Hot cracking in high power laser beam welding of thick high strength structural steels under restraint conditions“. *Proceedings of ICALEO 2010 - 29th International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics*. Anaheim, Kalifornien, U.S.A.: Laser Institute of America, Sep. 2010, S. 225–232.

[77] M. Shibahara, T. Iwamoto, T. Osuki, K. Ogawa, H. Serizawa und H. Murakawa. „Numerical Analysis of Hot Cracking in Welded Pipe Structure“. *Transactions of JWRI* Special Issue on WSE2011 (2011), S. 97–98.

[78] H. Herold, A. Pchennikov und M. Streitenberger. „Assessment of Hot Cracking Initiation by Laboratory Test Procedures and FEM-Simulation Associated Experimental Measurements During Welding of Large Weld Components“. *Quaterly Journal of the Japan Welding Society* 22(2) (2004), S. 211–217.

[79] A. Pshennikov. „Entwicklung von Maßnahmen zur Heißrissvermeidung beim Einseitenschweißen langer Schweißnähte“. Diss. Magdeburg: Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, 2005.

[80] H. W. Bergmann und R. M. Hilbinger. „Numerical simulation of centreline hot cracks in laser beam welding of aluminium close to the sheet edge“. *Mathematical Modeling of Weld Phenomena 4*. Hrsg. von H. Cerjak und H. Bhadeshia. Maney Publishing, 1998, S. 658–668.

[81] S. Tsukamoto, H. Irie und M. Inagaki. „Welding Defects and Molten Metal Behaviour in Electron Beam Welding“. *The fourth international Symposium of the Japan Welding Society*. Ōsaka, Japan, Nov. 1985, S. 115–120.

[82] J.-E. Schulz. „Werkstoff-, Prozess- und Bauteiluntersuchungen zum Laserdurchstrahlschweißen von Kunststoffen“. Diss. Aachen: RWTH Aachen, 2002.

[83] R. Miranda, A. Costa, L. Quintino, D. Yapp und D. Iordachescu. „Characterization of fiber laser welds in X100 pipeline steel“. *Materials and Design* 30(7) (2009), S. 2701–2707.

[84] N. N. Prokhorov. *The technological strength of metals while crystallising during welding.* Techn. Ber. 1965.

[85] N. N. Prochorow, B. F. Jakuschin und N. N. Prochorow. „Theorie und Verfahren zum Bestimmen der technologischen Festigkeit von Metallen während des Kristallisationsprozesses beim Schweißen“. *Schweißtechnik* 18 (1968), S. 8–11.

[86] N. N. Prokhorov. „Die Plastizität der kristallisierenden Metalle“. *Litajnoe Proiz.* 4 (1962). in Russisch, Information aus [8] und [85], S. 32–35.

[87] W. R. Apblett und W. S. Pellini. „Factors which influence weld hot cracking“. *Welding Journal* 33 (1954), S. 83–90.

[88] D. J. Seol, Y. M. Won, K. H. Oh, Y. C. Shin und C. H. Yim. „Mechanical Behavior of Carbon Steels in the Temperature Range of Mushy Zone“. *ISIJ International* 40(4) (2000), S. 356–363.

[89] V. Plochikhine, H.-W. Zoch, V. A. Karkhin, H.-J. Pesch, H.-J. Diepers und I. Steinbach. „Multiscale Modelling of Laser Beam Welding. Part I: Macroscopic and Mesoscopic Scale“. *Strahltechnik Bd. 18: Kurzzeitmetallurgie. Handbuch zum Abschlusskolloquium des DFG Schwerpunktprogramms*. Hrsg. von G. Sepold, F. Wagner und J. Tobolski. Bremen: BIAS Verlag, 2002, S. 33–40.

[90] V. Petzet, C. Büskens, H. J. Pesch, V. Karkhin, M. Makhutin, A. Prikhodovsky und V. Ploshikhin. „OPTILAS: Numerical Optimization as a Key Tool for the Improvement of Advanced Multi-Beam Laser Welding Techniques“. *High Performance Computing in Science and Engineering, Garching 2004*. Hrsg. von A. Bode und F. Durst. Garching: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2005, S. 153–166.

[91] V. Ploshikhin, A. Prikhodovsky, A. Ilin, C. Hermdinger und F. Palm. „Mechanical-metallurgical approach for prediction of solidification cracking in welds“. *Mathematical Modeling of Weld Phenomena 8*. Hrsg. von H. Cerjak, H. Bhadeshia und E. Kozeschnik. Graz, Östereich: Verlag der Technischen Universität Graz, 2007, S. 87–104.

[92] V. Ploshikhin, A. Prikhodovsky und A. Ilin. „Experimental investigations of the hot cracking mechanism in welds on the microscopic scale“. *Frontiers of Materials Science* 5(2) (2011), S. 135–145.

[93] U. Feurer. „Influence of alloy composition and solidification conditions on dendrite arm spacing, feeding and hot tearing properties of aluminium alloys“. *Proceedings of the International Symposium Quality Control of Engineering Alloys and the Role of Metals Science*. Hrsg. von H. Nieswaag und J. W. Schut. Delft, Niederlande, März 1977, S. 131–145.

[94] M. Rappaz, J.-M. Drezet und M. Gremaud. „A New Hot-Tearing Criterion“. *Metallurgical and Materials Transactions A* 30A (1999), S. 449–455.

[95] J.-M. Drezet, M. Gremaud, R. Graf und M. Gäumann. „A new hot tearing criterion for steel“. *Proceedings of the 4th ECCC*. Birmingham, Vereinigtes Königreich, Okt. 2002.

[96] D. Radaj. *Eigenspannungen und Verzug beim Schweißen: Rechen- und Messverfahren*. 1. Aufl. Fachbuchreihe Schweißtechnik 143. Düsseldorf: DVS-Media, 2001.

[97] C. Monroe und C. Beckermann. „Development of a hot tear indicator for steel castings“. *Materials Science and Engineering A* 413-414 (2005), S. 30–36.

[98] M. Bellet, O. Cerri, M. Bobadilla und Y. Chastel. „Modeling Hot Tearing during Solidification of Steels: Assessment and Improvement of Macroscopic Criteria through the Analysis of Two Experimental Tests“. *Metallurgical and Materials Transactions A* 40A (2009), S. 2705–2717.

[99] I. Farup und A. Mo. „Two-Phase Modeling of the Mushy Zone Parameters Associated with Hot Tearing“. *Metallurgical and Materials Transactions A* 31A (2000), S. 1461–1472.

[100] J. C. Borland. „Generalized Theory of Super-Solid Cracking in Welds (and Castings)“. *British Welding Journal* (1960), S. 508–512.

[101] M. Shibahara, H. Serizawa und H. Murakawa. „Finite Element Method for Hot Cracking Using Interface Element“. *Transactions of JWRI* 28(1) (1999), S. 47–53.

[102] M. Shibahara, H. Serizawa und H. Murakawa. „Finite Element Method for Hot Cracking Using Temperature Dependent Interface Element (Report II)“. *Transactions of JWRI* 29(1) (2000), S. 59–64.

[103] M. Shibahara, H. Serizawa und H. Murakawa. „Finite Element Analysis of Hot Cracking Under Welding Using Temperature-Dependent Interface Element“. *Proceedings of the Eleventh (2001) International Offshore and Polar Engineering Conference*. Hrsg. von I. Langen, T. Yao, J. Koo, R. H. Knapp und J. S. Chung. Bd. IV. The International Society of Offshore und Polar Engineers. Stavanger, Norwegen, Juni 2001, S. 297–303.

[104] M. Shibahara, H. Nagaki, S. Takaba, O. Yasuda, H. Serizawa und H. Murakawa. „Prediction of Hot Crack of T-Joints in Full Penetration Welding Process“. *Welding in the World* 53(11 / 12) (2009), S. 312–321.

[105] T. Clyne, M. Wolf und W. Kurz. „The Effect of Melt Composition on Solidification Cracking of Steel, with Particular Reference to Continuous Casting“. *Mettalurgical Transactions B* 13B (1982), S. 259–266.

[106] C. Schwenk. „FE–Simulation des Schweißverzugs laserstrahlgeschweißter dünner Bleche“. Diss. Berlin: Technische Universität Berlin, 2007.

[107] D.-W. Cho, S.-J. Na, M.-H. Cho und J.-S. Lee. „Numerical simulation of molten pool flow for various welding parameters in V-groove GMA pipe welding“. *Transactions of JWRI* 39(2) (2010), S. 9–10.

[108] T. Suthakar, K. Sankaranarayanasamy, K. R. Balasubramanian, G. Buvanashekaran und K. K. Murthy. „Effect of Péclet Number on the Thermo Capillary Convection and Molten Pool Shape Formation during Laser Welding Using CFD“. *Advanced Materials Research* 383 - 390 (2011), S. 6231–6235.

[109] J. Rónda und A. Siwek. „Modelling of laser welding process in the phase of keyhole formation“. *Archives of Civil and Mechanical Engineering* 3 (2011), S. 739–752.

[110] W. Sudnik, D. Radaj, S. Breitschwerdt und W. Erofeew. „Numerical simulation of weld pool geometry in laser beam welding“. *Journal of Physics D: Applied Physics* 33(6) (2000), S. 662–671.

[111] M. Bachmann, V. Avilov, A. Gumenyuk und M. Rethmeier. „Numerical simulation of full-penetration laser beam welding of thick aluminium plates with inductive support“. *Journal of Physics D: Applied Physics* 45(3) (2012), S. 35201–35213.

[112] M. Schnick, U. Füssel und J. Zschetzsche. „Simulation of Plasma and Shielding Gas Flows in Welding and Cutting Arcs with Ansys CFX“. *Proceedings of the 4th International Scientific Colloquium Modelling for Material Processing*. Hrsg. von A. Jakovičs und D. Virbulis. Riga, Juni 2006, S. 143–148.

[113] G. Tani, A. Ascari, G. Campana und A. Fortunato. „A study on shielding gas contamination in laser welding of non-ferrous alloys“. *Applied Surface Science* 254(4) (2007), S. 904–907.

[114] H.-J. Diepers, I. Steinbach, V. Plochikhine, H.-W. Zoch, V. A. Karkhin und H.-J. Pesch. „Multiscale Modelling of the Laser Beam Welding. Part II Microscopic Scale“. *Strahltechnik Bd. 18: Kurzzeitmetallurgie. Handbuch zum Abschlusskolloquium des DFG Schwerpunktprogramms*. Hrsg. von G. Sepold, F. Wagner und J. Tobolski. Bremen: BIAS Verlag, 2002, S. 41–50.

[115] Y. Shi, D. Chen, Y. Lei und X. Li. „HAZ microstructure simulation in welding of a ultra fine grain steel“. *Computational Materials Science* 31(3-4) (2004), S. 379–388.

[116] L. Yu, Y. Nakabayashi, S. Ito, M. Kameyama, S. Hirano, N. Chigusa, K. Saida, M. Mochiduki und K. Nishimoto. „Prediction of hardness in HAZ of low-alloy steel produced by temper bead welding using neural network“. *Transactions of JWRI* 39(2) (2010), S. 127–129.

[117] Z.-L. Zhang, J. Silvanus, H.-K. Li und Q.-Y. Shi. „Sensitivity analysis of history dependent material mechanical models for numerical simulation of welding process“. *Science and Technology of Welding and Joining* 13(5) (2008), S. 422–429.

[118] J. Caron, C. Heinze, C. Schwenk, M. Rethmeier, S. S. Babu und J. C. Lippold. „Effect of Continuous Cooling Transformation Variations on Numerical Calculation of Welding-Induced Residual Stresses“. *Welding Journal* 89 (2010), S. 151–160.

[119] C. Heinze, C. Schwenk, M. Rethmeier und J. Caron. „Numerical sensitivity analysis of welding-induced residual stress depending on variations in continuous cooling transformation behavior“. *Frontiers of Materials Science* 5(2) (2011), S. 168–178.

[120] J. A. Guirao Guijarro, S. Iglesias Benéitez, A. Bayón Villajos und J. Polo Ruiz. „Prediction of Weld Distortions and Resiudal Stresses Using FE Simulation. IB-Method. Application to ITER Fusion Reactor Project and Nuclear Nozzles Weld Overlays“. *Mathematical Modelling of Weld Phenomena 9*. Hrsg. von H. Cerjak und N. Enzinger. 2011, S. 465–481.

[121] T. Schenk. „Modelling of Welding Distortion – The Influence of Clamping and Sequencing“. Diss. Delft, Niederlande: Universiteit Delft, 2011.

[122] R. M. Hilbinger, H. W. Bergmann, W. Köhler und F. Palm. „Consideration of dynamic mechanical boundary conditions in the characterization of a hot cracking test by means of numerical simulation“. *Mathematical Modeling of Weld Phenomena 5*. Hrsg. von H. Cerjak und H. Bhadeshia. Verlag der Technischen Universität Graz, 2001, S. 847–862.

[123] J.-M. Drezet und D. Allehaux. „Application of the Rappaz-Drezet-Gremaud Hot Tearing Criterion to Welding of Aluminium Alloys“. *Hot Cracking Phenomena in Welds II*. Hrsg. von Th. Böllinghaus, H. Herold, C. E. Cross und J. C. Lippold. Heidelberg Berlin: Springer-Verlag, 2008, S. 19–37.

[124] M. Shibahara, T. Iwamoto, T. Osuki, K. Ogawa, H. Serizawa und H. Murakawa. „FE Analysis of Hot Cracking in Welded Pipe Structure“. *Proceedings of the Twenty-second (2012) International Offshore and Polar Engineering Conference*. Rhodos, Griechenland, Juni 2012, S. 224–231.

[125] J.-M. Bergheau, Y. Vincent, J.-B. Leblond und J.-F. Jullien. „Viscoplastic behaviour of steels during welding“. *Science and Technology of Welding and Joining* 9(4) (2004), S. 323–330.

[126] L.-E. Lindgren. *Computational Welding Mechanics – Thermomechanical and microstructural simulations*. Abington Hall, Abington, England: Woodhead Publishing Materials, 2007.

[127] J. Hildebrand, I. Wudtke und F. Werner. „Möglichkeiten der mathe"-ma"-tisch"-en Be"-schrei"-bung von Pha"-sen"-um"-wand"-lung"-en im Stahl bei Schweiss- und WIG-Nachbehandlungsprozessen“. *17th International Conference on the Applications of Computer Science and Mathematics in Architecture and Civil Engineering*. Hrsg. von K. Gürlebeck und C. Könke. Weimar, Germany, Juli 2006, S. 2–13.

[128] P. Wongpanya, Th. Böllinghaus und G. Lothongkum. „Numerical Simulation of hydrogen removal heat treatment procedures in high strength steel welds“. *Mathematical Modelling of Weld Phenomena 8*. Hrsg. von H. Cerjak, H. Bhadeshia und E. Kozeschnik. Graz, Österreich: Verlag der Technischen Universität Graz, 2007, S. 743–765.

[129] L.-E. Lindgren. „Numerical modelling of welding“. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 195(48–49) (2006), S. 6710–6736.

[130] H. Alberg und D. Berglund. „Comparison of plastic, viscoplastic, and creep models when modelling welding and stress relief heat treatment“. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 192(49–50) (2003), S. 5189–5208.

[131] J. Hildebrand. „Numerische Schweißsimulation. Bestimmung von Temperatur, Gefüge und Eigenspannung an Schweißverbindungen aus Stahl- und Glaswerkstoffen“. Diss. Weimar: Bauhaus-Universität Weimar, 2008.

[132] T. Schenk, I. M. Richardson, M. Kraska und S. Ohnimus. „Non-isothermal thermomechanical metallurgical model and its application to welding simulations“. *Science and Technology of Welding and Joining* 14(2) (2009), S. 152–160.

[133] T. Schenk, M. Kraska und I. M. Richardson. *Material Data for Welding Simulations of Steels*. IIW-Doc. No. SC-Auto-35-10. Presented on SC-Auto Intermediate Meeting. Berlin, Apr. 2010.

[134] T. Loose, J. Sakkiettibutra und H. Wohlfahrt. „New 3D-Calculations of Residual Stresses Consistent with Measured Results of the IIW Round Robin Programme“. *Mathematical Modelling of Weld Phenomena 9*. Hrsg. von H. Cerak und N. Enzinger. Verlag der Technischen Universität Graz, 2011, S. 369–391.

[135] J. Rösler, H. Harders und M. Bäker. *Mechanisches Verhalten der Werkstoffe*. 3. durchges. + korr. Auflage. Vieweg+Teubner Verlag, 2008.

[136] V. Fachinotti und A. Cardona. „Constitutive models of steel under continuous casting conditions“. *Journal of Materials Processing Technology* 135 (2003), S. 30–43.

[137] C. Monroe und C. Beckermann. „Deformation During Casting of Steel: Mold and Material Properties“. *Proceedings of the 61st SFSA Technical and Operating Conference*. Steel Founders' Society of America. Chicago, Illinois, USA, Dez. 2007, S. 1–16.

[138] C. Carmignani, R. Mares und G. Toselli. „Transient Finite element analysis of deep penetration laser welding process in a singlepass butt-welded thick steel plate“. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 179 (1999), S. 197–214.

[139] C. Cho, W. Kim, B. Choi, S. Kwak und Q. Pan. „A finite element mesh management in casting simulation“. *International Journal of Computational Materials Science and Surface Engineering* 1(1) (2007), S. 4–17.

[140] N. Wohlfeil. „Werkstoffgesetze von S460 unter Brandeinwirkung“. Diss. Darmstadt: Technische Universität Darmstadt, 2006.

[141] E. Krempl. „An Experimental Study of Room Temperature Rate-Sensitivity, Creep and Relaxation of AISI Type 304 Stainless steel“. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 27 (1979), S. 363–375.

[142] L. Yang und Y. Luo. „Constitutive model depending upon temperature and strain rate of carbon constructional quality steels“. *Journal of Central South University of Technology* 15(s1) (2008), S. 43–46.

[143] J. R. Klepaczko, A. Rusinek, J. A. Rodríguez-Martínez, R. B. Pęcherski und A. Arias. „Modelling of thermo-viscoplastic behaviour of DH-36 and Weldox 460-E structural steels at wide ranges of strain rates and temperatures, comparison of constitutive relations for impact problems“. *Mechanics of Materials* 41 (2009), S. 599–621.

[144] DIN EN ISO 6892 Teil 1. *Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur (ISO 6892-1:2009); Deutsche Fassung EN ISO 6892-1:2009*. Dez. 2009.

[145] C. Li und B. G. Thomas. „Thermomechanical Finite-Element Model of Shell Behavior in Continuous Casting of Steel“. *Metallurgical and Materials Transactions B* 35B (2004), S. 1151–1172.

[146] S. Koric und B. G. Thomas. „Thermo–mechanical models of steel solidification based on two elastic visco-plastic constitutive laws“. *Journal of Materials Processing Technology* 197 (2008), S. 408–418.

[147] W. Liu. „Computational analysis and prediction of weld-solidification cracking“. *Computational Materials Science* 4(3) (1995), S. 211–219.

[148] J.-L. Chenot und E. Massoni. „Finite element modelling and control of new metal forming processes“. *International Journal of Machine Tools & Manufacture* 46(11) (2006), S. 1194–1200.

[149] K. W. Kim und H.-C. Sin. „Development of a Thermo-Viscoplastic Model using Finite Element Method“. *International Journal of Machine Tools & Manufacture* 36(3) (1996), S. 379–397.

[150] T. Schenk, I. M. Richardson, M. Kraska und S. Ohnimus. „Modelling buckling distortion of DP600 overlap joints due to gas metal arc welding and the influence of the mesh density“. *Computational Materials Science* 46(4) (2009), S. 977–986.

[151] J. Argyris, J. Szimmat und K. Willam. „Finite Element Analysis of Arc-welding Processes“. Hrsg. von R. Lewis. Bd. III. John Wiley & Sons Ltd., 1985. Kap. 1, S. 1–34.

[152] A. E. Huespe, A. Cardona und V. Fachinotti. „Thermomechanical model of a continuous casting process“. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 182(3–4) (2000), S. 439–455.

[153] P. F. Kozlowski, B. G. Thomas, J. A. Azzi und H. Wang. „Simple Constitutive Equations for Steel at High Temperature“. *Metallurgical Transactions A* 23A (1992), S. 903–918.

[154] P. Wray. „Effect of Carbon Content on the Plastic Flow of Plain Carbon Steels at Elevated Temperatures“. *Metallurgical Transactions A* 13A (1982), S. 125–134.

[155] T. Suzuki, K.-H. Tacke, K. Wünneberger und K. Schwerdtfeger. „Creep properties of steel at continuous casting temperatures“. *Ironmaking and Steelmaking* 15(2) (1988), S. 90–100.

[156] F. Richter. „Die wichtigsten physikalischen Eigenschaften von 52 Eisenwerkstoffen“. *Stahleisen-Sonderbericht* 8 (1973).

[157] F. Richter. „Physikalische Eigenschaften von Stählen und ihre Temperaturabhängigkeit“. *Stahleisen-Sonderbericht* 10 (1983).

[158] U. Peil und M. Wichers. „Schweißen unter Betriebsbeanspruchung – Werkstoffkennwerte für einen S355J2G3 unter Temperaturen bis 1200 °C“. *Stahlbau* 14(4) (2004), S. 400–416.

[159] U. Peil und M. Wichers. „Schweißen unter Betriebsbeanspruchung – Werkstoffkennwerte zur Temperaturfeldberechnung für einen S355J2G3“. *Stahlbau* 74(4) (2005), S. 249–257.

[160] J. Lange und N. Wohlfeil. „Untersuchungen zum Werkstoffverhalten von S460 unter erhöhten Temperaturen“. *Bautechnik* 84(10) (2007), S. 711–720.

[161] ESI Group. *Material Database*. 2009.

[162] U. Dilthey, P. Seyffarth, A. Gumenyuk, K. Woeste und A. Scharff. *Mathemathische Simulation der Gefügeentwicklung und der sich einstellenden mechanischen Eigenschaften elektronenstrahlgeschweißter Verbindungen von Stahlwerkstoffen*. Abschlussbericht. Deutsche Forschungsgemeinschaft, 2001.

[163] H. E. Siekmann. *Strömungslehre – Grundlagen*. 1. Auflage. Berlin Heidelberg New York: Springer-Verlag, 2000.

[164] B. G. Thomas und M. Bellet. „Modeling of Stress, Distortion and Hot Tearing“. *ASM Handbook*. Hrsg. von D. M. Stefanescu und American Society of Metals. Bd. 15. ASM Handbook. ASM International, 2008, S. 449–461.

[165] J. Lemaitre und J.-L. Chaboche. *Mechanics of solid materials*. Cambridge University Press, 2002.

[166] H. Kuchling. *Taschenbuch der Physik*. 19. Auflage. Fachbuchverlag Leipzig im Carl Hanser Verlag, 2007.

[167] L. R. Smith und W. C. Leslie. „ASM Metals Handbook – Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials“. Bd. 2. ASM International, 1990. Kap. Iron (Fe), S. 3017–3061.

[168] G. A. de Wijs, G. Kresse, L. Vočadlo, D. Dobson, D. Alfè, M. J. Gillan und G. D. Price. „The viscosity of liquid iron at the physical conditions of the Earth's core“. *Nature* 392(23) (1998), S. 805–807.

[169] S. Urakawa, H. Terasaki, K. Funakoshi, T. Kato und A. Suzuki. „Radiographic study on the viscosity of the Fe-FeS melts at the pressure of 5 to 7 GPa“. *American Mineralogist* 86(4) (2001), S. 578–582.

[170] G. Tsotridis, H. Rother und E. D. Hondros. „Marangoni Flow and the Shapes of Laser-melted Pools“. *Naturwissenschaften* 76 (1989), S. 216–218.

[171] W.-I. Cho, S.-J. Naa, C. Thomy und F. Vollertsen. „Numerical simulation of molten pool dynamics in high power disk laser welding“. *Journal of Materials Processing Technology* 212(1) (2012), S. 262–275.

[172] J.-H. Cho und S.-J. Na. „Three-Dimensional Analysis of Molten Pool in GMA-Laser Hybrid Welding“. *Welding Journal* 88 (2009), S. 35–43.

[173] T. Iida und R. Guthrie. *The Physical Properties of Liquid Metals*. Informationen entnommen aus [190]. Oxford, U.K.: Clarendon Press, 1988.

[174] W. W. Anderson und T. J. Ahrens. „An equation of state for liquid iron and implications for the Earth's core“. *Journal of Geophysical Research* 99(B3) (1994), S. 4273–4284.

[175] C. Sanloup, F. Guyot, P. Gillet und Y. Fei. „Physical properties of liquid Fe alloys at high pressure and their bearings on the nature of metallic planetary cores“. *Journal of Geophysical Research* 107(B11) (2001), ECV 4–1 –ECV 4–9.

[176] C. Sanloup, F. Guyot, P. Gillet, G. Fiquet, M. Mezouar und I. Martinez. „Density measurements of liquid Fe-S alloys at high-pressure“. *Geophysical Research Letters* 27(6) (2000), S. 811–814.

[177] R. S. Hixson, M. A. Winkler und M. L. Hodgon. „Sound speed and thermophysical properties of liquid iron and nickel“. *Physical Review B* 42(10) (1990), S. 6485–6491.

[178] J.-M. Drezet und M. Rappaz. „Prediction of Hot Tears in DC-Cast Aluminum Billets“. *Light Metals, Cast Shop Technology, 2001 TMS Annual Meeting*. Hrsg. von J. Anjier. New Orleans, Louisiana, USA: The Minerals, Metals & Materials Society, Feb. 2001, S. 887–893.

[179] M. C. Flemings. „Solidification Processing“. *Metallurgical Transactions* 5 (1974), S. 2121–2134.

[180] G. Laschet und S. Benke. „Thermomechanical two-phase modelling of the mushy zone during solidification in casting processes“. *International Conference on Computational Methods for Coupled Problems in Science and Engineering – coupled problems 2005*. Hrsg. von M. Papadrakakis, E. Oñate und B. Schrefler. Barcelona, Spanien, 2005, S. 1–20.

[181] D. Fabrègue, A. Deschamps, M. Suery und J.-M. Drezet. „Non-isothermal tensile tests during solidification of Al-Mg-Si-Cu alloys: Mechanical properties in relation to the phenomenon of hot tearing“. *Acta Materialia* 54 (2006), S. 5209–5220.

[182] R. M. Hilbinger und H. W. Bergmann. „Numerische Simulation der Heißrissbildung beim Schweißen von Aluminium“. *Schweißen und Schneiden 1997*. Bd. 186. DVS Berichte. DVS Media, 1997.

[183] DIN EN 10210 Teil 1. *Warmgefertigte Hohlprofile für den Stahlbau aus unlegierten Baustählen und aus Feinkornbaustählen – Teil 1: Technische Lieferbedingungen; Deutsche Fassung EN 10210-1:2006*. Apr. 2006.

[184] DIN EN 10025 Teil 6. *Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen - Teil 6: Technische Lieferbedingungen für Flacherzeugnisse aus Stählen mit höherer Streckgrenze im vergüteten Zustand; Deutsche Fassung EN 10025-6:2004*. Feb. 2005.

[185] VDI 2230 Blatt 1. *Systematische Berechnung hochbeanspruchter Schraubenverbindungen – Zylindrische Einschraubenverbindungen*. Feb. 2003.

[186] F. Rieg und R. Hackenschmidt. *Finite-Elemente-Analyse für Ingenieure: Eine leicht verständliche Einführung*. 2., überarbeitete Auflage. Carl Hanser Verlag GmbH & CO. KG, 2003.

[187] *ANSYS® 12.1 documentation*. Ansys® Inc. Canonsburg, Pensylvania, U.S.A., 2009.

[188] W. Kleppmann. *Taschenbuch Versuchsplanung: Produkte und Prozesse optimieren*. 3. Auflage. Carl Hanser Verlag GmbH & CO. KG, 2003.

[189] K. Siebertz, D. van Bebber und T. Hochkirche. *Statistische Versuchsplanung: Design of Experiments(DoE)*. 1st Edition. Berlin Heidelberg: Springer-Verlag, 2010.

[190] C.-S. Chien und E. Kannatey-Asibu Jr. „Investigation of Monitoring Systems for Resistance Spot Welding“. *Welding Journal* 81 (2002), S. 195–199.

Lebenslauf

Persönliche Daten	
Name	Moritz Oliver Gebhardt
Geburtsdatum / -ort	23.Dezember 1980 in Aachen
Adresse	Joachimstr. 13 40545 Düsseldorf
Schulbildung	
06/00	städt. Mataré-Gymnasium, Meerbusch bilinguales Abitur (Deutsch / Englisch)
Studium	
10/02 – 04/08	Technische Universität Berlin, Berlin
Abschluss	Diplom-Ingenieur Maschinenbau
Fachpraktikum	McLaren Automotive Ltd., Woking, England
Diplomarbeit	*Coupled electro-thermal-fluidic simulation of electric conductors with regard to proximity effects and natural convection* am Fraunhofer-Institut für Algorithmen und Wissenschaftliches Rechnen SCAI, Sankt Augustin
Berufstätigkeit	
08/08 – 01/12	Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung, Berlin Wissenschaftlicher Angestellter mit Tätigkeit im Bereich Laserstrahl- und Hybridschweißen innerhalb des Fachbereichs 9.3 Schweißtechnische Fertigungsverfahren (bis 08/11 unter dem Namen 5.5 Sicherheit gefügter Bauteile)
seit 07/12	TRW Automotive GmbH, Düsseldorf CAE Engineer im Geschätsbereich Linkage & Suspension

Düsseldorf, Oktober 2013

Eigene Veröffentlichungen

Veröffentlichungen in Druckerzeugnissen

V. Quiroz, M. O. Gebhardt, A. Gumenyuk und M. Rethmeier. „Hot crack susceptibility of laser and laser-hybrid welded joints“. *Proceedings of the VI. international conference "Beam technologies & laser application"*. Sankt Petersburg, Russland: Saint- Petersburg State Polytechnic University, 2009, S. 127–136.

V. Quiroz, M. O. Gebhardt, S. Gook, A. Gumenyuk und M. Rethmeier. „Hot cracking in high power laser beam welding of thick high strength structural steels under restraint conditions“. *Proceedings of ICALEO 2010 - 29th International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics*. Anaheim, Kalifornien, U.S.A.: Laser Institute of America, Sep. 2010, S. 225–232.

M. O. Gebhardt, A. Gumenyuk und M. Rethmeier. Laser-MSG-Hybridschweißen dickwandiger Präzisionsrohre. Abschlussbericht des AiF-Projekts 15917N. Berlin: BAM Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung, Aug. 2011.

M. O. Gebhardt, V. Quiroz, A. Gumenyuk und M. Rethmeier. „Restraint effects on stresses and strains in single-run high power laser beam welding of thick plates“. *Mathematical Modeling of Weld Phenomena 9*. Hrsg. von H. Cerjak und N. Enzinger. Graz, Österreich: Verlag der Technischen Universität Graz, 2011, S. 1011–1033.

F. Tölle, A. Gumenyuk, M. O. Gebhardt und M. Rethmeier. „Post-weld residual stress mitigation by scanning of a defocused laser beam“. *Physics procedia* 12 (2011), S. 410–418.

M. O. Gebhardt, A. Gumenyuk, V. Quiroz und M. Rethmeier. „Laser/GMA hybrid welding of thick-walled precision pipes“. *Welding and Cutting* 11(5) (2012), S. 312–318.

M. O. Gebhardt, A. Gumenyuk, V. Quiroz und M. Rethmeier. „Laser-MSG-Hybridschweißen dickwandiger Präzisionsrohre“. *Schweißen und Schneiden* 64(5) (2012), S. 254–259.

M. O. Gebhardt, A. Gumenyuk und M. Rethmeier. „Hybrid Process Welds - Thick-Walled Tubes“. *Welding Journal* 91(6) (2012), S. 55–61.

M. O. Gebhardt, A. Gumenyuk und M. Rethmeier. „Laser-MSG-hybrid welding of thick walled precision pipes“. *Proccedings of the VII. International scientific and technical conference 'Beam technologies & laser application'*. Hrsg. von G. Turichin. Sankt Petersburg, Russland: Saint-Petersburg State Polytechnic University, Sep. 2012, S. 235– 247.

S. Brauser, M. O. Gebhardt und M. Rethmeier. „Influence of imperfections on the performance of resistance spot welded joints made of AHSS“. *Trends in Welding Research 2012: Proceedings of the 9th International Conference*. Hrsg. von S. Babu, H. K. Badeshia, C. E. Cross, S. A. David, T. DebRoy, J. Dupont, T. Koseki und S. Liu. 2013.

Vorträge auf nationalen und internationalen Konferenzen

M. O. Gebhardt, V. Quiroz, A. Gumenyuk und M. Rethmeier. „Restraint Effects on Stresses and Strains in Single-Pass, High-Power Laser-Beam Welding of Thick Plates“. *9th International Seminar Numerical Analysis of Weldability*. Seggau, Österreich, Sep. 2009.

M. O. Gebhardt, A. Gumenyuk und M. Rethmeier. „Implementierung von Wärmequellen für Laserstrahl- und Laser-Hybridschweißungen in ANSYS“. *28th CADFEM Users' Meeting 2010*. Aachen, Nov. 2010.

M. O. Gebhardt, B. Redmer, A. Gumenyuk und M. Rethmeier. „Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen von dickwandigen Präzisionsrohren“. *3. Rostocker Schweißtage – "Hohlprofile und Rohre aus Stahl – Herstellung und schweißtechnische Verarbeitung"*. Rostock, Nov. 2010.

M. O. Gebhardt, A. Gumenyuk und M. Rethmeier. „Einlagiges Laser-MSG-Hybridschweißen von Rohren hoher Wandstärke mit geringem Außendurchmesser“. *7. Deutsch-Niederländische Lasertage Weser-Ems*. Papenburg, Mai 2011.