



Bundesanstalt für  
Materialforschung  
und -prüfung

Sicherheit in Technik und Chemie

Jonny Dixneit

# Wärmeführung und Beanspruchung von hochfesten Verbindungen mit LTT-Schweißzusatzwerkstoff

BAM-Dissertationsreihe | Band 163



Dipl.-Wi.-Ing. Jonny Dixneit

**Wärmeführung und Beanspruchung  
von hochfesten Verbindungen mit  
LTT-Schweißzusatzwerkstoff**

Die vorliegende Arbeit entstand an der Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM).

Impressum

**Wärmeführung und Beanspruchung von hochfesten  
Verbindungen mit LTT-Schweißzusatzwerkstoff**

2019

Herausgeber:  
Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM)  
Unter den Eichen 87  
12205 Berlin

Telefon: +49 30 8104-0  
Telefax: +49 30 8104-72222  
E-Mail: [info@bam.de](mailto:info@bam.de)  
Internet: [www.bam.de](http://www.bam.de)

Layout: BAM-Referat Z.8

ISSN 1613-4249

Die BAM ist eine Bundesoberbehörde im Geschäftsbereich  
des Bundesministeriums für Wirtschaft und Energie.

# Wärmeführung und Beanspruchung von hochfesten Verbindungen mit LTT-Schweißzusatzwerkstoff

**Dissertation**

zur Erlangung des akademischen Grades

**Doktoringenieur**

**(Dr.-Ing.)**

von Dipl.-Wi.-Ing. Jonny Dixneit

geb. am 17. Mai 1987 in Frankenberg/Sa.

genehmigt durch die Fakultät für Maschinenbau  
der Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg

Gutachter:

Univ.-Prof. Dr.-Ing. habil. Thomas Kannengießer

Prof. Dr.-Ing. Volker Wesling

Dr.-Ing. Arne Kromm

Promotionskolloquium am 30.11.2018



## Zusammenfassung

Bestrebungen zum Leichtbau sowie höhere Anforderungen an das ertragbare Lastkollektiv führen in der Auslegung von Schweißkonstruktionen zunehmend zum Einsatz hochfester Feinkornbaustähle. Ohne Anwendung kostenintensiver Nachbehandlungsverfahren ist die Lebensdauer hochfester Schweißverbindungen unter wechselnder zyklischer Beanspruchung jedoch limitiert. Neben der geometrischen Kerbe sind schweißbedingte Gefügeveränderungen und die Höhe und die Verteilung von Schweißeigenspannungen für die Eigenschaften von Schweißverbindungen von erheblicher Bedeutung. Sogenannte LTT-Zusatzwerkstoffe bieten eine äußerst lukrative Möglichkeit, die resultierenden Schweißeigenspannungen bereits während des Schweißens zu adaptieren. Durch die gezielte Ausnutzung der mit der martensitischen Phasenumwandlung verbundenen Volumenausdehnung können bei hinreichend niedriger Umwandlungstemperatur Druck- oder niedrige Zugeigenspannungen induziert werden. Bisherige Untersuchungen konzentrieren sich vorrangig auf die Entwicklung von LTT-Legierungskonzepten sowie dem Nachweis von Druckeigenspannungen, bieten jedoch nur wenige Erkenntnisse zum Einfluss der Wärmeführung, vor allem der Zwischenlagentemperatur, oder der Schrumpfbehinderung auf die Beanspruchung von LTT-Mehrlagenschweißverbindungen unter realitätsnahen Fertigungsbedingungen.

Die Interaktion zwischen der martensitischen Phasenumwandlung und den thermischen bzw. den mechanischen Einflussfaktoren auf die Schweißeigenspannungen wurde einleitend durch elementare Schweißversuche analysiert. Mit Hilfe des Temperaturgradienten wurde der Einfluss der behinderten thermischen Schrumpfung auf den Eigenspannungszustand in LTT-Schweißverbindungen erstmalig richtungsabhängig verstanden. Unter der Vorlage eines hohen Einspanngrades wurden Druckspannungen bevorzugt aufgebaut, wenn der Temperaturgradient während der Phasenumwandlung nur schwach ausgeprägt war. Dabei durchgeführte In-situ-Beugungsexperimente haben gezeigt, dass der Einspanngrad nur in Zusammenhang mit der richtungsabhängig vorliegenden behinderten thermischen Schrumpfung zu betrachten ist, um die Beanspruchung einer Schweißverbindung unter konstruktiver Schrumpfbehinderung bauteilübergreifend bewerten zu können.

Anschließend wurden Mehrlagenschweißversuche unter freier Schrumpfung sowie in einer speziellen Prüfanlage unter konstruktiver Schrumpfbehinderung und realistischen Fertigungsbedingungen durchgeführt. Es gelang der Nachweis, dass durch die Verwendung von LTT-Legierungen das Reaktionsmoment  $M_x$  gegenüber einer konventionellen Schweißverbindung unabhängig von der Zwischenlagentemperatur reduziert wird. Dennoch nimmt die Reaktionsspannung  $\sigma_{\text{total}}$  mit zunehmender Zwischenlagentemperatur zu. Mit Hilfe des Temperaturgradienten wurde der Einfluss der behinderten thermischen Schrumpfung auf die lokale und die globale Beanspruchung der untersuchten Schweißverbindungen interpretiert. Unabhängig von der genutzten Zwischenlagentemperatur lag für die LTT-Stumpfstoßverbindungen vor allem in Longitudinalrichtung nur eine geringe Schrumpfbehinderung während der martensitischen Phasenumwandlung vor. Dadurch wurden während der Abkühlung vor allem im Volumen Druckspannungen in Longitudinalrichtung aufgebaut. Der Eigenspannungszustand von LTT-Verbindungen wird darüber hinaus durch inhomogene Phasenumwandlung der Schweißnaht infolge von Konzentrationsunterschieden verschiedener Elemente im Schweißgut bestimmt.



## Abstract

Efforts towards lightweight constructions and higher demands on the bearable load spectrum are increasingly leading to the use of high-strength-low-alloyed steels in the design of welded structures. Without the use of cost-intensive post weld treatments the service life of high-strength welded joints is limited under alternating cyclic loading. In addition to the geometric notch, structural changes caused by welding and the level and the distribution of welding residual stresses are of considerable importance for the properties of welded joints. So-called Low Transformation Temperature filler materials (LTT) offer an extremely gainful possibility to adapt the resulting welding residual stresses already during welding. Through the targeted utilization of the volume expansion associated with the martensitic phase transformation, compression residual stresses or low tensile residual stresses can be induced at sufficiently low transformation temperatures. Previous investigations have concentrated primarily on the development of LTT alloy concepts and the verification of compressive welding residual stresses, but offer only limited insights into the influence of the heat conduction. Especially the influence of the interpass temperature or the shrinkage restraint on the stress of LTT multi-run welded joints under realistic production conditions have not been investigated yet.

The interaction between the martensitic phase transformation and the thermal and mechanical factors influencing the welding residual stresses has been first analyzed by elementary welding experiments. By using the temperature gradient the influence of the shrinkage restraint of the weld on the residual stress state in LTT welded joints has been understood direction-dependent for the first time. Under the assumption of a high intensity of restraint, compressive residual stresses have preferentially been built up only when the temperature gradient during phase transformation was weakly pronounced. In situ diffraction experiments have shown that the intensity of restraint can only be considered in connection with the direction-dependent thermal shrinkage of a welded joint in order to be able to evaluate the stress of a welded joint across all components.

Subsequently, multi-run welding experiments were carried out under free shrinkage and high intensity of restraint using a special test facility to simulate realistic production conditions. It has been demonstrated that the use of LTT alloys reduces the reaction moment  $M_x$  compared to that of a conventional welded joint irrespective of the interpass temperature. The reaction stress  $\sigma_{\text{total}}$  however was increased with increasing interpass temperature. Using the temperature gradient, the influence of the shrinkage restraint of the weld on the local and global stress of the examined welded joints was interpreted. Irrespective of the interpass temperature, the LTT butt joints were only subject to minor shrinkage restraint in the longitudinal direction during the martensitic phase transformation of the weld. As a result, longitudinal compressive stresses were generated in the volume during cooling. In addition, the residual stress condition of LTT joints is determined by inhomogeneous phase transformation of the weld due to concentration differences of different elements in the weld metal.



## Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand im Fachbereich 9.4 Integrität von Schweißverbindungen der Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM) in Berlin.

An erster Stelle gilt mein Dank meinen Eltern, meiner Schwester sowie meiner Partnerin Anna Kramschuster und meinen langjährigen Freunden Lutz Sperling und Matthias Eckelmann. Eure Unterstützung hat mir die Kraft für die Anfertigung dieser Arbeit gegeben.

Für die engagierte Betreuung und die Übernahme des Hauptgutachtens danke ich meinem Doktorvater und Fachbereichsleiter Herrn Univ.-Prof. Dr.-Ing. habil. Thomas Kannengießler sehr herzlich.

Herrn Prof. Dr.-Ing. Volker Wesling danke ich für sein hervorragendes Engagement und für die Übernahme des Gutachtens.

Mein besonderer Dank gilt Herrn Dr.-Ing. Arne Kromm für die fachlichen Diskussionen und die sehr wertvollen Ratschläge als auch für die Übernahme des Gutachtens. Es hat mir sehr viel Freude bereitet, mit dir zusammenzuarbeiten. Deinem Wesen und deinem wissenschaftlichen Beitrag zu dieser Arbeit zolle ich allerhöchsten Respekt. Vielen Dank.

Darüber hinaus möchte ich Herrn Dr.-Ing. J. Gibmeier vom Karlsruhe Institut für Technologie für sein sehr hohes Engagement bei der Organisation der Strahlzeiten und die sehr gute wissenschaftliche Zusammenarbeit während der Laufzeit der gemeinsam bearbeiteten DFG-Projekte danken. In diesem Zusammenhang würdige ich die Unterstützung von Herrn F. Vollert.

Einen besonderen Dank richte ich an die Herren Dr. M. Boin und Dr. R. C. Wimpory als auch an Herrn apl. Prof. Dr. rer. nat. habil. C. Genzel und Frau Dr.-Ing. M. Klaus vom Helmholtz-Zentrum Berlin. Die sehr gute Betreuung während der Strahlzeiten als auch die hervorragende wissenschaftliche Zusammenarbeit sei an dieser Stelle hervorgehoben.

Ich danke den Herren Dr.-Ing. Th. Nitschke-Pagel, Dr.-Ing. J. Hensel und H. Eslami-Chalander des Institutes für Füge- und Schweißtechnik der TU Braunschweig für die gute Kooperation während der Laufzeit des gemeinsam bearbeiteten AiF-Projektes (P1060 / IGF-Nr. 18599 N).

Mein besonderer Dank gilt den Mitarbeitern der Fachbereiche 9.3 und 9.4. Für die entgegengebrachte Expertise bin ich vor allem meinen Kollegen Jun.-Prof. Dr.-Ing. M. Rhode, Dr.-Ing. T. Mente sowie Dr.-Ing. Th. Lausch, E. Steppan und J. Weidemann zu Dank verpflichtet. Für die Unterstützung meiner Experimente sowie für die Einsatzbereitschaft bei der Realisierung zahlreicher Sonderkonstruktionen bedanke ich mich ganz besonders bei Andreas Hannemann, Peter Friedersdorf, Michael Richter, Marco Lammers, Thomas Michael, Marina Marten, Mareike Kirstein und Klaus Scheideck.

An der BAM hatte ich die Möglichkeit, zahlreiche Fertigungs- und Analyseeinrichtungen zu nutzen. Auf diesem Wege danke ich allen Mitarbeitern der BAM, die mich stets tatkräftig unterstützt haben. Die Einsatzbereitschaft von Frau G. Oder sei an dieser Stelle besonders hervorgehoben.

Nicht zuletzt gilt mein Dank Herrn V. van der Mee von Lincoln Electric Europe für die großzügige Bereitstellung der Schweißzusatzwerkstoffe. Den Mitarbeitern der EWM AG sei an dieser Stelle für die Bereitstellung der Schweißstromquelle als auch für die Kooperation gedankt.

Jonny Dixneit

Berlin, im November 2018



# Inhaltsverzeichnis

<b>1 Herausforderung bei der schweißtechnischen Verarbeitung hochfester Stähle</b> .....	<b>1</b>
<b>2 Kenntnisstand</b> .....	<b>5</b>
2.1 Hochfeste Stähle .....	5
2.2 Eigenspannungen in hochfesten Schweißverbindungen .....	6
2.3 Einflussgrößen auf den Eigenspannungszustand in LTT-Schweißverbindungen .....	15
2.3.1 Phasenumwandlung .....	16
2.3.2 Wärmeführung .....	21
2.3.3 Schrumpfbehinderung .....	28
2.4 Echtzeit-Analyse von Schweißprozessen mittels hochenergetischer Beugungsmethoden .....	38
2.5 Schlussfolgerungen zum Kenntnisstand .....	47
2.6 Aufgabenstellung und Zielsetzung .....	51
<b>3 Versuchsdurchführung</b> .....	<b>53</b>
3.1 Werkstoffcharakterisierung .....	53
3.1.1 Grundwerkstoff .....	54
3.1.2 Schweißzusatzwerkstoffe .....	54
3.2 Experimentelles .....	56
3.2.1 Bewertung der Schweißeignung von LTT-Zusatzwerkstoffen .....	56
3.2.2 Schweißversuche an freischumpfenden Proben und Analysen zur Ermittlung von Werkstoffkennwerten des Schweißgutes .....	57
3.2.2.1 Nahtkonfiguration und Probenentnahme .....	57
3.2.2.2 Schweißparameter .....	59
3.2.2.3 Abschreckdilatometrie .....	60
3.2.3 Gefügeeinstellung durch Widerstandserwärmung (GEW) .....	64
3.2.3.1 Versuchsaufbau und Probengeometrie .....	65
3.2.3.2 Temperaturführung .....	66
3.2.4 In-situ-Beugungsexperiment während des Mehrlagenschweißens .....	66
3.2.4.1 Probengeometrie .....	68
3.2.4.2 Konzeption einer Schweißpositioniereinheit .....	70
3.2.4.3 Ermittlung des Schweißtemperaturfeldes .....	70
3.2.4.4 Phasenanalyse .....	71
3.2.4.5 Dehnungsanalyse .....	72
3.2.5 Mehrlagenschweißversuche an frei schrumpfenden Stumpfstoßen (V-Naht) .....	73
3.2.5.1 Schweißparameter und Temperaturführung .....	73
3.2.5.2 Verzugsanalyse bei Zweilagenschweißversuchen .....	76
3.2.6 Bewertung der Schweißbarkeit von Bauteilkomponenten (V-Naht) .....	77
3.2.6.1 Versuchsaufbau und Versuchsauswertung .....	78
3.2.6.2 Schweißparameter und Temperaturführung .....	80
3.2.6.3 Ermittlung der mechanischen Eigenschaften .....	81
3.2.6.4 Trägergasheißextraktion von Zweilagenschweißverbindungen .....	81
3.2.7 Untersuchung der Schweißbarkeit verschiedener Stoßformen .....	83

3.2.8	Eigenspannungsanalyse .....	85
3.2.8.1	Untersuchungen an der Oberfläche .....	85
3.2.8.2	Messungen im Volumen .....	88
<b>4</b>	<b>Ergebnisse und Diskussion.....</b>	<b>93</b>
4.1	Qualifizierung der Schweißreignung der LTT-Zusatzwerkstoffe .....	93
4.1.1	Abbrandverhalten .....	93
4.1.2	Zähigkeit .....	94
4.1.3	Prozessführung .....	95
4.1.4	Bestimmung der Umwandlungstemperaturen .....	97
4.1.5	Ermittlung der mechanischen Eigenschaften .....	98
4.2	Eigenspannungsverteilung infolge gezielter Wärmebehandlung .....	99
4.3	In-situ-Beugungsexperiment während eines realen Schweißprozesses .....	102
4.3.1	Phasenentwicklung .....	102
4.3.2	Dehnungsentwicklung .....	104
4.3.3	Eigenspannungsverteilung .....	109
4.4	Schweißversuche unter freier Schrumpfung .....	114
4.4.1	Aufbau und Gefüge der Naht.....	114
4.4.2	Einfluss der Wärmeführung auf das Temperaturprofil während des Schweißens.....	116
4.4.3	Verzugsanalyse.....	118
4.5	Mehrlagenschweißversuche unter definierter äußerer Schrumpfbehinderung .....	125
4.5.1	Aufbau und Gefüge der Zweilagenschweißverbindungen .....	126
4.5.2	Reaktionskräfte während des Schweißens von Zweilagenschweißverbindungen .....	127
4.5.2.1	Konventionelle Schweißverbindung .....	128
4.5.2.2	LTT-Schweißverbindungen.....	130
4.5.2.3	Vergleich der aus der schweißtechnischen Fertigung resultierenden Beanspruchung.....	133
4.5.3	Reaktionsmomente während der schweißtechnischen Verarbeitung der Zweilagenschweißverbindungen .....	137
4.5.3.1	Reaktionsmoment $M_x$ der konventionellen Schweißverbindung .....	137
4.5.3.2	Reaktionsmoment $M_x$ für die LTT-Schweißverbindungen .....	138
4.5.3.3	Vergleich der aus der schweißtechnischen Fertigung resultierenden Beanspruchung.....	140
4.5.4	Statistische Auswertung der Zweilagenschweißversuche.....	142
4.5.4.1	Einfluss der Wärmeführung und der martensitischen Umwandlung der LTT-Verbindungen auf die Reaktionsspannungen .....	142
4.5.4.2	Einfluss der Wärmeführung und der Phasenumwandlung auf die Kaltrissbildung .....	147
4.5.5	Beanspruchungsanalyse von Mehrlagenschweißverbindungen.....	151
4.5.5.1	Aufbau und Gefüge .....	151
4.5.5.2	Reaktionskräfte während des Schweißens .....	153
4.5.5.3	Reaktionsmomente während der schweißtechnischen Verarbeitung... ..	155
4.5.5.4	Vergleich der aus der schweißtechnischen Fertigung resultierenden Beanspruchung.....	156
4.6	Eigenspannungsanalyse an Zwei- und Mehrlagenschweißverbindungen mit V-Naht-konfiguration (Stumpfstoß) .....	159
4.6.1	Eigenspannungen an der Oberfläche der Zweilagenschweißverbindungen .....	160
4.6.1.1	Transversalrichtung .....	160

4.6.1.2	Longitudinalrichtung .....	163
4.6.2	Eigenspannungen im Volumen der Zweilagenschweißverbindungen .....	165
4.6.3	Eigenspannungen an der Oberfläche von Mehrlagenschweißverbindungen .....	169
4.6.3.1	Transversalrichtung .....	169
4.6.3.2	Longitudinalrichtung .....	170
4.6.3.3	Eigenspannungsverteilung im Bereich der Decklage artfremd geschweißter Mehrlagenschweißverbindungen .....	171
4.6.4	Eigenspannungen im Volumen der Mehrlagenschweißverbindungen.....	173
4.6.4.1	Einfluss der Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur auf die Eigenspannungen in LTT-Mehrlagenschweißverbindungen .....	173
4.6.4.2	Einfluss der im Bereich der Decklage artfremden Schweißung auf die Eigenspannungen von Mehrlagenschweißverbindungen .....	178
4.7	Eigenspannungsanalyse LTT-geschweißter Stöße.....	182
4.7.1	Stumpfstoßverbindung mit DY-Nahtkonfiguration .....	182
4.7.2	Überlappverbindung mit beidseitig ausgeführter Kehlnaht .....	185
4.7.3	Doppel-T-Stoßverbindung mit HV-Nahtkonfiguration.....	186
4.7.4	T-Stoßverbindung mit umlaufend ausgeführter Doppel-Kehlnaht (Längssteife).....	188
<b>5</b>	<b>Zusammenfassung und Schlussfolgerungen .....</b>	<b>193</b>
	<b>Literaturverzeichnis .....</b>	<b>201</b>
	<b>Bildverzeichnis.....</b>	<b>227</b>
	<b>Tabellenverzeichnis.....</b>	<b>241</b>
	<b>Abkürzungs- und Symbolverzeichnis .....</b>	<b>243</b>
<b>Anhang</b>	<b>.....</b>	<b>247</b>
A.1	Stand der Technik.....	247
A.2	Versuchsdurchführung.....	249
A.3	Ergebnisse und Diskussion .....	250



# 1 Herausforderung bei der schweißtechnischen Verarbeitung hochfester Stähle

Unlegierte Baustähle sowie normalgeglühte Feinkornbaustähle<sup>1</sup> werden standardmäßig im Hoch-, Anlagen-, Nutzfahrzeug- und Kranbau zum Einsatz gebracht [1-9]. So werden Feinkornbaustähle zum Beispiel bei dem Schaufelarm von Aushubmaschinen oder zwischen den Längs- und Querträgern von Drehgestellrahmen eingesetzt und gefügt (vgl. Bild 1.1) [7, 10-11]. Bestrebungen zum Leichtbau sowie gestiegene Anforderungen an das ertragbare Lastkollektiv solcher Baugruppen bedingen zunehmend den Einsatz hochfester Feinkornbaustähle<sup>2</sup> [10, 12-14]. Mit deren Verarbeitung können durch Wandstärkenreduktion beachtliche Gewichtsminderungen und herabgesetzte Lohn- und Fertigungskosten bei vergleichbaren Rohstoffkosten erreicht werden. So lässt sich durch Werkstoffsubstitution des S235J2G3 mit dem hochfesten Feinkornbaustahl S960QL eine Gewichtseinsparung von über 70 % bei gleicher statischer Beanspruchbarkeit erzielen [2]. Gleichzeitig spart der innovative Stahleinsatz im Schnitt bis zu sechsmal so viel Emission von klimaschädlichem Kohlenstoffdioxid ein, wie seine Produktion verursacht [15].



*Bild 1.1: Drehgestelle (links, eigene Aufnahme mit freundlicher Genehmigung von Hr. J. Fischer, Talgo Deutschland GmbH – Standort Berlin, 21.11.2017) und Schaufelarme von Aushubmaschinen (rechts, hier VOLVO Typ EC750D) sind typische Anwendungsbeispiele für Feinkornbaustähle unter zyklischer Beanspruchung; Nutzungsrechte mit freundlicher Genehmigung von Fr. H. Kitchener am 06.07.2017 erteilt. (<http://images.volvoce.com>)*

Ein an Bedeutung gewinnendes Einsatzgebiet hochfester Feinkornbaustähle ist durch Reparaturarbeiten an bestehenden Stahlkonstruktionen gegeben. Aufgrund stetig steigender Verkehrslasten ist die Lebensdauer vorhandener Bauwerke, die in erheblichen Umfang bereits seit vielen Jahrzehnten in Nutzung sind, nahezu erreicht [16-22]. Um Schäden zu vermeiden, wird eine erneute Zunahme des Bauinvestitionsvolumens in Instandhaltung auf 67 % zwischen 2004 und 2050 prognostiziert, während die Hochrechnungen für den Neubau konstant bleiben [23].

<sup>1</sup> Genormt nach DIN EN 10025 Teil 1 - 4 [24-27].

<sup>2</sup> Stahlgüte mit einer Festigkeitsklasse  $R_{p0,2} \geq 690$  MPa, genormt nach DIN EN 10025 Teil 6 [28].

Die Nutzbarkeit hochfester Feinkornbaustähle wird jedoch durch die Lebensdauer der Schweißverbindungen unter wechselnder zyklischer Beanspruchung limitiert [29]. So ergeben sich für unbehandelte artgleich geschweißte MAG-Stumpfnahverbindungen der Werkstoffe S355J2G3, S690Q und S890Q in Abhängigkeit der Beanspruchungsart vergleichbare Dauerfestigkeiten nur unterhalb der Dauerfestigkeit dieser Grundwerkstoffe [30-32]. Damit kommt der vorab angesprochene Festigkeitsvorteil nur bei statischer Last zum Tragen bzw. bedingt die Verlagerung der Schweißverbindungen in Konstruktionsbereiche mit reduzierter zyklischer Beanspruchung. Durch gezielte mechanische oder thermische Nachbehandlung (PWT)<sup>1</sup> der Schweißnähte können merkliche Verbesserungen der Schwingfestigkeit erzielt werden [30, 33-38]. Die Reduzierung der Nahtübergangskerbe durch örtliches Schleifen der Nahtübergänge oder blechebenes Abschleifen der Schweißnahtüberhöhung sowie Umschmelzen der Nahtländer haben sich bewährt [30, 36, 39]. Obwohl mit Verfahren wie Kugelstrahlen oder diversen Hämmerverfahren die Nahtform negativ beeinflusst wird, lassen sich auf die Schwingfestigkeit positiv auswirkende Druckeigenspannungen durch lokale Plastizierungen und Kaltverfestigung in der Schweißnaht erzeugen, wodurch die ertragbare Lastspielzahl erhöht wird [40-41]. Allerdings sind solche Verfahren, abhängig von der betrachteten Schweißbaugruppe, in ihrer Anwendbarkeit durch begrenzte Zugänglichkeit limitiert und verursachen zusätzliche variable Kosten. So liegen die Anschaffungs- und Ausbildungskosten je nach Verfahren oberhalb von 10.000 €. Zusätzlich müssen längere Fertigungszeiten mit ca. 4 min  $\times$  m<sup>-1</sup> und höhere Produktionskosten mit mehr als 1 €  $\times$  m<sup>-1</sup> je behandelte Schweißnaht kalkuliert werden [42-43]. Hochfeste Feinkornbaustähle werden deshalb vor allem in der mittelständischen Industrie zögerlich eingesetzt [44].

Neben der geometrischen Kerbe sind schweißbedingte Gefügeveränderungen und die Höhe und Verteilung von Schweißzugspannungen für die Eigenschaften von Schweißverbindungen von erheblicher Bedeutung [31]. Mit zunehmender Festigkeitsklasse der genutzten Grund- und Zusatzwerkstoffe nimmt die Wahrscheinlichkeit, dass Eigenspannungen durch Plastizierungen abgebaut werden, ab [45-46]. So können in hochfesten Schweißverbindungen hohe Zugeigenspannungen aufgebaut werden, die die Integrität von Schweißverbindungen mindern. Die kontrollierte Reduktion von Zugspannungen bereits während des Schweißprozesses erscheint demnach vor dem Hintergrund zusätzlicher variabler Kosten durch PWT wirtschaftlich sinnvoll. In diesem Zusammenhang ist durch die Entwicklung von sogenannten LTT-Schweißzusatzwerkstoffen<sup>2</sup> eine äußerst attraktive Möglichkeit gegeben, Schweißzugspannungen während der Abkühlung abzubauen. Mit Hilfe einer martensitischen Phasenumwandlung der Schweißnaht können bei hinreichend niedriger Umwandlungstemperatur letztlich niedrige Zugeigenspannungen bzw. Druckeigenspannungen erzielt werden.

Bisherige Untersuchungen, die in Zusammenhang mit LTT-Legierungen stehen, konzentrieren sich vorrangig auf die grundlegenden Einflüsse und Wechselwirkungen metallurgischer und thermischer Faktoren und vernachlässigen den mechanischen Einfluss durch konstruktive Schrumpfbegrenzungen, wie sie vor allem in dickwandigen Schweißkonstruktionen vorliegen [47-48]. Verschiedene chemische Konzepte haben mit Hilfe Austenit stabilisierender Elemente wie Nickel und Mangan gezeigt, dass herabgesetzte Umwandlungstemperaturen unterhalb 150 °C möglich und gleichzeitig Festigkeiten oberhalb 900 MPa erzielbar sind [49-51]. Während einige Untersuchungen den prinzipiell positiven Einfluss von LTT-Legierungen auf die Schwingfestigkeit andeuten, werden oftmals Analysen des dazugehörigen Eigenspannungszustandes vernachlässigt [52-53]. Vor allem der Einfluss der Wärmeleitung beim Schweißen mit LTT-Zusatzwerkstoffen auf die resultierende Bauteilbeanspruchung,

---

<sup>1</sup> Nachbehandlung einer Schweißverbindung, engl. Post Weld Treatment (PWT).

<sup>2</sup> Herabgesetzte Umwandlungstemperatur, engl. Low Transformation Temperature (LTT).

---

insbesondere unter Berücksichtigung der konstruktiven Schrumpfbehinderung, wurde bisher nicht hinreichend untersucht.



## 2 Kenntnisstand

Im Folgenden wird der Kenntnisstand reflektiert, welcher zunächst die Besonderheiten hochfester Stähle diskutiert und die maßgebenden Einflussgrößen für die Eigenspannungsverteilung in Schweißverbindungen herausstellt. In diesem Zusammenhang wird die systematische Nutzung der martensitischen Phasenumwandlung durch Adaption der chemischen Zusammensetzung von Zusatzwerkstoffen in Zusammenhang mit Wärmeführungskonzepten sowie bisherige Erkenntnisse zum Einfluss der Schrumpfbehinderung speziell für LTT-Legierungen wiedergegeben. Ferner werden bisherige Veröffentlichungen zur Entstehung von schweißbedingten Spannungen unter definierten Einspannbedingungen und deren Einfluss auf die Entstehung von Eigenspannungen diskutiert. Ein wesentlicher Teil dieser Arbeit besteht darin, grundlegende Zusammenhänge für den, aus der Schrumpfbehinderung resultierenden, Beanspruchungszustand für LTT-Schweißverbindungen während der schweißtechnischen Verarbeitung abzuleiten. Dafür werden Prüfmethoden angewandt, die eine Analyse der mit dem Schweißprozess verbundenen Beanspruchungen ohne Beeinflussung derselben in Echtzeit gewährleisten (in situ). Angesichts dessen wird der Kenntnisstand mit der Vorstellung von hochenergetischen Beugungsmethoden zur zeitaufgelösten Bewertung von Schweißprozessen abgeschlossen.

### 2.1 Hochfeste Stähle

Niedriglegierte hochfeste Feinkornbaustähle mit Festigkeiten über 690 MPa werden durch moderne Walz- und Wärmebehandlungsroutinen erzeugt [27, 54-56]. Thermomechanisch gewalzt wie vergütet hergestellte Feinkornbaustähle weisen hervorragende mechanische Werkstoffkennwerte bei gleichzeitig guten Zähigkeitseigenschaften auf [57]. Aufgrund der zunehmend vernachlässigbar höheren Rohstoffkosten im Vergleich zu konventionellen Baustählen eignen sich diese Stähle zur Ausnutzung von Leichtbaureserven bei erhöhter Beanspruchbarkeit der Baugruppen im Hoch-, Kran- und Anlagenbau sowie im Nutzfahrzeugbau [1, 5, 54].

Die Festigkeit dieser Stähle wird durch Mischkristallverfestigung unter Zugabe von Mikrolegierungselementen wie Niob, Titan oder Vanadium erzielt. Während die Mikrolegierungselemente beim Erwärmen der Halbzeuge im Austenit zwangsgelöst sind, scheiden sich diese beim anschließenden Walzprozess unter Ausbildung festigkeitssteigernder Karbide und Nitride aus [55, 58]. Beim abschließenden Abschrecken und Anlassen entsteht ein bainitisch / martensitisches Gefüge mit guten Zähigkeitseigenschaften [59-60]. Legierungselemente wie Silizium, Mangan, Nickel und Molybdän unterstützen die Festigkeitssteigerung über den gesamten Querschnitt und unterdrücken die diffusionsgesteuerte Umwandlung in die Perlitstufe durch Herabsetzung der kritischen Abkühlgeschwindigkeit für die Martensit- und Bainitbildung [61]. Geringe Mengen an Bor können diesen Prozess unterstützen und dadurch den Einsatz kostenintensiver Legierungselemente reduzieren [60]. Vor allem bei thermomechanisch gewalzten Feinkornbaustählen kommen vermehrt Mikrolegierungselemente zum Einsatz. Die damit verbundenen Ausscheidungen fördern ein feines und gleichmäßiges Austenitkorn, wobei die Rekristallisation während der Walzvorgänge und Kühlphasen verzögert wird. Damit kann die Bildung zusätzlicher Nitride und Karbide als Keimbildner unterstützt werden. Mit Hilfe dieser Prozessführung wird der Kohlenstoffanteil im Vergleich zu vergüteten Feinkornbaustählen reduziert und die Schweißbarkeit verbessert [55, 58, 62-63].

Trotz eines geringen Kohlenstoffäquivalents (CEV)<sup>1</sup> stellen hochfeste Feinkornbaustähle hohe Anforderungen an deren schweißtechnische Verarbeitung, obwohl das Schmelzschweißen dieser Werkstoffgruppe grundlegend bis zu einer Festigkeitsklasse von 960 MPa genormt ist [64-68]. Aufgrund des relativ harten Gefüges der Grundwerkstoffe (GW) weisen diese Stähle im Vergleich zu konventionellen Baustählen deutlich kleinere Parameterfenster<sup>2</sup> für die schweißtechnische Verarbeitung auf, um das Festigkeits-Mismatch zwischen Schweißnaht und Grundwerkstoff klein zu halten [65, 69-70]. Bedingt durch die hohen Aufheiz- und Abkühlgeschwindigkeiten beim Schweißen sowie durch die geringe Austenitisierungsdauer des Gefüges der Schweißverbindung bilden sich charakteristische Zonen innerhalb der Wärmeeinflusszone (WEZ) des Grundwerkstoffes aus [71-72]. Die direkt an die Schweißnaht angrenzende Grobkornzone gilt als besonders kritisch. Die in dieser Zone vorhandenen Ausscheidungen werden durch die beim Schweißen vorhandenen Spitzentemperaturen bis nahe der Solidustemperatur gelöst. Dieser Temperaturzyklus fördert das Wachstum grober Körner, während der hohe Temperaturgradient bei der Abkühlung die Aufhärtung des aus Martensit und Bainit bestehenden Gefüges unterstützt und somit die Gefahr der Kaltrissbildung im Bereich der Grobkornzone erhöht [73-75]. In Mehrlagenschweißverbindungen unterliegen bereits ausgebildete WEZ einer erneuten thermischen Beanspruchung je Schweißraupe, wodurch ein komplexer Gefügestand über die Blechdicke einer Schweißverbindung entsteht [76-77]. Um ein möglichst feinkörniges Gefüge zu erhalten, bedarf es einer geeigneten Temperaturführung. Während zu hohe Zwischenlagentemperaturen ( $T_i$ ) stark kornvergrößernd wirken, können zu niedrig gewählte  $T_i$  eine unzureichende Kornfeinung zur Folge haben [78-80]. Wird beim Schweißen vergütet hergestellter Feinkornbaustähle die Anlasstemperatur des Fertigungsprozesses in der WEZ erreicht, scheiden sich mit dem Zerfall des Martensits feine Karbide aus. Dadurch kann die Härte des Gefüges reduziert werden [81]. Im Fall von thermomechanisch gewalzten Stählen wird in Abhängigkeit der Ausscheidungen und Abkühlzeit ebenfalls eine reduzierte Härte in der WEZ erzielt [82-83]. Die Grobkornzone kann sich somit als Werkstoffkerbe festigkeitsmindernd auf hochfeste Schweißverbindungen auswirken. Dem Gefüge der Schweißnaht und der Grobkornzone ist damit besondere Aufmerksamkeit zu widmen. Allgemein besitzen hochfeste Feinkornbaustähle aufgrund des hohen Streckgrenzenverhältnisses<sup>3</sup> nur geringe Plastizitätsreserven und gelten daher zusätzlich als stark empfindlich hinsichtlich Formkerben [84-86]. Eine gezielte Festlegung des Parameterfensters beim Schweißen ist somit dringend notwendig, um Sprödbrech fördernde Bedingungen, z. B. Zugeigenspannungen innerhalb der Schweißnaht, zu reduzieren [87].

### 2.2 Eigenspannungen in hochfesten Schweißverbindungen

Eigenspannungen sind in Bauteilen als Spannungen ohne Einwirkung äußerer Kräfte oder Temperaturgradienten bei Raumtemperatur definiert [88-90]. Es werden Makro- und Mikro eigenspannungen unterschieden. Erstere werden als mittlere Spannungen über ein bestimmtes Volumen, welches ge-

---

<sup>1</sup>  $CEV = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr+Mo+V}{5} + \frac{Ni+Cu}{15}$  in Gew.-%. Abschätzung der Schweißbarkeit nach DIN EN 10025-1 [24].

<sup>2</sup> Wärmeeinbringung, Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur, Wasserstoffgehalt der Schweißzusatzwerkstoffe, Schweißprozess, Stromstärke, Schweißspannung, Schweißgeschwindigkeit, Lagenaufbau, Raupendicke, Umgebungsbedingungen (Klima).

<sup>3</sup> Verhältnis aus Streckgrenze und Zugfestigkeit eines Werkstoffes.

nügend viele Kristallite aller vorhandenen Werkstoffphasen aufweisen muss, verstanden. Somit repräsentiert der gewichtete Mittelwert aller Phaseneigenspannungen den Makro eigenspannungszustand eines Bauteils [89].

$$\sigma^I = \frac{1}{V_{makro}} \int \sigma(x) dV \quad \text{Gleichung 2.1}$$

$$\sigma^I = \sum_{\alpha=1}^n p^{\alpha} \sigma^{\alpha} \quad \text{Gleichung 2.2}$$

Mittlere Spannungen eines Kristallits oder lokale Abweichungen innerhalb des Kristallits können sich vom Makro eigenspannungszustand unterscheiden. Sie werden als Mikro eigenspannungen definiert und kompensieren sich im makroskopischen Volumen untereinander [88-89]. Sie sind demnach nicht repräsentativ für ein Bauteil. Der (Eigen-) Spannungs- bzw. Dehnungszustand einer geschweißten Konstruktion wird während und nach erfolgter Abkühlung nach Bild 2.1 maßgeblich von mechanischen, thermischen und metallurgischen Faktoren sowie von deren Wechselwirkungen bestimmt [91].



**Bild 2.1:** Einflussfaktoren auf die Eigenbeanspruchung geschweißter Konstruktionen, nach [91]

### Thermische Faktoren:

Makro eigenspannungen resultieren beim Schmelzschweißen als Folge des lokal begrenzten Wärmeintrages im Bereich der Fügestelle. Die über die Schweißnahtlänge und -breite während der Fertigung variierende Temperaturverteilung ist ursächlich für inhomogene elastische und plastische Verformungen in Teilbereichen der Schweißnaht, der WEZ und des GW [87, 92-95]. Während der Abkühlung ist die Schrumpfung des Schweißgutes durch umliegende weniger oder gar nicht schrumpfende Bereiche der WEZ oder des GW behindert. Phasen- und zeitabhängig unterscheiden sich die Wärmekapazitäten, thermischen Ausdehnungskoeffizienten und Festigkeiten der Teilbereiche einer Schweißverbindung, sodass aufgrund der lokalen Schrumpfbehinderung Zugeigenspannungen in der Schweißnaht resultieren, denen Druckeigenspannungen im Bereich der WEZ oder des GW das Gleichgewicht halten [96]. Hochfeste Feinkornbaustähle besitzen zudem aufgrund der Legierungskonzepte beträchtliche Warmfestigkeiten, sodass die mit der thermischen Kontraktion verbundenen elastischen Dehnungen bzw. Spannungen nur bedingt durch Plastizierungen bei Überschreitung der Warmstreckgrenze abgebaut werden [97]. Wohlfahrt et al. [98] haben gezeigt, dass mit steigender Festigkeit beträchtliche Zugeigenspannungen in Höhe der Streckgrenze dieser Werkstoffe vorliegen können.

nen. Bei Schweißverbindungen von Grobblechen<sup>1</sup> ist eine homogene Abkühlung über den Nahtquerschnitt nicht gegeben [99]. Oberflächennahe Bereiche unterliegen einer schnelleren Abkühlung als die Kernzone der Verbindung. Dieser Umstand ist ursächlich für eine inhomogene Dehnungsbehinderung über die Blechdicke. Die aus der lokalen Schrumpfbehinderung entstandenen Eigenspannungen werden somit durch sogenannte Abschreckeigenspannungen überlagert. Modellhaft bilden sich rein abschreckbedingte Zugeigenspannungen in der Kernzone aus, die in den oberflächennahen Bereichen Druckeigenspannungen erwirken können. Besonders bei Mehrlagenschweißverbindungen großer Blechdicken ist von einem Einfluss durch Abschreckeigenspannungen infolge einer großen Temperaturdifferenz zwischen Kern- und Randzone auszugehen [93]. So zeigen Eigenspannungsanalysen an der Schweißnahtoberfläche von Kromm et al. [100] und Heinze et al. [101], dass Druckeigenspannungen von bis zu -200 MPa in Transversalrichtung für Mehrlagenschweißungen von 47 mm und 20 mm starken Blechen möglich sind.

An den o. g. artgleich geschweißten Stumpfstößen eines hochfesten Feinkornbaustahls (1.6311) untersuchten Kromm et al. [100] den Einfluss der Wärmeführung auf den Spannungszustand der Proben. Bei konstanter Streckenenergie<sup>2</sup> und abnehmender Zwischenlagentemperatur konnten die Autoren zeigen, dass die resultierenden Transversaleigenspannungen an der Schweißnahtoberfläche vor allem in der WEZ deutlich reduziert wurden. Während für eine  $T_i$  von 200 °C Eigenspannungen in Höhe der Streckgrenze vorlagen, wurden für eine  $T_i$  von 150 °C in der WEZ lediglich Eigenspannungen von ca. 150 MPa ermittelt. Dieses Ergebnis deckt sich mit numerischen Studien von Wongpanya et al. [102]. Der Einfluss einer Vorwärmung wird in Bezug auf den resultierenden Eigenspannungszustand unterschiedlich untersucht. An 30 mm starken Stumpfstößen des hochfesten Feinkornbaustahls S 690 QL wurden mit zunehmender  $T_p$  vor allem in der WEZ Zugeigenspannungen abgebaut, während für die Schweißnaht die Eigenspannungen auf vergleichbarem Niveau lagen [103]. In numerischen Studien einer sechslagig geschweißten Stumpfnah konnte mit einer Vorwärmtemperatur von  $T_p = 120$  °C lediglich eine Zunahme der Transversalzugeigenspannungen im Schweißnahtvolumen ermittelt werden [102]. Mit höheren Vorwärmtemperaturen wurde keine signifikante Auswirkung auf den Transversaleigenspannungszustand ermittelt. Auffällig ist allerdings, dass die Transversalzugeigenspannungen bei alleiniger Betrachtung der Wurzellage im Übergangsbereich dieser Lage zur WEZ mit zunehmender Vorwärmtemperatur zunahmten [104]. Ob sich eine Vorwärmung des Schweißstoßes mit zunehmender Lagenzahl signifikant auf den resultierenden Eigenspannungszustand auswirken kann, bleibt ungeklärt. In diesem Zusammenhang wäre die Bewertung des Eigenspannungszustandes in Abhängigkeit der Bauteilgeometrie richtungsabhängig wünschenswert gewesen. So konnten Mochizuki et al. [105] die axialen Zugeigenspannungen von Rohr-Rohr-Verbindungen durch gezielte Prozessführung reduzieren und damit die Lebensdauer erhöhen. Ähnliche Ergebnisse beobachteten die Autoren durch Variation des Lagenaufbaus bei beidseitig und vierlagig geschweißten Längssteifen [106]. Fu et al. [107] zeigten, dass eine parallele Schweißfolge und die damit einhergehende Wärmeführung den Eigenspannungszustand in zweilagig ausgeführten T-Stößen minimiert, während Jiang und Yahiaoui [108] nur einen mäßigen Einfluss der Wärmeführung auf Basis der Schweißfolge für einen Rohrflansch nachwiesen. Vielmehr war der Einfluss der  $T_i$  für den Eigenspannungszustand in numerischen Studien maßgebend. Allerdings zeigen die Untersuchungen,

---

<sup>1</sup> Bleche mit einer Blechstärke größer 3 mm nach DIN EN 10027-1 [99].

<sup>2</sup> Streckenenergie ist als eine von der Wärmequelle zugeführte Energie definiert. Spannung, Stromstärke und Schweißgeschwindigkeit des Schweißprozesses sind Einflussfaktoren; Formelzeichen = E.

dass der von der Bauteilgeometrie abhängige Wärmefluss den resultierenden Eigenspannungszustand bestimmt.

Die aufgeführten Untersuchungen verdeutlichen, dass bei der schweißtechnischen Verarbeitung von hochfesten Stählen über die Vorwärm- und Zwischenlagentemperaturen hinaus auch die von der Bauteilgeometrie abhängige Schweißfolge betrachtet werden sollte, um den Spannungszustand von Schweißverbindungen zu optimieren [103, 109-110]. Gleichzeitig ist die von der Konstruktion gegebene Schrumpfbehinderung maßgeblich für den Beanspruchungszustand von Schweißverbindungen verantwortlich. So resultieren Reaktionsspannungen während der inhomogenen Abkühlung von Schweißnähten aus der Schrumpfbehinderung von Schweißkonstruktionen. Die Wechselwirkung zwischen Wärmeführung und Schrumpfbehinderung wurde von Schröpfer et al. [111] für artgleiche Stumpfstoßverbindungen des hochfesten Feinkornbaustahls S 960 QL systematisch untersucht. Unter den gewählten Modellbedingungen konnten die Autoren für die Reaktionsspannungen keine signifikante Abhängigkeit zur Streckenenergie finden, während trotz hoher Schrumpfbehinderung mit abnehmender  $T_i$  das resultierende Reaktionsspannungsniveau abnahm. Dieses Ergebnis wird von den Untersuchungen von Kromm et al. [103] gestützt. Darüber hinaus sollte für Mehrlagenschweißverbindungen ein Optimum zwischen resultierender Festigkeit bzw. Härte und Kerbschlagarbeit gefunden werden [112-113].

#### Mechanischer Faktor:

Neben der lokalen Schrumpfbehinderung als Folge örtlicher Temperaturunterschiede sind Schweißkomponenten durch die umliegende Konstruktions- und Bauteilsteifigkeit in ihrem Schrumpfermögen zusätzlich global behindert (mechanischer Faktor, vgl. Bild 2.1) [114-117]. Während von der überhitzten Schweißnaht und dem umgebenden Grundwerkstoff ein starkes Schrumpfermögen ( $S_V$ ) ausgeht, bleibt die Einspannlänge ( $L$ ) der Schweißkonstruktion unter Einwirkung fester äußerer Einspannbedingungen während der Abkühlung auf Raumtemperatur konstant. Die daraus resultierenden Spannungen sind den Eigenspannungen überlagert und werden als Reaktionsspannungen bezeichnet [118-119]. Abhängig von der Steifigkeit der Schweißbaugruppe und dem elastisch-plastischen Materialverhalten des Schweißzusatzwerkstoffes sind somit sehr große Schrumpfkraften (in Schweißnahtquerrichtung =  $F_V$ ) bzw. Reaktionsspannungen ( $\sigma_V$ ) möglich, die zum frühzeitigen Versagen führen können [115, 120]. Um das Schrumpfermögen von der Schweißnaht und dem Grundwerkstoff bewerten zu können, ist die Kenntnis von diversen physikalischen Einflussgrößen sowie der Schweißparameter notwendig. Basierend auf einer Auswahl dieser Parameter existiert in der Literatur eine Vielzahl analytischer Betrachtungen zur Abschätzung des  $S_V$  [118, 121-124].

Eine rein mechanische Betrachtung der Konstruktionssteifigkeit einer Schweißbaugruppe ist durch das Konzept des Einspanngrades ( $R_{Fy}$ ) nach Satoh et al. [114] in Nahtquerrichtung gegeben (transversal). Der Einspanngrad definiert sich als ein Maß für die auf die Schweißnahtlänge ( $l_w$ ) bezogene Schrumpfbehinderung quer zur Schweißrichtung [114, 117]. Nach Böllinghaus et al. [48, 117] wird vorab des Schweißprozesses numerisch oder experimentell mit Hilfe einer konstanten Druckkraft ( $F$ ) das elastische Verformungsvermögen ( $\Delta y$ ) der Konstruktion an der Fugestelle ermittelt. Unter Vernachlässigung des Schrumpfermögens der Schweißnaht lässt sich der Einspanngrad für verschiedene Stoßformen nachfolgend berechnen [117, 125-126]:

$$R_{Fy} = \frac{F}{l_w \times 2\Delta y}$$

für symmetrische Stumpfnähte

Gleichung 2.3

$$R_{F_y} = \frac{F}{l_w \times (\Delta y_1 - \Delta y_2)} \quad \text{für asymmetrische Schweißnähte} \quad \text{Gleichung 2.4}$$

Eine einfache Abschätzung des Einspanngrades ist nach Satoh et al. [114], unter der Annahme, dass das Verformungsvermögen der Schweißnaht gegenüber dem Grundwerkstoff vernachlässigbar klein ist, für einlagig geschweißte Stumpfstoße bei Anwendung des Hooke'schen Gesetzes durch Gleichung 2.5 und Gleichung 2.6 gegeben. Demnach nimmt der Einspanngrad mit zunehmender Blechstärke bzw. abnehmender Einspannlänge zu.

$$\varepsilon = \frac{\Delta l}{L} \approx \frac{S_y}{L} \quad \text{Gleichung 2.5}$$

$$R_{F_y} \approx \tan \theta \approx \frac{F_y}{l_w \times S_y} = \frac{\sigma_y \times A}{l_w \times S_y} = \frac{E \times \varepsilon \times A}{l_w \times S_y} = \frac{E \times \varepsilon \times h \times l_w}{l_w \times S_y}$$

$$R_{F_y} \approx \frac{E \times h}{L} \quad \text{Gleichung 2.6}$$

Dabei ist:

E ... Elastizitätsmodul [N × mm<sup>-2</sup>]

ε ... Dehnung [-]

h ... Blechdicke [mm]

Δl ... Behinderte thermische Längenänderung [mm]

l<sub>w</sub> ... Schweißnahtlänge [mm]

L ... Einspannlänge [mm]

S<sub>y</sub> ... Querschrumpfung [mm]

σ<sub>y</sub> ... Reaktionsspannung [N × mm<sup>-2</sup>]

tan θ ... Federsteifigkeit der Konstruktion [kN × mm<sup>-1</sup> × mm<sup>-1</sup>]

Obwohl das Modell des Einspanngrades nach Satoh et al. [114] das Schrumpfvermögen berücksichtigt, wird in Gleichung 2.6 der Einfluss des thermischen Eintrages vernachlässigt und der Einspanngrad auf die Steifigkeit der Konstruktion vorab des Schweißprozesses reduziert. Damit werden die von der Temperatur und dem Gefüge abhängige Warmstreckgrenze der Verbindung sowie die stoßabhängig inhomogene Wärmeausdehnung als Einflussfaktoren auf die Schrumpfbehinderung der Schweißnaht vernachlässigt. Numerische Untersuchungen an einlagig geschweißten Verbindungen zeigen, dass das Schrumpfvermögen des Schweißgutes bereits für dünne Bleche transversal ca. 10 % von S<sub>y</sub> betragen kann [125-130]. Mit zunehmendem Wärmeeintrag und Schweißgutvolumen ist für Mehrlagenschweißverbindungen von einem zunehmenden Schrumpfvermögen der Schweißnaht sowohl in Schweiß- als auch in Transversalrichtung auszugehen. Gerade aber die Schrumpfbehinderung komplexer Schweißbaugruppen in Schweißrichtung wird von dem Modell durch Betrachtung einfacher Schweißstoße in Nahtquerrichtung vernachlässigt [101, 131]. Über die rein mechanische Betrachtung der Schrumpfbehinderung hinaus sollte dann die Wechselwirkung zwischen Wärmeleitung und Einspanngrad (thermomechanische Einflussfaktoren) stoß- und richtungsabhängig betrachtet werden,

um den Eigenspannungszustand von hochfesten Mehrlagenschweißverbindungen zu bewerten. In diesem Zusammenhang ist der Einsatz moderner Schweißverfahren mit Hilfe modifizierter Sprühlichtbögen, durch welche das schrumpfbehinderte Schweißgutvolumen reduziert werden kann, sinnvoll. So konnten Schröpfer et al. [132] durch die damit einhergehende Veränderung der Nahtvorbereitung für ein 20 mm starkes Blech bis zu 33 % des Schweißnahtquerschnittes und somit 2 bzw. 3 Schweißraupen in Abhängigkeit des Wurzelspaltes gegenüber einer konventionell vorbereiteten Schweißnaht einsparen. Dadurch wurde die resultierende Reaktionsspannung bei einem vergleichbaren Einspanngrad von  $4 \text{ kN} \times \text{mm}^{-1} \times \text{mm}^{-1}$  um ca. 10 % reduziert. Lokale Eigenspannungsmessungen an der Schweißnahtoberfläche zeigen, dass trotz reduziertem Schweißnahtvolumen innerhalb der Schweißnaht Transversalzugeigenspannungen von bis zu 700 MPa vorliegen können, währenddessen der konventionelle Stoß durch Zugeigenspannungen von maximal 400 MPa charakterisiert ist. Im Bereich der WEZ weist der konventionell vorbereitete Stoß Zugeigenspannungen von 200 MPa aus, während dessen durch das moderne Schweißverfahren die WEZ der hochfesten Schweißverbindung nur durch Zugeigenspannungen um die Nulllage beansprucht ist. Die Ursache für diesen Effekt wurde von den Autoren noch nicht aufgezeigt. Eine Erklärung könnte durch die mit der unterschiedlichen Wärmeleitung verbundene thermische Kontraktion der Schweißnaht gegeben sein. Das Versagensverhalten entsprechender Schweißverbindungen ist demnach gesondert zu bewerten [133, 134].

Neben der mechanischen Betrachtung der Schrumpfbehinderung von Schweißverbindungen bietet das Modell des Einspanngrades die Möglichkeit, Struktursteifigkeiten ganzer Schweißbaugruppen im Labor abzubilden und somit den Einfluss einer globalen Schrumpfbehinderung auf den Eigenspannungszustand zu evaluieren. Mit Hilfe der von Böllinghaus et al. [48] durchgeführten numerischen Untersuchungen konnte die Modellvorstellung zum mechanischen Einspanngrad durch Unterteilung in Naht- (N), Blech- (B) und Strukturkonfiguration (S) verfeinert werden. Der Gesamteinspanngrad ( $R_{F_y, \text{ges}}$ ) ergibt sich nach Gleichung 2.7 aus der Reihenschaltung der Einspanngrade der einzelnen Komponenten. Während die Steifigkeitsverhältnisse für Schweißbaugruppen realitätsnah abgebildet werden können, erlaubt die Betrachtung des Gesamteinspanngrades gleichzeitig die Berücksichtigung von experimentell bestimmten Steifigkeiten von Versuchsanlagen zur Bauteilsimulation sowie die Übertragung der Versuchsbedingungen auf reale Strukturen und umgekehrt.

$$\frac{1}{R_{F_y, \text{ges}}} = \frac{1}{R_{F_y, N}} + \frac{1}{R_{F_y, B}} + \frac{1}{R_{F_y, S}} \quad \text{Gleichung 2.7}$$

Dabei ist:

$R_{F_y, N}$  ... Einspanngrad durch die Nahtkonfiguration [ $\text{kN} \times \text{mm}^{-1} \times \text{mm}^{-1}$ ]

$R_{F_y, B}$  ... Einspanngrad durch die Blechkonfiguration [ $\text{kN} \times \text{mm}^{-1} \times \text{mm}^{-1}$ ]

$R_{F_y, S}$  ... Einspanngrad durch die Strukturkonfiguration [ $\text{kN} \times \text{mm}^{-1} \times \text{mm}^{-1}$ ]

Die zwingend notwendige Bewertung des Einflusses einer globalen Schrumpfbehinderung auf den Eigenspannungszustand komplexer Schweißbaugruppen führte in den letzten Jahren zur Entwicklung und Optimierung einer Vielzahl von Versuchsständen [135-149]. Diese Aufbauten werden genutzt, um die Geometrie analogie quasistatisch oder multi-axial beanspruchter realer Schweißstöße gezielt abzubilden. In Kombination mit dem Einsatz von Röntgenbeugung oder Dehnungsmessstreifen wird der Einfluss der globalen Schrumpfbehinderung auf den resultierenden Eigenspannungszustand und die

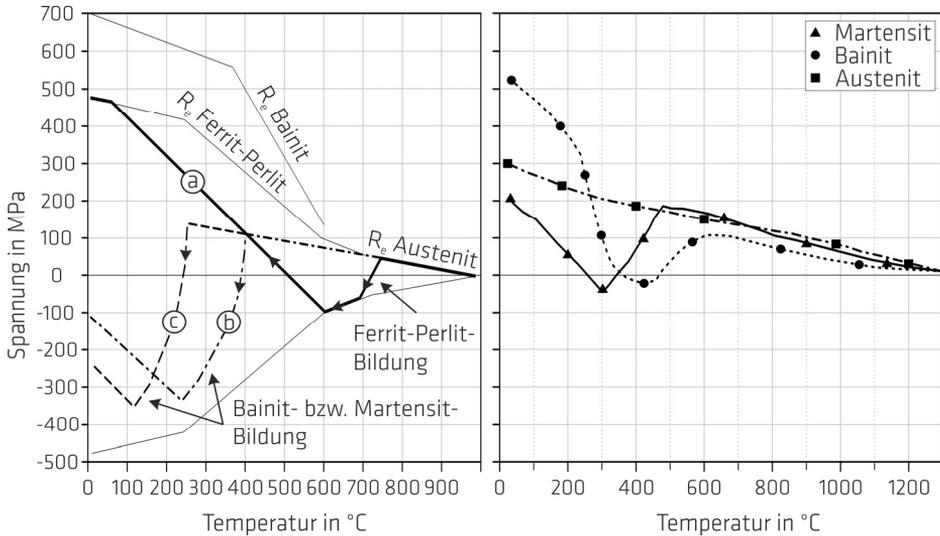
Reaktionsspannung bewertet. So zogen Francis et al. [149] Rückschlüsse auf die notwendige Steifigkeit bzw. Dimensionierung entsprechender Großprüfanlagen. Darüber hinaus stellten die Autoren in Verbindung mit der Auslegung des Versuchsstandes einen Zusammenhang zwischen den resultierenden Eigenspannungen und der Probenanalogie fest. Durch gezielte Variation der Abmessungen des Bauteils und des Schmelzbades zum Original wurde der Wärmefluss auf den resultierenden Eigenspannungszustand analysiert [140]. Eine Bewertung der Einspanngrade wäre in diesem Zusammenhang wünschenswert gewesen. Gerade bei Mehrlagenschweißverbindungen ist mit steigender Lagenzahl eine stetig zunehmende Steifigkeit der Konstruktion zu berücksichtigen [48, 150-151]. Komplexe Steifigkeitsverhältnisse ergeben sich vor allem bei asymmetrischen Stoßformen oder Eckstößen sowohl in als auch quer zur Schweißrichtung [152]. So zeigte Falkenreck [153] numerisch, dass in der schweißtechnischen Produktion von Radkästen hohe Einspanngrade von bis zu  $113 \text{ kN} \times \text{mm}^{-1} \times \text{mm}^{-1}$  vorliegen können. Um solche Schrumpfbehinderungen zu ermitteln und auf Schweißverbindungen im Labor zu übertragen, werden vor allem numerische Berechnungen des Einspanngrades sowie Bauteilversuche in Großprüfanlagen herangezogen. Die Interaktion der Einflussfaktoren, wie Bauteilgeometrie, Wärmeeintrag und Phasenumwandlung lassen sich somit unter Laborbedingungen validieren und ggf. Schweißanweisungen anpassen [154-156].

Aus den Schweißungen an schrumpfbehinderten Stumpfstoßen lässt sich im Vergleich zu freischrumpfenden Proben schlussfolgern, dass die aus der Schrumpfbehinderung resultierende Reaktionsspannung den Eigenspannungen überlagert ist. Mit zunehmendem Einspanngrad nimmt die Reaktionsspannung zu [100, 111, 157-158]. Basierend auf dem Einspanngrad in Transversalrichtung ( $R_{Fy,ges}$ ) und häufiger Lastfälle in Nahtquerrichtung konzentrieren sich die Analysen bisher vorrangig auf die Eigenspannungsverteilung quer zur Schweißnaht (transversal). In Hinblick auf den stoßabhängigen Wärmefluss und dem zunehmenden Schweißgutvolumen bei Mehrlagenschweißverbindungen erscheint die Bewertung der Schrumpfbehinderung auf den Eigenspannungszustand in Schweißnahtlängsrichtung (longitudinal) als auch in Normalrichtung durch den Einsatz von Großprüfanlagen in Kombination mit verschiedenen Auswertemethoden zukünftig unerlässlich.

### Metallurgischer Faktor:

Der Spannungszustand von Schweißverbindungen wird während der Abkühlung neben den o. g. lokalen und globalen Dehnungsbehinderungen zusätzlich durch Phasenumwandlungen (metallurgischer Faktor, vgl. Bild 2.1) beeinflusst, die den Eigenspannungszustand maßgeblich verändern können [159-160]. Aufgrund der gleichgewichtsfernen Abkühlung stellt sich bei Schweißverbindungen niedriglegierter hochfester Stähle innerhalb der Schweißnaht ein vorrangig martensitisches Gefüge ein, während in der WEZ auch Bainit vorliegt [161-162]. Modellvorstellungen zum Einfluss der Phasenumwandlung auf die resultierenden Eigenspannungen wurden erstmals durch Wohlfahrt et al. [159] formuliert. Bild 2.2 (links) verdeutlicht unter Annahme eines linearen Zusammenhangs zwischen Temperatur und Spannung den Einfluss variierender Umwandlungstemperaturen verschiedener Werkstoffphasen. Demnach ist die Umwandlung von Austenit in Ferrit, Bainit oder Martensit mit einer Volumenvergrößerung der Elementarzelle verbunden. Die sich letztlich einstellende Eigenspannungsverteilung ist allerdings maßgeblich von der zum Umwandlungszeitpunkt vorliegenden Warmstreckgrenze und dem noch zu durchlaufenden Temperaturintervall abhängig. Im Fall *a* werden die mit der Ferrit-Perlit-Umwandlung verbundenen Druckspannungen durch die Warmstreckgrenze limitiert. Die nach erfolgter Phasenumwandlung mit der Abkühlung der Schweißnaht verbundene lokale Dehnungsbehinderung überwiegt und führt letztlich zu Zugeigenspannungen in Höhe der Streckgrenze

des Grundwerkstoffes. Die Fälle *b* und *c* repräsentieren Gefügeumwandlungen in Bainit bzw. Martensit, welche bei deutlich niedrigeren Temperaturen ablaufen. Durch die nun vorliegenden höheren Warmstreckgrenzen sind mit den Umwandlungen erheblich größere Druckspannungen möglich, deren Niveau ebenfalls durch die mit der Abkühlung verbundene lokale Schrumpfungsbehinderung bestimmt wird.



**Bild 2.2:** Einfluss der Phasenumwandlung auf den Spannungszustand, modellhaft nach Wohlfahrt [159] (links), experimentell nach Jones und Alberry (rechts) [163]

Untersuchungen von Jones und Alberry [163] zeigten erstmalig das Potential zum Abbau von Eigenspannungen durch eine Phasenumwandlung am Beispiel von zwei verschiedenen legierten CrMo-Stählen experimentell auf. Zum Vergleich wurde ein umwandlungsfreier austenitischer Stahl (AISI 316) verwendet. Nach erfolgter Austenitisierung der Proben wurde die mit der Abkühlung einhergehende Schrumpfung mit Hilfe einer Klemmvorrichtung verhindert und der Spannungsaufbau erfasst. Bild 2.2 (rechts) zeigt die mit der Abkühlung verbundene stetige Zunahme der Reaktionsspannung für den austenitischen Stahl. Der Spannungsverlauf ist nahezu linear und weist bei Raumtemperatur einen Betrag von 300 MPa auf. Im Vergleich dazu ist ein erheblicher Spannungsabfall mit Beginn der jeweiligen Phasenumwandlung für die beiden CrMo-Stähle erkennbar. Der durch die bainitische Phasenumwandlung abgebaute Spannungsanteil wird nach der Umwandlung durch die Schrumpfbehinderung jedoch vollständig kompensiert. In der Probe wurden Zugspannungen von bis zu 500 MPa nachgewiesen. Im Gegensatz dazu wurde durch die Martensitbildung die Beanspruchung bei Raumtemperatur auf 200 MPa reduziert. Ursächlich hierfür sind die im Vergleich zum Bainit bei niedrigeren Temperaturen einsetzende martensitische Umwandlung und die damit verbundene Volumenvergrößerung des Kristallgitters. Typische martensitische Umwandlungstemperaturen ( $M_s$ ) hochfester Feinkornbaustähle liegen zwischen 400 °C - 500 °C [110, 160, 164].

Die mit der martensitischen Phasenumwandlung erzielbaren Dehnungen werden durch äußere Beanspruchungen, wie sie vor allem bei Bauteilschweißverbindungen vorliegen, beeinflusst [165-166]. Diese zusätzlich mechanisch zur Verfügung gestellte Energie kann die  $M_s$  erhöhen und damit zu einer begrenzten Wirksamkeit der Umwandlungsdehnungen führen [165-166]. Die Höhe der Umwand-

lungsdehnungen wird vor allem modellhaft durch die Umwandlungsplastizität nach Greenwood und Johnson [167] und [168] infolge einer reinen Volumendehnung beschrieben. So erfolgt die Phasenumwandlung in voneinander getrennten Mikrobereichen, die die dazwischenliegende Matrix verzerrt. Die dadurch bedingten Mikrospannungen führen zusammen mit der Lastspannung zu einer plastischen Dehnung. Dominiert bei der martensitischen Phasenumwandlung eine lastbedingte Vorzugsorientierung, ist eine hohe plastische Dehnung aufgrund der Volumendehnung in Zusammenhang mit einem Scheranteil anzunehmen. Während die Volumendehnung lediglich 2 % - 3 % beträgt, kann der Scheranteil zwischen 22 % - 26 % betragen [169-170]. Bei isotroper Umwandlung wird dieser Effekt makroskopisch negiert, während der Scheranteil bei anisotroper Umwandlung neben der Umwandlungstemperatur maßgebend auf den Spannungsabbau während der Abkühlung einwirken kann [169, 171].

Der in der Realität aus der schweißtechnischen Verarbeitung resultierende Spannungszustand stellt sich als Folge der Überlagerung der Dehnungsbehinderung über die Nahtlänge, -breite und Blechdicke sowie aufgrund des mit der Phasenumwandlung verbundenen Dehnungsabbaus ein [91, 96]. Dabei ist die zeitliche wie örtliche Inhomogenität der Ereignisse maßgebend für den richtungsabhängigen Dehnungsaufbau [87]. Modellhaft lässt sich die vorliegende Gesamtdehnung ( $\varepsilon_{tot}$ ) bei einer bestimmten Temperatur nach Gleichung 2.8 richtungsabhängig zusammenfassen [125, 172-174]:

$$\varepsilon_{tot} = \varepsilon_{el} + \varepsilon_{th} + \varepsilon_{pl} + \varepsilon_{tp} \quad \text{Gleichung 2.8}$$

Dabei ist:

$\varepsilon_{el}$  ... Elastische Dehnung [-]

$\varepsilon_{th}$  ... Thermische Dehnung [-]

$\varepsilon_{pl}$  ... Plastische Dehnung [-]

$\varepsilon_{tp}$  ... Umwandlungsplastische Dehnung [-]

Mit zunehmender Abkühlung einer schrumpfbehinderten Schweißnaht nimmt die elastische Dehnung zu. Wenn die Warmstreckgrenze überschritten wird, verhält sich das Gefüge plastisch. Während der martensitischen Phasenumwandlung ändern sich die Kristallstruktur des Gefüges und damit das Volumen der Elementarzelle sowie der Ausdehnungskoeffizient. In Zusammenhang mit der Abkühlung wird so eine thermische Dehnungskomponente erzeugt, während die Umwandlungsplastizität aufgrund der Wechselwirkung koexistierender Phasen isotrop oder unter Vorzugsorientierung zum Tragen kommt. Die Bewertung der Interaktion einzelner Dehnungskomponenten ist messtechnisch nur bedingt umsetzbar. Dennoch zeigten Wassermann [175] und Scheil et al. [176-177] erstmalig, dass mit abnehmender Höhe der  $M_s$  die damit verbundenen Umwandlungsspannungen entscheidend auf den resultierenden Eigenspannungszustand von Stahlzylindern an der Oberfläche sowie im Volumen wirken. Vor allem in Mehrlagenschweißverbindungen dickwandiger Bauteile ist der Einfluss der Phasenumwandlung der zuletzt geschweißten Raupe auf die umliegenden Bereiche der Schweißnaht zu erkennen. Während die letzte Schweißraupe Druckeigenspannungen aufweisen kann, induziert deren Phasenumwandlung Zugeigenspannungen in benachbarten Raupen [100, 103, 110-111].

*Zusammenfassend kann festgestellt werden, dass mit zunehmender Festigkeit das Streckgrenzenverhältnis hochfester Feinkornbaustähle abnimmt, sodass lediglich geringe Plastizitätsreserven vorliegen.*

Während der schweißtechnischen Verarbeitung können aber so beträchtliche Zugspannungen aufgebaut werden. Vor allem bei Mehrlagenschweißverbindungen unter hoher Schrumpfbehinderung (Einspanngrad) werden lokale Schweißzugeigenspannungen von Reaktionsspannungen in Transversalrichtung überlagert. Die gegenseitige Beeinflussung der Transversal- und Longitudinaleigenspannungen ist weitestgehend unbekannt. Gerade aber vor dem Hintergrund komplexer Bauteilformen und richtungsabhängiger Schrumpfbehinderungen erscheint die Bewertung des gesamten Eigenspannungszustandes notwendig. In diesem Zusammenhang ist speziell die Wärmeführung zu berücksichtigen. Nach bisherigem Wissensstand sollten lediglich niedrige Zwischenlagentemperaturen gewählt werden, um das resultierende Beanspruchungsniveau zu reduzieren. Während der Streckenenergie in diesem Zusammenhang nur eine untergeordnete Rolle zukommt, kann durch die Schweißfolge und Minimierung des Schweißgutvolumens der Eigenspannungszustand beeinflusst werden. Oftmals wird bei der Auswertung lediglich die Transversaleigenspannungsverteilung betrachtet. Gerade aber auch der Einfluss der Schrumpfbehinderung in Schweißnahtlängsrichtung auf die Longitudinaleigenspannungen erscheint für Mehrlagenschweißverbindungen mit Bauteilcharakter notwendig. In diesem Zusammenhang ist zukünftig die während der schweißtechnischen Verarbeitung vorliegende inhomogene Temperaturverteilung auf den resultierenden Beanspruchungszustand zu bewerten.

### 2.3 Einflussgrößen auf den Eigenspannungszustand in LTT-Schweißverbindungen

Mit der schweißtechnischen Verarbeitung hochfester Stähle sind zumeist hohe Zugeigenspannungen verbunden, die die Integrität dieser Schweißverbindungen schwächen (vgl. Kapitel 2.2). Die kontrollierte Beeinflussung des Eigenspannungszustandes bereits während des Schweißprozesses kann variable Kosten durch PWT vermeiden. Den Eigenspannungszustand vorhandener Schweißbaugruppen formierende mechanische wie thermische Faktoren sind nur mit erhöhtem Aufwand durch die Änderung der werkstoffgerechten Konstruktion und Auslegung möglich. In diesem Zusammenhang erscheint der Nutzen der Adaption des metallurgischen Faktors durch Substitution konventioneller MAG-Zusatzwerkstoffe mit alternativen Konzepten äußerst lukrativ. Aufgrund der mit Schweißprozessen einhergehenden gleichgewichtsfernen Abkühlung weist das Schweißnahtgefüge von hochfesten Verbindungen in der Regel ein martensitisches Gefüge auf. Die gezielte Nutzung der Volumenausdehnung während der Austenit-Martensit-Phasenumwandlung zur Kompensation von aus lokalen und globalen Schrumpfbehinderungen heraus resultierenden Zugspannungen führte zur Entwicklung von sogenannten LTT-Schweißzusatzwerkstoffen [178-181]. Dabei kommt der Start- ( $M_s$ ) und Endtemperatur ( $M_f$ ) der Phasenumwandlung eine entscheidende Bedeutung zu Teil, um der thermischen Kontraktion während der gesamten Abkühlung entgegenzuwirken (vgl. Bild 2.2). Kromm et al. [182/S. 16, 183] definierten LTT-Legierungen erstmalig wie folgt:

*„Low Transformation Temperature (LTT) Legierungen sind hochlegierte Schweißzusatzwerkstoffe, welche eine martensitische Phasenumwandlung mit einer  $M_s$ -Temperatur oberhalb Raumtemperatur aufweisen, die allein der Eigenspannungskontrolle in der Schweißnaht und angrenzenden Bereichen dient. Der sich einstellende Schweißzugeigenspannungszustand zeichnet sich durch lokal niedrige Zugeigenspannungen oder vom Betrag her hohen Druckeigenspannungen aus.“* [182/S. 16, 183]

Der folgende Kenntnisstand gibt wieder, wie der Eigenspannungszustand von hochfesten Schweißverbindungen durch die Verwendung von LTT-Zusatzwerkstoffen beeinflusst wird. In diesem Zusammenhang wird auf die metallurgischen, thermischen wie mechanischen Faktoren eingegangen.

### 2.3.1 Phasenumwandlung

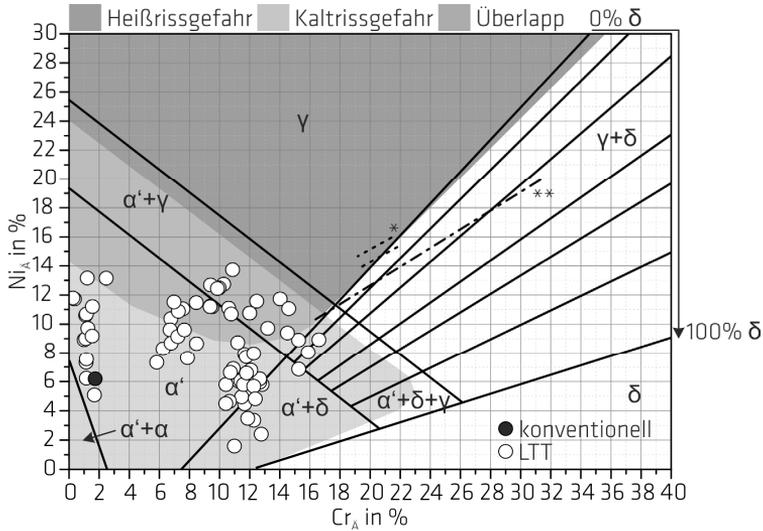
Um den (Eigen-) Spannungszustand von Schweißkomponenten während der schweißtechnischen Verarbeitung mit Hilfe einer martensitischen Phasenumwandlung zu optimieren, ist es notwendig, einen Zusatzwerkstoff mit einer geeigneten  $M_s$  zu nutzen. In der Literatur findet man eine Vielzahl von Publikationen, die sich mit der optimalen  $M_s$  zur Reduzierung von Verzug oder Zugeigenspannungen in Schweißverbindungen beschäftigen. Mit Hilfe Austenit stabilisierender Elemente wie Nickel oder Mangan ist es in Verbindung mit Chrom möglich, die  $M_s$  abzusenken [184-204]. Damit kann jedoch eine Zunahme der Heißriss- und Kaltrissanfälligkeit bzw. Abnahme der Zähigkeit verbunden sein [187-188]. Obwohl Kohlenstoff ebenfalls eine Austenit stabilisierende Wirkung induziert, wird dessen Zugabe weitestgehend vermieden, um eine gute Schweißbarkeit sowie eine gute Zähigkeit bei gleichzeitig vertretbarer Härte zu gewährleisten [186]. So zeigt Bild 2.3 das durch Variation der Cr- und Ni-Äquivalente<sup>1</sup> zu erwartende Schweißnahtgefüge im modifizierten Schöfflerdiagramm<sup>2</sup> [205-206]. Die in der Literatur angegebenen LTT-Legierungen sowie der konventionelle Zusatzwerkstoff (G Mn4Ni2CrMo<sup>3</sup>) befinden sich vorrangig im Martensitgebiet. Konträr zum konventionellen Zusatzwerkstoff weisen alle LTT-Legierungen ein stark ausgeprägtes Ni- und Cr-Äquivalent auf. Während bei konstantem Cr-Äquivalent mit sinkendem Ni-Äquivalent eine komplette Nutzung der Umwandlungsdehnung der martensitischen Phase durch die Bildung von Ferrit reduziert wird, steigt mit zunehmendem Ni-Äquivalent die Gefahr der Heißrissbildung [205-206]. Gleichzeitig ist der Verbleib von Restaustenit durch unvollständige Umwandlung möglich. Eigenspannungsanalysen an freischumpfenden LTT-Legierungen von Kromm et al. [207-209] haben gezeigt, dass das Makrospannungsniveau vom Restaustenitgehalt limitiert wird, während für die martensitische Phase ein erhebliches Druckeigenspannungsniveau vorliegen kann. Dennoch scheint ein gewisser Anteil an Restaustenit förderlich für die Verbindungseigenschaften zu sein. So wurde mit Hilfe von quasi-statischen Zugversuchen nachgewiesen, dass in LTT-Schweißverbindungen unter realitätsnahen Einsatzbedingungen zusätzlich Druckdehnungen durch spannungsinduzierte Martensitbildung auf Kosten des Restaustenitgehalts eingebracht werden. Dadurch könnte die Lebensdauer von Schweißkonstruktionen erhöht werden [210]. In diesem Zusammenhang ordnen sich von Wu et al. [211] durchgeführte Kerbschlagversuche sowie metallographische Untersuchungen ein. Die Autoren bestätigten längere Phasen für Risseinleitung und Rissfortschritt unter Vorlage von zellulärem Restaustenit sowie Restaustenitsäumen zwischen dem Lattenmartensit.

---

<sup>1</sup>  $Cr_{\text{Ä}} = \%Cr + \%Mo + 1,5\%Si + 0,5\%Nb + 2\%Ti$ ;  $Ni_{\text{Ä}} = \%Ni + 30\%C + 0,5\%Mn$ .

<sup>2</sup> Zustandsdiagramm für hochlegierte Schweißgüter.

<sup>3</sup> Handelsüblicher Zusatzwerkstoff für niedrig legierte hochfeste Stähle mit  $R_{p0,2} = 960$  MPa, nach DIN EN ISO 16834 [212].



**Bild 2.3:** Lage der in der Literatur verwendeten LTT-Legierungen [49, 50, 157, 185-204] im Vergleich zu einem konventionellen Zusatzwerkstoff [212] (chemische Zusammensetzung im Anhang – vgl. Tabelle A.1) im modifizierten Schöfflerdiagramm ( $\gamma$ -Austenit,  $\alpha$ ,  $\delta$ -Ferrit,  $\alpha'$ -Martensit) [205-206], Grenzbereich für die primär austenitische Erstarrung nach [213]\* und [214]\*\*

Obwohl mit Hilfe des Schöfflerdiagramms das Gefüge abgeschätzt und die Schweißseignung prinzipiell eingeschätzt werden kann, lässt die Verwendung der Cr- und Ni-Äquivalente keine Aussage über die vorliegenden  $M_s$  zu. In der Literatur hat sich die empirische Formel nach Steven und Haynes (Gehalte in Gew.-%) [215] zur Vorhersage der  $M_s$  von LTT-Legierungen auf Basis der chemischen Zusammensetzung des Schweißgutes nach Gleichung 2.9 behauptet:

$$M_s = 561 - 474 \times C - 33 \times Mn - 17 \times Ni - 17 \times Cr - 21 \times Mo \quad \text{Gleichung 2.9}$$

Demnach nimmt die  $M_s$  mit Zunahme der Legierungselemente linear ab. Wang et al. [193] untersuchten den Einfluss verschiedener  $M_s$  auf den Eigenspannungszustand des Schweißgutes in Auftragschweißungen. Die Schweißungen wurden 5-lagig in einer speziell vorbereiteten Fuge ausgeführt. Obwohl die Autoren keine Angaben zur gewählten Zwischenlagentemperatur angeben und mit Hilfe des Bohrlochverfahrens nur ein Punkt zur Bewertung der Eigenspannungen in der Schweißnahtmitte bestimmt wurde, zeigen die Untersuchungen, dass für die gewählte Probenform eine optimale  $M_s$  zwischen 100 °C und 300 °C liegt. So wurde mit einer Umwandlungstemperatur von 191 °C ein Druckeigenspannungsmaximum in Longitudinal- und Transversalrichtung ermittelt. Die Longitudinaleigenspannungen weisen dabei -145 MPa auf. Interessant erscheint in diesem Zusammenhang, dass die beim Abkühlen erzielbare Umwandlungsdehnung dieser LTT-Legierung im Dilatometerversuch maximal ist und nur ein geringer Anteil an Restaustenit von ca. 9 % ermittelt wurde. Bei niedrigeren  $M_s$  erfolgt die Martensitumwandlung anscheinend unvollständig, sodass das umgewandelte Volumen und die damit verbundenen Druckspannungen geringer ausfallen. Die Autoren schlussfolgern weiter, dass  $M_s$  größer als 191 °C zwar eine vollständige Martensitbildung innerhalb der Schweißnaht zur Folge haben, aber die anschließende thermische Kontraktion der Schweißnaht die Druckspannungen reduziert.

Eigenspannungsanalysen an einlagig geschweißten Auftragnähten der Forschergruppe Zenitani et al. [194, 216] ergeben in diesem Zusammenhang ebenfalls Druckeigenspannungen von -200 MPa in Schweißnahtmitte und Transversalrichtung. Obwohl das verwendete Legierungskonzept im Vergleich zu den von Wang et al. [193] verwendeten Legierungen abweicht, wird nach Gleichung 2.9 eine vergleichbare  $M_s$  von 190 °C erzielt. Vergleichbare Eigenspannungsverteilungen ergeben sich in zwölfmalig ausgeführten Mehrlagenschweißversuchen gleicher Probengeometrie der Forschergruppe Murata et al. [189]. Obwohl die LTT-Legierungen im Vergleich zu einem konventionellen Zusatz im Schweißgut eine Spannungsreduktion von ca. 100 MPa in Longitudinal- und ca. 150 MPa in Transversalrichtung erzielen, liegen die LTT-Legierungen trotz unterschiedlicher  $M_s$  von 209 °C und 295 °C auf vergleichbarem Niveau. Die WEZ weist unabhängig vom verwendeten Zusatz Zugeigenspannungen von 250 MPa in Longitudinalrichtung auf. In Transversalrichtung zeigen die verwendeten LTT-Legierungen Druckeigenspannungen von bis zu -150 MPa auf, während sich der konventionelle Zusatz um die Nulllage befindet. Entfernter von der Fusionslinie schließt sich ein Zugeigenspannungsfeld an, welches den qualitativen Zusammenhang nicht verändert. Die Angabe der Zwischenlagentemperatur und der Messfehler wären in Bezug auf die vom Betrag her kleinen Eigenspannungen wünschenswert gewesen.

Chen et al. [201] untersuchten den Einfluss der Phasenumwandlung in zweilagig geschweißten Stumpfstößen. Im Vergleich zu den bisher vorgestellten Untersuchungen verwendeten die Autoren LTT-Zusatzwerkstoffe, die sowohl im Nickel- und Chrom-Gehalt variiert wurden, als auch einen Anteil an Mangan (1 Gew.-%) aufweisen. So wurden niedrige  $M_s$  erzielt und gleichzeitig der Einsatz der kostenintensiven Elemente Chrom und Nickel reduziert. Die  $M_s$  der LTT-Legierungen wurden mit 190 °C und 160 °C durch Dilatometerversuche bestimmt. Die entsprechenden Proben wurden der Schweißnaht der Verbindungsschweißung entnommen. Dabei gehen die Autoren nicht detailliert auf die Probenform und -lage ein, sodass der Einfluss der Entmischung auf die Höhe der  $M_s$  nicht abschließend bewertet werden kann. Eigenspannungsmessungen an der Oberfläche zeigen, dass für die Schweißnaht in Longitudinalrichtung Druckeigenspannungen von bis zu -300 MPa für eine  $M_s$  von 190 °C möglich sind, währenddessen der konventionelle Stoß Zugeigenspannungen von bis zu 400 MPa aufweist. Die Eigenspannungsverteilung in Transversalrichtung ist qualitativ vergleichbar. So sind mit Hilfe der LTT-Legierung Druckeigenspannungen von bis -200 MPa möglich. Der konventionelle Stoß weist Zugeigenspannungen von bis zu 100 MPa auf. Auffällig ist, dass die alternativ verwendete LTT-Legierung mit einer  $M_s$  von 160 °C trotz eines vergleichbaren Restaustenitgehalts von bis zu 5 % sich für die Longitudinal- und Transversaleigenspannungen in Schweißnahtmitte auf dem Niveau des konventionellen Zusatzes befindet. Konträr zu der konventionellen Verbindung und dem vorab diskutierten LTT-Zusatz fallen die Eigenspannungen der Schweißverbindung im Übergang zur WEZ drastisch ab. Weiterführende Untersuchungen zur Deutung des Ergebnisses sind nötig.

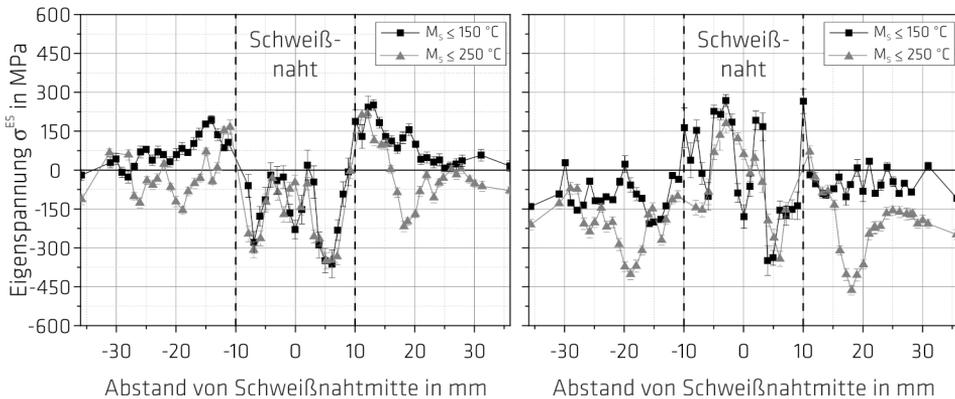
Das von Martinez Diez [49] verfolgte LTT-Legierungskonzept auf Basis von Mangan statt Nickel weist eine reduzierte Heißrissanfälligkeit auf. So zeigen Legierungen mit einem Verhältnis der Chrom-Nickel-Äquivalente kleiner gleich 1,52 eine primär ferritische Erstarrung auf. Gleichzeitig kann die  $M_s$  für einen Anteil an Mangan von 8,5 Gew.-% auf ca. 180 °C gesenkt werden. Röntgenographisch durchgeführte Eigenspannungsmessungen im Übergangsbereich zur Schweißnaht bzw. WEZ zeigen im Stirnbereich von Längssteifen Druckeigenspannungen von bis zu -430 MPa. An Längssteifen durchgeführte Eigenspannungsanalysen von Karlsson et al. [217], Harati et al. [218], Kromm et al. [50], Shiga et al. [51], Yamamoto et al. [219], Mochizuki et al. [220] und Ohta et al. [221] bestätigen, dass eine auf ca. 200 °C - 260 °C abgesenkte  $M_s$  Druckeigenspannungen am Nahtrand verursachen und damit die Schwingfestigkeit gegenüber konventionell geschweißten Proben verbessern kann. Für den

Eigenspannungszustand ist es dabei nicht signifikant, welches Legierungskonzept verfolgt wird, obwohl höhere Anteile an Mangan die Kaltrissgefahr fördern und prinzipiell ein stark texturiertes Schweißnahtgefüge verursachen [186, 222]. Auf der anderen Seite kann die Heißrissanfälligkeit durch eine primär ferritische Erstarrung reduziert werden [223].

Numerisch durchgeführte Studien [224] an einlagig geschweißten 4 mm starken Stumpfstößen zeigen, dass mit abgesenkter  $M_s$  Druckeigenspannungen innerhalb der Schweißnaht möglich sind. Die Autoren schlussfolgern, dass mit einer  $M_s$  von 200 °C maximale Druckeigenspannungen von -430 MPa in Longitudinalrichtung erzeugt werden, während die konventionelle Schweißnaht in Longitudinalrichtung lediglich Druckeigenspannungen von -200 MPa aufweist. Die Transversaleigenspannungen der Schweißnähte sind mit Zugeigenspannungen von 70 MPa auf vergleichbarem Niveau. Vergleichend zu den Eigenspannungsverteilungen in Längssteifen ist es auffällig, dass die WEZ der Stumpfstößverbindungen sowohl in Longitudinal- als auch in Transversalrichtung Zugeigenspannungen aufweisen. Entsprechende Auftragnähte von Francis et al. [200] weisen vergleichbare Eigenspannungsverteilungen auf. Die verwendeten LTT-Legierungen sind durch  $M_s$  von 200 °C und 275 °C charakterisiert. Der Einfluss der Phasenumwandlung wurde oberflächennah beginnend im Schweißgutvolumen untersucht. So zeigen die Eigenspannungsanalysen in einer Messtiefe von 1 mm, dass sich für beide LTT-Legierungen in Longitudinalrichtung innerhalb der Schweißnaht Druckeigenspannungen von bis zu -600 MPa nachweisen lassen, während die konventionelle Schweißnaht durch Zugeigenspannungen von bis zu 150 MPa beansprucht ist. Unabhängig vom verwendeten Zusatzwerkstoff ist die WEZ durch Zugeigenspannungen von 600 MPa beansprucht. Mit zunehmender Messtiefe gleichen sich die Eigenspannungsverläufe zwischen dem konventionellen Zusatzwerkstoff und den LTT-Legierungen an. Es ist anzunehmen, dass die  $M_s$  mit zunehmender Messtiefe durch Entmischung mit dem Grundwerkstoff zunimmt. Der Einfluss eines chemischen Gradienten auf das Umwandlungsverhalten der Schweißnaht sollte noch weitergehend untersucht werden. Zusätzlich wird der Eigenspannungszustand durch Phasenumwandlung in der WEZ unterhalb der Schweißnaht beeinflusst. Von Shiga et al. [180] im Schweißgutvolumen durchgeführte Eigenspannungsanalysen an beidseitig mit LTT-Zusatzwerkstoffen geschweißten Stumpfstößen (DY-Naht) entsprechen den Ergebnissen von Francis et al. [200]. Die verwendeten LTT-Legierungen besitzen  $M_s$  von 244 °C und 60 °C. Aus den Analysen geht hervor, dass innerhalb der Schweißnaht in Longitudinalrichtung für beide LTT-Zusatzwerkstoffe Druckeigenspannungen von bis zu -500 MPa vorliegen, während die mit konventionellem Zusatzwerkstoff geschweißte Naht Zugeigenspannungen gleichen Betrages aufweist. Unabhängig vom verwendeten Zusatzwerkstoff zeigen sich in der WEZ hohe Zugeigenspannungen. Die Eigenspannungsverteilung in Transversalrichtung ist vergleichbar, wenn auch qualitativ auf niedrigerem Niveau. Auffällig erscheint in diesem Zusammenhang, dass trotz erheblich variierender  $M_s$  vergleichbare Eigenspannungsniveaus erzielt werden. Leider verzichten die Autoren auf Angaben zum Restaustenitgehalt sowie diesbezüglichen Eigenspannungsmessungen. So liegt die  $M_s$  von 60 °C unterhalb des von Wang et al. [193] festgestellten optimalen Bereichs für  $M_s$ . Es bleibt somit offen, ob die thermische Kontraktion sowie der Restaustenitgehalt nach erfolgter Phasenumwandlung groß genug sind, um den Makroeigenspannungszustand merklich zu beeinflussen. Von Heinze et al. [225] durchgeführte numerische Studien an zweilagig geschweißten Stumpfstößen zeigen, dass mit abnehmender  $M_s$  unter Annahme von 1 % Restaustenit maximale Druckeigenspannungen von -400 MPa bei einer  $M_s$  von 184 °C in Longitudinalrichtung möglich sind. Mit zunehmenden Anteil an Restaustenit werden die Eigenspannungen in Richtung Nulllage angehoben. So ergeben sich für 15 % Restaustenit bis zu -100 MPa. Gleichzeitig verdeutlichen die Untersuchungen für eine  $M_s$  von 250 °C, dass die Longitudinaleigenspannungsverteilung vor allem von der Temperatur abhän-

gig ist, bei welcher die martensitische Phasenumwandlung vollständig abgeschlossen ist ( $M_f$ ). So ergeben sich unter Annahme von 1 % Restaustenit für  $M_f$  von Raumtemperatur bis 90 °C vergleichbare Eigenspannungsverteilungen währenddessen oberhalb von 90 °C die thermische Kontraktion hoch genug ist, um die Longitudinaleigenspannungen anzuheben. In Bild 2.4 sind Eigenspannungsanalysen verschiedener LTT-Stumpfstoßverbindungen an der Oberfläche gezeigt. Kromm [226] untersuchte den Einfluss von  $M_s$  mit ca. 150 °C und ca. 250 °C. Die Umwandlungstemperaturen wurden mit einem auf Mangan sowie einem auf Nickel basierenden Legierungskonzept erreicht. Der Restaustenitgehalt liegt für die untersuchten LTT-Legierungen unterhalb der Nachweisgrenze.

Unabhängig von der  $M_s$  sind die Eigenspannungsverteilungen an der Oberfläche vor allem in Longitudinalrichtung auf gleichem Niveau. Die manuell geschweißten Verbindungen sind vornehmlich durch Druckeigenspannungen von bis zu -375 MPa charakterisiert, denen Zugeigenspannungen von bis zu 250 MPa in der WEZ das Gleichgewicht halten. In Transversalrichtung finden sich sowohl Zug- als auch Druckeigenspannungen gleichen Betrages. Zusätzlich im Volumen durchgeführte Eigenspannungsanalysen ergaben innerhalb der Schweißnähte Druckeigenspannungen von bis zu -600 MPa in Longitudinalrichtung, während die Eigenspannungen vom Betrag in Transversal- und Normalrichtung geringer ausfallen. Die Untersuchungen zeigen, dass der Eigenspannungszustand vielmehr durch eine  $M_f$  nahe Raumtemperatur optimiert wird. Solange durch Phasenumwandlung Martensit entsteht, wirkt die damit verbundene Volumenvergrößerung entgegen der durch thermische Kontraktion bedingten Schrumpfung. In diesem Zusammenhang ergibt sich ein optimaler Bereich für  $M_s$ . Weiterführende Untersuchungen erscheinen notwendig, um den Eigenspannungszustand für schrumpfbegleitete Schweißverbindungen und verschiedene Wärmeführungsstrategien während der schweißtechnischen Fertigung zu validieren.



**Bild 2.4:** Schweißeigenspannungsverteilung an der Oberfläche für zwei LTT-Zusatzwerkstoffe mit unterschiedlichen  $M_s$  in Longitudinalrichtung (links) und Transversalrichtung (rechts), nach [226]

Zusammenfassend lässt sich schlussfolgern, dass mit Hilfe herabgesetzter martensitischer Umwandlungstemperaturen im Vergleich zu konventionellen Zusatzwerkstoffen vom Betrag her höhere Druckeigenspannungen erzielbar sind. Dabei ist der resultierende Eigenspannungszustand vom Legierungskonzept der LTT-Zusatzwerkstoffe nahezu unabhängig. Vielmehr scheint die  $M_f$  und der damit verbundene Restaustenitgehalt in Zusammenhang mit der nach Abschluss der Phasenumwandlung einhergehenden thermischen Schrumpfung maßgebend zu sein. Vor diesem Hintergrund ist der Eigenspannungszustand von Mehrlagenschweißverbindungen mit Bauteilcharakter sowohl an der Oberfläche als auch im Volumen zu untersuchen. Bei der schweißtechnischen Verarbeitung solcher Verbindungen tritt die

*Wärmeführung (Zwischenlagentemperatur) in Bezug auf den resultierenden Eigenspannungszustand des Bauteils in den Vordergrund. Die Wechselwirkung zwischen Phasenumwandlung und thermischer Kontraktion gilt es in Abhängigkeit des Wärmeflusses richtungsabhängig für den Beanspruchungszustand des Bauteils zu bewerten.*

### 2.3.2 Wärmeführung

Moderne niedriglegierte hochfeste Stähle stellen hohe Anforderungen an die schweißtechnische Verarbeitung. So müssen hochfeste Feinkornbaustähle mit  $t_{8/5}$ -Zeiten<sup>1</sup> unterhalb 8 s - 10 s verarbeitet werden, um artgleiche Verbindungseigenschaften zu gewährleisten [54]. Während sich durch höher gewählte Vorwärm- und Zwischenlagentemperaturen Fertigungszeiten reduzieren lassen, nimmt das Beanspruchungsniveau der Schweißkonstruktion zu [100, 103, 111].

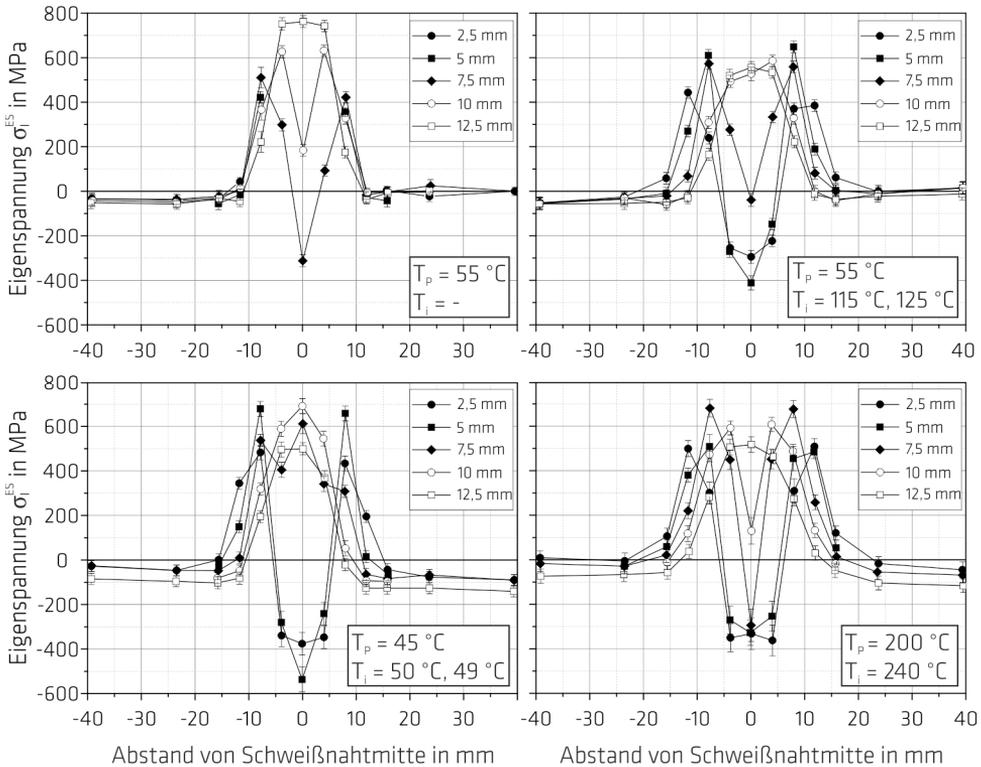
Durch das Schmelzschweißen von niedriglegierten hochfesten Feinkornbaustählen in Kombination mit LTT-Zusatzwerkstoffen entstehen artfremde Schweißverbindungen. Prinzipielle Empfehlungen zur Wärmeführung bei der schweißtechnischen Verarbeitung solcher Verbindungen gibt das DVS-Merkblatt 3011 [227]. Während für den Zusatzwerkstoff eine Begrenzung der  $T_i$  angestrebt wird, um die Heißrissgefahr zu senken, wird für den Grundwerkstoff eine gewisse Vorwärmung vorgeschlagen, um die Aufhärtung der WEZ zu reduzieren. In Bezug auf den resultierenden Eigenspannungszustand in LTT-Mehrlagenschweißverbindungen nimmt die  $T_i$  einen bedeutenden Stellenwert ein. Theoretisch ist es möglich, mit einer  $T_i$  oberhalb der  $M_s$  des Schweißgutes, die martensitische Phasenumwandlung bis zum Ende des Schweißprozesses hinauszuzögern. Damit unterliegt die komplette Schweißnaht einer einmaligen martensitischen Phasenumwandlung.  $T_i$  unterhalb der  $M_s$  des Schweißgutes bedingen somit während der schweißtechnischen Verarbeitung eine partielle Phasenumwandlung des Schweißgutes. Nur wenige Untersuchungen geben bisher Aufschluss, wie der Eigenspannungszustand in LTT-Mehrlagenschweißverbindungen durch die Wärmeführung beeinflusst werden kann. Erste Experimente wurden von Shiga et al. [180] an zweilagig geschweißten 20 mm starken Stumpfstößen (DY-Naht) durchgeführt. Es wurden LTT-Legierungen mit  $M_s$  von 244 °C und 60 °C verwendet (vgl. Kapitel 2.3.1) und durch eine Streckenenergie von  $40 \text{ kJ} \times \text{cm}^{-1}$  gefügt. Im Vergleich zur konventionellen Verbindung wurden im Volumen erhebliche Druckeigenspannungen festgestellt. Leider verzichteten die Autoren auf eine Angabe zur  $T_i$  sowie auf die Angabe, ob die im Volumen ermittelten Eigenspannungen in der ersten Lage oder in der Gegenlage gemessen wurden. Dennoch lassen die Untersuchungen erstmalig den Schluss zu, dass in Mehrlagenschweißverbindungen Druckeigenspannungen erzielbar sind.

Schweißexperimente von Ramjaun et al. [228] zeigen den Zusammenhang zwischen  $T_i$  und  $M_s$  für 15 mm starke Auftragnähte. Die automatisiert durchgeführten MAG-Schweißungen wurden in einer 500 mm langen, speziell gefrästen Nut mit V-Nahtvorbereitung dreilagig ausgeführt. Die Nuttiefe betrug 8 mm und die Blechbreite wurde mit 150 mm angegeben. Komplementär wurde eine Wurzelnaht geschweißt, um den Einfluss der Füll- und Decklage auf den Eigenspannungszustand in der Wurzel zu vergleichen. Als Grundwerkstoff diente ein niedriglegierter hochfester Feinkornstahl mit einer Streckgrenze von  $R_{p0,2} = 700 \text{ MPa}$  [28]. Die  $M_s$  des auf Nickel basierenden LTT-Zusatzwerkstoffes wurde mit 164 °C ( $\pm 12 \text{ °C}$ ) in Dilatometerversuchen gemessen. Jede Lage wurde mit einer Streckenenergie von  $1 \text{ kJ} \times \text{mm}^{-1}$  bis  $1,6 \text{ kJ} \times \text{mm}^{-1}$  geschweißt. Leider gehen die Autoren nicht näher darauf

---

<sup>1</sup> Die zur Verfügung stehende Zeit, um die Abkühlung einer Schweißnaht von  $T = 800 \text{ °C}$  auf  $T = 500 \text{ °C}$  zu durchlaufen.

ein, aber es ist davon auszugehen, dass eine höhere Streckenenergie notwendig war, um die Anbindung der Decklage mit dem Grundwerkstoff zu gewährleisten. Sowohl für die Wurzelschweißung als auch für zwei weitere Schweißnähte wurde die Vorwärmtemperatur ( $T_p$ ) auf ca. 50 °C festgelegt. Für letztere wurden die  $T_i$  mit ca. 120 °C und 50 °C unterhalb der  $M_s$  des reinen LTT-Schweißgutes festgelegt. Zusätzlich wurde eine Schweißnaht mit einer  $T_p$  von 200 °C und  $T_i$  von 240 °C oberhalb der  $M_s$  des reinen Schweißgutes ausgeführt. Bild 2.5 zeigt die mit Hilfe von Neutronenbeugung über die Schweißnahttiefe gemessenen Longitudinaleigenspannungen (Schweißrichtung). Für die dreilagig geschweißten Auftragnähte wurden fünf Reihenanalysen beginnend bei 2,5 mm bis 12,5 mm unterhalb der Schweißnahtoberfläche durchgeführt. Für die Wurzelschweißung wurden drei Reihenanalysen ausgeführt.



**Bild 2.5:** Mittels Neutronenbeugung über bis zu fünf Messtiefen im Volumen ermittelte Longitudinaleigenspannungsverteilung einer dreilagig geschweißten Auftragnahnt. Untersuchung des Einflusses der Vor- und Zwischenlagentemperatur ( $T_p$ ,  $T_i$ ) auf den Longitudinaleigenspannungszustand im Vergleich zu einer Wurzelschweißung (oben links) für einen LTT-Zusatzwerkstoff mit einer nominellen  $M_s$  von 164 °C, nach [228]

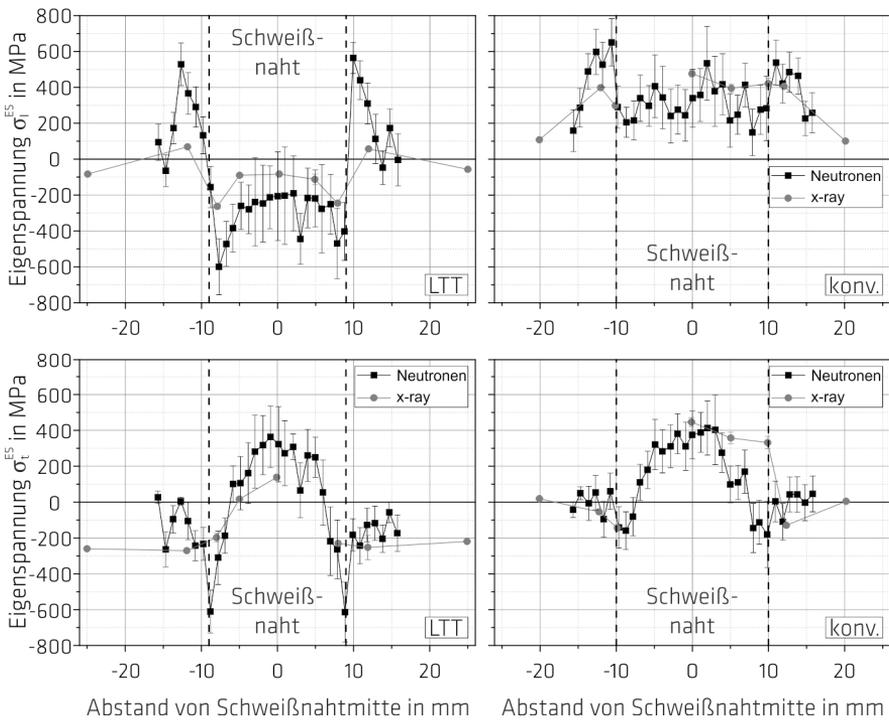
Aus Bild 2.5 geht hervor, dass in Longitudinalrichtung Druckeigenspannungen von bis zu -550 MPa innerhalb der Schweißnaht vorliegen können, denen Zugeigenspannungen gleichen Betrages im Bereich der WEZ das Gleichgewicht halten. Mit zunehmender Messtiefe werden die Druckeigenspannungen innerhalb der Schweißnaht reduziert. So werden in Schweißnahtmitte in einer Messtiefe von 10 mm und 12,5 mm Zugeigenspannungen von bis zu 600 MPa gemessen. Diese Messtiefen befinden sich im Übergang zur WEZ unterhalb der Schweißnaht. Durch die Messreihe in einer Messtiefe von 7,5 mm ist die Bewertung des Eigenspannungszustandes in der Wurzellage möglich. So wurden mit

Hilfe der Einlagenschweißung für die Schweißnahtmitte Druckeigenspannungen von bis zu -300 MPa erzielt. Aufgrund des relativ großen Messvolumens und der kleinen Nahtbreite, wird der Eigenspannungsverlauf außerhalb der Nahtmitte mit denen der WEZ überlagert. So sind am Nahrand Zugeigenspannungen zwischen 100 MPa und 300 MPa möglich, denen sich vergleichbare Zugeigenspannungen innerhalb der WEZ anschließen. Die in Schweißnahtmitte und in einer Messtiefe von 7,5 mm ermittelten Longitudinaleigenspannungszustände der dreilagig geschweißten Auftragnähte weichen von der einlagig geschweißten Schweißnaht deutlich ab. Für eine  $T_i$  von ca. 120 °C ( $T_i < M_s$ ) werden die Eigenspannungen auf die Nulllage angehoben. Für eine  $T_i$  von 50 °C werden sogar 600 MPa in Schweißnahtmitte erreicht, während innerhalb der WEZ 500 MPa nachweisbar sind. Für eine  $T_i$  mit 240 °C ( $T_i > M_s$ ) kann der Longitudinaleigenspannungszustand in Schweißnahtmitte und einer Messtiefe von 7,5 mm deutlich reduziert werden. So lassen sich Druckeigenspannungen von -300 MPa ermitteln. Für den resultierenden Longitudinaleigenspannungszustand scheint es somit besser zu sein, hohe Zwischenlagentemperaturen nahe oder oberhalb der  $M_s$  des LTT-Zusatzwerkstoffes zu nutzen. Die Autoren schlussfolgern, dass in Mehrlagenschweißungen mit abnehmender  $T_i$  keine ausreichende Austenitisierung der Wurzellage stattfindet und damit aufbauende Spannungen während der Abkühlung nur bedingt durch eine martensitische Phasenumwandlung reduziert werden können. Leider verzichten die Autoren auf entsprechende Temperaturmessungen zur erzielten Spitzentemperatur in der geschweißten und jeweils unterhalb befindlichen Lage. Eine klare Visualisierung der Lage der einzelnen Schweißraupen in Relation zur Messtiefe der Reihenanalysen sowie eine chemische Analyse zur Bewertung der  $M_s$  wären für weiterführende Betrachtungen sinnvoll.

Weiterführend geht aus den Mehrlagenschweißungen in Bild 2.5 hervor, dass innerhalb der Füll- und Decklage in einer Messtiefe von 2,5 mm und 5 mm Druckeigenspannungen von bis zu -550 MPa möglich sind. Während für eine  $T_i$  von 50 °C diese Druckeigenspannungen unterhalb der Messtiefe von 5 mm vollständig abgebaut werden, sind durch  $T_i$  nahe oder oberhalb der  $M_s$  des reinen Schweißgutes in einer Messtiefe von 7,5 mm Druckeigenspannungen nahe der Nulllage oder sogar Druckeigenspannungen von -350 MPa möglich. Es ist auffällig, dass mit zunehmender  $T_i$  das Maximum der erzielbaren Druckeigenspannungen abnimmt, aber der durch Druckeigenspannungen beanspruchte Schweißnahtquerschnitt zunimmt. Interessant erscheint in diesem Zusammenhang, dass die Druckeigenspannungen in Longitudinalrichtung für eine  $T_i$  unterhalb der  $M_s$  der Schweißnaht im Vergleich zu einer Messtiefe von 5 mm bei der Analyse in einer Messtiefe von 2,5 mm um bis zu 150 MPa abgebaut werden. Mit einer einmaligen Phasenumwandlung des gesamten Schweißnahtvolumens ( $T_i > M_s$ ) kann dieser Abbau vermieden werden. Diese Tendenz ist auch in Transversalrichtung und normal zur Schweißrichtung erkennbar. Die Autoren beschränken sich bei der Darstellung der Eigenspannungskomponenten auf Konturdarstellungen. Die transversal zur Schweißrichtung ermittelten Eigenspannungen zeigen einen qualitativ vergleichbaren Verlauf zu den Longitudinaleigenspannungen. Allerdings werden innerhalb der Schweißnaht maximal Druckeigenspannungen von bis zu -200 MPa gemessen, während die WEZ durch Zugeigenspannungen von bis zu 400 MPa charakterisiert ist. Normal zur Schweißrichtung werden maximale Druckeigenspannungen von bis zu -100 MPa erzielt, während der Grundwerkstoff durch Zugeigenspannungen von bis zu 300 MPa beansprucht ist.

An den entsprechenden Proben zusätzlich ausgeführte Eigenspannungsanalysen auf der Oberfläche sowie oberflächennahe Eigenspannungsmessungen in einer Messtiefe von 0,15 mm zeigen, dass die Druckeigenspannungen zur Oberfläche hin in Longitudinalrichtung vom Betrag her weiter abnehmen [229]. So zeigt Bild 2.6 für eine  $T_i$  von ca. 120 °C, dass die resultierenden Longitudinaleigenspannungen im Vergleich zu einer Messtiefe von 2,5 mm innerhalb der Schweißnaht auf bis zu -150 MPa an-

gehoben werden können. Die mit Hilfe von Neutronenbeugung oberflächennah ermittelten Eigenspannungen unterstützen diesen Trend, lassen aber aufgrund des hohen Messfehlers nur eine qualitative Aussage zu. Der komplementär verwendete konventionelle Zusatzwerkstoff weist eine  $M_S$  von 372 °C auf. Die  $T_I$  wurden konstant bei 120 °C beibehalten. Die Schweiß eigenspannungen liegen sowohl in Longitudinal- als auch in Transversalrichtung im Betrag zwischen 300 MPa und 400 MPa im Zugbereich. Dabei ist auffällig, dass im Vergleich zur LTT-Verbindung auch innerhalb der WEZ der konventionellen Schweißnaht höhere Eigenspannungen mit bis zu 600 MPa ermittelt wurden. Die Untersuchungen von Ramjaun et al. [230] zeigen weiter, dass die Eigenspannungen für die konventionelle Verbindung in einer Tiefe von 2,5 mm ebenfalls abgebaut werden. So wurden innerhalb der Schweißnaht Longitudinaleigenspannungen von bis zu 150 MPa und Transversaleigenspannungen um die Nulllage nachgewiesen, während die Eigenspannungen innerhalb der WEZ unverändert blieben. Mit zunehmender Messtiefe nehmen die Zugeigenspannungen zu und erreichen in Schweißnahtmitte und Longitudinalrichtung 12,5 mm unterhalb der Oberfläche 600 MPa.



**Bild 2.6:** Mittels Neutronenbeugung 0,15 mm unterhalb der Oberfläche sowie durch Röntgenbeugung (x-ray) auf der Oberfläche ermittelte Longitudinal- und Transversaleigenspannungsverteilung einer LTT- und konventionellen (konv.) Auftragsnaht, nach [230]

Vergleichbare Eigenspannungsanalysen wurden von Thibault et al. [231] an 31 mm starken Proben im Volumen durchgeführt. Die Proben wurden mit einer 25 mm tiefen V-Nut vorbereitet und 5 lagig, pendelnd sowie ohne zusätzliche Schrumpfbinderungen geschweißt. Die Autoren nutzten einen hochlegierten Stahl (UNS-S41500) sowie einen supermartensitischen Zusatzwerkstoff. Dabei wird die  $M_S$  des Zusatzwerkstoffes nur ungenau mit ca. 300 °C angegeben und nicht experimentell ermittelt<sup>1</sup>.

<sup>1</sup> Nach Gleichung 2.9 ergibt sich eine  $M_S$  von 249 °C.

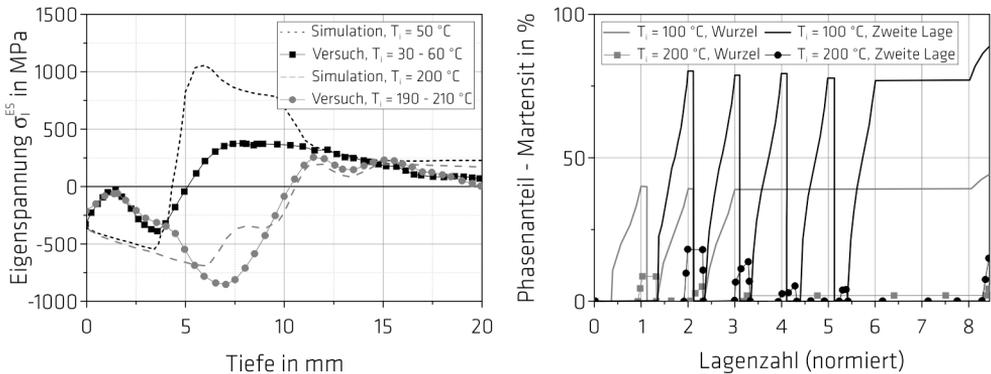
Während die  $T_p$  mit 100 °C angegeben wurde, betrug die  $T_i$  bis zu 160 °C. In Longitudinalrichtung können die Autoren für eine Tiefe von 3,2 mm innerhalb der Schweißnaht Druckeigenspannungen von bis zu -400 MPa ermitteln, denen Zugeigenspannungen gleichen Betrages in der WEZ das Gleichgewicht halten. Diese Druckeigenspannungen konnten bis in eine Messtiefe von ca. 10 mm zusätzlich mittels einer zerstörenden Eigenspannungsmessung bestätigt werden. Mit zunehmender Messtiefe werden Zugeigenspannungen festgestellt. So wurden für eine Messtiefe von 15 mm Zugeigenspannungen von bis zu 300 MPa innerhalb der Schweißnaht in Longitudinalrichtung gemessen. Innerhalb der WEZ lagen Zugeigenspannungen von bis zu 600 MPa vor. In Transversalrichtung wurden oberflächennahe Druckeigenspannungen in der Schweißnaht von bis zu -200 MPa mit zunehmender Messtiefe zur Nulllage hin verschoben, während die Normaleigenspannungen konstant blieben. Dabei gehen die Autoren nicht auf Eigenspannungsverteilungen an der Oberfläche oder entsprechende Temperaturverläufe ein. Obwohl durch die Verwendung einer hohen  $T_i$  für einen erheblich großen Bereich der Schweißnaht im Volumen Druckeigenspannungen erzeugt wurden, bleibt offen, inwieweit die Zugeigenspannungen der Schweißnahtwurzel durch die Phasenumwandlung der Decklage beeinflusst wurden bzw. wie sich die Verwendung von  $T_i$  oberhalb der  $M_s$  des Zusatzwerkstoffes auf den resultierenden Eigenspannungszustand ausgewirkt hätten. Paquin et al. [232] untersuchten weiterführend für den gleichen Zusatzwerkstoff unter Verwendung eines spezifischen Katrisstests den Einfluss der Streckenergie und  $T_i$  in zweilagig geschweißten Auftragnähten. Durch eine Blechstärke von 51 mm prognostizieren die Autoren einen erheblichen Wärmefluss. Entsprechende Temperaturverläufe konnten aus den Untersuchungen jedoch nicht entnommen werden. Unter den gewählten Versuchsbedingungen wiesen die Autoren für Streckenergien, die kleiner als  $E = 1 \text{ kJ} \times \text{mm}^{-1}$  sind, unabhängig von der gewählten  $T_p$  und  $T_i$  keine Risse nach. Erst mit zunehmender Streckenergie waren Risse möglich, deren Entstehung ab einer  $T_i$  von 150 °C ausgeschlossen wurde. Jedoch stellt das genutzte Auswertekriterium (Riss-Ratio<sup>1</sup> = 1 %) extrem verschärfte Bedingungen im Vergleich zu dem gewöhnlich verwendeten Kriterium von 10 % dar. Inwieweit sich diese Ergebnisse auf andere Untersuchungen oder Probenformen übertragen lassen, bleibt somit offen. Unklar bleibt weiterhin, wie hoch das Bestimmtheitsmaß bzgl. der durchgeführten Modellversuche ist. Allerdings beweisen die durchgeführten Eigenspannungsanalysen im Volumen, dass für  $T_i$  unterhalb der  $M_s$  des Zusatzwerkstoffes Druckeigenspannungen von bis zu -200 MPa in der zuletzt geschweißten Raupe entstehen. Für den in den Untersuchungen gewählten Lagenaufbau werden dadurch gleichzeitig Zugeigenspannungen von bis zu 300 MPa in der ersten Lage sowie in der WEZ in Schweißrichtung erzeugt. Diese Experimente werden durch numerische Studien von Mikami et al. [233] prinzipiell bestätigt. Aussagen zur Veränderung des Eigenspannungszustandes mit zunehmender  $T_i$  sowie der Einfluss auf die Transversaleigenspannungsverteilung wären für weiterführende Schlussfolgerungen nützlich.

Der Einfluss der Zwischenlagentemperatur auf den resultierenden Longitudinaleigenspannungszustand in LTT-Verbindungen wurde auch von Dai et al. [234] sowohl experimentell als auch numerisch untersucht. Analog zu Ramjaun et al. [230] wurden mehrlagig geschweißte Auftragnähte in einer speziell ausgearbeiteten Nut mit V-Nahtvorbereitung analysiert. Die Blechdicke betrug 20 mm während die Nuttiefe auf 10 mm begrenzt wurde. Die MAG-Schweißung wurde symmetrisch mit acht Raupen und einer Streckenergie von  $5,6 \text{ kJ} \times \text{cm}^{-1}$  bzw.  $5,8 \text{ kJ} \times \text{cm}^{-1}$  ausgeführt. Als Grundwerkstoff wurde ein hochlegierter und umwandlungsfreier Stahl (1.4307) gewählt, während ein hochlegierter Zusatzwerkstoff mit einer  $M_s$  von 214 °C zur Anwendung kam. Experimentell wurden zwei Stöße mit  $T_i$  zwischen 30 °C - 60 °C und 190 °C - 200 °C untersucht. Eine Vorwärmung auf 200 °C wurde lediglich

---

<sup>1</sup> Verhältnis der Rissfläche aller Risse zur Schweißnahtquerschnittsfläche.

bei letzterem Stoß angewendet. Numerisch wurden zusätzlich  $T_i$  von 100 °C und 150 °C untersucht, wobei die Schweißnaht idealisiert simuliert wurde. Aus den Kontourdiagrammen zur Longitudinaleigenstressverteilung über die Tiefe ist ersichtlich, dass im Bereich der Decklage unabhängig von der  $T_i$  Druckeigenstressungen in Höhe von -300 MPa bis -500 MPa vorhanden sind. Die Autoren schlussfolgern, dass für eine  $T_i$  von 50 °C lediglich die letzten Lagen austenitisiert werden und somit positiv auf die Ausbildung von Druckeigenstressungen wirken können. Die sich unterhalb befindenden Lagen sowie die WEZ zeigen Zugeigenstressungen bis zu 600 MPa. Mit zunehmender  $T_i$  nimmt der Querschnitt der Schweißnaht, welcher Druckeigenstressungen aufweist, zu. Mit einer  $T_i$  von 200 °C nahe der  $M_s$  der Schweißnaht sind lediglich unterhalb der Wurzellage Zugeigenstressungen simulativ bestimmbar. Bild 2.7 (links) zeigt den numerisch und experimentell ermittelten Longitudinaleigenstressverlauf über die Tiefe und in Schweißnahtmitte. Obwohl die Simulation die Eigenstressungen überschätzt, wird der Zusammenhang zur  $T_i$  qualitativ gut abgebildet. An der Oberfläche werden unabhängig von der  $T_i$  Druckeigenstressungen von ca. -300 MPa ermittelt. Mit zunehmender Tiefe nehmen die experimentell bestimmten Eigenstressungen zu und befinden sich in ca. 2 mm - 3 mm Tiefe um die Nulllage. Dieses Ergebnis ordnet sich in die Untersuchungen von Ramjaun et al. [230] ein. Interessant ist dabei, dass die Eigenstressungen unabhängig von der  $T_i$  unterhalb der Oberfläche dieses lokale Maximum annehmen, während die Simulation diesen Trend nicht abbildet. Allerdings ist ersichtlich, dass experimentell wie numerisch gezeigt werden konnte, dass mit zunehmender  $T_i$  das sich anschließende Druckeigenstressungsfeld zunimmt und sich für eine  $T_i$  von 200 °C bis zur Wurzellage erstrecken kann. Die Abweichung zwischen den numerisch und experimentell bestimmten Eigenstressungen wird von den Autoren durch Entmischung mit dem Grundwerkstoff begründet. Dadurch wird die  $M_s$  angehoben bzw. eine martensitische Umwandlung unterbunden. Zusätzlich durchgeführte numerische Studien belegen, dass das Druckeigenstressungsniveau merklich reduziert wird, wenn durch Entmischung lediglich 30 % Martensit in der Wurzellage entstehen.



**Bild 2.7:** Experimentell und numerisch ermittelte Longitudinaleigenstressverteilung über die Blechdicke und Schweißnahtmitte in Abhängigkeit der Zwischenlagentemperatur ( $T_i$ ) (links) und Entwicklung des Martensitanteils in der Wurzellage und zweiten Lage (zweite Raupe) in Abhängigkeit der gewählten Zwischenlagentemperatur ( $T_i$ ) (rechts) für eine LTT-Legierung mit einer  $M_s$  von 214 °C, nach [234]

In Bild 2.7 (rechts) ist der Anteil an Martensit je Raupe abhängig für eine  $T_i$  von 100 °C und 200 °C dargestellt. Dabei betrachten die Autoren lediglich die Entwicklung des Phasenteils in der Wurzellage und zweiten Lage. Für eine Zwischenlagentemperatur nahe der  $M_s$  des Schweißgutes kann die Bildung von Martensit merklich reduziert bzw. verhindert werden. Die Spannungsreduktion wird somit durch Phasenumwandlung der kompletten Schweißnaht erzielt. Bei einer  $T_i$  von 100 °C erfolgt die Phasenumwandlung bereits während der schweißtechnischen Fertigung. So wurde in der Wurzel ein

Anteil an Martensit von 45 % ermittelt. Die danach geschweißte Fülllage war sogar durch einen Martensitanteil von 80 % gekennzeichnet. Schon durch die dritte Lage wurde keine Austenitisierung in der Wurzel gewährleistet, während die zweite Lage noch durch die fünfte Lage austenitisiert wurde. Somit wurde der für die Beeinflussung des Eigenspannungszustandes wirksame Anteil an Martensit innerhalb der Wurzel und zweiten Lage auf ca. 55 % bzw. 20 % reduziert. Obwohl aus den Untersuchungen von Dai et al. [234] ersichtlich ist, dass durch höhere Zwischenlagentemperaturen Schweiß-eigenspannungen merklich abgebaut werden können, bleibt offen, ob die durch niedrigere  $T_i$  bedingte Phasenumwandlung während der schweißtechnischen Verarbeitung bei Verwendung von LTT-Zusatzwerkstoffen zu einer Reduzierung der Reaktionsspannungen, wie in [100, 103, 111] für konventionell geschweißte Stöße bereits nachgewiesen, führt. Eine Angabe zu den erzielten Abkühlzeiten und Transversaleigenspannungszuständen wäre wünschenswert gewesen. Erste MAG-Schweißversuche an 20 mm starken Stumpfstößen von Kromm et al. [235] zeigen, dass mit Hilfe einer  $T_i$  von 75 °C und einer  $M_s$  von 90 °C die Beanspruchung der Schweißverbindung während der Fertigung durch gezielte Phasenumwandlung reduziert werden kann. Dabei wurde die Reduktion der Beanspruchung vor allem durch die Fülllagen erzielt. In Bezug auf eine Erweiterung des Versuchsprogrammes auf höhere Zwischenlagentemperaturen oder ein Vergleich zu konventionellen Verbindungen wird von den Autoren auf zukünftige Experimente verwiesen. Zusätzlich durchgeführte Untersuchungen an 15 mm starken Stumpfstößen wurden mit einer  $T_i$  von 150 °C geschweißt, um eine vorzeitige Phasenumwandlung zu vermeiden. Die an der Schweißnahtoberfläche ermittelten Eigenspannungen weisen in Longitudinalrichtung geringe Zugeigenspannungen von 100 MPa und in Transversalrichtung Zugeigenspannungen von bis zu 500 MPa auf. Der Anteil an Restaustenit wurde zwischen 13 % - 28 % ermittelt [207]. In Hinblick auf die vorab dargestellten Unterschiede zwischen den Eigenspannungsverteilungen an der Oberfläche und im Bauteilinneren wurden von Gibmeier et al. [209] an ähnlichen Schweißstößen ergänzend Eigenspannungsmessungen im Volumen durchgeführt. Die Autoren untersuchten 15 mm starke, im Nickelgehalt zwischen 8 Gew.-% und 12 Gew.-% variierte LTT-Stumpfstöße. Die Streckenergie wurde vergleichbar zu [207] gewählt, währenddessen auf die  $T_i$  nur indirekt geschlossen werden kann. Um die Eigenspannungsanalyse mittels Neutronenbeugung durchzuführen, wurden die Schweißverbindungen zugeschnitten. Die damit verbundene Relaxation des Eigenspannungszustandes konnte von den Autoren nicht quantifiziert werden. Im Vergleich zu den Eigenspannungsmessungen an der Oberfläche in [207] ermittelten die Autoren vor allem in Longitudinalrichtung über den gesamten Schweißnahtquerschnitt Druckeigenspannungen von bis zu -550 MPa, denen Zugeigenspannungen von bis zu 400 MPa in der WEZ gegenüberstehen. Mit abnehmender  $M_s$  respektive zunehmendem Restaustenitgehalt werden die Druckeigenspannungen merklich reduziert. Normal und transversal zur Schweißrichtung liegen lediglich geringe Druckeigenspannungen um die Nulllage vor. Obwohl mit Hilfe einer  $T_i > M_s$  Druckeigenspannungen im Volumen aufgebaut werden können, zeigen Restaustenitgehalte von bis zu 30 %, dass das mit der Phasenumwandlung verbundene Potenzial zur Reduzierung von Zugspannungen nicht vollständig ausgenutzt wurde.

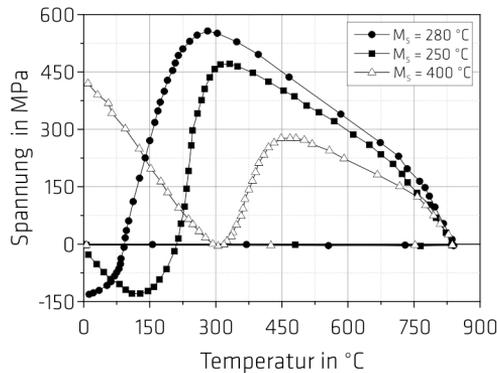
*Zusammenfassend kann festgestellt werden, dass Zwischenlagentemperaturen nahe oder oberhalb der  $M_s$  des verwendeten LTT-Zusatzwerkstoffes über einen größeren Bereich des Schweißnahtquerschnittes Druckeigenspannungen vorrangig im Volumen zur Folge haben. Vor allem in dickwandigen Bauteilen oder bei Reparaturschweißarbeiten ist die Entstehung des Eigenspannungszustandes über die Tiefe nicht hinreichend geklärt. Ob und in welchem Umfang in diesem Kontext das Reaktionsspannungsniveau der Schweißbaugruppe gesenkt werden kann, ist bisher unklar. Ob die gefundenen Zusammenhänge auf verschiedene Stoßformen mit anderen Wärmeableitungen übertragbar sind, ist zum gegenwärtigen Zeitpunkt nicht bekannt. Weiter geht aus dem bisherigen Kenntnisstand nur unzureichend*

*hervor, welchen Einfluss die Entmischung mit dem Grundwerkstoff bzw. reduzierte LTT-Schweißgutvolumen beim Einsatz moderner Schweißverfahren besitzen.*

### 2.3.3 Schrumpfbehinderung

Eine von außen auf die zu betrachtende Schweißnaht wirkende Schrumpfbehinderung ist in Schweißkonstruktionen durch die Steifigkeit der einzelnen Baugruppen sowie durch die Fixierung des Stoßes an der Fügestelle gegeben. So reduzieren die von Ramjaun et al. [229] eingesetzten Niederhalter den Winkelverzug, während die von Dai et al. [234] entlang der Probe umlaufend geschweißten Ankernähte die Schrumpfung der Probe während des eigentlichen Versuches verhindern. Auch mit zunehmender Blechdicke, wie von Kromm et al. [207] angedeutet, lässt sich die Schrumpfbehinderung erhöhen. Gleichzeitig wird durch die Variation der Steifigkeit über die Probenform eine zusätzliche Schrumpfbehinderung erzielt. Die Quantifizierung des Einspanngrades aufgrund der eingesetzten Spannsysteme sowie dessen Variation stellen hohe Anforderungen an die Prüf- und Messtechnik und waren für die oben genannten Untersuchungen kein vordergründiges Forschungsziel, obwohl die Autoren durch die Schweißarbeitsvorbereitung den Einspanngrad prinzipiell berücksichtigten. Gerade weil Schrumpfbehinderungen bei der Fertigung allgegenwärtig sind, erscheint die systematische Untersuchung des resultierenden Schweißeigen Spannungszustandes der LTT-Verbindungen für verschiedene Einspanngrade lohnenswert.

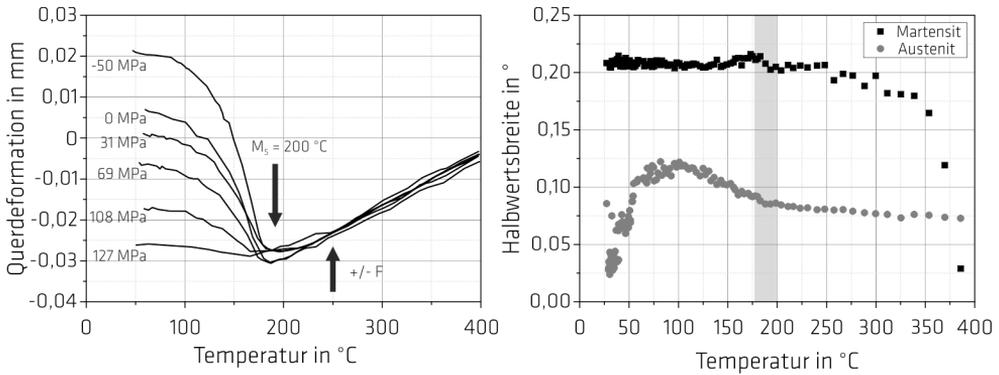
Von Murata et al. [190] und Francis et al. [200] an reinem LTT-Schweißgut durchgeführte Satoh-Tests geben erstmals Aufschluss über das Verhalten dieser Legierungen unter Schrumpfbehinderung. Dazu wurde eine spezielle Probe bei einer Temperatur von 850 °C für 60 s austenitisierend geglüht. Anschließend wurde die Probe fixiert und mit 10 °C × s<sup>-1</sup> abgekühlt, während die sich aufbauenden Kräfte bzw. Spannungen gemessen wurden. Bild 2.8 zeigt den sich einstellenden Spannungszustand während der Abkühlung. Bei der Abkühlung werden thermisch bedingte Zugspannungen aufgebaut. Der konventionelle Zusatzwerkstoff (M<sub>s</sub> = 400 °C) wird durch 300 MPa beansprucht, bevor durch die bei ca. 400 °C - 450 °C einsetzende Phasenumwandlung die Spannungen zur Nulllage hin abgebaut werden. Nach erfolgter Umwandlung werden durch die Schrumpfbegrenzung erneut Zugspannungen induziert, sodass der konventionelle Zusatzwerkstoff bei Raumtemperatur durch Zugeigen Spannungen von 420 MPa beansprucht war. Obwohl mit den verwendeten LTT-Legierungen während der Abkühlung zunächst höhere Zugspannungen mit bis zu 550 MPa vorlagen, wurden diese durch die Phasenumwandlung vollständig abgebaut. Für eine M<sub>s</sub> von ca. 280 °C konnten sogar bei Raumtemperatur Druckeigen Spannungen von -140 MPa erreicht werden, während sich die andere LTT-Legierung um die Nulllage befand. Francis et al. [200] wiesen somit die lastabbauende Wirkung von LTT-Legierungen unter Schrumpfbegrenzung nach und bestätigten die Untersuchungen von Jones und Alberry [163] für Zusatzwerkstoffe. Leider verzichteten die Autoren auf die Berechnung des vorliegenden Einspanngrades oder auf Angaben zu den Messpositionen für die Temperatur.



**Bild 2.8:** Einfluss der Phasenumwandlung auf die Spannungsentwicklung unter Schrumpfbehinderung im Satoch-Test für einen konventionellen Zusatzwerkstoff ( $M_S = 400\text{ °C}$ ) und zwei LTT-Legierungen ( $M_S = 250\text{ °C}$ ,  $280\text{ °C}$ ), nach [200]

Zusätzlich einlagig geschweißte Auftragnähte in einer speziell schrumpfbehinderten Probenform zeigen, dass für den konventionellen Zusatzwerkstoff innerhalb der Schweißnaht Longitudinaleigenstressungen um die Nulllage existieren, während die beiden LTT-Legierungen Druckeigenstressungen von bis zu  $-600\text{ MPa}$  aufzeigen. Dabei wird für diese Probenform kein Einspanngrad angegeben [169]. In diesem Zusammenhang wurden von Dai et al. [173] numerische Berechnungen zum Einfluss der sich vor allem unter Schrumpfbehinderung auswirkenden umwandlungsplastischen Dehnung ( $\epsilon_{tp}$ , vgl. Kapitel 2.2) auf den Eigenspannungszustand durchgeführt. So zeigen Simulationen eines schrumpfbehinderten Stabmodells, dass die Umwandlungsplastizität zu beachten ist, um die durch Phasenumwandlung bedingte Dehnungsänderung quantitativ bewerten zu können. Im freischrumpfend durchgeführten Dilatometerversuch kann der Einfluss der Umwandlungsplastizität jedoch vernachlässigt werden. Abschließende numerische Berechnungen der Eigenspannungsbildung für die von Bhadeshia et al. [169] untersuchten Schweißverbindungen belegen die Notwendigkeit zur Berücksichtigung der Umwandlungsplastizität. So konnten die in Longitudinalrichtung vorliegenden hohen Druckeigenstressungen von bis zu  $-600\text{ MPa}$  unter Berücksichtigung der  $\epsilon_{tp}$  bestätigt werden. In Transversalrichtung konnten auf der Schweißnahtoberfläche Zugeigenstressungen von bis zu  $300\text{ MPa}$  ermittelt werden, denen Druckeigenstressungen gleichen Betrages im Volumen gegenüberstehen. Eine Vernachlässigung der mittels Umwandlungsplastizität dargestellten Schrumpfbehinderung führt zu einer Überschätzung des vorliegenden Eigenspannungszustandes. Komplementär durchgeführte numerische und experimentelle Untersuchungen an einlagig geschweißten und einseitig fixierten Stumpfstoßen von Neubert et al. [236-238] bestätigen diesen Zusammenhang. Die Autoren untersuchten die lokale Schrumpfbehinderung zwischen dem GW S960 QL und einem supermartensitischem Schweißgut. Über den Schweißnahtquerschliff konnte eine Variation der  $M_S$  zwischen  $260\text{ °C}$  und  $330\text{ °C}$  ermittelt und der resultierende Eigenspannungszustand an der Oberfläche abgebildet werden. Die in diesem Zusammenhang durchgeführte Sensitivitätsanalyse zeigt, konträr zu den Simulationen von Dai et al. [173], dass eine Vernachlässigung der umwandlungsplastischen Dehnung kaum Einfluss auf den Longitudinaleigenstressungszustand nimmt, währenddessen signifikante Abweichungen in Transversalrichtung festgestellt werden konnten. Weiterführende Untersuchungen zum richtungsabhängigen Wärmefluss sind in diesem Zusammenhang nötig, um den Einfluss der thermischen Kontraktion auf die Eigenspannungen zu bewerten [237, 239].

Kromm et al. [240] konnten in diesem Zusammenhang durch In-situ-Beugungsanalysen an einer Gleeble® mit einer Messfrequenz von 1 Hz eingeschränkt auf den Einfluss äußerer Beanspruchungen während der Abkühlung schließen. Die verwendete Zugprobe wurde austenitisierend geglüht und anschließend mit einer  $t_{8/5}$ -Zeit von 10 s exponentiell abgekühlt. Bevor der supermartensitische Grundwerkstoff im Messbereich die  $M_s$  von 200 °C erreichte, wurde die Probe elastisch auf Zug bis zum Versuchsende beansprucht. Die Schrumpfbehinderung wurde durch eine äußere Kraft 100 °C oberhalb der  $M_s$  des Werkstoffes eingestellt und elastisch variiert. Bild 2.9 (links) zeigt die ermittelte Querdeformation während der Abkühlung. Ohne Schrumpfbehinderung wird durch die bei einer nominellen  $M_s$  von 200 °C einsetzende Phasenumwandlung eine Querdeformationsänderung von 0,025 mm erzielt. Mit zunehmender Kraft nehmen die Querdeformation ab und die  $\epsilon_{tp}$  zu. Bild 2.9 (rechts) zeigt die Veränderung der während des Beugungsexperimentes und Abkühlung beobachteten Halbwertsbreite. Obwohl die Autoren Beugungssignale für bis zu 30 % Martensit weit oberhalb der globalen  $M_s$  des Werkstoffes detektieren konnten, war die Dehnungsänderung im Martensit für die globale  $M_s$  maximal. Eine Auswirkung der elastischen Beanspruchungen auf die Höhe der  $M_s$  sowie auf die Umwandlungsdehnung des Martensits konnte an der Oberfläche nicht festgestellt werden. Jedoch wiesen die Autoren die Plastizierung des Austenits mit einsetzender Martensitbildung durch die Zunahme der Halbwertsbreite des Austenits nach. In diesem Zusammenhang wäre die Kenntnis der idealisierten Warmstreckgrenze des reinen Austenits wünschenswert gewesen. Zusätzliche Untersuchungen der Kristallstruktur, um eine umwandlungsplastische Dehnung nach dem Greenwood-Johnson-Mechanismus [167] eindeutig zu belegen, wären von Interesse. Allerdings könnte dieser Effekt – unter Berücksichtigung der Messfrequenz und limitierten Eindringtiefe der Synchrotronstrahlung – durch die annähernd konstant bleibende Dehnung im Martensit bei verschiedenen äußeren Beanspruchungen erklärt werden. Metallographische Untersuchungen sowie das Signal-zu-Rausch-Verhältnis weiterführender Eigenspannungsmessungen lassen diese Schlussfolgerung grundlegend zu. Abschließende Texturanalysen erscheinen vor dem Hintergrund des vernachlässigbaren Einflusses von Scherdehnungen auf die Volumenveränderung in LTT-Legierungen sinnvoll. Unterhalb von 50 °C nimmt die Halbwertsbreite des Austenits wieder ab. Als ursächlich ist das zunehmende Messrauschen mit abnehmendem Anteil an Austenit anzunehmen. Somit scheint die plastische Deformation des Austenits verantwortlich für das makroskopische Querdeformationsverhalten zu sein. Welchen Einfluss die Höhe der  $M_s$  oder der variierende Anteil an Austenit auf den erzielbaren Dehnungsabbau haben, bleibt offen. Komplementär durchgeführte Eigenspannungsmessungen an der Oberfläche sowie im Volumen weisen richtungsunabhängig Zugeigenspannungen von bis zu 350 MPa aus, denen Druckeigenspannungen in der WEZ und GW gegenüberstehen. Der Einfluss der Phasenumwandlung auf den resultierenden Eigenspannungszustand ist aus den Messungen nicht direkt nachweisbar. Die Autoren schlussfolgern, dass der Wärmefluss zwischen Rand und Kern sowie zum Grundwerkstoff unter Einbeziehung nicht umwandelnder Werkstoffe detailliert für die Bewertung der Spannungsentwicklung einbezogen werden sollte. Gleichzeitig ist die Übertragung des Wärmeflusses innerhalb der Zugprobe mit Hinblick auf reale Schweißverbindungen richtungsabhängig statistisch abzusichern. So zeigen vergleichbare Untersuchungen von Dutta et al. [241-242] und Eftekharimilani et al. [243] an simulierten Gefügen der WEZ von Feinkornbaustählen, dass die Umwandlungstemperaturen von Bainit und Martensit abhängig von der aufgeprägten Last waren, während dessen der Martensit für kleine Lasten ebenfalls weitestgehend unabhängig davon vergleichbare Druckdehnungen aufzeigte.

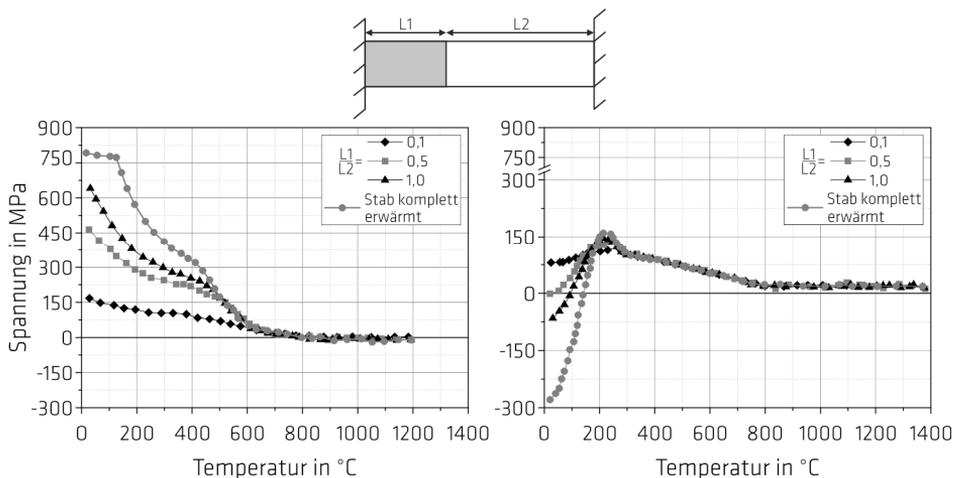


**Bild 2.9:** Querdeformationsverhalten eines supermartensitischen Grundwerkstoffes mit einer  $M_s = 200\text{ °C}$  im Dilatometerversuch unter verschiedenen elastisch aufgeprägten Lasten ( $-50\text{ MPa} \leq \sigma \leq 127\text{ MPa}$ , links) und Veränderung der phasenspezifischen Halbwertsbreite mit einsetzender martensitischer Phasenumwandlung (rechts), nach [240]

Offen bleibt, ob durch eine elastisch aufgeprägte Last kurz vorab der einsetzenden Phasenumwandlung die Schrumpfbehinderung in dem von Francis et al. [200] durchgeführten Satoh-Test abgebildet und damit die Spannungsreduktion bei Verwendung von LTT-Legierungen erklärt werden kann. Die von Dai et al. [173] vorab diskutierten numerischen Studien verdeutlichen, dass die Umwandlungsplastizität in der numerischen Schweißsimulation zu berücksichtigen ist, um den (Druck-) Eigenspannungszustand realistisch abzubilden. Eine Validierung der phasenspezifischen Dehnungsentwicklung aus der Simulation ist mit den Beobachtungen von Kromm et al. [240] aufgrund der Versuchsbedingungen nicht gegeben.

In von Kasuya et al. [244] für eine LTT-Legierung mit 6,4 Gew.-% Nickel und 14,3 Gew.-% Chrom komplementär durchgeführten Experimenten versuchen die Autoren, den Einfluss der lokalen Beanspruchung vorab der mit der Abkühlung einhergehenden Phasenumwandlung weiterführend zu untersuchen. Die Autoren konnten die LTT-Legierung mit einer nominellen  $M_s$  von  $137\text{ °C}$  bei  $800\text{ °C}$  austenitisierend glühen. Während der Abkühlung wurden die Proben ab einer Temperatur von  $350\text{ °C}$  beginnend sowohl elastisch als auch plastisch auf Zug bis zum Versuchsende beansprucht. Konträr zu den Untersuchungen von Kromm et al. [240] wurde durch die elastisch aufgeprägte Last die  $M_s$  erhöht. Die plastische Vorbeanspruchung hingegen war mit einer Reduktion der  $M_s$  verbunden. Der verbleibende Anteil an Restaustenit betrug unabhängig von der Last zwischen 4 % bis 8 %. Die Autoren schlussfolgern daraus, dass die  $M_f$  unabhängig von der Vorbeanspruchung sein könnte. Leider wurden in diesem Zusammenhang die Bestimmung und die Berücksichtigung der thermischen und der isotropen Umwandlungsdehnung bei der Ermittlung der umwandlungsplastischen Dehnung nur oberflächlich diskutiert. In zusätzlich durchgeführten Schweißsimulationen für eine einlagig geschweißte Stumpfnah untersuchten die Autoren die Auswirkungen der oben beschriebenen Effekte auf den resultierenden Longitudinal- und Transversaleigenspannungszustand entlang der Schweißnaht. Innerhalb des variierten Bereichs für  $M_s$  und  $M_f$  konnten die Autoren unter Berücksichtigung der Umwandlungsplastizität Druckeigenspannungen von ca.  $-180\text{ MPa}$  innerhalb der Schweißnaht in Längsrichtung feststellen, währenddessen eine Vernachlässigung dieser Dehnungskomponente Druckeigenspannungen von bis zu  $-600\text{ MPa}$  verursacht. Obwohl diese Beobachtungen prinzipiell mit den Simulationen von Dai et al. [173] übereinstimmen, ist eine konkrete Schlussfolgerung ohne experimentellen Abgleich nur bedingt möglich. Vielmehr ist der Einfluss der Umwandlungsplastizität auf den Eigenspannungszustand von LTT-Legierungen werkstoffspezifisch.

In numerischen Studien versuchen Shiga et al. [245], den Einfluss der Schrumpfbeherung mit Hilfe eines 2D-Stabmodells abzubilden. Dieses Stabmodell stellt nach Bild 2.10 (oben) ein Halbmodell einer Schweißnaht im Querschliff dar. Beide Seiten des Modells sind fest eingespannt und zwei Bereiche mit den Längen  $L_1$  und  $L_2$  wurden definiert. Während ein Bereich mit einer Temperatur beaufschlagt wird ( $L_1$ ), bleibt der andere Bereich kalt ( $L_2$ ). Über die Definition verschiedener Längenverhältnisse dieser Bereiche lassen sich das schrumpfende Volumen sowie der Einspanngrad variieren. In Bild 2.10 (unten) sind der Spannungsaufbau während der Abkühlung für eine konventionelle (links) und eine LTT-Legierung (rechts) dargestellt. Die  $M_s$  des konventionellen Werkstoffes wurde mit  $450\text{ °C}$  angegeben, während die LTT-Legierung eine  $M_s$  von  $250\text{ °C}$  besitzt. Mit fortschreitender Abkühlung bauen sich bei ausreichend hoher Warmstreckgrenze aufgrund der thermischen Kontraktion Spannungen auf, die mit Hilfe einer Phasenumwandlung reduziert werden können. Im Fall eines geringen Einspanngrades ( $L_1 \times L_2^{-1} \geq 1 \times 10^{-1}$ ) werden für den konventionellen Werkstoff Zugspannungen von bis zu  $180\text{ MPa}$  aufgebaut. Mit zunehmender Länge des wärmebeeinflussten Bereiches nehmen das Schrumpfungsvermögen sowie die aus der Schrumpfbeherung resultierenden Spannungen zu. So werden für den konventionellen Zusatz im Extremfall, wenn der Stab komplett erwärmt ist, Zugspannungen von bis zu  $800\text{ MPa}$  ermittelt.



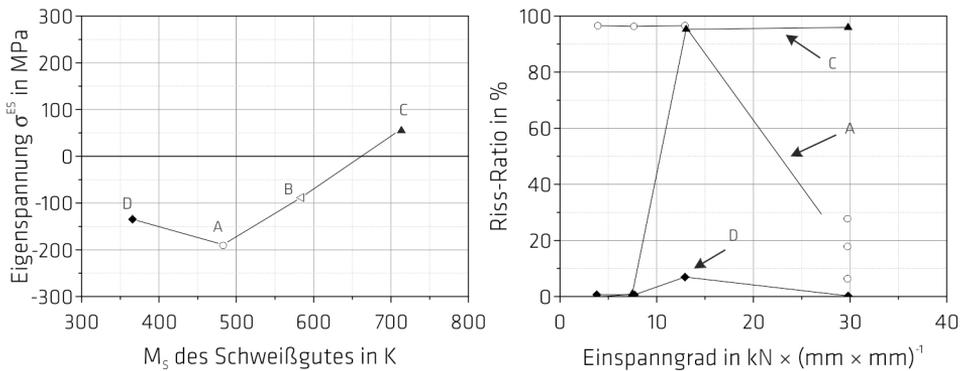
**Bild 2.10:** Mittels Stabmodell simulierte Spannungsentwicklung unter Schrumpfbeherung (oben) und in Abhängigkeit des Längenverhältnisses zwischen wärmebehandelten Bereich ( $L_1$ ) und des wärmeunbeeinflussten Bereiches ( $L_2$ ) für ein konventionelles Schweißgut ( $L_1$ , links) und eine LTT-Legierung ( $L_1$ , rechts), nach [245], Messposition mittig im Bereich ( $L_1$ )

Im Fall von LTT-Zusatzwerkstoffen wird aus Bild 2.10 (rechts) deutlich, dass der prognostizierte Spannungsabbau für kleine Einspanngrade ( $L_1 \times L_2^{-1} \geq 1 \times 10^{-1}$ ) nicht gegeben ist. So wurden für den entsprechenden Einspanngrad Zugspannungen von  $90\text{ MPa}$  berechnet. Erst mit zunehmendem Einspanngrad werden die Spannungen durch die Phasenumwandlung erheblich reduziert. So sind im Extremfall (Stab komplett erwärmt) Druckspannungen von  $-280\text{ MPa}$  erzielbar. Aus den Versuchen geht weiter hervor, dass das resultierende Eigenspannungsniveau zwischen dem konventionellen Stoß (Bild 2.10 links) und der LTT-Verbindung (Bild 2.10 rechts) bis zu einer zehnfachen Länge des wärmeunbeeinflussten Bereiches exponentiell voneinander abweichen. Bei kleineren Einspanngraden konnten Shiga et al. [245] keine signifikanten Unterschiede in der Eigenspannungsverteilung finden. Die Autoren verzichteten jedoch auf eine Angabe zur Richtungsabhängigkeit der Eigenspannungen und auf

eine detaillierte Darstellung der zugrundeliegenden Modellbedingungen. Allerdings wurde in zusätzlich durchgeführten Schweißsimulationen einer WIG-Blindnaht die Longitudinaleigenspannungsverteilung bewertet. Unter Variation der Schmelzbadbreite wurde kein signifikanter Einfluss auf die Longitudinaleigenspannungsverteilung festgestellt. So waren unabhängig von der Breite Druckeigenspannungen von bis zu -700 MPa für LTT-Verbindungen ermittelbar, während der konventionelle Stoß innerhalb der Schweißnaht Zugeigenspannungen von bis zu 600 MPa zeigte. Dabei gehen die Autoren nicht tiefgreifend auf die im Vergleich zum Stabmodell vorliegenden Einspannverhältnisse oder den Transversaleigenspannungszustand ein. Weiterführende experimentelle und numerische Studien von Mochizuki et al. [246] und Yamamoto et al. [247-249] geben Aufschluss über den Einfluss der Schrumpfbehinderung auf den Transversaleigenspannungszustand. So konnten die Autoren durch Variation der Plattenbreite den Einspanngrad in numerischen Modellen von WIG-Schweißungen variieren. Trotz kleiner werdender Einspannlänge war es durch Verwendung einer LTT-Legierung mit einer  $M_S$  von 250 °C möglich, die Transversaleigenspannungen innerhalb der Schweißnaht um bis zu 400 MPa zu reduzieren. Durch geringere  $M_S$  wurde der Eigenspannungszustand konstant bei 600 MPa gehalten, während die konventionelle Verbindung mit kleinerer Einspannlänge durch Zugeigenspannungen von bis zu 800 MPa beansprucht ist. Weiter zeigen die Autoren in Schweißsimulationen einer Wurzelnaht, dass durch Verwendung eines LTT-Zusatzwerkstoffes mit einer  $M_S$  von 150 °C erst mit kleiner werdender Einspannlänge unterhalb 70 mm signifikante Spannungsreduktionen transversal zur Schweißrichtung erzielbar waren. Während die Autoren für eine Einspannlänge von 10 mm durch Phasenumwandlung Druckeigenspannungen von -300 MPa ermittelten, wurde das Eigenspannungsniveau auf 100 MPa für eine Einspannlänge von 70 mm angehoben. Höhere gewählte Einspannlängen ergeben keine signifikante Spannungsreduktion. Dabei lassen die Autoren detaillierte Beschreibungen zur Schweißsimulation oder die Angabe von Fehlerbalken vermissen. Durch Reduktion der Probenbreite wäre es prinzipiell denkbar, dass eine homogene Temperaturverteilung über das Blech aufgrund des Wärmestaus schneller erreicht werden kann. Dadurch könnte der Einfluss der thermischen Kontraktion auf den Eigenspannungszustand richtungsabhängig vermindert sein.

Die Forschergruppe Zenitani et al. [216] untersuchte den Einfluss des Einspanngrades auf den resultierenden Eigenspannungszustand in einlagig geschweißten Kaltrisstests. Der Wärmeeintrag konnte dabei trotz variierendem Einspanngrades konstant gehalten werden. Bild 2.11 (links) zeigt die ermittelten Eigenspannungen in Abhängigkeit der  $M_S$  der verwendeten Zusatzwerkstoffe. Der Einspanngrad betrug dabei maximal  $10 \text{ kN} \times \text{mm}^{-1} \times \text{mm}^{-1}$ . So konnten durch  $M_S$  kleiner als 210 °C Druckeigenspannungen von bis zu -200 MPa erzielt werden. Bild 2.11 (rechts) verdeutlicht für die gewählten Probenformen den Einfluss eines zunehmenden Einspanngrades auf die resultierende Selbstbeanspruchung. In den Kaltrisstests werden die Risslängen im Verhältnis zur Schweißnahthöhe bewertet. Unabhängig vom verwendeten Einspanngrad weist der konventionelle Zusatzwerkstoff ein Risslängenverhältnis von 100 % auf, währenddessen die LTT-Legierungen mit zunehmendem Einspanngrad ein reduziertes Rissrisiko zeigen. Liegt für Einspanngrade bis  $12 \text{ kN} \times \text{mm}^{-1} \times \text{mm}^{-1}$  ein Risslängenverhältnis von 100 % vor, so kann es mit weiter zunehmendem Einspanngrad auf bis zu 40 % reduziert werden. Aufgrund der vergleichbaren Mikrostruktur zwischen dem konventionellem und LTT-Zusatz schließen die Autoren auf eine Abhängigkeit zum vorliegenden Eigenspannungszustand. Numerische Studien zeigen, dass mit größer werdendem Einspanngrad durch LTT-Zusatzwerkstoffe zunehmend Druckeigenspannungen erzielbar sind. Diese Untersuchungen sind in Einklang mit der Literatur [245-246]. Um den anscheinend dominanten Einfluss der Mikrostruktur bei kleinen Einspanngraden zu reduzieren, entwickelten die Autoren [216] eine LTT-Legierung (D) mit einer  $M_S$  von 95 °C und prinzipiell zu den eingangs untersuchten LTT-Legierungen (A, B) vergleichbarer Umwandlungsdehnung. Der durch die unvollständige Umwandlung bedingte Anteil an Restaustenit mit bis zu 13 % reduziert

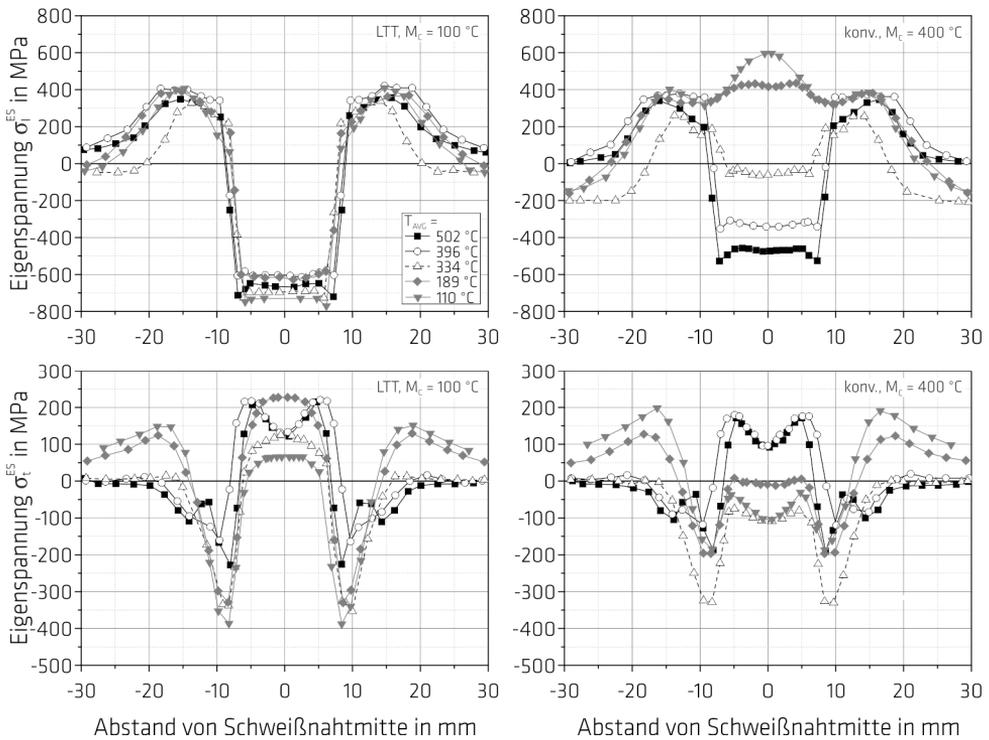
die Kaltrissgefahr bei kleinen Einspanngraden, während der sich bei großen Einspanngraden einstellende Druckeigenspannungszustand dominiert. Zu vergleichbaren Ergebnissen kommt die Forschergruppe um Kasuya et al. [203, 250]. Die Autoren konnten für eine LTT-Legierung mit 16 Gew.-% Nickel und 7 Gew.-% Chrom für kleine Einspanngrade sowie geringe Wasserstoffgehalte bei einem Restaustenitgehalt von 8 % keine Risse detektieren. Eine Diskussion der in situ ermittelten Umwandlungstemperatur bei 450 °C und der nach Gleichung 2.9 zu erwartenden martensitischen Phasenumwandlung bei ca. 130 °C bleibt in Zusammenhang mit der in Betracht zu ziehenden Phasenumwandlung innerhalb der WEZ offen. Allerdings belegen die von Wu et al. [211] an verschiedenen LTT-Legierungen umfangreich durchgeführten metallographischen Untersuchungen, dass mit zunehmendem Gehalt an Restaustenit die notwendige Energie zur Risseinleitung und zum Rissfortschritt erhöht wurde. Den Autoren war es möglich, länglich geformten und interzellular vorliegenden Restaustenit sowie zwischen dem Lattenmartensit befindliche Säume von Restaustenit ab einem globalen Restaustenitanteil von ca. 9 % zu detektieren. Nur bei Anwesenheit dieser spezifischen Gefügestruktur konnte die Zähigkeit verbessert werden. Bei vergleichbarer Versetzungsdichte im Martensit veranschaulichten die Autoren, dass so Großwinkelkorngrenzen zwischen Martensit und Austenit vorliegen. Damit wurde der Rissfortschritt bei Kerbschlagversuchen reduziert. Das Versuchsprogramm ist auf andere LTT-Legierungen zu erweitern. Ob der derzeit prognostizierte Phasenanteil an Austenit hinreichend ist, um die Beanspruchung von Schweißverbindungen sowohl für kleine als auch große Einspanngrade zu optimieren, ist durch weiterführende Untersuchungen zu klären. In diesem Zusammenhang sind die Festigkeitskennwerte der untersuchten Legierungen zu ermitteln.



**Bild 2.11:** Schweißeigenspannung an der Oberfläche und für verschiedene LTT-Legierungen in Abhängigkeit der  $M_s$  (A, B, D) und eines konventionellen Schweißgutes (C) (links) sowie die Risslänge bezogen auf die Schweißnahthöhe unter Variation des Einspanngrades (rechts), nach [216]

Die Forschergruppe Gadallah et al. [251-252] bestimmte den Einfluss verschiedener Einspanngrade sowie das aus dem thermischen Eintrag resultierende Schrumpfbestreiben durch numerische Simulation von WIG-Blindschweißungen. Der Einspanngrad wurde durch die Blechdicke und Blechbreite variiert. Obwohl die Streckenenergie mit  $0,36 \text{ kJ} \times \text{cm}^{-1}$  konstant war, wurden durch die unterschiedlichen Plattendimensionen verschiedene Schmelzbadgrößen erzielt. Um den Einfluss von Wärmeeintrag und Einspanngrad gleichzeitig evaluieren zu können, wurde versucht, diese Faktoren durch die Einführung der mittleren Temperatur der Probe  $T_{\text{avg}}$  kombiniert zu berücksichtigen. Die mittlere Temperatur der Probe ist erreicht, wenn die Temperatur der Schweißnaht mit der Temperatur am Plattenrand übereinstimmt. Es ist anzunehmen, dass Gadallah et al. [252] davon ausgehen, dass die resultierende Eigenspannungsverteilung bei der Abkühlung der Probe vorrangig durch die thermische

Kontraktion bestimmt wird, währenddessen die homogene Abkühlung, nachdem die mittlere Temperatur erreicht ist, lediglich das Niveau verschiebt. Die mittlere Temperatur nimmt prinzipiell mit größer werdenden Plattendimensionen ab. Bild 2.12 zeigt die Longitudinal- und Transversaleigenspannungsverteilung für  $M_s$  von 100 °C und 400 °C in Abhängigkeit der  $T_{avg}$  an.



**Bild 2.12:** Simulierte Longitudinal- und Transversaleigenspannungsverteilung an der Oberfläche für eine LTT-Legierung (links) und eine konventionelle Legierung (rechts) in Abhängigkeit der Ausgleichstemperatur  $T_{avg}$  des Bleches ( $M_c$  ist hier der Mittelwert aus  $M_s$  und  $M_f$ ), nach [252]

Während sich in Längsrichtung für die LTT-Verbindung innerhalb der Schweißnaht unabhängig von der  $T_{avg}$  Druckeigenspannungen von -700 MPa einstellen, wird das Eigenspannungsniveau der konventionellen Verbindung mit abnehmender  $T_{avg}$  angehoben. So sind für eine  $T_{avg}$  von 110 °C Zugeigenspannungen von bis zu 600 MPa möglich. Die nach der Phasenumwandlung stattfindende thermische Kontraktion ist dominant. In Transversalrichtung ist der Einfluss der  $T_{avg}$  sowohl für die LTT-Verbindung als auch für die konventionelle Verbindung sichtbar. Je eher die  $T_{avg}$  erreicht wird, desto weniger können die Transversaleigenspannungen für die LTT-Verbindung reduziert werden. Auffällig ist auch die sich ausbildende Einsattelung bei  $T_{avg}$  größer 396 °C. Die Autoren gehen jedoch nicht näher auf diesen Effekt ein. Der Einfluss der  $T_{avg}$  auf den Eigenspannungszustand der konventionellen Verbindungen ist vergleichbar. Allerdings nehmen Transversaleigenspannungen erst ab  $T_{avg}$  oberhalb 264 °C deutlich zu. Obwohl der Trend deutlich erkennbar ist, wird der Eigenspannungszustand für  $T_{avg}$  von 334 °C oder 189 °C unverhältnismäßig beeinflusst. Die Autoren gehen jedoch nicht näher darauf ein. Es bleibt offen, ob der Wärmefluss stoßabhängig variabel ist. Gadallah et al. [252] schlussfolgern, dass durch LTT-Zusatzwerkstoffe Druckeigenspannungen vor allem bei kleinen Einspanngraden in

Longitudinalrichtung erzeugt werden können, während keine allgemeinen Aussagen über die Beeinflussung des Transversaleigenspannungszustandes getroffen werden. Obwohl das oben angesprochene Stabmodell von Shiga et al. [245] und die Untersuchungen von Gadallah et al. [252] den Spannungsabbau in Schweißrichtung prognostizieren, lassen die Modelle kontroverse Schlussfolgerungen für LTT-Legierungen in Transversalrichtung zur Naht zu. Das Stabmodell verdeutlicht für kleine Einspannlängen (große Einspanngrade) eine erhebliche Spannungsreduktion bei Verwendung von LTT-Legierungen. In diesem Zusammenhang ist jedoch von einem geringen Wärmefluss und damit einer hohen  $T_{avg}$  auszugehen, wodurch die Spannungsreduktion nach Gadallah et al. [252] gehemmt wird. Der Vergleich der jeweils vorliegenden Einspannbedingungen wäre von hohem wissenschaftlichem Wert, ist aber versuchsbedingt nicht gegeben. So scheint die Berücksichtigung des Wärmeflusses in Zusammenhang mit der Schrumpfbehinderung notwendig, um die Ausbildung des resultierenden Eigenspannungszustandes zu verstehen. Numerische Studien von Thomas et al. [253] zum Einfluss der Blechdicke auf den resultierenden Eigenspannungszustand von LTT-Schweißverbindungen unterstützen die Ergebnisse von Gadallah et al. [252]. Die Autoren untersuchten Blechdicken zwischen 1,59 mm und 9,53 mm. In Auftragschweißungen wurden die untersuchten LTT-Werkstoffe mit  $M_s$  zwischen 200 °C und 350 °C bei einer Streckenergie von  $E = 0,89 \text{ kJ} \times \text{mm}^{-1}$  gefügt. Während für die LTT-Legierungen ein Anstieg der Druckeigenspannungen auf bis zu -636 MPa kalkuliert werden konnte, blieben die Eigenspannungen des konventionell geschweißten Stoßes für die verschiedenen Blechdicken konstant. Aus den Untersuchungen geht jedoch nicht hervor, wie der Betrag der  $M_s$  ermittelt und in welcher Richtung die Eigenspannungen bestimmt wurden. In diesem Zusammenhang ist eine Betrachtung des Wärmeflusses in Abhängigkeit der Blechdicke von hohem wissenschaftlichem Wert. Aus weiterführenden Simulationen von Murakawa et al. [254] geht allerdings hervor, dass transversal zur Schweißnaht ein erheblicher Temperaturgradient vorliegt, sodass der Eigenspannungszustand zusätzlich durch Phasenumwandlung und thermische Kontraktion in Abhängigkeit der örtlich erreichten Spitztemperatur beeinflusst wird. In dem untersuchten schrumpfbehinderten Stabmodell konnten durch einen LTT-Zusatzwerkstoff Druckeigenspannungen von -100 MPa erzielt werden, während die konventionelle Verbindung durch Zugeigenspannungen von 450 MPa beansprucht war. In diesem Zusammenhang schlussfolgern Shiga et al. [180], dass man zwischen der Schrumpfbehinderung in Longitudinal- und Transversalrichtung unterscheiden sollte. Die Autoren legten die Betragsdifferenz der resultierenden Eigenspannungen zwischen konventionell geschweißten Stößen und LTT-Verbindungen bezogen auf die Schweißnahtlänge bzw. Schweißnahtbreite zu Grunde. Bezogen auf die Schweißnahtlänge konnten die Autoren stoßunabhängig eine Spannungsreduktion von bis zu 12 MPa je Millimeter in Longitudinalrichtung bzw. bis zu 13 MPa je Millimeter in Transversalrichtung feststellen. Obwohl sich die Schweißparameter der einzelnen Stöße teilweise stark unterscheiden, ist die Spannungsreduktion richtungsabhängig auf vergleichbarem Niveau. Eine statistische Absicherung der Ergebnisse wäre in diesem Zusammenhang wünschenswert. Gleichzeitig betrachten Shiga et al. [180] nur die Eigenspannungen innerhalb der Schweißnahtmitte, während die Verteilung über die WEZ bis hin zum Grundwerkstoff unberücksichtigt bleibt. Dabei begründen die Autoren die Festlegung Schweißnahtbreite als Bezugsmaß für die Transversalrichtung nicht, obwohl der Wärmefluss nach Murakawa et al. [254] deutlich über die Schweißnahtbreite hinausgeht. Von Kromm et al. [182, 255] durchgeführte Eigenspannungsanalysen an WIG-Wiederaufschmelzschweißungen von reinem LTT-Schweißgut bestätigen aber die Schlussfolgerungen von Shiga et al. [180]. Der Schweißversuch wurde entlang eines schmalen Stegs ausgeführt, sodass eine Schrumpfbehinderung in Transversalrichtung ausgeschlossen und in Longitudinalrichtung lediglich eine geringe Schrumpfbehinderung vorliegen konnte. So wurden für die LTT-Legierung in Longitudinalrichtung

Druckeigenspannungen von bis zu -450 MPa ermittelt, während sich der konventionell geschweißte Werkstoff um die Nulllage befand [182/S. 121 ff.].

Schrumpfbehinderte Einlagenschweißversuche unter Berücksichtigung eines hohen Wärmeflusses wurden von Gach et al. [256-258] durchgeführt. Durch Elektronenstrahlschweißen wurde ein LTT-Zusatzwerkstoff mit 10 Gew.-% Nickel innerhalb einer kleinen Nut (im Querschnitt 1,6 mm × 1,6 mm) aufgeschmolzen. Durch die dazu im Vergleich große Probedimension (50 mm × 100 mm × 5 mm) konnte ein hoher Wärmefluss gewährleistet werden. So geben die Autoren für einen Messpunkt eine zeitlich variierende Abkühlrate von bis zu  $600 \text{ K} \times \text{s}^{-1}$  an. Die mit  $330 \text{ }^\circ\text{C}$  ermittelte  $M_s$  erscheint recht hoch, um den Eigenspannungszustand maßgeblich zu beeinflussen und ist auf einen hohen Abbrand der Legierungselemente aufgrund der Schweißparameter zurückzuführen (vgl. Kapitel 2.3.1). Für die anschließenden Eigenspannungsmessungen waren erhebliche mechanische Bearbeitungen der Schweißnahtoberfläche notwendig. Obwohl für die LTT-Verbindung in Schweißrichtung prinzipiell Druckeigenspannungen ermittelt wurden, erscheinen diese Messungen vor dem Hintergrund der Spannungumlagerung während der Fräsarbeiten nur eingeschränkt belastbar [257]. Durch von Paquin et al. [232] durchgeführte Auftragschweißungen konnte der Wärmefluss ebenfalls erhöht werden. Die Autoren gehen jedoch nur indirekt auf die Vorwärmtemperatur oder die Temperaturverteilung während der Abkühlung ein. So verwendeten die Autoren einen spezifischen Kaltrisstest (GBOP-Test)<sup>1</sup>. Durch eine Blechdicke von 51 mm konnte ein erheblicher Wärmefluss normal zur Belastungsrichtung der Schweißnaht gewährleistet werden. Für den supermartensitischen Zusatzwerkstoff mit einer  $M_s$  von ca.  $240 \text{ }^\circ\text{C}$  ermittelten die Autoren in Belastungsrichtung Druckeigenspannungen von bis zu -300 MPa, währenddessen sich innerhalb der WEZ Zugeigenspannungen gleichen Betrages einstellten.

Untersuchungen zur Schrumpfbehinderung in LTT-Mehrlagenschweißverbindungen wurden von Kromm et al. [235] durchgeführt. Die  $M_s$  des reinen LTT-Schweißgutes wurde mit  $90 \text{ }^\circ\text{C}$  bestimmt. Durch Variation der Blechdicke zwischen 6 mm und 20 mm sowie durch eine feste Einspannung der zu fügenden Bleche wurde der Einfluss des Einspanngrades untersucht. Unabhängig von der Blechdicke wurden an der Oberfläche in Longitudinalrichtung Schweißigenspannungen in Höhe der Nulllage ermittelt. Dieses Ergebnis unterstützt die Untersuchungen von Neubert et al. [239], Gadalalah et al. [252] und Shiga et al. [245]. In Transversalrichtung nehmen die mittleren Schweißigenspannungen mit steigendem Einspanngrad zu und liegen für eine Blechstärke von 20 mm bei ca. 750 MPa. Dieses Ergebnis ist konträr zu den Beobachtungen von Shiga et al. [245] und Zenitani et al. [216], die eine erhöhte lastabbauende Wirkung mit zunehmendem Einspanngrad beobachten konnten. Obwohl der Einspanngrad mit  $4,3 \text{ kN} \times \text{mm}^{-1} \times \text{mm}^{-1}$  verhältnismäßig hoch für Schweißbaugruppen erscheint, ist er allerdings deutlich niedriger als bei den von Zenitani et al. [216] untersuchten Proben. Weiterhin wurde der Eigenspannungszustand oft im Volumen untersucht, währenddessen sich Kromm et al. [235] auf die Schweißnahtoberfläche fokussierten. Komplementär untersuchte LTT-Stumpfstöße zeigen vor allem im Bauteilvolumen Druckeigenspannungen [226]. Mehrlagenschweißversuche an schrumpfbehinderten Rohr-Rohr-Verbindungen mit einem supermartensitischem Zusatzwerkstoff ( $M_s = 200 \text{ }^\circ\text{C}$ ) zeigen, dass der Einfluss der Phasenumwandlung vor allem bei Schweißbaugruppen mit kleinen Einspanngraden vernachlässigbar ist [157]. Obwohl der Einfluss der thermischen Kontraktion auf das Schrumpfvormögen nicht untersucht wurde, zeigen die Untersuchungen, dass die Höhe der Schrumpfbehinderung in Schweißverbindungen zu bestimmen ist, um auf den resultierenden Eigenspannungszustand schließen zu können [235].

---

<sup>1</sup> Genormt nach AWS B4.0 [259].

Festzuhalten bleibt, dass die Schrumpfbehinderung maßgeblich auf die Eigenspannungsverteilung von Schweißverbindungen Einfluss nimmt. Vor allem in Transversalrichtung wird der Eigenspannungszustand von LTT-Schweißstößen maßgeblich durch den Einspanngrad bestimmt, während in Längsrichtung (longitudinal, Schweißrichtung) oftmals unabhängig davon Druckeigenspannungen im Volumen entstehen. Inwieweit richtungsabhängig die umwandlungsplastische Dehnung und der Wärmefluss auf den entsprechenden Eigenspannungszustand Einfluss nehmen, ist zum gegenwärtigen Zeitpunkt nicht vollends verstanden. Allerdings können LTT-Verbindungen vor allem bei sehr hohen Einspanngraden Druckeigenspannungen erzeugen. Vor diesem Hintergrund erscheint die Berücksichtigung der zeitlich veränderlichen Temperaturverteilung in Zusammenhang mit dem Konzept des Einspanngrades vor allem für Mehrlagenschweißverbindungen zweckmäßig.

### 2.4 Echtzeit-Analyse von Schweißprozessen mittels hochenergetischer Beugungsmethoden

Um die Einflussgrößen und deren Wechselwirkungen auf den resultierenden Eigenspannungszustand in Schweißverbindungen temperatur- und zeitabhängig bewerten zu können, ist der Einsatz von Beugungsmethoden unter Verwendung hochenergetischer Strahlung prädestiniert [260-261]. So lassen sich an Großforschungseinrichtungen unter Ausnutzung von Synchrotron<sup>1</sup>- und Neutronenstrahlung<sup>2</sup> u. a. die Entwicklung von Phasenanteilen oder Dehnungsverteilungen im Verlauf eines Prozesses unter Berücksichtigung ausgewählter Einflussfaktoren an der Bauteiloberfläche sowie im Volumen zerstörungsfrei bestimmen [260, 262-266]. Während mit Synchrotronstrahlung materialabhängig an der Probenoberfläche oder an Kleinproben in Transmission hohe Messfrequenzen realisierbar sind, erlaubt die Neutronenbeugung bei gleichbleibender Messgenauigkeit Einblick in das Bauteilvolumen [260, 267-270]. Das zur Verfügung stehende Energiespektrum, die Strahlbrillanz, die Intensität sowie die Flussdichte und die einstellbaren Strahldimensionen machen hochenergetische Strahlquellen interessant für Heiz- und Abschreckversuche mit an Schweißprozessen angelegten Versuchsparametern und für Schweißexperimente, denen hohe Temperaturgradienten zu Grunde liegen [260-261, 269]. Dabei können für eine Vielzahl von metallischen Werkstoffen hohe Eindringtiefen bei gleichzeitig kleinen Beugungswinkeln realisiert werden [266].

#### Heizversuche:

Erste Experimente mit definierten Aufheiz- und Abkühlraten unter Nutzung von Synchrotronstrahlung gehen auf Mayr et al. [271], Palmer et al. [272] als auch Rocha et al. [273] zurück. Der von letzteren untersuchte Wälzlagerstahl in Form von 1,65 mm starken Zylindern wurde während des Beugungsexperimentes mit  $1 \text{ K} \times \text{s}^{-1}$  auf  $850 \text{ °C}$  erwärmt und nach einer Haltezeit von 600 s gasabgeschreckt ( $60 \text{ K} \times \text{s}^{-1}$ ). Mit einer Messfrequenz von 0,33 Hz konnte für die gewählte Temperaturführung die Entstehung von Bainit und Martensit in situ beobachtet und die  $M_s$  abgeschätzt werden. Der resultierende Makroeigenspannungszustand wurde an der Oberfläche auf 200 MPa bestimmt. An der Oberfläche von Villa et al. [274] während der  $\gamma - \alpha'$ -Umwandlung durchgeführte Spannungsmessungen an frei schrumpfenden Zylindern eines weich-martensitischen Stahls (1.4418) vergleichbarer Ge-

---

<sup>1</sup> Elektromagnetische Strahlung bzw. besondere Form der Bremsstrahlung im Spektralbereich von Röntgenstrahlung. Sie wird tangential zur Bewegungsrichtung geladener Teilchen abgestrahlt, wenn diese aus der geraden Bahn gelenkt werden.

<sup>2</sup> Ionisierende, elektrisch neutrale Strahlung freier Neutronen.

ometrie zeigen, dass der Austenit mit zunehmendem Anteil an Martensit Druckspannungen aufweist, währenddessen für den Martensit geringe Zugspannungen ermittelt werden konnten. Gleichzeitig konnten Dutta et al. [241-242] und Eftekharimilani et al. [243] das Umwandlungsverhalten hochfester Feinkornbaustähle während der Abkühlung und extern aufgeprägter mechanischer Lasten in situ beobachten. Niedrige Zugspannungen konnten keine Variation der sich ausbildenden Druckdehnungen innerhalb der martensitischen Phase hervorrufen.

Erste Beugungsversuche zur In-situ-Charakterisierung der Phasenumwandlung von reinem LTT-Schweißgut mit definierten Aufheiz- und Abkühlraten gehen auf Kromm et al. [208, 275-276] zurück. Die Autoren untersuchten das Umwandlungsverhalten von im Nickelgehalt zwischen 8 Gew.-% und 12 Gew.-% variierten Legierungen mit  $M_s$  von 145 °C bis 213 °C. Das reine Schweißgut wurde durch E-Handschiessen von LTT-Elektroden auf ein Kupferblech erzeugt. Bei der anschließenden hochenergetischen Beugungsanalyse wurden die LTT-Zylinder ( $\emptyset$  10 mm  $\times$  0,3 mm) im Ofen von Raumtemperatur auf 1100 °C mit  $500 \text{ K} \times \text{min}^{-1}$  erwärmt und anschließend mit maximal  $500 \text{ K} \times \text{min}^{-1}$  abgekühlt. Jedes Beugungsbild wurde mit einer Belichtungszeit von 8 s aufgenommen und die Temperatur mit Thermoelementen direkt an der Probe gemessen. Durch die direkte Zuordnung der Beugungsbilder zur Proben temperatur ist eine Bestimmung der Umwandlungstemperaturen  $A_{c1}^1$ ,  $A_{c3}^2$  und  $M_s$  mit Rücksicht auf das zu durchlaufene Temperaturintervall während der Belichtungszeit gegeben. Die Martensitbildung wurde für die LTT-Legierungen als abkühlratenunabhängig bestätigt. Die Untersuchungen geben aber auch Aufschluss, dass nach erfolgter Abkühlung ein Restaustenitanteil von bis zu 18 % mit abnehmender  $M_s$  möglich ist. Unter der Voraussetzung, dass die Proben während des Heiz- und Abkühlversuches keiner Schrumpfbinderung unterlagen, gelang es Altenkirch und Kromm et al. [276], Referenzwerte für den thermischen Ausdehnungskoeffizienten temperaturabhängig sowie phasenspezifisch für die untersuchten LTT-Legierungen zu ermitteln. Diese Kennwerte sind notwendig, um Einflussfaktoren auf die Gitterdehnung von LTT-Legierungen für einen realen Schweißprozess bewerten zu können.

Ähnliche Untersuchungen wurden von Terasaki und Komizo et al. [277-278] durchgeführt. So konnte eine LTT-Legierung mit 10 Gew.-% Nickel in Form eines Zylinders ( $\emptyset$  5 mm  $\times$  2 mm) gezielt auf 1000 °C erwärmt und mit einer  $t_{8/5}$ -Zeit von 37,5 s exponentiell abgekühlt werden. Dabei wurden sowohl das Beugungsspektrum mit einer Zeitauflösung von 0,2 s als auch die Mikrostruktur der Probe mit Hilfe der In-situ-Lasermikroskopie während der Phasenumwandlung aufgenommen. So konnten die Autoren während der Abkühlung die Entstehung von Martensit ab 283 °C direkt der Netzebene (110  $\alpha$ ) zuordnen. Weiter betrachteten Terasaki und Komizo [277] den sich während der Abkühlung und Phasenumwandlung verändernden Gitterabstand des Austenits. Während der Gitterabstand der Referenzprobe (unlegierter Stahl) mit einsetzender Phasenumwandlung zunahm, konnten die Autoren keine Auswirkung der martensitischen Phasenumwandlung für das austenitische Gitter der LTT-Legierung erkennen. Ähnliche Heizversuche wurden von Zhang und Komizo [279] an einer LTT-Legierung (14Cr5Ni) mit einer nominellen  $M_s$  von 184 °C durchgeführt. Nach vollständiger Austenitierung der Probe wurde die Veränderung des Gitterabstandes normal zur Probenoberfläche sowie der Halbwertsbreite während der unterkühlungsbedingten martensitischen Phasenumwandlung beobachtet. In dieser Untersuchung nahmen die Halbwertsbreite und Gitterdehnung des Austenits zuerst leicht zu. Mit fortschreitender Umwandlung stieg die Halbwertsbreite des Austenits schlagartig an, während die Gitterdehnung kleiner wurde. Die Autoren schlussfolgerten, dass der Austenit während

---

<sup>1</sup> Umwandlungstemperatur bei der Erwärmung, bei welcher sich Austenit bildet.

<sup>2</sup> Umwandlungstemperatur bei der Erwärmung, bei welcher die Umwandlung in Austenit abgeschlossen ist.

der Phasenumwandlung plastisch verformt wird und letztlich Träger von Zugspannungen sein könnte. Diese Untersuchungen sind prinzipiell im Einklang mit den Ergebnissen aus [240].

Die Untersuchungen von Kromm et al. [275], Altenkirch et al. [276] sowie von Terasaki und Komizo [277, 279] zeigen, dass das Umwandlungsverhalten von LTT-Legierungen mit Hilfe von hochenergetischer Synchrotronstrahlung zeit- und temperaturabhängig im Ofenversuch abgebildet werden kann. Wenn auch bisher die beim Schweißen vorliegenden sehr hohen Temperaturgradienten messtechnisch nicht erfasst wurden, verdeutlichen diese Untersuchungen die Notwendigkeit von hochenergetischen Beugungsexperimenten in Hinblick auf den resultierenden Schweißeigenspannungszustand. Darüber hinaus können Einflussfaktoren, wie der Einspanngrad oder die Wärmeleitung, sowie die Wechselwirkung der martensitischen Phasenumwandlung einzelner Lagen aufeinander und auf den Spannungszustand an der Oberfläche von Mehrlagenschweißverbindungen in situ untersucht werden.

### Schweißversuche:

Erste Schweißexperimente unter Ausnutzung hochenergetischer Synchrotronstrahlung gehen auf die Forschergruppen Terasaki et al. [280-282], Babu et al. [283] bzw. Elmer et al. [284-295] zurück. Letztere beschränkten sich auf WIG-Wiederaufschmelzversuche verschiedener Werkstoffe unter Verwendung eines ortsfesten Brenners und rotierenden zylinderförmigen Halbzeugen. Die Experimente wurden sowohl zeit- als auch orts aufgelöst durchgeführt. Während bei orts aufgelösten Experimenten eine phasenspezifische Charakterisierung der WEZ mit entsprechendem Phasenanteil für ein quasistationäres Temperaturfeld untersucht werden kann, liegt der Fokus bei zeitaufgelösten Experimenten in der Beobachtung der Phasentstehung und Dehnungsentwicklung für einen beliebigen Punkt in der WEZ oder im Schweißgut während der schweißtechnischen Verarbeitung. Die Beugungsexperimente wurden winkeldispersiv mit einer geringen Photonenenergie von bis zu 12 keV und einem Photonenfluss von ca.  $10^{10} \text{ s}^{-1}$  durchgeführt. Die so erzielbare Eindringtiefe (26  $\mu\text{m}$ ) limitiert die Analyse auf oberflächennahe Bereiche. Mit Hilfe der eingesetzten Strahlblenden konnte eine Ortsauflösung von 180  $\mu\text{m}$  erzielt werden. Die Beugungssignale wurden anschließend mit einer Belichtungszeit von 6 s - 10 s durch einen Liniendetektor verarbeitet. So konnte in orts aufgelösten Wiederaufschmelzversuchen an Titan erstmalig die Entstehung und Verteilung verschiedener Phasen in der WEZ bewertet werden [291-293]. Anschließend wurde die Methode auf ferritische Grundwerkstoffe [294] und Duplexstähle [295] mit komplexem Umwandlungsverhalten erweitert. Offen bleibt, inwieweit die Erkenntnisse aufgrund der sehr niedrig gewählten Schweißgeschwindigkeit auf reale Schweißtemperaturzyklen übertragbar sind. Für die zeitaufgelösten Experimente wurde der Photonenfluss auf ca.  $10^{12} \text{ s}^{-1}$  erhöht und eine Ortsauflösung von bis zu 730  $\mu\text{m}$  verwendet, um bei Belichtungszeiten von 50 ms bis 100 ms ein ausreichendes Signal-zu-Rausch-Verhältnis zu erhalten [283, 285, 289]. Die verhältnismäßig kurzen Belichtungszeiten sind notwendig, um die Phasenumwandlung in Echtzeit zu detektieren. So konnten das Primärerstarungsverhalten und die Festphasenumwandlungen von niedrig- und hochlegierten Stählen [283-284, 286-289] sowie die von Titan [285, 288, 290] unter Anwendung verschiedener Wärmeleitungskonzepte bewertet werden. Den Autoren war es möglich, die durch thermische Kontraktion bedingte Gitterverzerrung durch Veränderung der phasenspezifischen Beugungswinkel in Zusammenhang mit anschließender metallographischer Auswertung zu evaluieren. Dabei wurde die Temperaturverteilung von den Autoren nicht gemessen, sondern durch ein mathematisches Modell auf Basis der Schweißparameter und Schmelzbadgröße beschrieben. Doch gerade die beim Schweißen vorliegenden steilen Temperaturgradienten bedingen in Zusammenhang mit der erzielten Ortsauflösung genaue Kenntnis über die Temperaturverteilung.

So erscheint eine berechnete Abweichung der erzielten Schmelzbadgröße von 20 % problematisch [291]. Eine detaillierte Betrachtung der resultierenden (Eigen-) Spannungszustände bzw. Gitterabstände wäre von großem wissenschaftlichem Interesse gewesen, um eine Übertragung der Ergebnisse auf reale Schweißkomponenten mit komplexen Wärmefluss zu validieren.

Die Forschergruppe um Terasaki et al. [280-282, 296] konnte ebenfalls einen Versuchsaufbau für In-situ-Beugungsexperimente während des Schweißens realisieren. Während die Flachprobe fest positioniert wurde, konnte der WIG-Brenner entlang der Probe mit konstanter Schweißgeschwindigkeit verfahren werden. Die Beugungsexperimente wurden winkeldispersiv mit einer Photonenergie von bis zu 18 keV zeitaufgelöst durchgeführt. Diese Konfiguration limitiert das messbare Beugungssignal auf oberflächennahe Bereiche mit einer maximalen Eindringtiefe von 11  $\mu\text{m}$ . Das Umwandlungsverhalten der WIG-blindgeschweißten Proben wurde in Echtzeit charakterisiert. Um eine Zeitauflösung von 0,3 s zu realisieren, wurde der Flächendetektor hinter der feststehenden Blende kontinuierlich mit konstantem Vorschub bewegt. Durch dieses Messprinzip konnte die Entstehung einzelner Phasen zeitlich und in Abhängigkeit der Temperatur beobachtet werden. Leider geht aus den Untersuchungen nicht hervor, wo sich das Thermoelement relativ zur Messposition des Beugungssignals befand. In Abhängigkeit der Messposition und Schmelzbadgröße kann die Temperaturverteilung entlang der Probe stark variieren. Aufgrund der Ortsauflösung des einfallenden Strahls von 100  $\mu\text{m} \times 500 \mu\text{m}$  ist die Temperaturmessung präzise zu erfolgen. Dennoch konnten die Autoren das Erstarrungs- und Umwandlungsverhalten eines übereutektoiden Stahls [281] sowie für hochlegierte Stähle [282] im WIG-Blindschweißprozess bewerten. Während die Entstehung von Martensit komplementär durch den Einsatz der In-situ-Lasermikroskopie und anschließender Metallographie für den übereutektoiden Stahl gezeigt wurde, erscheint die Erweiterung des Aufbaus um eine ex situ durchgeführte ortsaufgelöste Beugungsanalyse der während des Schweißprozesses in Zinn abgeschreckten Schweißproben kritisch [282]. Obwohl der Erstarrungsmodus des Schweißgutes metallographisch bewertet wurde und ex situ erhöhte Zählzeiten und Kippwinkel realisierbar sind, ist eine Korrelation zwischen den in situ und ex situ aufgenommenen Beugungsinformation aufgrund der nur groben Kenntnis des Temperaturfeldes problematisch. Eine Erweiterung des Versuchsaufbaus in [280] wurde durch Komizo et al. [296] durchgeführt. So wurde die zu untersuchende Flachprobe fest eingespannt, um den schweißbedingten Verzug zu vermeiden und die Zeitauflösung durch Verwendung eines 2D-Flächendetektors auf 0,01 s erhöht. Durch die sehr hohe Zeitauflösung war es den Autoren möglich, peritektische Reaktionen während der Erstarrung und weiteren Abkühlung des Schweißgutes sowie die Bildung von Ausscheidungen in hochfesten Stählen zu beobachten [296]. Unter Anwendung des  $\sin^2\psi$ -Verfahrens [297] konnte der Spannungszustand an der Oberfläche zeitlich aufgelöst werden. So wurden in der Übergangzone zwischen Schweißnaht und WEZ bei der Phasenumwandlung transversal zur Schweißrichtung Zugspannungen von ca. 200 MPa abgebaut und Druckspannungen innerhalb der martensitischen Phase erzielt. Die Longitudinalzugspannungen nahmen während der Abkühlung zu [298].

Weiterführend gelang es der Forschergruppe um Woo et al. [299], die mikrostrukturelle Entwicklung des Schweißnahtgefüges für einen Rührreißschweißprozess zeitlich aufzulösen. Sharma et al. [300-301] sowie Mirihanage et al. [302] realisierten orts- bzw. zeitaufgelöste Beugungsanalysen an austenitischen Stahlproben. Letztere schmolzen die Probe lokal mit Hilfe einer Halogenlampe partiell auf und beobachteten die Erstarrungsvorgänge des Schmelzbad während der Abkühlung mit einer Messfrequenz von 1 kHz. Mit Hilfe der polychromatischen Strahlung konnte für

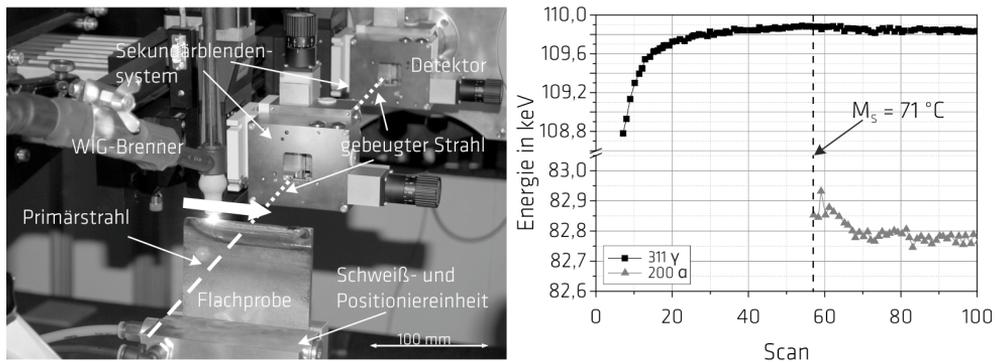
einen Strahlquerschnitt von  $1\text{ mm} \times 0,1\text{ mm}$  eine Eindringtiefe von  $140\text{ }\mu\text{m}$  erzielt werden. Die Temperatur wurde auf der nicht aufgeschmolzenen Rückseite der Probe gemessen. Im Hinblick auf die geringe Wandstärke der Probe ist der Messfehler als klein anzunehmen [302].

Um den Dehnungs- bzw. Spannungsaufbau während der schweißtechnischen Verarbeitung von Mehrlagenschweißverbindungen zu quantifizieren, untersuchten Gao et al. [303-304] einen sechslagig und artgleich geschweißten MAG-Stumpfstoß des hochfesten Feinkornbaustahls S 690 QL1 mit einer Blechstärke von  $16\text{ mm}$ . Da die In-situ-Beugungsanalyse für solche Blechstärken mit den für Schweißprozessen notwendigen Zeitaufösungen nur schwer umsetzbar ist, wurden die Proben vorab im Labor mit verschiedenen Fertigungszuständen (Lagenzahlen) hergestellt. Anschließend erfolgte die Bewertung des Eigenspannungszustandes energiedispersiv mit Hilfe von Synchrotronstrahlung ex situ für jede einzelne Schweißraupe je Blech. Mit Hilfe eines parallel entwickelten Simulationsmodells konnten die Autoren zeigen, dass mit zunehmender Lagenzahl sowie in Abhängigkeit des Lagenaufbaus erhebliche Druckdehnungen in der WEZ aufgebaut werden, während die Decklage letztlich das resultierende Druckdehnungsniveau reduziert. Die Zugeigenspannungen in der Wurzellage werden schon durch die zweite Raupe erheblich reduziert. Auffällig ist, dass sich erhebliche Zugeigenspannungen unterhalb der zuletzt geschweißten Raupe ausbilden, während die umliegende Schweißnaht geringe Zugeigenspannungen aufweist. Dennoch nimmt mit zunehmender Lagenzahl die Schrumpfbehinderung zu und es bilden sich Zugeigenspannungen von bis zu  $400\text{ MPa}$  aus. Um die Eigenspannungen in jeder Raupe nachträglich zu bestimmen, wurde die Einspannung der Probe jeweils nach Abkühlung jener auf Raumtemperatur gelöst. Die damit einhergehende Relaxation des Eigenspannungszustandes sowie die Berücksichtigung der Temperaturen während der schweißtechnischen Verarbeitung wurden angestrebt, im Modell abzubilden. Allerdings bleibt offen, inwieweit diese Herangehensweise auf den vorliegenden Spannungszustand während des Schweißprozesses übertragbar ist.

### Schweißversuche unter Nutzung von LTT-Legierungen:

In den vorangestellten Untersuchungen wurde vor allem monochromatische Strahlung mit geringen Photonenenergien genutzt, welche die Messung auf oberflächennahe Zonen limitiert und die Auswertung meist nur einer spezifischen Netzebene erlaubt. Die Experimente verdeutlichen das Potenzial dieser Messmethoden aber auch den Anspruch an die Messtechnik in Bezug auf Schweißexperimente, sodass nicht selten auf spezielle Vorrichtungen zurückgegriffen wird, um Einflussfaktoren separat zu untersuchen [240]. So bedingen In-situ-Beugungsanalysen von Schweißprozessen eine adäquate Temperaturmessung sowie hohe Messfrequenzen bei gleichzeitig hoher Intensität zur Beobachtung von Phasenumwandlungen. Während sich die vorangestellten Untersuchungen vorrangig auf Grundwerkstoffe beziehen, konnten Kromm et al. [182/S.106-125; 255, 305] erstmalig einen Versuchsaufbau realisieren, um das Umwandlungsverhalten sowie die Dehnungsentwicklung von LTT-Schweißverbindungen zu charakterisieren. Dazu wurden Flachproben mit 3 Schweißraupen mittels E-Handschweißen entlang der Längskante eines Trägerbleches vorbereitet. Abschließend wurde die Endkontur des LTT-Schweißgutes definiert gefräst und versucht, die Entmischung des Schweißgutes mit dem Grundwerkstoff außerhalb des relevanten Messbereiches zu verlagern. Bild 2.13 (links) zeigt den Versuchsaufbau des In-situ-Beugungsexperimentes, welches getriggert mit dem Schweißstart des WIG-Wiederaufschmelzprozesses erfolgte. Dabei wurde die gesamte Breite der Kante durch eine Streckenenergie von  $0,6\text{ kJ} \times \text{mm}^{-1}$  bis in eine Tiefe von ca.  $2\text{ mm}$  umgeschmolzen. Dadurch war der Einspanngrad quer zur Schweißrichtung als Einflussfaktor minimal, während über die Schweißnahtlänge von  $65\text{ mm}$  eine geringe Schrumpfbehinderung vorlag. Der polychromatische Primärstrahl wurde mit einer Kantenlänge von  $1\text{ mm}$  auf die Probenmitte fokussiert und durch das gesamte

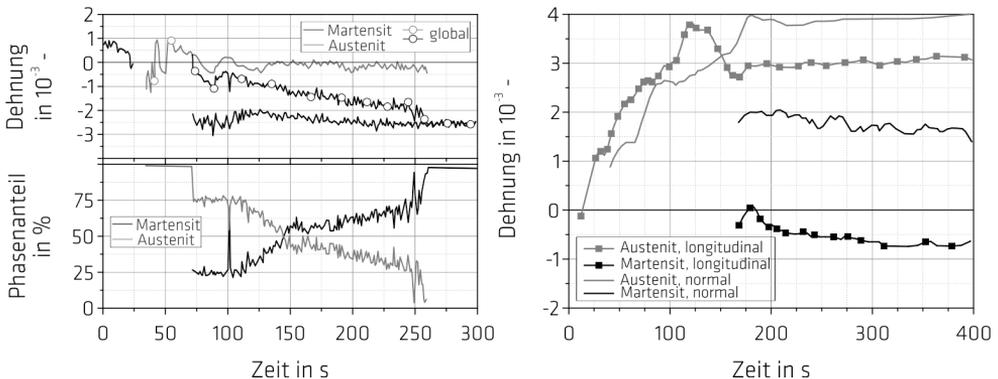
Schweißgut gebeugt. Der Messmodus in Transmission bedingte eine Belichtungszeit je Spektrum von 7 s, um ein ausreichendes Signal-zu-Rausch-Verhältnis zu gewährleisten. So konnten fünf Messpunkte unterhalb der Schweißnahtoberkante innerhalb des reinen LTT-Schweißgutes realisiert werden. Die Temperaturverteilung wurde unter identischen Versuchsparametern ex situ mit Hilfe einer Thermokamera sowie durch Thermolemente mit einer Messfrequenz von 5 Hz aufgenommen. Bild 2.13 (rechts) zeigt die während der Abkühlung der LTT-Legierung mit 12 Gew.-% Nickel für den Austenit (311) und Martensit (200) ermittelten Positionen der Beugungslinien anhand der Energie und damit indirekt die Dehnungsentwicklung. Mit zunehmender Abkühlung respektive Bildaufnahme nimmt die phasenspezifische Energie des Austenits aufgrund der thermischen Kontraktion innerhalb des Gitters zu und erreicht eine Sättigung. Ab einer  $M_s$  von 71 °C sind erste Beugungssignale des Martensits (200) sichtbar. Mit zunehmender Abkühlung nimmt die Energie zur Bestimmung des (200)-Martensitpeaks ab, während das Beugungssignal für den Austenit konstant bleibt. Die Autoren schlussfolgerten daraus, dass die thermische Kontraktion zu diesem Zeitpunkt vernachlässigbar klein ist und sich Druckdehnungen im Martensit aufgrund der Phasenumwandlung einstellen könnten [255]. Dieser Trend ist auch für LTT-Legierungen mit höheren  $M_s$  erkennbar, wenn auch aufgrund der thermischen Kontraktion nicht allzu stark ausgeprägt.



**Bild 2.13:** Versuchsaufbau für das In-situ-Beugungsexperiment des WIG-Umschmelzprozesses einer LTT-Legierung unter Ausschluss einer Schrumpfbehinderung in Transversalrichtung (links) und Verschiebung der Energielinie für den (311)  $\gamma$  und (200)  $\alpha$  während des Schweiß- und Abkühlprozesses (rechts), nach [255]

Komplementär konnten Altenkirch et al. [276] und Gibmeier et al. [306] analog zu den von Kromm et al. [255] durchgeführten In-situ-Beugungsexperimenten erstmalig direkt auf die Dehnungsentwicklung in einer einmalig umgeschmolzenen LTT-Legierung mit 10 Gew.-% Nickel schließen. Bild 2.14 (links) zeigt für die Schweißnahtoberfläche die phasenspezifische Entwicklung der elastischen Dehnungen normal zur Schweißrichtung (oben) sowie die entsprechenden Phasenanteile (unten). In Bild 2.14 (rechts) ist die Dehnungsentwicklung der Schweißnaht in Schweißrichtung sowie normal dazu phasenspezifisch im Volumen und in einer Messtiefe von 3 mm während der Abkühlung dargestellt. Altenkirch et al. [276] stellten mit Hilfe der Oberflächenmessungen fest, dass der Austenit nach der Erstarrung Druckdehnungen von bis zu  $-1 \times 10^{-3}$  [-] aufweist, die aus der plastischen Deformation des Schweißgutes während der Erstarrung heraus resultieren. Mit zunehmender Abkühlung nimmt der Austenit aufgrund der thermischen Kontraktion Zugdehnungen gleichen Betrages auf, welche mit Beginn der Martensitbildung abgebaut werden. Die Dehnungen des Austenits bleiben danach konstant um die Nulllage. Auffällig ist dabei, dass der Martensit bei seiner Entstehung Druckdehnungen von ca.  $-2,5 \times 10^{-3}$  [-] aufweist und diese während der weiteren Abkühlung der Probe konstant bleiben. Aufgrund des zunehmenden Phasenanteils an Martensit nimmt die globale Dehnung

ab und erreicht nahezu das Niveau des Martensits. Die Dehnungsentwicklung im Volumen ist lediglich qualitativ vergleichbar [306]. So ist der Austenit sowohl in Longitudinal- als auch in Normalrichtung Träger von Zugdehnungen. Es werden jedoch Zugdehnungen von bis zu  $4 \times 10^{-3}$  [-] erreicht. Durch die einsetzende Martensitbildung wird die Dehnung im Austenit teilweise abgebaut und bleibt dann während der weiteren Abkühlung konstant. Konträr zu den Oberflächenmessungen weist der Martensit normal zur Schweißrichtung Zugdehnungen von  $2 \times 10^{-3}$  [-] auf, die mit fortschreitender Abkühlung auf  $1 \times 10^{-3}$  [-] abgebaut werden. Hingegen ist der Martensit bei seiner Entstehung in Longitudinalrichtung durch leichte Druckdehnungen um die Nulllage charakterisiert. Mit ausreichendem Phasenanteil können während der fortschreitenden Abkühlung zunehmend Druckdehnungen von bis zu  $-1 \times 10^{-3}$  [-] erzielt werden. Aus zusätzlichen Dehnungsmessungen in Messtiefen zwischen 1 mm und 4 mm unterhalb der Schweißnahtoberfläche schließen Gibmeier et al. [306], dass sowohl die Normal- als auch die Longitudinaldehnungen des Martensits bei seiner Entstehung in Richtung der Schweißnahtoberfläche zunehmend in den Zugbereich verlagert werden. Mit fortschreitender Abkühlung und zunehmendem Phasenanteil an Martensit näherten sich die Dehnungsverläufe an und erreichten Druckdehnungen von bis zu  $-1 \times 10^{-3}$  [-]. Die untersuchte LTT-Legierung konnte somit erhöhte Zugdehnungen im reinen Schweißgut während der Abkühlung kompensieren [306]. Inwieweit der Wärmefluss nach dem Schweißprozess sowie die entmischungsbedingte Anhebung der  $M_s$  im Bereich der Übergangszone (Messtiefe 4 mm) zur WEZ des Trägerbleches auf den Dehnungszustand wirkten, ist derzeit nicht geklärt. Allerdings könnte die in dieser Übergangszone beginnende Martensitbildung mit Druckdehnungen verbunden sein, welche Zugdehnungen in der zeitlich später entstehenden martensitischen Phase des LTT-Schweißgutes induzieren. So konnten Gibmeier et al. [306] eine  $M_s$  von 150 °C bestimmen. An der Oberfläche geben die Autoren sogar eine  $M_s$  von ca. 110 °C an, währenddessen Altenkirch et al. [276] 136 °C ermittelten. Kromm et al. [255] ermittelten eine  $M_s$  von 125 °C, währenddessen die Autoren im Übergangsbereich zur WEZ  $M_s$  zwischen 300 °C und 500 °C aufzeigten. In diesem Zusammenhang ist die Kenntnis über die Entwicklung der Dehnungsverteilung im Austenit der WEZ und des Schweißgutes von wissenschaftlichem Interesse, um eine Wechselwirkung von Beanspruchungszuständen zwischen den einzelnen Bereichen einer Schweißnaht während der Phasenumwandlung zu belegen.

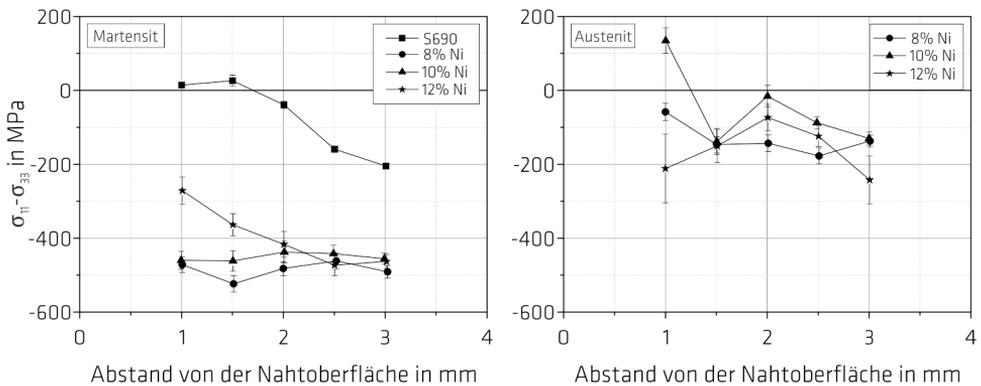


**Bild 2.14:** Dehnungsentwicklung einer LTT-Legierung während des Schweißprozesses und anschließender Abkühlung (WIG-Umschmelzen) an der Oberfläche (links, Normalrichtung mit Phasenanteil dargestellt) und im Volumen (rechts, Messtiefe 3 mm unterhalb der Schweißnahtoberfläche), nach [276, 306]

Gerade aber in Hinblick auf die Entmischung mit dem Trägerblech (niedriglegierter Feinkornbaustahl S 690) ist die exakte Bestimmung der Phasenanteile und der  $M_s$  für die Schweißverbindung

wichtig. So wiesen die Autoren in weiterführenden Untersuchungen über die Messtiefe und legierungsabhängig einen verbleibenden Gehalt an Restaustenit von bis zu 45 % nach [182/S. 119, 305]. Die Autoren schlussfolgerten aus metallographischen Untersuchungen, dass neben der  $M_s$  auch das Seigerungsverhalten von Chrom und Nickel während der primär austenitischen Erstarrung ursächlich für die lokal extrem hoch ausfallenden Restaustenitgehalte sind. Während so die lokale Dehnungsentwicklung während der Abkühlung von LTT-Schweißnähten noch weitestgehend unbekannt ist, zeigt Bild 2.15 die von den Autoren ergänzend gemessenen phasenspezifischen Longitudinaleigenstressspannungen der untersuchten LTT-Legierungen bis zu einer Messtiefe von 3 mm [255]. Im Vergleich zu einer konventionellen WIG-Wiederaufschmelzung eines hochfesten Stahls, weist der Martensit der LTT-Legierungen auch in größeren Messtiefen Druckeigenstressspannungen von bis zu -550 MPa auf. Bis zu einem Gehalt von 10 Gew.-% Nickel erscheinen die Longitudinaleigenstressspannungen respektive -dehnungen im Martensit konstant. Der Einfluss herabgesetzter Umwandlungstemperaturen wurde im Vergleich zur konventionellen Verbindung eindrucksvoll geschildert. Die Experimente sind in dem Sinne im Einklang mit den Untersuchungen von Gadallah et al. [251], dass in LTT-Schweißverbindungen in Longitudinalrichtung auch bei geringen Schrumpfbegrenzungen Druckeigenstressspannungen entstehen (vgl. Kapitel 2.3.3). Eine Variation des Einspanngrades in Transversalrichtung erscheint in diesem Kontext sinnvoll, um den Eigenstressspannungszustand in Schweißverbindungen realitätsnah abzubilden. Die Eigenstressspannungen des Austenits der LTT-Legierungen variieren deutlich über die Messtiefe und weisen sowohl Zugeigenstressspannungen von bis zu 180 MPa als auch moderate Druckeigenstressspannungen von bis zu -250 MPa auf. Obwohl der Austenit nach Bild 2.14 (rechts) in einer Messtiefe von 3 mm bei einer Temperatur von 100 °C in Longitudinalrichtung Zugdehnungen von ca.  $3 \times 10^{-3}$  [-] aufweist, liegen bei Raumtemperatur in gleicher Richtung Druckeigenstressspannungen von ca. -100 MPa vor (vgl. Bild 2.15 rechts). Inwiefern der Dehnungszustand des Austenits mit fortwährender Abkühlung veränderlich ist, bleibt offen. Gleichzeitig konnte die Messung der Eigenstressspannungskomponente in Normalrichtung mit dem Versuchsaufbau nicht realisiert werden. Allerdings geht aus den Messungen hervor, dass der verbleibende Restaustenit sowie die entsprechende Eigenstressspannungsverteilung wichtig sind, um den Makro-eigenstressspannungszustand in LTT-Schweißverbindungen zu bewerten. So werden die verbleibenden Druckeigenstressspannungen um bis zu 150 MPa in Richtung Nulllage reduziert [182/S. 125].

Vergleichbare Umschmelzversuche von Hamelin et al. [307] an rein austenitischen und ferritischen Grundwerkstoffen ordnen sich ein. So konnten die Autoren in Längsrichtung durch eine Phasenumwandlung Druckeigenstressspannungen von bis -300 MPa im Schweißgut ermitteln, währenddessen die WEZ Zugeigenstressspannungen von bis zu 500 MPa aufzeigte. Das austenitische Schweißgut war durch Zugeigenstressspannungen von bis zu 300 MPa beansprucht.



**Bild 2.15:** Mittels energiedispersiver Synchrotronbeugung *ex situ* über alle Netzebenen ermittelte phasenspezifische Longitudinaleigenstressungen  $\sigma_{11}$  (unter Berücksichtigung der Normaleigenstressungskomponente  $\sigma_{33}$ ) von im Nickelgehalt variierten LTT-Legierungen im Martensit (links, im Vergleich zu einem konventionellem Feinkornbaustahl S 690) und Austenit (rechts) sowie konstantem Cr-Gehalt von 10 Gew.-%, nach [255]

Hochenergetische Beugungsexperimente eignen sich, um die auf die Schweißnaht wirkenden Beanspruchungen in Echtzeit zu visualisieren und Rückschlüsse auf den resultierenden (Eigen-) Spannungszustand zu ziehen. Allerdings stellen solche Experimente hohe Anforderungen an die Messtechnik. Mit Hilfe der durchgeführten *In-situ*-Beugungsexperimente an LTT-Schweißzusatzwerkstoffen konnte die martensitische Phasenumwandlung erstmalig qualitativ wie quantitativ für einfache Umschmelzversuche beobachtet werden. So scheint die Entstehung von Martensit mit teils erheblichen Druckdehnungen in dieser Phase verbunden zu sein, während die Dehnungsentwicklung im Austenit mit zunehmender Abkühlung im Zugbereich konstant gehalten wurde. Somit ist der Anteil beider Phasen wichtig, um den resultierenden Makroelastizitätswert bewerten zu können. Weiter geben die Untersuchungen Aufschluss darüber, dass die zeitliche Entwicklung der phasenspezifischen Dehnung richtungsabhängig an der Oberfläche sowie im Volumen zu unterscheiden ist. So konnten vor allem im Volumen erhebliche Druckdehnungen festgestellt werden. Die Interaktion beider Phasen untereinander während der Abkühlung realitätsnaher Schweißprozesse ist noch weitestgehend unbekannt. Ferner ist die richtungsabhängige Dehnungsentwicklung in LTT-Mehrlagenschweißverbindungen mit hohen Einspanngraden unter Berücksichtigung der Entmischung mit dem Grundwerkstoff und des Wärmeflusses in Zusammenhang mit der Höhe der Zwischenlagentemperatur ungeklärt.

## 2.5 Schlussfolgerungen zum Kenntnisstand

Mit Hilfe der dargelegten Literaturrecherche lassen sich zusammenfassend folgende Schlussfolgerungen ableiten:

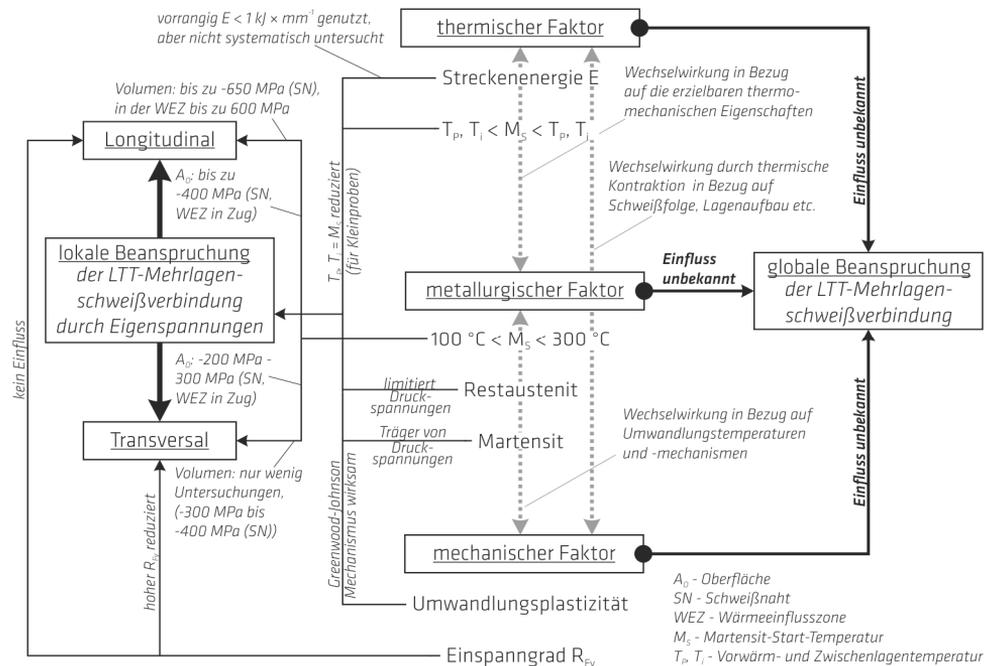
1. Durch Variation des Gehalts von Austenit stabilisierenden Elementen wie C, Ni oder Mn in Verbindung mit Cr kann die  $M_s$  von LTT-Legierungen gezielt eingestellt werden. Welches Legierungskonzept zum Abbau von Schweiß Eigenspannungen genutzt wird, ist zweitrangig. Jedoch ist mit zunehmendem Legierungsgehalt die Kaltriss- und Heißrissbildung gesondert zu berücksichtigen. Die schweißtechnische Fertigung kann einen Abbrand der Legierungselemente sowie eine Entmischung der Schweißnaht mit dem Grundwerkstoff verursachen. Die dadurch lokal variierende  $M_s$  wird in der Literatur oftmals nur unzureichend in Zusammenhang mit dem resultierenden Eigenspannungszustand diskutiert.
2. Die Angabe einer optimalen  $M_s$  zur Reduzierung des Eigenspannungszustandes in LTT-Schweißverbindungen ist nicht zweckmäßig. Obwohl ältere Untersuchungen eine Temperaturspanne zwischen 100 °C und 300 °C prognostizieren, wird auf richtungsabhängige Eigenspannungsmessungen nur unzureichend eingegangen sowie der Einfluss thermischer und mechanischer Faktoren auf die Eigenspannungsentstehung oftmals vernachlässigt. Vielmehr ist die  $M_f$  in Zusammenhang mit der stoßabhängig variierenden thermischen Kontraktion auf den Eigenspannungszustand einzubeziehen.
3. Der bei unvollständiger Phasenumwandlung verbleibende Restaustenit beeinflusst den Makroeigenspannungszustand signifikant. So konnten Kromm et al. [208] zeigen, dass vor allem der Austenit Träger von Zugeigenspannungen ist und somit den Makroeigenspannungszustand in Abhängigkeit des Phasenanteils limitieren kann. Andererseits belegen Schwingversuche, dass die Erhöhung der Lebensdauer sowohl durch Druckeigenspannungen hervorgerufen wird, als auch in der Plastizierung des Austenits begründet liegt. Metallographische Untersuchungen belegen eine erhöhte Energie zur Rissinitiierung und zum -fortschritt durch zellulär und streifig vorliegendem Restaustenit. Ein statistisch gesichertes Optimum für den zu verbleibenden Restaustenitgehalt in Bezug auf die Erhöhung der Schwingfestigkeit von LTT-Schweißverbindungen liegt derzeit nicht vor.
4. Die in der Literatur durchgeführten Eigenspannungsanalysen beziehen sich für LTT-Schweißverbindungen oftmals auf einfache Auftragnähte, teilweise in speziellen Nahtfugen oder vereinzelt Stumpfstoße verschiedener Blechstärken. Dabei werden vornehmlich auf der Schweißnahtoberfläche in Longitudinalrichtung (Schweißrichtung) Druckeigenspannungen ermittelt, denen Zugeigenspannungen in der WEZ gegenüberstehen. In Transversalrichtung werden oftmals Zugeigenspannungen mit entsprechenden Druckeigenspannungen in der WEZ bestimmt. Vereinzelt Eigenspannungsmessungen an Längssteifen deuten an, dass vor allem im Nahtübergang gegenüber konventionell geschweißten Proben Eigenspannungen abgebaut werden konnten. Von einer generellen Erzeugung von Druckeigenspannungen in der Schweißnaht ist deshalb in Zusammenhang mit LTT-Verbindungen nicht auszugehen. Vielmehr ist der Eigenspannungszustand richtungsabhängig in Verbindung mit dem vom Schweißstoß abhängigen Wärmefluss zu betrachten. Eine systematische Untersuchung der aus dem Schweißprozess resultierenden globalen Beanspruchung von komplexen Schweißbaugruppen unter hoher Schrumpfbehinderung liegt derzeit nicht vor.

5. Eigenspannungsanalysen im Schweißnahtvolumen von LTT-Mehrlagenschweißverbindungen deuten an, dass sich vor allem im Bauteilinneren erhebliche Druckeigenspannungen von bis zu -450 MPa in Longitudinalrichtung trotz verschiedener  $M_s$  finden. Oftmals dienen diese Untersuchungen nur als Beweis von Druckeigenspannungen und vernachlässigen den zugrunde liegenden Einfluss der Wärmeführung, speziell für die Zwischenlagentemperatur. Vergleichende Eigenspannungsmessungen in konventionell geschweißten hochfesten Feinkornbaustählen im Volumen sind weitestgehend unbekannt.
6. Über die allgemeinen Handlungsempfehlungen zur schweißtechnischen Verarbeitung von artfremden Schweißverbindungen in [227] hinaus existiert derzeit kein statistisch abgesichertes Wärmeführungskonzept zur Verarbeitung von LTT-Legierungen. Basierend auf einem modifizierten Kaltrisstest mit hoher Wärmeableitung konnten Paquin et al. [232] für eine bestimmte LTT-Legierung zeigen, dass Streckenenergien größer als  $1 \text{ kJ} \times \text{mm}^{-1}$  die Kaltrissbildung prinzipiell fördern. Die im Kenntnisstand thematisierten Versuche wurden oftmals mit kleineren Wärmeeinträgen ausgeführt, sodass dieser Wert robust erscheint.
7. Darüber hinaus konnten Paquin et al. [232] unabhängig von der Streckenenergie für Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperaturen größer als  $150 \text{ }^\circ\text{C}$  ( $T_i < M_s$ ) Kaltrisse im Schweißgut vermeiden. Eine Übertragbarkeit dieser Ergebnisse auf diverse LTT-Legierungskonzepte mit verschiedenen Erstarrungsmodi ist derzeit nicht geklärt. Darüber hinaus ist unbekannt, ob die Ergebnisse dieser speziellen Kaltrisstests auf verschiedene Schweißverbindungen mit abweichenden Schrumpfbegrenzungen und Wärmeableitungen übertragbar sind.
8. Durch die herabgesetzte  $M_s$  von LTT-Legierungen ist der Höhe der Zwischenlagentemperatur in Mehrlagenschweißverbindungen in Hinblick auf die Beeinflussung des (Eigen-) Spannungszustandes von besonderer Relevanz. In speziellen Auftragschweißungen konnte sowohl numerisch als auch experimentell einleitend gezeigt werden, dass durch Zwischenlagentemperaturen nahe der  $M_s$  der LTT-Legierung im Volumen über einen großen Schweißnahtquerschnitt Druckeigenspannungen erzeugt werden. Niedrigere Zwischenlagentemperaturen limitieren die resultierenden Druckeigenspannungen in Verbindung mit Abschreckeffekten auf oberflächennahe Bereiche im Bauteilinneren. Die partielle Austenitierung bereits vorhandener Lagen limitiert in numerischen Modellen mit zunehmender Blechdicke den Eigenspannungszustand im Volumen. Wissenschaftliche Veröffentlichungen zur Wirkung der Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur auf die Entstehung von Reaktionskräften und -momenten in Bezug auf LTT-Schweißverbindungen sind in der Literatur kaum zu finden.
9. Untersuchungen zum Einfluss der globalen Schrumpfbegrenzung auf den resultierenden Eigenspannungszustand in LTT-Schweißverbindungen wurden vor allem numerisch in einfachen Ersatzmodellen eines Schweißprozess untersucht. So konnte durch ein Stabmodell gezeigt werden, dass die Variation der wärmeunbeeinflussten Einspannlänge keinen Einfluss auf die Longitudinaleigenspannungen in LTT-Verbindungen ausübt. In Transversalrichtung konnten LTT-Legierungen gegenüber konventionellen Zusatzwerkstoffen den Spannungszustand merklich reduzieren, wenn das Verhältnis zwischen *wärmeunbeeinflusster Einspannlänge*  $\times$  *Schweißnahtbreite*<sup>-1</sup> kleiner 10 war [245]. Inwieweit die thermische Kontraktion mit abnehmender Einspannlänge vermindert wird, bleibt offen. In speziellen

Kaltrisstests konnte gezeigt werden, dass Druckeigenspannungen in Transversalrichtung vor allem bei sehr hohen Einspanngraden ( $R_{Fy} > 12 \text{ kN} \times \text{mm}^{-1} \times \text{mm}^{-1}$ ) wirksam waren [216].

10. Durch Übertragung der Ergebnisse des Stabmodells auf numerische Studien zu WIG-Wiederaufschmelzversuchen bestätigen Gadallah et al. [252] für verschiedene Blechstärken, dass in Longitudinalrichtung, unabhängig vom vorliegenden Einspanngrad, Spannungen lediglich bei Verwendung von LTT-Legierungen abgebaut werden können. Kontrovers zu dem Stabmodell von Shiga et al. [245] zeigen die Autoren, dass in Transversalrichtung Eigenspannungen weniger wirksam abgebaut werden, je eher eine homogene Temperaturverteilung über die Blechbreite erreicht ist. Gadallah et al. [252] schlussfolgern, dass bei kleinen Einspanngraden LTT-Werkstoffe vor allem in Longitudinalrichtung Eigenspannungen wirksam reduzieren können. Obwohl bisher experimentelle Vergleiche fehlen, verdeutlichen die Untersuchungen, dass die Schrumpfbehinderung in Zusammenhang mit dem stoßabhängigen Wärmefluss richtungsabhängig betrachtet werden sollte. Inwieweit die in den Modellen vorliegenden Einspanngrade auf reale Bauteilschweißungen übertragbar sind, ist zum gegenwärtigen Zeitpunkt nicht geklärt.
11. Die Vielzahl von Schweißversuchen zeigen, dass Spannungen mit Hilfe von LTT-Legierungen unter Schrumpfbehinderung effektiv abgebaut werden können. Die, lokal in der Schweißnaht betrachtet, phasenspezifische Entwicklung einzelner Dehnungskomponenten ist für Mehrlagenschweißverbindungen bis jetzt weitestgehend unverstanden. Nach einfachen Heizversuchen bewirken elastische wie plastische Beanspruchungen des Austenits während der mit der Abkühlung verbundenen martensitischen Phasenumwandlung eine umwandlungsplastische Dehnung nach dem Greenwood-Johnson-Mechanismus. Die richtungsabhängige Entstehung der resultierenden Eigenspannungen ist in Zusammenhang mit der Wärmeführung für LTT-Mehrlagenschweißverbindungen nicht verstanden.
12. Die Beobachtung der Phasenumwandlung von Austenit in Martensit erscheint vor dem Hintergrund der Interaktion der Wärmeführung und der Schrumpfbehinderung in LTT-Mehrlagenschweißverbindungen in Echtzeit sinnvoll. Hochenergetische Beugungsexperimente haben sich bewährt, um Wechselwirkungen zwischen den Werkstoffphasen aufzuzeigen. Hohe Messfrequenzen sowie chemische Analysen über die Schweißnaht erscheinen notwendig, um die Phasenumwandlung eindeutig zu detektieren und zuordnen zu können. Eine erhöhte Sorgfalt in Bezug auf die Temperaturmessung ist unerlässlich, um Phasenumwandlungstemperaturen exakt zu bestimmen und Dehnungen phasenspezifisch zu berechnen.
13. In idealisierten WIG-Wiederumschmelzversuchen konnte unter Ausnutzung hochenergetischer Beugungsmethoden die Phasenumwandlung visualisiert werden. Es wurde gezeigt, dass in LTT-Legierungen ohne Schrumpfbehinderung in Transversalrichtung ein Dehnungsgradient zwischen Oberfläche und Volumen phasenspezifisch vorliegt. Vor allem im Volumen konnten im Martensit ( $\epsilon = -1 \times 10^{-3}$  [-]) Druckdehnungen in Longitudinalrichtung für einen sehr kleinen Einspanngrad zeitlich aufgelöst werden, währenddessen der Austenit Zugdehnungen von bis zu  $\epsilon = 3 \times 10^{-3}$  [-] aufzeigte. Eine Übertragung der Ergebnisse auf Mehrlagenschweißversuche unter Ausnutzung verschiedener Einspanngrade und Zwischenlagentemperaturen ist zum gegenwärtigen Zeitpunkt nicht erfolgt.

Bild 2.16 veranschaulicht auf Basis der ausgewerteten Literatur die nach mehr als fünfzehnjähriger internationaler Forschungstätigkeit vorliegenden Ergebnisse zur aus der schweißtechnischen Fertigung heraus resultierenden lokalen und globalen Bauteilbelastung für linear geschweißte LTT-Schweißverbindungen. Die Erzeugung von Druckeigenspannungen mit Hilfe herabgesetzter  $M_s$  ist nicht verallgemeinerbar. Vielmehr scheint die Eigenspannungsverteilung in Kleinproben richtungsabhängig zu sein und ist im Volumen sowie an der Oberfläche zu betrachten. Obwohl Restaustenit den Makrospannungszustand limitiert, wirkt er positiv auf die Zähigkeit und Duktilität von Schweißverbindungen. Numerische und experimentelle Studien zeigen, dass der Einspanngrad ( $R_{FV}$ ) die Eigenspannungen in Longitudinalrichtung nicht beeinflusst, während in Transversalrichtung vor allem bei hohen Schrumpfbehinderungen Eigenspannungen durch den Einsatz von LTT-Legierungen vermindert werden. Vereinzelt Untersuchungen deuten an, dass sowohl mit niedrigen als auch hohen Zwischenlagentemperaturen nahe der  $M_s$  von LTT-Legierungen Druckeigenspannungen eingebracht werden können, sich aber der betroffene Schweißnahtquerschnitt bei letzterem erhöht. Vor allem die Interaktion zwischen Wärmefluss und Einspanngrad über Kleinproben hinaus auf die Beanspruchung von Schweißbauteilen ist zum gegenwärtigen Zeitpunkt nicht verstanden.



**Bild 2.16:** Aus der Literatur abgeleitetes Schaubild für die lokale (Schweißseigenspannungen) und globale (Reaktionsspannungen) Beanspruchung von linear geschweißten LTT-Mehrlagenschweißverbindungen (Auftragnähte und Stumpfstoße) in Bezug auf thermische, metallurgische und mechanische Einflussfaktoren

## 2.6 Aufgabenstellung und Zielsetzung

Die immer größer werdenden Anforderungen an das ertragbare Lastkollektiv im Hoch-, Anlagen-, Kran- und Nutzfahrzeugbau haben die Entwicklung niedriglegierter hochfester Feinkornstähle sowie entsprechender Zusatzwerkstoffe gefördert. Infolge der hohen (Warm-) Festigkeit dieser Werkstoffe entstehen bei der schweißtechnischen Verarbeitung Schweißzugeigenspannungen, die die Lebensdauer von Schweißverbindungen mindern. In Korrelation mit der hohen Kerbempfindlichkeit solcher Verbindungen ist der Einsatz lediglich in Konstruktionsbereichen mit geringen dynamischen Beanspruchungen legitimierbar. Um das Festigkeitspotenzial hochfester Stähle besser auszuschöpfen, haben sich in diesem Zusammenhang kostenintensive Nachbehandlungsverfahren bewährt. Ein alternativer Ansatz besteht in der Beeinflussung des Eigenspannungszustandes durch eine martensitische Phasenumwandlung bereits während der Fertigung mit Hilfe von LTT-Schweißzusatzwerkstoffen. Während die Präsenz von niedrigen Zugeigenspannungen bzw. Druckeigenspannungen und deren positive Wirkung auf die Dauerfestigkeit für Kleinproben gezeigt wurde, werden bisher Verarbeitungsempfehlungen für realitätsnahe LTT-Mehrlagenschweißverbindungen verschiedener Stoßformen vermisst.

Das wissenschaftliche Ziel dieser Arbeit besteht darin, den Einfluss der Wärmeführung in LTT-Mehrlagenschweißverbindungen während der schweißtechnischen Verarbeitung auf die Spannungsentstehung zu untersuchen. In realitätsnahen Bauteilversuchen ist insbesondere zu analysieren, in welchem Maße sich die Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur auf die Bauteilbelastung während und nach dem Schweißen sowie auf den resultierenden Eigenspannungszustand auswirken. In diesem Zusammenhang ist die Entwicklung der Reaktionskräfte und -momente im Einspannversuch detailliert zu untersuchen und zu klären, wie die Gesamtbeanspruchung des Bauteils (lokal und global) günstig beeinflusst werden kann. Zudem soll der in der Literatur diskutierte Wärmefluss als Wechselwirkung zwischen dem thermischen und mechanischen Faktor auf den resultierenden Eigenspannungszustand aufgearbeitet werden. Vor diesem Hintergrund ist die Analyse der Dehnungsentwicklung phasenspezifisch in schrumpfbehinderten Proben sinnvoll. Es soll weiterhin validiert werden, inwieweit der Einsatz von LTT-Legierungen auf den Bereich der Decklage in Mehrlagenschweißverbindungen beschränkt und gleichzeitig der Eigenspannungszustand optimiert werden kann. Abschließend soll überprüft werden, wie sich die Wärmeführung auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften der Schweißnaht auswirkt. Die gewonnenen Erkenntnisse sollen im Mehrlagenschweißversuch für verschiedene Stoßformen validiert werden.

Die Verwirklichung dieser Aufgabe erfordert die Konzipierung eines transportablen und kompakten Schweißversuchsstandes zur Realisierung verschiedener Schweißprozesse als auch Probenformen mit hoher Schrumpfbehinderung zur Durchführung von Beugungsexperimenten an Großforschungseinrichtungen. Gleichzeitig müssen flexible Schweißversuchsstände geplant werden, mit deren Hilfe eine Vergleichbarkeit zwischen den freischumpfenden MAG-Schweißversuchen als auch zu den realitätsnahen Bauteilschweißversuchen, die in speziellen Prüfanlagen<sup>1</sup> unter industriellen Fertigungsbedingungen stattfinden, gewährleistet wird. In diesem Zusammenhang müssen die  $M_S$  der genutzten LTT-Legierungen im Kontext zu fertigungstechnisch umsetzbaren Zwischenlagentemperaturen liegen.

---

<sup>1</sup> Ein-Axial-Prüfanlagen, dimensioniert zur Erfassung von Prüfkraften von bis zu 2 MN [308-309].

Um den Beanspruchungszustand von LTT-Schweißverbindungen während der Fertigung detailliert zu bewerten, sollen anhand von Kleinproben zunächst Werkstoffkennwerte der verwendeten LTT-Schweißzusatzwerkstoffe ermittelt werden. Gleichzeitig ist es notwendig, die Schweißneigung der experimentellen LTT-Chargen zu bewerten. Dies beinhaltet neben der Validierung der Schweißparameter auch chemische Analysen, metallographische Untersuchungen sowie die Ermittlung der mechanischen Eigenschaften mittels Kerbschlagbiegeprüfung und Zugversuchen im Abschreckdilatometer als auch die Bestimmung von physikalischen Materialkennwerten.

In einem zweiten Schritt soll durch eine Schweißprozesssimulation an Rundstäben ein Verständnis für die Interaktion zwischen Wärmefluss und Schrumpfbehinderung auf den resultierenden Eigenspannungszustand erarbeitet werden.

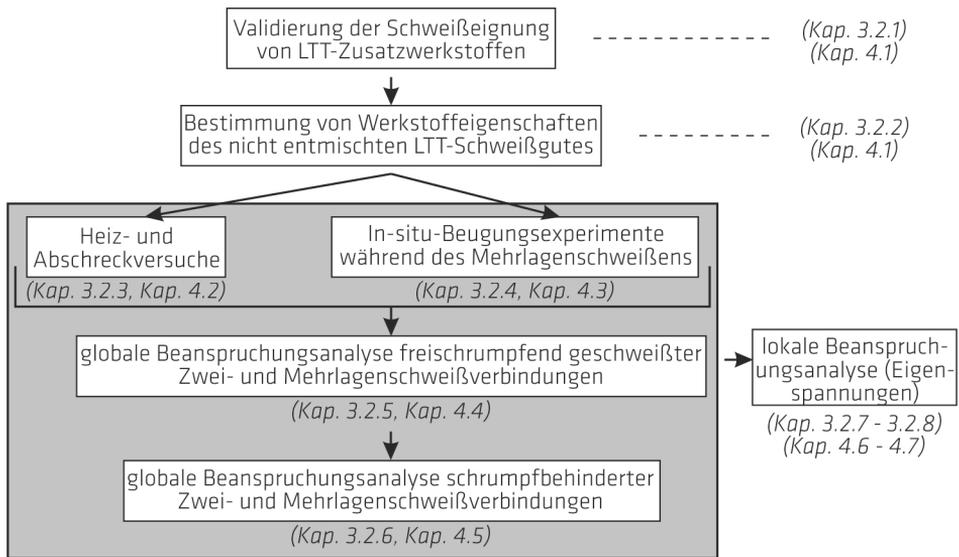
Auf Basis dieser Untersuchungen ist eine kompakte Probenform mit hoher Schrumpfbehinderung zu konzipieren, um die Dehnungsentwicklung in LTT-Legierungen phasenspezifisch für einen realitätsnahen Mehrlagenschweißprozess erstmalig in Echtzeit mittels Synchrotronstrahlung zu beobachten. Abschließend soll die Auswirkung des Wärmeflusses auf den resultierenden Eigenspannungszustand an der Oberfläche sowie im Volumen mit Hilfe von Synchrotron- bzw. Neutronenbeugungsexperimenten untersucht werden.

Ein wesentliches Ziel dieser Arbeit besteht schließlich darin, die aus der Phasenumwandlung heraus resultierende lokale Beanspruchung der Schweißnaht und die Entwicklung der Reaktionskräfte sowie Reaktionsmomente und -spannungen im Einspannversuch von LTT-Mehrlagenschweißverbindungen zu analysieren. Dabei soll die Zwischenlagentemperatur und die Lagenzahl variiert werden, um Empfehlungen für die schweißtechnische Verarbeitung von Schweißbaugruppen abzuleiten. Um den Einfluss der Schrumpfbehinderung zu separieren, werden vorab freischrumpfende Schweißversuche durchgeführt und der während der Verarbeitung entstehende Schweißverzug in Relation zum Reaktionsmoment gestellt. Abschließend sollen Eigenspannungsmessungen sowohl an der Oberfläche durch Röntgenbeugung als auch im Volumen mit Hilfe von Neutronenbeugung durchgeführt werden, um die Wechselwirkung zwischen lokaler Beanspruchung der Schweißnaht und globaler Beanspruchung des Bauteils bewerten zu können.

Auf Basis dieser Untersuchungen soll der ökonomische Einsatz von LTT-Zusatzwerkstoffen im Bereich der Decklage analysiert sowie eine Übertragung der Schweißparameter über Stumpfstoßverbindungen mit V-Nahtkonfiguration hinaus auf weitere Stoßformen im Mehrlagenschweißversuch aufgezeigt werden.

### 3 Versuchsdurchführung

Im Mittelpunkt der Forschungsarbeiten stand die Untersuchung der Einflussfaktoren beim Lichtbogenschweißen auf die aus der schweißtechnischen Fertigung heraus resultierenden Beanspruchungen von LTT-Mehrlagenschweißverbindungen. In Bild 3.1 ist eine Gesamtübersicht der durchgeführten Versuche und Analysen dargestellt. Ausgehend von der Validierung der Schweißseignung der genutzten LTT-Legierungen wurden die thermophysikalischen und die thermomechanischen Werkstoffeigenschaften bestimmt, um das Umwandlungsverhalten des reinen Schweißgutes zu charakterisieren. Anhand von elementaren Heizversuchen und In-situ-Beugungsexperimenten während des Schweißens wurde die Interaktion zwischen Wärmefluss und Einspanngrad in Zusammenhang mit der Phasenumwandlung auf die Dehnungsentwicklung und den resultierenden Eigenspannungszustand der LTT-Verbindungen bewertet. Im Anschluss wurden freischumpfend geschweißte Zwei- und Mehrlagenschweißversuche durchgeführt und der Verzug analysiert. Weiterführend wurden diese Ergebnisse für die Beanspruchungsanalyse von Mehrlagenschweißverbindungen unter Schrupfbehinderung herangezogen. Abschließend wurde der Eigenspannungszustand der Schweißverbindungen sowohl an der Oberfläche als auch im Volumen analysiert.



**Bild 3.1:** Schematische Übersicht der durchgeführten Versuche und Analysen zur Untersuchung des Einflusses der Wärmeleitung auf den Beanspruchungs- und Eigenspannungszustand von LTT-Mehrlagenschweißverbindungen

#### 3.1 Werkstoffcharakterisierung

Aus der Literatur hervorgehend wird von der Industrie der Einsatz hochfester Feinkornbaustähle ausdrücklich vorangetrieben, sodass für die nachfolgenden Schweißversuche ein Grundwerkstoff in der Festigkeitsklasse von 960 MPa genutzt wurde. Die Auswahl der LTT-Zusatzwerkstoffe erfolgte auf Basis der Literatur (vgl. Bild 2.3) und den Untersuchungen von Kromm et al. [182]. Darüber hinaus diente ein artgleicher Zusatzwerkstoff als Referenz. Die verwendeten Werkstoffe, deren chemische Zusammensetzung und deren mechanische Eigenschaften werden im Folgenden dargelegt.

### 3.1.1 Grundwerkstoff

Die in dieser Arbeit durchgeführten Schweißversuche erfolgten am niedriglegierten, hochfesten sowie wasserergüteten Feinkornbaustahl S 960 QL (Werkstoffnummer: 1.8933) mit einem martensitisch / bainitischem Gefüge. Die Herstellung erfolgte nach DIN EN 10025-6 [56]. Für die Schweißexperimente wurden Blechstärken von 8 mm, 25 mm und 30 mm verwendet. In den Tabellen 3.1 bis 3.2 sind die chemische Zusammensetzung und die mechanischen Eigenschaften des Grundwerkstoffes zusammengefasst. Die Umwandlungstemperaturen sind Teil der Ergebnisse (vgl. Bild A.14).

**Tabelle 3.1:** Auszug der chemischen Zusammensetzung des Werkstoffes S 960 QL (funkenemissionsspektrometrische Analyse) in Gew.-%

C	Mn	Cr	Ni	Mo	Si	Al	Cu	V	Nb	Ti	Fe
0,17	0,87	0,49	0,94	0,52	0,3	0,07	0,02	0,05	0,01	< 0,01	Rest

Die Analyse der chemischen Zusammensetzung erfolgte an gleichmäßig über die Blechdicke verteilten Messpunkten am Funkenemissionsspektrometer (FES). Die Analyse entspricht den Ergebnissen der Stahlhütte und liegt im Normbereich. Die für die verwendeten Grobbleche im Prüfzeugnis angegebenen mechanischen Eigenschaften wurden durch Zugversuche bei Raumtemperatur nach DIN EN ISO 6892-1: 2009 [310] quer und längs zur Walzrichtung überprüft. Die Probenform wurde nach Norm auf DIN 50125 - E 5 × 10 × 40 [311] festgelegt. Der Grundwerkstoff erreichte die nach Norm geforderten mechanischen Gütewerte sowohl längs als auch quer zur Walzrichtung. Die im Prüfzeugnis angegebenen Kennwerte wurden bestätigt.

**Tabelle 3.2:** Mittelwerte der mechanischen Kennwerte für den Werkstoff S 960 QL (Lieferzustand gehärtet und wasserergütet) gemäß Zugversuch nach DIN EN ISO 6891-1 [310], Zugprobe DIN 50125 - E 5 × 10 [311]. Die Standardabweichung ist kleiner 1 %.

Walzrichtung	R <sub>eH</sub> in MPa	R <sub>eL</sub> in MPa	R <sub>m</sub> in MPa	A <sub>gt</sub> in %	A in %
längs	1017	1012	1046	6,5	17,7
quer	1024	1018	1048	6,3	16,5
Prüfzeugnis	1026	-	1039	-	-

Die im Prüfzeugnis für alle Grobbleche bei einer Temperatur von -40 °C angegebene Kerbschlagarbeit erfüllt die Anforderung nach DIN EN 10025-6 [56].

### 3.1.2 Schweißzusatzwerkstoffe

Für die Schweißversuche unter Verwendung von LTT-Zusatzwerkstoffen wurde das Metall-Aktivgasschweißen mit metallpulvergefüllter Drahtelektrode (Prozessnummer: DIN 4063 - 138 - P [312]) in mehreren Lagen und Schutzgasen gemäß DIN EN 439 [313] eingesetzt. Die LTT-Fülldrahtelektroden wurden in Sonderfertigung formgeschlossen und in Drahtdurchmessern von Ø 1,2 mm und Ø 1,6 mm hergestellt. Für die als Referenz dienenden Schweißversuche wurde das Metall-Aktivgasschweißen mit Massivdrahtelektrode ausgewählt (Prozessnummer: DIN 4063 - 135 - P [312]). Die Referenzversuche erfolgten unter Verwendung der Drahtelektrode G Mn4Ni2CrMo<sup>1</sup> [212]. Der kommerziell verfügbare Massivdraht wird standardmäßig zum Fügen des in dieser Arbeit verwendeten Grundwerkstoff-

<sup>1</sup> Handelsbezeichnung: X 90 - IG

fes genutzt und lag in einer Stärke von  $\varnothing 1,2$  mm vor. Die chemische Zusammensetzung der Zusatzwerkstoffe und der Schweißgüter, der Wasserstoffgehalt der Drahtelektroden sowie die mechanischen Eigenschaften des reinen Schweißgutes sind in den Tabellen 3.3 bis 3.5 aufgeführt. Für die zugrunde liegenden Schweißparameter sei auf Kapitel 3.2.2.2 verwiesen.

**Tabelle 3.3:** Auszug der chemischen Zusammensetzung der LTT-Fülldrahtelektroden und der Massivdrahtelektrode G Mn4Ni2CrMo (konventionell) [212] sowie von deren Schweißgütern (Schutzgas: M13 [313]), in Gew.-%

		C	Mn	Cr	Ni	Mo	Si	P+S	Fe
G Mn4Ni2	Schweißgut <sup>b</sup>	0,11	1,47	0,32	2,15	0,53	0,59	0,020	Rest
	Elektrode <sup>a</sup>	0,1	1,8	0,35	2,25	0,6	0,8	-	Rest
LTT CrMn	Elektrode <sup>b</sup>	n. b. <sup>1</sup>	8,38	9,96	0,007	0,007	0,1	0,108	Rest
	Schweißgut <sup>b</sup>	0,07	9,45	10,34	0,04	0,05	0,38	0,025	Rest
LTT CrNi	Elektrode <sup>b</sup>	n. b.	0,73	11,64	4,6	0,01	0,09	0,100	Rest
	Schweißgut <sup>b</sup>	0,04	0,75	11,66	4,73	0,03	0,41	0,025	Rest
LTT CrNi*	Elektrode <sup>a</sup>	0,05	0,52	9,40	10,64	-	0,35	-	Rest
	Schweißgut <sup>b</sup>	0,09	0,70	7,67	7,72	0,13	0,39	0,02	Rest

<sup>a</sup>nach Prüfzeugnis [314]

<sup>b</sup>eigene Messergebnisse

\*nur für die Untersuchungen in Kapitel 3.2.4 bzw. Kapitel 4.3 genutzt

Messmethode für das Schweißgut: FES

Messmethode für die Drahtelektrode: Optische Emissionsspektrometrie (OES)

Die chemischen Analysen der Schweißgüter wurden im Rahmen der Untersuchungen zur Schweiß-eignung der LTT-Fülldrahtelektroden durchgeführt. An dieser Stelle sei auf die Ausführungen im Kapitel 3.2.1 und im Kapitel 4.1 verwiesen.

**Tabelle 3.4:** Mittelwert des Wasserstoffgehaltes der LTT-Fülldrahtelektroden in ppm, ermittelt mit Hilfe der Trägergasheißeextraktion in Verbindung mit einem Massenspektrometer (G8 Galileo) bei 900 °C

LTT CrMn	LTT CrNi
3,14 ± 0,29	2,91 ± 0,49

**Tabelle 3.5:** Mittelwerte der mechanischen Kennwerte des reinen Schweißgutes gemäß DIN EN ISO 15792-1 [315] bei Raumtemperatur, Zugprüfung nach DIN EN ISO 6892-1 [310] und Kerbschlagbiegeprüfung unter Verwendung von Standardproben mit V-Kerb nach DIN EN ISO 148-1 [316]

	R <sub>p0,2</sub>	R <sub>m</sub>	A <sub>gt</sub> *	A <sub>t</sub> *	KV <sub>2</sub>	
	in MPa	in MPa	in %	in %	-20 °C	0 °C
G Mn4Ni2 CrMo	900	1253	4,9	14,2	47	55
LTT CrMn	n. b. <sup>2</sup>	1372	8,7	13,79	19	19
LTT CrNi	944	1121	3,4	11,3	23	24

\*Nicht-proportionale Zugproben: A<sub>gt</sub>, A<sub>t</sub> nur untereinander aber nicht probenübergreifend vergleichbar

Die Besonderheiten der eingesetzten Messmethoden sowie die mechanischen und physikalischen Werkstoffkennwerte der LTT-Legierungen wurden im Rahmen dieser Arbeit erstmalig erarbeitet. Sie sind Teil der Ergebnisse und werden im Abschnitt 4.1 diskutiert.

<sup>1</sup> n. b.: nicht bestimmt.

<sup>2</sup> Elastischer Bereich für die Bestimmung von R<sub>p0,2</sub>, nach [310, 315] zu gering.

## 3.2 Experimentelles

Im folgenden Abschnitt werden die Versuchsbedingungen, die eingesetzte Anlagentechnik, die Messmittel und die angewandten Analysemethoden vorgestellt. Es wird zunächst auf das experimentelle Vorgehen zur Bestimmung der Schweißreignung der LTT-Fülldrahtelektroden eingegangen, um anschließend die Vorgehensweise bei der Untersuchung der mechanischen und der physikalischen Eigenschaften des Schweißgutes aufzuzeigen. Anschließend wird die Methodik zur Untersuchung der Interaktion zwischen Umwandlungsverhalten unter Schrumpfbegrenzung und Wärmeführung in Zusammenhang mit den Dehnungs- bzw. Eigenspannungsanalysen erläutert. Abschließend erfolgt die Vorstellung der Schweiß- und Bauteilversuche. Dies umfasst neben der Verzugs- und Eigenspannungsanalyse auch die Darstellung der Steifigkeitsverhältnisse des Prüfrahmens.

Alle Schweißversuche wurden halbautomatisch mit einer modernen, industriell eingesetzten MIG- bzw. MAG-Schweißstromquelle getriggert mit den Versuchsanlagen durchgeführt. Der Push- bzw. Pull-Modus des Automatenbrenners (Ein-Rollenantrieb mit Gegenpressrolle) wurde auf den Förderantrieb je Drahtelektrode abgestimmt. Die Schweißprozessdaten konnten sowohl digital als auch analog gemessen werden. Die Schweißspannung wurde im Brennerkopf abgegriffen, um ggf. über die Länge des Schlauchpaketes entstehende Spannungsunterschiede zwischen der Steuereinheit und dem Schweißprozess zu eliminieren. Die Einrichtung der Schweißanlage, d. h. die Positionierung des Schweißkopfes, die Festlegung von Start- und Endpunkten erfolgte über eine extern anschließbare Steuereinheit. Während im Fall von Längsnähten Linearachsen zum Einsatz kamen, wurde für die Rundnähte eine Schweißroboteranlage mit sechs Achsen verwendet.

### 3.2.1 Bewertung der Schweißreignung von LTT-Zusatzwerkstoffen

Erstmalig wurden detaillierte Untersuchungen zur Bewertung der Schweißreignung der experimentellen Chargen der LTT-Fülldrahtelektroden für das Schmelzschweißen durchgeführt. Diese Experimente sind eine zwingend notwendige Voraussetzung, um die Schweißbarkeit der im Anschluss gefügten Mehrlagenschweißverbindungen zu quantifizieren. Dazu erfolgten einleitend Auftragschweißungen einlagig und mittig entlang der Blechlängsseite (Werkstoff: S 235) mit einer Schweißgeschwindigkeit von  $300 \text{ mm} \times \text{min}^{-1}$ . Die Bleche wurden vorab sandgestrahlt und gereinigt. Die Abmessungen des Bleches betragen  $200 \text{ mm (l)} \times 50 \text{ mm (b)} \times 10 \text{ mm (h)}$ . Tabelle 3.6 zeigt die Versuchsparameter. Als Zielgrößen wurden die Prozessstabilität, die Spritzerbildung, der Einbrand, die Porenbildung sowie die Kerbschlagarbeit bewertet. Die Schweißkennlinie bzw. der Tropfenübergang wurde mit Hilfe einer Hochgeschwindigkeitskamera optimiert. Die Schweißnähte wurden sowohl metallographisch als auch durch Röntgenaufnahmen ausgewertet. Abschließend konnte die Heißrissneigung der LTT-Legierungen im fremdbeanspruchten MVT-Versuch<sup>1</sup> nach ISO/TR 17641-3 : 2005 [317] mit Hilfe von Flachproben in den Abmessungen  $100 \text{ mm (l)} \times 40 \text{ mm (b)} \times 10 \text{ mm (h)}$  bewertet werden. Die Höhe des eingebrachten Schweißgutes betrug 10 mm. Für die Probenentnahme wird auf Abschnitt 3.2.2 verwiesen.

---

<sup>1</sup> Längs- bzw. Querschumpfbegrenzung unter variabel einstellbarer externer Biegebeanspruchung, engl.: modified vareststraint-transvareststraint hot cracking test.

**Tabelle 3.6:** Versuchsparameter zur Quantifizierung der Schweißbeignung experimenteller LTT-Fülldrahtelektroden

Schutzgas**	Drahtvorschub in m × min <sup>-1</sup>	Prozess*	Kennlinie
M21	7	138	Fülldraht G3/4 Metall
M20	8	138 - P	
M13	10		
M13 (1)	12		

\*nach DIN 4063 [312]; \*\*nach DIN EN 439 [313]

### 3.2.2 Schweißversuche an freischumpfenden Proben und Analysen zur Ermittlung von Werkstoffkennwerten des Schweißgutes

Im Vorfeld der Untersuchungen zum Einfluss der Wärmeleitung und der Schrumpfbinderung auf den resultierenden Eigenspannungszustand wurden Prüfnähte zur allgemeinen Bewertung der thermomechanischen und der thermophysikalischen Werkstoffeigenschaften der LTT-Legierungen erstellt. Diese Werkstoffkennwerte sind notwendig, um das Umwandlungsverhalten dieser Werkstoffgruppe verstehen und ggf. Effekte für die Bauteilschweißungen ableiten zu können.

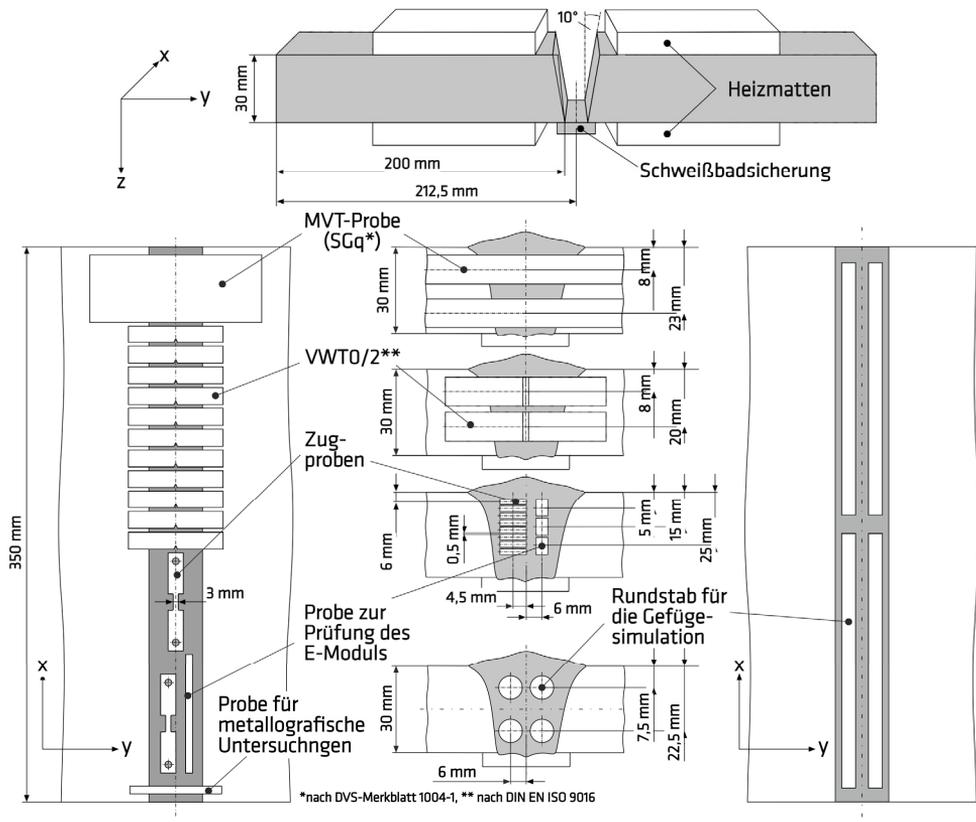
#### 3.2.2.1 Nahtkonfiguration und Probenentnahme

Die Bestimmung der thermomechanischen Eigenschaften der LTT-Legierungen erfolgte mit Hilfe von Warmzugversuchen, Kerbschlagbiegeversuchen und durch die Ermittlung der Elastizitätsmoduli an Proben aus reinem Schweißgut. Die Herstellung der Prüfnähte und der Proben erfolgte in Anlehnung an DIN EN ISO 15792-1 [312]. Um eine große Anzahl homogener Proben zu erhalten, wurden in zehn Schweißversuchen 30 mm dicke Bleche<sup>1</sup> mit gefräster V-Nahtvorbereitung und beidseitig geschweißter, artgleicher Badstützte gefügt. Die Schweißnahtkonfiguration und die Probenlagen sind in Bild 3.2 dargestellt. Die Warmzugversuche fanden in einer speziellen Prüfeinrichtung statt und werden in Abschnitt 3.2.3 näher erläutert. Die Probenentnahme und -herstellung der Kerbschlagproben erfolgte in Anlehnung an DIN EN ISO 148-1 [316], die Kennzeichnung der Probenlage, der Kerbrichtung sowie die Beurteilung der Ergebnisse richten sich nach DIN EN ISO 9016 [318]. Die Kerbschlagversuche erfolgten unter Verwendung von Standardproben mit V-Kerb. Die Abmessungen der Proben betragen 55 mm (l) × 10 mm (b) × 10 mm (h). Die Prüfung der unbehandelten Proben<sup>2</sup> erfolgte für Temperaturen zwischen -40 °C und Raumtemperatur. Die quaderförmige Probenform von 70 mm (l) × 6 mm (b) × 4 mm (h) sowie die Bestimmung des temperaturabhängigen Elastizitätsmoduls erfolgte genormt nach ASTM E 1875 [319] mit Hilfe der Resonanzmethode in einer sondergefertigten Prüfeinrichtung<sup>3</sup> durch kontinuierliche Veränderung des Resonanzspektrums zwischen 0,1 kHz - 100 kHz. Für die Bestimmung des in diesem Zusammenhang notwendigen thermischen Ausdehnungskoeffizienten wird auf Abschnitt 3.2.3 verwiesen. Zusätzlich wurden aus reinem Schweißgut bestehende Rundstäbe mit einem Durchmesser von Ø 8 mm und einer Länge von 150 mm für eine thermische Simulation gefertigt. Die Untersuchung wird in Abschnitt 3.2.4 näher erläutert.

<sup>1</sup> Maße der Einzelbleche: 500 mm (l) × 200 mm (b) × 30 mm (h); Flankenabstand: 30 mm; Flankenwinkel: 10°.

<sup>2</sup> Proben „im geschweißten Zustand“, engl.: as welded.

<sup>3</sup> Sonderanfertigung: Hochtemperaturofen Elastotron 2000 [320].



**Bild 3.2:** Proben und Probenlage für die Bewertung des Umwandlungsverhaltens des reinen Schweißgutes sowie für die Ermittlung der thermo-mechanischen Werkstoffeigenschaften

Die Bestimmung thermophysikalischer Eigenschaften der LTT-Legierungen war notwendig, um in den begleitend durchgeführten thermischen Simulationen auf die Temperaturverteilung im Bauteilinneren schließen zu können. Dazu erfolgten Abschreckdilatometer- (vgl. Abschnitt 3.2.3) und Kalorimeter-Versuche<sup>1</sup> an reinem Schweißgut. Die spezifische Wärmekapazität wurde mit Hilfe der dynamischen Differenzkalorimetrie nach DIN EN ISO 11357-4 [321] an quaderförmigen Proben ermittelt (1 mm (l) × 3 mm (b) × 3 mm (h)). Die Probe wurde dafür mit einer Heizrate von 10 K × s<sup>-1</sup> bis 1100 °C erwärmt. Über das Wärmestromprinzip lässt sich aus der Temperaturdifferenz zwischen der LTT-Legierung und einer Referenzprobe auf die spezifische Wärmekapazität schließen. In Zusammenhang mit der Dichte und der Temperaturleitfähigkeit kann die Wärmeleitfähigkeit nach Gleichung 3.1 berechnet werden:

$$\lambda = c_p \times \alpha \times \rho \quad \text{Gleichung 3.1}$$

Dabei ist:

<sup>1</sup> Wärmestrom-Kalorimeter Typ DSC 404 F1 Pegasus

$c_p$  ... spezifische Wärmekapazität [ $J \times (g \times K)^{-1}$ ]

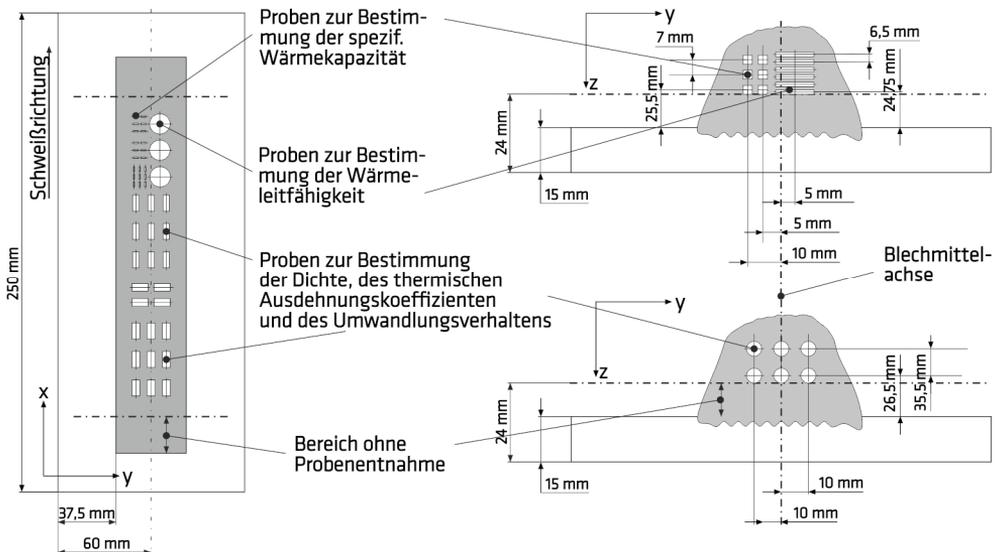
$\alpha$  ... Temperaturleitfähigkeit [ $W \times (cm \times K)^{-1}$ ]

$\rho$  ... Dichte [ $kg \times m^{-3}$ ]

Die Dichte wurde an Zylinderproben ( $\varnothing 5\text{ mm} \times 10\text{ mm}$ ) sowohl mit der Auftriebsmethode als auch über die Dilatometerversuche bestimmt, während die Temperaturleitfähigkeit mit Hilfe der Wärmepulsmethode nach DIN EN 1159-2 [322] ermittelt wurde. Ein durch eine Blitzlampe erzeugter Wärmepuls führt auf der Rückseite der Probe zu einem Temperaturanstieg. Aus der Temperatur-Zeitfunktion lässt sich die Temperaturleitfähigkeit ermitteln. Als Probenform diente ein 1,5 mm langer Zylinder mit einem Durchmesser von  $\varnothing 12,7\text{ mm}$ .

### 3.2.2.2 Schweißparameter

Die Schweißgutproben zur Bestimmung der thermomechanischen Werkstoffeigenschaften wurden nach DIN EN ISO 15792-1 [312] mehrlagig mit einer Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur von  $T_p, T_i = 70\text{ }^\circ\text{C}$  geschweißt. Die Vorwärmung wurde mit Hilfe elektrischer Heizmatten realisiert. Die Streckenenergie wurde auf  $E = 1,2\text{ kJ} \times \text{mm}^{-1}$  festgelegt. Die Metallpulverdrähte wurden mit einer im Abschnitt 3.2.1 entwickelten Kennlinie für Metallpulverfülldrähte geschweißt.



**Bild 3.3:** Proben und Probenlage für die Bestimmung thermo-physikalischer Werkstoffeigenschaften des reinen Schweißgutes (Probenentnahme quer zur Schweißrichtung im Querschnitt nicht dargestellt)

Aufgrund der nur kleinen Probengrößen zur Bestimmung physikalischer Werkstoffeigenschaften wurden die reinen Schweißgutproben durch Auftragschweißungen fünflagig mit jeweils 10 Schweißraupen symmetrisch aufgebaut. Die 250 mm langen Schweißungen wurden freischumpfend sowie mittig auf eine Trägerplatte (Werkstoff: S 235) mit den Abmessungen  $300\text{ mm (l)} \times 120\text{ mm (b)} \times 15\text{ mm (h)}$  ausgeführt. Die Trägerplatte wurde vorab des Versuches sandgestrahlt und gesäubert. Die Vorwärmung konnte durch elektrisch geregelte Heizmatten realisiert werden. Während der Fertigung wurde eine Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur von

$T_p, T_i = 70 \text{ °C}$  eingehalten und mit einer Streckenenergie von  $E = 0,74 \text{ kJ} \times \text{mm}^{-1}$  gearbeitet. Um eine chemische Entmischung der untersuchten Proben mit der Trägerplatte auszuschließen, wurden lediglich Proben oberhalb der ersten beiden Lagen entnommen. Die Probenentnahme wurde auf den Bereich mit quasistationärer Prozessführung 50 mm vor Schweißnahtanfang und -ende beschränkt (vgl. Bild 3.3).

#### **3.2.2.3 Abschreckdilatometrie**

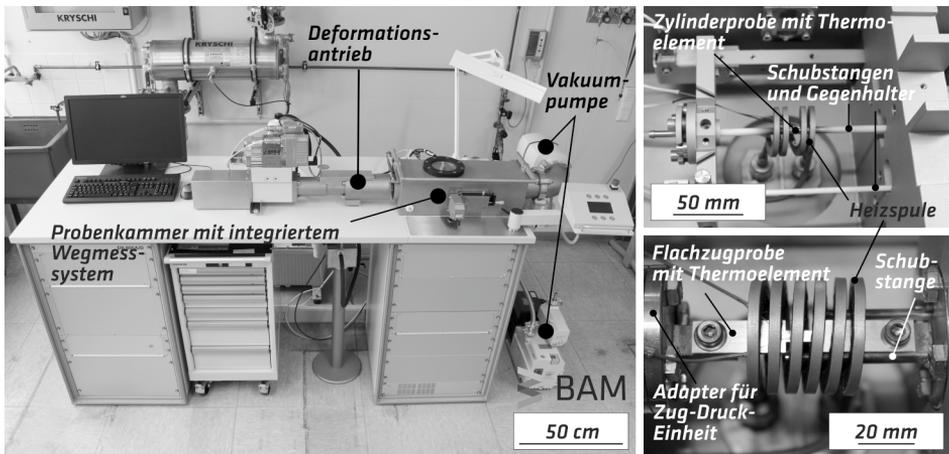
Mit Hilfe der Dilatometrie kann die Ausdehnung einer Probe für definierte Beanspruchungen gemessen werden. Unter Nutzung des in Bild 3.4 dargestellten servo-hydraulischen Abschreck- und Umformdilatometers können für definierte Probenquerschnitte Aufheiz- und Abkühlparameter, orientiert an einem Schweißprozess, gewählt werden. Im Rahmen dieser Arbeit wurden schweißprozessnahe Abschreck- sowie Warmzugversuche durchgeführt, um den Aufbau von Spannungen während der Abkühlung der Mehrlagenschweißverbindungen bewerten zu können. Die Detailansichten in Bild 3.4 zeigen den Versuchsaufbau im Abschreckmodus sowie unter Verwendung des Zugmoduls. In Abhängigkeit des gewählten Messaufbaus können in einer Vakuumkammer auf die Probe vom Betrag her Zugkräfte von bis zu 10 kN und Druckkräfte von bis zu 20 kN aufgeprägt sowie Längenänderungen von  $\pm 5 \text{ mm}$  bzw. bis zu  $+ 9 \text{ mm}$  über ein Schubstangensystem mit induktivem Wegaufnehmer (LVDT<sup>1</sup>) gemessen werden. Die Schubstangen wurden als Hohlzylinder und aus Aluminiumoxid gefertigt, um den Messfehler durch die thermische Ausdehnung der Schubstangen zu minimieren. Die Wärmebehandlung erfolgte mit einem Induktor, bestehend aus zwei Spulen. Während der äußere Kreislauf für die Wasserkühlung der Spule zuständig ist, kann durch den inneren Kreislauf eine Gasabschreckung für die Probenkühlung gewährleistet werden. Die Temperaturmessung erfolgte mit Hilfe von bis zu drei Thermoelementen (Draht- $\emptyset$ : 0,1 mm, Typ S, nach DIN EN 60584-1 : 2014 [323]), während eines davon gleichzeitig zur Regelung des Prozesses fungierte.

#### **Umwandlungsverhalten**

Um Rückschlüsse auf das lokale Umwandlungsverhalten der Schweißverbindung ziehen zu können, wurden zylinderförmige Proben ( $\emptyset 4 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$ ) des reinen Schweißgutes der Zusatzwerkstoffe gemäß Tabelle 3.5 der Schweißnaht in Longitudinalrichtung entnommen. Zusätzlich wurden Proben des verwendeten Grundwerkstoffes quer und längs zur Walzrichtung der Grobbleche angefertigt. Die Zylinder wurden jeweils drei Mal aufgeheizt und abgeschreckt. Die Abkühlrate wurde dabei durch eine Exponentialfunktion ersten Grades über die Angabe der  $t_{8/5}$ -Zeit festgelegt. Tabelle 3.7 zeigt die zugrunde liegenden Versuchsparameter. Durch eine Haltezeit von 3 s bei 1350 °C konnte eine ausreichende Austenitisierung über den Probenquerschnitt gewährleistet werden. Während die ersten beiden Heizzyklen zur Herstellung von probenübergreifend gleichen Ausgangszuständen dienten, wurde im dritten Heiz- und Abkühlzyklus die Längenänderung nach DIN 51045-1 [324] sowie die Phasenumwandlung bewertet. Basierend auf der Ausgangslänge nach dem zweiten Heizzyklus, kann die wahre thermische Dehnung für eine bestimmte Temperatur nach Gleichung 3.2 und der thermische Ausdehnungskoeffizient nach Gleichung 3.3 berechnet werden. Unter Annahme einer konstanten Masse ergibt sich die temperaturabhängige Dichte der Probe nach Gleichung 3.4.

---

<sup>1</sup> Linear-variabler Differential-Transformer.



**Bild 3.4:** Versuchsaufbau für das Abschreck- und Umformdilatometer mit Zug-Druck-Einheit (links) sowie die Detailansichten zur Ermittlung des Umwandlungsverhaltens (rechts oben, DIL 805 A) und zur Durchführung von Warmzugversuchen an reinem Schweißgut (rechts unten, DIL 805 T Version 100) innerhalb der Probenkammer

$$\varepsilon_{th}(T) = \ln(1 + \Delta l(T) \times l_0^{-1}) \quad \text{Gleichung 3.2}$$

$$\alpha_{th} = \varepsilon_{th} \times \Delta T^{-1} \quad \text{Gleichung 3.3}$$

$$\rho(T) = 4m \times (\pi \times d^2(T) \times l(T))^{-1} \quad \text{Gleichung 3.4}$$

Dabei ist:

$\varepsilon_{th}$  ... wahre thermische Dehnung [-]

$\Delta l$  ... Längenänderung [mm]

$l_0$  ... Ausgangslänge bei Raumtemperatur [mm]

$l(T)$  ... Probenlänge für eine bestimmte Temperatur [mm]

$d(T)$  ... Probendurchmesser für eine bestimmte Temperatur [mm]

$m$  ... Masse [g]

$T$  ... Temperatur [°C]

$\Delta T$  ... Temperaturdifferenz [°C]

$\alpha_{th}$  ... Thermischer Ausdehnungskoeffizient [K<sup>-1</sup>]

$\rho(T)$  ... Dichte in Abhängigkeit der Temperatur [g × mm<sup>-3</sup>]

**Tabelle 3.7:** Versuchsparameter im Abschreckmodus DIL 805 A

Versuchsparameter	
Schubstange	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
Heizprinzip	induktiv
Auflösung	0,05 µm / 0,05 °C
Starttemperatur	50 °C <sup>1</sup>
Atmosphäre Aufheizvorgang	Vakuum (7 × 10 <sup>-7</sup> bar)
Spülgas	Helium
Aufheizgeschwindigkeit	500 K × s <sup>-1</sup>
Haltezeit	3 s
Haltetemperatur (Schweißgut)	1350 °C
Haltetemperatur (WEZ)	1000 °C
t <sub>8/5</sub> -Zeit (Schweißgut)	3 s – 30 s
t <sub>8/5</sub> -Zeit (WEZ)	8 s – 30 s

Die Bestimmung der M<sub>S</sub> und der M<sub>F</sub> erfolgte durch Nullsetzung der ersten Ableitung von Gleichung 3.2 nach der Temperatur. Die Nullsetzung der zweiten Ableitung kann als zusätzlicher Indikator zur Bestimmung der M<sub>S</sub> durch ein lokales Minimum bzw. der M<sub>F</sub> durch ein lokales Maximum herangezogen werden. Parallel dazu lässt sich das Umwandlungsverhalten durch eine Einsensor-Differenz-Thermoanalyse<sup>2</sup> nach Alexandrov und Lippold [325-326] in Kombination mit der Erweiterung nach Lausch [327/S. 60-62] systematisch überprüfen. Dabei wird die bei der Phasenumwandlung frei werdende Umwandlungswärme genutzt, um während der Abkühlung aus dem gemessenen Temperatur-Zeit-Verlauf durch Differenzbildung mit einer umwandlungsfreien Referenzkurve charakteristische Knickpunkte nach Gleichung 3.5 zu ermitteln. Die SS-DTA nutzt keine experimentell ermittelte Referenzkurve, sondern beschreibt diese durch eine mathematische Exponential-Funktion nach Gleichung 3.6. Diese Funktion wird über Stützfunktionen in Temperaturbereichen mit kontinuierlicher Steigung, in welchen keine Phasenumwandlung erwartet wird, angenähert. Für die Abschreckdilatometrie kann bei ausgeglichenem Regelverhalten die vorgegebene Abkühlkurve als Referenzkurve approximiert werden.

$$\Delta T(t) = T_{ref}(t) - T_{mess}(t) \tag{Gleichung 3.5}$$

$$T_{ref}(t) = A_0 + A_1 \times e^{\left(-\frac{t-t_0}{b_1}\right)} + A_2 \times e^{\left(-\frac{t-t_0}{b_2}\right)} + A_3 \times e^{\left(-\frac{t-t_0}{b_3}\right)} \tag{Gleichung 3.6}$$

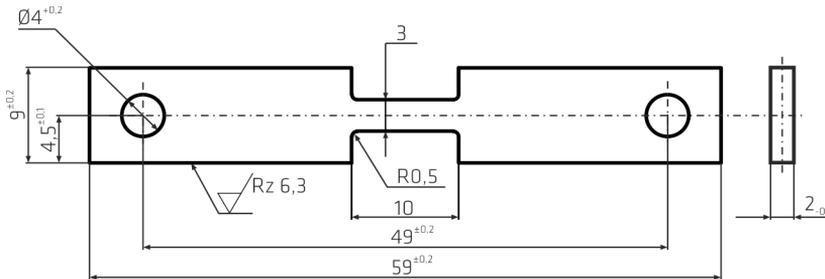
**Zugversuche**

Es wurde die (Warm-) Festigkeit des reinen Schweißgutes in Zugversuchen in Anlehnung an die DIN EN 6892-1 und DIN EN 6892-2 [310, 328] ermittelt. Die Zugproben wurden in Longitudinalrichtung der Schweißnaht über die gesamte Schweißnahthöhe (vgl. Bild 3.2) entnommen. Es wurden nicht-proportionale Flachzugproben nach Bild 3.5 verwendet, sodass die Kennwerte für die Dehnung nur innerhalb der Versuchsreihe vergleichbar sind. Ein Einfluss des Kerbradius (Radius = 0,5 mm) auf

<sup>1</sup> Zur Optimierung der Regelparameter während der weiteren Aufheizung.

<sup>2</sup> engl. Single Sensor Differential Thermal Analysis (SS-DTA).

die Festigkeitskennwerte konnte durch vergleichend bei Raumtemperatur durchgeführte Zugversuche mit vergrößertem Übergangsradius ausgeschlossen werden. Die Temperaturmessung erfolgte während der Warmzugversuche mittig innerhalb des Prüfquerschnittes.



**Bild 3.5:** Probengeometrie der Flachzugproben für die Warmzugversuche an reinem Schweißgut im Abschreckdilatometer unter Verwendung verschiedener Schweißtemperaturzyklen

Die Flachzugproben wurden in einer speziellen Einspannvorrichtung mit Klemmkeilen eingelegt und mit den Adapterflächen der Zug-Druck-Einheit form- und kraftschlüssig verschraubt (vgl. Bild 3.4). Um ein Versagen innerhalb der Schrauben zu verhindern, wurden warmfeste Schrauben (M4 × 10) des Werkstoffes 1.4534.6 [329] nach DIN EN ISO 4762 [330] in Sonderfertigung eingesetzt. Alle Zugproben wurden vorab des eigentlichen Zugversuches schweißprozessnah ohne Schrumpfbehinderung mit den Parametern in Tabelle 3.8 zweimalig wärmebehandelt, um für die aus unterschiedlichen Schweißlagen entnommenen Proben homogene Ausgangszustände herzustellen und ggf. Fertigungsspannungen abzubauen.

Nach der Wärmebehandlung wurden die Warmzugversuche mit einer Abzugsgeschwindigkeit von  $0,017 \text{ mm} \times \text{s}^{-1}$  bei einer Versuchslänge von  $L_c = 10 \text{ mm}$  durchgeführt. Da sich die Umwandlungstemperaturen des Schweißgutes für den Aufheiz- und Abkühlvorgang deutlich unterscheiden, wurden die Festigkeitskennwerte jeweils gesondert ermittelt. Die eigentlichen Zugversuche wurden bei verschiedenen Temperaturen zwischen Raumtemperatur und  $600 \text{ }^\circ\text{C}$  (Aufheizvorgang) als auch während der Abkühlung beginnend von der Temperatur ab  $600 \text{ }^\circ\text{C}$  bis Raumtemperatur (Abkühlvorgang) durchgeführt. Nachfolgend ist die Vorgehensweise für den Versuchszyklus dargestellt:

1. Aufheizen der Probe auf Versuchstemperatur (Aufheizvorgang) oder für den Abkühlvorgang auf eine Spitztemperatur von  $1100 \text{ }^\circ\text{C}$  gemäß Tabelle 3.8 (Kraftregelung =  $0 \text{ kN}$ )
2. Abkühlung auf Versuchstemperatur (nur für den Abkühlvorgang) nach Tabelle 3.8 (Kraftregelung =  $0 \text{ kN}$ )
3. Halten der Versuchstemperatur für eine Haltedauer von  $15 \text{ s}$  (Kraftregelung =  $0 \text{ kN}$ )
4. Zugversuch bei konstanter Versuchstemperatur
5. Abkühlung auf Raumtemperatur nach Bruch der Probe

**Tabelle 3.8:** Parameter des Wärmezyklus vorab des eigentlichen (Warm-) Zugversuches

Versuchsparameter	
Schubstange	Quarz
Heizrate	150 K × s <sup>-1</sup> ab 50 °C <sup>1</sup>
Haltezeittemperatur	1100 °C
Haltezeit	5 s
t <sub>8/5</sub> -Zeit	8 s

### 3.2.3 Gefügeeinstellung durch Widerstandserwärmung (GEW)

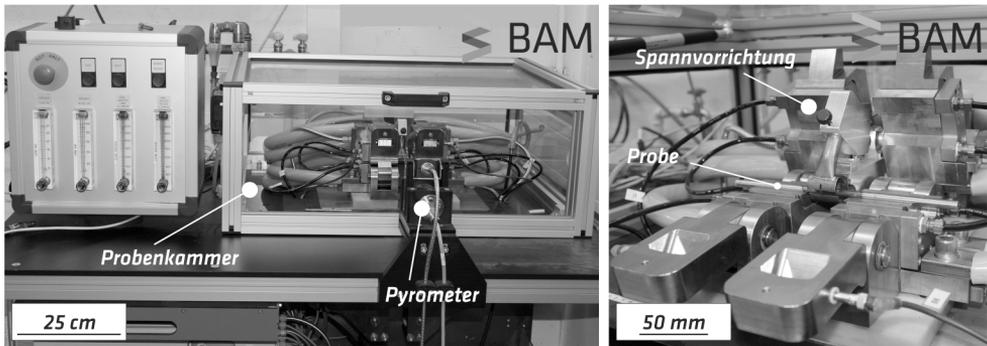
Allgemein weist eine Schweißverbindung verschieden stark ausgeprägte und über den Schweißnahtquerschnitt inhomogen verteilte Gefügebereiche auf. Gleichzeitig wird der Beanspruchungszustand der Schweißnaht durch diverse Einflussgrößen (vgl. Bild 2.1) und deren Interaktion beeinflusst. Die gezielte Einstellung einzelner definiert ausgeprägter Schweißgefüge über den gesamten Probenquerschnitt bzw. die isolierte und vereinfachte Betrachtung der Wärmeleitung beim Schmelzschweißen ist durch eine an der Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung neu entwickelte Wärmebehandlungsanlage möglich (vgl. Bild 3.6).

Definierte Probenquerschnitte werden mit Hochstrom durch Konduktion erwärmt. Der Stromkreis wird durch die Probe mit den wassergekühlten Kupferbacken geschlossen. Den Schweißprozessen nachempfundene Wärmeleitungen können so über dem gesamten Probenquerschnitt im Messbereich durch Regelung des elektrischen Stromes auf Basis der SOLL-Vorgabe und IST-Temperaturmessung durchgeführt werden. In Tabelle 3.9 sind die Leistungsdaten der Wärmebehandlungsanlage (GEW) zusammengefasst.

**Tabelle 3.9:** Leistungsmerkmale der Wärmebehandlungsanlage (GEW)

Leerlaufspannung:	18 V
Stromstärke maximal:	20 kA
Stromart:	DC (Gleichstrom)
Anpresskraft Niederhalter maximal:	14 kN
Schutzgas:	Argon, Helium
Anlagengröße:	1 m (l) × 2 m (b) × 1,5 m (h)
Probendimension maximal:	Ø 20 mm × 150 mm
Temperaturmessung, Regelung	Pyrometer IMPAC IGA 6/23 (150 °C – 1800 °C) Quotientenpyrometer IMPAC IGAR 12-LO (350 °C – 1300 °C)

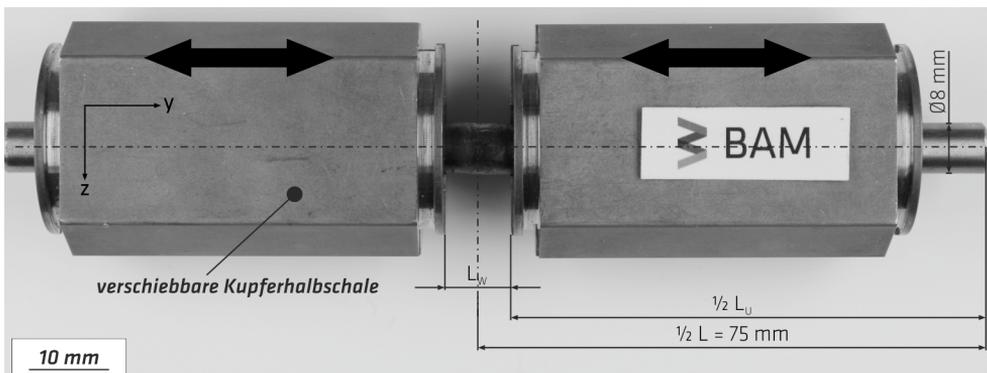
<sup>1</sup> Zur Optimierung der Regelparameter während der weiteren Aufheizung.



**Bild 3.6:** Wärmebehandlungsanlage zur Gefügeeinstellung stromleitender Materialien durch Widerstandserwärmung (links) und Detailansicht der Spannvorrichtung während der Versuchsvorbereitung innerhalb der Probenkammer (rechts)

### 3.2.3.1 Versuchsaufbau und Probengeometrie

In den erstmalig durchgeführten Wärmebehandlungsversuchen wurden Rundstäbe des reinen Schweißgutes des LTT CrNi (vgl. Tabelle 3.3) verwendet (vgl. Bild 3.2). Zum Vergleich wurden handelsübliche Halbzeuge eines umwandlungsfreien austenitischen Werkstoffes (1.4301 [331]) sowie der unlegierte Baustahl S 235 JR [332] herangezogen. Die Zentrierbohrungen an den Stirnseiten der Rundstäbe dienen zur horizontalen Ausrichtung der Proben. Bevor die Proben mittig innerhalb der Versuchsanlage positioniert wurden, musste durch zwei Kupferhalbschalen mit definiertem Innendurchmesser jeweils beidseitig der Probenmitte die wärmebeeinflusste Länge  $L_w$  nach Bild 3.7 eingestellt werden. Durch spezielle Spannringe wurde die Probe mit den Kupferschalen formschlüssig verbunden. Die Temperaturmessung erfolgte berührungslos sowie in der vertikalen und horizontalen Mitte des wärmebeeinflussten Bereiches mit Hilfe eines Pyrometers und eines Quotientenpyrometers. Dadurch konnte ein Temperaturmessbereich zwischen 150 °C und 900 °C abgedeckt werden. Der wärmebeeinflusste Bereich wurde durch eine Düse mit Schutzgas (Argon) gespült. Dadurch konnte eine Verzunderung der Oberfläche vermieden und der für die berührungslose Messung wichtige Emissionsgrad konstant gehalten werden. Ein gleich bleibender elektrischer Stromübergang zwischen Anlage und Probe wurde durch pneumatisch gesteuerte Niederhalter gewährleistet.



**Bild 3.7:** Einstellung der wärmebeeinflussten Länge ( $L_w$ ) des untersuchten Rundstabes durch Positionierung der Kupferhalbschalen vorab der Befestigung mittels Spannrings

### 3.2.3.2 Temperaturführung

In Anlehnung an die Untersuchungen von Shiga et al. [245] wurde das Verhältnis zwischen Schweißnahtbreite ( $L_W$ ) und wärmeunbeeinflusster Länge ( $L_U$ ) nach Tabelle 3.10 variiert.

**Tabelle 3.10:** Variation der wärmeunbeeinflussten Stablänge ( $L_U$ ) und simulierter Schweißnahtbreite ( $L_W$ )

$L_U$ in mm	$L_W$ in mm	$L_U \times L_W^{-1}$ [-]
142	8	17,75
130	20	6,5
120	30	4
110	40	2,75

Die Temperaturführung innerhalb des wärmebeeinflussten Bereiches wurde an einen Schweißprozess angelehnt. Durch die Parameter in Tabelle 3.11 konnte die Probe über den gesamten Querschnitt homogen austenitisiert und abgeschreckt werden. Abschließend wurde der Eigenspannungszustand an der Oberfläche sowie im Volumen bewertet. Die Versuchsdurchführung ist im Abschnitt 3.2.8 beschrieben.

**Tabelle 3.11:** Parameter der Temperaturführung innerhalb der  $L_W$

Versuchsparameter	
Starttemperatur	25 °C
Heizrate	300 K × s <sup>-1</sup>
Haltemperatur	900 °C
Haltezeit	3 s
$t_{8/5}$ -Zeit	8 s

### 3.2.4 In-situ-Beugungsexperiment während des Mehrlagenschweißens

Ein wesentlicher Teil dieser Arbeit bestand darin, den Einfluss des Einspanngrades auf den Beanspruchungszustand von LTT-Legierungen zu beurteilen. Durch zeit- und orts aufgelöste Beugungsexperimente unter Nutzung hochenergetischer Synchrotronstrahlung konnte erstmalig auf die phasenspezifische Dehnungsentwicklung in LTT-Mehrlagenschweißverbindungen unter definierter Schrumpfbehinderung in Echtzeit geschlossen werden. Dafür musste sowohl eine geeignete Probe konzipiert als auch eine bestehende Schweißvorrichtung zur Positionierung der Probe angepasst werden. Die Experimente wurden am PETRA III<sup>1</sup>, Messplatz P07 - HEMS - EH3<sup>2</sup>, des DESY<sup>3</sup> [261] durchgeführt. Bild 3.8 zeigt den am Messplatz kalibrierten<sup>4</sup> Versuchsaufbau.

Die Schweißprobe wurde innerhalb der mobilen Schweißpositioniereinheit befestigt und mit Hilfe des Hexapods waagrecht und fluchtend innerhalb des Strahlenganges feststehend positioniert. Der Beginn des Beugungsexperimentes wurde mit dem Schweißprozess manuell getriggert. Während des Schweißprozesses traf der einfallende Synchrotronstrahl quer zur Schweißrichtung und mittig zur

<sup>1</sup> Die Positron-Elektron-Tandem-Ring-Anlage in der dritten Ausbaustufe ist eine Speicherring-Röntgenstrahlungsquelle mit 14 Messplätzen.

<sup>2</sup> Messplatz 7: Strahllinie für Materialwissenschaft mit Hilfe hochenergetischer Strahlung, engl.: High Energy Material Science beamline; Die Messkabine 3 (engl. experimental hutch) ist für Schweißversuche instrumentiert.

<sup>3</sup> Teilchenbeschleuniger Deutsches Elektron Synchrotron in Hamburg, Deutschland.

<sup>4</sup> Einstellung der Abstände: Detektor zu Probe, Probe zu Blende durch Kalibriermessungen an standardisierten Pulvern.

Probenlängsachse (x) in definierten Messtiefen (z) auf die Probe. Dadurch wurde ein Messvolumen im quasi-stationären Bereich des Schweißprozesses gewährleistet. Der Schweißprozess wurde über einen ferngesteuerten fahrbaren MAG-Schweißbrenner innerhalb der Schweißprobe realisiert. Der einfallende Synchrotronstrahl (Primärstrahl) wird ab der Erstarrung des Schweißgutes an sich ausbildenden phasenspezifischen Netzebenen (hkl) des Kristallgitters allseitig gebeugt und tritt auf der Sekundärseite konisch aus. Bei Erfüllung der Gleichung 3.7 [333] führen Interferenzen des Sekundärstrahls auf dem hinter der Probe angeordneten 2D-Flächendetektor zu Intensitätsverteilungen entlang der aufgezeichneten Beugungsringe (Debye-Scherrer-Verfahren<sup>1</sup>).

$$n\lambda = 2d^{\{hkl\}} \sin \theta^{\{hkl\}} \quad \text{Gleichung 3.7}$$

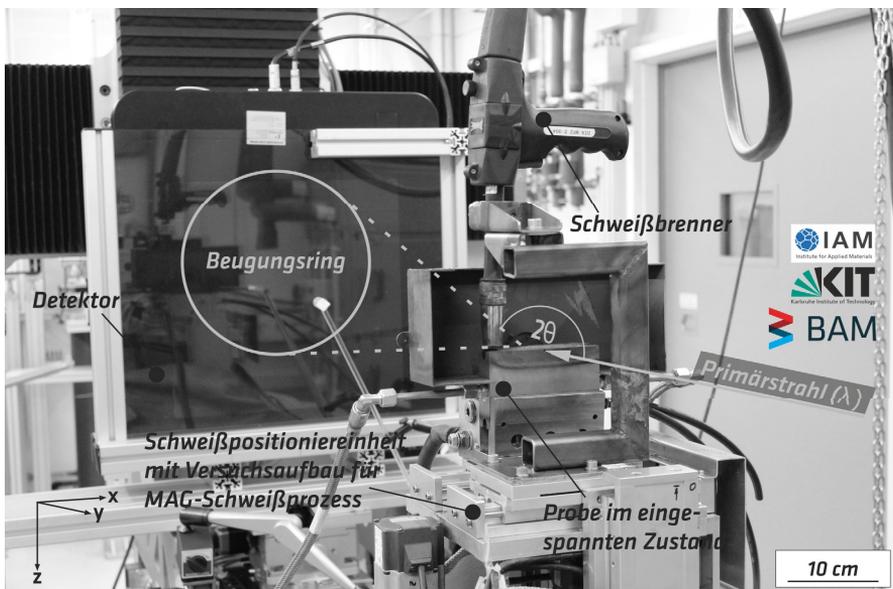
Dabei ist:

$\lambda$  ... Wellenlänge der Synchrotronstrahlung [nm]

$d$  ... Netzebenenabstand [nm]

$\theta$  ... Beugungswinkel [°]

hkl ... Miller'schen Indizes



**Bild 3.8:** Versuchsaufbau des In-situ-Beugungsexperimentes während des Mehrlagenschweißversuches (Strahlengang des Synchrotronstrahls durch das Schweißgut der Probe schematisch dargestellt), nach [334]

In der Tabelle 3.12 und Tabelle 3.13 sind die verwendeten Schweißparameter dargestellt, während Tabelle 3.14 die Kennwerte zum Beugungsexperiment wiedergibt.

<sup>1</sup> Verfahren der Röntgenbeugung, mit welchem die Lage von Beugungswinkeln und das Aussehen bzw. Form der Beugungsringe ermittelt werden kann.

**Tabelle 3.12:** Schweißparameter für die schrumpfbehinderte Probe während des In-situ-Synchrotronstrahlbeugungsexperimentes je Schweißlage für den konventionellen Zusatzwerkstoff und die LTT-Zusatzwerkstoffe, MAG-Schweißprozess, nach [334]

	konventionell (G Mn4Ni2 CrMo)	LTT
Drahtdurchmesser	1,2 mm	1,6 mm
Schweißspannung	36,8 V	30,8 V
Stromstärke	345 A	343 A
Schweißgeschwindigkeit	0,45 m × min <sup>-1</sup>	0,37 m × min <sup>-1</sup>
Kontaktrohrabstand	16 mm	18 mm
Streckenenergie	1,7 kJ × mm <sup>-1</sup>	
Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur	Raumtemperatur	
t <sub>8/5</sub> -Zeit	12 s	
Schweißnahtlänge	100 mm	
An- und Auslauflänge	10 mm	
Schutzgas	M21	

**Tabelle 3.13:** Schweißparameter für die Probe ohne Schrumpfbehinderung während des In-situ-Synchrotronstrahlbeugungsexperimentes, WIG-Schweißprozess

Stromstärke	80 A
Schweißspannung	10 V
Schweißgeschwindigkeit	0,08 m × min <sup>-1</sup>
Streckenenergie	0,6 kJ × mm <sup>-1</sup>
Vorwärmtemperatur	Raumtemperatur
Schweißnahtlänge	80 mm
t <sub>8/5</sub> -Zeit	13 s
Schutzgas	Argon 5.0

**Tabelle 3.14:** Parameter des winkeldispersiven Synchrotronstrahlbeugungsexperimentes, nach [334]

Primärstrahlquerschnitt	1 × 1 mm <sup>2</sup>
Energie bzw. Wellenlänge Primärstrahl	100 keV bzw. 0,012398 nm
Messmodus	Transmission
Messfrequenz	2 Hz (während des Schweißens) 0,5 Hz (bei der Abkühlung)
2θ	0 - 15°
Flächendetektor	Perkin Elmer XRD 1621
Abstand zwischen Probe und Detektor	1100 mm
Netzebenen	γ: (200), (220), (311) α bzw. α': (200), (211), (220)

### 3.2.4.1 Probengeometrie

Die entwickelte Schweißprobenform basiert auf den Untersuchungen von Kromm et al. [275-276] und wurde um eine Schrumpfbehinderung in Transversalrichtung zur Naht erweitert. Gleichzeitig konnte eine sehr kompakte Probenform konzipiert werden, die zweifach für Schweißversuche verwendet werden konnte. Dazu wurden aus einem Grobblech des Grundwerkstoffes S 960 QL (vgl. Tabelle 3.1) quaderförmige Blöcke in den Abmessungen 120 mm (l) × 80 mm (h) × 30 mm (b) hergestellt. Entlang der Probenlängsrichtung konnten beidseitig an den Außenflächen zehn Millimeter tiefe und breite Nuten in U-Form gefräst werden (vgl. Bild 3.9 links). Die dadurch entstandenen Stege induzierten



Analog zu den Experimenten von Kromm et al. [275-276] wurden zusätzlich LTT-Auftragschweißungen auf der Längskante eines Trägerbleches realisiert und definiert auf eine Stegbreite von 5 mm und einer Steghöhe von 10 mm gefräst. Durch eine Erhöhung der Lagenzahl konnte eine Entmischung des Schweißgutes mit dem Trägerblech im relevanten Messbereich ( $z = 0$  mm bis  $-5$  mm) vermieden werden. Durch eine Messfrequenz von bis zu 2 Hz war die Beurteilung der Dehnungsentwicklung ohne Transversalschrumpfbehinderung für die Flachprobe möglich. Zudem wurde der Lagenaufbau variiert, um den Einfluss der Phasenumwandlung bei gezielter Einsatz von LTT-Zusatzwerkstoffen nur im Bereich der Decklage zu untersuchen.

#### **3.2.4.2 Konzeption einer Schweißpositioniereinheit**

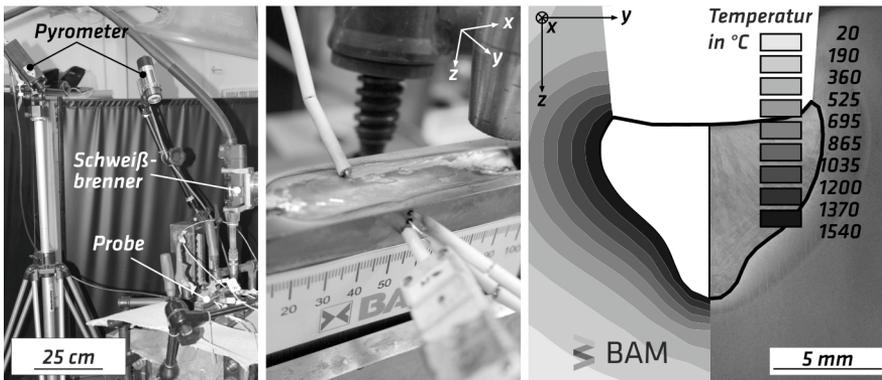
Die verwendete Schweiß- und Positioniereinheit ist eine an der BAM Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung speziell für den Einsatz an Großforschungseinrichtungen konzipierte Versuchsanlage. Die Anlage wurde für die Durchführung eines MAG-Schweißprozesses während der Messzeiten spezialisiert (vgl. Bild 3.8). Angesichts der ortsfesten Positionierung der Strahlenquelle muss die Vorrichtung sowohl die Positionierung des Schweißbrenners als auch der Probe gewährleisten können, ohne die Strahlführung zu behindern. Die Translationsbewegung der drei Achsen wurde servo-elektrisch und ferngesteuert mit einer Ortsgenauigkeit von 100  $\mu\text{m}$  realisiert, da ein Zugang zur Messkabine während des Beugungsexperimentes aufgrund der Strahlenbelastung nicht möglich ist. Durch die beiden waagrecht positionierten Linearschlitten lassen sich unabhängig voneinander der Schweißbrenner und die Probenhalterung jeweils 100 mm verfahren, während durch die senkrecht positionierten Achsen nur der gesamte Aufbau höhenverstellbar ist. Die Probenhalterung ist zusätzlich mit einer Kühlbohrung konzipiert worden, um konstante Versuchsbedingungen über die Messkampagne hinweg zu gewährleisten. Der Spritzer- und Rußentwicklung beim MAG-Schweißen wurde durch die Konstruktion einer speziellen Einhausung und einer Abluftabsaugung Rechnung getragen. Die Einhausung wurde mit speziellen Fenstern aus Graphit ausgestattet, um eine störungsfreie Strahlführung zu garantieren.

#### **3.2.4.3 Ermittlung des Schweißtemperaturfeldes**

Für die Messung der während der Schweißversuche vorliegenden Temperaturen kamen zwei Pyrometer zum Einsatz. Die Messungen wurden mit mehreren Thermoelementen (Typ K,  $\varnothing 0,8$  mm) abgeglichen. Bei der Schweißprobe mit Transversalschrumpfbehinderung wurden die Thermoelemente von oben in das Schmelzbad der jeweils geschweißten Lage getaucht, als auch seitlich durch die Bohrungen für den Primärstrahl geführt und überschweißt. Bild 3.10 zeigt den Versuchsaufbau. Für die Flachprobe wurde ebenfalls ein Thermoelement ins flüssige Schweißgut getaucht. Gleichzeitig wurden Thermoelemente seitlich in den während der Schweißversuche betrachteten Messtiefen durch Konduktionsentladung am Steg angeschweißt. Es wurde angenommen, dass für die Flachprobe kein bzw. nur ein geringer Temperaturgradient über die Stegbreite vorliegt. Mit Hilfe der in den Abschnitten 3.2.2 - 3.2.3 ermittelten Werkstoffkennwerte war es möglich, eine numerische Simulation der Temperaturfelder für beide Probenarten aufzubauen. Gemäß Bild 3.10 (rechts) wurden die Modelle auf Basis der Temperaturmessungen und durch genaue Abbildung der Schweißnahtquerschnittsflächen kalibriert [150]. Dadurch war es möglich, das Temperaturfeld den Beugungssignalen zuzuordnen. Die Temperaturermittlung erfolgte ex situ identisch zu den Versuchsbedingungen während des In-situ-Beugungsexperimentes. Tabelle 3.15 zeigt wichtige Versuchsparameter.

**Tabelle 3.15:** Versuchsparameter zur Temperaturmessung basierend auf dem Koordinatenursprung  $[0,0,0]$  von der Blechstirnseite, Schweißnahtmitte sowie von der Blechoberseite

	Quotientenpyrometer	Pyrometer	Thermoelement Typ K	
			Flachprobe	Schrumpfbehinderte Probe
Max. Messbereich	500 °C - 2000 °C	100 °C - 800 °C	1250 °C	1250 °C
Messpunkt	Ø 1 mm	Ø 1 mm	Ø 1,6 mm	Ø 1,6 mm
x in mm	60	60	60; 60	50; 50
y in mm	0	0	0; 2,5	0; 5
z in mm	0	0	0; {-3, -5, -8}	{0, -2, -5, -8}; {0, -2, -5, -8}
Messfrequenz	2 Hz	1 Hz	50 Hz	



**Bild 3.10:** Versuchsaufbau zur Bestimmung der Temperaturverteilung für die geschweißten als auch wieder aufgeschmolzenen Lagen mittels Pyrometer (links) und Thermoelementen (Mitte, Detailansicht) sowie durch eine thermische Simulation des Schweißprozesses (rechts), in Anlehnung an [150]

#### 3.2.4.4 Phasenanalyse

Die während des Schweißprozesses und während der Abkühlung der Schweißprobe aufgenommenen Beugungsbilder (Debye-Scherrer-Ringe) wurden mit Hilfe der Software „Fit2D“ ausgewertet [335-336]. Durch Integration der Intensitäten ( $\varphi = 0^\circ - 360^\circ$ ) ist für jedes Beugungsbild eine Diffraktogramm der Strahlintensitäten in Abhängigkeit der Beugungswinkel ( $2\theta$ ) erstellbar. Die in Tabelle 3.14 angegebenen phasenspezifischen Netzebenen lassen sich in Abhängigkeit der Wellenlänge bestimmten Beugungswinkeln zuordnen. Die Beugungssignale wurden einzeln nach der Pearson-VII-Funktion gefittet. Für jedes Beugungssignal wurde die Integralintensität (Fläche unterhalb des Peaks) bestimmt. Nach der Methode der Intensitätsverhältnisse kann der Volumenanteil der austenitischen Phase aus den Verhältnissen der Integralintensitäten der erfassten Netzebenen (hkl) gewichtet durch die Multiplikation mit spezifischen physikalischen Faktoren (R) und unter Annahme eines konstanten Absorptionsfaktors durch Gleichung 3.8 ermittelt werden [89/S. 241 ff, 337/S. 114 ff].

$$v_{\gamma} = \frac{1}{1 + \left( \frac{I_{\alpha'}^{(hkl)}}{I_{\gamma}^{(hkl)}} \times \frac{R_{\gamma}^{(hkl)}}{R_{\alpha'}^{(hkl)}} \right)}$$

Gleichung 3.8

Die in Gleichung 3.8 enthaltenen physikalischen Faktoren wurden rechnerisch nach dem Ansatz von Laine [338] in Zusammenhang mit phasenspezifischen Gewichtsfaktoren [339-341] berechnet. Die netzebenenspezifischen Intensitäten wurden mit einem Multiplikationsfaktor nach [276, 342] gewichtet. Der Volumenanteil der zweiten Phase (Martensit) ergibt sich dann aus Gleichung 3.9 unter der Voraussetzung, dass keine weiteren Phasen vorhanden sind.

$$v_{\alpha'} = 1 - v_{\gamma} \quad \text{Gleichung 3.9}$$

#### 3.2.4.5 Dehnungsanalyse

Für den realisierten Versuchsaufbau konnte die Dehnung in Schweißrichtung ( $x$ , Longitudinalrichtung) und normal zur Schweißrichtung ( $z$ ) ermittelt werden. Dafür wurden jeweils die mit den Dehnungsrichtungen kompatiblen Teilstücke des Beugungsbildes mit einem Azimut von  $\Delta\varphi = 15^\circ$  analog zum Abschnitt 3.2.5.4 integriert. Die phasenspezifischen Beugungssignale für die Longitudinal- und Normalrichtung wurden mit Hilfe der Pearson-VII-Funktion gefittet. Über die Lage des Beugungswinkels lässt sich phasenspezifisch nach Gleichung 3.7 der Gitterabstand berechnen. Über den netzebenenspezifischen Gitterabstand  $d$  lässt sich der Gitterparameter ( $a$ ) phasenspezifisch und in Abhängigkeit der Temperatur nach Gleichung 3.10 kalkulieren [90].

$$d^{(hkl)}(T) = a(T) \times (h^2 + k^2 + l^2)^{-\frac{1}{2}} \quad \text{Gleichung 3.10}$$

Unter Gewichtung des Gitterparameters nach [276, 342] und unter Einbeziehung des thermischen Ausdehnungskoeffizienten erfolgte die Berechnung der elastischen Gitterdehnung richtungsabhängig und phasenspezifisch in Abhängigkeit der Temperatur nach Gleichung 3.11.

$$\varepsilon_{i_j} = \frac{a_{i_j}(T) - a_{0,i}(T)}{a_{0,i}(T)}; \quad i \dots \text{Phase, } j \dots \text{Hauptrichtung} \quad \text{Gleichung 3.11}$$

Die Bestimmung des dehnungsfreien Referenzwertes des Gitterparameters ( $a_0$ ) erfolgte an vorab der Strahlzeit im Labor mit den gleichen Schweißparametern (vgl. Tabelle 3.12 - 3.13) hergestellten Proben. Aus diesen Schweißproben wurden jeweils in Probenmitte quer zur Schweißrichtung spannungsfreie Kammproben nach [343, 344] entnommen und während der Messzeit richtungsabhängig vermessen. Die Berechnung der elastischen und totalen Gitterdehnung erfolgte auf Basis des Hebelgesetzes durch Gewichtung der phasenspezifischen Dehnungen mit den phasenspezifischen Anteilen jeder Phase in Abhängigkeit der Temperatur nach Gleichung 3.12. Die Fehlerfortpflanzung des Fit-Fehlers wurde konstant kleiner  $1 \times 10^{-5}$  [in Dehnung] bestimmt.

$$\varepsilon_{G_j}(T) = \varepsilon_{\alpha'_j}(T) \times v_{\alpha'}(T) + \varepsilon_{\gamma_j}(T) \times v_{\gamma}(T); \quad j \dots \text{Hauptrichtung} \quad \text{Gleichung 3.12}$$

Komplementär zu den Beugungsexperimenten wurden im Anschluss an die Schweißversuche Schweißnahtquerschliffe ausgewählter Versuche in Probenmitte ( $x = 60$  mm, nach Bild 3.9) angefertigt. Lagenspezifisch wurden Elektronenstrahlmikroanalysen<sup>1</sup> durchgeführt, um die Verteilung der

---

<sup>1</sup> Hier: Wellenlängendispersive Röntgenspektroskopie (WDX), Anlage: JEOL-Mikrosonde JXA-8900 RL.

chemischen Elemente innerhalb der Schweißnaht und damit die theoretisch zu erwartende  $M_5$  nach Steven und Haynes [215] zu bestimmen. Die der Analyse zugrunde liegenden Parameter können der Tabelle 3.16 entnommen werden. Die Parameter wurden auf vergleichbare Untersuchungen in den Kapiteln 3.2.5 - 3.2.7 übertragen.

**Tabelle 3.16:** Versuchsparameter der mittels WDX-Analysen an Schweißnahtquerschnitten durchgeführten Reihenanalysen und Übersichtsaufnahmen

	Reihenanalyse	Übersichtsaufnahme
Beschleunigungsspannung	15 kV	15 kV
Sondenstrom	20 nA	140 nA
Durchmesser des Elektronenstrahls	Spot	50 $\mu\text{m}$
Zählzeit	-	25 ms
Schrittweite	250 $\mu\text{m}$	60 $\mu\text{m}$

### 3.2.5 Mehrlagenschweißversuche an frei schrumpfenden Stumpfstößen (V-Naht)

Anhand von Mehrlagenschweißversuchen an frei schrumpfenden Laborproben aus 8 mm und 25 mm dicken sandgestrahlten Blechen des Grundwerkstoffes S 960 QL (vgl. Tabelle 3.1) wurde untersucht, welchen Einfluss die Wärmeleitung in Interaktion mit der Phasenumwandlung auf den Eigenspannungszustand hat. Darüber hinaus wurde für die 8 mm starken Schweißverbindungen der Schweißverzugs ermittelt. Die gewonnenen Erkenntnisse flossen in die Vorbereitung, Durchführung und Auswertung der Versuche unter definierter Schrumpfbehinderung ein. Im Folgenden werden die Schweißparameter und der Versuchsplan sowie der Versuchsaufbau zur Analyse des Verzuges dargestellt.

#### 3.2.5.1 Schweißparameter und Temperaturführung

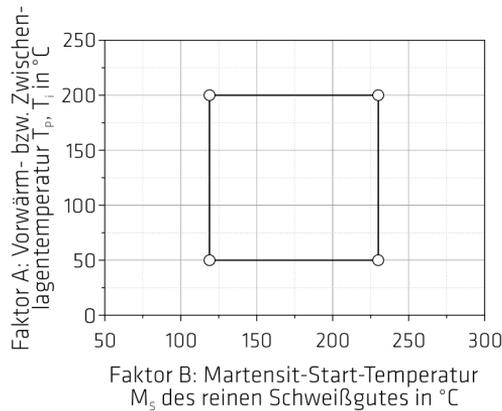
Die Herstellung der Schweißverbindungen erfolgte unter Variation der Faktoren Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur und der nominellen  $M_5$  durch Verwendung zwei verschiedener LTT-Zusatzwerkstoffe. Die Versuche wurden mit einem herkömmlichen Zusatzwerkstoff für eine  $T_p$  bzw.  $T_i = 50^\circ\text{C}$  verglichen. Die Streckenenergie war für die Versuche konstant. Da die  $M_5$  der LTT-Legierungen nicht beliebig variiert werden konnte, wurde für die Schweißversuche eine statistische Versuchsplanung in Form eines vollständigen faktoriellen  $2^2$ -Versuchsplanes angewandt. Mit Hilfe des durch die statistische Versuchsplanung gewährleisteten strukturierten Aufbaus, durch die gezielte Kombination von Faktoren und die statistische Auswertung<sup>1</sup> konnte der Versuchsumfang minimiert und dabei Wirkungszusammenhänge<sup>2</sup> zwischen den Einflussfaktoren und den Zielgrößen möglichst genau ermittelt werden [345-346]. Bild 3.11 zeigt die schematische Darstellung des Versuchsplanes. Jeder Versuchspunkt der Matrix wurde drei Mal ausgeführt. Die Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperaturen wurden in Anlehnung an die Grenzwerte für die Verarbeitung von Feinkornbaustählen nach dem Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 088 [68, 347] sowohl nahe bzw. oberhalb als auch weit unterhalb der  $M_5$  der eingesetzten Zusatzwerkstoffe gewählt. Zur Vermeidung systematischer Fehler wurde der Versuchsplan in Blöcken mit zufälliger Reihenfolge ausgeführt. Dadurch lassen sich äußere Einflüsse<sup>3</sup>, welche nicht kontrolliert werden können, statistisch verteilen und werden damit

<sup>1</sup> Mehrfachnutzung der einzelnen Versuchsergebnisse zur Berechnung der signifikanten Effekte.

<sup>2</sup> Effekte.

<sup>3</sup> u. a. Umgebungstemperatur, Luftfeuchtigkeit.

nicht als echte Einflussfaktoren registriert. Die verwendeten Schweißparameter sind in der Tabelle 3.17 zusammengefasst. Die Bleche wurden vorab an den Stirnseiten geheftet. Die Vorwärmung erfolgte für die Schweißstöße mit einer Wandstärke von 8 mm im Bereich der Schweißnaht gleichmäßig unter Laborbedingungen mit Hilfe elektrisch steuerbarer Heizmatten von der Unterseite der Bleche. Ein Nahtdurchfall wurde mit Hilfe keramischer Badstützen verhindert. Sowohl die Heizmatten als auch die Badstützen wurden mit Schraubböcken gleichmäßig unterhalb der Bleche positioniert. Die 25 mm starken Bleche wurden in einem Laborofen unter Schutzgasatmosphäre vorgewärmt. Die Temperaturführung konnte während der Schweißversuche unter Nutzung von Thermoelementen (Typ K) mit einer Messfrequenz von 50 Hz überwacht werden.



**Bild 3.11:** Schematische Darstellung des vollständigen faktoriellen Versuchsplanes, Faktor A: Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur  $T_p, T_i$ ; Faktor B: Martensit-Start-Temperatur  $M_s$  des reinen Schweißgutes (LTT-Legierung)

In der Tabelle 3.18 sind die Messpositionen in Zusammenhang mit Versuchsaufbau für die 8 mm starken Schweißstöße (vgl. Bild 3.12) einsehbar. Aus der Anordnung der Thermoelemente lässt sich der Temperaturgradient während der schweißtechnischen Fertigung nach Gleichung 3.13 berechnen.

$$\text{grad } T_j = \Delta T_j \times \Delta d_j^{-1} \quad \text{Gleichung 3.13}$$

Dabei ist:

$\Delta T$  ... Temperaturdifferenz zwischen zwei Messpunkten [K]

$\Delta d$  ... Abstand zwischen den Messpunkten für die Temperaturbestimmung [mm]

$j$  ... Richtung

Im Rahmen dieser Arbeit wurde der Temperaturgradient genutzt, um den Einfluss der behinderten thermischen Schrumpfung der Schweißnaht auf den resultierenden Schweißeigenspannungszustand zu bewerten. Mit Rücksicht auf den Abstand zwischen den Messpunkten ( $\Delta d$ ) ist von einer entsprechenden thermischen Kontraktion bzw. Schrumpfbehinderung auszugehen, wenn der Temperaturgradient von null abweicht. Andernfalls kühlt die Verbindung über die betrachtete Messlinie homogen ab. Zur Bewertung des Temperaturgradienten in Schweißrichtung (longitudinal) wurden die Thermoelemente  $te6$  und  $te8$  gemäß Tabelle 3.18 ausgewertet, während in Querrichtung (transversal)

die Thermolemente *te7* und *te1* benutzt wurden (vgl. auch Bild 3.12). Weiterführend wurden die Temperatur-Zeit-Verläufe mit Hilfe der Einsensor-Differenz-Thermoanalyse ausgewertet (vgl. Gleichung 3.5, Abschnitt 3.2.3).

**Tabelle 3.17:** Schweißparameter für die MAG-Mehrlagenschweißversuche verschiedener Blechstärken

Zusatzwerkstoff	8 mm		25 mm
	G Mn4Ni2 CrMo	LTT	LTT
Schweißspannung	26,8 v	28 V	36 V
Stromstärke	200 A	320 A	380 A
Schweißgeschwindigkeit	400 mm × min <sup>-1</sup>	655 mm × min <sup>-1</sup>	520 mm × min <sup>-1</sup>
Drahtdurchmesser	1,2 mm	1,6 mm	1,6 mm
Schutzgas	M21	M13	M13
Blecbreite (y)	300 mm	300 mm	100 mm
Raupenzahl	2	2	11
Streckenenergie	0,8 kJ × mm <sup>-1</sup>		1,6 kJ × mm <sup>-1</sup>
Blechlänge (x) bzw. Schweißlänge	250 mm		
Stoßart	Stumpfstoß, V-Naht		
Stegbreite	1,5 mm		
Steghöhe	1 mm		
Nahtöffnungswinkel	45°, gefräst		
Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur	50 °C	50 °C, 200 °C	
M <sub>S</sub> <sup>1</sup>	394 °C	119 °C, 230 °C	

Die 25 mm starken LTT-Mehrlagenschweißverbindungen wurden einem konventionell geschweißten Stumpfstoß mit vergleichbarer Blechstärke gegenübergestellt [110].

**Tabelle 3.18:** Anordnung der Thermolemente basierend auf dem Koordinatenursprung [0,0,0] von der Blechstirnseite, Schweißnahtmitte sowie von der Blechoberseite in Bild 3.12

Thermolement (te)	Blechstärke in mm	Messposition in mm		
		Länge (x) (longitudinal)	Breite (y) (transversal)	Tiefe (z) (normal)
1	8	125	75	0
2		30	10	0
3		125	10	0
4		220	10	0
5		125	-75	0
6		30	0	0
7		125	0	0
8		220	0	0
9	25	125	-75	0
10		125	-75	-25
11		125	-11	0
12		240	0	0

<sup>1</sup> M<sub>S</sub> sind Teil der Ergebnisse dieser Arbeit.

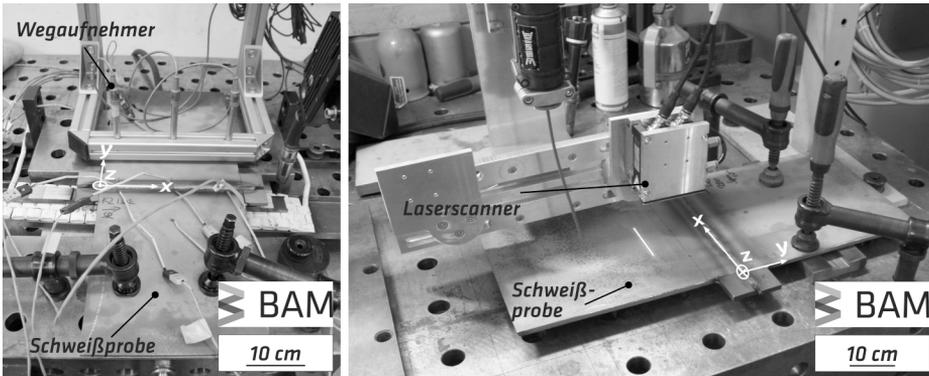
3.2.5.2 Verzugsanalyse bei Zweilagenschweißversuchen

In Bild 3.12 ist der Versuchsaufbau zur Durchführung der Schweißversuche dargestellt. Die Versuchsbleche wurden einseitig kraftschlüssig fixiert. Gleichzeitig wurde eine Vorrichtung konzipiert und konstruiert, um während des Schweißens in Echtzeit einseitig den Winkelverzug über die Blechlänge mit Hilfe von drei senkrecht zur Blechoberfläche positionierten induktiven Wegaufnehmern<sup>1</sup> zu messen. Aufgrund des eingeschränkten Messbereiches musste die Position der Wegaufnehmer über die Blechbreite in Abhängigkeit des Zusatzwerkstoffes und der Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur angepasst werden. Die Vergleichbarkeit der Ergebnisse wurde über die Elementargeometrie gewährleistet. Aufgrund der einseitigen Fixierung der Bleche muss die gemessene Höhe halbiert werden, um auf den Winkelverzug schließen zu können. In der Tabelle 3.19 sind die Messpositionen angegeben.

**Tabelle 3.19:** Anordnung der induktiven Wegaufnehmer basierend auf dem Koordinatensprung [0,0,0] von der Blechstirnseite, Schweißnahtmitte sowie von der Blechoberseite in Bild 3.12

Wegaufnehmer (WA)	Messposition in mm		
	Länge (x) (longitudinal)	Breite (y) (transversal)	Tiefe (z) (normal)
1	30		
2	125	50; 75	0
3	220		

Nach den Schweißversuchen wurde der Winkelverzug mit Hilfe eines Laser-Profil-Sensors<sup>2</sup> berührungslos gemessen. Das von dem Messpunkt reflektierte Licht wird dabei von einem Empfänger aufgefangen. Über die Wellenlänge des Laserlichts und die Distanz zwischen Sender und Empfänger kann die Messhöhe berechnet werden. Die Profilanalyse wurde von der Schweißnaht über die gesamte Blechbreite ausgeführt. Die Breite des Messbereiches betrug 100 mm.



**Bild 3.12:** Versuchsaufbau für die Bewertung der Temperaturverteilung und des Schweißverzuges während der schweißtechnischen Verarbeitung von freischumpfenden Stumpfstoßen mittels induktiven Wegaufnehmern (links) und nach dem Schweißprozess durch einen Laserscanner (rechts)

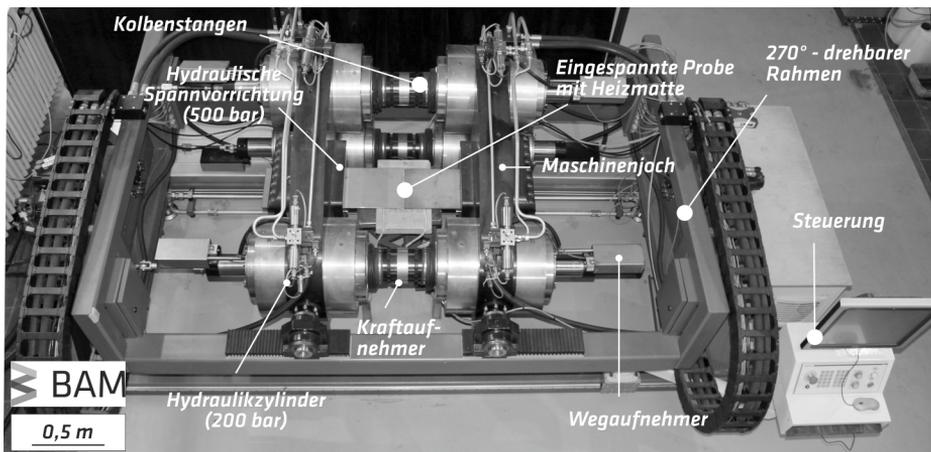
<sup>1</sup> Modell HBM W5TK, Messbereich ± 5 mm.

<sup>2</sup> Modell: µε, LLT2910-100/3B.

### 3.2.6 Bewertung der Schweißbarkeit von Bauteilkomponenten (V-Naht)

Für die hier vorgestellten Untersuchungen wurde die an der BAM Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung neu entwickelte „2-MN-Prüfanlage“<sup>1</sup>, mit einem maximal tragbaren Lastspektrum von zwei Meganewton (Zug oder Druck), eingesetzt (vgl. Bild 3.13). Das hydraulisch gesteuerte Mess- und Einspannsystem wurde für quasistatische Beanspruchungen konzipiert und dient der realitätsnahen Nachbildung komplexer Struktursteifigkeiten einzelner Bauteilkomponenten. Durch eine bedachte Anordnung der Hydraulikzylinder lässt sich der Beanspruchungszustand geschweißter Komponenten dreidimensional bewerten. Der innerhalb der Prüfanlage zur Verfügung stehende Bau- raum lässt sich vorab eines Experimentes variabel an die Versuchsbedingungen anpassen. Dadurch ist der kombinierte Einsatz mit diversen Messsystemen<sup>2</sup> gegeben.

Über sechs unabhängig arbeitende Hydraulikzylinder können die auf das Bauteil wirkenden Beanspruchungen durch Analyse der Reaktionskräfte und -momente vor, während und nach der schweißtechnischen Fertigung bewertet werden. Dadurch lässt sich u. a. der Einfluss von Prozessparametern auf die resultierende Bauteilbelastung quantifizieren, die Wirkung spannungsabbauender Maßnahmen in Echtzeit beobachten oder auch verschiedene Einspanngrade realisieren. Darüber hinaus sind durch die jederzeit manuell wie programmgesteuert wählbaren Betriebsmodi in Weg- und Kraftregelung reale Fertigungsrou tinen, Zeitstandversuche oder aber auch Schwingversuche mit niedriger Frequenz realisierbar. Die exakte Positionierung der Proben erfolgt kraftschlüssig über eine hydraulische Spannvorrichtung. Durch den um bis zu 270° drehbaren Schwenkrahmen können alle Schweißpositionen manuell oder halbautomatisch realisiert werden.



**Bild 3.13:** Übersichtsaufnahme der „2-MN-Prüfanlage“ mit eingespannter Probe während der Versuchsvorbereitung (Aufbau der dazugehörigen schweißtechnischen Versuchsanlage nicht dargestellt), nach [308]

Die Systemsteifigkeit der 2-MN-Prüfanlage wurde erstmalig von Lausch [309, 327/S. 64ff] durch definierte Heiz- und Kühlversuche experimentell bestimmt. Dazu wurde ein Blech innerhalb der Prüfanlage eingespannt und definiert mit Hilfe eines elektrisch gesteuerten Ofens erwärmt und abgekühlt. Die Prüfanlage wurde in Wegregelung betrieben. Dadurch werden von der Anlage die notwendigen

<sup>1</sup> durch den Fachbereich 9.4 von A. Hannemann konzipiert und ausgelegt.

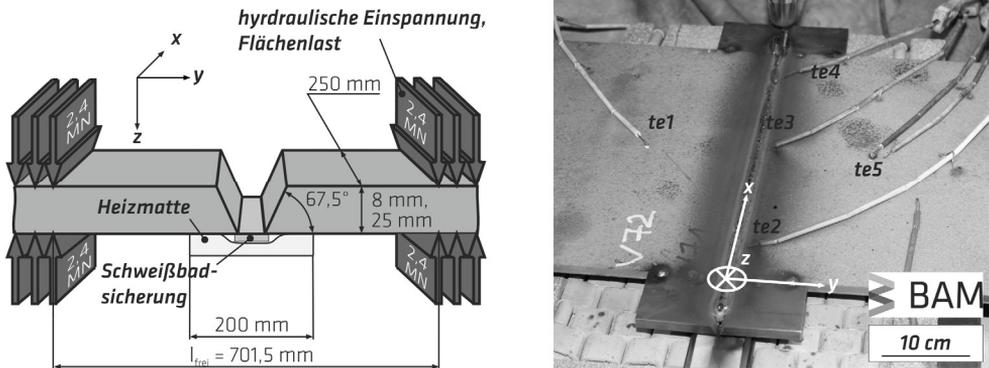
<sup>2</sup> z. B. mobil einsetzbare Diffraktometer, Wärmebehandlungsöfen, Hebebühnen.

Zug- und Druckkräfte aufgezeichnet, um eine Expansion bzw. Schrumpfung der Probe zu verhindern. Durch ein zusätzlich angebrachtes Wegmesssystem konnte die elastische Verschiebung der Maschinenjoch während der Heiz- und Kühlversuche bestimmt werden. Die Gesamtsteifigkeit der 2-MN-Prüfanlage  $c_{2MN}$  ergibt sich dann als Quotient der Reaktionskraft und der Verschiebung der Maschinenjoch. Dadurch kann man den Einspanngrad der Prüfanlage bezogen auf eine Schweißlänge  $l_s$  nach Gleichung 3.14 berechnen. In der Tabelle 3.20 sind alle Leistungsmerkmale der Prüfanlage zusammengefasst.

$$R_{F_{y_{2MN}}} = \frac{c_{2MN}}{l_s} \tag{Gleichung 3.14}$$

### 3.2.6.1 Versuchsaufbau und Versuchsauswertung

Für die Mehrlagenschweißversuche unter definierter äußerer Schrumpfbehinderung wurden sandgestrahlte Bleche in den Abmessungen 980 mm (l) × 250 mm (b) mit Wandstärken (h) von 8 mm und 25 mm gefügt. Die Probenhälften wurden beidseitig durch die Maschinenjoch eingeführt und mittig mit einer freien Einspannlänge  $l_{frei} = 701,5$  mm innerhalb der Versuchsanlage mittels eines hydraulischen Einspannsystems fest positioniert. Der Flankenwinkel von 67,5° wurde durch Brennschneiden und abschließenden Schleifarbeiten an den Nahtflanken sichergestellt. Die An- und Auslaufbleche wurden lediglich an die Probenhälften mittels MAG-Handschiessen gepunktet, um eine Kraftübertragung über die Heftschweißungen bereits bei der Vorwärmung zu vermeiden. Die Stegbreite wurde gleichmäßig mit Hilfe von Fühlerlehren justiert. Die Vorwärmung der Proben erfolgte definiert im Bereich der Schweißnaht über die gesamte Blechlänge mit Hilfe von Heizmatten. Nach dem Schweißversuch wurden die Proben mit einer Wartezeit von bis zu 48 h durch Brennschneiden aus der Prüfanlage entfernt. Der MAG-Schweißprozess wurde halbautomatisiert durchgeführt. Sowohl die Schweißstromquelle als auch die Linearachse wurden mit der 2-MN-Prüfanlage getriggert, um die Reaktionskräfte temperatur- und zeitabhängig dem Fertigungsprozess zuzuordnen. Bild 3.14 zeigt den Versuchsaufbau in der 2-MN-Prüfanlage schematisch.



**Bild 3.14:** Schematische Darstellung des Versuchsaufbaus (links) und Anordnung der Thermoelemente zur Bestimmung der Temperaturverteilung während des Schweißprozess nach Tabelle 3.21 (rechts, Thermoelemente te6 bis te8 nicht dargestellt), nach [348]

**Tabelle 3.20:** Leistungsmerkmale der 2-MN-Prüfanlage, nach [308, 309, 327]

Prüfkraft maximal:	± 2 MN (200 t), Zug- oder Druckkraft
Prüfweg maximal:	± 276 mm
Verfahrgeschwindigkeit maximal:	3 mm × s <sup>-1</sup>
Messgenauigkeit Weg:	0,1 μm
Regelgenauigkeit Weg:	1 μm
Messgenauigkeit Kraft:	0,25 kN
Regelgenauigkeit Kraft:	0,50 kN
Systemsteifigkeit (Zug):	1377 kN × mm <sup>-1</sup>
Systemsteifigkeit (Druck):	1222 kN × mm <sup>-1</sup>
Einspanngrad (Zug, l <sub>s</sub> = 250 mm):	5,51 kN × mm <sup>-1</sup> mm <sup>-1</sup>
Einspanngrad (Druck, l <sub>s</sub> = 250 mm):	4,89 kN × mm <sup>-1</sup> mm <sup>-1</sup>
Anlagegröße (horizontal):	4 m (l) × 2 m (b) × 1,5 m (h)
Hebelarm (a) für Moment M <sub>x</sub> :	230 mm
Hebelarm (b) für Moment M <sub>z</sub> :	460 mm
Schwenkwinkel je Maschinenjoch:	max. ± 5°
Drehung um die Längsachse:	0° bis 270°
Probendimension maximal:	1000 mm (l) × 300 mm (b) × 50 mm (h)

In Tabelle 3.21 ist der Gesamteinspanngrad für die symmetrische Versuchskonfiguration nach Gleichung 2.7 in Kombination mit Gleichung 2.6 und Gleichung 3.14 für eine Einlagenschweißung angenähert dargestellt. Die Ermittlung des Einspanngrades der Nahtkonfiguration wurde in diesem Zusammenhang vernachlässigt, da nach Böllinghaus [349/S. 29ff] die Nahtkonfiguration nur einen geringen Einfluss auf den Gesamteinspanngrad ausübt.

**Tabelle 3.21:** Gesamteinspanngrad  $R_{F_y, ges}$  der Versuchskonfiguration für eine Blechdicke von 8 mm und 25 mm, freie Einspannlänge  $l_{frei} = 701,5$  mm, konstant

	8 mm	25 mm
$R_{F_y, ges}$ (Zug)	1,67 kN × mm <sup>-1</sup> × mm <sup>-1</sup>	3,17 kN × mm <sup>-1</sup> × mm <sup>-1</sup>
$R_{F_y, ges}$ (Druck)	1,61 kN × mm <sup>-1</sup> × mm <sup>-1</sup>	2,96 kN × mm <sup>-1</sup> × mm <sup>-1</sup>

Die eingespannte Probe wurde durch den Betriebsmodus Wegregelung der Anlage vor, während und nach dem Schweißprozess in ihrer freien Dehnung behindert. Die Wärmeeinbringung des Schweißprozesses hat während der Fertigung eine Reaktionskraft und -momente im Gesamtsystem zur Folge (vgl. Bild 3.15 (oben links)). Die aus der Phasenumwandlung heraus resultierende Volumenexpansion der Schweißnaht ist dem Schrumpfbestreiben der Verbindung während der Abkühlung überlagert ( $T \leq M_5$ ). Dadurch werden die Reaktionskräfte und -momente variabel beeinflusst (vgl. Bild 3.15 (oben rechts)). Durch die Bestimmung der elastischen Dehnung der Kolbenstangen mittels DMS-Vollbrücken kann die Reaktionskraft als Summe der Einzelkräfte in den Kolbenstangen nach Gleichung 3.15 berechnet werden.

$$F_y = \sum_{i=1}^{n=3} F_i; \text{ i...Kraft je Kolbenstange}$$

Gleichung 3.15

Basierend auf der während der schweißtechnischen Fertigung zunehmenden Schweißnahtquerschnittsfläche  $A_{xz}$  kann mit Hilfe der Reaktionskraft die Reaktionsspannung quer zur Schweißnaht in Abhängigkeit der Zeit (t) nach Gleichung 3.16 berechnet werden. Der Schweißnahtquerschnitt ergibt sich dabei aus dem Produkt der Schweißnahtlänge ( $l_s$ ) mit der aktuell vorliegenden mittleren sowie kraftübertragenden Lagenhöhe ( $h_n$ ) bei konstantem E-Modul. Unter der Voraussetzung, dass

die neutrale Faser des kompletten Schweißnahtquerschnittes mittig zwischen der oberen und unteren Kolbenstange der Prüfanlage liegt, lässt sich die Biegespannung quer zur Schweißrichtung bei Raumtemperatur durch das Biegemoment ( $M_x$ ) und das Widerstandsmoment gegen Biegung ( $W_x$ ) für einen rechteckigen Querschnitt nach Gleichung 3.17 berechnen. Der aus der konstruktiven Schrumpfbehinderung heraus resultierende Spannungsanteil an der Schweißnahtoberfläche ergibt sich dann bei Raumtemperatur durch die Addition der Reaktionsspannung und der Biegespannung zu Gleichung 3.18.

$$\sigma_y(t) = \frac{F_y(t)}{A_{XZ}(t)} \tag{Gleichung 3.16}$$

$$\sigma_{M_x} = \frac{M_x}{W_B} = \frac{6 \times M_x}{h^2 \times I_S} \tag{Gleichung 3.17}$$

$$\sigma_{y,Top} = \sigma_y + \sigma_{M_x} \tag{Gleichung 3.18}$$

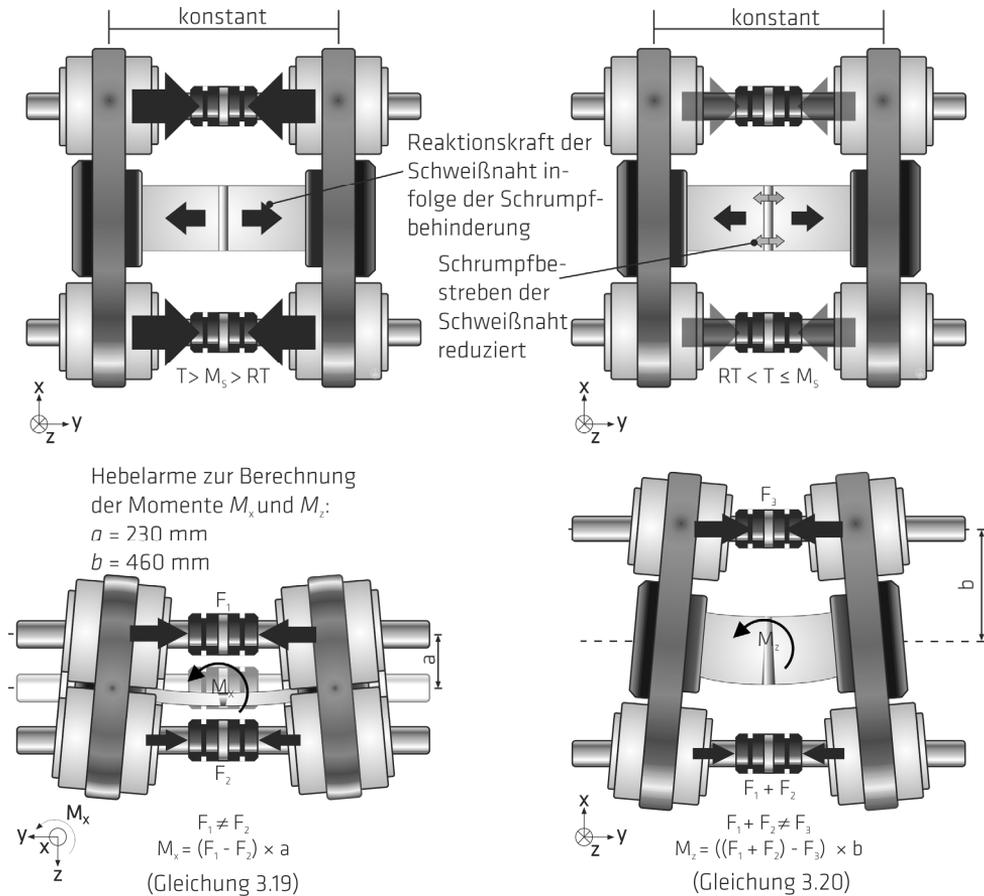
Die Reaktionsmomente um die Nahtlängsachse (Biegemoment,  $M_x$ ) und das Moment ( $M_z$ ) werden über die konstruktiv vorgegebenen Hebelarme (vgl. Tabelle 3.20) ausgewertet. Das Biegemoment resultiert aus dem Kraftunterschied zwischen Ober- und Unterseite des Schweißstoßes, während  $M_z$  aus dem Kraftunterschied zwischen Schweißnahtanfang und -ende abgeleitet werden kann. Die Auswerteroutine ist in Bild 3.15 (unten) durch die Gleichung 3.19 und Gleichung 3.20 theoretisch gegeben.

### 3.2.6.2 Schweißparameter und Temperaturführung

Die in Bild 3.11 dargestellte Versuchsmatrix der frei schrumpfenden Schweißversuche wurde auf die hier ausgeführten schrumpfbehinderten Mehrlagenschweißversuche übertragen. Zur Vergleichbarkeit erfolgten die hier durchgeführten Schweißversuche unter Verwendung der gleichen Schweißparameter wie in Abschnitt 3.2.6.1. Über die Versuchsmatrix hinaus wurde der gezielte Einsatz von LTT-Zusatzwerkstoffen im Bereich der Decklage für eine  $T_i = 50 \text{ °C}$  untersucht. Für einen 25 mm starken Schweißstoß wurden 8 Raupen mit Hilfe des konventionellen Zusatzes gefügt, während die letzten 3 Raupen durch den Zusatzwerkstoff LTT CrNi realisiert wurden. Die Temperaturmessung erfolgte ober- als auch unterhalb der Versuchsbleche an definierten Messpositionen nach Tabelle 3.22.

**Tabelle 3.22:** Anordnung der Thermoelemente basierend auf dem Koordinatenursprung  $[0,0,0]$  von der Blechstirnseite, Schweißnahtmitte und von der Blechoberseite; Variation der Messposition  $(y, z)$  abhängig von der Blechstärke

Thermoelement (te)	Blechstärke in mm	Messposition in mm		
		Länge (x) (longitudinal)	Breite (y) (transversal)	Tiefe (z) (normal)
1	8 bzw. 25	125	75	0
2		30	10 bzw. 15	0
3		125	10 bzw. 15	0
4		220	10 bzw. 15	0
5		125	-75	0
6		30	0	0
7		125	0	0
8		220	0	0
9		125	10 bzw. 15	-8 bzw. -25



**Bild 3.15:** Entstehung der Reaktionskraft (schwarzer Pfeil) als Folge der Schrumpfbehinderung während der Abkühlung der Schweißprobe unter Wegregelung (oben links) und zu erwartender Einfluss der Phasenumwandlung der Schweißnaht (graue Pfeil) auf die Reaktionskraft (oben rechts) sowie Visualisierung der Momente  $M_x$  (links unten) und  $M_z$  (rechts unten) innerhalb der „2-MN-Prüfanlage“; (RT = Raumtemperatur), nach [327]

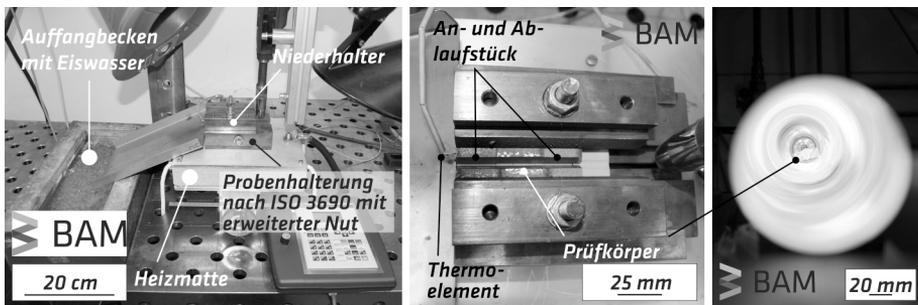
### 3.2.6.3 Ermittlung der mechanischen Eigenschaften

Die mechanischen Eigenschaften des Schweißgutes wurden mittels Kerbschlagbiege- und Zugversuchen bewertet. Die Probenentnahme und -herstellung der Kerbschlagproben sowie die Kennzeichnung der Proben erfolgte in Anlehnung an DIN EN ISO 148-1 [316] und DIN EN ISO 9016 [318]. Die Zugproben wurden nach DIN EN ISO 6892-1 und DIN 50125 entnommen und geprüft [310-311]. Die Lage der Proben innerhalb der Prüfnah ist dem Anhang zu entnehmen.

### 3.2.6.4 Trägergasheißextraktion von Zweilagenschweißverbindungen

Erstmalig wurde der Wasserstoffgehalt des Schweißgutes für zweilagig ausgeführte Schweißverbindungen mit einer Blechstärke von 8 mm in Anlehnung an die DIN EN ISO 3690 : 2012 [350] bei einer maximalen Temperatur von 400 °C bestimmt, um den Einfluss der Wärmeführung auf das beobachtete Versagensverhalten zu bewerten. Es wurde angenommen, dass der eingebrachte Wasserstoff

diffusibel vorlag. Für die Untersuchungen wurde sowohl der standardisierte Versuchsstand adaptiert, als auch neue Prüfstücksätze konzipiert (vgl. Bild 3.16 (links) und Bild 3.16 (Mitte)). So wurden sowohl die 8 mm starken An- und Auslaufstücke als auch die Prüfkörper mit der gleichen Nahtvorbereitung wie die schrumpfbehinderten Mehrlagenschweißversuche in Abschnitt 3.2.6.1 vorbereitet. Die Länge der Proben basiert auf dem genormten Prüfstücksatz ISO 3690 : 2012 - B, während die Prüfstückbreite auf 24,5 mm festgelegt wurde. Dadurch wurde genügend Material zur Verfügung gestellt, um die Zugänglichkeit des Schweißbrenners innerhalb des Versuchsstandes zu ermöglichen als auch gleichzeitig genügend Auflagefläche für die speziell konstruierten Niederhalter bereitzustellen. Dadurch wurden die Proben sowohl eingespannt als auch ein sehr guter Wärmeübergang auf die Versuchsvorrichtung garantiert (vgl. Bild 3.16 (Mitte)). Die Probenbreite wird durch die Glasröhre des Infra-Rot-Ofens bei der Ausgasung limitiert. Als Grundwerkstoff diente der hochfeste Feinkornbaustahl S 960 QL gemäß Tabelle 3.1. Die Versuchsmatrix in Bild 3.11 wurde mit den Schweißparametern aus Abschnitt 3.2.5.1 statistisch untersucht. Die Vorwärmung der Proben wurde durch eine Heizmatte ermöglicht, während die  $T_p$  und  $T_i$  an der Stirnseite des Auslaufstückes durch ein Thermoelement (Typ K) gemessen wurde. Das Abkühlverhalten der Proben wurde durch zusätzlich durchgeführte Schweißversuche mittels Schmelztauchen validiert. Die Schweißproben wurden nach dem Schweißen der Decklage direkt als auch bei Erreichen der jeweiligen Zwischenlagentemperatur ins Eiswasser überführt und anschließend nach der Norm in einem Stickstoffbehälter gelagert.



**Bild 3.16:** Nach DIN EN ISO 3690 [350] für Zweilagenschweißverbindungen erweiterter Versuchsstand (links) mit Detailansicht vorab des Schweißversuches (Mitte) sowie Beobachtung des Prüfkörpers während der TGHE (rechts)

Die Bestimmung des Wasserstoffgehaltes erfolgte in Anlehnung an DIN EN ISO 3690 : 2012 [350] mit einer Analysezeit von 70 min. Das Messergebnis wurde um die durchschnittliche Wasserstoffkonzentration im Grundwerkstoff der verwendeten Probenform ( $c = 0,09$  ppm) bereinigt. Mit Hilfe der Messung des jeweiligen Schweißnahtquerschnittes konnte abschließend die Wasserstoffkonzentration im Schweißgut ermittelt werden. Der Anteil des Wasserstoffes im reinen Schweißgut  $H_D$ , in Milliliter bezogen auf 100 g reines Schweißgut, berechnet sich nach Gleichung 3.21.

$$H_D = V_{STP} \times \frac{100}{m_2 - m_1} \quad \text{Gleichung 3.21}$$

Dabei ist:

$V_{STP}$  ... Wasserstoffvolumen bei Normalbedingungen [ml]

$m_1$  ... Masse des Prüfstückes vor dem Schweißen [g]

$m_2$  ... Masse des Prüfstückes inkl. aufgebrachtem Schweißgut [g]

mit:

$$V_{STP} = \frac{273}{273 + T} \times \frac{p \times V_H}{760} \quad \text{Gleichung 3.22}$$

Dabei ist:

p ... Luftdruck [mmHg]

V<sub>H</sub> ... gemessenes Wasserstoffvolumen [ml]

T ... Temperatur während der Messung [°C]

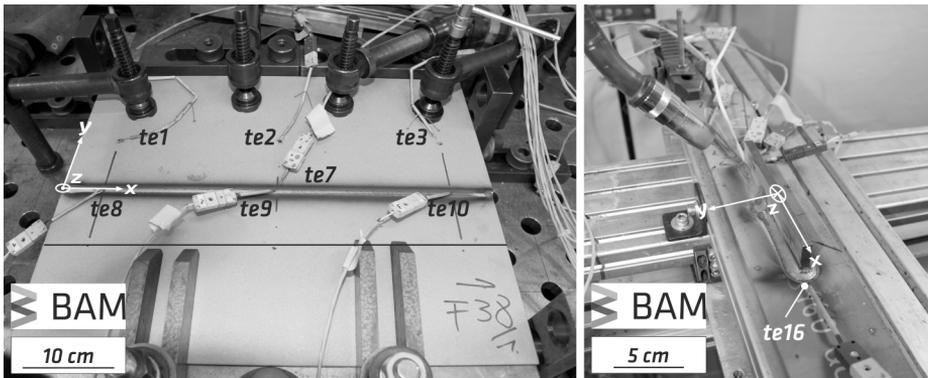
### 3.2.7 Untersuchung der Schweißbarkeit verschiedener Stoßformen

Basierend auf den Untersuchungsergebnissen für die Mehrlagenschweißverbindungen aus den Abschnitten 3.2.6 - 3.2.7 wurde das Versuchsprogramm auf die Schweißstöße (Längsnaht, halbautomatisch geschweißt) Stumpfstoß mit DY-Naht und Kreuzstoß mit HV-Naht (Steghöhe = beidseitig 31 mm) sowie auf den beidseitig geschweißten Überlappstoß (Überlapp = 40 mm) mit Kehlnaht erweitert. Die Mehrlagenschweißversuche wurden schrumpfbehindert mit sandgestrahlten Blechen des Grundwerkstoffes S 960 QL in den Abmessungen 500 mm (l) × 200 mm (b) × 8 mm (h) durchgeführt. In Tabelle 3.23 sind die Schweißparameter angegeben.

**Tabelle 3.23:** Schweißparameter der Mehrlagenschweißverbindungen verschiedener Stoßformen unter Verwendung des Zusatzwerkstoffes LTT CrNi (Draht-Ø 1,2 mm, Schutzgas M20)

	Stumpfstoß (DY-Naht)	Kreuzstoß (HV-Naht)	Überlapp (Kehlnaht)	Längssteife (Kehlnaht)
Schweißspannung in V	28	31	28	28
Stromstärke in A	258	360	336	330
Schweißgeschwindigkeit in mm × min <sup>-1</sup>	550	500	500	400 (Bahn) 600 (Kurve)
Raupenzahl	2	2	1	1
Schweißposition	PA	PB (50° - 60°)	PB (50°)	PB (70°)
Brennerposition	15° stechend	0°	15° stechend	0°
Stegbreite in mm	0	2	-	-
Steghöhe in mm	3	0	-	-
Flankenwinkel	45°	50°	90°	90°
t <sub>8/5</sub> -Zeit	5 s	12 s	6 s	8 s
T <sub>p</sub> , T <sub>i</sub> in °C	30 °C			

Zusätzlich konnte durch den T-Stoß (Längssteife) eine Rundnaht realisiert werden. Es wurde ein Gurtblech in den Abmessungen 500 mm (l) × 80 mm (b) × 8 mm (h) verwendet. Das Stegblech in den Abmessungen 150 mm (l) × 8 mm (b) × 30 mm (h) wurde mittig auf dem Gurtblech geheftet und umschweißt. In Zusammenhang mit der Tabelle 3.24 und dem Versuchsaufbau in Bild 3.17 kann auf den während der schweißtechnischen Fertigung vorliegenden Temperaturgradienten geschlossen werden.



**Bild 3.17:** Versuchsaufbau und Position ausgewählter Thermoelemente für verschiedene Stoßformen am Beispiel der DY-Naht (links) und der Längssteife (rechts), nach Tabelle 3.24

**Tabelle 3.24:** Anordnung der Thermoelemente basierend auf dem Koordinatenursprung  $[0,0,0]$  in Bild 3.17

Thermoelement (te)	Schweißstoß	Messposition in mm		
		Länge (x) (longitudinal)	Breite (y) (transversal)	Tiefe (z) (normal)
1	DY, HV; Überlapp	50	75	0
2		250	75	0
3		450	75	0
4		50	-75	0
5		250	-75	0
6		450	-75	0
7		250	10	0
8		50	0	0
9		250	0	0
10		450	0	0
11	Längssteife	-75	-10	30
12		-84	-6	30
13		-85	0	30
14		-84	6	30
15		-75	10	30
16		85	0	30
17		-80	0	30

### 3.2.8 Eigenspannungsanalyse

Die Ermittlung der (Schweiß-) Eigenspannungen an der Oberfläche sowie im Bauteilinneren erfolgte (quasi-) zerstörungsfrei durch Röntgenbeugung im Labor sowie mittels Synchrotron- (HZB<sup>1</sup> Bessy II 7T-MPW-EDDI<sup>2</sup> [351]) und Neutronenbeugung (HZB BER II E3<sup>3</sup> [352]) nach DIN EN 13925-1 [353] sowie nach der Verfahrensweisung des AWT FA13<sup>4</sup> [354]. Die Neutronenbeugungsexperimente wurden in Verbindung mit der DIN SPEC 1095 [355] und ISO TTA 3 [343] durchgeführt.

Der Phasenanteil an Austenit wurde für jede Stoßform für die entsprechenden Schweißnahtquerschliffe der Stöße aus den Abschnitten 3.2.5 - 3.2.8 nach ASTM E 975 [356] mit Hilfe eines ortsfesten  $\psi$ -Diffraktometers (Huber GmbH & KG) im Labor bewertet. Die Tabelle 3.25 zeigt die verwendeten Messparameter.

**Tabelle 3.25:** Messparameter der Phasenanalyse an Schweißnahtquerschliffen aller untersuchten Mehrlagen-schweißverbindungen im Labor

Strahlung	CrK $\alpha$
Leistung	30 kV, 40 mA
Filter	Vanadium
Kollimator (Messfleck)	$\varnothing$ 3 mm
Detektor	Szintillationszähler
2 $\theta$	60° - 160°
Schrittweite in 2 $\theta$	0,04°
Belichtungszeit	3 s
Beugungslinie	$\alpha$ bzw. $\alpha'$ : (110), (200), (211) $\gamma$ : (111), (200), (220)

#### 3.2.8.1 Untersuchungen an der Oberfläche

Für die Bestimmung der Eigenspannungen an der Oberfläche kam das mobil verwendbare Röntgendiffraktometer *Stresstech X3000 G3* zum Einsatz. Die Versuchsdurchführung und -auswertung erfolgte nach dem  $\sin^2\psi$ -Verfahren [297]. Die Eigenspannungsverteilung der im Abschnitt 3.2.4 untersuchten Rundstäbe wurde sowohl vor als auch nach der Wärmebehandlung einseitig von der Probenmitte in Stabrichtung ( $\varphi = 90^\circ$ , axial) als auch in Umfangsrichtung (radial) gemessen. Die Tabelle 3.26 zeigt die Mess- und Auswerteparameter, während Bild 3.18 (links) den Versuchsaufbau und die Messanordnung visualisiert. Für den umwandlungsfreien austenitischen Werkstoff (1.4301) wurde MnK $\alpha$ -Strahlung verwendet.

Für die in den Abschnitten 3.2.5 - 3.2.7 untersuchten Stoßverbindungen wurden die Longitudinal- ( $\varphi = 0^\circ$ ) und Transversaleigenspannungen ( $\varphi = 90^\circ$ ) an der Schweißnahtoberfläche als auch teilweise im Bereich der Schweißnahtwurzel ermittelt. Der Bereich der Wurzel war abhängig von der Stoßform in der Zugänglichkeit für das Messverfahren limitiert. Die Schweißereigenspannungen der im

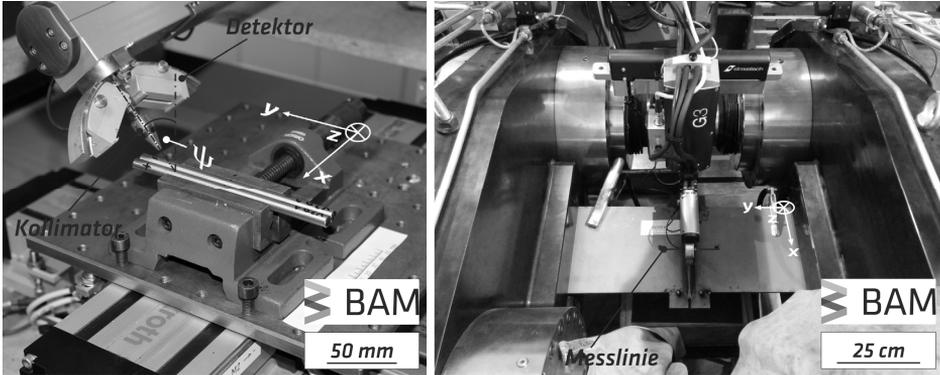
<sup>1</sup> Helmholtz-Zentrum Berlin für Materialien und Energie.

<sup>2</sup> Berliner Elektronenspeicherring für Synchrotronstrahlung in der zweiten Ausbaustufe. Messplatz für energie-dispersive Diffraktionsexperimente mit Hilfe eines 7 Tesla Multi-Pol-Wigglers, engl.: energy dispersive diffraction.

<sup>3</sup> Berliner Experimentier-Reaktor in der zweiten Ausbaustufe. Experimenthalle, Messplatz 3, Diffraktometer für Eigenspannungsanalyse und Textur, engl.: Residual Stress Analysis and Texture Diffractometer.

<sup>4</sup> Arbeitsgemeinschaft Wärmbehandlung und Werkstofftechnik e.V., Fachausschuss 13 - Eigenspannungen.

Abschnitt 3.2.6 diskutierten Schweißstöße konnten sowohl innerhalb der Prüfanlage unter definierter Schrumpfbehinderung (vgl. Bild 3.18 (rechts)) als auch nach dem Entspannen der Proben außerhalb der Prüfanlage im Labor in Probenmitte bewertet werden. Die Eigenspannungen der im Abschnitt 3.2.7 diskutierten Stoßformen wurden im quasi-stationären Bereich der Schweißverbindung mehrfach analysiert. Die Bewertung der Eigenspannungen an den Längssteifen beschränkt sich auf den Bereich vorab der Stirnseite in der WEZ und im Nahtübergangsbereich. Die Messungen basieren auf den in Tabelle 3.26 für CrK $\alpha$ -Strahlung angegebenen Parametern. Abhängig von der Stoßform wurden bestimmte Parameter nach Tabelle 3.27 adaptiert sowie die Blechdimensionen angepasst (Stumpfstoß, Kreuzstoß, Überlappstoß).



**Bild 3.18:** Versuchsaufbau zur Ermittlung der Eigenspannungsverteilung an der Oberfläche an Kleinproben im Labor (links) als auch örtlich variabel innerhalb der „2-MN-Prüfanlage“ an schrumpfbehinderten Mehrlagenschweißverbindungen (rechts), nach [357]

**Tabelle 3.26:** Mess- und Auswerteparameter der Eigenspannungsmessung an Rundstäben mittels mobilem Röntgendiffraktometer

Messverfahren	$\sin^2\psi$	
Messpunktanzahl	$\leq 31$	
Fokus	2 mm (Rundblende)	
Strom	9 mA	
Spannung	30 kV	
Zählzeit	10 s	
K $\beta$ -Filter	Vanadium	
$\psi$ -Bereich	$\pm 45^\circ$ mit 19 Kippungen	
Auswertung	Peak-Fit: Pearson VII	
Untergrundabzug	parabolisch	
Strahlung	CrK $\alpha$	MnK $\alpha$
Beugungslinie	$\alpha$ bzw. $\alpha'(211)$	$\gamma$ (311)
E	220000 MPa	196000 MPa
$\nu$	0,28	0,28

Zusätzlich wurden Messungen unter Anwendung energiedispersiver Synchrotronstrahlbeugung für die in Abschnitt 3.2.5 untersuchten schrumpfbehinderten U-Proben in Transversalrichtung zur Schweißnaht durchgeführt. Die Analysen wurden einseitig vom Probenrand bis zur Schweißnahtmitte ausgeführt. Die Untersuchungen waren notwendig, da aufgrund des grobkörnigen Schweiß-

nahtgefüges mit Hilfe der Röntgenbeugungsanalyse im Labor keine eindeutigen Aussagen zur Eigenspannungsverteilung zulässig waren. Zusätzlich wurde durch diese Messungen ein Eigenspannungstiefengradient im Eindringbereich der Strahlung erfasst, während Beugungslinien des Austenits nicht ermittelt werden konnten. Die Mess- und Auswerteparameter sind in Tabelle 3.28 dargestellt, während Bild 3.19 exemplarisch die Probenpositionierung auf dem Diffraktometer mit schematisch angeordnetem Strahlenweg zeigt. Um die Positionierung der schrumpfbehinderten Proben auf dem Messstisch zu gewährleisten, musste die Probhöhe halbiert werden. Für die Auswertung konnte eine am Messplatz vorliegende Auswerteroutine genutzt werden.

**Tabelle 3.27:** Adaptierte Mess- und Auswerteparameter der Eigenspannungsmessung für verschiedene Stoßformen von Mehrlogenschweißverbindungen, basierend auf den für CrK $\alpha$ -Strahlung definierten Parametern in Tabelle 3.26

	Stumpfstoß (DY-Naht)	Kreuzstoß (HV-Naht)	Überlappstoß (Kehlnaht)	Längssteife (Kehlnaht)
Messpunktanzahl	44	29	≤ 54	≤ 50
Messbereich	GW, WEZ, SN beidseitig	GW, WEZ beidseitig	GW, WEZ, SN beidseitig	GW, WEZ beidseitig
$\psi$ -Bereich	± 45° (19 Kippungen)	± 30° (13 Kippungen)	-45° - 0° (9 Kippungen, Schweißnaht)	-45° - 0° (transversal, 9 Kippungen)
Messverfahren ( $\omega$ )	-	-	-	± 45° (longitudinal) (19 Kippungen)

**Tabelle 3.28:** Mess- und Auswerteparameter der Eigenspannungsmessung mittels energiedispersiver Synchrotronbeugung an schrumpfbehinderten Proben

Messverfahren	$\sin^2\psi$
Messpunkte	15 (vom Rand bis Schweißnahtmitte)
Primärstrahl	1 × 1 mm <sup>2</sup>
Sekundärstrahl	0,03 × 5 mm <sup>2</sup>
Beugungswinkel	2 $\theta$ = 16°
Messmodus	Reflexion
Beugungslinien	$\alpha$ bzw. $\alpha'$ : (222), (321), (411), (420), (332), (431)
Diffraktionselastische Konstanten	$s_1(hkl)$ und $\frac{1}{2}s_2(hkl)$ berechnet aus Einkristallkonstanten nach Eshelby / Kröner-Modell
Zählzeit	60 s (je Spektrum)
Messrichtungen	$\varphi$ = 90°, Schweißnahtquerrichtung (transversal)
$\psi$ -Bereich	0° bis 89,9° (11 Kippungen)
Auswertung	Peak-Fit: Pseudo Voigt, Gauß
Kalibrierung	Wolframpulver



**Bild 3.19:** Versuchsaufbau zur Bewertung der Transversaleigenstressungen über die Schweißnahtoberfläche an der kompakten U-Probe mittels Synchrotronbeugung am EDDI [351], Strahlengang schematisch dargestellt

#### 3.2.8.2 Messungen im Volumen

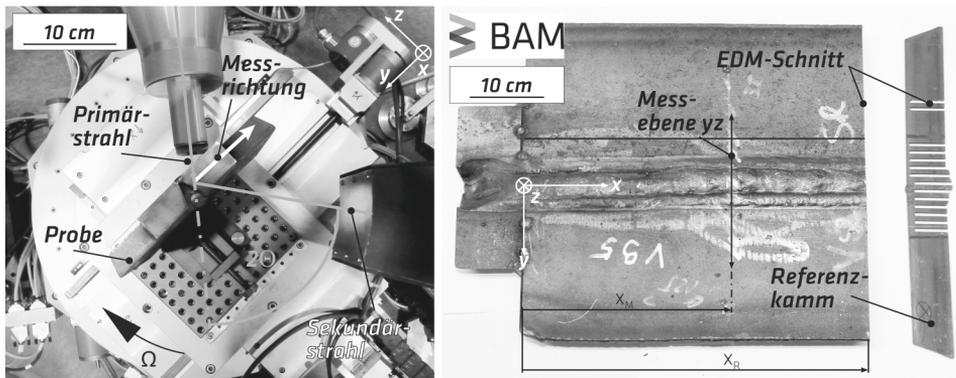
Die Eigenspannungen der in Abschnitt 3.2.5 untersuchten Proben ohne Schrumpfbehinderung konnten in Transversalrichtung mit Hilfe energiedispersiver Synchrotronstrahlung im Volumen untersucht werden. In Anlehnung an die Untersuchungen von Kromm et al. [275-276] wurden 10 Messpunkte in Probenmitte realisiert. Die Messungen wurden von der ursprünglichen Stegkante in Richtung des unbeeinflussten Grundwerkstoffes im Abstand von jeweils 1 mm durchgeführt. Die Tabelle 3.29 zeigt die Mess- und Auswerteparameter.

Aufgrund der zunehmenden Wandstärke der in den Abschnitten 3.2.5 - 3.2.8 diskutierten Mehrlagenschweißverbindungen wurden die entsprechenden Eigenspannungsverteilungen im Bauteilinneren mit Hilfe von Neutronenbeugung jeweils in Probenmitte quantifiziert. Dazu müssen die Dehnungskomponenten in drei Hauptrichtungen (longitudinal, transversal, normal) gemessen und auf einen spannungsfreien Referenzzustand bezogen werden. Die untersuchten Mehrlagenschweißverbindungen stellen artfremde Schweißverbindungen mit einem über den Schweißnahtquerschnitt vorliegenden chemischen Gradienten dar, sodass die Referenzprobe jeweils aus den untersuchten Proben entnommen werden musste, um diverse Fehlerquellen<sup>1</sup> auf das Messergebnis zu minimieren. In Anlehnung an die ISO TTA3 [343] und nach den Ergebnissen von Altenkirch [358/S.144-151] wurden je untersuchter Schweißprobe 3 mm starke Referenzkämme in einer bestimmten Entfernung zur Messstelle quer zur Schweißrichtung mittels Drahterodieren<sup>2</sup> entnommen, um eine Relaxation des Eigenspannungszustandes an der Messposition zu vermeiden (vgl. Tabelle 3.30). Die Probenbreite wurde nicht variiert. Durch diese Herstellungsrouten konnte der Eintrag von Fertigungsspannungen in den Referenzkämmen auf ein Minimum begrenzt und die Relaxation des Eigenspannungszustandes in diesen Referenzproben durch 0,25 mm breite Schlitze in Abständen von 3 mm über die Probenbreite gewährleistet werden. Bild 3.20 zeigt den Versuchsaufbau für die Neutronenbeugungsexperimente sowie beispielhaft einen verwendeten Referenzkamm. Der monochromatische Neutronenstrahl trifft auf die entsprechend positionierte Probe und wird an der betrachteten Messstelle innerhalb der Probe

<sup>1</sup> Hier Entmischung, Lagenaufbau etc.

<sup>2</sup> engl.: wire electrical discharge machining (EDM).

gebündelt und nach Gleichung 3.7 gebeugt. Auf der Sekundärseite wird die Intensitätsverteilung des gebeugten Strahls detektiert. Die Messrichtung der Dehnungskomponente wird durch den Streuvektor  $Q$  (Winkelhalbierende) zwischen einfallendem und reflektiertem Strahl gebildet. Während für die Referenzkämme das Messvolumen konstant bei  $2 \times 2 \times 2 \text{ mm}^3$  gehalten wurde, mussten in Abhängigkeit der Stoßform und der Messrichtung die Messvolumina für die Schweißproben angepasst werden, um eine ausreichende Ortsauflösung bei vertretbarer Messzeit zu gewährleisten (vgl. Tabelle 3.31). Tabelle 3.32 zeigt die für die Neutronenbeugungsexperimente festgelegten Mess- und Auswerteparameter. Durch Adaption der Öffnung der Primärstrahlblende in der Höhe ( $h$ ) kann die am Detektor erfassbare Intensität erhöht werden, ohne das Messergebnis für die Dehnungskomponente in Normal- und Transversalrichtung zu beeinflussen. Für den Messaufbau zur Bestimmung der Dehnungskomponente in Longitudinalrichtung der Schweißnaht ist die Vergrößerung der Blendenöffnung unzulässig, da andernfalls die Dehnungsverteilung über die Schweißnahtbreite gemittelt würde. Abhängig von der Wandstärke der Proben und der Messposition innerhalb der Schweißproben wurde deshalb die Zählzeit (vgl. Tabelle 3.32) angepasst. Die Referenzzustände der Kämme wurden sowohl in Longitudinal- als auch in Transversalrichtung gemessen und gemittelt, um ggf. den Einfluss von Fertigungsspannungen zu berücksichtigen.



**Bild 3.20:** Versuchsaufbau zur Ermittlung der Eigenspannungsverteilung im Volumen durch Neutronenbeugung an einer mehrlagig geschweißten LTT-Stumpfstoßverbindung am Messplatz E3 [352] mit schematisch aufgezeigtem Strahlengang (links) sowie Darstellung der Position der Messebene  $yz$  bei  $x_M$  und Entnahmeposition des Referenzkammes  $x_R$  (rechts, vgl. Tabelle 3.30), nach [357]

Der Referenzkamm für das Bauteil Längssteife wurde aus einer identisch geschweißten Probe entnommen, da durch die Messposition der Eigenspannungen an der Stirnseite der Probe kein hinreichender Abstand gegeben war, um eine Relaxation der Eigenspannungen im betrachteten Bauteil zu vermeiden. Gleichzeitig musste der Wärmefluss und der Einbrand der Schweißnaht in Probenmitte berücksichtigt werden.

**Tabelle 3.29:** Mess- und Auswerteparameter der Eigenspannungsmessung mittels energiedispersiver Synchrotronbeugung an Proben ohne Schrumpfbehinderung und in Transversalrichtung

Messmethode	$\sin^2\psi$
Messpunkte	10
Primärstrahl	$2 \times 2 \text{ mm}^2$
Sekundärstrahl	$0,1 \times 5 \text{ mm}^2$ (äquatorial $\times$ axial)
Beugungswinkel	$2\theta = 9,96^\circ$
Messmodus	Transmission
Beugungslinien	$\alpha$ bzw. $\alpha'$ : (200), (211), (220), (222), (321), (411)
	$\gamma$ : (311)
	$s_i(\text{hkl})$ und $1/2s_2(\text{hkl})$ berechnet aus Einkristallkonstanten nach Eshelby/Kröner-Modell
Zählzeit	300 s (je Spektrum)
Messrichtungen	$\varphi = 0^\circ$ , Schweißnahtlängsrichtung (longitudinal)
$\psi$ -Bereich	$0^\circ$ bis $89,9^\circ$ (10 Kippungen)
Auswertung	Peak-Fit: Pseudo Voigt, Gauß
Kalibrierung	Wolframpulver

**Tabelle 3.30:** Messposition der Eigenspannungen und Entnahmeposition der Referenzkämme je untersuchter Stoßform; basierend auf dem Koordinatensystem in Bild 3.20

Stoßform	Schweißnahtlänge		Messposition der Eigenspannungsanalyse ( $x_M$ ) in mm	Entnahmeposition des Referenzkamms ( $x_R$ ) in mm
	(x) in mm			
Rundstab	-		75	147
U-Probe (Abs. 3.2.5)	120		60	101,5
V-Naht (8 mm, Abs. 3.2.7)	250		125	228,5
V-Naht (25 mm, Abs. 3.2.6, Abs. 3.2.7)	250		125	228,5

**Tabelle 3.31:** Für die Neutronenbeugungsexperimente realisiertes Messvolumen innerhalb der Probe und je Messposition in Abhängigkeit der Messrichtung, der Stoßform und des verwendeten Zusatzwerkstoffes

Stoßform	Messvolumen (b) $\times$ (h) $\times$ (w) für die Messrichtung	
	longitudinal zur Schweißnaht	transversal bzw. normal zur Schweißnaht
Stumpfstoß, V-Naht, t = 8 mm, (LTT, G Mn4Ni2 CrMo), (vgl. Abschnitt 3.2.7)	$2 \times 2 \times 2 \text{ mm}^3$	
Stumpfstoß, V-Naht (LTT), t = 25 mm, (vgl. Abschnitt 3.2.6 / 3.2.7)		$2 \times 10 \times 3 \text{ mm}^3$
Stumpfstoß, V-Naht (G Mn4Ni2 CrMo), t = 20 mm, (vgl. Abschnitt 3.2.6)	$2 \times 3 \times 3 \text{ mm}^3$	$2 \times 3 \times 3 \text{ mm}^3$
Auftragschweißung U-Probe (vgl. Abschnitt 3.2.5)		$2 \times 10 \times 2 \text{ mm}^3$

t: Wandstärke der Versuchsbleche, b: Breite der Detektorblende, h: Höhe der Primärstrahlblende,

w: Breite der Primärstrahlblende

Bei den Rundstäben (vgl. Abs. 3.2.4) und den Längssteifen (vgl. Abs. 3.2.8) genutztes Messvolumen:  $2 \times 2 \times 2 \text{ mm}^3$

**Tabelle 3.32:** Mess- und Auswerteparameter der Neutronenbeugungsexperimente

Wellenlänge $\lambda$	0,1486 nm
$\Omega$ (abhängig von der Probenform und dem -aufbau)	39°, -51°
$2\theta$	78°
Beugungslinie	$\alpha$ bzw. $\alpha'$ : (211)
Zählzeit (Referenzkamm)	$\leq 10$ min
Zählzeit (Schweißprobe)	10 min - 40 min
Auswertung	Peak-Fit: Gauß

Die Dehnung lässt sich richtungsabhängig aus der Intensitätsverteilung des Sekundärstrahls durch Berechnung der Beugungswinkel für die jeweilige Messposition in der Schweißprobe sowie in der Referenzprobe nach Gleichung 3.7 zu Gleichung 3.23 herleiten. Durch Berücksichtigung der Messfehler bei der Bestimmung der Beugungswinkel kann über das Gaußsches Fehlerfortpflanzungsgesetz die Unsicherheit der Dehnung nach Gleichung 3.24 bewertet werden [359]. Über die Grundlagen der Elastizitätstheorie wurde die Eigenspannungsverteilung richtungsabhängig nach Gleichung 3.25 ermittelt [90]. Weiterhin ergibt sich die Halbwertsbreite (FWHM)<sup>1</sup> aus den beiden Argumentwerten, bei welchen der Intensität auf die Hälfte des Maximums abgesunken ist. Unter Berücksichtigung des Verlaufs des Beugungspeaks lassen sich Rückschlüsse auf das Verfestigungsverhalten ziehen.

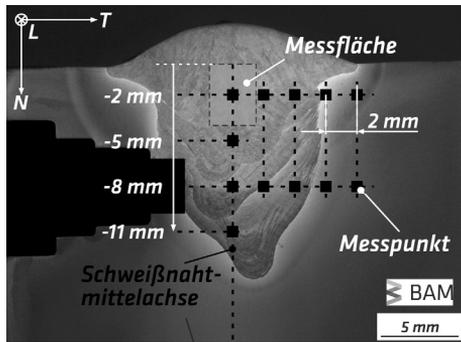
$$\varepsilon_{hkl_j} = \frac{\Delta d}{d_0} = \frac{\sin(\theta_{0,hkl})}{\sin(\theta_{hkl_j})} - 1; j, \dots \text{Hauptrichtung} \quad \text{Gleichung 3.23}$$

$$u_\varepsilon = \sqrt{\left(\frac{\cos \theta_0}{\sin \theta} \times \delta \theta_0\right)^2 + \left(\frac{\cos \theta \sin \theta_0}{\sin^2 \theta} \times \delta \theta\right)^2} \quad \text{Gleichung 3.24}$$

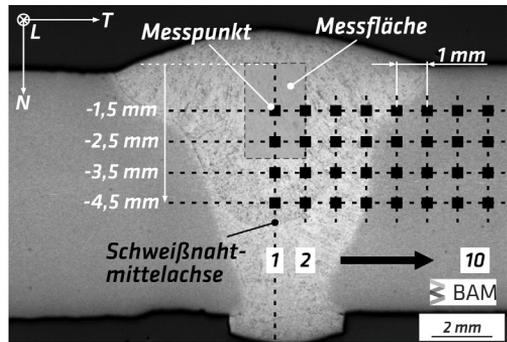
$$\sigma_j = \frac{E}{1+\nu} \times \varepsilon_j + \frac{\nu \times E}{(1+\nu) \times (1-2\nu)} (\varepsilon_x + \varepsilon_y + \varepsilon_z); j = x, y, z \quad \text{Gleichung 3.25}$$

In Bild 3.21 sind die je Probe realisierten Messpunkte (schwarzes Viereck) im Bauteilinneren anhand eines Schweißnahtquerschliffes dargestellt. Das Messvolumen in Longitudinalrichtung je Messpunkt ist durch ein graues Viereck idealisiert aufgezeigt. Fertigungsbedingt sind einige für die Schweißproben realisierten Messpunkte bei den entsprechenden Referenzkammern nicht messbar. Diese Messpunkte wurden durch benachbarte Messpunkte linear interpoliert.

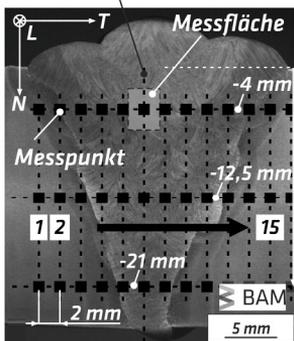
<sup>1</sup> engl.: Full Width at Half Maximum.



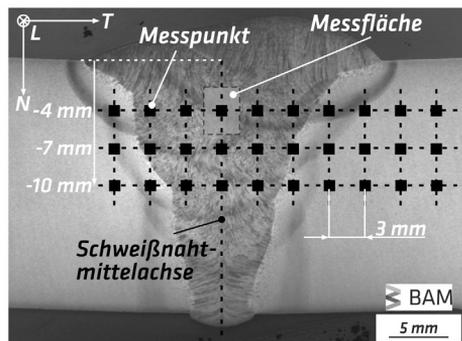
U-Probe, (Abs. 3.2.5)



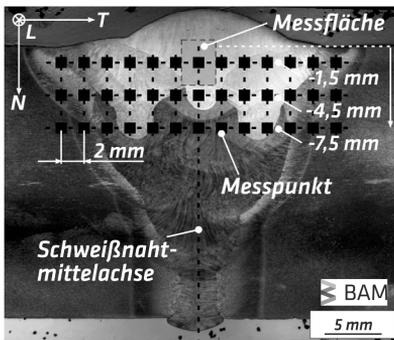
Stumpfstoß,  $t = 8 \text{ mm}$ , (Abs. 3.2.7)



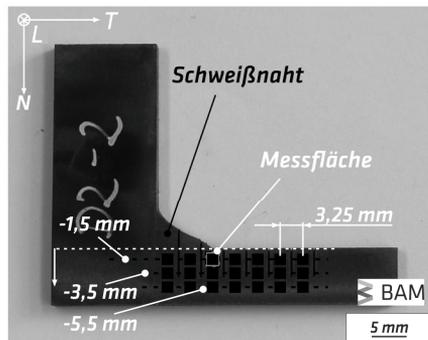
Stumpfstoß,  $t = 25 \text{ mm}$ , (Abs. 3.2.6)



Stumpfstoß,  $t = 20 \text{ mm}$ , (Abs. 3.2.6, konv.)



Stumpfstoß,  $t = 25 \text{ mm}$ , (Abs. 3.2.7, artfremd)



Referenzkamm für die Längssteife,  $t = 8 \text{ mm}$ , (Abs. 3.2.8)

**Bild 3.21:** Für die Neutronenbeugungsexperimente realisierte Messpunkte im Volumen in Abhängigkeit der Stoßform und der Größe der Messfläche je Messpunkt in longitudinaler Messrichtung (L), Messpunktabstand des Bauteils Längssteife lediglich 2 mm; in Anlehnung an [357]

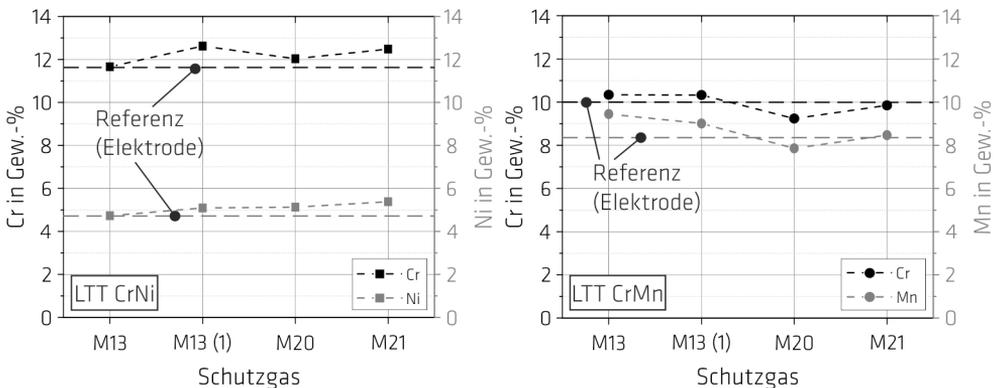
## 4 Ergebnisse und Diskussion

### 4.1 Qualifizierung der Schweißbeignung der LTT-Zusatzwerkstoffe<sup>1</sup>

In Vorbereitung der Untersuchungen zum Einfluss der Wärmeführung auf die Eigenspannungsbildung in LTT-Mehrlagenschweißverbindungen wurden die experimentellen Chargen der LTT-Zusatzwerkstoffe hinsichtlich ihrer Schweißbeignung analysiert. Durch röntgenographische Aufnahmen, chemische Analysen sowie durch die Ermittlung der mechanischen Eigenschaften des Schweißgutes mittels Kerbschlagbiegeversuchen und (Warm-) Zugversuche als auch durch die Analyse der physikalischen Eigenschaften wurden die Schweißgüter bewertet. Diese Untersuchungen dienen der anschließenden Diskussion zum Einfluss der Wärmeführung auf die Schweißnahteigenschaften im Einspannversuch.

#### 4.1.1 Abbrandverhalten

Unter Nutzung der in Tabelle 3.6 dargestellten Schutzgase wurden manuell in Kehlnahtschweißungen die Arbeitspunkte einer Fülldrahtkennlinie für niedriglegierte Zusatzwerkstoffe grundlegend angepasst. Anschließend konnten Schweißgutproben (vgl. Bild 3.2) unter Nutzung verschiedener Schutzgase hergestellt werden. Bild 4.1 zeigt das Ergebnis der chemischen Analyse (FES<sup>2</sup>) für die Hauptlegierungselemente der untersuchten LTT-Legierungen, während die Analysen der Begleitlegierungselemente dem Anhang zu entnehmen sind. Die chemische Analyse der Referenz wurde mit Hilfe der Messmethode ICP-OES<sup>3</sup> an der Fülldrahtelektrode durchgeführt.



**Bild 4.1:** Einfluss des Schutzgases auf den Abbrand der Hauptlegierungselemente von den LTT-Schweißgutproben LTT CrNi (links) und LTT CrMn (rechts), Messpunktanordnung horizontal und vertikal mittig über den Schweißnahtquerschliff, Messwerte sind Mittelwerte aus drei Messungen (vgl. Tabelle 3.3)

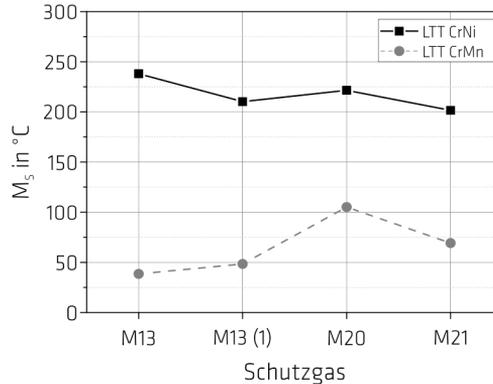
Im Vergleich zur Referenz konnte für die reinen Schweißgüter der untersuchten LTT-Legierungen kein erheblicher Abbrand von Chrom und Nickel nachgewiesen werden. Leichte Unterschiede zur Referenz

<sup>1</sup> Teilergebnisse des Unterkapitels (Unterkapitel 4.1.1 - 4.1.3) wurden vom Autor im Rahmen des AIF-Projektes P1060 / IGF-18599 N erarbeitet. Zum Zeitpunkt der Eröffnung des Promotionsverfahrens lagen keine Veröffentlichungen vor.

<sup>2</sup> Funkenemissionsspektrometrie.

<sup>3</sup> Optische Emissionsspektrometrie (OES) mit Hilfe eines induktiv gekoppelten Plasmas (ICP).

sind durch die Erfassung gebundener Elemente denkbar. Jedoch erscheint der Abbrand von Mangan bei Verwendung von sehr oxidierend wirkenden Schutzgasen (M20, M21) tendenziell erhöht (vgl. Bild A.2). Gleichzeitig wird das Schweißnahtgefüge durch den Schweißprozess aufgekohlt. Dieser Effekt ist für das Schutzgas M21 am stärksten ausgeprägt. In Bild 4.2 sind die nach Gleichung 2.9 theoretisch zu erwartenden  $M_s$  der reinen LTT-Schweißgüter in Abhängigkeit des Schutzgases dargestellt. Für das Schweißgut der LTT-CrNi-Legierung variiert die  $M_s$  zwischen 200 °C und 245 °C. Im Fall des LTT CrMn liegt die  $M_s$  bei ca. 110 °C. Durch den Abbrand von Legierungselementen wird die  $M_s$  beeinflusst. Dieses Ergebnis wird durch die Untersuchungen in [50, 226] gestützt.



**Bild 4.2:** Nach [215] berechnete Martensit-Start-Temperatur ( $M_s$ ) der reinen LTT-Schweißgüter in Abhängigkeit des Schutzgases

In Bezug auf die zu erwartende  $M_s$  ist für den LTT CrNi die Wahl oxidierend wirkender Schutzgase zu bevorzugen, da die erzielbaren Umwandlungstemperaturen näher an zu realisierenden Zwischenlagentemperaturen grenzen. Die Anhebung der  $M_s$  ist für den LTT CrMn ebenfalls zweckmäßig, um  $M_f$  gleichzeitig über Raumtemperatur zu heben. Die Schweißeignung dieser Zusatzwerkstoffe ist jedoch in Zusammenhang mit der Prozessstabilität während des Schweißens festzulegen. Darüber hinaus kann die  $M_s$  durch die Entmischung mit dem Grundwerkstoff beeinflusst werden.

#### 4.1.2 Zähigkeit

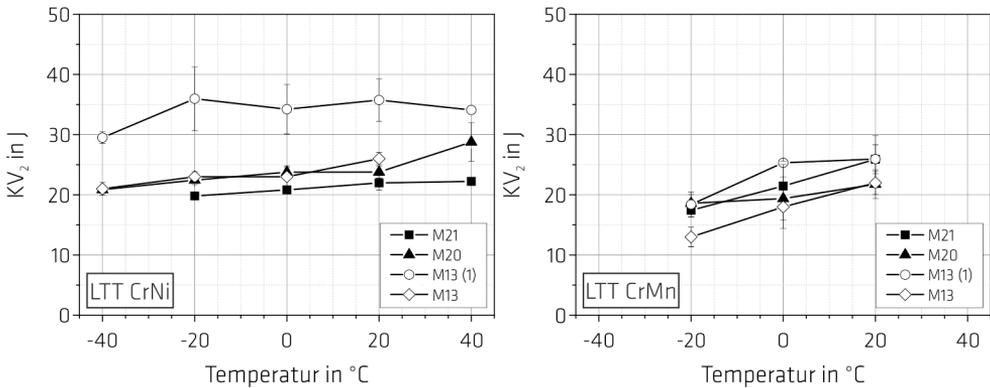
In Bild 4.3 ist die erzielte Kerbschlagarbeit für die untersuchten reinen LTT-Schweißgüter in Abhängigkeit der Prüftemperatur und des Schutzgases dargestellt. Die erzielten Kerbschlagarbeiten sind für den LTT CrNi und LTT CrMn bei Raumtemperatur auf vergleichbarem Niveau, während der Abfall mit sinkender Prüftemperatur für LTT CrMn stärker ausgeprägt ist. Die ermittelten Werte sind mit den bisher nur wenig veröffentlichten Kennwerten vereinbar [182/S. 93, 185, 187]. Auffällig ist, dass durch Verwendung des Schutzgases M13 (1) [313] die Kerbschlagarbeit unabhängig von der Prüftemperatur erhöht werden kann. Dieser Effekt ist vor allem für das LTT CrNi Schweißgut ausgeprägt. In Übereinstimmung mit der Literatur [199, 360] kann die Kerbschlagarbeit mit abnehmenden Sauerstoffgehalt erhöht werden. Tabelle 4.1 zeigt den mit Hilfe einer TGHE<sup>1</sup> im reinen Schweißgut ermittelten Anteil an Sauerstoff. Für das reine Schweißgut des LTT CrNi konnte die Abnahme des Sauerstoffgehaltes unter Verwendung des Schutzgases M13 (1) [313] bestätigt werden. Für den Sauerstoffanteil des Schweißgutes des LTT CrMn wurde keine direkte Abhängigkeit vom Schutzgas gefunden.

<sup>1</sup> Trärgasheißeextraktion.

Aufgrund dessen ist der Unterschied in der ermittelten Kerbschlagarbeit für den LTT CrMn im Vergleich zum LTT CrNi geringer. Dennoch wird das Niveau des konventionellen Zusatzwerkstoffes nicht erreicht (vgl. Anhang), sodass das letztlich genutzte Schutzgas vor allem auf Basis der Prozessstabilität während des Schweißens festgelegt wurde.

**Tabelle 4.1:** Einfluss des Schutzgases auf den resultierenden Gehalt an Sauerstoff im reinen Schweißgut der LTT-Legierungen, ermittelt mit Hilfe der Trägergasheißextraktion, dargestellt in Gew.-%; n. b. = nicht bestimmt

	M13	M13 (1)	M20	M21
LTT CrNi	n. b.	0,036 ± 0,002	0,043 ± 0,002	n. b.
LTT CrMn	n. b.	0,031 ± 0,001	0,031 ± 0,004	0,031 ± 0,003



**Bild 4.3:** Einfluss der Temperatur und des Schutzgases auf die Kerbschlagarbeit (KV<sub>2</sub>) der untersuchten reinen LTT-Legierungen LTT CrNi (links) und LTT CrMn (rechts)

### 4.1.3 Prozessführung

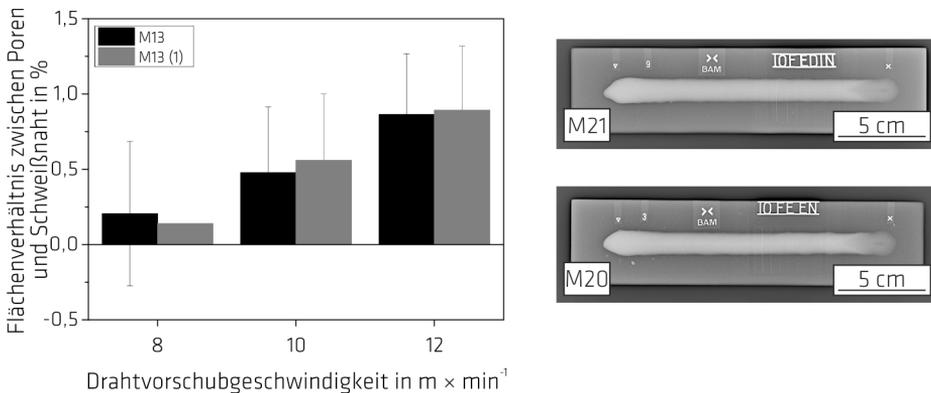
In manuell durchgeführten Kehlnahtschweißungen wurde eine Spannungskorrektur in Abhängigkeit des Schutzgases und des Arbeitspunktes der Kennlinie für beide LTT-Zusatzwerkstoffe eingestellt. Während der LTT CrMn ab einer Drahtvorschubgeschwindigkeit von 7 m × min<sup>-1</sup> in den Sprühlichtbogen überführt werden konnte, war diese Prozessführung für den LTT CrNi erst ab einer Drahtvorschubgeschwindigkeit von 8 m × min<sup>-1</sup> gegeben. Anschließend wurde die Nahtausbildung und die Anbindung der Schmelze an den Grundwerkstoff in halbautomatisiert durchgeführten Auftragschweißungen untersucht. Tabelle 4.2 vergleicht die im Anhang aufgeführte Charakterisierung der Nahtbeschaffenheit sowie die Tropfenablösung in Abhängigkeit des Prozesses und des Schutzgases.

Mit Hilfe der oxidierend wirkenden Schutzgase M20 und M21 wurde sowohl im MAG- als auch im MAG-Puls-Prozess eine stabile Prozessführung gewährleistet. Obwohl die Schlackebildung unter Verwendung der Schutzgase M13 und M13 (1) reduziert wurde, war eine gleichmäßige Anbindung der Schweißnaht an den Grundwerkstoff im MAG-Prozess nicht gewährleistet. Das war vor allem für den Zusatzwerkstoff LTT CrNi gegeben und wird in der Literatur auf eine zu lange Lichtbogensäule zurückgeführt [199]. Durch die Optimierung der Pulsparameter und Einstellung des Strompulses in Stufenform (vgl. Anhang) konnte die Tropfenablösung bzw. die Prozessstabilität für die untersuchten Schutzgase optimiert werden. Für die Schutzgase M20 und M21 war die Einstellung des MAG-Puls-Prozesses mit einer reduzierten Schweißspritzerbildung verbunden.

**Tabelle 4.2:** Einfluss des Schutzgases und des Schweißprozesses auf der Schweißnaht der LTT-CrNi-Legierung für verschiedene Arbeitspunkte, basierend auf Kennlinien für niedriglegierte Fülldrähte, Draht-Ø 1,2 mm (↓: wenig / schlecht; ↑: viel / gut; -: mäßig)

	M21, M20	M13 (1)	M13
MAG	Prozessstabilität ↑↑	Prozessstabilität ↓	Prozessstabilität ↓↓
	Nahtaufbau ↑	Nahtaufbau ↓↓	Nahtaufbau ↓↓
	Schlacke ↑↑	Schlacke ↓	Schlacke ↓
	Schweißspritzer ↑↑	Schweißspritzer ↓↓	Schweißspritzer ↓
MAG Puls	Prozessstabilität ↑↑	Prozessstabilität -,	Prozessstabilität ↑
	Nahtaufbau ↑	Nahtaufbau ↑	Nahtaufbau -,
	Schlacke ↑↑	Schlacke ↓	Schlacke ↓
	Schweißspritzer ↓	Schweißspritzer ↓	Schweißspritzer ↓↓

Durch röntgenographische Durchstrahlungsaufnahmen wurde gezeigt, dass für die LTT-CrNi-Legierung Poren nicht sicher vermieden werden konnten. Mit zunehmender Drahtvorschubgeschwindigkeit nahm der Porenanteil für die Schutzgase M13 und M13 (1) zu, während für die Schutzgase M20 und M21 keine Poren festgestellt wurden (vgl. Bild 4.4). Als ursächlich ist somit die Überhitzung des Schweißbades des LTT CrNi mit zunehmenden Wärmeeintrag anzunehmen. Basierend auf den physikalischen Werkstoffeigenschaften (vgl. Bild A.15 und Bild A.16) konnten für das Schweißgut des LTT CrMn keine Poren aufgezeigt werden.



**Bild 4.4:** Porengehalt in der Schweißnaht der LTT-CrNi-Legierung in Abhängigkeit der Drahtvorschubgeschwindigkeit und des Schutzgases (links) sowie porenfreie Durchstrahlungsaufnahmen der LTT-CrNi-Auftragnähte für eine Drahtvorschubgeschwindigkeit von 12 m × min<sup>-1</sup> und die Schutzgase M20 und M21 (rechts)

Abschließend konnten die LTT-Schweißzusatzwerkstoffe mit Hilfe des genormten MVT-Tests nach ISO/TR 17641-3 [317] in Zusammenhang mit der Probenentnahme nach Bild 3.2 heißrissicher (Feld 1) und damit schweißgeeignet eingestuft werden. Die Tabelle 4.3 gibt die ermittelte Gesamtrisslänge im Schweißgut in Abhängigkeit der Beanspruchung wieder. Im Bereich der WEZ wurden keine Risse detektiert.

**Tabelle 4.3:** Einfluss der Streckenenergie und der Biegedehnung auf die Gesamtrisslänge der LTT-Legierungen LTT CrMn und LTT CrNi im Schweißgut in Millimeter, durchgeführt im Varestreint- und Transvarestreint-Modus (MVT-Test) nach ISO/TR 17641-3 : 2005 [317]

Streckenenergie in $\text{kJ} \times \text{cm}^{-1}$ Biegedehnung in %	Varestreint-Modus				Transvarestreint-Modus			
	7,5		15		7,5		15	
	1	4	1	4	1	4	1	4
LTT CrNi	0	0,65	0	3,38	0	0,35	0	2,95
LTT CrMn	0	0	-	-	0	0	-	-

In Hinblick auf die deutlich verbesserte Prozessstabilität wurde für die LTT-Zusatzwerkstoffe in den folgenden Untersuchungen nur noch das Schutzgas M20 [313] verwendet. Damit ist eine Anhebung der  $M_s$  verbunden (vgl. Bild 4.2). Während die Veränderung der  $M_s$  für den LTT CrNi vertretbar ist, wird für den LTT CrMn sogar die Unsicherheit einer unvollständigen Phasenumwandlung vermindert.

#### 4.1.4 Bestimmung der Umwandlungstemperaturen

Die Umwandlungstemperaturen der reinen Schweißgüter wurden mit Hilfe eines Abschreckdilatometers unter Nutzung schweißprozessnaher Heiz- und Abkühlraten sowie durch Schmelztauchen eines Thermoelements in das flüssige Schmelzbad (SS-DTA) während der Herstellung der Schweißgutproben ermittelt. Die Mittelwerte sind in Tabelle 4.4 dargestellt und stimmen mit den anhand der physikalischen Parameter ersichtlichen Umwandlungstemperaturen überein (vgl. Anhang).

**Tabelle 4.4:** Experimentell bestimmte Umwandlungstemperaturen der reinen Schweißgüter, ermittelt durch Schmelztauchen sowie SS-DTA und mit Hilfe eines Abschreckdilatometers unter schweißprozessnaher Wärmeführung ( $t_{8/5}$ -Zeit = 8 s); Schutzgas M20 (LTT) und M21 (konventionell)

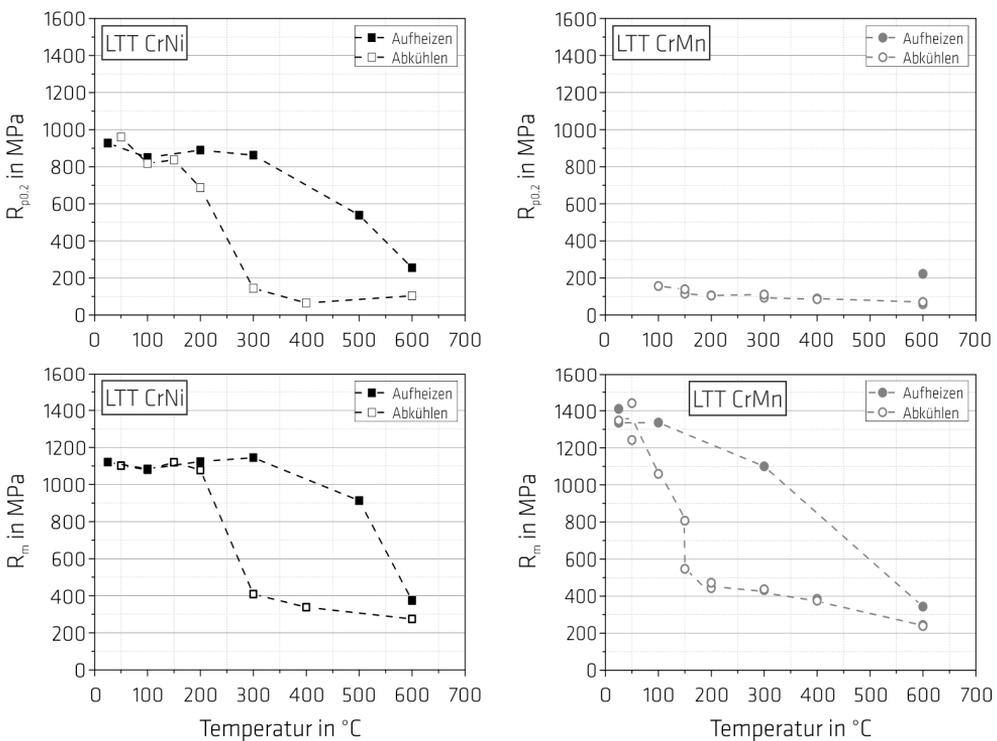
	$A_{c1}$ in °C (Dilatometer)	$A_{c3}$ in °C (Dilatometer)	$M_s$ in °C (Dilatometer)	$M_f$ in °C (Dilatometer)	$M_s$ in °C (SS-DTA)
LTT CrNi	$730 \pm 5$ °C	$830 \pm 5$ °C	$239 \pm 7$ °C	$120 \pm 10$ °C	$266 \pm 20$ °C
LTT CrMn	$601 \pm 4$ °C	$750 \pm 4$ °C	$120 \pm 4$ °C	$30 \pm 8$ °C	$150 \pm 20$ °C
konv.	$738 \pm 4$ °C	$878 \pm 4$ °C	$423 \pm 2$ °C	$240 \pm 5$ °C	$415 \pm 4$ °C

Die ermittelten  $M_s$  sind in guter Übereinstimmung mit den in Bild 4.2 ermittelten theoretisch zu erwartenden  $M_s$ . Dennoch sind die Umwandlungstemperaturen, welche mit Hilfe des Dilatometers ermittelt wurden, gegenüber den  $M_s$  aus der SS-DTA aufgrund der Auswerteroutine belastbarer. Aufgrund des während der Abkühlung abnehmenden Temperaturgradienten im Bereich der zu erwartenden  $M_s$  der reinen LTT-Legierungen, ist die mit der martensitischen Phasenumwandlung frei werdende Umwandlungswärme durch die SS-DTA nur vermindert ermittelbar. Hingegen kann in Dilatometersversuchen durch die Dehnungsänderung während der Phasenumwandlung in Zusammenhang mit der Abweichung der Ist- und Soll-Temperatur eindeutig auf die Umwandlungstemperaturen geschlossen werden. Dennoch stellt die SS-DTA eine attraktive Möglichkeit dar, Rückschlüsse auf die Phasenumwandlung während der schweißtechnischen Verarbeitung zu ziehen.

In diesem Zusammenhang wurden die Umwandlungstemperaturen für die WEZ des S 960 QL in Abhängigkeit der Abkühlzeit bestimmt. Für die in der schweißtechnischen Fertigung üblichen  $t_{8/5}$ -Zeiten von bis zu 10 s lagen martensitisch / bainitische Gefügestrukturen vor, währenddessen mit zunehmender Abkühlzeit auch Perlit nachgewiesen wurde (vgl. Bild A.14). Mit zunehmender  $t_{8/5}$ -Zeit nahm die Umwandlungstemperatur von ca. 420 °C auf bis zu 550 °C für eine Abkühlzeit von 30 s zu. Die technische Dehnung ist in Abhängigkeit der Temperatur dem Anhang (vgl. Bild A.14) zu entnehmen.

### 4.1.5 Ermittlung der mechanischen Eigenschaften

Die Festigkeit der reinen Schweißgüter wurde mit Hilfe von Warmzugversuchen an nicht-proportionalen Zugproben im Abschreckdilatometer sowohl für den Aufheiz- als auch Abkühlvorgang bei ausgewählten Temperaturen untersucht. In Bild 4.5 sind die 0,2-%-Dehngrenze als auch die Zugfestigkeit der LTT-Schweißgüter in Abhängigkeit der Temperatur dargestellt, während die Kennwerte des konventionellen Zusatzes im Anhang zu finden sind (vgl. Bild A.17). Bei Raumtemperatur liegen die Festigkeitskennwerte des konventionellen Zusatzes sowie der LTT-CrNi-Legierung auf vergleichbarem Niveau. Die 0,2-%-Dehngrenze konnte für den LTT CrMn während des Aufheizvorgangs bzw. für ein martensitisches Gefüge nicht nach DIN EN 6892-1 [310] ermittelt werden, da keine ausreichende Linearität im elastischen Bereich der Spannungs-Dehnungs-Kurve gegeben war. Dennoch übertrifft die erzielte Zugfestigkeit das geforderte Niveau des Grundwerkstoffes und des konventionellen Zusatzwerkstoffes.



**Bild 4.5:** 0,2-%-Dehngrenze und Zugfestigkeit der reinen LTT-Schweißgüter in Abhängigkeit der Temperatur, ermittelt in Anlehnung an schweißprozessnahes Aufheiz- und Abkühlverhalten des Schweißgutes

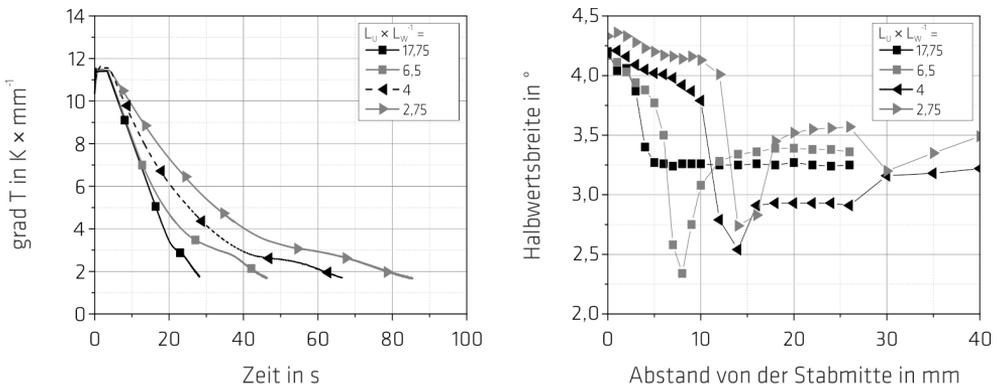
Es ist auffällig, dass die 0,2-%-Dehngrenze während des Aufheizvorgangs bis zu einer Temperatur von ca. 300 °C weitestgehend stabil ist. Dieser Umstand lässt sich durch den Einsatz von die Warmfestigkeit fördernder Elemente wie Chrom oder Molybdän erklären (vgl. Tabelle 3.3). Mit zunehmender Temperatur nehmen die Festigkeitskennwerte ab. Bei Überschreitung von  $A_{C1}$  werden die Kennwerte durch die einsetzende Austenitisierung herabgesetzt. Während der Abkühlung ist das Gefüge austenitisch, sodass die 0,2-%-Dehngrenze und die Zugfestigkeit niedrig sind. Erst mit der marten-

sitischen Phasenumwandlung nehmen die Kennwerte schlagartig zu. Alle Schweißgüter zeigen unabhängig von der Prüftemperatur duktiles Versagen mit Waben auf der Bruchfläche. Für die genutzte Probenform ist die Bruchdehnung ( $A_1$ ) zwischen den Schweißgütern vergleichbar bei bis zu 14 %.

Die experimentellen Chargen der LTT-Zusatzwerkstoffe sind schweißgeeignet. Die 0,2%-Dehngrenzen der LTT-Legierungen und des konventionellen Zusatzes sind vergleichbar. Die ermittelten  $M_s$  der LTT-Legierungen liegen in einem für die schweißtechnische Praxis von hochfesten Feinkornbaustählen relevanten Bereich. Die  $M_f$  der Schweißgüter liegen oberhalb der Raumtemperatur, sodass eine vollständige Phasenumwandlung gegeben ist. Der in Bild 3.11 vorgestellte Versuchsplan zur Untersuchung der Faktoren „ $M_s$ “ und der „Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur  $T_p, T_i$ “ auf den resultierenden Eigenspannungszustand von Mehrlagenschweißverbindungen ist somit umsetzbar.

## 4.2 Eigenspannungsverteilung infolge gezielter Wärmebehandlung

Durch eine gezielte Variation der simulierten Schweißnahtbreite  $L_w$  wurde der Einfluss des Temperaturgradienten auf den resultierenden Eigenspannungszustand von Rundstäben in idealisierten Schweißversuchen bewertet. Die untersuchten Schweißnahtbreiten sind in Tabelle 3.10 dargestellt. Die an einen Schweißprozess angelehnte Temperaturführung wurde durch die Parameter der Aufheiz- und Abschreckversuche nach Tabelle 3.11 erzielt. Die Experimente wurden für das reine Schweißgut LTT CrNi durchgeführt und mit der Eigenspannungsverteilung eines austenitischen Werkstoffes (1.4301) verglichen. Die Eigenspannungsverteilung des ferritischen Werkstoffes (S 235)RC ist dem Anhang zu entnehmen. Bild 4.6 zeigt den Temperaturgradienten in Abhängigkeit des Verhältnisses zwischen simulierter Schweißnahtbreite  $L_w$  und wärmeunbeeinflusster Länge  $L_u$  sowie die mit Hilfe von Neutronenbeugung ermittelte Halbwertsbreite im Volumen des Rundstabes. Der Temperaturgradient zwischen der Stabmitte und dem -rand wurde während der Abkühlung für jede Schweißnahtbreite beginnend ab 900 °C bis auf 150 °C ermittelt. Mit zunehmend eingebrachter Wärmemenge nimmt die simulierte Schweißnahtbreite bzw. -volumen ( $L_w$ ) zu. Dadurch nimmt das Verhältnis  $L_u \times L_w^{-1}$  sowie der Anstieg des Temperaturgradienten ab (vgl. Bild 4.6 (links)). Die  $t_{8/5}$ -Zeit konnte für  $L_u \times L_w^{-1} \geq 4$  auf bis zu 12 s begrenzt werden, währenddessen bei  $L_u \times L_w^{-1} = 2,75$  bis zu 17 s ermittelt wurden. Der LTT CrNi weist in diesem Bereich durch die Phasenumwandlung ein martensitisches Gefüge auf. Durch die Bestimmung der Halbwertsbreite in Bild 4.6 (rechts) wurde gezeigt, dass der Aufbau von Mikrospannungen im Volumen und über die gesamte  $L_w$  erfolgte [89].

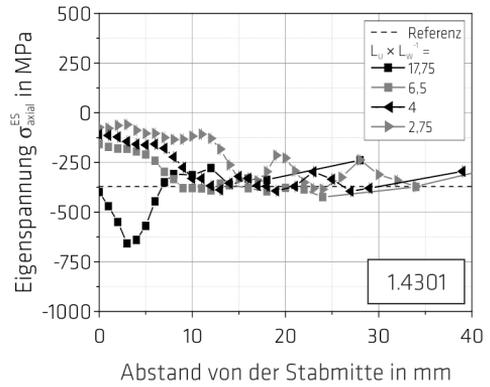
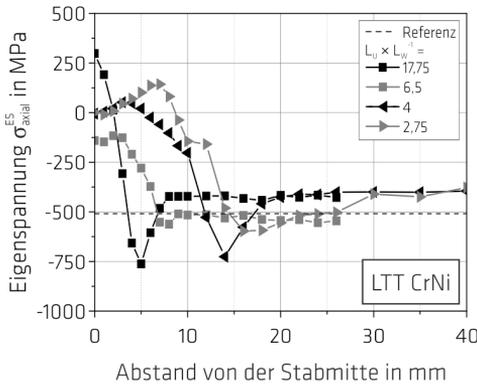


**Bild 4.6:** Temperaturgradient (links) und Halbwertsbreite (rechts) in Abhängigkeit der wärmebeeinflussten Länge  $L_w$ , dargestellt für das Schweißgut der LTT-CrNi-Legierung

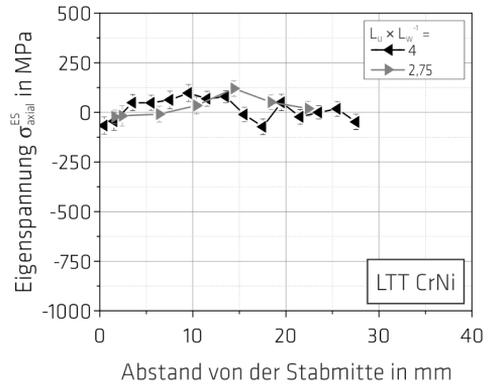
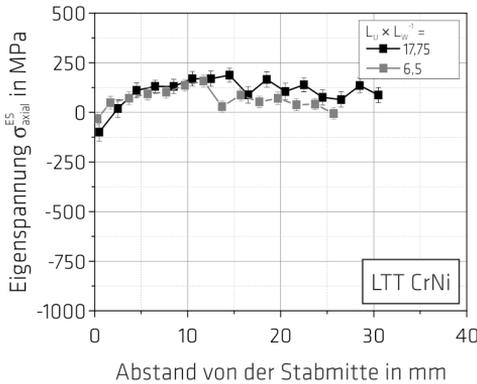
Die resultierenden Eigenspannungen an der Oberfläche sind in Bild 4.7 für den LTT CrNi und den austenitischen (umwandlungsfreien) Werkstoff (1.4301) in Abhängigkeit des Verhältnisses  $L_U \times L_W^{-1}$  in Axialrichtung dargestellt. Die Eigenspannungsverteilung des Werkstoffes S 235JCR ist dem Anhang zu entnehmen. Der Mittelwert der Eigenspannungen vorab der Wärmebehandlung dient in Bild 4.7 als Referenz. Die im Ausgangszustand vorhandenen Druckeigenspannungen werden im Bereich der Wärmebehandlung durch den Wärmeeintrag nahezu abgebaut. Die resultierenden Eigenspannungen des austenitischen Werkstoffes sind demnach auf Schrumpf- und Abschreckvorgänge während der Abkühlung zurückzuführen. Für die LTT-CrNi-Legierung und den S 235JCR sind zusätzlich Umwandlungsvorgänge zu berücksichtigen. Für den austenitischen Werkstoff werden für ein Verhältnis von  $L_U \times L_W^{-1} = 17,75$  Druckeigenspannungen auf dem Niveau der Referenz im Bereich der simulierten Schweißnaht erzielt. In Anlehnung an Wohlfahrt et al. [93] und Christian et al. [87] ist der Einfluss von Abschreckungsspannungen durch die Ausbildung von Druckeigenspannungen dominant (W-Form). Mit abnehmenden Verhältnis von  $L_U \times L_W^{-1}$  respektive Temperaturgradienten ist der Einfluss von Abschreckspannungen vermindert. Der Eigenspannungszustand innerhalb der simulierten Schweißnaht wird dann vornehmlich durch Schrumpfvorgänge aufgebaut.

Im Gegensatz zum austenitischen Werkstoff werden für die LTT-CrNi-Legierung für ein Verhältnis von  $L_U \times L_W^{-1} = 17,75$  Zugeigenspannungen von bis zu 300 MPa innerhalb der simulierten Schweißnaht erreicht. Die deutlich ausgeprägte W-Form der Eigenspannungsverteilung deutet auf hohe Schrumpfspannungen bedingt durch den hohen Temperaturgradienten und eine zeitliche versetzte Phasenumwandlung zwischen Probenoberfläche und -volumen hin. Dadurch werden zusätzlich Zugspannungen an der Oberfläche aufgebaut [87, 93]. Mit abnehmenden Verhältnis  $L_U \times L_W^{-1}$  respektive Temperaturgradienten werden die durch Schrumpfbehinderungen induzierten Zugeigenspannungen für die LTT-CrNi-Legierung reduziert und Eigenspannungen um die Nulllage bzw. Druckeigenspannungen von bis zu -135 MPa erzielt. Mit zunehmender Schweißnahtbreite ( $L_W$ ) wird eine Einsattelung deutlich, die durch inhomogene Abkühlung über die Schweißnahtbreite verursacht wird. Dieses Ergebnis ist mit den Erkenntnissen von Shiga et al. [245, 251-252] vereinbar, die die Wirksamkeit von LTT-Legierungen zur Reduzierung von Zugeigenspannungen auf ein Verhältnis von  $L_U \times L_W^{-1} \leq 10$  eingrenzen. Gleichzeitig geht für die LTT-CrNi-Legierung aus Bild 4.7 hervor, dass im Übergangsbereich zwischen simulierter Schweißnaht und wärmeunbeeinflussten Grundwerkstoff im Vergleich zum Referenzzustand vom Betrag her höhere Druckeigenspannungen erzielt werden können.

In Bild 4.8 ist der Eigenspannungszustand im Volumen und in Axialrichtung für die LTT-CrNi-Legierung dargestellt. Die Eigenspannungen sind nur schwach ausgeprägt. Für ein Verhältnis von  $L_U \times L_W^{-1} = 17,75$  wurden im Volumen über die gesamte Schweißnahtbreite ( $L_W = 8$  mm) Druckeigenspannungen festgestellt. Mit abnehmenden Temperaturgradienten bzw. zunehmender simulierter Schweißnahtbreite waren zunehmend niedrige Zugeigenspannungen detektierbar. Dieses Ergebnis kann somit als Indikator angesehen werden, dass Zugeigenspannungen innerhalb der Schweißnaht der LTT-CrNi-Legierung durch inhomogene Abkühlung und Phasenumwandlung vor allem bei hohen Temperaturgradienten aufgebaut werden.



**Bild 4.7:** Oberflächeneigenspannungszustand in Axialrichtung in Abhängigkeit des Verhältnisses zwischen wärmebeeinflusster und -unbeeinflusster Länge, Referenzspannungszustand bezieht sich auf den Eigenspannungszustand vorab des Heizversuches



**Bild 4.8:** Eigenspannungszustand in Volumen und Axialrichtung in Abhängigkeit des Verhältnisses zwischen Schweißnahtbreite ( $L_w$ ) und wärmeunbeeinflusster Länge ( $L_u$ ), dargestellt für die LTT-CrNi-Legierung, Messvolumen  $2 \times 2 \times 2 \text{ mm}^3$

Die idealisierten Schweißversuche zeigen, dass der Wärmefluss einen erheblichen Einfluss auf den resultierenden Eigenspannungszustand ausübt. Durch die Variation des Wärmeeintrages wurde die Schweißnahtbreite ( $L_w$ ) sowie der Temperaturgradient verändert. Im Fall der LTT-CrNi-Legierung sind durch hohe Temperaturgradienten an der Oberfläche hohe Zugeigenspannungen für die Schweißnaht und Druckeigenspannungen für die WEZ zu erwarten. Für den S 235JCR ist aufgrund der unzureichenden Wirkung der Umwandlungsspannungen bei vergleichbarem Temperaturgradient von einer gegensätzlichen Eigenspannungsverteilung auszugehen. Die Experimente lassen den Schluss zu, dass vor allem bei LTT-Mehrlagenschweißverbindungen die Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur in Hinblick auf den Temperaturgradienten zu berücksichtigen ist, um die Beanspruchung der Schweißkomponenten zu verbessern. Die hier zugrunde liegende Versuchsdurchführung idealisiert die Entstehung von Schweißspannungen. Dadurch ist keine Aussage über die Entstehung von Longitudinaleigenspannungen in Schweißverbindungen gegeben, sodass gezielte Beugungsexperimente während des Schweißens angestrebt wurden.

### 4.3 In-situ-Beugungsexperiment während eines realen Schweißprozesses

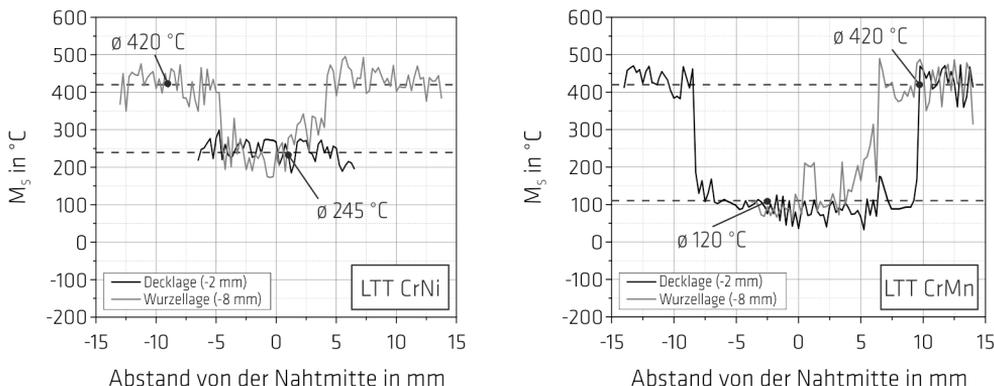
#### 4.3.1 Phasenentwicklung

Während der Abkühlung der jeweiligen Schweißraupe bildet sich ein martensitisch / bainitisches Schweißnahtgefüge aus, welches Restaustenit aufweist. Röntgenographisch im Anschluss an das Beugungsexperiment sowie im Labor durchgeführte Messungen ergaben für die konventionelle Verbindung einen Anteil an Restaustenit von 2 % und für die LTT-Verbindungen von maximal bis zu 8 %. Alle Schweißnähte zeigen eine zelluläre Struktur [334]. Die Wurzel- und die Fülllage werden während des Schweißens der Decklage nur geringfügig angelassen, sodass für die konventionelle Schweißverbindung und für die LTT-CrNi-Verbindung eine gleichmäßige Härteverteilung von bis zu 400 HV 0,1 bzw. 450 HV 0,1 ermittelt wurde. Die Decklage des LTT CrMn weist darüber hinaus eine Härte von bis zu 550 HV 0,1 auf. Aufgrund der niedrigen Umwandlungstemperatur wird der Martensit im Bereich der Decklage nur schwach getempert. Damit ist prinzipiell von einer Kaltrissgefahr auszugehen (vgl. Kapitel 4.5.4.2, Bild 4.45, Bild 4.46).

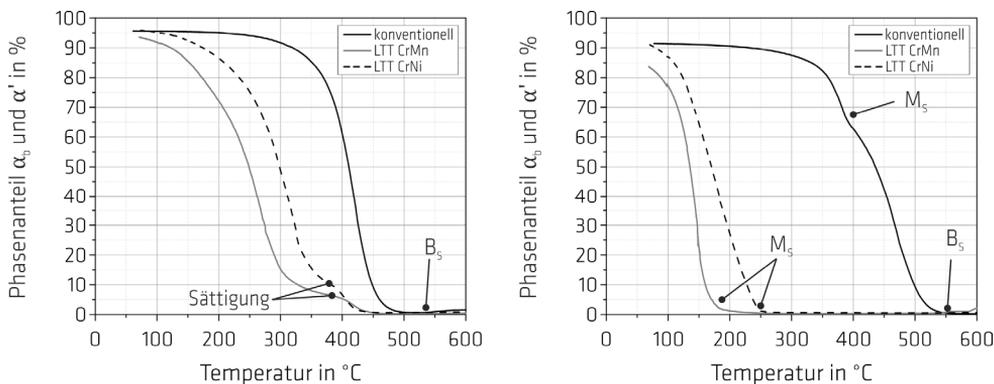
Ergänzend wurden an den dreilagig geschweißten Schweißnahtquerschnitten mittels Elektronenstrahlmikroanalysen die Elementverteilung in den Messtiefen  $z = -2$  mm (Decklage) und  $z = -8$  mm (Wurzellage) unterhalb der Nahtoberfläche ermittelt (vgl. Bild 3.9, Tabelle 3.16) und mit Hilfe von Gleichung 2.9 die theoretisch zu erwartende  $M_s$  berechnet. Die Variation der  $M_s$  ist für die verwendeten LTT-Legierungen in Bild 4.9 dargestellt. Im Vergleich zur  $M_s$  der reinen LTT-Legierungen wird die  $M_s$  des Schweißgutes für die Wurzellage durch Entmischung mit dem Grundwerkstoff vor allem in der Übergangszone zur WEZ (vgl. Tabelle 4.4) angehoben. Erste Beugungssignale für Martensit sind somit oberhalb der  $M_s$  der reinen LTT-Legierungen (vgl. Tabelle 4.4) zu erwarten und auf beginnende Phasenumwandlung im Nahtübergang zurückzuführen, während die fortwährende Martensitbildung durch den chemischen Gradienten in Richtung Schweißnahtmitte bestimmt wird. Innerhalb der Decklage ist die Entmischung mit dem Grundwerkstoff, bedingt durch den Lagenaufbau, vermindert. Die  $M_s$  der konventionell geschweißten Verbindung zeigt keine Variation über den Nahtquerschnitt und liegt bei 430 °C während die  $B_s$  mit 560 °C ermittelt wurde. In Übereinstimmung mit den Abschreckdilatometerversuchen weist die WEZ der Schweißverbindungen im Mittel eine  $M_s$  von 420 °C auf.

In Bild 4.10 ist die Entwicklung der Phasenanteile für Bainit ( $\alpha_b$ ) bzw. Martensit ( $\alpha'$ ) während der Abkühlung der Wurzel- und der Decklage für die konventionelle Schweißnaht und die LTT-Verbindungen dargestellt. Für die Wurzellage konnten im Fall der konventionell geschweißten Verbindung erste Beugungssignale einer Temperatur von 550 °C zugeordnet und in Zusammenhang mit den ESMA-Analysen die beginnende Entstehung von Bainit aufgezeigt werden. Im weiteren Verlauf der Abkühlung nimmt der Phasenanteil auf bis zu 95 % an Martensit bzw. Bainit nahe Raumtemperatur zu. Im Fall der LTT-Verbindungen können durch Entmischung mit der WEZ erste Beugungssignale ab 420 °C ermittelt werden. Im Gegensatz zur konventionellen Verbindung wurde für die LTT-Verbindungen für einen Phasenanteil von ( $\alpha_b$ ) und ( $\alpha'$ ) zwischen 7 % - 10 % ein lokaler Abfall des Anstieges festgestellt (Sättigung). Der LTT CrNi erreicht diese lokale Sättigung während der Abkühlung von 430 °C auf ca. 380 °C, während dieser Effekt für den LTT CrMn erst ab 350 °C gegeben ist. Die Sättigung lässt sich durch die divergenten  $M_s$  in Bild 4.9 erklären. Im Nahtübergang zur WEZ der Probe nimmt die theoretisch zu erwartende  $M_s$  aufgrund der Entmischung mit dem Grundwerkstoff für die Wurzellage erheblich zu. Der Anteil an entmischtem Schweißgut ist gegenüber dem reinen Schweißgut klein, sodass der bei den o. g. Umwandlungstemperaturen ermittelte Phasenanteil eine Sättigung erreicht. Eine zu verschiedenen Zeitpunkten stattfindende martensitische Phasenumwandlung

konnte durch den vernachlässigbaren Temperaturgradienten in Schweißnahtquerrichtung (transversal, vgl. Anhang) ausgeschlossen werden. Während der weiteren Abkühlung ist die Phasenentwicklung zwischen den LTT-Legierungen vergleichbar.



**Bild 4.9:** Variation der  $M_s$  über dem Schweißnahtquerschnitt für die Messposition  $x = 60$  mm im Bereich der Wurzel ( $z = -8$  mm) und Decklage ( $z = -2$  mm); dargestellt für den LTT CrNi (links) und LTT CrMn (rechts; Wurzellage halbseitig gemessen); Berechnung basierend auf der mittels Elektronenstrahlmikroanalyse ermittelten Elementverteilung und dem empirischen Ansatz nach Steven und Haynes [215], nach [334]



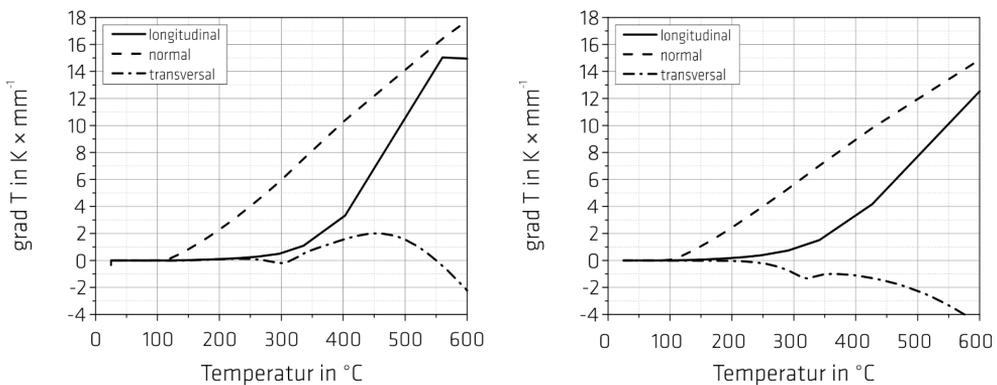
**Bild 4.10:** Entwicklung der Phasenanteile Martensit ( $\alpha'$ ) und Bainit ( $\alpha_b$ ) für die untersuchten Schweißgüter während der Abkühlung der Wurzellage (links, Messtiefe  $z = -8$  mm) und für die Decklage (rechts, Messtiefe  $z = -2$  mm), nach [334]

Die Phasenentwicklung der Wurzel- und der Decklage der konventionellen Schweißverbindung sind miteinander vergleichbar. Während erste Beugungssignale auf die Entstehung von Bainit hindeuten, ist der für die Decklage stark ausgeprägte zusätzliche Anstieg des Phasenanteils auf die Entstehung von Martensit in der Schweißnaht zurückführbar. Für den LTT CrNi sind signifikante Phasenanteile ab einer  $M_s$  von 250 °C und für den LTT CrMn bei 170 °C detektierbar und bestätigen somit den durch den Lagenaufbau verminderten Einfluss der Entmischung auf die Entwicklung des Phasenanteils.

Die Phasenentwicklung der hier betrachteten reinen Schweißgüter ist für die komplementär durchgeführten Aufschmelzversuche ohne Schrumpfbehinderung (Flachprobe, vgl. Bild 2.13) prinzipiell vergleichbar. Für die konventionelle Verbindung konnte Martensit ab einer Temperatur von 430 °C detektiert werden. Aufgrund der fehlenden Entmischung zum Grundwerkstoff war für den LTT CrNi ab 200 °C und für den LTT CrMn ab 135 °C Martensit quantifizierbar (vgl. Bild A.21).

### 4.3.2 Dehnungsentwicklung

Um den Einfluss der Schrumpfbehinderung auf die Entwicklung der Dehnungskomponenten zu bewerten, wurde der Temperaturgradient richtungsabhängig nach Gleichung 3.13 über die Schweißnahtbreite ( $y = 0 \text{ mm}$  bis  $y = 5 \text{ mm}$ , vgl. Bild 3.9), -länge und in Normalrichtung ( $y = 0$ ) zwischen Nahtmittelpunkt und Probenmitte berechnet. In Bild 4.11 ist die Entwicklung des Temperaturgradienten während der Abkühlung bezogen auf die Temperatur des für die Auswertung der Dehnung betrachteten Messvolumens der Wurzel- (links) und der Decklage (rechts) dargestellt. Sowohl für die Wurzel- als auch für die Decklage erscheint der Gradient in Transversalrichtung gegenüber der Normal- und Longitudinalrichtung vernachlässigbar klein. Bedingt durch die Probenform wird der Temperatureausgleich während der Abkühlung vor allem über letztere Richtungen gewährleistet. In Longitudinalrichtung sind erst ab einer Temperatur von  $250 \text{ °C}$  ein ausgeglichenes Temperaturniveau und damit keine behinderte thermische Schrumpfung der Schweißnaht vorhanden.



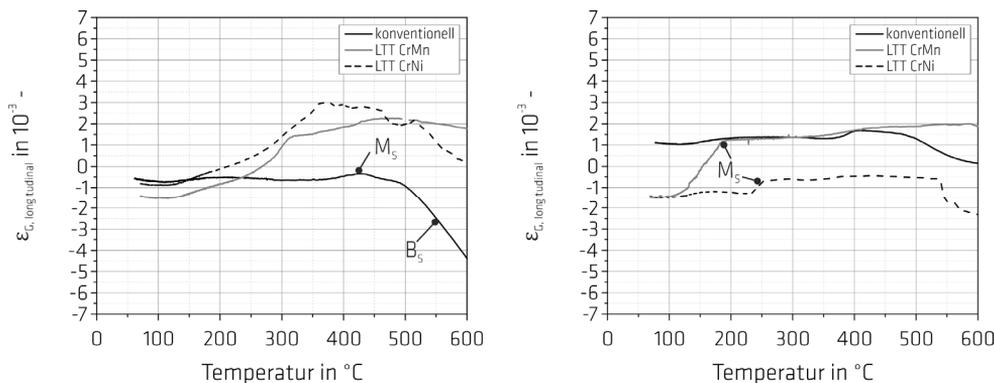
**Bild 4.11:** Temperaturgradient (richtungsabhängig) bezogen auf die Temperatur der Messstelle  $x = 60 \text{ mm}$  nach dem Schweißen der Wurzel- (links) und der Decklage (rechts), ermittelt während der Abkühlung der jeweiligen Lage für die schrumpfbehinderte Probe; Berechnung der Temperaturen numerisch auf Basis der ermittelten physikalischen Werkstoffparameter durchgeführt und mit den Temperaturmessungen experimentell abgeglichen (vgl. Bild 3.10 und Tabelle 3.15)

Die makroskopische Dehnung (elastische und totale Gitterdehnung  $\epsilon_G$ ) wurde nach Gleichung 3.12 als Funktion der phasenspezifischen Gitterdehnungen gewichtet mit deren Phasenanteilen berechnet und ist für die Longitudinalrichtung (Schweißrichtung) in Bild 4.12 in Abhängigkeit der Temperatur sowohl für die Wurzellage als auch nach dem Schweißen der Decklage jeweils für diese Schweißlagen dargestellt. Die Dehnungsentwicklung in Normalrichtung ist vergleichbar zur Dehnungsentwicklung in Longitudinalrichtung und kann dem Anhang entnommen werden.

Für die konventionell geschweißte Verbindung wurden während der Abkühlung der Wurzellage ab einer Temperatur von  $600 \text{ °C}$  Druckdehnungen ermittelt, die aufgrund der zunehmenden Schrumpfbehinderung reduziert wurden aber im Druckniveau verblieben. Die bei ca.  $550 \text{ °C}$  stattfindende Phasenumwandlung in Bainit hatte keinen wahrnehmbaren Einfluss auf die  $\epsilon_G$ . Erst die Entstehung von Martensit verursachte eine leichte Beeinflussung um  $\Delta\epsilon = 0,29 \times 10^{-3}$  auf  $\epsilon_G = -0,65 \times 10^{-3}$ . Durch die Entstehung von Martensit wurde trotz der fortwährenden Abkühlung respektive Schrumpfbehinderung das Dehnungsniveau bei  $\epsilon_G = -0,5 \times 10^{-3}$  konstant gehalten. Die elastische und totale Gitterdehnung der Wurzellage der LTT-Schweißnähte war während der Abkühlung von der Schrumpfbehinde-

nung des Austenits dominiert. Es wurden Zugdehnungen von bis zu  $\epsilon_G = 3 \times 10^{-3}$  ermittelt. Die Zugdehnungen wurden in Abhängigkeit der divergent über den Schweißnahtquerschnitt vorliegenden  $M_s$  (vgl. Bild 4.9) erst mit der entsprechend einsetzenden Martensitbildung abgebaut. In Abhängigkeit der Entmischung der Schweißnaht mit dem Grundwerkstoff, wird die  $M_s$  der LTT-Legierungen angehoben sowie der martensitische Phasenanteil zwischen den LTT-Verbindungen variiert. Gleichzeitig kann der Einfluss einer Phasenumwandlung in der WEZ nicht gänzlich ausgeschlossen werden. Nach erfolgter Abkühlung erreichte der LTT CrNi das Dehnungsniveau der konventionell geschweißten Verbindung, während für den LTT CrMn sogar Druckdehnungen von  $\epsilon_G = -1,5 \times 10^{-3}$  erzielt wurden.

Das Umwandlungsverhalten der konventionell geschweißten Verbindung ist zwischen Wurzel- und Decklage qualitativ vergleichbar. Während der Abkühlung ist der Einfluss der Entstehung von Bainit auf die  $\epsilon_G$  der Decklage ebenfalls vernachlässigbar. Durch die Schrumpfbehinderung wurden Zugdehnungen von bis zu  $\epsilon_G = 1,6 \times 10^{-3}$  gemessen. Erst mit einsetzender Martensitbildung wurde die Zugdehnung um  $\Delta\epsilon = 0,33 \times 10^{-3}$  auf  $\epsilon_G = 1,33 \times 10^{-3}$  abgebaut und bis nahezu Raumtemperatur durch die Entstehung von Martensit konstant gehalten. Konträr zur Wurzel konnten bei Raumtemperatur Zugdehnungen ermittelt werden, die auf den zunehmenden Einspanngrad zurückzuführen sind (vgl. Kapitel 3.2.4.1). Für die LTT-Schweißverbindungen wurde während der Abkühlung eine leichte Abnahme der totalen Gitterdehnungen aufgrund der Martensitbildung des entmischten Bereiches der Schweißnaht ab ca. 420 °C festgestellt. Mit fortwährender Abkühlung wurde ab der  $M_s$  der reinen Schweißgüter die Gitterdehnung deutlich um  $\Delta\epsilon = 2,73 \times 10^{-3}$  (LTT CrMn) bzw. um  $\Delta\epsilon = 0,5 \times 10^{-3}$  (LTT CrNi) abgebaut. Bei Raumtemperatur konnten zwischen den LTT-Legierungen vergleichbare Gitterdehnungen im Druckniveau von ca.  $\epsilon_G = -1,5 \times 10^{-3}$  in Longitudinalrichtung ermittelt werden.



**Bild 4.12:** Entwicklung der elastischen und totalen Gitterdehnung der untersuchten Schweißgüter (Longitudinalrichtung) während der Abkühlung und nach dem Schweißen der Wurzellage (links, Messtiefe  $z = -8$  mm) und nach dem Schweißen der Decklage (rechts, Messtiefe  $z = -2$  mm); nach [334]

Die Modellvorstellungen nach Wohlfahrt et al. [159] (vgl. Bild 2.2) zur Entstehung von Schweißeigen- spannungen wurden somit experimentell für einen Mehrlagenschweißprozess ergänzt. Für die hier untersuchte Auftragschweißnaht wurden im Vergleich zum konventionellen Zusatzwerkstoff durch LTT-Zusatzwerkstoffe vor allem Druckdehnungen in der Decklage erzeugt. Die elastische und totale Gitterdehnung  $\epsilon_G$  der konventionell geschweißten Auftragsnaht war in Longitudinalrichtung nach Beginn der Martensitbildung trotz Schrumpfbehinderung bis auf Raumtemperatur konstant. Obwohl die Entstehung von Bainit den durch Schrumpfbehinderung verursachten Dehnungsabbau während der Abkühlung nicht kompensieren kann, wird der Beanspruchungszustand der Schweißnaht bei

ca. 500 °C - 600 °C durch diese Phasenumwandlung im Vergleich zu den LTT-Legierungen vor allem für die Wurzellage reduziert.

Die elastischen Totaldehnungen des Gitters bestimmen den makroskopischen Zustand. Um das Verständnis in Bezug auf deren Entwicklung während der Abkühlung zu vertiefen, sind jedoch die phasenspezifischen Gitterdehnungen zu betrachten. Dabei wurde festgestellt, dass die phasenspezifischen und elastischen Gitterdehnungen der konventionellen Verbindung während der Abkühlung prinzipiell zunehmen und bei Raumtemperatur Zugdehnungen aufweisen. Lokale Plateaus bzw. Extrempunkte im Dehnung-Temperatur-Verlauf des Austenits bzw. Martensits wurden auf die Phasenumwandlung zurückgeführt. Dabei wurde während der Abkühlung der Wurzellage für die LTT-Verbindungen unterhalb von 400 °C eine Abnahme der phasenspezifischen Zugdehnungen aufgrund der überlagerten Martensitbildung festgestellt. Basierend auf der Entmischung des Schweißgutes ist die einsetzende Martensitbildung über ein großes Temperaturintervall gegeben (vgl. Bild 4.9). Für die Decklage ist der Einfluss der Entmischung vermindert. Im Folgenden soll detailliert auf die phasenspezifische und elastische Entwicklung der Gitterdehnung der Wurzel- und der Decklage eingegangen werden.

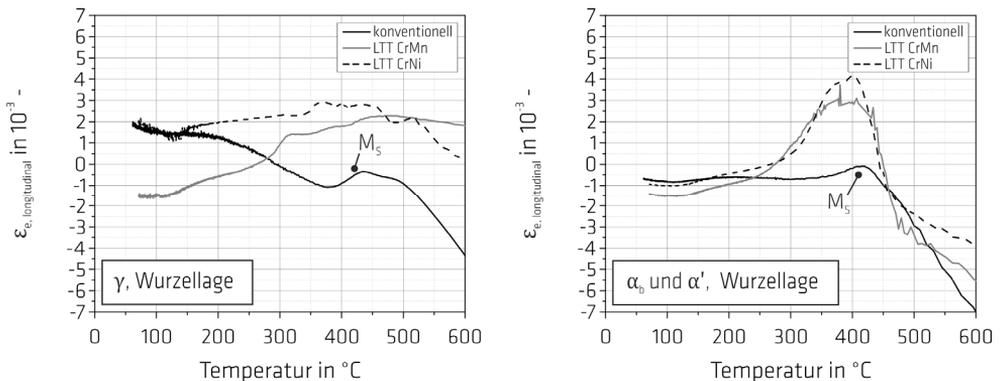
##### Phasenspezifische Dehnungsentwicklung (Wurzellage):

In Bild 4.13 ist die phasenspezifische, elastische Komponente der Longitudinaldehnung des Gitters während der Abkühlung der Schweißnähte für den Austenit (links) und den Martensit bzw. den Bainit (rechts) dargestellt. Obwohl sich die Dehnungszustände des Austenits der Schweißnähte bei 600 °C unterscheiden, ist deren Entwicklung während der Abkühlung vergleichbar. Durch die Schrumpfbehinderung während der Abkühlung nimmt der Austenit Zugdehnungen auf, die durch die martensitische Phasenumwandlung beeinflusst werden. Es wird vermutet, dass das Dehnungsniveau des Austenits der konventionellen Verbindung im Vergleich zu dem Dehnungsniveau der LTT-Legierungen durch den Bainit niedriger ist. Für die konventionell geschweißte Auftragnaht kann durch die Martensitbildung ein lokales Minimum für den Austenit bei 390 °C ermittelt werden, während für die LTT-Legierungen die Entmischung mit dem Grundwerkstoff zu berücksichtigen ist (vgl. Bild 4.9). Dadurch werden die Zugdehnungen des Austenits in Abhängigkeit des chemischen Gradienten kontinuierlich während der gesamten Abkühlung abgebaut. Die Entmischung und die gleichzeitig niedrige Umwandlungstemperatur des LTT CrMn induziert Druckdehnungen für den Austenit, während für den Austenit des LTT CrNi und des konventionellen Schweißstoßes nahe Raumtemperatur vergleichbare Zugdehnungen ermittelt wurden.

Während der Abkühlung zeigt der Martensit bzw. der Bainit bei 600 °C signifikante Druckdehnungen von bis zu  $\epsilon_e = -7 \times 10^{-3}$  auf. Der Phasenanteil ist aber zu gering, um die elastische Totaldehnung  $\epsilon_c$  wirkungsvoll zu beeinflussen (vgl. Bild 4.10 und Bild 4.12). Mit zunehmender Abkühlung werden die Druckdehnungen aufgrund der Schrumpfbehinderung abgebaut, bis die  $M_s$  des Schweißgutes bzw. des entmischten Schweißgutes erreicht ist. Während für die konventionelle Auftragnaht der Abbau von Druckdehnungen durch die Phasenumwandlung des gesamten Schweißnahtvolumens verhindert wurde, ist der durch Entmischung bedingte Phasenanteil an Martensit im Fall der LTT-Legierungen nicht in der Lage, den Abbau zu kompensieren. Vielmehr werden bei einer Temperatur von ca. 400 °C Zugdehnungen auf dem Dehnungsniveau des Austenits erzielt. Es ist anzunehmen, dass das Dehnungsniveau des Martensits aufgrund des anfangs nur geringfügigen Phasenanteils vom Austenit bestimmt wird. Während der weiteren Abkühlung werden die Zugdehnungen des Martensits durch die Phasenumwandlung des weniger entmischten Schweißgutes in Schweißnahtmitte abgebaut. Ob-

wohl das Potential der LTT-Legierungen zur Reduzierung von Zugdehnungen hoch ist, ist das Dehnungsniveau der hier betrachteten LTT-CrNi-Verbindung bei Raumtemperatur nur geringfügig unterhalb des Dehnungsniveaus der konventionellen Verbindung. Der Druckdehnungszustand des LTT CrMn ist hingegen leicht erhöht. Der Dehnungszustand des Martensits der konventionellen Verbindung bleibt nach der Phasenumwandlung trotz Schrumpfbehinderung konstant.

Die Dehnungsentwicklung ist an den verschiedenen Stellen des Schweißnahtquerschnittes zeit- und temperaturabhängig vom Phasenanteil des Austenits und des Martensits. Das Beugungssignal ist eine Kumulation über alle Gefügezonen innerhalb des Messvolumens. Bei der Bewertung der durch Phasenumwandlung von LTT-Legierungen zu erzeugenden Druckdehnungen, ist zu berücksichtigen, dass das entmischte Volumen gegenüber dem Nahtvolumen klein ist. Es ist somit nicht auszuschließen, dass der erhebliche Aufbau von Zugdehnungen in Bild 4.13 (rechts) in Bezug auf die Beanspruchung der Schweißnaht (gesamtes Messvolumen) überschätzt wird.

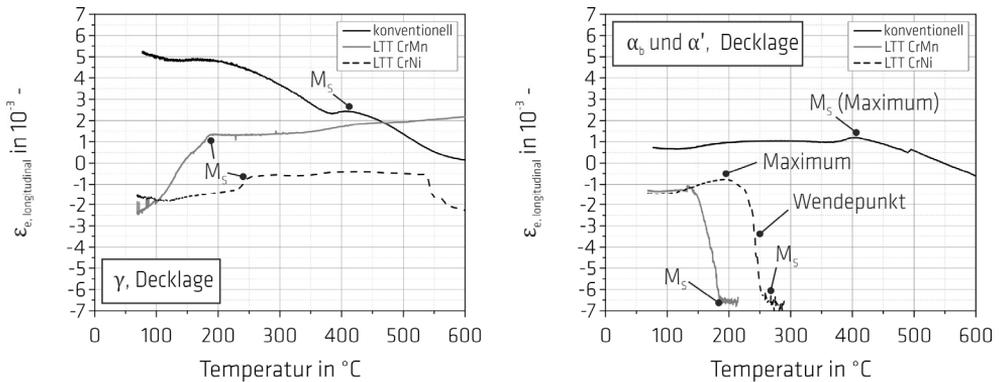


**Bild 4.13:** Entwicklung der elastischen Gitterdehnung im Austenit (links) und im Martensit bzw. Bainit (rechts) der untersuchten Schweißgüter (Longitudinalrichtung) während der Abkühlung und nach dem Schweißen der Wurzellage (Messposition = -8 mm), nach [334]

#### Phasenspezifische Dehnungsentwicklung (Decklage):

In Bild 4.14 ist die phasenspezifische und elastische Komponente der Longitudinaldehnung des Gitters während der Abkühlung der Schweißnähte für den Austenit (links) und den Martensit bzw. Bainit (rechts) gezeigt. Das Dehnungsniveau des Austenits wurde für den konventionellen Stoß in den Zugbereich verlagert, während die Martensitbildung ebenfalls zu einem lokalen Minimum der Dehnung des Austenits bei einer Temperatur von  $390^{\circ}\text{C}$  führt. Mit fortwährender Abkühlung nimmt der Austenit aufgrund der Schrumpfbehinderung zusätzlich Zugdehnungen auf. Die Dehnung des Martensits wurde nach der Phasenumwandlung ebenfalls durch fortwährende Entstehung von Martensit als konstant festgestellt.

Im Gegensatz zur konventionell geschweißten Verbindung nahmen die Dehnungen des Austenits der LTT-Verbindungen während der Abkühlung ab, als die  $M_s$  der reinen Schweißgüter erreicht wurden. Damit wurden Druckdehnungen erzielt. Erste Beugungssignale des Martensits bzw. Bainits waren für die LTT-Legierungen bei Temperaturen oberhalb einer Temperatur von  $330^{\circ}\text{C}$  zu beobachten. Aufgrund der hohen Messunsicherheit wurden die Signale nicht in die quantitative Analyse einbezogen. Ggf. ist darauf die leichte Reduktion der Dehnung im Austenit vorab der Phasenumwandlung zurückzuführen.



**Bild 4.14:** Entwicklung der elastischen Gitterdehnung im Austenit (links) und im Martensit bzw. Bainit (rechts) der untersuchten Schweißgüter (Longitudinalrichtung) während der Abkühlung und nach dem Schweißen der Decklage (Messposition = -2 mm), nach [334]

Vergleichbar zur Wurzellage konnten für den Martensit der LTT-Legierungen bei seiner Entstehung erhebliche Druckdehnungen ermittelt werden ( $\epsilon_e = -7 \times 10^{-3}$ ). Die ermittelten  $M_s$  lagen bei 270 °C (LTT CrNi) und 200 °C (LTT CrMn) und sind auf die Entmischung mit dem Grundwerkstoff (vgl. Bild 4.9) zurückzuführen. Während der auf Entmischung beruhende Anteil an Martensit den Abbau der Druckdehnungen aufgrund der Schrumpfbehinderung nicht verhindern konnte, wurde bei der  $M_s$  des reinen Schweißgutes (vgl. Bild 4.9) im Dehnung-Temperatur-Verlauf ein Wendepunkt bestimmt. Bei dieser  $M_s$  lag in Longitudinalrichtung nur ein geringer Temperaturgradient vor (vgl. Bild 4.11), sodass mit zunehmendem Phasenanteil an Martensit die Schrumpfbehinderung kompensiert wurde (lokales Maximum). Durch die anschließende Dominanz der Phasenumwandlung konnten mit fortwährender Abkühlung zusätzlich Druckdehnungen erzeugt werden.

Die Ergebnisse zeigen, dass mit Hilfe von LTT-Legierungen trotz Schrumpfbehinderung Druckdehnungen in Longitudinalrichtung innerhalb des Schweißgutes erzeugt werden können, während die konventionelle Verbindung vor allem Zugdehnungen in Longitudinalrichtung aufzeigte. Bei LTT-Legierungen ist die Entmischung mit dem Grundwerkstoff zu berücksichtigen. Vor allem bei der Wurzelschweißung ist der Anteil an Martensit, der durch Entmischung bei höheren  $M_s$  als der des reinen Schweißgutes entstanden ist, nachteilig, um Druckdehnungen innerhalb der Wurzel zu erzeugen.

Tabelle 4.5 zeigt abschließend für den während der homogenen Abkühlung rein auf Phasenumwandlung zurückzuführenden Dehnungsabbau im Martensit. Der Einfluss der behinderten thermischen Schrumpfung war richtungsabhängig nahezu vernachlässigbar, als der Temperaturgradient für diese Richtung den Wert null annahm (vgl. Bild 4.11,  $\text{grad } T = 0 \text{ K} \times \text{mm}^{-1}$ ). Das ist für die Longitudinalrichtung ab einer Probestemperatur von ca. 200 °C gegeben. Beginnend ab diesem Zeitpunkt bzw. Probestemperatur wurde die Dehnungsänderung  $\Delta\epsilon$  bis auf Raumtemperatur ermittelt. Sowohl für die Wurzel- als auch für die Decklage konnte vor allem die LTT-CrNi-Legierung durch die Phasenumwandlung Druckdehnungen bei Versuchsende erzeugen. Darüber hinaus ist aber ein gewisser Phasenanteil  $\alpha'$  notwendig, bevor die Dehnung des Martensits nicht mehr vom Dehnungsniveau des Austenits bestimmt wurde. Während das durch Entmischung mit Grundwerkstoff für die Wurzellage bei höheren Temperaturen erreicht werden kann, wurde das lokale Dehnungsmaximum für die Decklage des LTT CrMn erst kurz vor Versuchsende erzielt. Dadurch war für die Decklage des LTT CrMn kein Dehnungsabbau zu ermitteln (vgl. Bild 4.14 und Tabelle 4.5). Die martensitische Phasenumwandlung der konventionellen Verbindung war bereits nahezu abgeschlossen, als keine behinderte thermische

Schrumpfung mehr vorlag (vgl. Bild 4.10). Dadurch war kein erheblicher Dehnungsabbau bestimmbar. So wurde für die Wurzellage kein Dehnungsabbau ermittelt, während für die Decklage nur eine  $\Delta\varepsilon = 0,2 \times 10^{-3}$  festgestellt wurde. Der durch die LTT-Legierung sowohl für die Wurzel- als auch Decklage ermittelte Dehnungsabbau war mindestens um ein Vielfaches höher. Vor allem für die Decklage waren so nach Versuche Druckdehnungen aufzuzeigen. Der Temperaturgradient bietet sich somit in Zusammenhang mit der  $M_s$  als Maß zur Beurteilung der resultierenden Beanspruchung von Schweißverbindungen an. So können für die LTT-Verbindungen ab einem Phasenanteil an Martensit von mindestens 10 % Dehnungen abgebaut werden. Dabei sollte der Temperaturgradient so klein wie möglich sein.

**Tabelle 4.5:** In Longitudinalrichtung maximal durch Phasenumwandlung ohne Temperaturgradienten ermittelbarer Dehnungsabbau im Martensit

	Schrumpfbehinderte Probe					
	Wurzellage (z = -8 mm)			Decklage (z = -2 mm)		
	LTT CrMn	LTT CrNi	konv.	LTT CrMn	LTT CrNi	konv.
$\Delta\varepsilon$ in $10^{-3}$ - (bezogen auf grad T = 0 in K $\times$ mm $^{-1}$ )	0,48	0,49	-	-	0,65	0,20
$\varepsilon_e$ in $10^{-3}$ - (bei Versuchsende)	-1,43	-0,94	-0,68	-1,29	-1,44	0,72

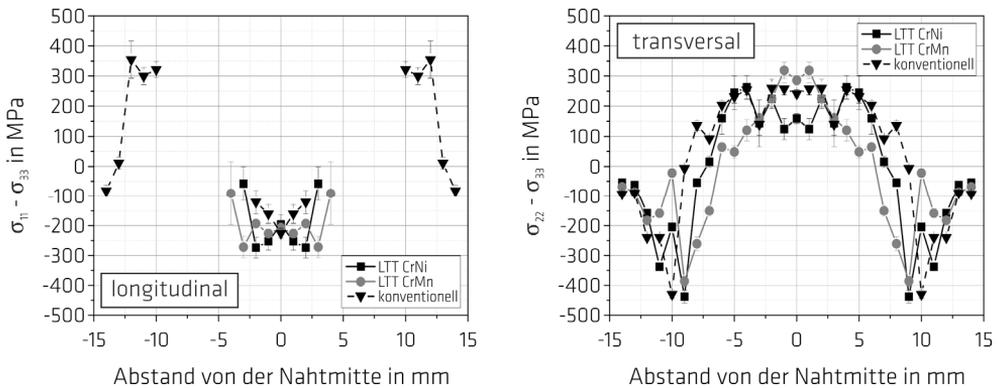
Die für die schrumpfbehinderten Proben beobachtete Dehnungsentwicklung in Longitudinalrichtung war vergleichbar zu der Dehnungsentwicklung innerhalb der Flachproben (vgl. Bild 2.13 und Tabelle 3.13 bzw. Tabelle 3.15). Die Dehnungsentwicklung der Flachprobe ist im Anhang (vgl. Bild A.21) dargestellt. Die bei 420 °C einsetzende Martensitbildung der konventionellen Verbindung wirkt der Schrumpfbehinderung entgegen. Gleichzeitig wurde die Zugdehnung im Austenit abgebaut. Auffällig war, dass im Maximum des Temperaturgradienten bei einer Temperatur von 245 °C (vgl. Bild A.22) der Abbau von Zugdehnungen im Austenit gestoppt und die Ausbildung von Druckdehnungen im Martensit verzögert wurde. Der Einfluss des Temperaturgradienten auf die Dehnung des Austenits war für die LTT-Legierungen vergleichbar. Durch die Schrumpfbehinderung erfuhr der Austenit Zugdehnungen, die bei dem maximalen Temperaturgradienten einen Extremwert annahmen. Mit fortschreitender Abkühlung wirkte sich die einsetzende martensitische Phasenumwandlung auf die Zugdehnungen des Austenits aus, die dadurch abgebaut wurden. Vereinzelt lagen Beugungssignale für Martensit schon bei Temperaturen von ca. 250 °C vor. Da der Phasenanteil nahezu null war und gleichzeitig ein Temperaturgradient in Longitudinalrichtung (vgl. Anhang) vorlag, erfuhr der Martensit bei seiner Entstehung zunächst Zugdehnungen, die mit zunehmenden Phasenanteil abgebaut wurden. Gegenüber der konventionellen Schweißverbindung wurden für die LTT-CrNi-Verbindung reduzierte elastische Totaldehnungen des Gitters um die Nulllage ermittelt.

### 4.3.3 Eigenspannungsverteilung

Aufgrund der Versuchsbedingungen war es mit Hilfe des In-situ-Beugungsexperimentes nicht möglich, den Einfluss der mechanisch und thermisch behinderten Schrumpfung auf die Dehnungskomponente in Transversalrichtung zu bewerten. Durch ergänzende Eigenspannungsmessungen soll die Interaktion dieser Einflussfaktoren in Zusammenhang mit der Phasenumwandlung richtungsabhängig diskutiert werden. In Bild 4.15 sind die Makroeigenspannungen an der Oberfläche sowohl in Longitudinal- ( $\sigma_{11}$ ) als auch Transversalrichtung ( $\sigma_{22}$ ) der dreilagig geschweißten schrumpfbehinderten Proben

aufgezeigt. Die dargestellten Eigenspannungen werden als Differenz zur Normaleigenspannungskomponente ( $\sigma_{33}$ ) aufgefasst, da die verwendete Synchrotronstrahlung einen hohen Eindringbereich aufweist. Die Makrospannungen in Longitudinalrichtung waren im Nahtübergang aufgrund der mit der Nahtüberhöhung verbundenen Abschattung des Primärstrahls nicht ermittelbar (vgl. Tabelle 3.28).

In Transversalrichtung werden in der WEZ Druckeigenspannungen von bis zu -400 MPa erzielt, denen Zugeigenspannungen von bis zu 300 MPa in der Schweißnaht gegenüberstehen. Dieses Ergebnis ist prinzipiell mit den Erkenntnissen aus Kapitel 4.2 vereinbar. Mit kleiner werdendem Verhältnis zwischen  $L_U$  und  $L_W$  nimmt der durch die Schrumpfbehinderung induzierte Anteil an Eigenspannungen ab, da der Temperaturgradient kleiner wird. Gleichzeitig zeigen die Eigenspannungsverläufe eine typische W-Form. Da das Schmelzbad gegenüber der Probedimension groß ist, kann davon ausgegangen werden, dass die Phasenumwandlung zunächst an der Schweißnahtoberfläche stattfindet. Die danach stattfindende Phasenumwandlung im Volumen induziert an der Oberfläche Zugeigenspannungen [87]. In Longitudinalrichtung (Schweißrichtung) wurden durch die Phasenumwandlung Druckeigenspannungen von bis zu -300 MPa innerhalb der Schweißnaht erzielt, denen durch die Schrumpfbehinderung entstandene Zugeigenspannungen gleichen Betrages in der WEZ das Gleichgewicht halten. Obwohl sich die Eigenspannungen qualitativ zu den in der Literatur für LTT-Verbindungen [173, 200, 207, 235, 361] zur Verfügung stehenden Verläufen einordnen lassen, war im Vergleich zum Eigenspannungszustand der konventionell geschweißten Verbindung kein signifikanter Unterschied zu ermitteln. Ursächlich hierfür sollte vor allem der lediglich geringe Temperaturgradient in Transversalrichtung (vgl. Bild 4.11) sein, sodass trotz hohem mechanischen Einspanngrad lediglich eine geringe behinderte thermische Schrumpfung der Naht vorlag. Zusätzlich sollte bei den LTT-Verbindungen die inhomogen ablaufende Phasenumwandlung aufgrund der über den Schweißnahtquerschnitt divergent vorliegenden  $M_s$  einbezogen werden (vgl. Bild 4.9).



**Bild 4.15:** Eigenspannungsverteilung an der Schweißnahtoberfläche in longitudinaler (links) und transversaler Messrichtung (rechts); Einseitige Messung und gespiegelt an der Schweißnahtmittelachse; Die Eigenspannungen sind gewichtete Mittelwerte mehrerer Netzebenen

In Bild 4.16 ist die Eigenspannungsverteilung innerhalb des Schweißnahtvolumens der dreilagig geschweißten Verbindungen in Zusammenhang mit der Messpunktanordnung nach Bild 3.21 für die konventionelle Verbindung und die LTT-CrMn-Legierung dargestellt. Analog zu den Messungen an der Oberfläche sind die Eigenspannungsverteilungen im Volumen zwischen den verwendeten Zusatzwerkstoffen vergleichbar. In Longitudinalrichtung waren innerhalb der Decklage ( $z = -2$  mm) Druckeigenspannungen von bis zu -400 MPa ermittelbar, denen Zugeigenspannungen von bis zu 600 MPa

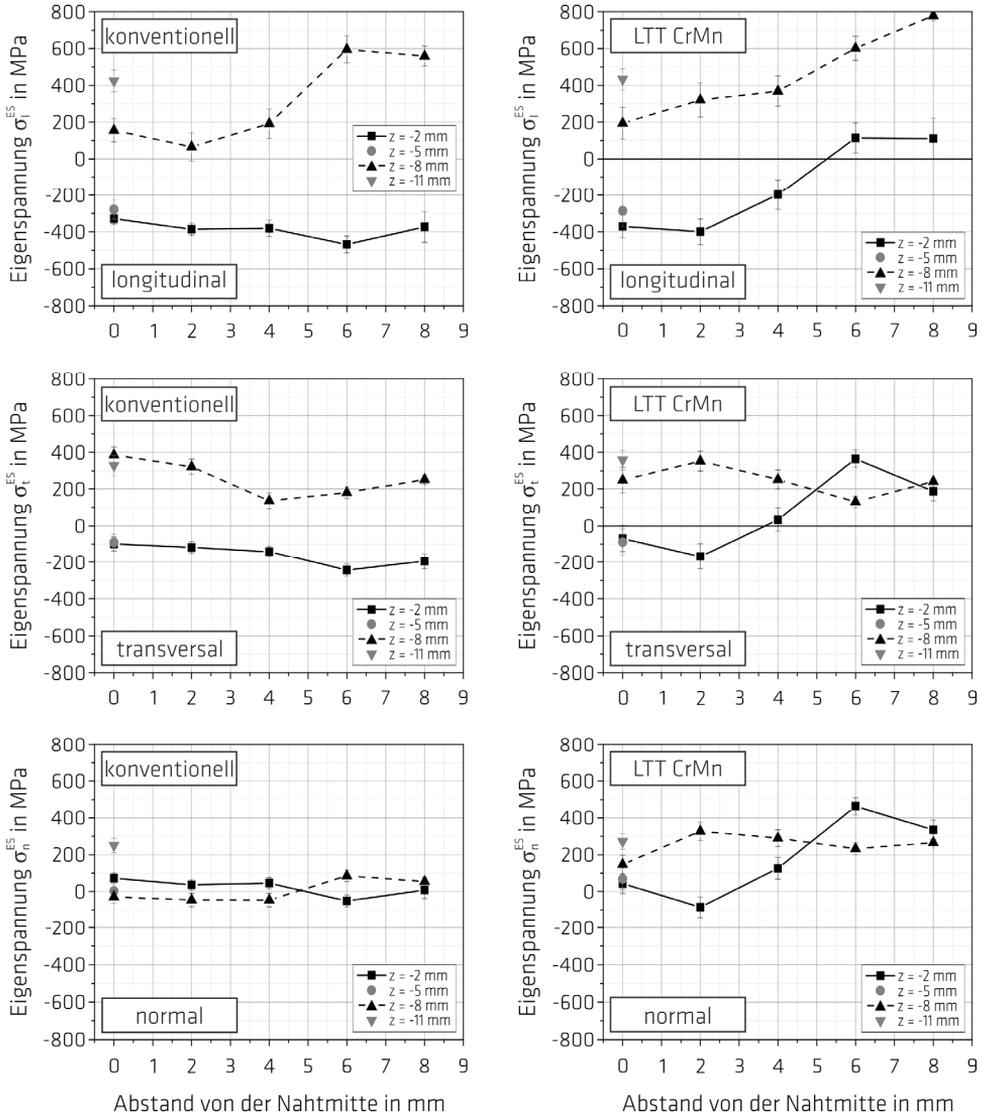
in der WEZ das Gleichgewicht halten. Mit zunehmender Messtiefe wurde das Eigenspannungsniveau angehoben, sodass für die Wurzellage Zugeigenspannungen von bis zu 400 MPa bestimmt wurden. In Transversal- und Normalrichtung waren die Eigenspannungsverteilungen vergleichbar. Während in Transversalrichtung im Bereich der Decklage Druckeigenspannungen von bis zu -100 MPa ermittelt wurden, zeigten die Schweißverbindungen in Normalrichtung allerdings lediglich Eigenspannungen um die Nulllage. Für den LTT CrNi konnten in Longitudinalrichtung und im Bereich der Decklage Druckeigenspannungen zwischen -350 MPa und -600 MPa ermittelt werden, denen Zugeigenspannungen von bis zu 500 MPa in der WEZ das Gleichgewicht halten. In Transversalrichtung wurde die Decklage ( $z = -2$  mm) durch Eigenspannungen um die Nulllage charakterisiert. Im Bereich der Wurzel waren Druckeigenspannungen von bis zu -300 MPa bestimmbar, denen Zugeigenspannungen gleichen Betrages in der WEZ das Gleichgewicht hielten [362].

Mit Hilfe der Beugungsexperimente wurden Druckeigenspannungen im Volumen nachgewiesen, die vor allem in Longitudinalrichtung ausgeprägt sind. Die Ergebnisse werden durch die Untersuchungen von Francis et al. [200], Dai et al. [234, 361] und Ramjaun et al. [229] gestützt. Die Autoren bestimmten innerhalb der Schweißnaht einer konventionellen Verbindung in Longitudinalrichtung ebenfalls Druckeigenspannungen von bis zu -150 MPa. Für die LTT-Verbindungen detektierten die Autoren Druckeigenspannungen von bis zu -400 MPa. Obwohl die genutzten Proben einen sehr großen Einspanngrad aufweisen, unterscheiden sich die Proben in ihrem Wärmefluss während der Abkühlung zu der hier untersuchten schrumpfbehinderten Probe. Das Verhältnis zwischen der Schweißnahtbreite und dem GW war für die schrumpfbehinderte Probe sehr klein. Damit war der Temperaturgradient vor allem in Transversalrichtung klein (vgl. Bild 4.11). Eine direkte Übertragung der ermittelten Eigenspannungen auf reale Stoßformen mit sich von dieser Probe unterscheidenden Wärmeableitungen ist somit nur eingeschränkt gegeben.

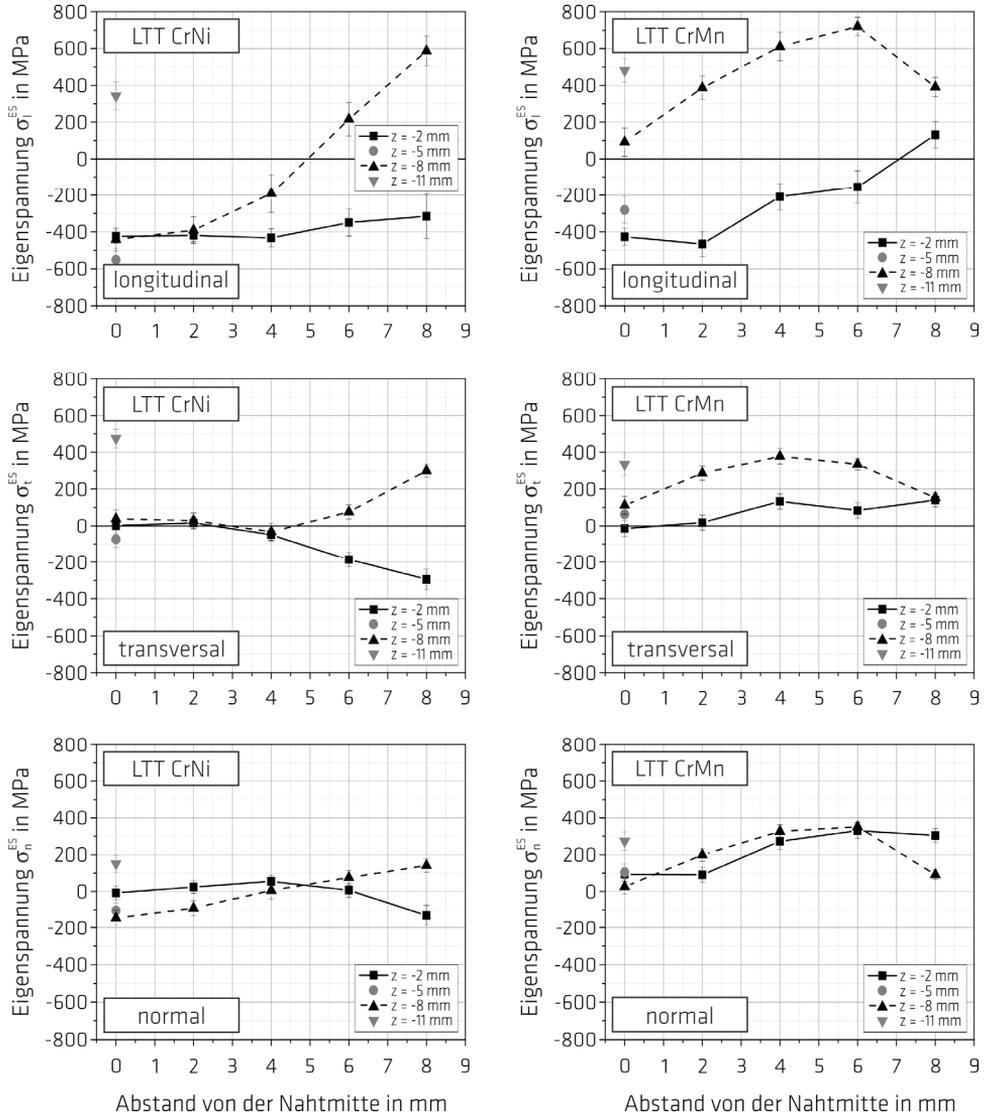
In weiterführenden Untersuchungen wurde die artfremde Schweißung modifiziert und die Verwendung von LTT-Zusatzwerkstoffen auf den Bereich der Decklage begrenzt, während die Wurzel- und Fülllage mit Hilfe des konventionellen Zusatzwerkstoffes ausgeführt wurden. Die Eigenspannungsverteilung der modifizierten Auftragnaht ist in Bild 4.17 sowohl für den LTT CrNi als auch den LTT CrMn dargestellt. Trotz Begrenzung der LTT-Legierungen auf den Bereich der Decklage wurden im Volumen Druckeigenspannungen von bis zu -500 MPa in Longitudinalrichtung erzielt. Im Vergleich dazu weist die konventionelle Verbindung in Bild 4.16 maximal Druckeigenspannungen von -400 MPa auf. In Transversalrichtung wurden mit Hilfe des LTT CrMn die Eigenspannungen abgesenkt, während die Eigenspannungen innerhalb der Schweißnaht durch den LTT CrNi auf die Nulllage begrenzt wurden. In der WEZ hielten Zugeigenspannungen das Gleichgewicht. Die Begrenzung von LTT-Zusätzen im Bereich der Decklage war für die gewählte Wärmeführung und Probenform ausreichend, um einen vergleichbaren Eigenspannungszustand zu den Schweißungen in Bild 4.16 herzustellen. Dieses Ergebnis steht im Einklang mit den Eigenspannungsanalysen von Ramjaun et al. [229] und verdeutlicht, dass die gewählte Wärmeführung in Zusammenhang mit dem Lagenaufbau den resultierenden Eigenspannungszustand von LTT-Verbindungen entscheidend beeinflusst.

In komplementären Versuchen wurde die Blindnaht der Flachprobe (vgl. Bild 2.13) modifiziert. Die LTT-Lagen wurden auf den oberflächennahen Bereich limitiert (Tiefe  $z = -3$  mm), während die Fülllagen mit Hilfe des konventionellen Zusatzwerkstoffes ausgeführt wurden. Die Ergebnisse der Eigenspannungsanalyse sind dem Anhang zu entnehmen (vgl. Bild A.23). Die von Kromm et al. [255] für die Flachprobe in Longitudinalrichtung am reinen Schweißgut ermittelten Druckeigenspannungen wurden für die im Bereich der Decklage artfremd geschweißte Blindnaht bestätigt. Sowohl für den

LTT CrMn als auch für den LTT CrNi wurden Druckeigenspannungen von -300 MPa ermittelt, während für die konventionell geschweißte Verbindung Druckeigenspannungen von maximal -100 MPa aufgezeigt wurden. Im Nahtübergang zum konventionellen Schweißzusatz lagen Zugeigenspannungen von bis zu 700 MPa vor.



**Bild 4.16:** Eigenspannungsverteilung der konventionellen Verbindung (links) und der LTT-CrMn-Verbindung (rechts) im Schweißnahtvolumen der dreilagig geschweißten Schweißverbindung (einseitige Messung), dargestellt für verschiedene Messstiefen  $z$  unterhalb der Schweißnahtoberfläche (vgl. Bild 3.21)



**Bild 4.17:** Eigenspannungsverteilung im Volumen der artfremd geschweißten Auftragnähte (schrumpfbehinderte Probe); Einsatz des LTT-CrNi- (links) und des LTT-CrMn-Zusatzes (rechts) lediglich im Bereich der Decklage, Fertigung der Wurzel- und Fülllage mit Hilfe des konventionellen Zusatzes; (einseitige Messung), dargestellt für verschiedene Messstiefen  $z$  unterhalb der Schweißnahtoberfläche (vgl. Bild 3.21)

Die während des MAG-Mehrlagenschweißens durchgeführten In-situ-Beugungsexperimente sowie die anschließenden Eigenspannungsmessungen haben gezeigt, dass die Beanspruchung von LTT-Schweißverbindungen vor allem für die Wurzelschweißung durch die auf Entmischung mit dem Grundwerkstoff zurückzuführende Phasenumwandlung bestimmt wurde. In Longitudinalrichtung konnte mit Hilfe der LTT-Zusatzwerkstoffe erst mit zunehmendem Anteil an Martensit die Schweißnaht gegenüber einer konventionellen Verbindung entlastet werden. Für die Schweißversuche wurde eine kompakte Probenform mit sehr hohem Einspanngrad gefunden, während die behinderte thermische Schrumpfung der Schweißnaht für die hier genutzten Schweißparameter eher klein ist. Der vorliegende Temperaturgradient ist nicht auf die üblich vorliegenden Stumpfstoßverbindungen übertragbar. Gegenüber einer konventionellen Verbindung waren nur für die LTT-CrNi-Verbindung im Volumen höhere Druckeigenspannungen in Longitudinalrichtung ermittelbar, während in Transversalrichtung kein signifikanter Unterschied gefunden wurde. Der gezielte Einsatz von LTT-Legierungen im Bereich der Decklage resultiert in zu den komplett artfremd geschweißten LTT-Verbindungen vergleichbaren Eigenspannungsverteilungen. Die Übertragung der Ergebnisse dieser speziellen Auftragnähte auf Stumpfstoße mit Bauteilcharakter ist aufgrund des Wärmeflusses nicht direkt gegeben. In den folgenden Untersuchungen sollen deshalb unter Anwendung des Versuchsplans nach Bild 3.11 die Wärmeführung gezielt variiert und die Beanspruchung von Stumpfstoßen sowohl freischrumpfend als auch unter Einspannung untersucht werden.

### 4.4 Schweißversuche unter freier Schrumpfung

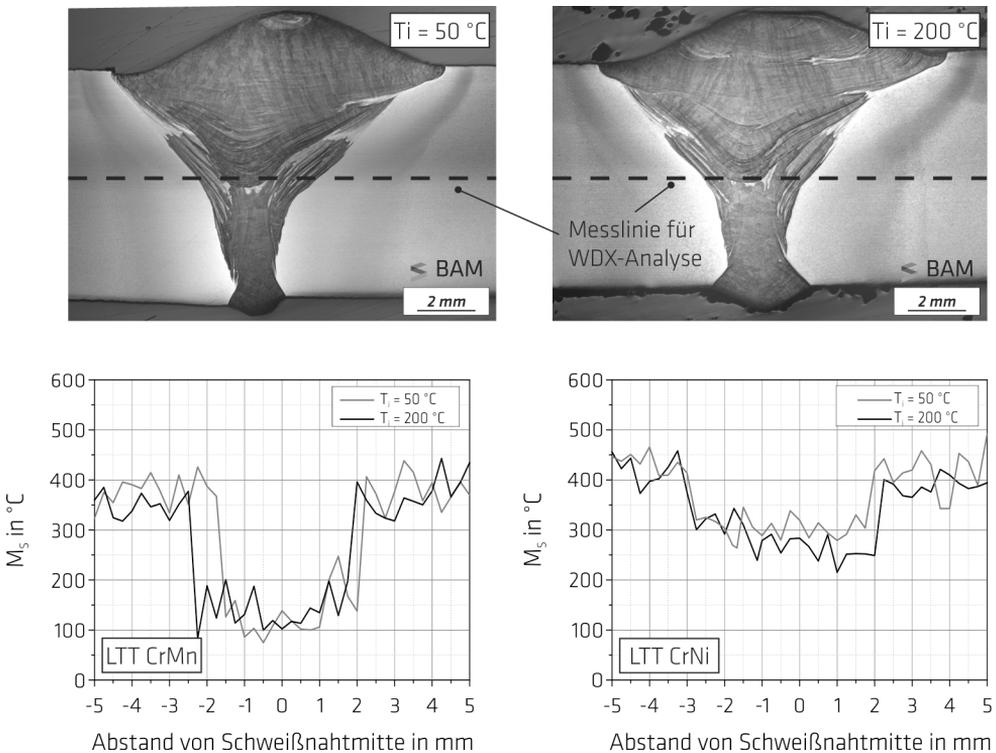
Anhand von Schweißversuchen unter freier Schrumpfung war der Einfluss der Wärmeführung auf die Beanspruchung realitätsnaher LTT-Schweißverbindungen mit Hilfe des unter Abschnitt 3.2.5 erläuterten Versuchsplans analysierbar. Dazu wurden Zweilagenschweißungen an 8 mm dicken Blechen unter Variation der Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur ( $T_p$  bzw.  $T_i$ ) durchgeführt. Der Einfluss der Schweißparameter auf das Schrumpfbestreben der Schweißnaht (Temperaturgradient) und den Schweißverzug von LTT-Schweißnähten konnte im Vergleich zu einer konventionell geschweißten Verbindung bewertet werden. Abschließend wurde der Winkelverzug dem einer 25 mm starken Mehrlagenschweißverbindung gegenübergestellt. Zunächst werden der allgemeine Aufbau und das Gefüge der Zweilagenschweißverbindung diskutiert.

#### 4.4.1 Aufbau und Gefüge der Naht

Trotz unterschiedlicher  $T_p$  bzw.  $T_i$  konnten für die in Bild 4.18 (oben) dargestellten zweilagig geschweißten LTT-Verbindungen durch  $t_{8/5}$ -Zeiten zwischen 7 s und 14 s vergleichbare Nahteigenschaften erzielt werden. Sowohl die konventionelle als auch die LTT-Verbindungen weisen ein martensitisches Schweißnahtgefüge mit vergleichbarer Breite der WEZ auf. Die Härte des konventionellen Schweißgutes beträgt im Mittel 360 HV 0,1. Für die LTT-Legierungen wurden innerhalb der Schweißnaht Härten von 440 HV 0,1 (LTT CrNi) und 500 HV 0,1 (LTT CrMn) ermittelt. Im Fall des LTT CrMn wurde durch eine  $T_i$  von 50 °C die Wurzel auf das Härteniveau der konventionellen Schweißnaht angelassen. Dennoch besteht bei den LTT-Verbindungen aufgrund der vergleichsweise hohen Härte prinzipiell die Gefahr der Kaltrissbildung.

Mit Hilfe von WDX-Reihenanalysen (vgl. Tabelle 3.16) und Gleichung 2.9 wurde die Variation der  $M_s$  über den Schweißnahtquerschnitt bewertet. Dabei wurden für beide LTT-Verbindungen gegenüber

der konventionellen Verbindung abgesenkte  $M_s$  ermittelt. Die in Tabelle 4.4 dargestellten  $M_s$  der reinen Schweißgüter wurden lokal erreicht, während die  $M_s$  der hier betrachteten Schweißnähte im Durchschnitt bei 280 °C (LTT CrNi) bzw. 150 °C (LTT CrMn) liegen. Im Übergang zur WEZ werden  $M_s$  von ca. 420 °C erzielt. Im Bereich der Wurzel nahmen die  $M_s$  gegenüber der theoretisch zu erwartenden  $M_s$  tendenziell zu und erreichten teilweise Umwandlungstemperaturen von 350 °C (LTT CrNi), während für die LTT-CrMn-Verbindungen bis zu 210 °C ermittelt wurden. Im Bereich der Decklage wurden Anreicherungen an Chrom festgestellt, wodurch die theoretisch mögliche  $M_s$  lokal auf bis zu 190 °C (LTT CrNi) bzw. 100 °C (LTT CrMn) herabgesetzt wird. Diese Betrachtung bestätigt, dass die Phasenumwandlung der Schweißnaht praxisnaher LTT-Verbindungen nicht auf die Umwandlungstemperatur des reinen Schweißgutes begrenzt werden kann. Vielmehr sind der Abbrand der Legierungselemente und die Entmischung der Schweißnaht mit dem Grundwerkstoff in Abhängigkeit der Stoßform bzw. der Wärmeführung zu betrachten. So wurde unabhängig von der genutzten LTT-Legierung für die hier gewählten Versuchsparameter ein Abbrand von bis zu 40 % der Hauptlegierungselemente Cr, Ni und Mn ermittelt.

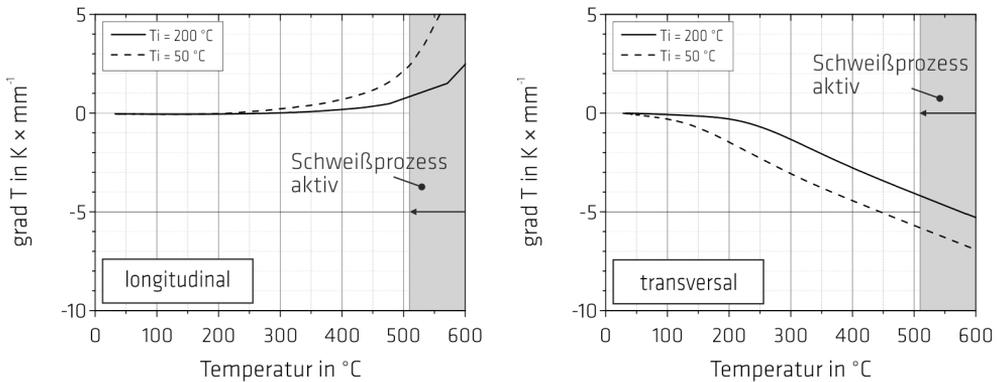


**Bild 4.18:** Messposition der WDX-Analysen, dargestellt am Schweißnahtquerschnitt des LTT CrMn (oben) und Variation der theoretisch möglichen  $M_s$  über dem Schweißnahtquerschnitt der untersuchten LTT-Legierungen und Zwischenlagentemperatur (unten), ermittelt nach Steven und Haynes [215]

#### 4.4.2 Einfluss der Wärmeleitung auf das Temperaturprofil während des Schweißens

In Bild 4.19 ist die Entwicklung des Temperaturgradienten in Bezug auf die Temperatur des Schweißgutes in Probenmitte dargestellt. Die Berechnung erfolgte nach Gleichung 3.13 in Abhängigkeit der Anordnung der Thermoelemente nach der Tabelle 3.18 sowohl in Longitudinalrichtung im Schweißgut zwischen Schweißnahtanfang ( $t_{e6}$ ) und -ende ( $t_{e8}$ ) als auch in Probenmitte in Transversalrichtung zwischen dem Schweißgut ( $t_{e7}$ ) und der Messstelle für die Vorwärmtemperatur ( $t_{e1}$ ) (vgl. Bild 3.12 (links)). Unabhängig vom verwendeten Zusatzwerkstoff wurde sowohl für die Wurzel- als auch für die Decklage eine quantitativ vergleichbare Entwicklung des Temperaturgradienten festgestellt. Analog zu der in Bild 4.11 dargestellten Entwicklung nimmt der Temperaturgradient in Longitudinalrichtung während der Abkühlung der Probe ab. Bei einer Temperatur von ca. 300 °C - 350 °C in Schweißgutmitte ist kein Temperaturgradient mehr vorhanden. Während der weiteren Abkühlung liegt somit in Longitudinalrichtung entlang der Schweißnahtlängsachse praktisch keine behinderte thermische Schrumpfung vor. Während der Abkühlung liegen bei Temperaturen von 400 °C - 500 °C für den konventionellen Zusatz schon bis zu 600 MPa in Bezug auf die 0,2-%-Warmdehngrenze vor (vgl. Bild A.17 im Anhang). Plastisches Materialverhalten der konventionellen Schweißnaht kann somit entlang der Schweißnahtlängsachse ausgeschlossen werden. Es ist anzunehmen, dass der vorliegende Spannungszustand sowohl durch Zugspannungen aufgrund der behinderten thermischen Schrumpfung als auch durch Druckspannungen aufgrund der martensitischen Phasenumwandlung bestimmt wird. Während die martensitische Phasenumwandlung für die konventionelle Verbindung in Longitudinalrichtung nahezu abgeschlossen ist, wenn kein Temperaturgradient mehr vorliegt, wurde die  $M_s$  der LTT-Legierungen nach Bild 4.18 (unten) noch nicht erreicht. Gleichzeitig nimmt die 0,2-%-Warmdehngrenze und die Warmzugfestigkeit der verwendeten LTT-Zusatzwerkstoffe nach Bild 4.5 unterhalb einer Temperatur von 300 °C erheblich zu, sodass (Druck-) Spannungen aufgebaut werden können, während die Schrumpfbehinderung oberhalb einer Temperatur von 350 °C vor allem plastische Verformung des Austenits der Schweißnaht hervorrufen wird. Der Einfluss der  $T_p$  bzw.  $T_i$  ist in der Steigung des Temperaturgradienten während der Abkühlung erkennbar. Für eine  $T_p$  bzw.  $T_i$  von 50 °C nimmt dieser während der Abkühlung bis auf eine Temperatur von 250 °C ab, da der Wärmefluss vor allem durch die Wärmeleitfähigkeit der Schweißnaht gesteuert wird. Für eine  $T_p$  bzw.  $T_i$  von 200 °C nimmt der Temperaturgradient während der Abkühlung ebenfalls ab, bis der Temperaturgradient bei einer Temperatur von 350 °C in Schweißnahtmitte nicht mehr vorhanden ist. Basierend auf der  $T_p$  bzw.  $T_i$  von 200 °C nimmt der Wärmeeintrag im Vergleich zur  $T_p$  bzw.  $T_i$  von 50 °C zu. Dadurch staut sich die Wärme während der Abkühlung im Bereich der Fugestelle. Der Einfluss der Schrumpfbehinderung in Longitudinalrichtung ist somit bei schon höheren Temperaturen in Schweißnahtmitte vermindert.

Konträr zur schrumpfbehinderten U-Probe (Abschnitt 4.3.1, Bild 4.11) konnte in Transversalrichtung ein erheblicher Temperaturgradient während der gesamten Abkühlung ermittelt werden. Der Temperaturgradient wird für diese Stoßform bzw. Blechkonfiguration durch den Wärmefluss in den umliegenden kalt gebliebenen Grundwerkstoff bestimmt. Dadurch ist der Temperaturgradient für eine  $T_p$  bzw.  $T_i$  von 50 °C deutlicher ausgeprägt und erst nahe Raumtemperatur nicht mehr vorhanden. In Transversalrichtung liegt somit während der gesamten Abkühlung eine behinderte thermische Schrumpfung der Schweißnaht vor. Für eine  $T_p$  bzw.  $T_i$  von 200 °C wird ein Temperatureausgleich erst unterhalb einer Temperatur von 100 °C erzielt.

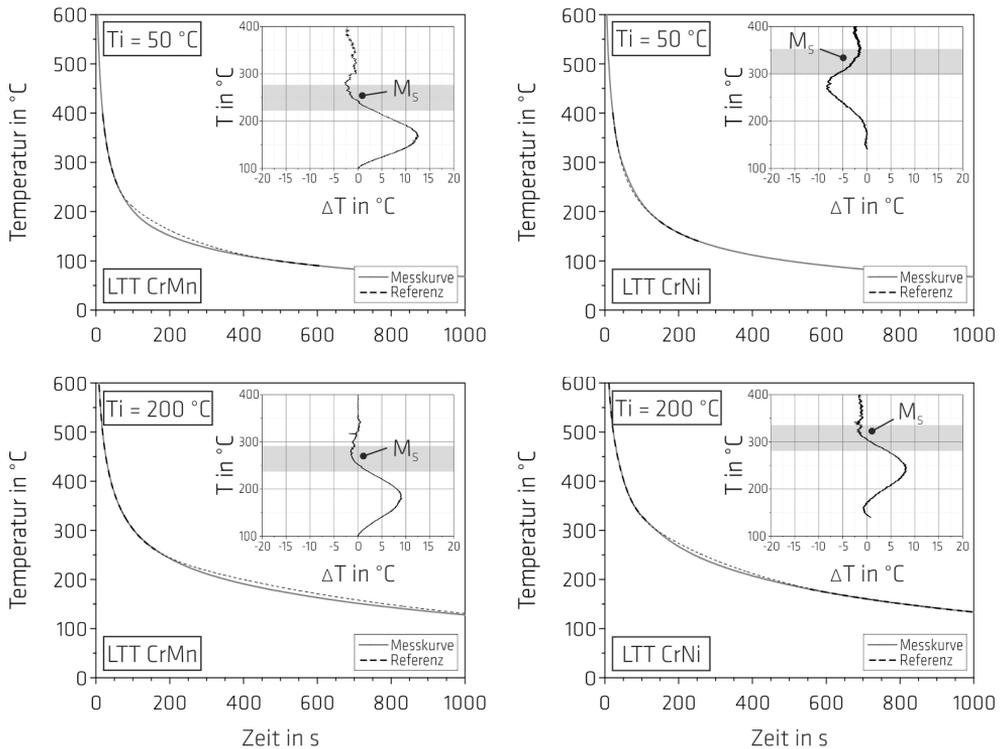


**Bild 4.19:** Während der Abkühlung der Decklage ermittelte Entwicklung des Temperaturgradienten in Longitudinal- (links, Schweißrichtung) und Transversalrichtung (rechts, quer zur Schweißrichtung) bezogen auf die Temperatur des Schweißgutes in Probenmitte

Darüber hinaus wurde eine Einsensor-Differenz-Thermoanalyse (vgl. Abschnitt 3.2.2.3) durchgeführt, um die Umwandlungstemperaturen der Schweißgüter über die theoretische Bestimmung in Bild 4.18 hinaus experimentell aufzuzeigen. Die Ergebnisse sind für die LTT-Legierungen während der Abkühlung der Decklage in Bild 4.20 dargestellt. Dort ist jeweils die durch Schmelztauchen in Probenmitte gemessene Temperatur im Vergleich zu einem analytischen Referenzverlauf abgebildet. Die Differenz beider Temperaturkurven ist im Bereich der jeweiligen Phasenumwandlung vergrößert angegeben (vgl. Bild 4.20). In Abhängigkeit der Abkühlgeschwindigkeit zum Zeitpunkt der Umwandlung scheint diese Änderung unterschiedlich stark ausgeprägt zu sein. Nach eigener Sicht und in Zusammenhang mit den Ergebnissen der WDX-Analyse in Bild 4.18 (unten) sollte darüber hinaus ein Bereich für  $M_s$  definiert werden (Bild 4.20, grau unterlegt), um Unsicherheiten bei der Bestimmung der Referenzfunktion zu eliminieren. So erfolgt die Festlegung der Grenzen der der Referenzfunktion zugrunde liegenden Stützfunktionen subjektiv. Für die  $M_s$  wurde hier eine Messunsicherheit von bis zu  $\pm 5\%$  definiert.

Für die konventionelle Verbindung wurde für die Wurzellage eine  $M_s$  von 405 °C ermittelt, während das Signal-zu-Rausch-Verhältnis für die Decklage keine genaue Aussage zuließ. Für die Wurzel- und Decklage der LTT-CrMn-Verbindung konnten  $M_s$  von ca. 240 °C ermittelt werden, während für die Wurzel- und Decklage der LTT-CrNi-Verbindung  $M_s$  von ca. 320 °C bestimmt wurden. Damit wurden die in Bild 4.18 (unten) mittels WDX-Analyse bzw. durch den Ansatz von Steven und Haynes [215] ermittelten Umwandlungstemperaturen für den LTT CrNi bestätigt, während die  $M_s$  für die LTT-CrMn-Verbindung überschätzt wurden. Aufgrund des stetig abnehmenden Anstiegs der Temperatur-Zeit-Kurve und der gleichzeitig nur schwach ausgeprägten Temperaturdifferenz im relevanten Bereich der Umwandlung ist die SS-DTA im Fall des LTT CrMn nur eingeschränkt ausführbar. Dennoch liegen die in Bild 4.18 (unten) aufgezeigten  $M_s$  im Auswertebereich der Einsensor-Differenz-Thermoanalyse. Beide Verfahren eignen sich, den Einfluss der Phasenumwandlung zu quantifizieren. Während die SS-DTA mühelos während des Versuches angewendet werden kann, ist die manuelle Festlegung der Stützfunktionen für die Auswertung durch eine Referenzfunktion subjektiv, sodass ein relativ großer Toleranzbereich festgelegt wurde. Der Ansatz von Steven und Haynes [215] wurde empirisch definiert, hat sich aber in Bezug auf LTT-Legierungen in der Literatur behauptet. Gleichzeitig

kann der Einfluss der Schweißparameter über den gesamten Schweißnahtquerschnitt bewertet werden. Unabhängig vom verwendeten Messverfahren lag erwartungsgemäß kein Einfluss der  $T_p$  bzw.  $T_i$  respektive der  $t_{8/5}$ -Zeit auf die  $M_s$  der LTT-Legierungen vor.



**Bild 4.20:** Ermittlung der Martensit-Start-Temperatur ( $M_s$ ) der LTT-CrMn- (links) und der LTT-CrNi-Verbindungen (rechts) mittels Einsensor-Differenz-Thermoanalyse durch Schmelztauchen eines Thermoelements ins Schweißgut der Decklage

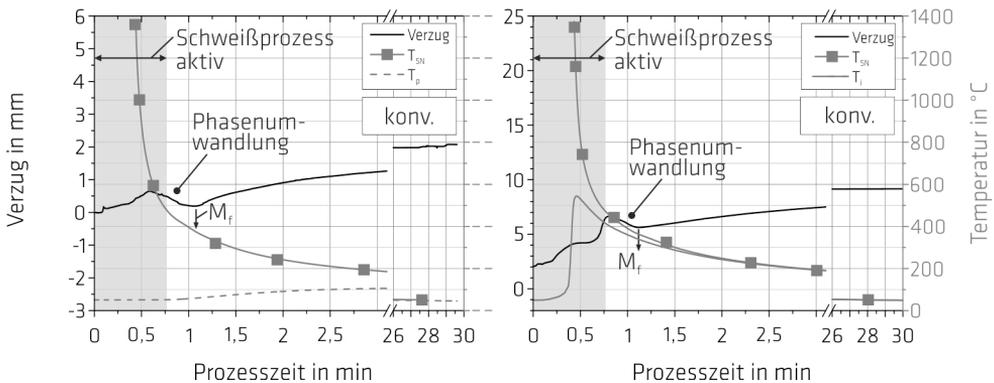
### 4.4.3 Verzugsanalyse

Während des Fügens der Zweilagenschweißverbindungen wurde der Verzug einseitig durch induktive Wegaufnehmer auf der Blechoberseite nach Tabelle 3.19 am Probenanfang, -mitte und -ende bestimmt (vgl. Bild 3.12 (links) in Kapitel 3.2.5.2). In Bild 4.21 und Bild 4.22 sind die zeitlichen Entwicklungen des Verzuges in Probenmitte – normiert auf die Blechbreite (vgl. Tabelle 3.17) – für die konventionelle Verbindung als auch für die LTT-Verbindungen aufgezeigt. In den Darstellungen ist die Entstehung des Verzuges während der Fertigung der Wurzel- (links) und der Decklage (rechts) veranschaulicht. Die Schweißdauer wurde grau schattiert eingetragen. Im Vergleich ist die Prozessdauer für die konventionelle Verbindung gegenüber der Schweißdauer der LTT-Verbindungen erhöht. Nach Tabelle 3.17 weisen die verwendeten Zusatzwerkstoffe unterschiedliche Drahtdurchmesser auf. Um eine Vergleichbarkeit der Versuche über die eingebrachte Streckenenergie zu gewährleisten, wurde die Schweißgeschwindigkeit angepasst. Beide Varianten führen zum gleichen Verlauf des Temperaturgradienten (vgl. Bild 4.19), sodass eine Vergleichbarkeit der Versuche gegeben ist. Zusätzlich wurde der Temperatur-Zeit-Verlauf für das in der Schweißnahtmitte eingebrachte Thermoelement

sowie die Vorwärmtemperatur (Wurzellage) bzw. Zwischenlagentemperatur (Decklage) eingetragen. Die Entwicklung des Schweißverzuges am Probenanfang und am -ende ist dem Anhang zu entnehmen (vgl. Bild A.24 – Bild A.29).

Sowohl während der Fertigung der Wurzel- als auch der Decklage nimmt der Verzug während des Schweißprozesses nach Bild 4.21 und Bild 4.22 zu. Dabei fällt auf, dass der Verzug der Wurzellage unabhängig vom verwendeten Zusatzwerkstoff gegenüber dem der Decklage kleiner ausfällt. Auch bei einer Zwischenlagentemperatur von 200 °C wurde dieser Zusammenhang aufgezeigt. Als ursächlich hierfür wurde der geringere Hebelarm der Wurzellage relativ zur neutralen Faser des Bleches angenommen. Gleichzeitig nimmt das schrumpfende Nahtvolumen erst durch die Decklage deutlich zu. Durch die Nahtkonfiguration des genutzten Stumpfstößes (V-Naht) ergibt sich mit zunehmender Lagenzahl eine inhomogene Verteilung der Querverkürzungen über die Nahtdicke, wodurch der Winkelverzug deutlich zunimmt [363/S. 202-232].

In Bild 4.21 ist der Einfluss der Phasenumwandlung für die konventionelle Verbindung sowohl für die Wurzel- als auch für die Decklage erkennbar. Wenn das Schweißgut während der Abkühlung  $B_s$  bzw.  $M_s$  erreicht, wird die Zunahme des Verzuges verzögert und sogar um bis 0,5 mm (Wurzellage) bzw. 1 mm (Decklage) reduziert. Ab einer Temperatur von ca. 370 °C ( $M_f$ ) nimmt der Verzug wieder zu. Im weiteren Verlauf nimmt der Verzug stetig zu, kompensiert die auf Phasenumwandlung zurückgeführte Reduktion des Verzuges und erreicht bei Raumtemperatur ein Maximum von ca. 10 mm. Die deutliche Zunahme des Verzuges während der Fertigung der Decklage ist im Vergleich zur Wurzellage durch die inhomogene Querschrumpfung der Naht über den Schweißnahtquerschnitt erklärbar.

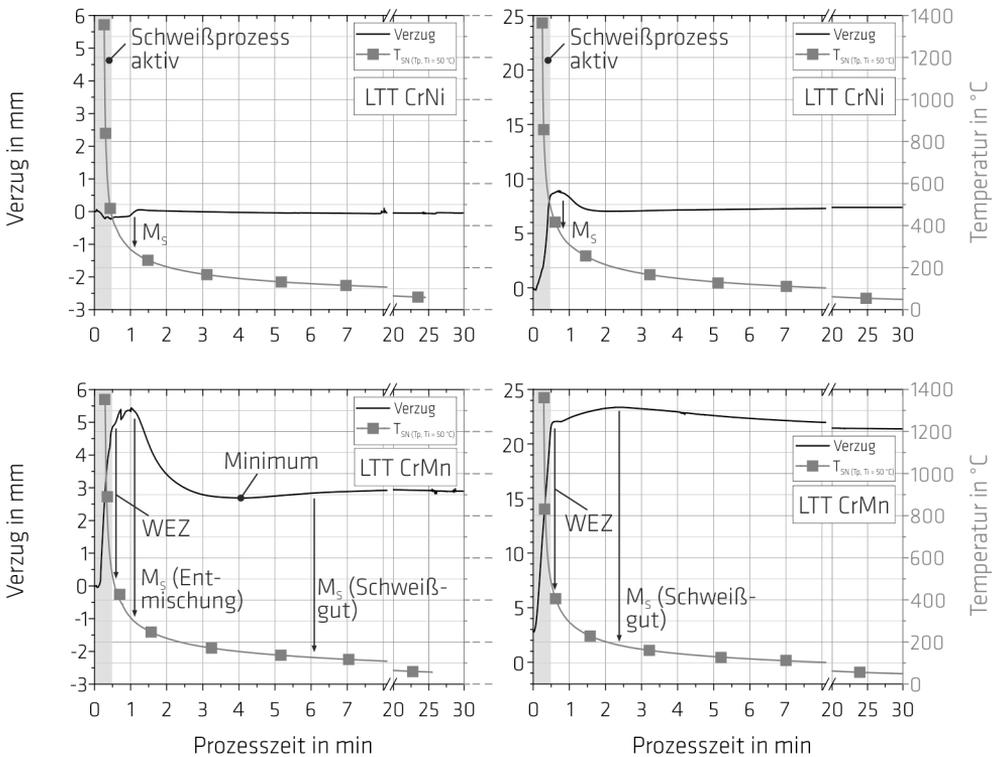


**Bild 4.21:** Für die konventionelle Verbindung ermittelter Verzug am Blechrand und in Schweißnahtmitte während der schweißtechnischen Fertigung der Wurzellage (links) und der Decklage (rechts); Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur = 50 °C; Schmelztauchen durch ein Thermoelement (te7) in Schweißnahtmitte durchgeführt (vgl. Tabelle 3.18)

In Bild 4.22 ist die Entwicklung des Verzuges während des Schweißens der Wurzel- und der Decklage unter Verwendung der LTT-Zusatzwerkstoffe für eine  $T_p$  bzw.  $T_i$  von 50 °C dargestellt. Während der Abkühlung der Wurzellage konnte für die LTT-CrNi-Verbindung nahezu kein Verzug ermittelt werden. Nach dem Schweißprozess nimmt der Verzug um 0,2 mm leicht zu, während der weitere Verzug durch die bei der  $M_s$  einsetzenden Phasenumwandlung nivelliert wird. Der Wendepunkt stimmt mit der im Durchschnitt ermittelten  $M_s$  von 280 °C überein. Während der weiteren Abkühlung bis auf die  $T_i$  von 50 °C bleibt der Verzug nahezu konstant. Im Vergleich zur Entwicklung des Verzuges der Wurzellage der konventionellen Verbindung in Bild 4.21 ist davon auszugehen, dass die Phasenumwandlung des LTT CrNi die thermische Schrumpfung während der Abkühlung kompensiert. Diese Erkenntnis wird

durch die lokal niedrigeren  $M_s$  in Bild 4.18 (unten) gestützt. Während des Schweißens der Decklage nahm der Verzug für den LTT CrNi jedoch anfangs um bis zu 9 mm zu. Direkt nach dem Fügen der Decklage ist der Verzug der LTT-CrNi-Verbindung so im Vergleich zur konventionellen Verbindung um bis zu 80 % höher, da die  $M_s$  des LTT CrNi noch nicht unterschritten wurde.

Die Zunahme des Verzuges im Vergleich zur Wurzellage ist auf die inhomogene Querschrumpfung über den Schweißnahtquerschnitt zu erklären. Während der weiteren Abkühlung wird die  $M_s$  der LTT-CrNi-Verbindung unterschritten. Dabei wird der Verzug dieser Schweißverbindung um 2 mm abgebaut. Analog zur Wurzellage kann der Verzug während der weiteren Abkühlung der Schweißverbindung durch die fortwährende Phasenumwandlung konstant gehalten werden.



**Bild 4.22:** Für die LTT-Verbindungen LTT CrNi (oben) und LTT CrMn (unten) ermittelter Verzug am Blechrand und in Schweißnahtmitte während der schweißtechnischen Fertigung der Wurzellage (links) und der Decklage (rechts); dargestellt für die Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur von 50 °C

Die zeitliche Entwicklung des Verzuges ist zwischen den LTT-Schweißverbindungen nur qualitativ ähnlich. Im Vergleich zur Decklage der LTT-CrNi-Verbindung zeigt die LTT-CrMn-Verbindung bei Raumtemperatur einen um bis zu 180 % höheren Verzug. Die thermische Schrumpfung der Schweißnaht bestimmt den Verzug, während die eigentliche  $M_s$  zu niedrig ist, um die Querschrumpfung der Schweißnaht durch eine Phasenumwandlung zu kompensieren. Während der Abkühlung der Wurzellage erreicht der Verzug bei einer Temperatur der Schweißverbindung von 430 °C einen Wendepunkt. Dieser Wendepunkt ist auf die Phasenumwandlung der WEZ und des Schweißgutes am Nahtanfang zurückzuführen, während ein erheblicher Abbau des Verzuges (3 mm) über das Temperaturintervall

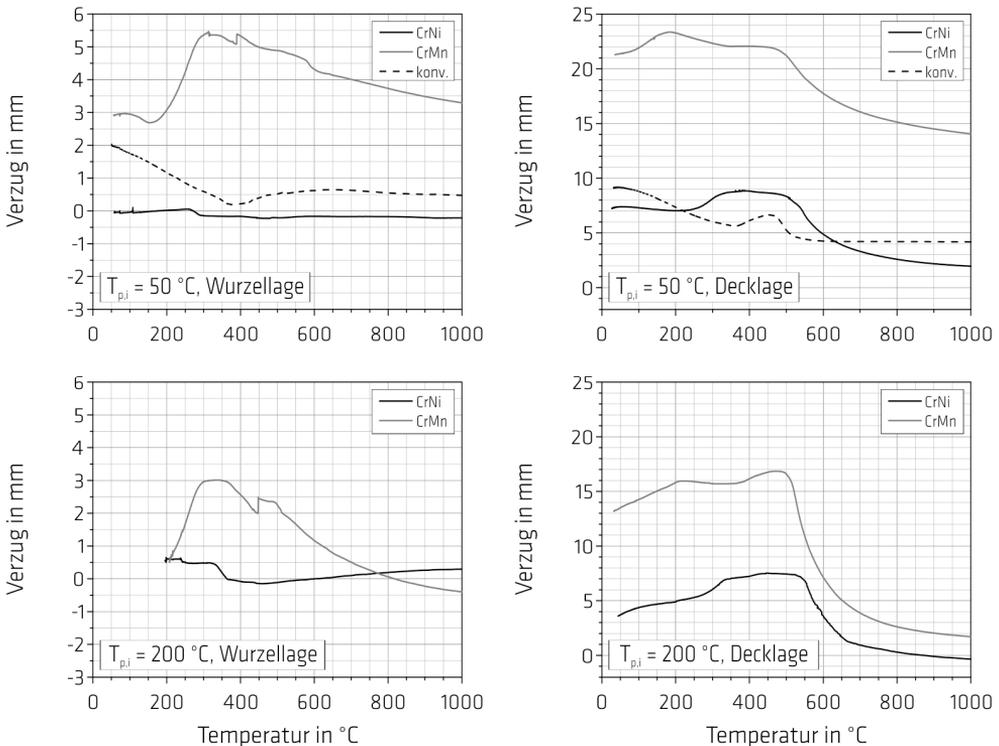
von 300 °C - 150 °C stattfindet und in einem lokalen Minimum endet. Dieser Abbau ist auf Phasenumwandlung des entmischten Schweißgutes zurückzuführen (vgl. Bild 4.18 und Bild 4.20). Nachdem das lokale Minimum im Verzug erreicht wurde, dominiert die thermische Schrumpfung der Naht, sodass der Verzug erneut zunimmt, bis bei Unterschreitung der  $M_s$  des reinen Schweißgutes ( $M_s = 123$  °C) ein zweiter Wendepunkt erreicht wird. Analog zum LTT CrNi kann durch die abschließende Phasenumwandlung des reinen Schweißgutes die Querschrumpfung kompensiert werden. Für den hier betrachteten Fall weisen die konventionelle und die LTT-CrMn-Verbindung vor dem Schweißprozess der Decklage einen vergleichbaren Verzug auf. Während der anschließenden Fertigung der Decklage nimmt der Verzug wiederum deutlich zu. Analog zur Wurzellage wird die Zunahme des Verzuges erst durch die Phasenumwandlung der WEZ bei ca. 430 °C verzögert. Jedoch kann dem Verzug erst ab der nach Bild 4.18 und Bild 4.20 für die Decklage durchschnittlichen  $M_s$  bis auf Raumtemperatur entgegengewirkt werden. Beide LTT-Legierungen können den Verzug nach dem Durchlaufen der lokalen Maxima praktisch konstant halten.

Der Verzug wird während der Abkühlung der einzelnen Lagen durch die Querschrumpfung der Schweißnaht verursacht und kann mit Hilfe einer martensitischen Phasenumwandlung reduziert werden. Dabei ist die über den Schweißnahtquerschnitt variierende Höhe der  $M_s$  und der wirksame Phasenanteil in Zusammenhang mit dem temporär vorliegenden Temperaturgradienten für LTT-Verbindungen entscheidend. In diesem Zusammenhang wurde untersucht, inwieweit sich eine erhöhte aber praxisrelevante  $T_p$  bzw.  $T_i$  nahe bzw. oberhalb der nominellen  $M_s$  der LTT-Verbindungen auf den resultierenden Verzug auswirkt. Mit Hilfe einer  $T_p$  bzw.  $T_i$  von 200 °C wurde die Wartezeit zwischen den Schweißprozessen für die Wurzel- und Decklage reduziert sowie der Temperaturgradient verringert. Theoretisch wird damit die martensitische Phasenumwandlung der Schweißnaht auf das Ende des gesamten Schweißprozesses verlagert. Da die  $M_s$  der konventionellen Verbindung oberhalb dieser  $T_i$  liegt, wurde von entsprechenden Versuchen unter Nutzung des konventionellen Zusatzes abgesehen. In Bild 4.23 ist die Entwicklung des Verzuges in Abhängigkeit der  $T_p$  bzw.  $T_i$  während der Abkühlung am Blechrand und in Probenmitte in Bezug auf die Temperatur in Schweißnahtmitte dargestellt.

Während der Abkühlung der Wurzellage auf die  $T_i$  von 50 °C (Bild 4.23 oben, links) wird der Verzug für die konventionelle Schweißverbindung bei Unterschreitung der  $M_s$  abgebaut werden. Nach Abschluss der martensitischen Phasenumwandlung nimmt der Verzug erheblich zu, da die Schrumpfung in Zusammenhang mit dem Temperaturgradienten (vgl. Bild 4.19) dominant ist. Der LTT CrNi verhält sich prinzipiell ähnlich. Durch die Entmischung des Schweißgutes mit dem GW (vgl. Bild 4.18 unten) wird die  $M_s$  lokal angehoben. Direkt nach dem Schweißprozess kann somit durch die Phasenumwandlung der Schrumpfung der Schweißnaht entgegengewirkt werden. Durch die Phasenumwandlung des reinen Schweißgutes bleibt der Verzug mit zunehmender Abkühlung konstant. Der Verzug des LTT CrMn hingegen ist in Zusammenhang mit der im Anhang dargestellten Entwicklung des Verzuges am Schweißnahtanfang und -ende zu betrachten (vgl. Bild A.27). Durch die deutlich niedrigere  $M_s$  kann der LTT CrMn trotz Entmischung den Verzug während des Schweißens nicht kompensieren. Die Entwicklung des Verzuges verläuft für die konventionelle Verbindung und die LTT-CrNi-Verbindung während der Abkühlung auf die  $T_i$  von 50 °C über die Blechlänge homogen. Das ist für die LTT-CrMn-Verbindung nicht gegeben, sodass der Verzug in Nahtmitte durch den zeitlich vorab stattfindenden Verzug am Nahtanfang angehoben wird. Der Temperaturgradient in Longitudinalrichtung ist unterhalb von 300 °C vermindert, sodass der Einfluss der Schrumpfung am Nahtanfang und -ende abnimmt. Der Abbau des Verzuges nach dem Durchlaufen des Maximums bei einer Temperatur von ca. 300 °C

ist auf die Phasenumwandlung des entmischten Schweißgutes zurückzuführen. Nach dem Durchlaufen des lokalen Minimums nimmt der Verzug aufgrund der Querschrumpfung der Schweißnaht erneut zu, bevor die  $M_s$  des reinen Schweißgutes des LTT CrMn unterschritten wird.

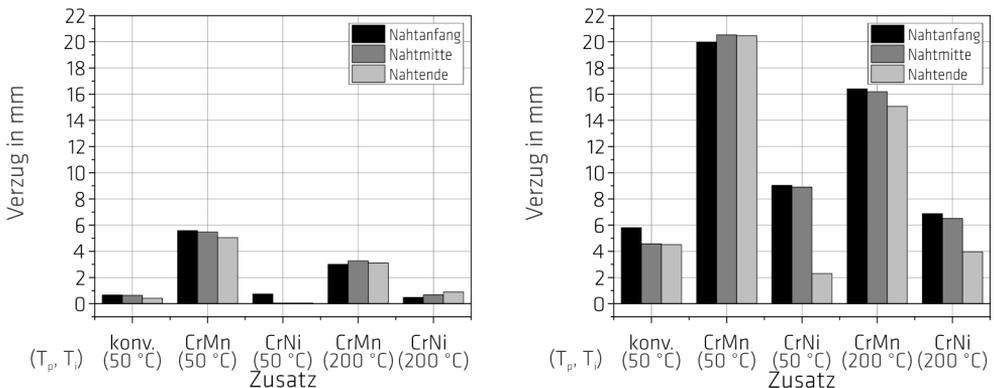
Die Entwicklung des Verzuges der LTT-Verbindungen ist während der Abkühlung der Wurzellage auf die  $T_i$  von 50 °C bzw. 200 °C qualitativ vergleichbar (Bild 4.23 links). Bei höheren  $T_p$  bzw.  $T_i$  ist der Anstieg des Verzuges für den LTT CrMn deutlich verringert. Als ursächlich hierfür ist das im Vergleich zu einer niedrigeren  $T_p$  bzw.  $T_i$  bei einer Vorwärmung auf die  $T_p$  von 200 °C verringerte thermische Schrumpfbestrebungen der Schweißnaht (vgl. Bild 4.19) anzunehmen. Die durch Entmischung mit dem GW verschobene  $M_s$  ab ca. 300 °C bleibt hingegen gleich, sodass der Verzug der Wurzel im Vergleich zu einer  $T_i$  von 50 °C verringert ist. Gleichzeitig scheint sich der während der Abkühlung der Wurzellage erreichte Verzug auf das Niveau des Verzugs der Decklage auszuwirken. So konnte mit Hilfe einer  $T_p$  bzw.  $T_i$  von 200 °C die Schrumpfung der Decklage reduziert werden. Die Zunahme des Verzuges zwischen 600 °C und 500 °C wird vor allem durch die zeitlich inhomogen stattfindende Querschrumpfung der Schweißnaht entlang der Schweißrichtung bestimmt (Temperaturgradient, vgl. Bild 4.19, Bild A.29). Sobald der Temperaturgradient in Longitudinalrichtung nicht mehr vorhanden ist ( $T_i = 200$  °C), wird der Verzug nur noch durch die homogen über die Schweißnahtlänge stattfindende Querschrumpfung bestimmt. Für eine  $T_i$  von 200 °C ist das ab einer Temperatur der Schweißnaht von 400 °C gegeben (vgl. Bild 4.19). Mit fortwährender Abkühlung kann der Verzug durch die Phasenumwandlung der LTT-Legierungen auch für hohe  $T_i$  abgebaut werden.



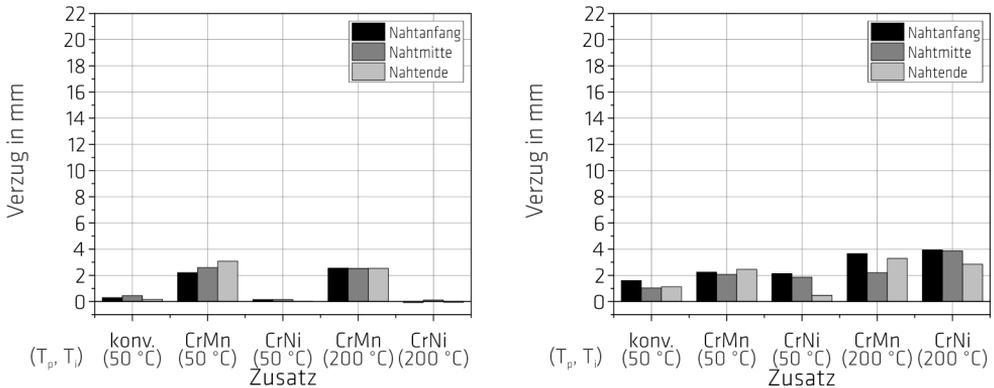
**Bild 4.23:** Verzug in Probenmitte und am Blechrand bezogen auf die Temperatur des Schweißgutes in Nahtmitte nach dem Schweißen der Wurzel- (links) und der Decklage (rechts); dargestellt für eine Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur von 50 °C (oben) und 200 °C (unten)

In Bild 4.24 und Bild 4.25 sind die oben ausgeführten Beobachtungen für die relative Zu- und Abnahme des Verzuges der Wurzel- und der Decklage am Nahtanfang, -mitte und -ende zusammengefasst. Die Ermittlung der relativen Zunahme basiert auf dem Verzug zu Beginn des Schweißprozesses bis zum Durchlaufen des ersten lokalen Maximums im Verzug (vgl. Bild 4.21, Bild 4.22). Die auf die Phasenumwandlung zurückgeführte Abnahme des Verzuges wurde zwischen dem lokalen Maximum und dem lokalen Minimum bzw. bis zum Prozessende ermittelt. Die Zunahme des Verzuges der konventionellen Verbindung nach der Beendigung der martensitischen Phasenumwandlung ist somit in Bild 4.24 und Bild 4.25 nicht enthalten. Während die Zunahme des Verzuges für die Wurzellage gering ist, nimmt der Verzug für die Decklage erheblich zu. Bedingt durch die Nahtkonfiguration lässt sich diese Beobachtung durch die zunehmend inhomogene Querschrumpfung mit zunehmender Lagenzahl begründen. Die Zunahme des Verzuges ist für den LTT CrMn am größten. Der martensitische Phasenanteil, der durch Entmischung mit dem Grundwerkstoff vorab des lokalen Maximums im Verzug der Querschrumpfung entgegenwirkt, ist im Vergleich zu den anderen Zusatzwerkstoffen geringer.

Die aus der Phasenumwandlung heraus resultierende relative Abnahme des Verzuges ist für die Decklage im Vergleich zur Wurzellage ebenfalls deutlich ausgeprägt und durch die Nahtkonfiguration erklärbar. Mit zunehmendem Lagenaufbau ist der zur Verfügung stehende martensitische Phasenanteil über die Nahtdicke inhomogen verteilt. In Bezug auf die Decklage ist es mit Hilfe der LTT-Zusätze möglich, den Verzug gegenüber der konventionellen Schweißnaht um ca. 25 % ( $T_p, T_i = 50\text{ °C}$ ) bzw. um 85 % ( $T_p, T_i = 200\text{ °C}$ ) abzubauen. Auffällig ist, dass die Reduktion des Verzuges für die jeweiligen LTT-Schweißverbindungen in Abhängigkeit der  $T_p$  bzw.  $T_i$  vergleichbar ist, jedoch mit zunehmender  $T_i$  ansteigt. Die relative Zunahme des Verzuges nimmt durch die kleiner werdende thermische Schrumpfung der Naht ab (Temperaturgradient, vgl. Bild 4.19), sodass hohe Zwischenlagentemperaturen für LTT-Zusatzwerkstoffe empfehlenswert erscheinen. Jedoch ist die nach dem Durchlaufen der Extrempunkte noch stattfindende Querschrumpfung in Zusammenhang mit der Phasenumwandlung abschließend zu betrachten.

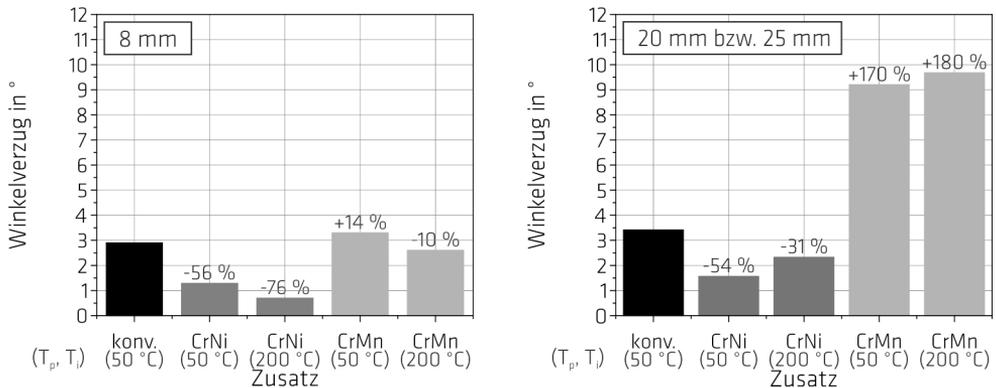


**Bild 4.24:** Relative Zunahme des Verzuges der Wurzel- (links) und der Decklage (rechts) am Blechrand mit Beginn des Schweißprozesses bis zum lokalen Maximum in Abhängigkeit der gewählten Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur sowie Zusatzwerkstoff; Messstellen in Abhängigkeit der in Tabelle 3.19 dargestellten Messpositionen



**Bild 4.25:** Relative Abnahme des Verzuges am Blechrand während der Abkühlung der Wurzel- (links) und Decklage (rechts) und nach dem Durchlaufen des lokalen Maximums in Abhängigkeit der gewählten Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur sowie Zusatzwerkstoff; Messstellen in Abhängigkeit der in Tabelle 3.19 dargestellten Messpositionen

Abschließend wurde der Winkelverzug der Schweißverbindungen ex situ mit Hilfe eines Laserscanners quer zur Nahtmitte auf der Blechoberseite (vgl. Bild 3.12 (rechts)) ermittelt. Dabei wurde der Winkel der freischumpfenden Blechseite gegenüber der während der Schweißversuche horizontal eingespannten Blechseite gemessen. Dadurch wurde der Einfluss der Phasenumwandlung bzw. der Schrumpfung nach dem Durchlaufen des lokalen Minimums im Verzug während der fortwährenden Abkühlung bis auf Raumtemperatur letztlich bewertet. In Bild 4.26 ist der Winkelverzug sowohl für die Zweilagens- als auch für die Mehrlagenschweißverbindungen dargestellt (vgl. Tabelle 3.17), um den Einfluss zunehmender Lagenzahlen auf den Verzug zu verdeutlichen. Gegenüber der konventionellen Verbindung wurde mit Hilfe von LTT-Legierungen der Winkelverzug deutlich reduziert. Das ist vor allem durch die Verwendung des Zusatzwerkstoffes LTT CrNi gegeben. Im Fall der Zweilagenschweißverbindungen wurde mit Hilfe einer höheren Zwischenlagentemperatur die Reduzierung des Winkelverzuges fortwährend garantiert. Dieser Effekt ist nicht direkt auf Mehrlagenschweißverbindungen übertragbar. Während für eine  $T_i$  von 50 °C die Reduktion des Winkelverzuges mit Hilfe des LTT CrNi vergleichbar ist, nähert sich der Winkelverzug des LTT CrNi für höhere  $T_i$  dem Winkelverzug der konventionellen Verbindung an. Für die LTT-CrMn-Verbindungen nahm der Winkelverzug gegenüber der konventionellen Verbindung deutlich zu. In Zusammenhang mit der Entwicklung des Verzuges der Zweilagenschweißverbindungen in Bild 4.22 ist anzunehmen, dass die martensitische Phasenumwandlung zu spät eintritt, während die thermische Querschrumpfung den Winkelverzug mit jeder Lage erhöht. Gleichzeitig nahm mit zunehmender Lagenzahl der durch Entmischung vorab der nominellen  $M_s$  wirksame martensitische Phasenanteil ab. Darüber hinaus kommen trotz gleicher Nahtkonfiguration aufgrund der Blechstärke unterschiedliche Schweißparameter zum Einsatz (vgl. Tabelle 3.17). Dadurch können sich die Entmischung des Schweißgutes und der Hebelarm unterscheiden, sodass ein direkter Vergleich zwischen den Zwei- und Mehrlagenschweißverbindungen nicht gegeben ist. Für beide Blechstärken wurde mit Hilfe des LTT CrNi der Winkelverzug gegenüber der konventionellen Verbindung abgebaut. Dabei sollte berücksichtigt werden, dass die thermische Beanspruchung der LTT-Verbindungen (Blechstärke 25 mm) gegenüber der konventionellen Mehrlagenschweißverbindung (Blechstärke 20 mm) aufgrund der um 38 % höheren Lagenzahl zusätzlich erhöht ist.



**Bild 4.26:** Resultierender Winkelverzug der Zweilagener (links) und der Mehrlagenschweißverbindungen (rechts) in Abhängigkeit des gewählten Zusatzwerkstoffes und der Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur sowie quer zur Schweißnahtmitte; prozentuale Abweichung normiert auf den Winkelverzug der konventionellen Verbindung; Winkelverzug der konventionellen 20 mm starken Mehrlagenschweißverbindung aus [357] ermittelt

Die Analyse der freischumpfend geschweißten Stumpfstoße hat gezeigt, dass die thermische Schrumpfung der Schweißnaht sowohl in Longitudinal- als auch in Transversalrichtung einen erheblichen Einfluss auf den resultierenden Winkelverzug ausübt und eine martensitische Phasenumwandlung den Verzug reduzieren kann. Mit Hilfe des Temperaturgradienten wurde der Einfluss der thermischen Schrumpfung der Schweißnaht bewertet. Während die Phasenumwandlung für die konventionelle Verbindung lediglich temporär eine Reduzierung des Verzugs bewirkte, konnte die Querschrumpfung mit Hilfe der LTT-Legierungen während der gesamten Abkühlung der jeweiligen Lagen kompensiert werden. Als ursächlich hierfür ist die martensitische Phasenumwandlung des entmischten aber auch vor allem des reinen Schweißgutes über ein hinreichend großes Temperaturintervall anzusehen. Die im Vergleich zum LTT CrMn höhere Wirkung des LTT CrNi ist auf einen zum entsprechenden Zeitpunkt höheren Phasenanteil an Martensit zurückzuführen.

Die durchgeführten Untersuchungen zeigen für die betrachtete Nahtkonfiguration, dass der Winkelverzug vor allem durch die Querschrumpfung der Decklage beeinflusst wird. Für die untersuchten LTT-Zweilagenschweißverbindungen wirkte sich die Zunahme der Zwischenlagentemperatur positiv auf die Abnahme des Winkelverzuges aus, während dieser Effekt für die Mehrlagenschweißverbindungen nicht direkt bestätigt wurde.

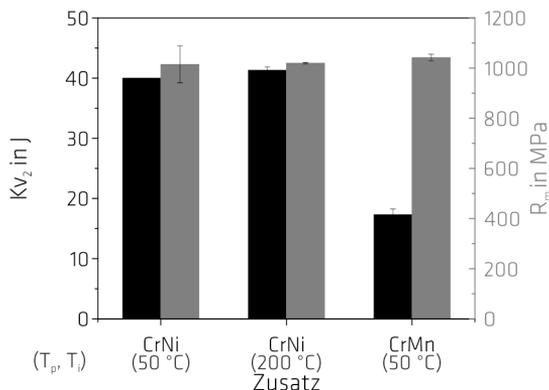
#### 4.5 Mehrlagenschweißversuche unter definierter äußerer Schrumpfbehinderung

Die Schrumpfung von Baugruppen ist in der Regel während der schweißtechnischen Verarbeitung durch ihre Konstruktion und die Schweißnahtvorbereitung zusätzlich mechanisch behindert (Einspanngrad). Deshalb wurde das Versuchsprogramm nach Abschnitt 3.2.5 auf die 2-MN-Prüfanlage übertragen. Dies ermöglichte die Untersuchung der aus der Fertigung heraus resultierenden multi-axialen Beanspruchung der Schweißverbindung unter Berücksichtigung der Wärmeleitung und der Phasenumwandlung (vgl. Abschnitt 3.2.6). Aufgrund der Komplexität der Vorgänge während des Schweißens wird der Einfluss der o. g. Faktoren auf die Reaktionskräfte und -momente zunächst anhand ausgewählter Versuche erläutert und abschließend mit Hilfe der statistischen Versuchsauswertung

tion unter Anwendung der Regressionsanalyse bewertet. Ausgehend von den Ergebnissen der Zweilagenschweißverbindungen an 8 mm starken Blechen soll die Entwicklung der Reaktionskräfte und -momente für 25 mm starke artfremd geschweißte Mehrlagenschweißverbindungen bewertet werden. Darüber hinaus wurde der Einfluss einer Modifizierung der artfremden Schweißung durch die Begrenzung des Einsatzes von LTT-Zusatzwerkstoffen auf den Bereich der Decklage in Hinblick auf die globale Beanspruchung untersucht.

#### 4.5.1 Aufbau und Gefüge der Zweilagenschweißverbindungen

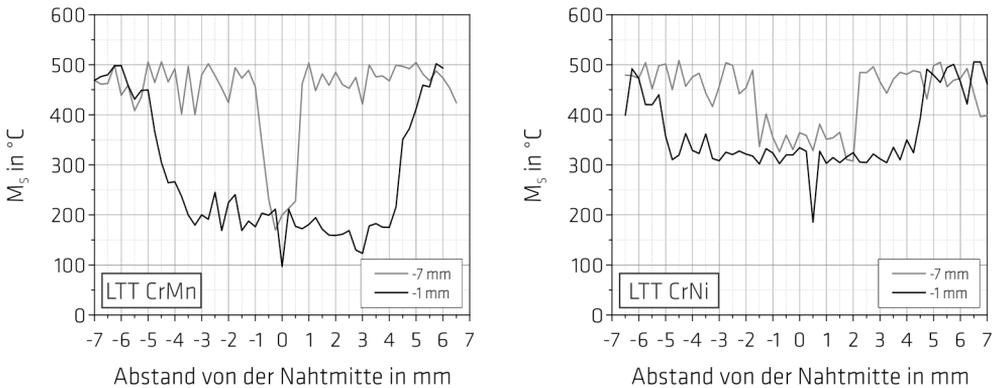
Die Zweilagenschweißverbindungen wurden analog zu den frei schrumpfenden Schweißversuchen mit Hilfe der in Tabelle 3.17 aufgezeigten Schweißparameter gefügt, sodass vergleichbare  $t_{8/5}$ -Zeiten realisiert wurden. Die Schweißnaht zeigte ebenfalls ein martensitisches Schweißnahtgefüge mit ähnlichem Ausmaß der WEZ auf. Unabhängig von der Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur lagen für die Schweißnaht der LTT-CrNi-Verbindungen risskritische Härten von 450 HV 0,1 vor, während die Härte der WEZ auf dem Niveau des Grundwerkstoffes verblieb. Für eine Zwischenlagentemperatur von 50 °C war für die LTT-CrMn-Verbindung im Bereich der Decklage sogar eine Härte von bis zu 560 HV 0,1 ermittelbar. Im Gegensatz zum LTT CrNi wurde die Wurzellage des LTT CrMn während der schweißtechnischen Fertigung der Decklage leicht angelassen und erreicht das Härteniveau des Grundwerkstoffes. In Bild 4.27 ist die Zugfestigkeit der Schweißverbindungen und die Kerbschlagarbeit der Schweißnaht gezeigt. Alle geprüften Verbindungen erreichten die Zugfestigkeit des Grundwerkstoffes. Unabhängig von der Wärmeführung lagen für die LTT-CrNi-Verbindungen Kerbschlagarbeiten von ca. 40 J vor, während für die LTT-CrMn-Verbindung im Maximum 20 J ermittelt wurden. Der Einfluss einer Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur von 200 °C wurde für die LTT-CrMn-Verbindung nicht abschließend bewertet. Darauf wird im Verlauf des Kapitels weiterführend eingegangen.



**Bild 4.27:** Kerbschlagarbeit und Zugfestigkeit der Zweilagenschweißverbindungen in Abhängigkeit der Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur und des verwendeten Zusatzwerkstoffes; Prüftemperatur = 20 °C

Bild 4.28 zeigt die Variation der theoretisch zu erwartenden  $M_S$  über den Schweißnahtquerschnitt der LTT-Zweilagenschweißverbindungen, die mit einer  $T_i$  von 50 °C gefügt wurden. Die Verteilung der chemischen Elemente wurde durch zwei Reihenanalysen sowohl im Bereich der Wurzel- (Mess-tiefe = -7 mm) als auch im Bereich der Decklage 1 mm unterhalb der Schweißnahtoberfläche mit Hilfe

einer WDX-Analyse bestimmt. Vergleichbar zu den  $M_5$ -Verteilungen der freischrumpfenden Zweilagenschweißverbindungen in Bild 4.18 (unten) wurden für die hier untersuchten Schweißnähte und betrachteten  $T_i$  von 50 °C und 200 °C keine Unterschiede zwischen den  $M_5$ -Verteilungen ermittelt.



**Bild 4.28:** Variation der über dem Schweißnahtquerschnitt theoretisch möglichen  $M_5$  der untersuchten LTT-Schweißverbindungen in verschiedenen Messtiefen unterhalb der Schweißnahtoberfläche; dargestellt für eine Zwischenlagentemperatur von 50 °C, ermittelt nach Steven und Haynes [215]

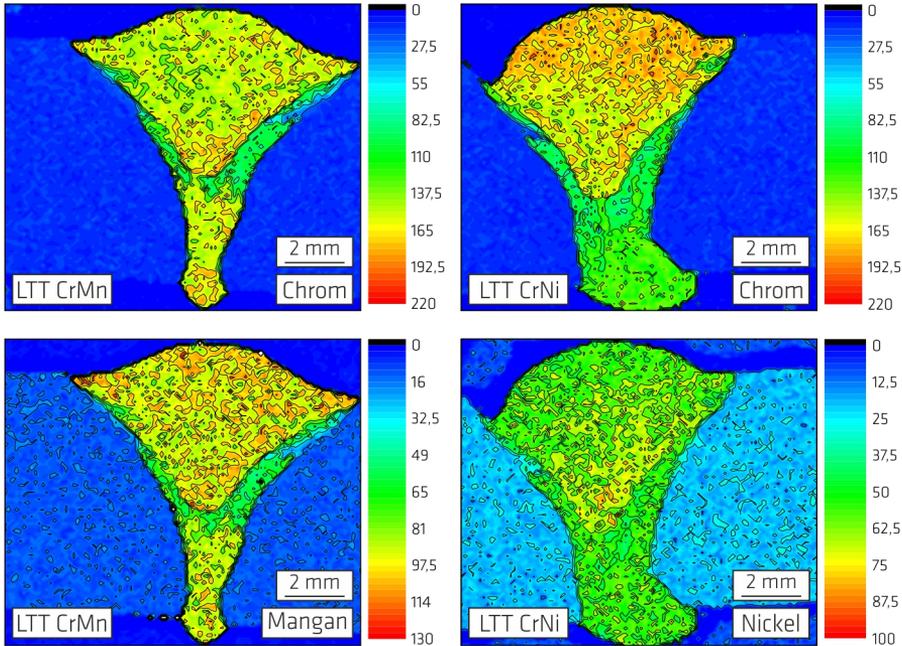
Nach Bild 4.28 wurden innerhalb der Schweißnaht sowohl für die Wurzel- als auch für die Decklage gegenüber dem konventionellen Schweißgut abgesenkte  $M_5$  aufgezeigt, während die  $M_5$  der reinen LTT-Schweißgüter lediglich lokal erreicht wurden. Für die Decklage der LTT-CrNi-Verbindung lässt sich im Durchschnitt eine  $M_5$  von 305 °C und für den LTT CrMn eine  $M_5$  von 180 °C ermitteln. Im Bereich der Wurzel liegen die  $M_5$  um bis zu 15 % bzw. 27 % höher. Während die durchschnittliche  $M_5$  der LTT-CrMn-Verbindung mit der der frei schrumpfenden Proben übereinstimmt, liegt die  $M_5$  der LTT-CrNi-Verbindung tendenziell höher.

In Zusammenhang mit der qualitativen Verteilung der Hauptlegierungselemente in Bild 4.29 lässt sich schlussfolgern, dass das Ergebnis der Reihenanalyse nicht zwingend repräsentativ für den gesamten Schweißnahtquerschnitt von LTT-Schweißverbindungen ist. Während Reihenanalysen einen lokalen Bereich der Schweißnaht analysieren, zeigen die qualitativen Mappings in Bild 4.29, dass Konzentrationsunterschiede der chemischen Elemente und damit eine Variation der  $M_5$  über dem gesamten Schweißnahtquerschnitt möglich sind. Für die LTT-CrMn-Verbindung wurde sowohl für Chrom als auch für Mangan eine geringfügige Verarmung zwischen den Schweißlagen gefunden. Die Verteilung von Nickel ist über den Schweißnahtquerschnitt der LTT-CrNi-Verbindung nahezu homogen, während der Anteil an Chrom innerhalb der Decklage deutlich zunimmt.

#### 4.5.2 Reaktionskräfte während des Schweißens von Zweilagenschweißverbindungen

Durch die Einspannung des zu fügenden Bauteils innerhalb der 2-MN-Prüfanlage ist die Schweißverbindung während der schweißtechnischen Fertigung in ihrer Querschrumpfung behindert, sodass sich eine Reaktionskraft ( $F_v$ ) aufbaut, die sich prinzipiell den einzelnen Prozessschritten zuordnen lässt. Für diese Versuchsreihe wurden beide Bleche vorab des Schweißversuches mittig innerhalb der Prüfanlage sowie waagrecht und parallel zueinander positioniert. Durch die servo-hydraulische Ausrichtung der Bleche konnte auf unerwünschte Heftscheidungen verzichtet und damit ideale Fertigungsbedingungen simuliert werden.

Im Folgenden wird die Entwicklung der Reaktionskraft während der Fertigung der konventionellen Verbindung als auch für die LTT-Schweißverbindungen sowohl für die Wurzel- als auch für die Decklage verdeutlicht. Abschließend werden die aus der Fertigung heraus resultierenden Selbstbeanspruchungen der Verbindungen über die Versuchsreihe hinweg miteinander verglichen.



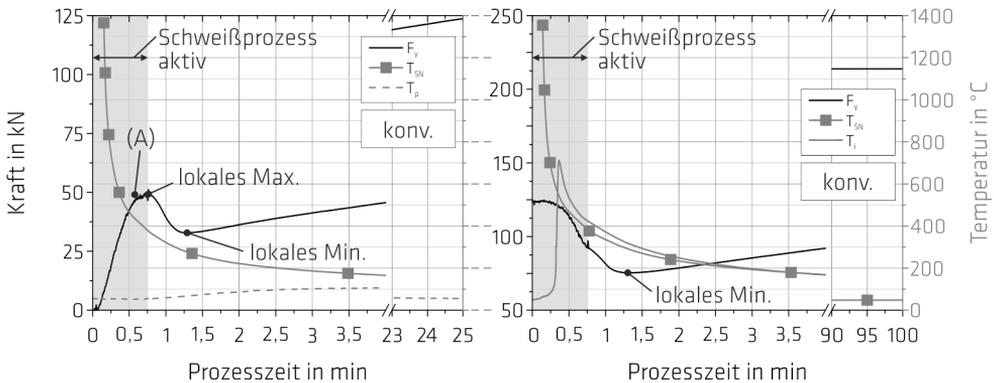
**Bild 4.29:** Qualitative Darstellung der Intensität (Farbskala entsprechend der Counts für das Element) und der Verteilung der Hauptlegierungselemente Chrom (oben) und Mangan bzw. Nickel (unten) der LTT-CrMn-Verbindung (links) und der LTT-CrNi-Verbindung (rechts); Zwischenlagentemperatur 50 °C; WDX-Übersichtsaufnahme

#### 4.5.2.1 Konventionelle Schweißverbindung

In Bild 4.30 ist die aus der Schrumpfbehinderung heraus resultierende Reaktionskraft der konventionellen Schweißverbindung während des Schweißens der Wurzel- und der Decklage für eine Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur von 50 °C dargestellt. Die Temperatur der Schweißnaht ( $t_{e6}$ ) wurde nach der Tabelle 3.22 am Nahtanfang ( $T_{5N}$ ) durch Schmelztauchen ermittelt, während die Thermoelemente für die  $T_p$  und  $T_i$  in Blechmitte vorab des Schweißversuches positioniert wurden.

Während des Schweißens der Wurzellage nimmt die Reaktionskraft zügig zu und erreicht am Ende des Prozesses ein Maximum bei ca. 50 kN. Der Kraftanstieg resultiert anfänglich aus der noch sehr hohen Wärmeableitung des nur im Nahtbereich vorgewärmten Grundwerkstoffes. Dabei überwiegt das Schrumpfbestreiben bereits abkühlender Nahtbereiche gegenüber der durch Prozesswärme verursachten thermischen Ausdehnung des Bleches. Dieser Kraftverlauf steht im Einklang mit der Literatur [103, 182, 308, 327]. Das lokale Maximum wird bei einer Temperatur der Schweißnaht am Nahtanfang von 387 °C erreicht. Im Punkt (A) nimmt der Anstieg des Reaktionskraft-Prozesszeit-Verlaufes ab einer Temperatur von 427 °C deutlich ab. In Zusammenhang mit den in Tabelle 4.4 und Bild A.14 ermittelten Umwandlungstemperaturen lässt sich schlussfolgern, dass die Reaktionskraft

durch die Phasenumwandlung beeinflusst wird. Während im Punkt (A) die martensitische Umwandlungstemperatur der WEZ und des konventionellen Schweißgutes zusammenfällt, wird die Reaktionskraft nach dem Durchlaufen des lokalen Maximums vor allem durch die Phasenumwandlung des Schweißgutes abgebaut. Durch die Phasenumwandlung wurde die Wurzellage der konventionellen Schweißverbindung entlastet. Nach dem Durchlaufen des lokalen Minimums bei einer Temperatur von 278 °C dominiert das Schrumpfbestreben der Schweißnaht und die Reaktionskraft steigt erneut an. Im lokalen Maximum und Minimum der Reaktionskraft sind die aus der Schrumpfbehinderung und der Phasenumwandlung heraus entstehenden Beanspruchungen auf die Schweißnaht im Gleichgewicht.



**Bild 4.30:** Entwicklung der Reaktionskraft während der schweißtechnischen Fertigung der Wurzel- (links) und der Decklage (rechts) der konventionellen Schweißverbindung; dargestellt für die Vorwärm- und Zwischenlagentemperaturen von 50 °C, nach [348]

Während der Abkühlung der Schweißnaht auf die Zwischenlagentemperatur von 50 °C in Probenmitte, stieg die Reaktionskraft bis auf 125 kN an. Als ursächlich ist die hohe thermische Kontraktion der Schweißnaht in Transversalrichtung anzunehmen, was durch den hohen Temperaturgradienten in Transversalrichtung (vgl. Bild 4.19) unterstützt wird. Die Wärmeeinbringung durch das anschließende Schweißen der Decklage verursacht einen Reaktionskraftabbau. Ursächlich hierfür ist, dass sich beim Schweißen der zweiten Raupe die Probe bereits soweit erwärmt hat, dass während des Schweißprozesses die thermische Ausdehnung der Probe überwiegt und einen Kraftabbau zur Folge hat. Der Einfluss der Phasenumwandlung ließ sich während des Schweißprozesses nicht separieren. Jedoch nahm nach dem Ende des Schweißprozesses die Reaktionskraft weiterhin ab. Dabei ändert sich der Anstieg des Reaktionskraft-Prozesszeit-Verlaufes abrupt und bis zum Durchlaufen des lokalen Minimums kontinuierlich. In diesem Minimum beträgt die Temperatur des Schweißgutes am Nahtanfang 292 °C. Dieser Kraftabbau ist auf die Phasenumwandlung der Schweißnaht zurückzuführen. Da die Reaktionskraft der Verbindungsschweißung durch die gesamte Schweißnaht verursacht wird, ist die Temperatur der Schweißnaht am Nahtanfang unter Vorlage einer Temperaturgradienten als absolute Umwandlungstemperatur der Schweißverbindung jedoch nicht repräsentativ. Während der weiteren Abkühlung dominiert das Schrumpfbestreben der Verbindung, sodass die Reaktionskraft zunimmt und bei Raumtemperatur eine Reaktionskraft von ca. 225 kN erreicht wird. Dabei nimmt der Anstieg der Reaktionskraft mit abnehmendem Temperaturgradienten in Transversalrichtung ab.

### 4.5.2.2 LTT-Schweißverbindungen

#### Wurzellage ( $T_p, T_i = 50\text{ °C}$ ):

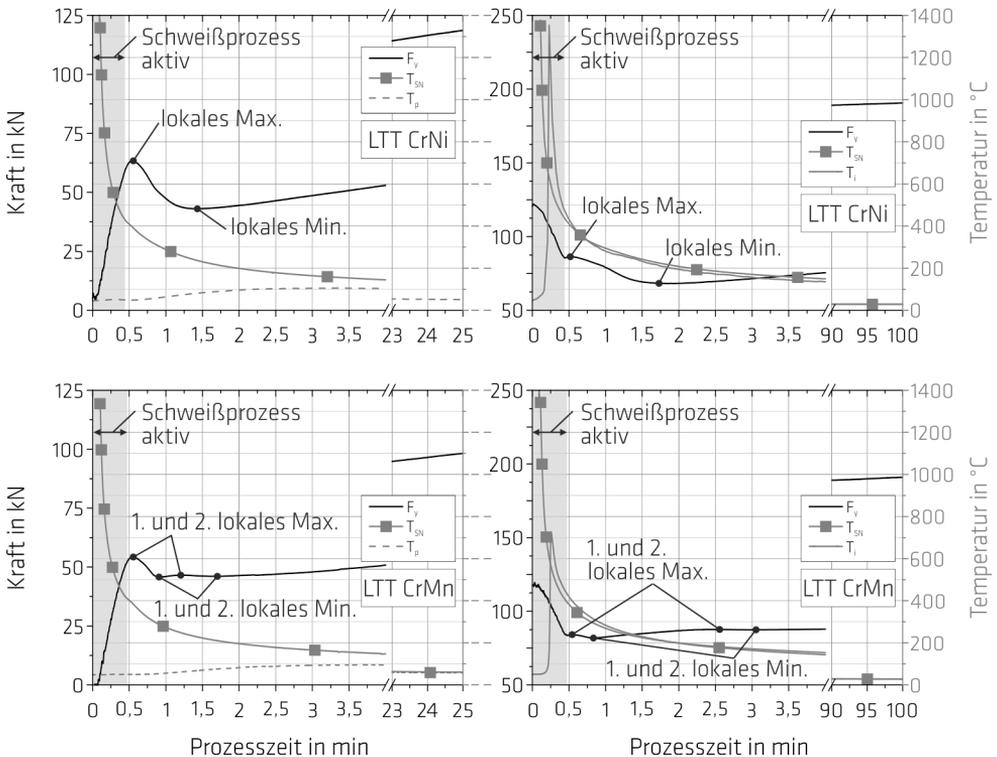
Exemplarisch für die Versuchsreihe zeigt Bild 4.31 die Entwicklung der Reaktionskraft der LTT-Schweißverbindungen sowohl während der Fertigung der Wurzel- als auch der Decklage. Der Einfluss der Wärmeerbringung durch den Schweißprozess ist lagenspezifisch charakteristisch und mit der konventionellen Schweißverbindung vergleichbar. Das lokale Reaktionskraftmaximum der Wurzellage wird nach dem Ende des Schweißprozesses bei einer Temperatur des Schweißgutes am Nahtanfang von  $392\text{ °C}$  (LTT CrNi) bzw.  $386\text{ °C}$  (LTT CrMn) erreicht, während die Wendepunkte der Reaktionskraft bei  $419\text{ °C}$  bzw.  $409\text{ °C}$  liegen. Mit Rücksicht auf den Temperaturgradienten in Longitudinalrichtung und der Variation der  $M_s$  über den Schweißnahtquerschnitt (vgl. Bild 4.28) lässt sich der Abbau der Reaktionskraft anfänglich auf die Phasenumwandlung der WEZ zurückführen. Im Fall des LTT CrNi wird der Kraftabbau mit der Phasenumwandlung des Schweißgutes überlagert und erreicht bei  $235\text{ °C}$  sein lokales Minimum. Obwohl diese Temperatur der eigentlichen  $M_s$  des reinen Schweißgutes entspricht, nimmt die Reaktionskraft nach dem Durchlaufen des Minimums wieder zu, sodass der eigentliche Effekt dieser LTT-Legierung im weiteren Reaktionskraft-Prozesszeit-Verlauf zu vermuten ist. Ein erneuter Abbau der Reaktionskraft wurde jedoch nicht festgestellt. Die Entwicklung des Reaktionskraft der LTT-CrMn-Verbindung ist vergleichbar, allerdings wurden zwei lokale Maxima und Minima für die Reaktionskraft ermittelt. Während der Kraftabbau nach dem Durchlaufen des ersten lokalen Maximums vor allem auf die martensitische Phasenumwandlung der WEZ zurückzuführen ist, nahm die Reaktionskraft nach dem ersten Minimum bei  $285\text{ °C}$  nur geringfügig zu und wird nach dem Durchlaufen des zweiten lokalen Maximums bei  $245\text{ °C}$  leicht reduziert. Erst ab dem zweiten lokalen Minimum bei  $212\text{ °C}$  nimmt die Reaktionskraft deutlich zu. Obwohl mit Hilfe beider LTT-Legierungen die Reaktionskraft für die Wurzellage nach dem Schweißprozess reduziert wurde, ist der Effekt im Vergleich zur Reaktionskraft der Wurzellage der konventionellen Verbindung unerheblich. Dieses Ergebnis wird durch die Verzugsanalysen der Wurzellagen in Bild 4.21 und Bild 4.22 gestützt.

Vor allem die konventionelle Verbindung und die LTT-CrNi-Verbindung weisen unmittelbar nach dem Schweißprozess ein vergleichbares Reaktionskraftniveau auf. Gegenüber der LTT-CrNi-Verbindung nahm die Beanspruchung der konventionellen Verbindung erst mit fortschreitender Abkühlung zu. So wurde das erste und das zweite lokale Maximum bzw. Minimum im Reaktionskraft-Prozesszeit-Verlauf der LTT-Legierungen vor allem durch die Phasenumwandlung des entmischten Bereiches der Schweißnaht bzw. der WEZ verursacht. Der Einfluss der Phasenumwandlung des nicht entmischten LTT-Schweißgutes wurde somit im weiteren Reaktionskraft-Prozesszeit-Verlauf vermutet. Die Zunahme der Reaktionskraft während der fortwährenden Abkühlung verdeutlicht, dass das Schrumpfbestrebende der Schweißnaht jedoch die Selbstbeanspruchung der Schweißverbindung dominiert.

#### Decklage ( $T_p, T_i = 50\text{ °C}$ ):

Zu Beginn des Schweißens der Decklage der LTT-Verbindungen beträgt die Reaktionskraft ca.  $120\text{ kN}$ . Gegenüber der konventionellen Verbindung sind die LTT-Stöße somit leicht entlastet, während der Kraftabbau infolge des Schweißprozesses zwischen allen Verbindungen vergleichbar ist. Allerdings ist das aus dem Schweißprozess resultierende Reaktionskraftniveau aufgrund des niedrigen Ausgangsniveaus geringer. Die dem Schweißprozess nachgelagerte Entwicklung der Reaktionskraft der Decklage ist der der Wurzellage ähnlich. Sowohl für den LTT CrNi als auch für den LTT CrMn nimmt die Reaktionskraft nach dem Schweißprozess bis zum lokalen Maximum zu. Das lokale Maximum der

im Reaktionskraft-Prozesszeit-Verlauf der LTT-CrNi-Verbindung wurde bei 400 °C erreicht. Das erste lokale Maximum des LTT CrMn wurde bei 367 °C ermittelt und ist damit durch Entmischung der Schweißnaht mit dem Grundwerkstoff begründet. Das erste lokale Minimum wird bei 294 °C erreicht. Danach nimmt die Reaktionskraft durch das Schrumpfbestreiben der Naht zu und erreicht bei 179 °C ein zweites Reaktionskraftmaximum. Diese Temperatur kann durch die WDX-Analyse als  $M_s$  (vgl. Bild 4.28) bestätigt werden. Nachdem das zweite lokale Minimum bei 163 °C erreicht wurde, dominiert das Schrumpfbestreiben der Schweißnaht und die Reaktionskraft nimmt zu. Die Reaktionskraft der LTT-CrNi-Verbindung erreicht bei 216 °C ein Minimum, während der zunehmende Anstieg des Reaktionskraftabbaus bei 320 °C (Wendepunkt) durch die SS-DTA mit einer Phasenumwandlung in Verbindung gebracht wurde.



**Bild 4.31:** Für die LTT-Verbindungen LTT CrNi (oben) und LTT CrMn (unten) ermittelte Reaktionskraft während der schweißtechnischen Fertigung der Wurzellege (links) und der Decklage (rechts); dargestellt für die Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur von 50 °C, nach [348]

Obwohl die aus der Fertigung resultierende Beanspruchung der konventionellen Verbindung nach dem Schweißprozess der Decklage durch die Phasenumwandlung reduziert wird, wurde mit Hilfe von LTT-Legierungen die Beanspruchung über eine größere Zeitdauer hinweg vermindert. Ursächlich hierfür ist vor allem das weniger entmischte Schweißnahtvolumen der Deck- im Vergleich zur Wurzellege.

Bei Raumtemperatur weisen beide LTT-Verbindungen Reaktionskräfte von ca. 200 kN auf. Unabhängig von dem beobachteten Umwandlungsverhalten wird die Reaktionskraft durch die thermische

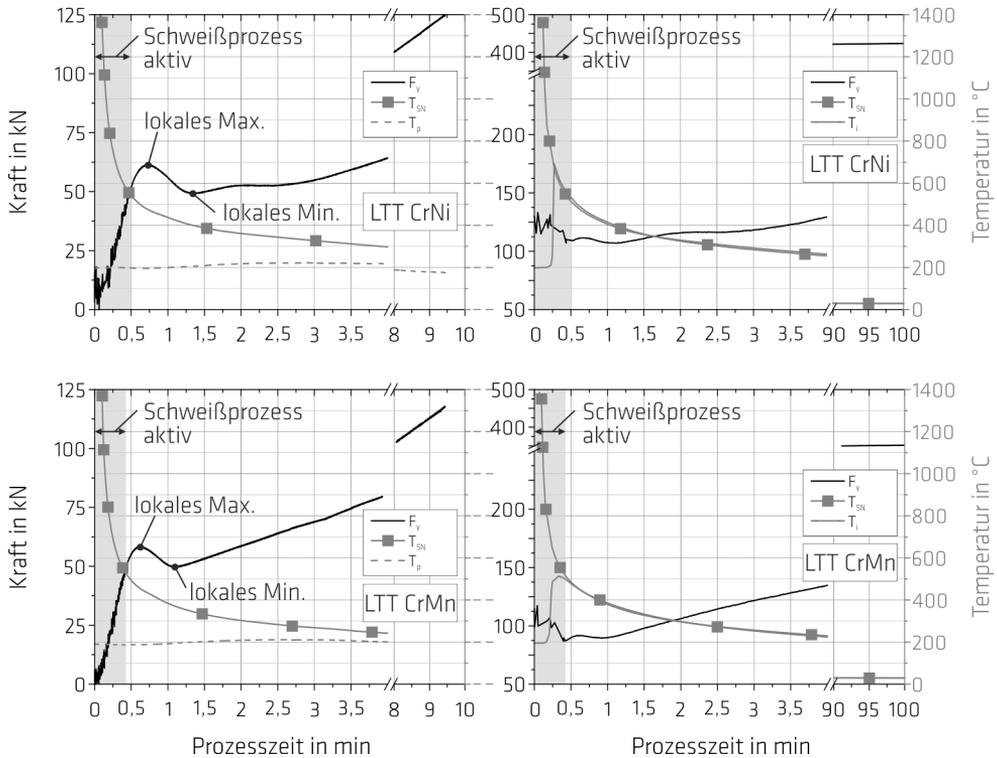
Kontraktion der Schweißnaht während der fortwährenden Abkühlung bestimmt. Durch die Verwendung von LTT-Zusätzen kann die Schweißverbindung gegenüber einem herkömmlichen Zusatz um bis zu 12 % in Bezug auf die Reaktionskraft entlastet werden.

##### Wurzellage ( $T_p, T_i = 200 \text{ °C}$ ):

Bild 4.32 verdeutlicht den Einfluss der  $T_p$  bzw.  $T_i$  von  $200 \text{ °C}$  auf den Reaktionskraft-Prozesszeit-Verlauf der LTT-Verbindungen. Die Reaktionskräfte befinden sich direkt nach dem Schweißen der Wurzellage unabhängig vom verwendeten Zusatzwerkstoff auf vergleichbarem Niveau zu der Beanspruchung, die aus der Prozessführung bei einer  $T_p = 50 \text{ °C}$  resultierte. Die innerhalb der Versuchsreihe untersuchten Vorwärmtemperaturen üben damit hier keine signifikante Wirkung auf die direkt nach dem Schweißprozess vorliegende Reaktionskraft der Wurzellage aus. Das lokale Reaktionskraftmaximum wurde aber bei höheren Temperaturen der Schweißnaht ermittelt. So wurde das lokale Maximum für die LTT-CrNi-Verbindung bei ca.  $475 \text{ °C}$  bzw.  $465 \text{ °C}$  für die LTT-CrMn-Verbindung festgestellt. Als ursächlich wurde die leicht erhöhte  $t_{8/5}$ -Zeit innerhalb der WEZ (vgl. Bild A.14) angenommen. Dadurch wird die martensitische Phasenumwandlung mit der Entstehung von Bainit überlagert. Der anschließende Anstieg der Reaktionskraft wird dadurch bis zu einer Temperatur von ca.  $350 \text{ °C}$  verzögert. Der Einfluss einer martensitischen Phasenumwandlung des nicht entmischten LTT-CrNi-Schweißgutes wird durch die WDX-Analyse (vgl. Bild 4.28) nahezu ausgeschlossen. Das Schweißgut der Wurzellage der LTT-CrMn-Verbindung verhält sich vergleichbar. Dabei nimmt die Reaktionskraft bereits ab einer Temperatur am Schweißnahtanfang von  $370 \text{ °C}$  erneut zu. Auf die lokale Entmischung des Schweißgutes zurückzuführende Phasenumwandlungen auch oberhalb von  $200 \text{ °C}$  sind für den LTT CrMn in Zusammenhang mit den in Bild 4.31 aufgezeigten lokalen Extrempunkten jedoch generell nicht auszuschließen.

##### Decklage ( $T_p, T_i = 200 \text{ °C}$ ):

Das Reaktionskraftniveau vorab des Schweißprozesses der Decklage wird in Bild 4.32 vor allem durch die Zeitdauer bestimmt, die benötigt wird, um die Zwischenlagentemperatur zu erreichen. Dabei ist die Reaktionskraft der LTT-CrMn-Verbindung gegenüber der der LTT-CrNi-Verbindung leicht reduziert. Während des Schweißens der Decklage nimmt die Reaktionskraft ab. Vergleichbar zu der Versuchsreihe bei einer  $T_p, T_i$  von  $50 \text{ °C}$  ist die thermische Ausdehnung der Verbindung gegenüber deren Schrumpfbestreben dominant. Analog zum Reaktionskraft-Prozesszeit-Verlauf der Wurzellage kann das erste lokale Maximum der Reaktionskraft bei einer Temperatur am Schweißnahtanfang von  $435 \text{ °C}$  (LTT CrMn) bzw.  $450 \text{ °C}$  (LTT CrNi) ermittelt werden. Der anschließende Kraftabbau lässt sich somit auf die Phasenumwandlung der WEZ zurückführen. Der Kraftabbau ist gegenüber dem der Wurzellage vernachlässigbar ist. Es ist anzunehmen, dass das Schrumpfbestreben der Schweißnaht durch den zunehmenden Wärmeeintrag erhöht ist, während die Auswirkung der Phasenumwandlung nahezu konstant bleibt. Während der weiteren Abkühlung nimmt die Reaktionskraft zu und erreicht bei Raumtemperatur bis zu  $425 \text{ kN}$  im Fall der LTT-CrNi-Verbindung. Die LTT-CrMn-Verbindung liegt auf ähnlichem Niveau, ist aber im Vergleich zum LTT CrNi direkt nach Versuchsende und bei Raumtemperatur um ca. 10 % in Bezug auf die vorliegende Reaktionskraft entlastet. Gegenüber der Reaktionskraft bei einer Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur von  $50 \text{ °C}$  nimmt das resultierende Reaktionskraftniveau hier während der Abkühlung der Decklage um mindesten 75 % zu, sodass die aus der schweißtechnischen Fertigung resultierende Selbstbeanspruchung des Bauteils primär durch die Wärmeeinbringung bestimmt wird. Dieses Ergebnis wird durch die Literatur bestätigt [103, 111, 182, 308, 327].



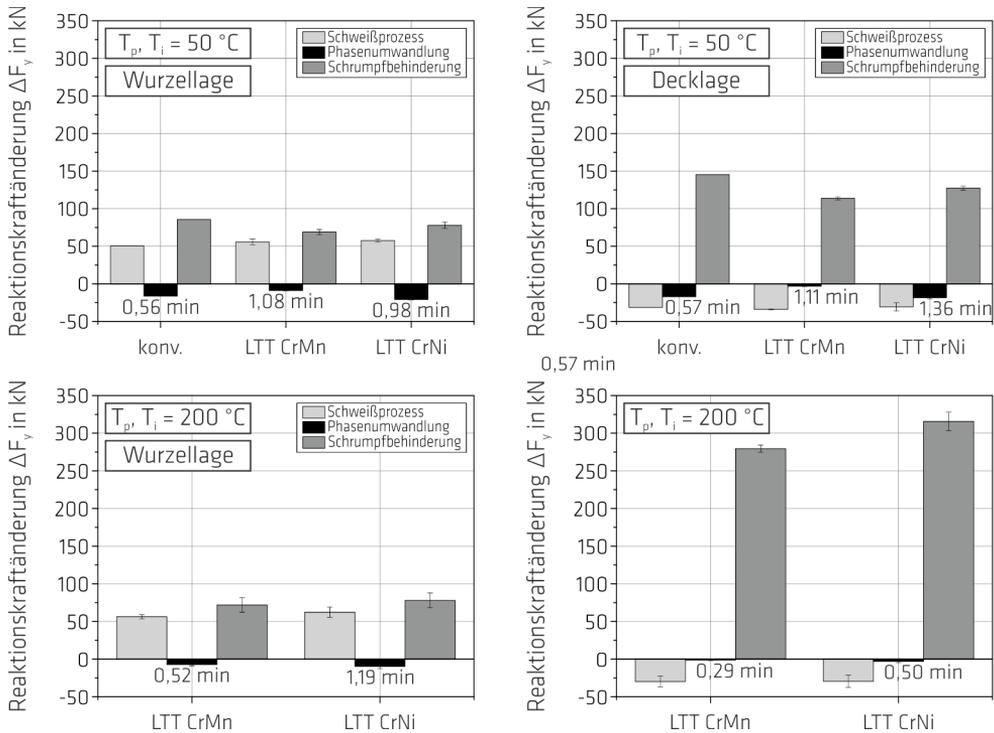
**Bild 4.32:** Für die LTT-Verbindungen LTT CrNi (oben) und LTT CrMn (unten) ermittelte Reaktionskraft während der schweißtechnischen Fertigung der Wurzellage (links) und der Decklage (rechts); dargestellt für die Vorwärm- und Zwischenlagentemperaturen von 200 °C

#### 4.5.2.3 Vergleich der aus der schweißtechnischen Fertigung resultierenden Beanspruchung

In Bild 4.33 wurde die Änderung der Reaktionskraft in Abhängigkeit des verwendeten Zusatzwerkstoffes und der  $T_p$  bzw.  $T_i$  für die gesamte Versuchsreihe aufgetragen. Die Änderung der Reaktionskraft bis zum Durchlaufen des ersten lokalen Maximums wurde auf die behinderte thermische Schrumpfung der Naht infolge des Schweißprozesses zurückgeführt, während der Reaktionskraftabbau bis zum lokalen Minimum der Reaktionskraft durch die Phasenumwandlung der Schweißnaht verursacht wurde. Die anschließende Zunahme der Reaktionskraft, bis die Zwischenlagentemperatur (Wurzellage) bzw. die Raumtemperatur (Decklage) erreicht wurde, konnte der Schrumpfbeinderung zugeordnet werden. Es stellte sich heraus, dass die Reaktionskraftänderung während des Fügens durch den Wärmeeintrag des Schweißprozesses bestimmt wird, während die Vorwärmtemperatur vernachlässigbar ist. Mit zunehmender Zwischenlagentemperatur nimmt die Reaktionskraftänderung durch die Schrumpfbeinderung der Decklage erheblich zu. Ursächlich hierfür ist der erhöhte Gesamtenergieeintrag im Vergleich zu einer niedrigen Zwischenlagentemperatur. Der auf die Phasenumwandlung der Schweißnaht zwischen dem lokalen Maximum und dem lokalen Minimum der Reaktionskraft zurückgeführte Kraftabbau ist zwischen der konventionellen Verbindung und der LTT-CrNi-Verbindung vergleichbar. Der Kraftabbau fällt für den LTT CrMn kleiner aus. Die für die LTT-Verbindungen aufgezeigten Entlastungen erfolgten über eine größere Zeitdauer.

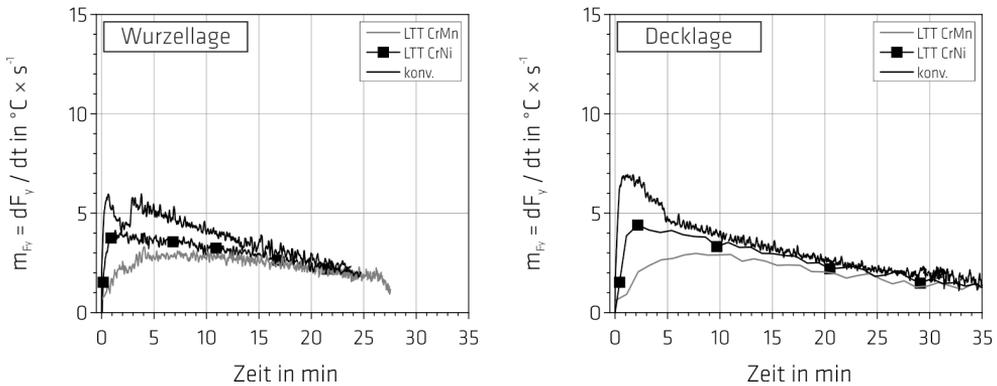
Aus den Reaktionskraft-Prozesszeit-Verläufen in Bild 4.30 geht hervor, dass der Reaktionskraftabbau ab dem lokalen Maximum durch die bei  $M_s$  einsetzende Phasenumwandlung des konventionellen Schweißgutes verursacht wird, während ein Einfluss der Phasenumwandlung der WEZ nicht ausgeschlossen werden kann. Für die LTT-Verbindungen wird die eigentliche  $M_s$  des reinen Schweißgutes nicht erreicht. Vielmehr ist der Reaktionskraftabbau dieser Verbindungen auf die Phasenumwandlung der WEZ und des entmischten Schweißgutes zurückzuführen (vgl. Bild 4.31). Aufgrund der niedrigeren  $M_s$  des LTT CrMn ist die auf Entmischung zurückzuführende Anhebung der  $M_s$  kleiner und damit der Reaktionskraftabbau geringer. Mit zunehmender Zwischenlagentemperatur wird der Reaktionskraftabbau kleiner.

Aus Bild 4.33 geht hervor, dass der Kraftabbau der konventionellen Verbindung und der LTT-CrNi-Verbindung zwischen dem lokalen Maximum und dem lokalen Minimum der Reaktionskraft vergleichbar ist. Der Kraftabbau ist für den LTT CrMn niedriger. Mit Hilfe der Analyse der relativen Reaktionskraftänderung lässt sich die Reduzierung des Winkelverzuges in Bild 4.26 nicht abschließend erklären, sodass ein zusätzlicher Einfluss der Phasenumwandlung aufgrund der  $M_s$  des nicht entmischten Schweißgutes im weiteren Reaktionskraft-Prozesszeit-Verlauf zu vermuten war. Aufgrund des nach dem Schweißprozess vorherrschenden hohen Temperaturgradienten wird die Entwicklung der Reaktionskraft durch das Schrumpfbestreiben der Schweißnaht dominiert, sodass keine weiteren Extrema für die Reaktionskraft vorlagen. Die auf die Schrumpfbehinderung der Naht zurückgeführte Änderung der Reaktionskraft ist für die LTT-Verbindungen trotz gleichen Wärmeeintrages gegenüber der konventionellen Verbindung reduziert (vgl. Bild 4.33 (oben)). Aufgrund dessen wurde die Änderung des Anstieges der Reaktionskraft in Abhängigkeit der Prozesszeit nach dem Durchlaufen des ersten lokalen Reaktionskraftminimums ausgewertet. Bild 4.34 zeigt die mittlere Änderung des Reaktionskraftanstiegs der Versuchsreihe. Dabei zeigt sich, dass die LTT-Schweißverbindungen trotz des gleichen Wärmeeintrages während der fortwährenden Abkühlung auf die Zwischenlagentemperatur bzw. die Raumtemperatur gegenüber der konventionellen Schweißverbindung entlastet sind. Aufgrund des hohen Temperaturgradienten nimmt der Anstieg der Reaktionskraft anfänglich zu. Mit kleiner werdendem Temperaturgradienten nimmt das Schrumpfbestreiben der Schweißnaht ab und die Reaktionskraft erfährt eine Sättigung. Die Entlastung der LTT-Schweißverbindungen ist auf die martensitische Phasenumwandlung des nicht bzw. weniger entmischten Schweißgutes zurückzuführen. Während die martensitische Phasenumwandlung der LTT-CrNi-Verbindungen vor allem eine Entlastung direkt nach dem Schweißprozess verursachte, ist die Beanspruchung der LTT-CrMn-Schweißverbindungen während der fortwährenden Abkühlung gegenüber den LTT-CrNi-Verbindungen reduziert.

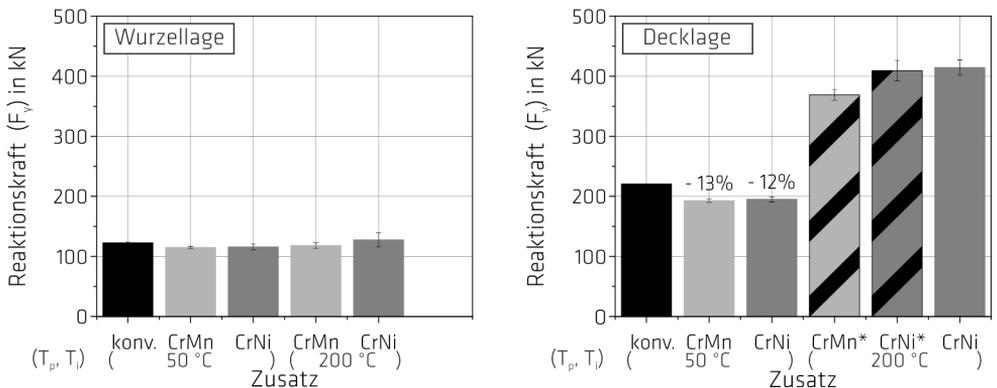


**Bild 4.33:** Änderung der Reaktionskraft während der schweißtechnischen Fertigung der Wurzellage (links) und der Decklage (rechts) in Abhängigkeit der Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur; ermittelt zwischen den lokalen Minima und Maxima im Reaktionskraft-Prozesszeit-Diagramm und Angabe der Zeitdauer der Phasenumwandlung

Abschließend zeigt Bild 4.35 die für die Versuchsreihe ermittelte absolute Reaktionskraft in Abhängigkeit der verwendeten Zusatzwerkstoffe und der Vorwärm- bzw. der Zwischenlagentemperaturen. Für die hier zugrundeliegenden Versuchsbedingungen ist der Einfluss der Phasenumwandlung als auch der  $T_p$  bzw.  $T_i$  auf die resultierende Reaktionskraft der Wurzellage nicht signifikant. Erst nach der Fertigung der Decklage wurde bei Raumtemperatur mit Hilfe von LTT-Zusatzwerkstoffen und unter Nutzung einer  $T_i$  von 50 °C die Reaktionskraft gegenüber der der konventionellen Verbindung um bis zu 13 % reduziert. Durch höhere Zwischenlagentemperaturen nimmt die resultierende Reaktionskraft der konventionellen Verbindungen als auch die der LTT-Schweißverbindungen zu [100, 103, 111, 126]. In Zusammenhang mit Bild 4.34 ist die Reaktionskraft für die LTT-CrMn-Verbindung gegenüber der der LTT-CrNi-Verbindung leicht reduziert. Aufgrund der Ausführungen in Kapitel 4.5.4.2 wurde in Bild 4.35 die Reaktionskraft der LTT-CrNi-Verbindungen bei Versuchsende (CrNi) als auch normiert auf das Versuchsende der Versuchsreihe der LTT-CrMn-Verbindungen dargestellt (CrNi\*, CrMn\*).



**Bild 4.34:** Mittelwert der zeitlichen Änderung des Anstieges der Reaktionskraft während der Abkühlung der Wurzellage (links) und der Decklage (rechts), Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur = 50 °C; bezogen auf das letzte bestimmbare lokale Minimum im Reaktionskraft-Prozesszeit-Diagramm



**Bild 4.35:** Niveau der Reaktionskraft für die Wurzellage vor der Unterschreitung der Zwischenlagentemperatur (links) und Reaktionskraft der Zweilagenschweißverbindung nach der schweißtechnischen Fertigung der Decklage bei Raumtemperatur (rechts) in Abhängigkeit der verwendeten Zusatzwerkstoffe und der Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperaturen; \*Reaktionskraft normiert auf das Versuchsende der LTT-CrMn-Verbindung, nach [364]

Die Reaktionskraft resultiert während der schweißtechnischen Fertigung aus der Schrumpfbehinderung der Schweißnaht. Während durch den Schweißprozess der Wurzellage die Reaktionskraft zunimmt, ist die Fertigung der Decklage mit einer Reaktionskraftabnahme verbunden. Die Vorwärmtemperatur wurde für die hier gewählten Parameter als hoch signifikanter Einflussfaktor auf die Beanspruchung der Wurzellage ausgeschlossen (vgl. Bild 4.35 (links)). Nach dem Schweißprozess wurden sowohl für die konventionelle Verbindung als auch für die LTT-Verbindungen lokale Maxima und Minima der Reaktionskraft auf die Interaktion zwischen der Schrumpfbehinderung und der Phasenumwandlung der Schweißnaht zurückgeführt. Die Reduktion von  $F_v$  ist für die LTT-Verbindungen vor allem auf die Phasenumwandlung des entmischten Schweißgutes zurückzuführen. Für den Reaktionskraftabbau der konventionellen Schweißverbindung ist die Phasenumwandlung der gesamten Schweißnaht verantwortlich. Obwohl die Zunahme der Reaktionskraft während der fortwährenden Abkühlung dominant ist, war der Anstieg der Reaktionskraft für die LTT-Schweißverbindungen gegenüber der konventionellen Schweißverbindung vermindert. Für die in dieser Versuchsreihe betrachteten Zweilagenschweißverbindungen ist der Einfluss der  $T_p$  bzw.  $T_i$  auf die Reaktionskraft der Decklage bei Raumtemperatur sig-

nifikant (vgl. Bild 4.35 (rechts)). Die Änderung des Anstieges der Reaktionskraft ist während der Abkühlung für die LTT-Verbindungen vermindert. Dennoch ist das Bauteil mit zunehmendem Wärmeeintrag letztlich sowohl unter Verwendung von konventionellen Zusätzen als auch unter Nutzung von LTT-Zusatzwerkstoffen einer höheren Beanspruchung, basierend auf der Reaktionskraft, ausgesetzt.

### 4.5.3 Reaktionsmomente während der schweißtechnischen Verarbeitung der Zweilagenschweißverbindungen

Durch die Nahtkonfiguration der in dieser Versuchsreihe betrachteten Zweilagenschweißverbindungen wurde ein inhomogenes Schrumpfermögen des Schweißgutes über die Nahtdicke erzeugt, wodurch exzentrische Schrumpfkkräfte oberhalb und unterhalb der neutralen Faser des Bleches bzw. der Mittelachse der Prüfanlage in Abhängigkeit der Schweißnahthöhe hervorgerufen wurden. Während dadurch bei den freischrumpfenden Schweißversuchen in Kapitel 4.4.3 der Winkelverzug resultierte, hatte die definierte Einspannung der Bleche zur Folge, dass sich stattdessen das Biegemoment  $M_x$  um die Schweißnahtlängsachse ausbildete. Zusätzlich bewirkte der Wärmefluss bzw. der Temperaturgradient in Schweißnahtichtung eine exzentrische Verteilung der Querkkräfte entlang der Schweißnahtlängsachse, wodurch ein Moment  $M_z$  um die Achse in Dickenrichtung erzeugt wurde (vgl. Bild 3.14 und Bild 3.15).

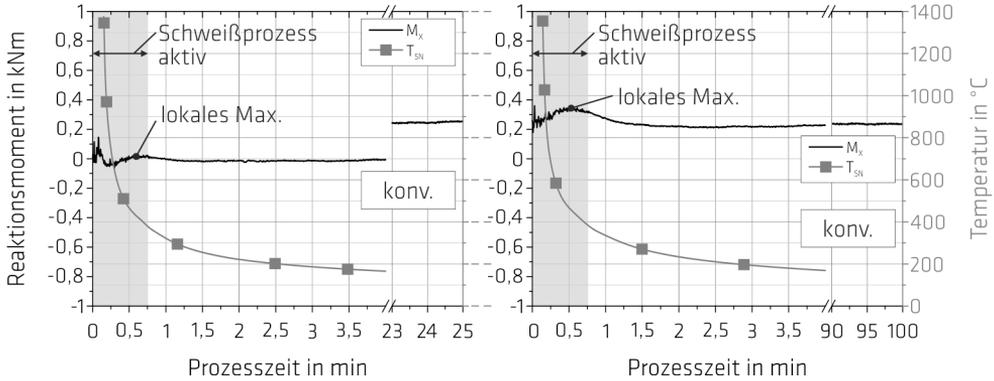
Im weiteren Verlauf des Kapitels wird lediglich das Reaktions- bzw. Biegemoment  $M_x$  betrachtet und mit dem Winkelverzug der Schweißversuche aus Kapitel 4.4 korreliert. Analog zu den  $F_V$ -t-Verläufen wird für die Auswertung von  $M_x$  die Temperatur des Schweißgutes am Nahtanfang herangezogen. Beginnend mit der Bewertung des Reaktionsmomentes  $M_x$  während der Fertigung der Wurzel- und Decklage der konventionellen Schweißverbindung, wird anschließend ein Vergleich zu den LTT-Verbindungen unter variierenden Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperaturen gezogen. Der Verlauf des Momentes  $M_z$  befindet sich im Anhang (vgl. Bild A.30 bis Bild A.32). Die aus diesem Reaktionsmoment resultierende Spannung ist in Übereinstimmung mit [182, 327] gegenüber dem aus den Reaktionskräften und den Biegemomenten  $M_x$  resultierenden Reaktionsspannungen klein.

#### 4.5.3.1 Reaktionsmoment $M_x$ der konventionellen Schweißverbindung

In Bild 4.36 ist die Entwicklung des Biegemomentes  $M_x$  sowohl während der Fertigung der Wurzel- als auch der Decklage dargestellt. Das Verhältnis zwischen Lagenhöhe der Wurzellage und der Blechdicke der 8 mm starken Schweißverbindungen ist gering. Dadurch befindet sich die Wurzel vor allem unterhalb aber auch teilweise oberhalb der neutralen Faser der Blechkonfiguration bzw. der Mittelachse der 2-MN-Prüfanlage. Aufgrund dessen bildet sich während der Fertigung der Wurzellage nur ein vom Betrag her kleines Biegemoment aus. Jedoch ist zu berücksichtigen, dass der Schweißnahtquerschnitt und damit die Querschrumpfkkräfte aufgrund der V-Nahtkonfiguration des Schweißstoßes in Richtung der neutralen Faser der Blechkonfiguration zunehmen.

Während des Schweißens der Wurzellage überwiegt anfänglich die Schrumpfkraft auf der Blechunterseite, während das Biegemoment im weiteren Verlauf positiv wird. Bei einer Temperatur der Schweißgutes am Nahtanfang von 415 °C ist ein lokales Maximum erkennbar, welches sich auf die einsetzende Phasenumwandlung der WEZ und des Schweißgutes zurückführen lässt. Während der Abkühlung nimmt das Biegemoment allmählich zu und erreicht bei der Zwischenlagentemperatur von 50 °C ca. 0,25 kNm. Während der schweißtechnischen Fertigung der Decklage steigt das Biegemoment erneut an. Bedingt durch die V-Nahtkonfiguration nimmt das Schweißnahtvolumen der

Decklage proportional zur Nahtöffnung oberhalb der neutralen Faser zu, während das Querschrumpfungsbestreben der Wurzel gegenüber der Decklage geringer ist. Durch die bei einer Temperatur von ca. 450 °C einsetzende martensitische Phasenumwandlung wurde ein lokales Maximum für das Biegemomentes ermittelt. In Zusammenhang mit der zugrunde liegenden Warmfestigkeit des Schweißgutes (vgl. Bild A.17) wurde die fortwährende Zunahme des Biegemomentes kompensiert wird.



**Bild 4.36:** Entwicklung des Reaktionsmomentes  $M_x$  für die konventionelle Schweißverbindung während der schweißtechnischen Fertigung der Wurzel- (links) und der Decklage (rechts), Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur 50 °C

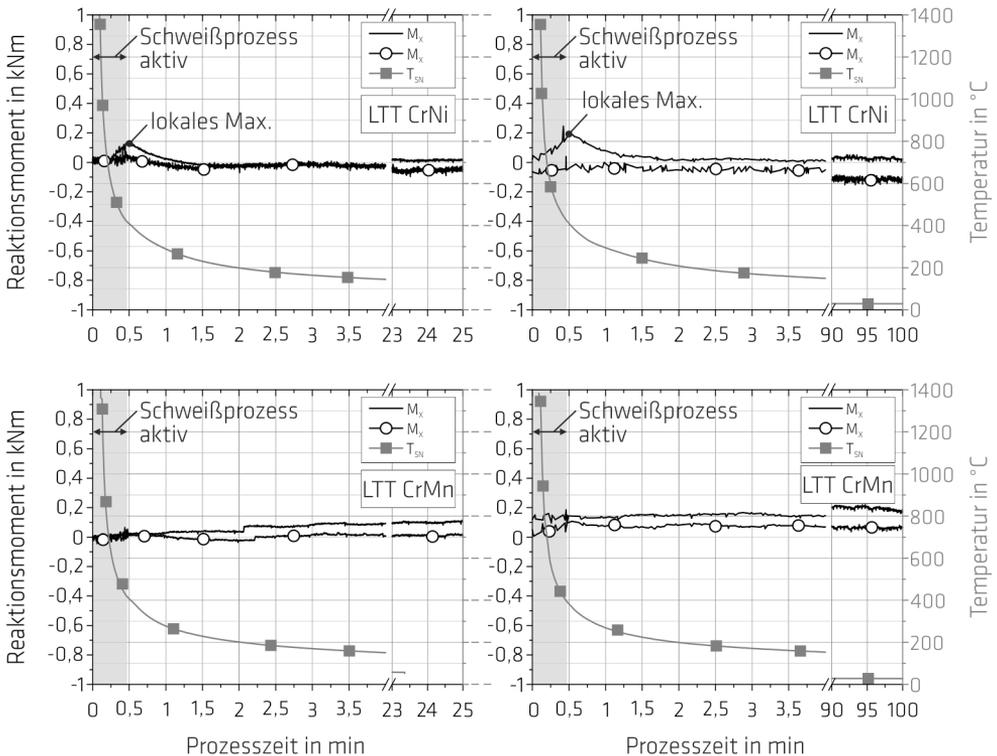
#### 4.5.3.2 Reaktionsmoment $M_x$ für die LTT-Schweißverbindungen

$T_p, T_i = 50 \text{ °C}$ :

In Bild 4.37 ist die Entwicklung des Biegemomentes  $M_x$  der LTT-Verbindungen während der schweißtechnischen Fertigung der Wurzel- als auch der Decklage für eine Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur von 50 °C dargestellt. Dabei werden jeweils zwei Verläufe der Versuchsreihe für  $M_x$  betrachtet. Während der Fertigung der Wurzellage der LTT-CrNi-Verbindung nahm das Moment leicht zu, bevor es beim Durchlaufen des lokalen Maximums bei ca. 400 °C durch die Phasenumwandlung der WEZ und des entmischten Schweißgutes reduziert wurde. Abhängig von der Lagenhöhe und der Entmischung ist dieses Maximum über die Versuchsreihe unterschiedlich stark ausgeprägt. Das Biegemoment der LTT-Verbindung ist konträr zur konventionellen Verbindung während der Abkühlung der Wurzellage konstant. Ursächlich hierfür ist die Phasenumwandlung des reinen LTT-Schweißgutes. Vor dem Schweißprozess der Decklage liegt das Biegemoment im Durchschnitt bei ca.  $M_x = -0,04 \text{ kNm}$ . Die Entwicklung des Biegemomentes während der Fertigung und der Abkühlung der Decklage ist vergleichbar mit dem der Wurzellage.

$M_x$  lag während der Schweißprozesse über die Versuchsreihe hinweg auf vergleichbarem Niveau. Die über die Schweißnahtlänge gegebene Ebenheit der Bleche sowie eine lokal unterschiedlich stark ausgeprägte Entmischung des Schweißgutes werden als Ursache für die teilweise hohen Schwankungen des Biegemomentes vermutet. Trotz der hohen behinderten thermischen Schrumpfung in Transversalrichtung (Temperaturgradient, vgl. Bild 4.19) ist das Biegemoment der LTT-CrNi-Verbindungen während der Abkühlung auf die Zwischenlagentemperatur bzw. auf Raumtemperatur im Vergleich zur konventionellen Verbindung nahezu konstant. Die Entwicklung des Biegemomentes ist für die LTT-CrMn-Verbindungen vergleichbar. Obwohl das Biegemoment während der Abkühlung tendenziell zunahm, betrug es für die Zwischenlagentemperatur im Durchschnitt lediglich  $M_x = 0,096 \text{ kNm}$ . Der

Einfluss der Phasenumwandlung des nicht entmischten LTT-Schweißgutes ist nicht mit lokalen Maxima und Minima des Reaktionsmomentes verbunden. Vielmehr ist der Einfluss im Anstieg des Biegemomentes während der Abkühlung zu suchen.



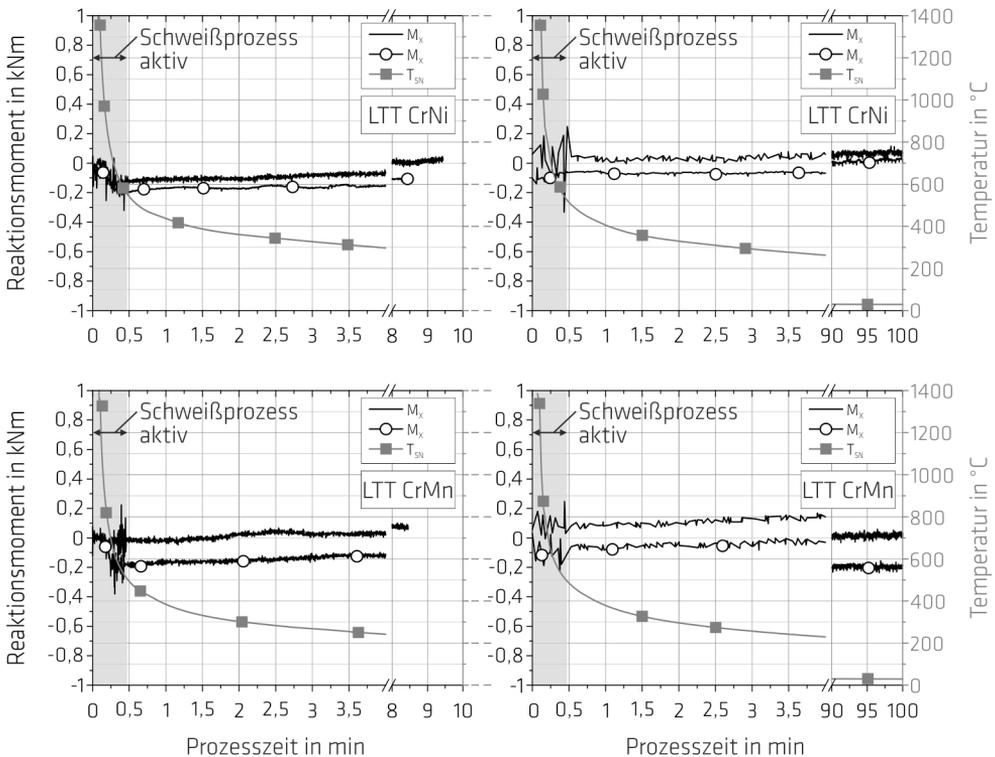
**Bild 4.37:** Für die LTT-Verbindungen LTT CrNi (oben) und LTT CrMn (unten) ermittelte Biegemomente zweier Schweißversuche während der schweißtechnischen Fertigung der Wurzelle (links) und der Decklage (rechts); dargestellt für die Vorwärm- und Zwischenlagentemperaturen von 50 °C

$T_p, T_i = 200\text{ °C}$ :

In Bild 4.38 ist die Entwicklung des Biegemomentes  $M_x$  während der Fertigung der Zweilagenschweißverbindungen für eine Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur von 200 °C dargestellt. Die Entstehung des Momentes ist während der Fertigung der Wurzelle zunächst durch negative Werte gekennzeichnet. Das Einbringen der Wurzelle ist mit einem entsprechend außermittigen Schrumpfbestreben der Naht verbunden. Während der anschließenden Abkühlung nahm das Biegemoment zu. Dabei ist der Anstieg der Momente für die untersuchten LTT-Verbindungen qualitativ vergleichbar. Während der Fertigung der Wurzelle wurde das Biegemoment primär durch die Querschrumpfbehinderung der Naht beeinflusst, während der Einfluss der Phasenumwandlung vernachlässigbar erschien. Mit fortwährender Abkühlung nahm  $M_x$  zu, erreichte aber aufgrund der hohen Zwischenlagentemperatur nur einen Betrag von  $M_x = 0,0028\text{ kNm}$ . Damit lag das Biegemoment vor dem Schweißprozess der Decklage für die hier betrachteten LTT-Zweilagenschweißverbindungen auf vergleichbarem Niveau zu den Schweißversuchen mit einer Zwischenlagentemperatur von 50 °C.

Tendenziell ist der Schweißprozess mit keiner Veränderung des Biegemomentes verbunden, während das Niveau durch die Entwicklung des Momentes während der Abkühlung der Wurzelle bestimmt

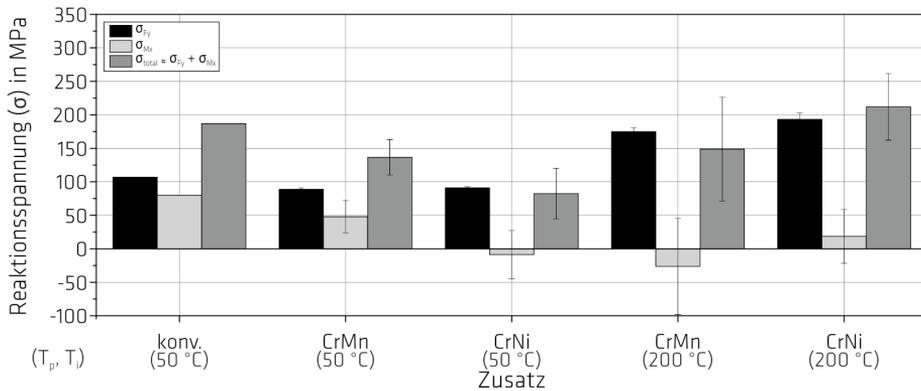
wird. Es ist anzunehmen, dass die unsymmetrische Kraftverteilung über die Nahtdicke während des Schweißprozesses gering ist. Während der Abkühlung der Decklage entwickelt sich das Biegemoment vergleichbar zu dem der Wurzellage. Lokale Maxima oder Minima sind nicht erkennbar, sodass der Einfluss der Phasenumwandlung im Anstieg des Momentes zu suchen ist.



**Bild 4.38:** Für die LTT-Verbindungen LTT CrNi (oben) und LTT CrMn (unten) ermittelte Biegemomente zweier Schweißversuche während der schweißtechnischen Fertigung der Wurzellage (links) und der Decklage (rechts); dargestellt für die Vorwärm- und Zwischenlagentemperaturen von 200 °C

#### 4.5.3.3 Vergleich der aus der schweißtechnischen Fertigung resultierenden Beanspruchung

Bild 4.39 stellt eine Zusammenfassung der bei Raumtemperatur vorliegenden Beanspruchungen der Zweilagenschweißverbindungen dar. Die Reaktionsspannung auf Basis der Reaktionskraft ( $\sigma_{Fy}$ ) wurde über den Schweißnahtquerschnitt in Schweißrichtung ermittelt, während die Reaktionsspannung auf Basis des Biegemomentes ( $\sigma_{Mx}$ ) durch das Widerstandsmoment gegen Biegung eines Rechteckquerschnittes bewertet wurde. Die Lagenhöhe der Wurzellage ist nach dem Schweißversuch im Schweißnahtquerschnitt nur bedingt ermittelbar, sodass sich hier auf die Bewertung der Beanspruchung der Schweißverbindungen nach der Fertigung beider Lagen begrenzt wurde.



**Bild 4.39:** Über die Versuchsreihe hinweg ermitteltes Niveau der durch die Reaktionskraft ( $i = F_y$ ) und dem Biegemoment ( $i = M_x$ ) verursachten jeweiligen Reaktionsspannung  $\sigma_i$  und der Gesamtreaktionsspannung ( $\sigma_{Fy} + \sigma_{Mx}$ ) auf der Schweißnahtoberfläche der Zweilagenschweißverbindungen bei Raumtemperatur in Abhängigkeit der verwendeten Zusatzwerkstoffe und der Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperaturen; dargestellt für eine Prozesszeit des Schweißprozesses der Decklage von 70 min

Die  $\sigma_{Fy}$  ist ebenfalls von der  $T_p$  bzw.  $T_i$  abhängig. Für die konventionelle Verbindung wurden nach Bild 4.39 für eine Zwischenlagentemperatur von 50 °C Zugspannungen von ca. 107 MPa erreicht, während das Niveau der LTT-Verbindungen bei einer Zugspannung von ca. 90 MPa lag. Die Entlastung wurde auf die Phasenumwandlung des Schweißgutes zurückgeführt. Die  $\sigma_{Fy}$  der LTT-Verbindungen ist gegenüber der konventionellen Verbindung um 16 % vermindert. Mit zunehmender  $T_p$  bzw.  $T_i$  nahmen die  $\sigma_{Fy}$  jedoch zu. Sie lagen für die untersuchten LTT-Verbindungen mit Rücksicht auf den systematischen Fehler bei 180 MPa auf gleichem Niveau.

Nach der Abkühlung der Schweißnaht auf Umgebungstemperatur beträgt die  $\sigma_{Mx}$  für die konventionelle Schweißverbindung 80 MPa, während durch die LTT-Verbindungen Entlastungen um bis zu 40 % (LTT CrMn) bzw. bis zu 110 % (LTT CrNi) auf der Schweißnahtoberseite erreicht wurden. Diese Entlastung bleibt auch bei höheren  $T_i$  konstant. Die  $\sigma_{Mx}$  der LTT-Verbindungen lagen somit unterhalb der  $\sigma_{Mx}$  der konventionellen Schweißverbindung. Dieses Ergebnis wird durch den reduzierten Winkelverzug der freischumpfend geschweißten LTT-Zweilagenschweißverbindungen in Bild 4.26 gestützt. Die sich aus der Reaktionsspannung der Reaktionskraft und des Biegemomentes zusammensetzende Gesamtreaktionsspannung ist bei einer  $T_p$  bzw.  $T_i$  von 50 °C im Vergleich zur konventionellen Schweißverbindung um bis zu 56 % reduziert. In Zusammenhang mit dem Winkelverzug in Bild 4.26 und den absoluten Werten der Gesamtreaktionsspannung  $\sigma_{total}$  sollte der Einsatz des Zusatzwerkstoffes LTT CrNi bevorzugt werden. Die absolute Gesamtreaktionsspannung der LTT-CrMn-Verbindungen ist bei einer  $T_p$  bzw.  $T_i$  von 200 °C gegenüber der konventionellen Verbindung reduziert, während sich  $\sigma_{total}$  der LTT-CrNi-Verbindungen auf vergleichbarem Niveau befindet. Eine eindeutige Schlussfolgerung ist jedoch aufgrund des vergleichsweise hohen Messfehlers nur eingeschränkt möglich. Es lässt sich jedoch für die hier betrachteten Zweilagenschweißverbindungen durch den Einsatz von LTT-Zusatzwerkstoffen die Fertigungszeit bei vergleichbarer absoluter Gesamtreaktionsspannung zu konventionellen Schweißverbindungen um bis zu 64 % reduzieren. Nach Kannengießer [126], Kromm et al. [100], Lausch et al. [308] und Schröpfer et al. [111] ist mit Zwischenlagentemperaturen oberhalb von 50 °C von einer Erhöhung der  $\sigma_{Fy}$  für die konventionelle Schweißverbindung zusätzlich auszugehen. Unabhängig von der betrachteten Stoßform liegt die positive Wirkung von LTT-Zusatzwerkstoffen vor allem in der resultierenden  $\sigma_{Mx}$  auf der Blechoberseite. So stützen die von Kromm et al. [50] an Auftragschweißungen durchgeführten Beanspruchungsanalysen den Schluss,

dass mit zunehmender Zwischenlagentemperatur nahe der  $M_S$  der verwendeten LTT-Zusatzwerkstoffe die Gesamtreaktionsspannung abnimmt. Während die  $\sigma_{Fy}$  nur geringfügig beeinflusst wurde, konnte der Stoß gegenüber einer konventionellen Verbindung vor allem durch die  $\sigma_{Mx}$  reduziert werden. Aus dem Bild 4.39 geht auch hervor, dass die LTT-Stumpfstoßverbindungen mit V-Nahtkonfiguration im Vergleich zur konventionellen Verbindung wurzelseitig höher beansprucht sind. Während  $\sigma_{Fy}$  als zusätzliche Vorbeanspruchung über den gesamten Schweißnahtlängsquerschnitt wirkt, ist  $\sigma_{Mx}$  auf der Oberfläche des Stoßes im Bereich der Schweißnaht vom Betrag her maximal.

*Die Biegemoment  $M_x$  resultiert während der schweißtechnischen Fertigung aus dem inhomogenen Schrumpfbestreben der Schweißnaht über die Nahtdicke. Für die konventionell geschweißten Proben wurden lokale Maxima im Biegemoment durch eine Phasenumwandlung reduziert, während für die LTT-Verbindungen prinzipiell keine Extrempunkte beobachtet wurden. Vielmehr war der Anstieg des Biegemomentes während der Abkühlung der Schweißnähte im Vergleich zur konventionellen Schweißverbindung kleiner. Als ursächlich für diese Entlastung wurde der Einfluss der Phasenumwandlung der LTT-Legierungen angenommen. Mit Rücksicht auf die Messabweichungen war die Gesamtreaktionsspannung für die LTT-Schweißverbindungen im Vergleich zur konventionellen Verbindung reduziert. Während die  $\sigma_{Fy}$  zwischen den Stößen auf ähnlichem Niveau war, wurde die Entlastung primär durch die  $\sigma_{Mx}$  erzeugt. Die Entlastung war für den LTT CrNi bei einer Zwischenlagentemperatur von 50 °C maximal. Für die hier betrachteten Zweilagenschweißverbindungen wurde mit Hilfe von Zwischenlagentemperaturen nahe bzw. oberhalb der  $M_S$  der LTT-Verbindungen die Reduktion für  $\sigma_{Mx}$  konstant gehalten. Dabei wurde die Fertigungszeit erheblich reduziert, während das Niveau der Gesamtreaktionsspannung auf dem Niveau der konventionellen Verbindung bei niedriger Zwischenlagentemperatur verblieb. In Verbindung mit LTT-Zusatzwerkstoffen sind sowohl niedrige als auch hohe Zwischenlagentemperaturen dienlich. Während durch niedrige  $T_p$  bzw.  $T_i$  das Beanspruchungsniveau der LTT-Schweißverbindungen erheblich reduziert wurde, waren hohen Zwischenlagentemperaturen wirtschaftlich.*

### 4.5.4 Statistische Auswertung der Zweilagenschweißversuche

#### 4.5.4.1 Einfluss der Wärmeleitung und der martensitischen Umwandlung der LTT-Verbindungen auf die Reaktionsspannungen

Durch die statistische Auswertung der Versuchsergebnisse lässt sich die Wirkung der untersuchten Faktoren<sup>1</sup> auf die Zielgrößen<sup>2</sup> abschließend effektiv bewerten und quantifizieren, sodass ggf. Handlungsempfehlungen ableitbar sind. In der Auswertung wurden alle Blöcke und Eckversuche des vollständigen faktoriellen Versuchsplans (vgl. Bild 3.11) berücksichtigt. Aufgrund der Randbedingungen des Versuchsplans war der konventionelle Zusatz kein Bestandteil der statistischen Auswertung, sondern ist lediglich als Referenz zu betrachten.

Nach Lausch [327] ist die Wirkung der Faktoren auf die Zielgrößen  $F_y$  bzw.  $\sigma_{Fy}$  sowie  $M_x$  bzw.  $\sigma_{Mx}$  qualitativ gleich, sodass lediglich die Reaktionsspannungen bewertet wurden. Die Steigung der Verbindungsgeraden zwischen den Faktorstufen im Haupteffektdiagramm gibt Aufschluss über die Effektivstärke der Faktoren, während die Abweichung der Linien von der Parallelität den Effekt der Wechselwirkung beider Faktoren beschreibt. Nach Bild 4.40 ist ersichtlich, dass die Reaktionsspannung auf

---

<sup>1</sup> Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur  $T_p$ ,  $T_i$ ; Martensit-Start-Temperatur  $M_S$ .

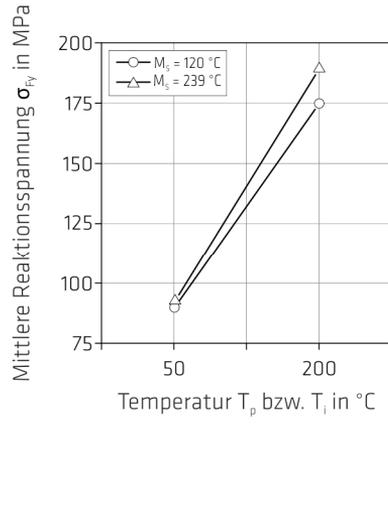
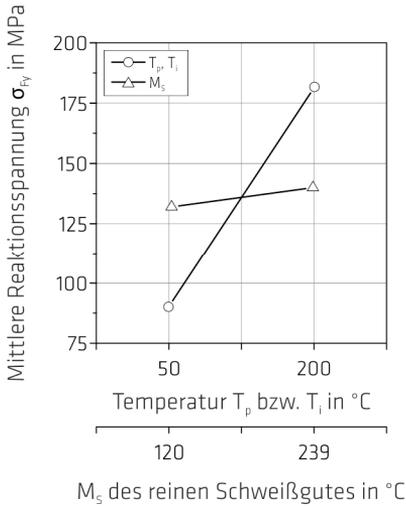
<sup>2</sup> Hier: Reaktionsspannung auf Basis der Reaktionskraft  $\sigma_{Fy}$  und des Biegemomentes  $\sigma_{Mx}$ ; Gesamtreaktionsspannung  $\sigma_{total}$ .

Basis der Reaktionskraft  $\sigma_{Fy}$  maßgeblich von der Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur bestimmt wird, während die Wechselwirkung zwischen den untersuchten Faktoren nicht signifikant ist.

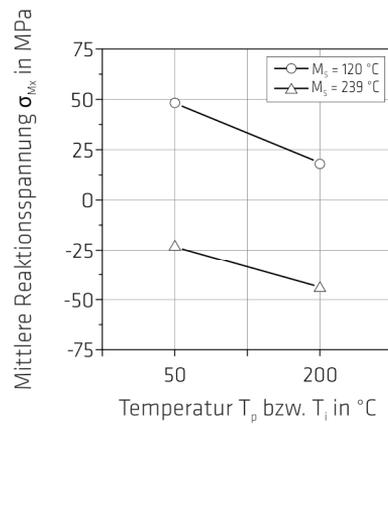
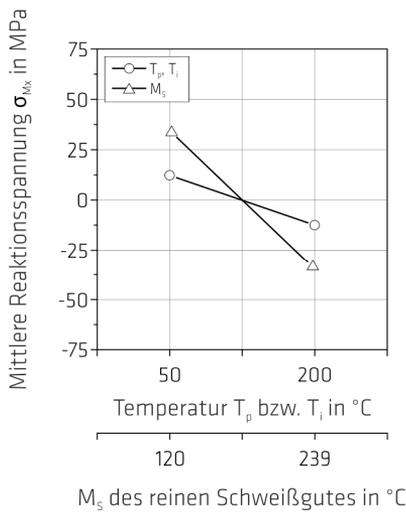
Aus der Analyse des vollständigen faktoriellen Versuchsplans berechnet sich das Bestimmtheitsmaß zu  $R^2 = 98,96\%$ . Mit einer Wahrscheinlichkeit von  $p = 0$  ist die Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur hoch signifikant. Der Effekt der Martensit-Start-Temperatur wird mit einer Wahrscheinlichkeit von  $p = 0,033$  ermittelt und ist für die untersuchten LTT-Verbindungen ebenfalls hoch signifikant. Der Unterschied der mittleren Reaktionsspannung ist in Abhängigkeit des verwendeten LTT-Zusatzes mit 8 MPa klein, sodass die Reaktionsspannung primär durch  $T_p$  bzw.  $T_i$  bestimmt wird. Bild 4.42 (links) fasst die Varianzanalyse des vollfaktoriellen Versuchsplans und das auf dem mathematischen Modell der Eckdaten basierende Konturdiagramm für  $\sigma_{Fy}$  zusammen. Das Ergebnis der Varianzanalyse wird von den Untersuchungen von Lausch [327] und denen von Schröpfer et al. [111] gestützt. Beide Autoren zeigen, dass die Streckenenergie in Abhängigkeit des gewählten Regressionsmodells signifikant sein kann, obwohl der Einfluss der Streckenenergie auf die mittlere Reaktionsspannung nur klein ist. Eine Übertragung der hier aufgeführten Ergebnisse über die hier genutzte Streckenenergie hinaus ist daher nicht empfehlenswert.

In Bild 4.41 ist der Einfluss der untersuchten Faktoren auf die Reaktionsspannung basierend auf dem Biegemoment dargestellt. Die Auswertung basiert auf allen Eckpunkten und Blöcken des Versuchsplans. Aus dem Haupteffektdiagramm ist ersichtlich, dass die  $M_5$  maßgeblich auf die Höhe von  $\sigma_{Mx}$  Einfluss nimmt. Vor diesem Hintergrund ist der Faktor  $M_5$  als signifikant einzustufen, während die  $T_p$ ,  $T_i$  nicht signifikant ist. Eine Wechselwirkung zwischen den Faktoren konnte ausgeschlossen werden. Aus der Analyse des vollständigen faktoriellen Versuchsplans berechnet sich das Bestimmtheitsmaß zu  $R^2 = 48,77\%$ , womit nur eine geringe Abbildungsqualität erreicht wird. Dennoch wird das Ergebnis hinsichtlich der  $T_p$ ,  $T_i$  von der Literatur gestützt [111, 327]. Die Abbildungsqualität ist ein Hinweis auf die Empfindlichkeit von  $\sigma_{Mx}$  gegenüber Störgrößen, wie z. B. der Blechebenheit oder der Schweißnahtvorbereitung. Unter Berücksichtigung der ohne Anpassung durchführbaren Eckpunktversuche ist jedoch von einem signifikanten Einfluss der  $M_5$  auf  $\sigma_{Mx}$  auszugehen. Bild 4.42 (rechts) fasst die Varianzanalyse des vollfaktoriellen Versuchsplans und das auf dem mathematischen Modell der Eckdaten basierende Konturdiagramm für  $\sigma_{Mx}$  zusammen. Demnach ist der Zusatzwerkstoff LTT CrNi in Bezug auf das  $\sigma_{Mx}$  dem Zusatzwerkstoff LTT CrMn zu bevorzugen.

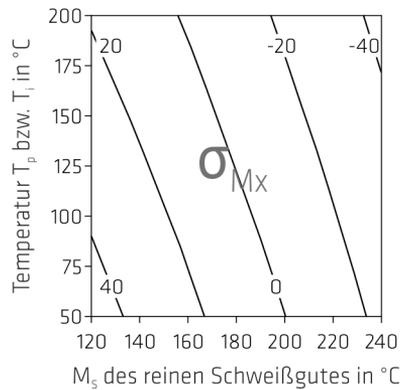
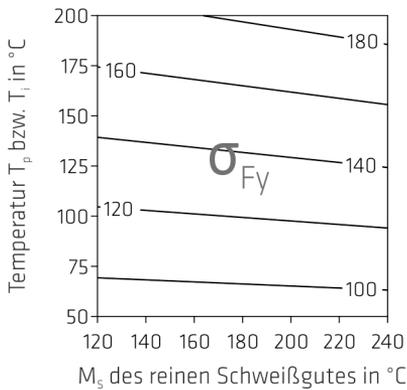
Die resultierende Gesamtreaktionsspannung  $\sigma_{total}$  berechnet sich als Summe von  $\sigma_{Fy}$  und  $\sigma_{Mx}$ . Die Auswertung basiert auf allen Eckpunktversuchen und Blöcken und ist in Bild 4.43 und in Bild 4.44 zusammengefasst dargestellt. Sowohl die Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur als auch die  $M_5$  der LTT-Legierungen haben eine erhebliche Effektstärke, während die Wechselwirkung zwischen den Faktoren vernachlässigbar ist. Das Bestimmtheitsmaß lässt mit  $R^2 = 57,84$  keine eindeutigen Schlussfolgerungen zu. Der Effekt der Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur ist mit einer Wahrscheinlichkeit von  $p = 0,093$  als signifikant anzunehmen, während die  $M_5$  mit einer Wahrscheinlichkeit von  $p = 0,131$  nicht signifikant eingeschätzt wird. Die Signifikanz des Faktors  $M_5$  wurde für  $\sigma_{Mx}$  gezeigt. Beide Faktoren weisen die gleiche Effektstärke für  $\sigma_{total}$  auf. Aufgrund der Abbildungsqualität für  $\sigma_{total}$  sind in Bezug auf den Faktor  $M_5$  zusätzliche Schweißversuche durchzuführen.



**Bild 4.40:** Haupteffekt- (links) und Wechselwirkungsdiagramm (rechts) für die Reaktionsspannung auf Basis der Reaktionskraft  $\sigma_{Ty}$  in MPa nach Abkühlung auf Umgebungstemperatur sowie in Abhängigkeit der Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur und der Martensit-Start-Temperatur



**Bild 4.41:** Haupteffekt- (links) und Wechselwirkungsdiagramm (rechts) für die Reaktionsspannung auf Basis des Biegemomentes  $\sigma_{Mx}$  in MPa nach Abkühlung auf Umgebungstemperatur sowie in Abhängigkeit der Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur und der Martensit-Start-Temperatur



Ergebnis der Varianzanalyse

Regressionsmodell: linear  
 Bestimmtheitsmaß R<sup>2</sup>: 98,96 %  
 Faktoren: T<sub>p</sub>, T<sub>i</sub> (p = 0)  
 M<sub>S</sub> (p = 0,033)  
 Signifikante Wechselwirkung: keine  
 Mathematisches Modell\*:  

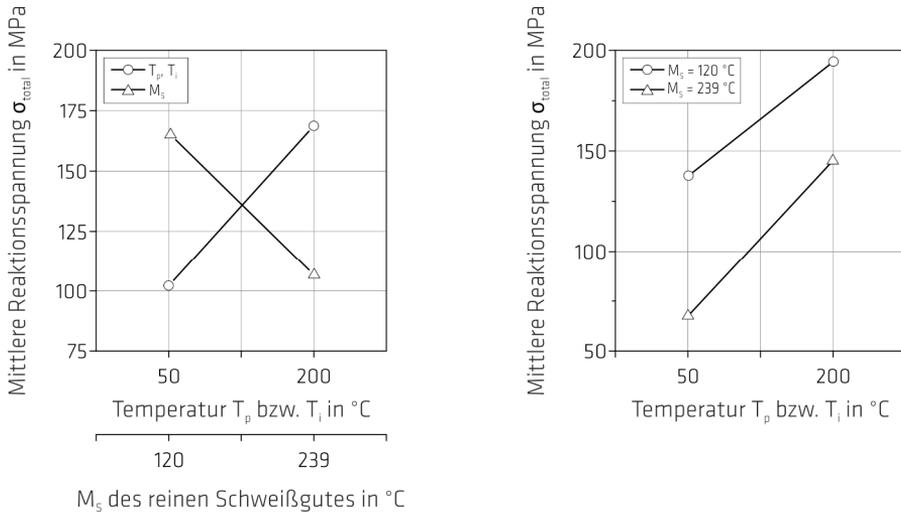
$$\sigma_{Fy} = 61,42 + 0,4970 \times (T_p, T_i) - 0,0112 \times M_S + 0,000644 \times (T_p, T_i) \times M_S$$

Regressionsmodell: linear  
 Bestimmtheitsmaß R<sup>2</sup>: 48,77 %  
 Faktoren: T<sub>p</sub>, T<sub>i</sub> (p = 0,482)  
 M<sub>S</sub> (p = 0,087)  
 Signifikante Wechselwirkung: keine  
 Mathematisches Modell\*:  

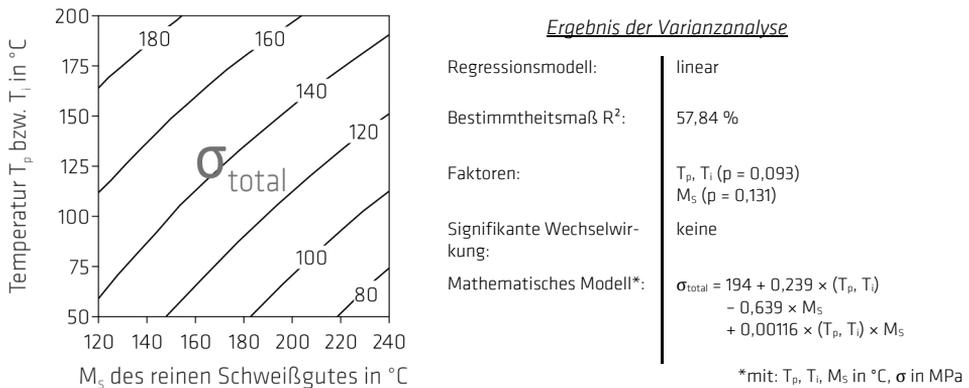
$$\sigma_{Mx} = 133 - 0,258 \times (T_p, T_i) - 0,628 \times M_S + 0,00052 \times (T_p, T_i) \times M_S$$

\*mit: T<sub>p</sub>, T<sub>i</sub>, M<sub>S</sub> in °C, σ in MPa

**Bild 4.42:** Effekt der Martensit-Start-Temperatur der reinen LTT-Legierungen und der Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur auf die Reaktionsspannung  $\sigma_{Fy}$  in MPa (links) und die Reaktionsspannung auf Basis des Biegemomentes  $\sigma_{Mx}$  in MPa (rechts) nach Abkühlung auf Umgebungstemperatur; Zusammenfassung der faktoriellen Anpassung und der Varianzanalyse



**Bild 4.43:** Haupteffekt- (links) und Wechselwirkungsdiagramm (rechts) für die Reaktionsspannung auf Basis des Biegemomentes  $\sigma_{total}$  in MPa nach Abkühlung auf Umgebungstemperatur sowie in Abhängigkeit der Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur und der Martensit-Start-Temperatur



**Bild 4.44:** Effekt der Martensit-Start-Temperatur der reinen LTT-Legierungen und der Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur auf die Gesamtreaktionsspannung  $\sigma_{total}$  in MPa (links) und Zusammenfassung der faktoriellen Anpassung und der Varianzanalyse (rechts)

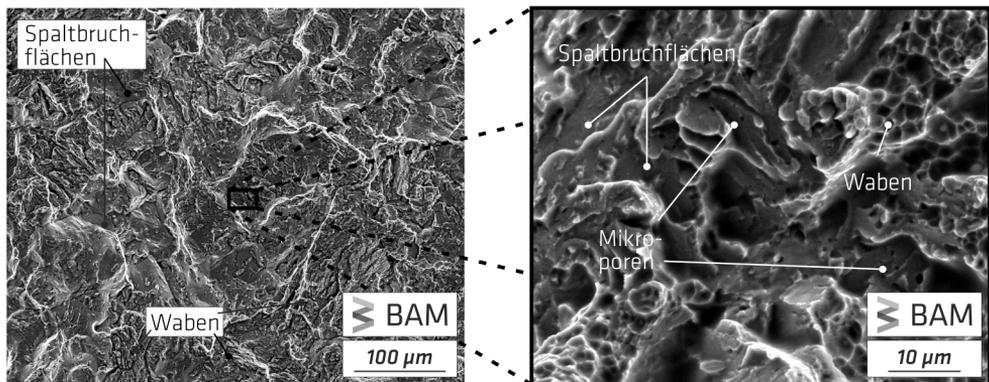
Die statistische Analyse von der  $\sigma_{Fy}$  und der  $\sigma_{Mx}$  sowie der Gesamtreaktionsspannung  $\sigma_{total}$  ergab, dass für die hier genutzte Streckenenergie die Reaktionsspannung  $\sigma_{Fy}$  für die LTT-Zweilagenschweißverbindungen vor allem durch die genutzte  $T_p$  bzw.  $T_i$  bestimmt wurde, obwohl die  $M_s$  der betrachteten LTT-Legierungen ebenfalls einen signifikanten Einfluss hatten. Für die Reaktionsspannung  $\sigma_{Mx}$  konnte ein signifikanter Einfluss für  $M_s$  bestätigt werden. Die Beanspruchung der Schweißverbindungen wurde unter Verwendung des Zusatzwerkstoffes LTT CrNi minimiert. Für die  $\sigma_{total}$  war vor allem die  $T_p$  bzw.  $T_i$  als signifikant einzustufen, während die  $M_s$  aufgrund der hohen Effektstärke trotz mäßiger Modellqualität nicht vernachlässigt werden konnte. Das Modell ist durch zusätzliche Schweißversuche unter Ein-

beziehung des konventionellen Zusatzwerkstoffes nichtlinear zu ergänzen, um die Aussagekraft zu erhöhen. Darüber hinaus ist der Einfluss der Streckenenergie auf die  $\sigma_{Mx}$  für die LTT-Verbindungen zu quantifizieren.

#### 4.5.4.2 Einfluss der Wärmeführung und der Phasenumwandlung auf die Kaltrissbildung

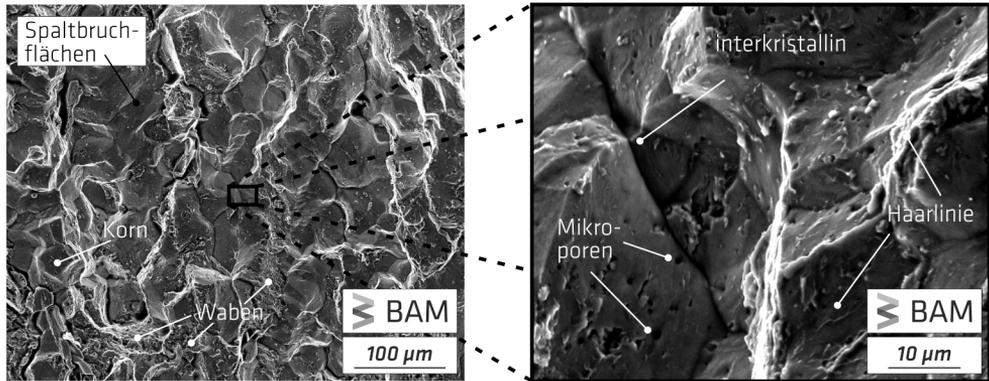
Alle Eckpunktversuche des Versuchsplans (vgl. Bild 3.11), die mit einer Zwischenlagentemperatur von 200 °C und unter Verwendung des Zusatzwerkstoffes LTT CrMn ( $M_S = 123$  °C) geschweißt wurden, versagten durch eine Kaltrissbildung. Der Gewaltbruch trat bei Umgebungstemperatur sechs Stunden nach dem Versuchsende schlagartig auf und wurde durch einen abrupten Abfall der  $F_V$  beobachtet. Die Bruchfläche verlief innerhalb der Schweißnaht entlang der Schweißnahtlängsachse. In Bild 4.45 ist die mit Hilfe eines REM<sup>1</sup> durchgeführte fraktographische Analyse der Bruchfläche im Bereich der Wurzellage dargestellt, während Bild 4.46 den Bereich der Decklage zeigt. Über den gesamten Schweißnahtlängsquerschnitt wurde sowohl duktiles als auch sprödes Versagen festgestellt.

Während im Bereich der Wurzellage vor allem Waben und vereinzelt Spaltbruchflächen vorgefunden wurden, nahm im Bereich der Decklage die Anzahl der Spaltbruchflächen zu. Während die Wurzellage vor allem duktil versagte, war die Decklage durch einen interkristallinen Rissverlauf gekennzeichnet. Der Rissverlauf und die auf den Spaltbruchflächen erkennbaren Mikroporen sind in Zusammenhang mit den aufklaffenden Korngrenzen charakteristische Merkmale für einen durch Wasserstoff unterstützten Gewaltbruch. Zusätzlich zeigen die Bruchflächen vereinzelt Haarlinien auf, die ebenfalls als Indiz für eine wasserstoffunterstützte Schädigung des Bauteils angenommen werden können [365]. Zusätzlich wurden Karbide vereinzelt auf den Bruchflächen nachgewiesen. In diesem Zusammenhang ist das in Kapitel 4.5.1 aufgezeigte Härteniveau der Schweißnaht des LTT CrMn zu berücksichtigen. Das sich über die Nahtdicke verändernde Versagensverhalten wurde in einer sich ändernden Wasserstoffkonzentration vermutet [366].



**Bild 4.45:** REM-Aufnahme der Oberfläche der für die LTT-CrMn-Schweißnaht gefundenen Kaltrisse; Übersichtsaufnahme im Bereich der Wurzellage (links) und beispielhaft für den gesamten untersuchten Bereich der Bruchfläche dargestelltes Detailbild (rechts);  $T_p$  bzw.  $T_i = 200$  °C

<sup>1</sup> Rasterelektronenmikroskop.

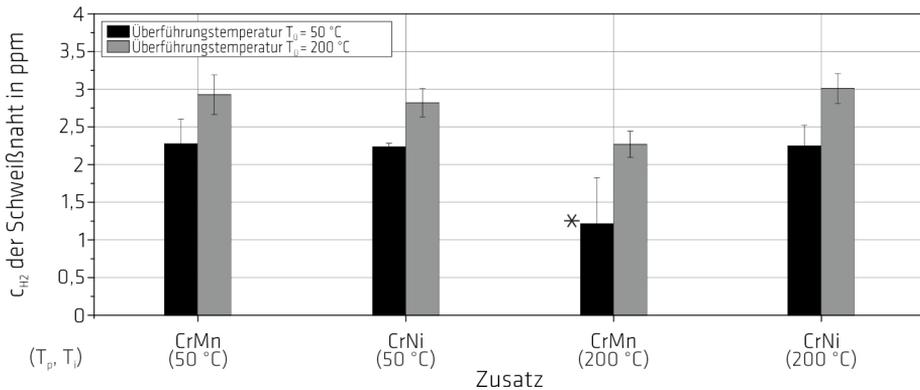


**Bild 4.46:** REM-Aufnahme der Oberfläche der für die LTT-CrMn-Schweißnaht gefundenen Kaltrisse; Übersichtsaufnahme im Bereich der Decklage (links) und beispielhaft für den gesamten Bereich der Bruchfläche dargestelltes Detailbild eines interkristallinen Rissverlaufs (rechts);  $T_p$  bzw.  $T_i = 200\text{ °C}$

Die Zwischenlagentemperatur von  $200\text{ °C}$  liegt oberhalb der  $M_s$  des reinen Schweißgutes des LTT CrMn. Durch die Bestimmung der  $M_s$  in Bild 4.28 (links) sowie aus der Analyse der Reaktionskraft-Prozesszeit-Verläufe ist erkennbar, dass das reine Schweißgut der LTT-CrMn-Verbindung bei dieser Wärmeführung während der Abkühlung erst nach der Fertigung Decklage einmalig martensitisch umwandelt. Während angelassener Martensit (vgl. alle anderen Eckpunkte der Versuchsmatrix) hinsichtlich Wasserstoff weniger sensibel reagiert, zeigt abgeschreckter Martensit eine hohe Affinität zur wasserstoffunterstützten Kaltrissbildung [367-369]. In diesem Zusammenhang wurde die Konzentration an Wasserstoff für die LTT-Zweilagenschweißverbindungen analysiert. Während der Abkühlung der schrumpfbehinderten LTT-CrMn-Zweilagenschweißverbindung wurde unter der zugrunde liegenden Wärmeführung bei einer Reaktionskraft von  $360\text{ kN}$  ein kritisches Beanspruchungsniveau erreicht, welches zum Versagen führte. Mit Hilfe eines neu entwickelten Prüfstandes wurde die während des Schweißprozesses eingebrachte und nach der Abkühlung innerhalb der Schweißnaht verbliebende Wasserstoffkonzentration in Abhängigkeit der  $T_p$  bzw.  $T_i$  für die LTT-Zweilagenschweißverbindungen abschließend bewertet. Dazu wurde der für die komplette Versuchsreihe zugrunde liegende Versuchsplan (vgl. Bild 3.11) auf diesen Prüfstand (vgl. Bild 3.16) übertragen. Um die durch den Schweißprozess eingebrachte Wasserstoffkonzentration bewerten zu können, sind die Proben bei einer definierten Temperatur der Prüfstücke in Eiswasser (Überführungstemperatur  $T_0$ ) und darauffolgend in Stickstoff zu überführen, um eine ungewünschte Effusion des Wasserstoffs vorab der eigentlichen Messung zu vermeiden. Es wurden zwei  $T_0$  bei  $200\text{ °C}$  und  $50\text{ °C}$  festgelegt. Für eine  $T_0 = 50\text{ °C}$  liegen in Zusammenhang mit den in Kapitel 4.5.2 dargestellten Reaktionskräften bereits  $90\%$  des versagenskritischen Beanspruchungsniveaus vor. Zusätzlich wurde die Versuchsdurchführung in Anlehnung an die Norm [350] durchgeführt und die Proben unmittelbar nach dem Schweißprozess der Decklage ins Eiswasser überführt. Bei diesen Versuchen wurde für das Schweißgut des LTT CrMn eine Wasserstoffkonzentration von  $c = 3,04\text{ ppm}$  bestimmt und für die Zweilagenschweißverbindung des LTT CrNi eine Konzentration von  $c = 3,48\text{ ppm}$  ermittelt.

In Bild 4.47 ist die nach der Abkühlung auf die  $T_0$  im Schweißgut des Prüfstückes verbliebende Wasserstoffkonzentration dargestellt. Für eine  $T_0 = 200\text{ °C}$  liegt gegenüber einer  $T_0 = 50\text{ °C}$  eine höhere Wasserstoffkonzentration vor, da die Effusion des Wasserstoffes aus der Probe während der Abkühlung zeitlich eher unterbunden wurde. Die reine Schweißnaht der LTT-Verbindungen weist bei dieser

$T_0$  vor allem ein austenitisches Gefüge auf, welches gegenüber dem martensitischen Gefüge ein höheres Lösungsvermögen für Wasserstoff besitzt. Trotz unterschiedlicher  $T_p$  bzw.  $T_i$  und  $M_s$  der LTT-Legierungen ist die verbliebene Wasserstoffkonzentration zwischen den LTT-Verbindungen in Abhängigkeit der  $T_0$  vergleichbar. So wurde für die LTT-CrMn-Verbindung bei einer  $T_0$  von 50 °C eine Wasserstoffkonzentration von  $c = 1,2$  ppm bestimmt. In Zusammenhang mit dem für die LTT-CrMn-Verbindung ( $T_i = 200$  °C) vorliegenden Gefüge und der Schweißnaht Härte ist diese Konzentration für die bei Raumtemperatur vorliegende  $F_y$  kritisch.

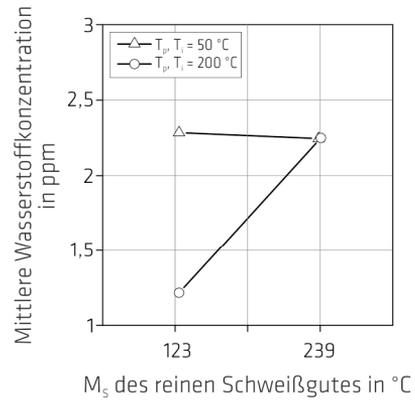
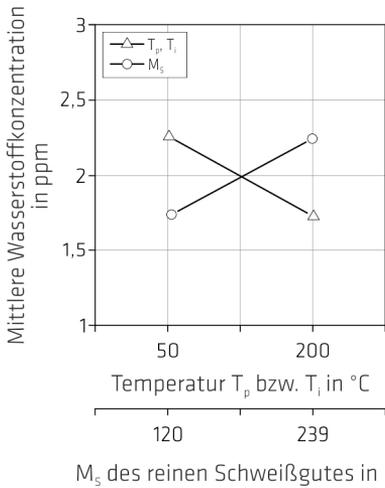


**Bild 4.47:** Für die LTT-Zweilagenschweißverbindungen ermittelte Konzentration an Wasserstoff innerhalb der Schweißnaht des Probenstückes in Abhängigkeit der Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur und Überführungstemperatur des Prüfstückes ins Eiswasser; \*Niveau aufgrund eines Ausreißers und der Messbedingungen reduziert

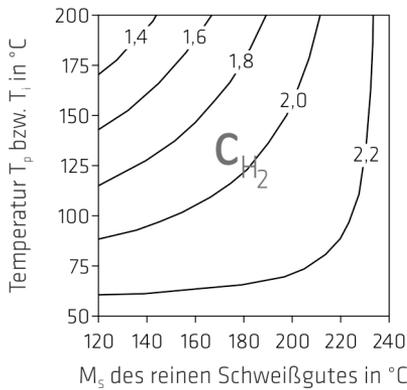
Durch die statistische Auswertung der Versuchsergebnisse lässt sich die Wirkung der untersuchten Faktoren<sup>1</sup> auf die Zielgrößen<sup>2</sup> abschließend effektiv bewerten und quantifizieren. Aus der Analyse des vollständigen faktoriellen Versuchsplans berechnet sich das Bestimmtheitsmaß zu  $R^2 = 71,87$  %, womit eine mäßige Modellqualität erreicht wird. Ursächlich hierfür könnten Nichtlinearitäten innerhalb des Versuchsraumes sein, während die Streuung durch zusätzlich Versuche reduziert werden sollte. Vor diesem Hintergrund ist die  $T_p$ ,  $T_i$  sowie die  $M_s$  als signifikant einzustufen. Zudem konnte eine signifikante Wechselwirkung zwischen den Faktoren aufgezeigt werden. In Bild 4.48 sind die Haupteffekte und die Wechselwirkungen der Faktoren für den untersuchten Parameterraum dargestellt, während in Bild 4.49 die Varianzanalyse des vollfaktoriellen Versuchsplans und das auf dem mathematischen Modell der Eckdaten basierende Konturdiagramm zusammengefasst sind. Aus diesem Konturdiagramm geht hervor, dass in Hinblick auf eine Minimierung der bei einer  $T_0$  von 50 °C verbleibenden Wasserstoffkonzentration, LTT-Verbindungen bei hohen  $T_p$  bzw.  $T_i$  und hinreichend niedrigen  $M_s$  zu schweißen sind. Dabei ist zu berücksichtigen, dass nicht angelassener Martensit eine hohe Affinität zur Kaltrissbildung aufweist [367-369]. Vergleichbares Versagensverhalten wird in der schweißtechnischen Verarbeitung warmfester CrMo-V-Stähle sowie im Automobilbau bei umformbaren Stählen beobachtet [370-373]. Es ist empfehlenswert, den Arbeitsbereich mit  $T_i > M_s$  für LTT-Verbindungen zu vermeiden, um die Gefahr einer Kaltrissbildung zu reduzieren.

<sup>1</sup> Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur  $T_p$ ,  $T_i$ ; Martensit-Start-Temperatur  $M_s$ .

<sup>2</sup> Hier: Wasserstoffkonzentration der Schweißnaht der Zweilagenschweißversuche bei  $T_0$  in ppm.



**Bild 4.48:** Haupteffekt- (links) und Wechselwirkungsdiagramm (rechts) für die Wasserstoffkonzentration innerhalb der Schweißnaht des Probenstückes in Abhängigkeit der Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur und Martensit-Start-Temperatur; Probenlagerung in Eiswasser bei  $T_i = 50\text{ °C}$



Ergebnis der Varianzanalyse

Regressionsmodell:	linear
Bestimmtheitsmaß $R^2$ :	71,87 %
Faktoren:	$T_p, T_i$ ( $p = 0,098$ ) $M_s$ ( $p = 0,083$ )
Signifikante Wechselwirkung:	$(T_p, T_i) \times M_s$ ( $p = 0,078$ )
Mathematisches Modell*:	$C_{H_2} = 3,056 - 0,01469 \times (T_p, T_i)$ $- 0,00344 \times M_s$ $+ 0,0000062 \times (T_p, T_i) \times M_s$

\*mit:  $T_p, T_i, M_s$  in °C,  $C_{H_2}$  in ppm

**Bild 4.49:** Effekt der Martensit-Start-Temperatur der reinen LTT-Legierungen und der Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur auf die Wasserstoffkonzentration innerhalb der Schweißnaht des Probenstückes in ppm (links) und Zusammenfassung der faktoriellen Anpassung und der Varianzanalyse (rechts), Probenlagerung in Eiswasser bei  $T_i = 50\text{ °C}$ ; Konturdiagramm nur für die betrachtete Versuchsreihe gültig.

Die Zweilagenschweißverbindungen des LTT CrMn unterlagen bei dem Eckpunkt des Versuchsplanes mit einer  $T_p$  bzw.  $T_i$  von  $200\text{ °C}$  einem Versagen durch eine Kaltrissbildung. Mit Hilfe der Bruchflächenanalyse konnte der Einfluss von Wasserstoff gezeigt werden. Erstmals durchgeführte Analysen der Wasserstoffkonzentration in LTT-Zweilagenschweißverbindungen haben gezeigt, dass für den LTT CrMn eine Wasserstoffkonzentration von  $1,2\text{ ppm}$  ausreichend sein kann, um in Kombination mit der entsprechend vorliegenden Reaktionskraft ein Versagen hervorzurufen. Das Gefüge der LTT-CrMn-Verbindung ist aufgrund dessen, dass der Martensit nur bedingt während der schweißtechnischen Fertigung angelassen wird, sensibel hinsichtlich der wasserstoffunterstützten Kaltrissbildung. Dieses Ergebnis ist über die Versuchsreihe hinweg nicht verallgemeinbar, sondern vielmehr in Zusammen-

menhang mit der nach der schweißtechnischen Fertigung vorliegenden  $F_y$  in Abhängigkeit der Wärmeleitung weiterführend zu untersuchen. Dabei ist das Härteniveau der Schweißnaht und das Gefüge detailliert zu analysieren.

#### 4.5.5 Beanspruchungsanalyse von Mehrlagenschweißverbindungen<sup>1</sup>

Sowohl die freischumpfend als auch die unter Einspannung durchgeführten Zweilagenschweißversuche haben gezeigt, dass mit Hilfe von LTT-Legierungen die Schweißverbindung gegenüber einer konventionellen Verbindung bei sonst gleichen Schweißparametern niedrigere  $\sigma_{Fy}$  bzw.  $\sigma_{Mx}$  aufweisen bzw. geringerer Verzug auftritt. Für den LTT CrNi wurde der Winkelverzug mit zunehmender  $T_p$  bzw.  $T_i$  erheblich reduziert, während dieser Effekt auf freischumpfend geschweißte Mehrlagenschweißverbindungen nicht direkt übertragbar war. Unter Einspannung nahm die Gesamtreaktionsspannung  $\sigma_{total}$  mit zunehmender Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur zu. Obwohl beide LTT-Legierungen die Reaktionsspannung auf Basis des Biegemomentes im Vergleich zur konventionellen Verbindung reduzierten, war die Wirkung für den LTT CrNi maximal. Zusätzlich versagten die LTT-CrMn-Verbindungen, als eine  $T_p$ ,  $T_i$  oberhalb der  $M_s$  des reinen Schweißgutes genutzt wurde. Basierend auf diesen Ergebnissen wurden die Mehrlagenschweißversuche unter Einspannung auf eine Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur von 50 °C unter Verwendung des LTT-CrNi- und des konventionellen Zusatzwerkstoffes begrenzt. Zusätzlich wurde untersucht, inwieweit sich der gezielte Einsatz des Zusatzwerkstoffes LTT CrNi nur im Bereich der Decklage auf den Beanspruchungszustand der Mehrlagenschweißverbindungen auswirkte.

##### 4.5.5.1 Aufbau und Gefüge

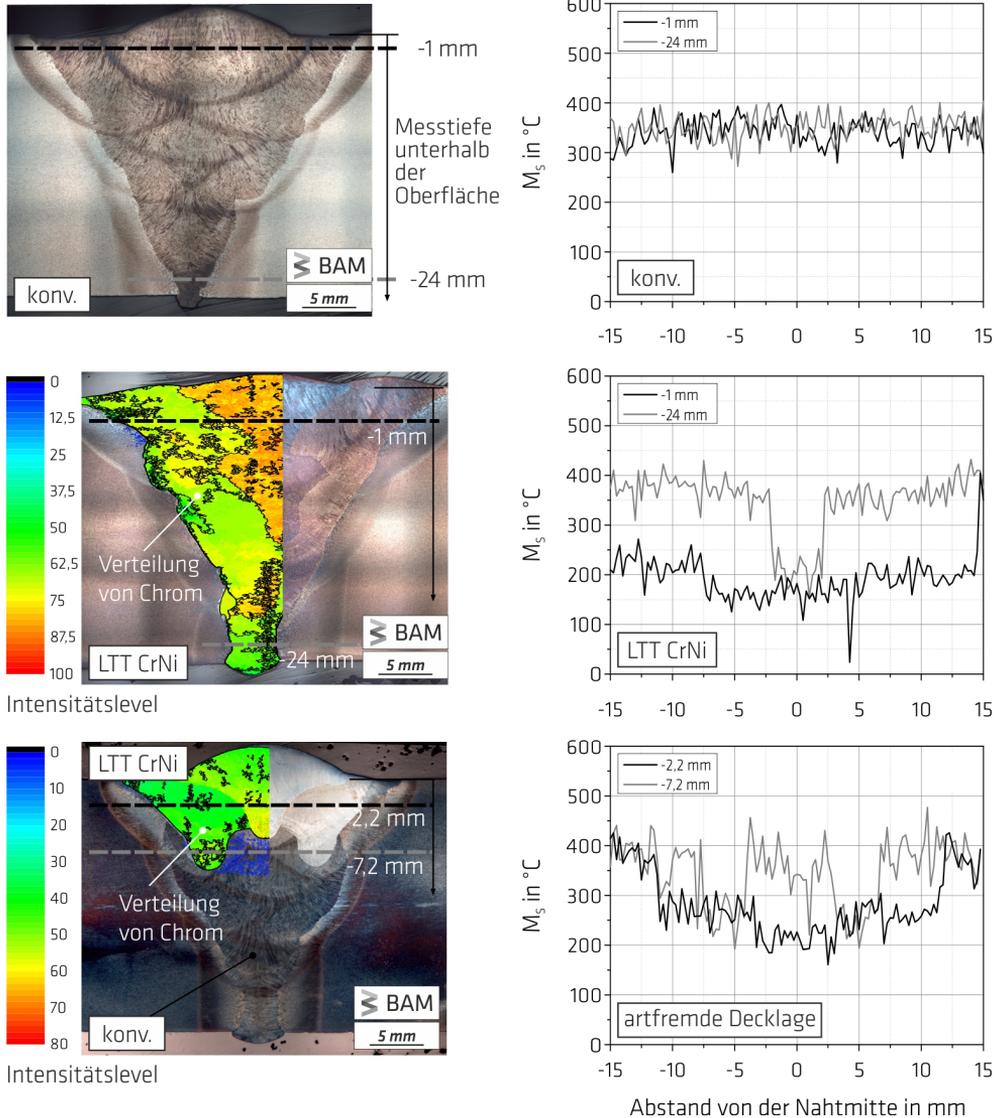
Die Mehrlagenschweißverbindungen wurden mit Hilfe der in Tabelle 3.17 aufgezeigten Schweißparameter gefertigt. Um die  $t_{8/5}$ -Zeit von maximal 8,4 s zu gewährleisten, wurden die Stumpfstöße mit Blechdicken von 25 mm dreilagig durch acht symmetrisch eingebrachte Schweißraupen gefügt. Alle Schweißverbindungen wiesen ein martensitisches Gefüge auf. In der folgenden Diskussion werden die erste und zweite Schweißraupe der schweißprozesstechnischen Fertigung der Wurzellage zugeordnet. Die sich anschließende Fertigung der Füll- und Decklage setzt sich jeweils aus drei Schweißraupen zusammen (vgl. Bild 4.50).

Die artgleich geschweißte konventionelle Schweißverbindung sowie die LTT-CrNi-Schweißverbindung weisen 1 mm unterhalb der Schweißnahtoberfläche innerhalb der Schweißnaht Härten von bis zu 450 HV 0,1 auf. Durch den Mehrlagenschweißprozess wurde das Gefüge der konventionellen Schweißnaht angelassen, sodass für die Wurzellage lediglich 370 HV 0,1 vorlagen. Konträr zu den Zweilagenschweißversuchen wurde die Anlasswirkung ebenfalls für die hier betrachtete LTT-CrNi-Schweißverbindung in der Wurzellage mit einer Härte von 350 HV 0,1 bewiesen, während sich die Härte im Bereich der Nahtmitte auf dem Niveau der Decklage befand. Die lediglich im Bereich der Decklage mit dem Zusatz LTT CrNi artfremd geschweißte Mehrlagenschweißverbindung zeichnete sich über die Nahtdicke durch eine Härte von 350 HV 0,1 - 420 HV 0,1 aus. Für die Decklage wurde im Bereich der letzten Schweißraupe eine risskritische Härte von 470 HV 0,1 erreicht. Gleichzeitig wurden die beiden vorab geschweißten Raupen der Decklage teilweise angelassen. Bild 4.50 zeigt die Variation der theoretisch über den Schweißnahtquerschnitt zu erwartenden  $M_s$ . Die Verteilung der

---

<sup>1</sup> Teilergebnisse des Unterkapitels wurden vom Autor im Rahmen des AiF-Projektes P1060 / IGF-18599 N erarbeitet. Zum Zeitpunkt der Eröffnung des Promotionsverfahrens lagen keine Veröffentlichungen vor.

chemischen Elemente wurde durch Reihenanalysen quantitativ im Bereich der Wurzel-, der Füll- und der Decklage mit Hilfe von WDX-Analysen bestimmt, während für die artfremden Verbindungen durch WDX-Mappings zusätzlich die Verteilung von Chrom innerhalb der Lagen qualitativ beurteilt werden kann. Die Messtiefen wurden in Abhängigkeit der artgleichen bzw. artfremden Materialkombination variiert und sind in Bild 4.50 (links) angegeben.



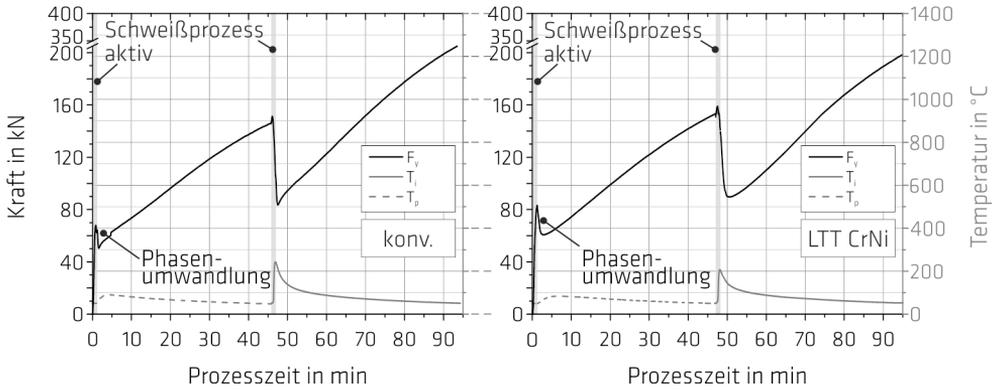
**Bild 4.50:** Lagenaufbau der konventionellen Schweißverbindung (oben), der LTT-CrNi-Verbindung (Mitte) und der artfremd geschweißten Verbindung mit Beschränkung des Zusatzes LTT CrNi auf die Decklage (unten) und Darstellung der Variation von Chrom im Schweißnahtquerschnitt (qualitativ; Farbskala entsprechend der Counts für das Element) (links) sowie die Variation der theoretisch möglichen  $M_s$  über dem Schweißnahtquerschnitt in verschiedenen Messtiefen (rechts); ermittelt nach Steven und Haynes [215]; Ätzmittel: 2 % Nital (oben), LB I (Mitte, unten)

Die  $M_S$  der konventionellen Schweißnaht beträgt über den gesamten Querschnitt im Durchschnitt 385 °C. Für die LTT-CrNi-Verbindung konnten in Abhängigkeit der Messposition  $M_S$  zwischen 180 °C und 240 °C ermittelt werden. Der Unterschied kann vor allem auf die Anreicherung von Chrom in den zuletzt geschweißten Raupen der Lagen zurückgeführt werden. Die im Bereich der Decklage mit dem Zusatzwerkstoff LTT CrNi artfremd geschweißte Verbindung verhält sich ähnlich. So konnte in einer Messtiefe von  $z = -2,2$  mm eine Variation der  $M_S$  zwischen 200 °C und 280 °C festgestellt werden. Durch zusätzlich durchgeführte WDX-Mappings wurde analog zu der Analyse in Bild 4.29 die Anreicherung von Chrom in der zuletzt geschweißten Raupe der Decklage festgestellt. Gleichzeitig kommt es zu einer Verarmung an Chrom in den benachbarten Raupen der Decklage. Dadurch steigt die theoretisch bestimmte  $M_S$  auf 280 °C an. Es zeigte sich, dass Chrom bevorzugt im Einbrand der Raupe („Argonfinger“) angereichert wurde (vgl. Bild 4.50). In Hinblick auf die Entmischung mit dem konventionellen Schweißgut wurde deshalb die Verteilung der  $M_S$  in einer Messtiefe von  $z = -7,2$  mm durchgeführt. Im Bereich der LTT-Raupen konnte trotz Entmischung eine  $M_S$  von ca. 250 °C bestimmt werden, während im Bereich der Schweißnahtmitte unterhalb der LTT-Decklage die  $M_S$  des konventionellen Zusatzwerkstoffes erreicht wurde.

#### 4.5.5.2 Reaktionskräfte während des Schweißens

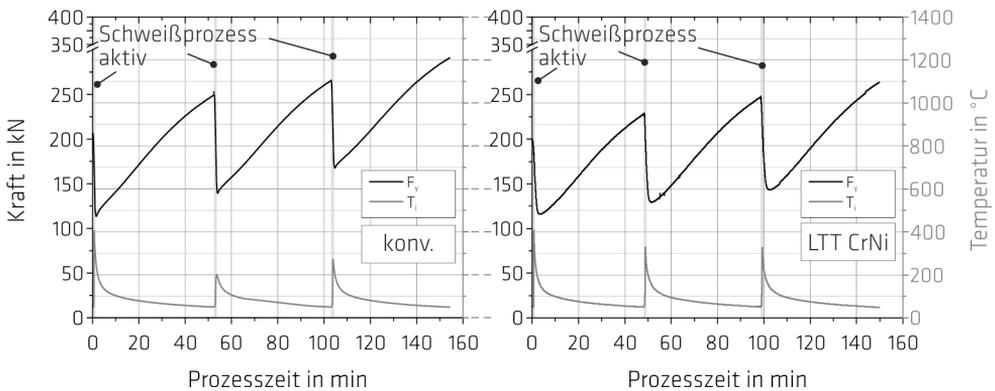
In den Bild 4.51 bis 4.53 ist die Entwicklung der aus der Schrumpfbehinderung der Naht heraus resultierenden Reaktionskraft der konventionellen Verbindung und der LTT-CrNi-Schweißverbindung während der schweißtechnischen Fertigung der Wurzel-, der Füll- und der Decklage dargestellt. Die Entwicklung der Reaktionskraft der im Bereich der Decklage unter Nutzung des Zusatzes LTT CrNi artfremd geschweißten Verbindung ist zusätzlich in Bild 4.53 gezeigt. Für die Wurzel- und die Fülllage wurde im Vergleich zu den anderen Schweißversuchen kein Unterschied für die  $\sigma_{Fy}$  ermittelt, sodass auf eine gesonderte Darstellung verzichtet wurde. In den Bildern 4.51 bis 4.53 wurde der Schweißprozess grau schraffiert dargestellt. Die Temperaturmessung im Schweißgut wurde aufgrund der limitierten Zugänglichkeit innerhalb der Prüfanlage lediglich für die letzte Raupe der Decklage durchgeführt, sodass in den Bildern 4.51 bis 4.53 nur die  $T_p$  bzw.  $T_i$  aufgezeigt ist.

Analog zu den Zweilagenschweißverbindungen nimmt in Bild 4.51 die Reaktionskraft während der Fertigung der ersten Schweißraupe der Wurzellage zu, während durch den Schweißprozess der zweiten Schweißraupe die Reaktionskraft reduziert wird. Die zeitlich begrenzte Reduktion der Reaktionskraft durch die martensitische Phasenumwandlung ist für alle Schweißverbindungen vor allem nach der Fertigung der ersten Schweißraupe durch ein lokales Maximum bzw. durch ein lokales Minimum erkennbar und beträgt ca. 20 kN, während mit zunehmender Raupenzahl der schrumpfbedingte Reaktionskraftanstieg durch den Einfluss der Phasenumwandlung lediglich vermindert ist. Bild 4.52 und Bild 4.53 zeigen den Reaktionskraft-Prozesszeit-Verlauf während der Fertigung der Füll- und der Decklagen. Der beobachtete Reaktionskraftabbau konnte auf die thermische Ausdehnung der Schweißnaht während des Schweißens der einzelnen Raupen zurückgeführt werden. Nach dem Durchlaufen der lokalen Minima der Reaktionskraft nimmt diese aufgrund der Schrumpfbehinderung wieder zu. Dabei ist der Anstieg der Reaktionskraft aufgrund der Phasenumwandlung für die LTT-CrNi-Verbindung im Vergleich zur konventionellen Verbindung anfänglich verzögert. Während der Abkühlung werden so für die LTT-CrNi-Verbindung im Vergleich zur konventionellen Verbindung niedrigere Reaktionskräfte vorab des Schweißens der Decklage erzielt. Das Niveau der Reaktionskraft wird jedoch letztlich von der Schrumpfbehinderung der zwischen den Fertigungsschritten abkühlenden Schweißnaht sowie während der Abkühlung der Verbindung auf Raumtemperatur bestimmt.

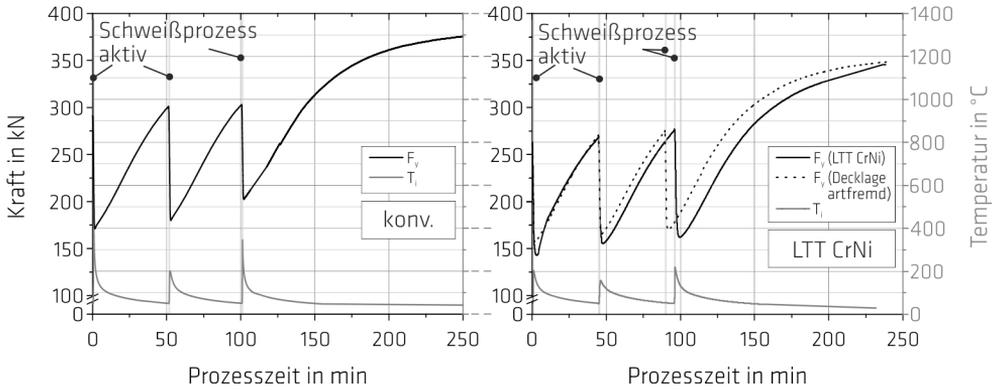


**Bild 4.51:** Entwicklung der Reaktionskraft während der schweißtechnischen Fertigung der Wurzellage der konventionellen Verbindung (links) und der LTT-CrNi-Schweißverbindung (rechts);  $T_p, T_i = 50\text{ °C}$

Die Limitierung des Einsatzes des Zusatzwerkstoffes LTT CrNi auf den Bereich der Decklage wirkte sich im Vergleich zur konventionellen Verbindung positiv auf die Reaktionskraft aus. Der Einfluss der Phasenumwandlung ist vor allem im verzögerten Anstieg der Reaktionskraft zu erkennen, während das Abkühlverhalten zunehmend von der Schrumpfbehinderung der Naht bestimmt wird. Während der Fertigung der Decklage ist die Reaktionskraft der im Bereich der Decklage artfremd geschweißten Verbindung um bis zu 10 % gegenüber der Reaktionskraft der konventionellen Verbindung reduziert. Letztlich wird das Niveau der Reaktionskraft jedoch von der Abkühlung der Schweißnaht nach der Fertigung der Decklage bestimmt. In Übereinstimmung mit den Ergebnissen der Zweilagenschweißversuche ist der Einfluss der Schrumpfbehinderung der Naht gegenüber der martensitischen Phasenumwandlung auf die Reaktionskraft dominant.



**Bild 4.52:** Entwicklung der Reaktionskraft während der schweißtechnischen Fertigung der Fülllage der konventionellen Verbindung (links) und der LTT-CrNi-Schweißverbindung (rechts);  $T_p, T_i = 50\text{ °C}$

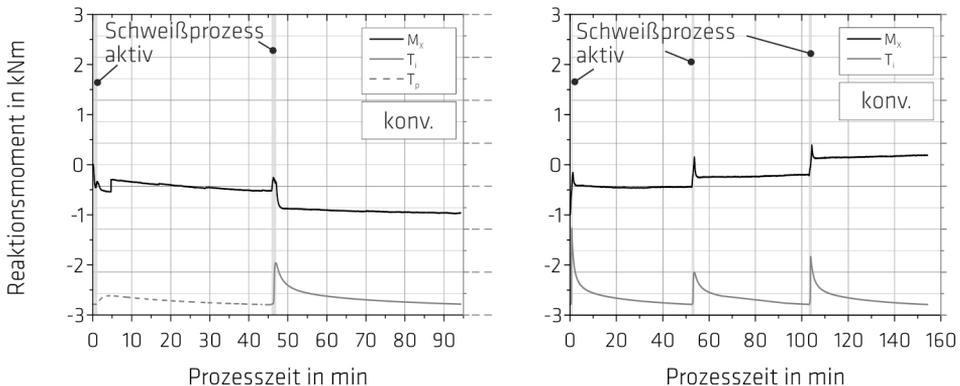


**Bild 4.53:** Entwicklung der Reaktionskraft während der schweißtechnischen Fertigung der Decklage der konventionellen Verbindung (links) und der LTT-CrNi-Schweißverbindungen (rechts);  $T_p, T_1 = 50\text{ °C}$

#### 4.5.5.3 Reaktionsmomente während der schweißtechnischen Verarbeitung

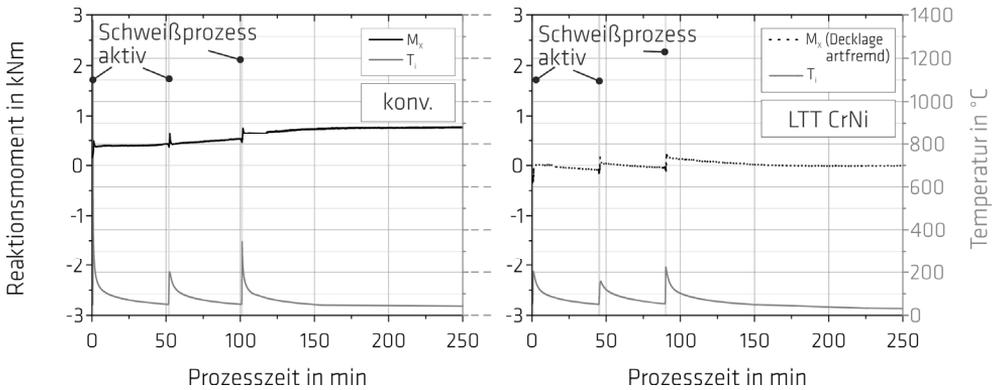
In Bild 4.54 und Bild 4.55 ist die Entwicklung des Reaktionsmomentes  $M_x$  während der Fertigung der Wurzel-, der Füll- und der Decklage der konventionellen Schweißverbindung dargestellt. Für die im Bereich der Decklage mit Hilfe des Zusatzes LTT CrNi artfremd geschweißte Verbindung wurde  $M_x$  in Bild 4.55 ergänzt. Die Entwicklung des Reaktionsmomentes der komplett artfremd geschweißten LTT-CrNi-Verbindung ist in weiterführenden Untersuchungen detailliert zu betrachten.

Die Lagenhöhe der ersten Schweißraupe der Wurzellage beträgt ca. 8 mm. Dadurch befindet sich die Wurzel unterhalb der neutralen Faser der Blechkonfiguration bzw. der Mittelachse der 2-MN-Prüfanlage (Blechmitte). Die Auswirkung der behinderten Schrumpfung der Schweißverbindung ist somit unterhalb der neutralen Faser größer, wodurch sich nach Gleichung 3.19 in Bild 4.54 ein negatives Biegemoment  $M_x$  ergibt. Während der schweißtechnischen Fertigung der Fülllage nimmt  $M_x$  zu. Dabei konnte beim Schweißen eine Zunahme um  $\Delta M_x = 0,7\text{ kNm}$  (konv.) beobachtet werden. Nach dem Schweißprozess wurde  $M_x$  durch die Phasenumwandlung der Naht temporär um  $\Delta M_x = 0,28\text{ kNm}$  (konv.) reduziert. Das Reaktionsmoment der LTT-CrNi-Verbindung war im Vergleich zur konventionellen Verbindung während der schweißtechnischen Fertigung niedriger. Für quantitative Aussagen sind weiterführende Versuche durchzuführen.



**Bild 4.54:** Entwicklung des Reaktionsmomentes  $M_x$  während der schweißtechnischen Fertigung der Wurzellage (links) und der Fülllage (rechts) der konventionellen Schweißverbindung;  $T_p, T_1 = 50\text{ °C}$

Die Entwicklung des Biegemomentes der konventionellen Verbindung ist zwischen der Füll- und der Decklage vergleichbar (vgl. Bild 4.54 (rechts), Bild 4.55 (links)). Aufgrund der Nahtkonfiguration und des zunehmenden Wärmeeintrages nimmt das Schrumpfbestreben der Schweißnaht auf der Nahtoberseite und damit  $M_x$  während der Fertigung der Decklage zu. Für die konventionelle Verbindung wurde bei Versuchsende ein  $M_x$  von ca. 0,8 kNm ermittelt. Das Biegemoment der lediglich im Bereich der Decklage mit Hilfe des Zusatzes LTT CrNi artfremd geschweißten Verbindung wurde vor dem Schweißprozess der Decklage durch das Niveau des Biegemomentes der Fülllage der konventionellen Verbindung bestimmt. Der Einfluss der Phasenumwandlung ist in Bild 4.55 (rechts) nach dem Ende des Schweißprozesses während der gesamten Abkühlung der Probe durch die Abnahme von  $M_x$  ersichtlich. Gegenüber der konventionellen Verbindung erfolgte eine Reduzierung des  $M_x$  um bis zu 100 % auf die Nulllage.

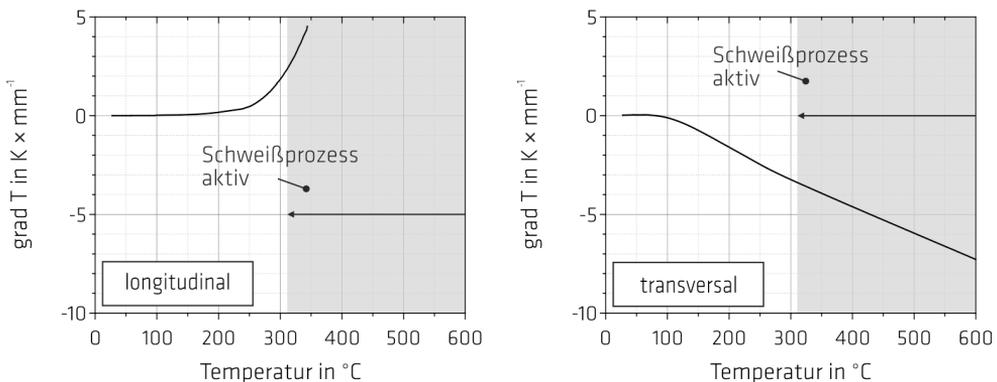


**Bild 4.55:** Entwicklung des Reaktionsmomentes  $M_x$  während der schweißtechnischen Fertigung der Decklage der konventionellen Verbindung (links) und der im Bereich der Decklage unter Nutzung des Zusatzwerkstoffes LTT CrNi artfremd geschweißten Verbindung (rechts);  $T_p, T_i = 50\text{ °C}$

#### 4.5.5.4 Vergleich der aus der schweißtechnischen Fertigung resultierenden Beanspruchung

In Bild 4.56 ist die Entwicklung des Temperaturgradienten während der Abkühlung der Schweißverbindung nach der Fertigung der Decklage in Bezug auf die Temperatur in Schweißnahtmitte dargestellt. Durch die gewählten Schweißparameter konnte das Thermoelement erst in die Schmelze am Nahtende getaucht werden, als die Temperatur in Nahtmitte auf  $350\text{ °C}$  abgekühlt war. Analog zu den Zweilagenschweißverbindungen in Bild 4.19 lag in Transversalrichtung ein erheblicher Temperaturgradient bis zu einer Temperatur der Schweißnaht von ca.  $80\text{ °C}$  vor, während in Longitudinalrichtung unterhalb einer Temperatur der Schweißnaht von ca.  $180\text{ °C}$  keine thermisch bedingte Schrumpfbehinderung entlang der Schweißnahtlängsachse nachzuweisen war. In Zusammenhang mit den Temperaturgradienten in Transversalrichtung ist erkennbar, dass die Beanspruchung der Schweißverbindung durch die thermische Kontraktion der Verbindung bestimmt wird. Dadurch ist der Einfluss der Phasenumwandlung vermindert. Das Schmelztauchen der Thermoelemente in das noch flüssige Schweißgut wurde für die letzte Schweißraupe der Decklage durchgeführt. Nach Tabelle 3.22 konnten sowohl am Anfang der Schweißnaht (NA) als auch in der Schweißnahtmitte (NM) und am Schweißnahtende (NE) Thermoelemente in die flüssige Schmelze getaucht werden. Damit wurde der Einfluss der zeitlich und örtlich inhomogen innerhalb der Schweißnaht stattfindenden Phasenumwandlung auf das  $M_x$  in Bild 4.57 bewertet. Es wurde der Einfluss der martensitischen Phasenumwandlung während des Schweißprozesses der letzten Schweißraupe der konventionellen Verbindung

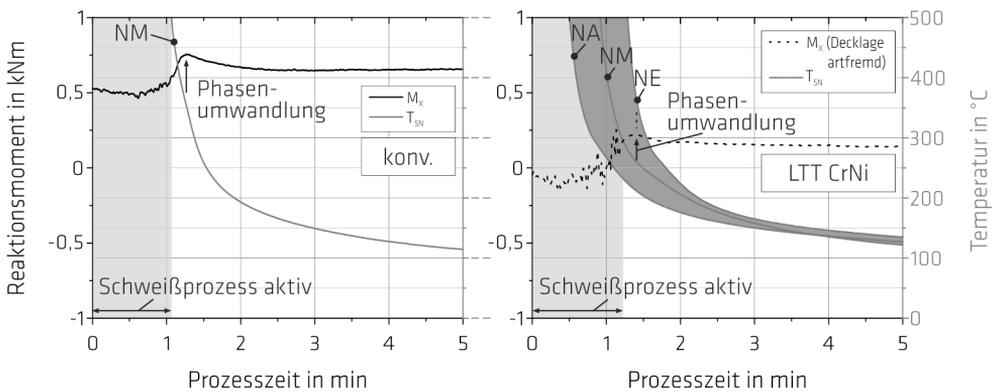
als auch für die nur im Bereich der Decklage artfremd geschweißte Verbindung aufgezeigt. Gemäß der in Bild 4.50 dargestellten Entmischung ist der Beginn der Phasenumwandlung unterhalb der theoretisch möglichen  $M_s$  von 280 °C für die im Bereich der Decklage artfremd geschweißte Verbindung zu erwarten. Für die hier genutzten Schweißparameter war der Aufbau des Reaktionsmoments  $M_x$  durch die Wärmeerbringung des Schweißprozesses mit dem Einfluss der Phasenumwandlung überlagert. Das  $M_x$  der artfremden Verbindung zeigte ein lokales Maximum nach einer Prozesszeit von 1,4 min auf. Im lokalen Maximum von  $M_x$  ist Wirkung der Phasenumwandlung und der thermisch bedingten Schrumpfbehinderung der Naht auf das Reaktionsmoment gleich groß. Die Temperatur der letzten Schweißraupe der Schweißnaht betrug dabei 211 °C am Schweißnahtanfang (NA) und 260 °C in Schweißnahtmitte (NM), während die Temperatur von 380 °C am Nahtende (NE) oberhalb der  $M_s$  der artfremd geschweißten Verbindung lag. Der Einfluss der Phasenumwandlung auf das Reaktionsmoment  $M_x$  ist für die konventionelle Verbindung qualitativ vergleichbar. Lokale Extrema im Reaktionsmoment-Prozesszeit-Verlauf lassen sich somit nicht direkt der  $M_s$  von LTT-Legierungen oder konventionellen Verbindungen zuordnen. Vielmehr erfolgt die Phasenumwandlung zeitlich und örtlich inhomogen entlang der Schweißrichtung. Die Umwandlungstemperaturen der Schweißnaht sind somit zukünftig mindestens am Schweißnahtanfang und -ende zu bestimmen. Diese Ergebnisse sind auf den Reaktionskraft-Prozesszeit-Verlauf übertragbar. In Abhängigkeit der während der Abkühlung der Probe vorliegenden Schrumpfbehinderung und dem örtlich und zeitlich innerhalb der Schweißnaht verschiedenen vorzufindenden Martensitanteil, kann das Reaktionsmoment für die Schweißverbindungen reduziert werden.



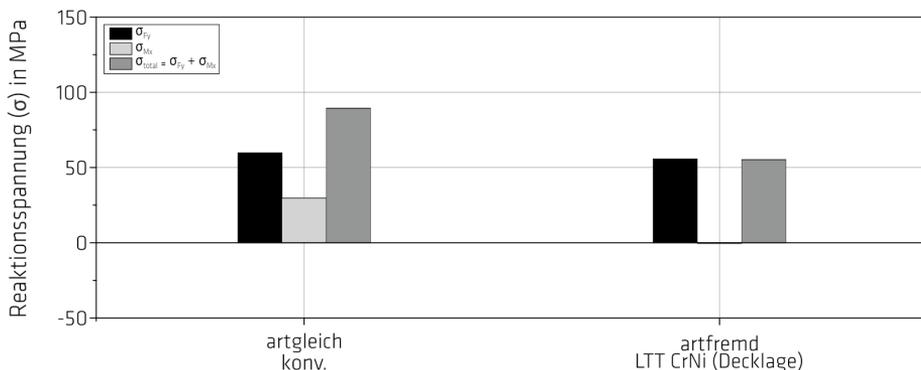
**Bild 4.56:** Während der Abkühlung der Decklage (letzte Schweißraupe) ermittelte Entwicklung des Temperaturgradienten in Longitudinal- (links, Schweißrichtung) und Transversalrichtung in Probenmitte (rechts) bezogen auf die Temperatur des Schweißgutes in Probenmitte; ermittelt durch Eintauchen der Thermoelemente  $te_6$ ,  $te_7$  und  $te_8$  ins Schweißgut (vgl. Tabelle 3.22)

Bild 4.58 stellt eine Zusammenfassung der bei Raumtemperatur vorliegenden Beanspruchungen der hier betrachteten Mehrlagenschweißverbindungen dar. Es wurde die  $\sigma_{Fy}$ , die  $\sigma_{Mx}$  sowie die  $\sigma_{total}$  analysiert. Die Lagenhöhe der Wurzel- und der Fülllage ist nach dem Schweißversuch im Schweißnahtquerschnitt nur bedingt ermittelbar, sodass auf eine gesonderte Bemessung verzichtet wurde, während die Bewertung der Beanspruchung der Schweißverbindungen nach der Fertigung in Hinblick auf die Lebensdauer sachdienlich erscheint. Auf die gesonderte Darstellung der Gesamtreaktionsspannung der artfremd geschweißten LTT-CrNi-Verbindung wurde verzichtet, sollte aber in weiterführenden Analysen detailliert betrachtet werden. Der Einfluss der Phasenumwandlung ist vor allem für die  $\sigma_{Mx}$  ersichtlich, während die  $\sigma_{Fy}$  analog zu den Zweilagenschweißverbindungen für die hier betrachteten Mehrlagenschweißverbindungen durch die thermisch bedingte Schrumpfbehinderung der Naht

bestimmt wird. Die konventionelle Verbindung ist mit einer  $\sigma_{Mx}$  von 30 MPa zusätzlich beansprucht. Die lediglich im Bereich der Decklage artfremd geschweißte Verbindung weist eine  $\sigma_{Mx}$  um die Nulllage auf. Obwohl die höchste Querschrumpfung aufgrund der V-Nahtkonfiguration während der Fertigung der Decklage zu erwarten war, wurde mit Hilfe des LTT CrNi die  $\sigma_{Mx}$  gegenüber der konventionellen Verbindung auf der Blechoberseite reduziert. Im Vergleich zur konventionellen Verbindung wieß die im Bereich der Decklage artfremd geschweißte Verbindung auf der Schweißnahtoberfläche in Bezug auf die  $\sigma_{total}$  eine Reduzierung von 38 % auf. Während die  $\sigma_{Fy}$  als zusätzliche Vorbeanspruchung über den gesamten Schweißnahtlängsquerschnitt wirkt, ist die  $\sigma_{Mx}$  auf der jeweiligen Oberfläche des Stoßes im Bereich der Schweißnaht maximal. Dadurch ist die Beanspruchung der artfremd geschweißten Mehrlagenschweißverbindungen auf Schweißnahtoberfläche reduziert. Wurzelseitig erfährt die komplett artfremd geschweißte LTT-CrNi-Verbindung prinzipiell eine zusätzliche Zugbeanspruchung, während die Beanspruchung der konventionellen Verbindung reduziert ist. Für die nur im Bereich der Decklage artfremd geschweißte Verbindung befindet sich die  $\sigma_{Mx}$  um die Nulllage.



**Bild 4.57:** Entwicklung des Reaktionsmomentes  $M_x$  für die letzte Schweißraupe der Decklage der konventionellen Verbindung (links) und der im Bereich der Decklage artfremd geschweißten Verbindung (rechts); Darstellung der Temperaturverteilung am Schweißnahtanfang (NA), der Nahtmitte (NM) und dem Nahtende (NE); Schweißdauer hellgrau schraffiert und Integral der eingebrachten Wärmemenge dunkelgrau schraffiert dargestellt



**Bild 4.58:** Über die Versuchsreihe hinweg ermitteltes Niveau der durch die Reaktionskraft ( $i = F_y$ ) und dem Biegemoment ( $i = M_x$ ) verursachten jeweiligen Reaktionsspannung  $\sigma_i$  und der Gesamtreaktionsspannung ( $\sigma_{Fy} + \sigma_{Mx}$ ) der Mehrlagenschweißverbindungen auf der Blechoberseite bei Raumtemperatur und in Abhängigkeit der verwendeten Zusatzwerkstoffe und des Lagenaufbaus; dargestellt für eine Prozesszeit des Schweißprozesses der Decklage von 238 min;  $T_p, T_i = 50 \text{ }^\circ\text{C}$

Die aus den Zweilagenschweißversuchen gewonnenen Erkenntnisse wurden exemplarisch für einen Eckpunkt der Versuchsreihe ( $T_p$  bzw.  $T_i = 50\text{ °C}$ ) auf Mehrlagenschweißverbindungen 25 mm starker Bleche übertragen und einer konventionellen Mehrlagenschweißverbindung gegenübergestellt. Analog zu den Zweilagenschweißversuchen wurde die  $\sigma_{Fy}$  primär durch die mit der Wärmeeinbringung ( $T_p$  bzw.  $T_i$  bzw. Streckenenergie) verbundenen thermischen Kontraktion der Schweißnaht bestimmt, während der Einfluss der martensitischen Phasenumwandlung in Bezug auf die  $\sigma_{Mx}$  zum Tragen kommt. Im Vergleich zu den 8 mm starken Blechen wurde der Einfluss der Blechebenheit in Bezug auf die  $\sigma_{Mx}$  der Mehrlagenschweißverbindungen ausgeschlossen. Es wurde verdeutlicht, dass für Stumpfstoßverbindungen mit V-Nahtkonfiguration durch die hier verfolgte Beschränkung der artfremden Schweißung auf die Decklage,  $\sigma_{Fy}$  und  $\sigma_{Mx}$  gegenüber einer konventionell geschweißten Verbindung reduziert wurden. Vor dem Hintergrund steigender Rohstoffpreise für Nickel und Chrom erscheint die Verwendung von LTT-Zusatzwerkstoffen im Bereich der Decklage für diese Nahtkonfiguration sowohl bei der Auslegung als auch im Reparaturfall ökonomisch sinnvoll. Um den Einsatz von LTT-Zusatzwerkstoffen in der Auslegung von Schweißkonstruktionen und für Reparaturarbeiten an bestehenden Baugruppen zu empfehlen, ist allerdings eine statistische Absicherung dieser Ergebnisse durch zukünftige Schweißversuche zu erfolgen. Inwieweit die Reduktion der Beanspruchung signifikant für die Lebensdauer entsprechender Bauteile ist, sollte in Zusammenhang mit weiterführenden Schwingversuchen diskutiert werden. Zudem konnte exemplarisch gezeigt werden, dass die Temperatur der Schweißnaht über die Schweißnahtlänge während der Abkühlung variiert. Das lokale Maximum der Reaktionskraft und des -moments fällt nicht mit der  $M_s$  des reinen Schweißgutes zusammen. Vielmehr ist die Temperatur am Schweißanfang, der -mitte und dem -ende in Abhängigkeit der Schweißparameter zu ermitteln, um den Einfluss der martensitischen Phasenumwandlung der Naht in Zusammenhang mit dem vorliegenden Temperaturgradienten interpretieren zu können. Dieser ist richtungsabhängig zu bewerten, um den Einfluss der thermisch bedingten Schrumpfbegrenzung der Naht auf die globale und lokale Beanspruchung der Schweißverbindung zu charakterisieren.

#### 4.6 Eigenspannungsanalyse an Zwei- und Mehrlagenschweißverbindungen mit V-Nahtkonfiguration (Stumpfstoß)

Durch den Einsatz von LTT-Zusatzwerkstoffen kann die globale Beanspruchung eines geschweißten Bauteils vor allem durch die Bewertung der  $\sigma_{Mx}$  optimiert werden. Für die Schwingfestigkeit eines geschweißten Bauteils ist darüber hinaus der lokal vorliegende Eigenspannungszustand entscheidend. Vor allem beim Einsatz hochfester Feinkornbaustähle nimmt die Wahrscheinlichkeit, dass Eigenspannungen durch Plastizierungen abgebaut werden, aufgrund der hohen 0,2-%-Warmdehnungsgrenzen ab [45-46]. Während die Mittelspannungsunabhängigkeit für positive Mittelspannungen aufgezeigt wurde, konnten durch Druckmittelspannungen erhebliche Schwingfestigkeitssteigerungen erzielt werden [31, 45]. In diesem Zusammenhang sind die mit Hilfe von LTT-Legierungen nach Bild 2.16 erzielbaren Druckeigenspannungen als förderlich anzunehmen. Die in der Literatur aufgezeigten Eigenspannungsverläufe beschränken sich vor allem auf Kleinproben, während der Einfluss der Wärmeleitung auf den Eigenspannungszustand von LTT-Schweißverbindungen mit Bauteilcharakter nur begrenzt zugänglich ist.

Im Folgenden wird der Schweißeigenspannungszustand der vorab diskutierten Zwei- und Mehrlagenschweißverbindungen in Abhängigkeit der  $T_p$  bzw.  $T_i$  und der  $M_s$  untersucht. Dabei wird sowohl auf den Eigenspannungszustand an der Oberfläche als auch im Volumen richtungsabhängig eingegan-

gen. In Zusammenhang mit der in Kapitel 4.3.3 aufgezeigten Analyse wird darüber hinaus der Einfluss der thermischen Kontraktion der Naht und der mechanischen Schrumpfbehinderung auf den Eigenspannungszustand thematisiert. Die Eigenspannungen der Zweilagenschweißverbindungen wurden sowohl innerhalb der *2-MN-Prüfanlage* im eingespannten Zustand als auch nach Entlastung der Schweißverbindungen bewertet. Während die Messung innerhalb der Anlage dazu diente, die Beanspruchung der Schweißkonstruktion lokal zu untersuchen, erfolgte die Bewertung des Eigenspannungszustandes nach der Entlastung, um eine Vergleichbarkeit der Ergebnisse mit den Messungen im Bauteilvolumen zu gewährleisten. Gleichzeitig konnte durch den der Versuchsreihe zugrunde liegenden Bauraum innerhalb der *2-MN-Prüfanlage* die Eigenspannungsverteilung der Schweißverbindungen in Longitudinalrichtung nur im ausgespannten Zustand erfolgen. Vor dem Hintergrund der in der Praxis vorliegenden Schrumpfbehinderung wurde sich in der weiterführenden Diskussion auf den Begriff der Eigenspannung sowohl für die Messungen im eingespannten Zustand als auch nach Entlastung beschränkt. Die Eigenspannungsverteilungen wurden nach Bild 3.18 und Bild 3.20 in Probenmitte bestimmt.

### 4.6.1 Eigenspannungen an der Oberfläche der Zweilagenschweißverbindungen

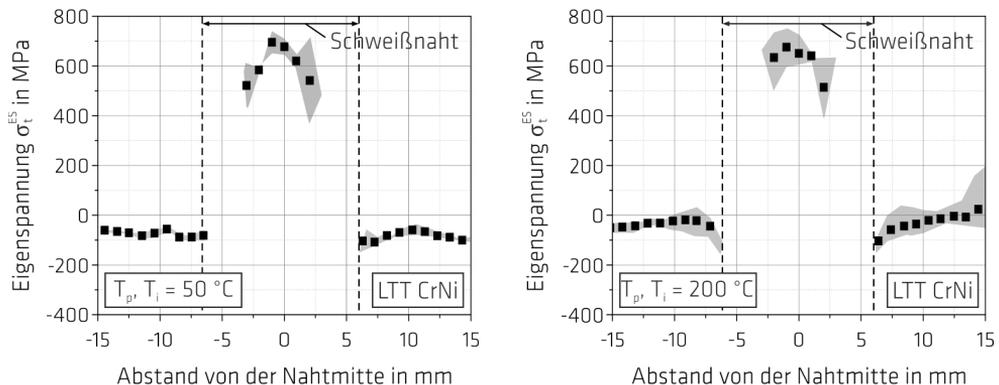
#### 4.6.1.1 Transversalrichtung

In Bild 4.59 und Bild 4.60 sind die Mittelwerte der Transversaleigenspannungen der Zweilagenschweißverbindungen mit den entsprechenden Streubreiten der Eckpunkte der Versuchsreihe (vgl. Bild 3.11) dargestellt. Die Transversaleigenspannungen wurden nach Bild 3.18 (rechts) innerhalb der *2-MN-Prüfanlage* im eingespannten Zustand ermittelt. Aufgrund der Nahtüberhöhung konnte innerhalb der Schweißnaht nur eine begrenzte Anzahl an Messpunkten ausgewertet werden.

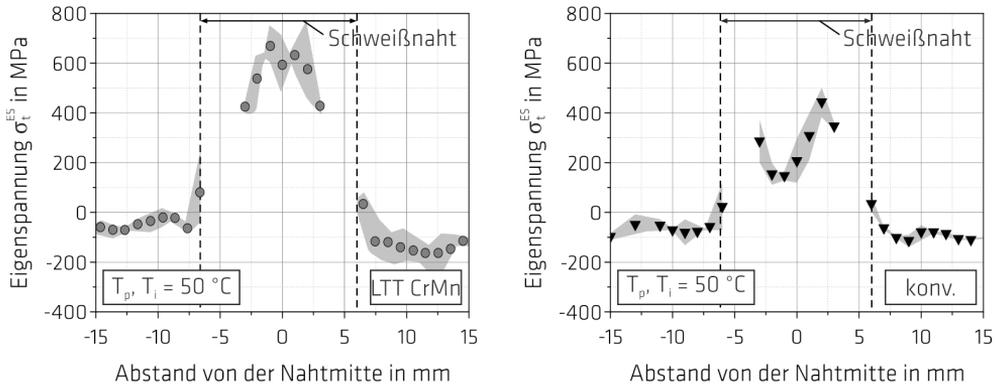
Unabhängig von der  $T_p$  bzw.  $T_i$  weisen die LTT-CrNi-Verbindungen innerhalb der Schweißnaht ein Zugeigenspannungsmaximum von bis zu 700 MPa auf, während im Nahtübergang und der WEZ Druckeigenspannungen von bis zu -140 MPa ermittelt wurden. Der umliegende Eigenspannungszustand im GW ist vergleichbar und wird somit primär durch die Reinigung der Bleche vorab der Schweißversuche verursacht (Sandstrahlen). Der Eigenspannungszustand der LTT-CrMn-Verbindungen weist ein vergleichbares Zugeigenspannungsmaximum in der Schweißnahtmitte auf, während für den Nahtübergang im Mittelwert Zugeigenspannungen von bis zu 95 MPa auftreten. Für die konventionelle Schweißverbindung wurden in Transversalrichtung Zugeigenspannungen von bis zu 450 MPa dokumentiert. Konträr zu den LTT-Schweißverbindungen weist das Eigenspannungsprofil der konventionellen Verbindung innerhalb der Schweißnaht eine charakteristische Einsattelung auf. In der Schweißnahtmitte wurden Zugeigenspannungen von ca. 160 MPa ermittelt, während sich die Zugeigenspannungen im Nahtübergang bei 40 MPa befanden.

Der Schweißeigenspannungszustand in Transversalrichtung wird vor allem durch die vorliegende behinderte thermische Kontraktion der Schweißnaht bestimmt. Mit Hilfe des in Kapitel 4.4.2 nach Bild 4.19 (rechts) dargestellten Temperaturgradienten wurde gezeigt, dass für die innerhalb der Versuchsreihe betrachteten Stumpfstoße in Transversalrichtung sowohl bei einer  $T_p$  bzw.  $T_i$  von 50 °C als auch von 200 °C während der gesamten Abkühlung eine behinderte thermische Kontraktion der Schweißnaht zwischen der Schweißnahtmitte und der Messstelle der Vorwärmtemperatur vorlag (*te1*, vgl. Tabelle 3.18). Dadurch werden in der Schweißnaht Zugspannungen aufgebaut. Während die Schweißeigenspannungen der untersuchten Verbindungen sich am Nahtrand annäherten, wurden in der Schweißnahtmitte für die konventionellen Verbindungen Zugeigenspannungsminima und für die

LTT-Schweißverbindungen in Übereinstimmung mit der Literatur [235] Zugeigenspannungsmaxima ermittelt. Dieses Phänomen konnte in Kapitel 4.2 an einfachen Rundstäben des reinen LTT-CrNi-Schweißgutes (vgl. Bild 4.7) und am GW S235 JCR (vgl. Bild A.19) auf einen ausreichend hohen Temperaturgradienten ( $L_U \times L_W^{-1} = 17,75$ ) zurückgeführt werden. Die vorliegenden Ergebnisse stützen somit die im Kenntnisstand vorgestellte Modellvorstellung von Shiga et al. [245]. Lokale Eigenspannungsminima und -maxima werden nach Wohlfahrt et al. [93, 159] und Christian et al. [87] durch die behinderte thermische Kontraktion der Naht in Zusammenhang mit Abschreckung und Phasenumwandlung erläutert. Um den Einfluss von Abschreckung zu bewerten, wurde der lokale Temperaturgradient auf der Schweißnahtoberfläche in Transversalrichtung zwischen der Schweißnahtmitte und der WEZ ( $te_3$  und  $te_7$ , vgl. Tabelle 3.18, Bild 3.12) bewertet. Dabei wurde festgestellt, dass für eine Temperatur der Schweißnaht oberhalb von 550 °C zum Nahtrand ein hoher Temperaturgradient vorlag. Unterhalb von 400 °C nahm der lokale Temperaturgradient in Transversalrichtung auf  $4 \text{ K} \times \text{mm}^{-1}$  ab. Für die konventionelle Verbindung ist unterhalb dieser Temperatur eine hohe Warmfestigkeit gegeben (vgl. Bild A.17). Der Einfluss lokaler Abschreckeffekte auf den Schweißzeigenspannungszustand ist somit in Transversalrichtung gering. Vielmehr ist aber im Fall der konventionellen Verbindung von einem Einfluss der homogenen Phasenumwandlung ( $M_S = \text{konstant}$ , vgl. Bild 4.50) auszugehen, während durch den Wärmefluss nach Bild 4.19 (rechts) das Zugeigenspannungsniveau bestimmt wird. Der Einfluss von Abschreckeffekten in Normalrichtung kann auf den resultierenden Eigenspannungszustand nicht abschließend ausgeschlossen werden. Für die LTT-Zweilagenschweißverbindungen wurde in Bild 4.18, in Bild 4.28 und in Bild 4.29 die Verteilung der  $M_S$  über den Schweißnahtquerschnitt sowohl in Normal- als auch in Transversalrichtung nachgewiesen. So ist für die LTT-Verbindungen von einem Einfluss inhomogener Phasenumwandlung auszugehen. Nach Christian et al. [87] werden so Zugeigenspannungen auf der Oberfläche induziert. Während der Abkühlung ist die Wechselwirkung zwischen den Longitudinal- und Transversalspannungen als zusätzlicher Faktor auf den resultierenden Eigenspannungszustand zu berücksichtigen.



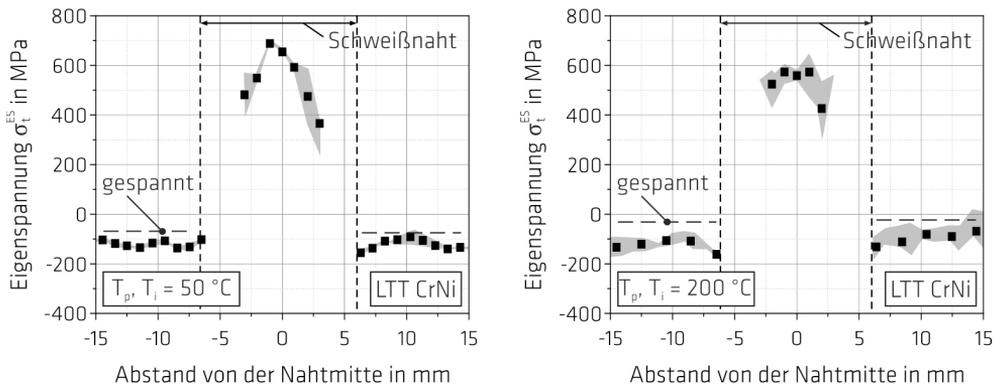
**Bild 4.59:** Mittelwerte und Streubreiten der Transversaleigenspannungen auf der Schweißnahtoberfläche (Decklage) der LTT-CrNi-Verbindungen im eingespannten Zustand, dargestellt für eine  $T_p, T_i$  von 50 °C (links, nach [348]) und 200 °C (rechts), Streuband basiert auf jeweils einer Eigenspannungsanalyse pro Schweißversuch der wiederholt durchgeführten Eckpunkte des Versuchsplans (vgl. Bild 3.11), nach [364]



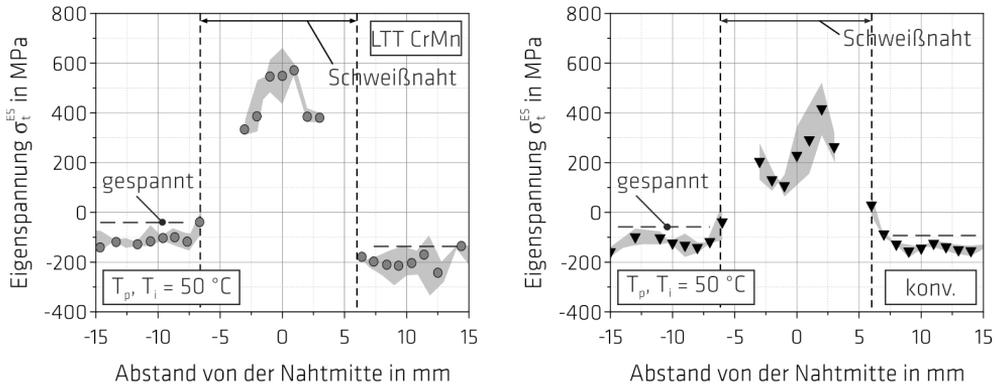
**Bild 4.60:** Mittelwerte und Streubreiten der Transversaleigenspannungen auf der Schweißnahtoberfläche (Decklage) der LTT-CrMn-Verbindungen (links) und der konventionellen Schweißverbindungen (rechts) im eingespannten Zustand, dargestellt für eine  $T_p, T_i$  von 50 °C; Streuband basiert auf jeweils einer Eigenspannungsanalyse pro Schweißversuch der wiederholt durchgeführten Eckpunkte des Versuchsplans (vgl. Bild 3.11), nach [348, 364]

Um einen Vergleich zu den freischumpfend geschweißten Verbindungen zu gewährleisten, wurden die Proben aus der Prüfanlage entfernt. Die Transversaleigenspannungen wurden nach der Entlastung ermittelt und den freischumpfend geschweißten Zweilagenschweißverbindungen gegenübergestellt. Durch die Entfernung der Proben aus der Prüfanlage wird die Eigenspannungsverteilung qualitativ nicht verändert (vgl. Bild 4.61, Bild 4.62). Im Vergleich zum eingespannten Zustand in Bild 4.59 und in Bild 4.60 nahm das Eigenspannungsniveau im Grundwerkstoff um bis zu 100 MPa ab. Die in Bild 4.39 aufgezeigten Gesamtreaktionsspannungen von bis zu 200 MPa sind somit quantitativ nicht direkt übertragbar, da eine Spannungsumlagerung stattfindet. Für die Schweißnaht wurde keine Reduzierung der Eigenspannungen festgestellt.

Die Eigenspannungsverteilung der freischumpfend mit einer  $T_p$  bzw.  $T_i$  von 200 °C geschweißten LTT-CrNi-Verbindung weist in der WEZ Druckeigenspannungen von bis zu -200 MPa auf, während die Schweißnaht durch Zugeigenspannungen von bis zu 800 MPa beansprucht ist (vgl. Bild A.35). In Zusammenhang mit der Beanspruchungsanalyse in Kapitel 4.5.4.2 sind die vorliegenden Transversaleigenspannungen risskritisch.



**Bild 4.61:** Mittelwerte und Streubreiten der Transversaleigenspannungen auf der Schweißnahtoberfläche (Decklage) der LTT-CrNi-Verbindungen im ausgespannten Zustand, dargestellt für eine  $T_p, T_i$  von 50 °C (links, nach [348]) und 200 °C (rechts), Streuband basiert auf einer Eigenspannungsanalyse pro Schweißversuch der wiederholt durchgeführten Eckpunkte des Versuchsplans (vgl. Bild 3.11), nach [364]



**Bild 4.62:** Mittelwerte und Streubreiten der Transversaleigenspannungen auf der Schweißnahtoberfläche (Decklage) der LTT-CrMn-Verbindungen (links) und der konventionellen Schweißverbindungen (rechts) im ausgespannten Zustand, dargestellt für eine  $T_p, T_i$  von  $50\text{ °C}$ ; Streuband basiert auf jeweils einer Eigenspannungsanalyse pro Schweißversuch der wiederholt durchgeführten Eckpunkte des Versuchsplans (vgl. Bild 3.11), nach [348, 364]

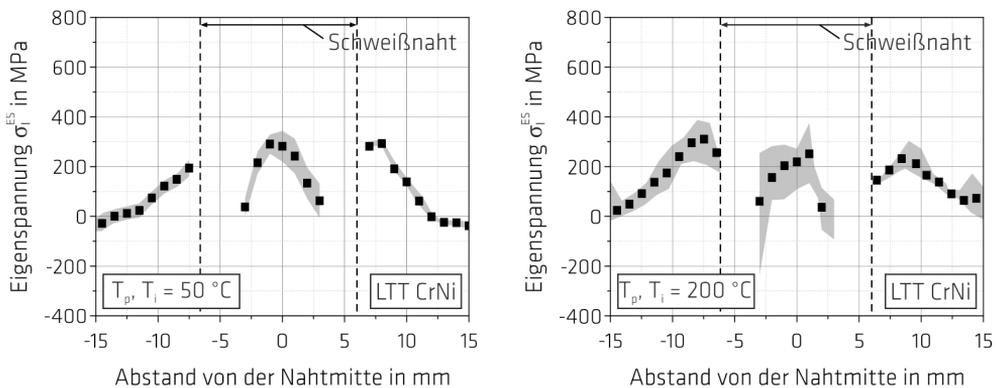
#### 4.6.1.2 Longitudinalrichtung

In Bild 4.63 und Bild 4.64 sind die Mittelwerte der Longitudinaleigenspannungen der unter Einspannung gefertigten Zweilagenschweißverbindungen dargestellt. Die Longitudinaleigenspannungen wurden nach Bild 3.18 (links) röntgenographisch und nach Entlastung der Proben ermittelt. Im Vergleich zu den Transversaleigenspannungen sind die Longitudinaleigenspannungen der LTT-CrNi-Verbindungen durch ein geringeres Eigenspannungsniveau der Schweißnaht gekennzeichnet. Unabhängig von der  $T_p$  bzw.  $T_i$  wurden Zugeigenspannungsmaxima mit bis zu  $300\text{ MPa}$  in Schweißnahtmitte aufgezeigt, die zum Nahrand hin abfallen. Die WEZ ist durch Zugeigenspannungen von bis zu  $200\text{ MPa}$  beansprucht. Die Longitudinaleigenspannungen der LTT-CrMn-Verbindungen sind vergleichbar zu den LTT-CrNi-Verbindungen. Das Zugeigenspannungsmaximum liegt in Schweißnahtmitte bei  $100\text{ MPa}$ . Die WEZ weist Zugeigenspannungen von bis zu  $200\text{ MPa}$  auf, denen Druckeigenspannungen im GW gegenüberstehen. Die Longitudinaleigenspannungen der konventionellen Schweißverbindungen weisen in Schweißnahtmitte durch eine Einsattelung Eigenspannungen von ca.  $300\text{ MPa}$  mit benachbarten Zugeigenspannungsmaxima von bis zu  $400\text{ MPa}$  auf. Analog zu den LTT-Verbindungen ist die WEZ der konventionellen Verbindung durch Zugeigenspannungen von bis zu  $300\text{ MPa}$  beansprucht.

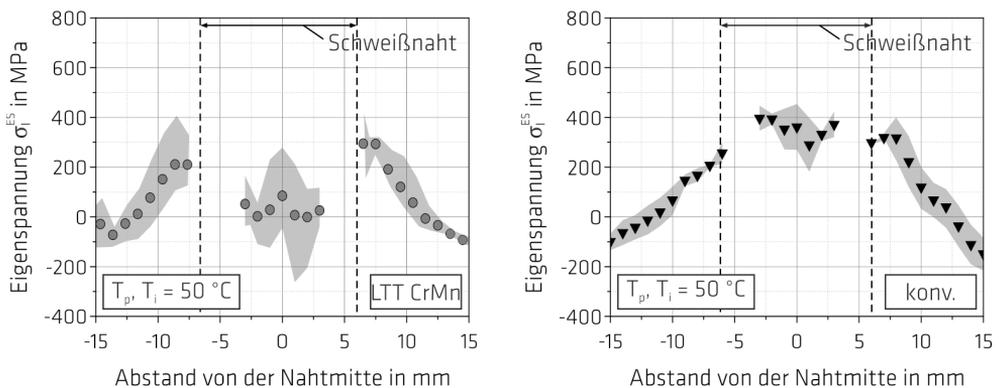
Der Schweißeigenspannungszustand in Longitudinalrichtung wird durch die behinderte thermische Kontraktion der Schweißnaht nach dem Schweißprozess bestimmt [93, 159]. In Kapitel 4.4.2 wurde in Zusammenhang mit Bild 4.19 (links) der Temperaturgradient für die Stumpfstoßverbindungen in Longitudinalrichtung bewertet. In Abhängigkeit der Wärmeführung lag ab einer Temperatur in Schweißnahtmitte von  $250\text{ °C}$  ( $T_p$  bzw.  $T_i = 50\text{ °C}$ ) bzw.  $330\text{ °C}$  eine ( $T_p$  bzw.  $T_i = 200\text{ °C}$ ) nahezu kein Temperaturgradient an der Oberfläche vor. Unterhalb dieser Temperaturen kann eine behinderte thermische Schrumpfung der Naht in Longitudinalrichtung und an der Schweißnahtoberfläche ausgeschlossen werden. Aufgrund der ausreichend hohen Warmfestigkeit des konventionellen Schweißgutes (vgl. Bild A.17) können jedoch bereits bei  $400\text{ °C}$  erhebliche Zugspannungen entstehen. Der Einfluss der homogenen Phasenumwandlung ist durch die Einsattelung der Eigenspannungsverteilung in Schweißnahtmitte zu erkennen. Jedoch werden die Eigenspannungen von der behinderten thermischen Schrumpfung der Naht bestimmt. Unabhängig von dem verwendeten Zusatzwerkstoff bilden

sich innerhalb der WEZ vergleichbare Zugeigenspannungen aus. Die WEZ erfährt vor allem durch die behinderte thermische Kontraktion der Schweißverbindung Zugspannungen, während der Einfluss der Phasenumwandlung auf den Longitudinaleigenspannungszustand innerhalb der WEZ klein ist.

Trotz Entmischung des LTT-Schweißgutes und damit lokal unterschiedlicher  $M_s$  liegen die nach den Bildern 4.18, 4.28 und 4.29 zu erwartenden Umwandlungstemperaturen der Schweißnaht unterhalb von  $330\text{ °C}$ . Dadurch ist der Einfluss der behinderten thermischen Schrumpfung der Naht für die LTT-Schweißverbindungen in Longitudinalrichtung vermindert. Aufgrund dessen ist der Eigenspannungszustand der LTT-CrNi-Schweißnähte trotz unterschiedlicher  $T_p$  bzw.  $T_i$  auf vergleichbarem Niveau. Während durch die Phasenumwandlung im Nahrand ein Eigenspannungszustand um die Nulllage erzielt wird, ist das lokale Zugeigenspannungsmaximum in Schweißnahtmitte auf inhomogene Phasenumwandlung durch die Variation der  $M_s$  über den Schweißnahtquerschnitt zurückzuführen. Für die LTT-CrMn-Verbindungen ist dieses lokale Zugeigenspannungsmaximum in der Schweißnaht vom Betrag her kleiner.



**Bild 4.63:** Mittelwerte und Streubreiten der Longitudinaleigenspannungen auf der Schweißnahtoberfläche (Decklage) der LTT-CrNi-Verbindungen im ausgespannten Zustand, dargestellt für eine  $T_p, T_i$  von  $50\text{ °C}$  (links, nach [348]) und  $200\text{ °C}$  (rechts), Streuband basiert auf jeweils einer Eigenspannungsanalyse pro Schweißversuch der wiederholt durchgeführten Eckpunkte des Versuchsplans (vgl. Bild 3.11), nach [364]

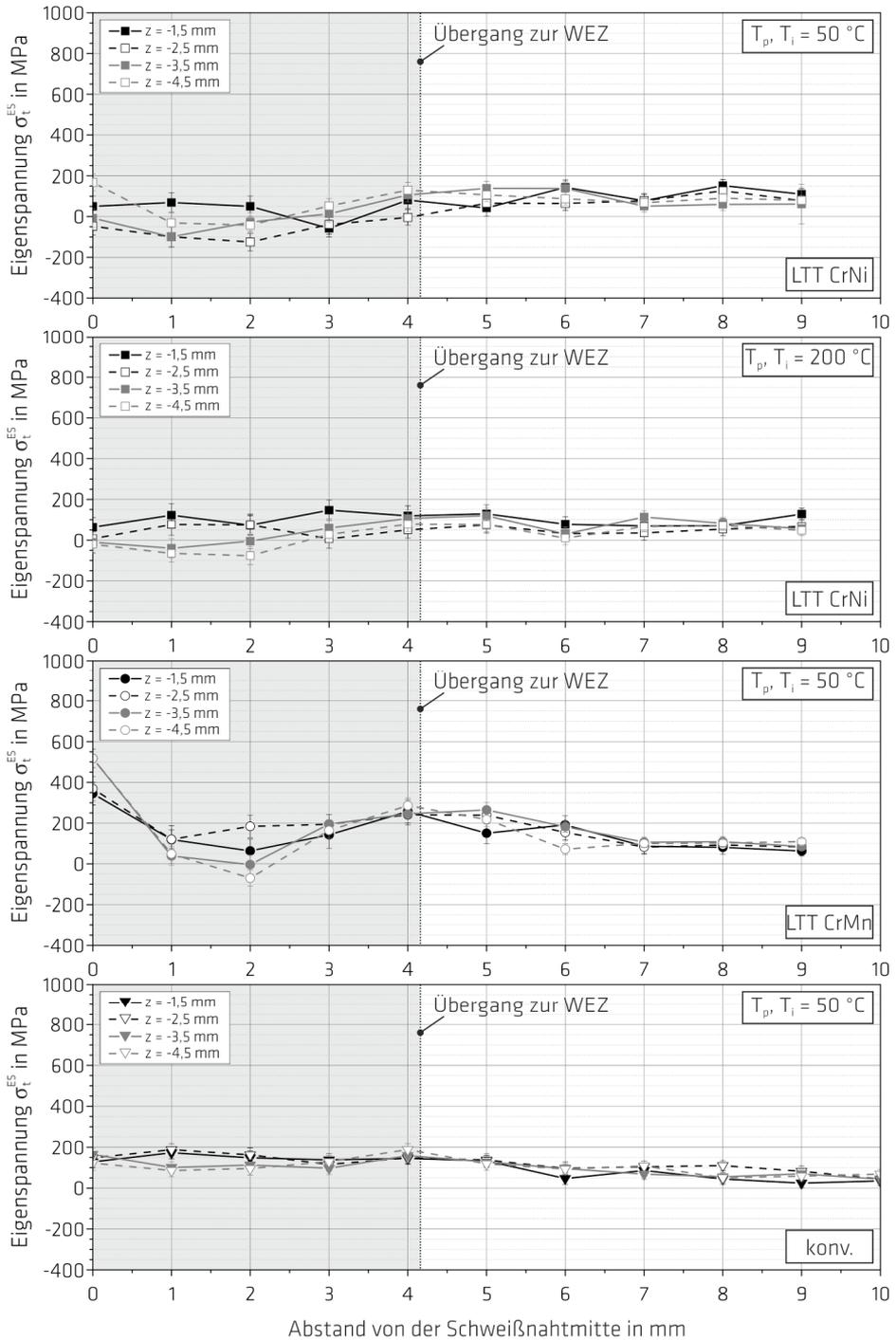


**Bild 4.64:** Mittelwerte und Streubreiten der Longitudinaleigenspannungen auf der Schweißnahtoberfläche (Decklage) der LTT-CrMn-Verbindungen (links) und der konventionellen Schweißverbindungen (rechts) im ausgespannten Zustand, dargestellt für eine  $T_p, T_i$  von  $50\text{ °C}$ ; Streuband basiert auf jeweils einer Eigenspannungsanalyse pro Schweißversuch der wiederholt durchgeführten Eckpunkte des Versuchsplans (vgl. Bild 3.11), nach [348, 364]

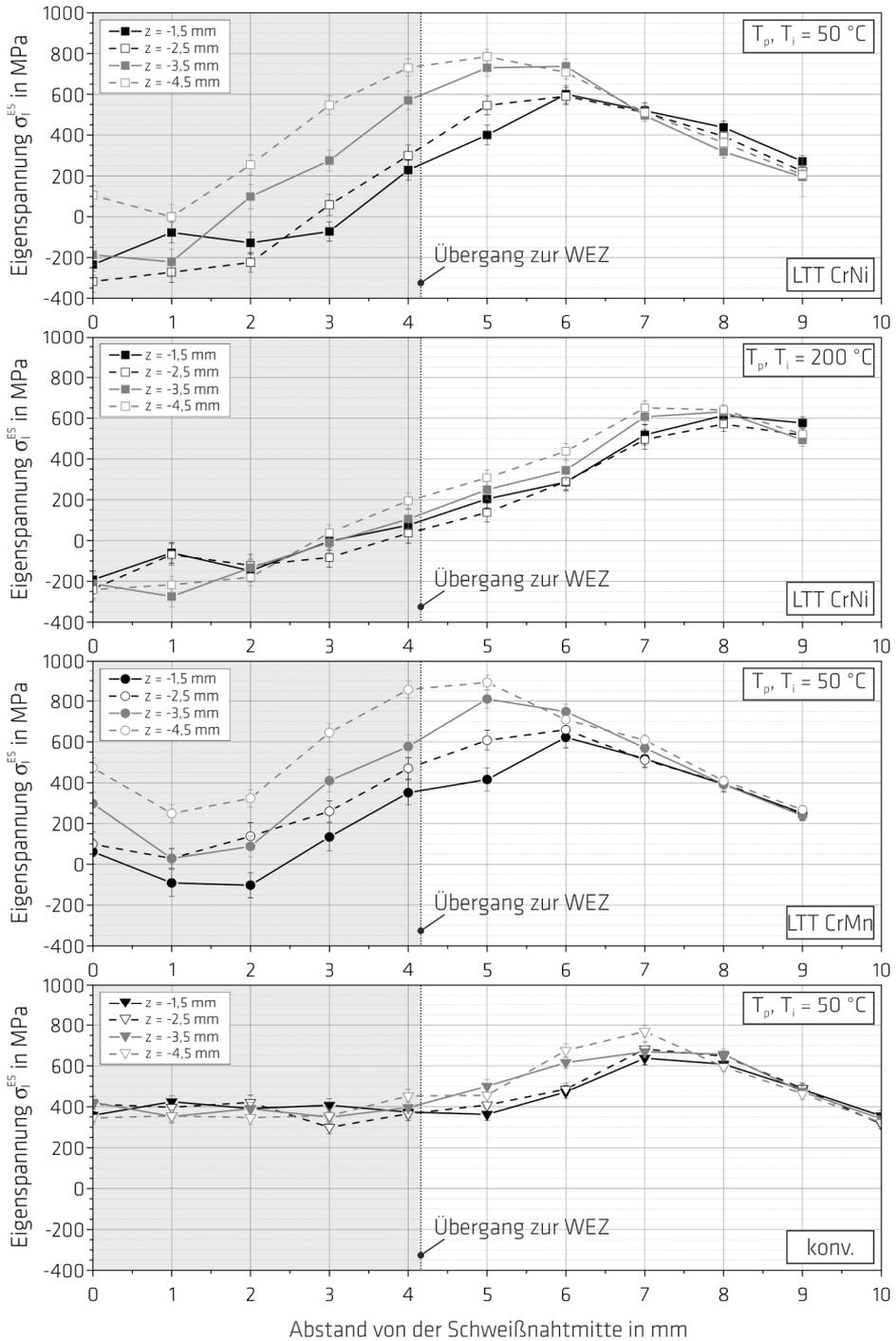
#### 4.6.2 Eigenspannungen im Volumen der Zweilagenschweißverbindungen

Für die LTT-Verbindungen liegen über den Schweißnahtquerschnitt heterogene Verteilungen der  $M_s$  vor. Um den Einfluss der Phasenumwandlung zu bewerten, wurde der Eigenspannungszustand im Volumen mittels Neutronenbeugung analysiert. Es wurden Einzelmessungen an LTT-Verbindungen durchgeführt, die innerhalb der 2-MN-Prüfanlage geschweißt wurden (vgl. Kapitel 4.5.2). Die Analysen wurden einer konventionellen Schweißverbindung gegenübergestellt (vgl. Bild 3.21).

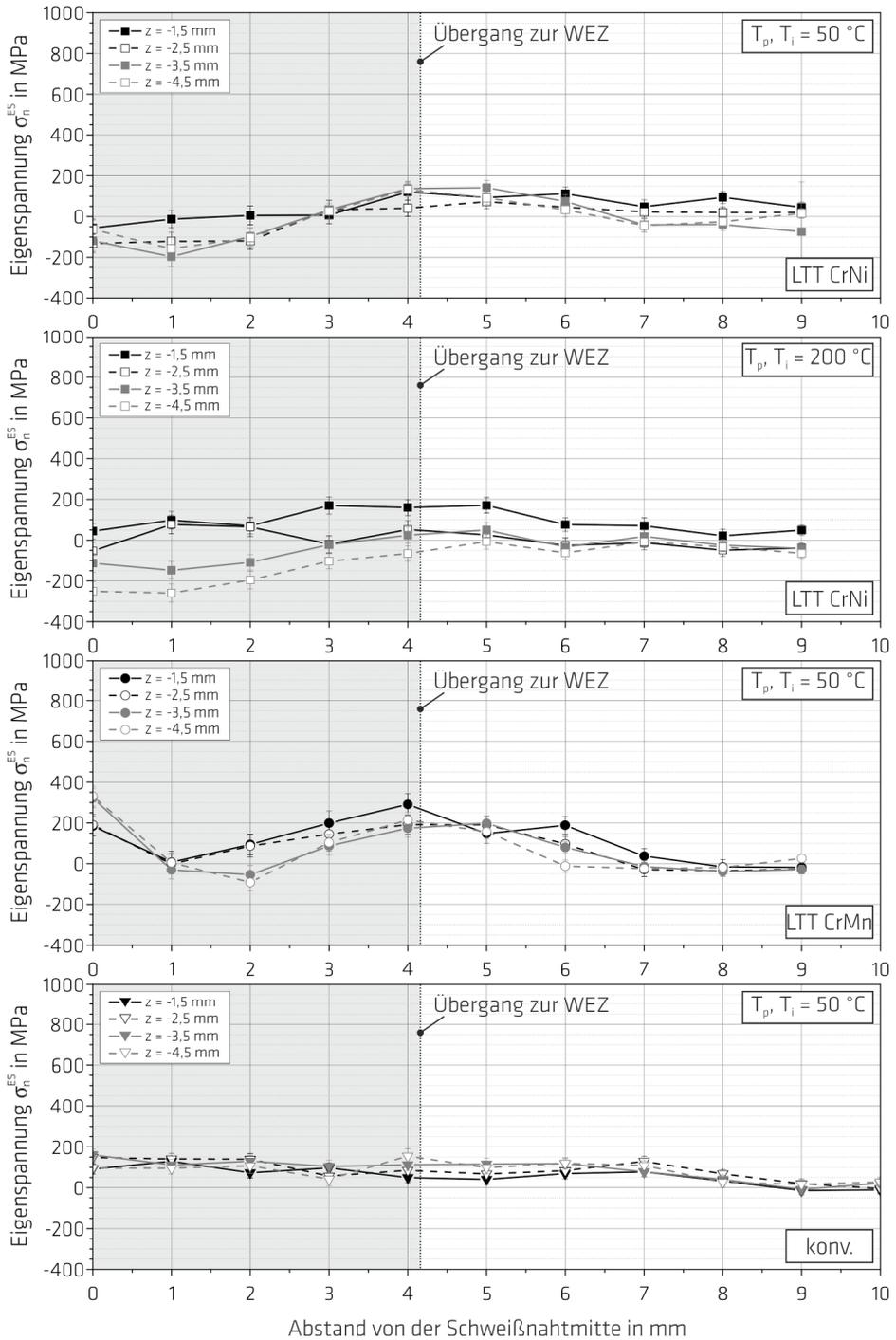
In Bild 4.65 sind die Transversaleigenspannungen im Volumen dargestellt. Unabhängig von der  $T_p$  bzw.  $T_i$  wurden für die LTT-CrNi-Verbindungen Transversaleigenspannungen um die Nulllage ermittelt, während für die LTT-CrMn-Verbindung bei einer  $T_p$  bzw.  $T_i$  von 50 °C vor allem in Schweißnahtmitte Zugeigenspannungen von bis zu 380 MPa und 550 MPa vorlagen. Mit zunehmendem Abstand von der Schweißnahtmitte wurden die Zugeigenspannungen auf Null abgebaut, während im Nahtübergang Zugeigenspannungen von bis 200 MPa ermittelt wurden. Für die konventionelle Schweißverbindung lagen unabhängig von der Messtiefe Zugeigenspannungen von bis zu 150 MPa vor. Dadurch wird eine über den Schweißnahtquerschnitt homogene Phasenumwandlung in Bezug auf die konventionelle Schweißverbindung impliziert. In Longitudinalrichtung zeigte die konventionelle Schweißverbindung Eigenspannungen von ca. 400 MPa auf (vgl. Bild 4.66). Im Gegensatz dazu wurden für die LTT-CrMn-Verbindung bis zu einer Messtiefe von  $z = -2,5$  mm Zugeigenspannungen von bis zu 100 MPa ermittelt, denen mit größer werdendem Abstand zur Schweißnahtmitte entsprechende Druckeigenspannungen gegenüberstehen. In einer Messtiefe von  $z = -3,5$  mm und  $z = -4,5$  mm in Schweißnahtmitte nahmen die Zugeigenspannungen zu und erreichten bis zu 500 MPa. Die Longitudinaleigenspannungen der LTT-CrNi-Verbindungen sind für eine  $T_p$  bzw.  $T_i$  von 50 °C mit denen der LTT-CrMn-Verbindung qualitativ vergleichbar. Bis zu einer Messtiefe von  $z = -3,5$  mm waren Druckeigenspannungen von bis zu -350 MPa in Schweißnahtmitte vorhanden, denen in einer Messtiefe von  $z = -4,5$  mm Zugeigenspannungen von 100 MPa gegenüberstanden. In Übereinstimmung mit der Literatur [228, 234] wurden mit zunehmender  $T_p$  bzw.  $T_i$  für die LTT-CrNi-Verbindung Druckeigenspannungen von bis zu -300 MPa ermittelt. Während durch eine  $T_p$  bzw.  $T_i$  von 200 °C der maximale Druckeigenspannungszustand im Volumen reduziert wurde, erstreckten sich die Druckeigenspannungen bis zu einer Messtiefe von  $z = -4,5$  mm und wurden kaum mit zunehmendem Abstand zur Schweißnahtmitte abgebaut. Im Nahtübergang zur WEZ zeigten alle Schweißverbindungen, die mit einer  $T_p$  bzw.  $T_i$  von 50 °C gefügt wurden, mit zunehmender Messtiefe ( $z = -4,5$  mm) Zugeigenspannungen von bis 800 MPa auf. Für eine  $T_p$  bzw.  $T_i$  von 200 °C wurden innerhalb der WEZ maximal 600 MPa ermittelt. In Bezug auf den resultierenden Eigenspannungszustand in Longitudinalrichtung wirkten sich höhere  $T_p$  bzw.  $T_i$  positiv auf den Eigenspannungszustand der LTT-CrNi-Verbindungen innerhalb des betrachteten Messfeldes aus, während im Bereich der Wurzel das Eigenspannungsniveau angehoben wurde. Die Normaleigenspannungen in Bild 4.67 sind vergleichbar zu den Transversaleigenspannungen. Für die konventionelle Verbindung wurde die homogene Umwandlung durch ein unabhängig von der Messtiefe konstant vorliegendes Zugeigenspannungsniveau von bis zu 100 MPa bzw. 150 MPa belegt. Die LTT-CrMn-Verbindung zeigte mit zunehmender Messtiefe in Schweißnahtmitte Zugeigenspannungen von bis zu 330 MPa auf. Mit zunehmendem Abstand zur Schweißnahtmitte erreichten die Normaleigenspannungen die Nulllage bevor im Nahtübergang Zugeigenspannungen von bis zu 300 MPa ermittelt wurden. Für eine  $T_p$  bzw.  $T_i$  von 50 °C waren für die LTT-CrNi-Verbindung innerhalb der Schweißnaht Druckeigenspannungen von bis zu -200 MPa vorhanden, denen entsprechende Zugeigenspannungen in der WEZ das Gleichgewicht hielten. Mit zunehmender  $T_p$  bzw.  $T_i$  wird das Eigenspannungsniveau in Schweißnahtmitte bis zu einer Messtiefe von  $z = -2,5$  mm angehoben.



**Bild 4.65:** Transversaleigenspannungen im Volumen der LTT-CrNi-, der LTT-CrMn- und der konventionellen Schweißverbindungen in Abhängigkeit der  $T_p$ ,  $T_i$  und der Messtiefe  $z$  unterhalb der Schweißnahtoberfläche (Decklage)



**Bild 4.66:** Longitudinaleigenspannungen im Volumen der LTT-CrNi-, LTT-CrMn- und der konventionellen Schweißverbindungen in Abhängigkeit der  $T_p$ ,  $T_i$  und der Messtiefe  $z$  unterhalb der Schweißnahtoberfläche (Decklage)



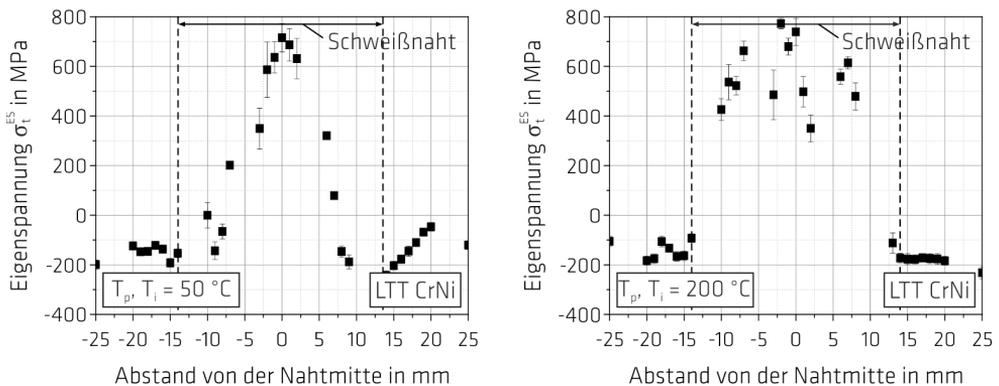
**Bild 4.67:** Normaleigenspannungen im Volumen der LTT-CrNi-, der LTT-CrMn- und der konventionellen Schweißverbindungen in Abhängigkeit der  $T_p$ ,  $T_i$  und der Messtiefe  $z$  unterhalb der Schweißnahtoberfläche (Decklage)

### 4.6.3 Eigenspannungen an der Oberfläche von Mehrlagenschweißverbindungen

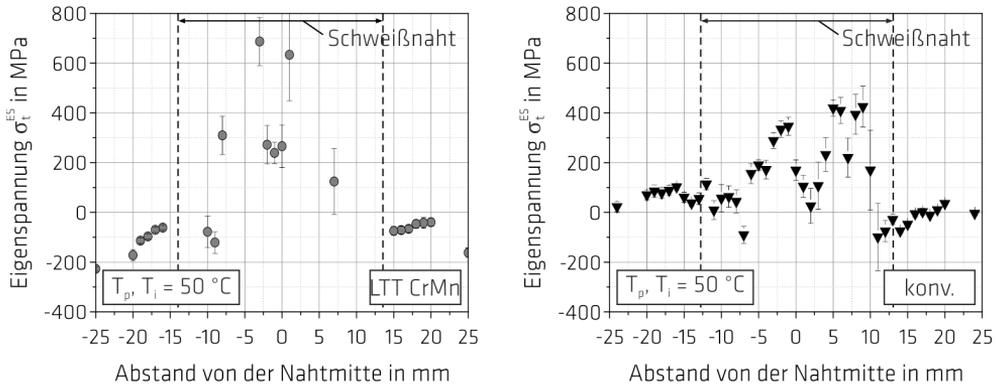
#### 4.6.3.1 Transversalrichtung

In Bild 4.68 und Bild 4.69 wurden die Transversaleigenspannungen der artfremd und freischumpfend geschweißten LTT-Mehrlagenschweißverbindungen dargestellt und mit den Eigenspannungen einer konventionellen Verbindung verglichen. Die Verläufe sind qualitativ und quantitativ mit denen der Zweilagenschweißverbindungen in Kapitel 4.6.1.1 vergleichbar und somit vor allem auf die behinderte thermische Schrumpfung der Naht in Transversalrichtung zurückzuführen.

Unabhängig von der  $T_p$  bzw.  $T_i$  zeigten die LTT-CrNi-Verbindungen innerhalb der Schweißnaht Zugeigenspannungsmaxima von bis zu 770 MPa auf. Für eine  $T_p$  bzw.  $T_i$  von 50 °C wurde das Eigenspannungsniveau am Nahtrand durch die zuletzt gefertigte Schweißraupe in Nahtmitte reduziert. Durch eine Phasenumwandlung der gesamten Schweißnaht wurde das Eigenspannungsniveau in den äußeren Schweißraupen der Decklage angehoben (vgl. Bild 4.68 rechts). Es ist anzunehmen, dass durch die wiederholte Wärmeeinbringung bei niedrigen Zwischenlagentemperaturen die am Nahtrand befindlichen Schweißraupen nur teilweise austenitisiert werden, sodass das Eigenspannungsniveau am Nahtrand aus dem Reaktionsgleichgewicht zur Nahtmitte resultiert. Unabhängig von der genutzten  $T_p$  bzw.  $T_i$  konnten im Nahtübergang zur WEZ Druckeigenspannungen von bis zu -200 MPa ermittelt werden. Für eine  $T_p$  bzw.  $T_i$  von 50 °C lagen für die LTT-CrMn-Verbindung in Schweißnahtmitte ebenfalls Zugeigenspannungen von bis zu 750 MPa vor, denen Druckeigenspannungen im Nahtrand und der WEZ gegenüberstanden. Trotz eines relativ hohen Messfehlers wurde in Schweißnahtmitte eine Einsattelung festgestellt, wodurch das Zugeigenspannungsniveau auf bis zu 250 MPa lokal reduziert wurde. Dieser Bereich beschränkt sich auf die letzte Schweißraupe der Decklage und deutet auf eine relativ homogen stattfindende Phasenumwandlung hin. Gleichzeitig ist der Temperaturgradient zum Zeitpunkt der Phasenumwandlung der LTT-CrMn-Verbindung am geringsten, sodass sich die Phasenumwandlung entsprechend auswirken kann. Ähnliche Verläufe können der Literatur entnommen werden [226]. Die konventionelle Schweißverbindung zeigte innerhalb der Schweißnaht Zugeigenspannungen von bis zu 440 MPa auf, während durch die letzte Schweißraupe eine Einsattelung erzielt wurde. Im Vergleich zu den LTT-Verbindungen war die konventionelle Schweißverbindung im Bereich der WEZ und am Nahtrand durch Zugeigenspannungen von bis zu 100 MPa charakterisiert.



**Bild 4.68:** Transversaleigenspannungen auf der Schweißnahtoberfläche (Decklage) der freischumpfend geschweißten LTT-CrNi-Verbindungen; dargestellt für eine  $T_p, T_i$  von 50 °C (links) und 200 °C (rechts), Einzelmessung, nach [357, 374]



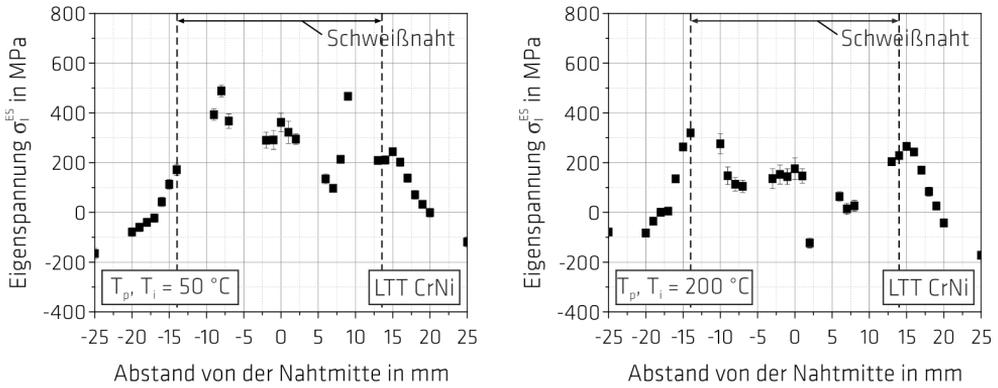
**Bild 4.69:** Transversaleigenspannungen auf der Schweißnahtoberfläche (Decklage) der freischumpfend geschweißten LTT-CrMn-Verbindungen (links) und der konventionellen Schweißverbindungen (rechts), dargestellt für eine  $T_p, T_i$  von 50 °C; Einzelmessung, nach [357, 374]

#### 4.6.3.2 Longitudinalrichtung

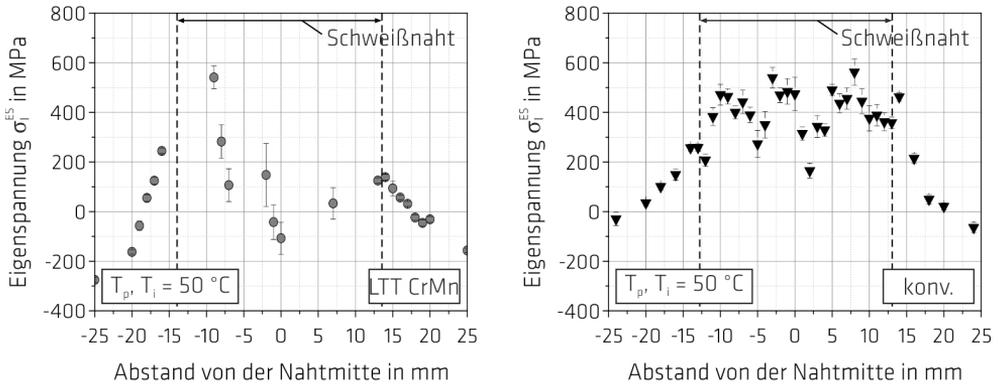
In Bild 4.70 und Bild 4.71 wurden die Longitudinaleigenspannungen der artfremd und freischumpfend geschweißten Mehrlagenschweißverbindungen dargestellt und mit den Eigenspannungen einer konventionellen Verbindung verglichen. Die Verläufe sind qualitativ und quantitativ mit denen der Zweilagenschweißverbindungen in Kapitel 4.6.1.2 vergleichbar. Die behinderte thermische Schrumpfung der Schweißnaht bestimmt die Entstehung der resultierenden Eigenspannungen der konventionellen Verbindung. So wurden für die Schweißnaht Zugeigenspannungen von bis zu 550 MPa bestimmt, während innerhalb der letzten Raupe durch homogene Phasenumwandlung eine Einsattelung nachweisbar war. Während der Phasenumwandlung des LTT-Schweißgutes ist der Temperaturgradient deutlich vermindert, sodass der Einfluss der Phasenumwandlung gegenüber dem der Schrumpfbehinderung der Naht auf die resultierenden Eigenspannungen überwiegt. Für die LTT-CrNi-Verbindung waren so unter Nutzung einer  $T_p$  bzw.  $T_i$  von 50 °C in Schweißnahtmitte Zugeigenspannungen von bis zu 380 MPa möglich. Die mit der erneuten Wärmezufuhr einhergehende Schrumpfbehinderung der Naht bewirkt in den benachbarten Schweißraupen der Decklage, die nicht austenitisiert wurden, Zugeigenspannungen von bis zu 500 MPa. Im Nahtübergang zur WEZ waren maximal 200 MPa auf vergleichbarem Niveau zur konventionellen Schweißverbindung bestimmbar. Durch die Erhöhung der  $T_p$  bzw.  $T_i$  auf 200 °C wurde eine einmalige Phasenumwandlung des LTT-CrNi-Schweißgutes während der Abkühlung nahezu erreicht. Für die Schweißnaht waren somit Zugeigenspannungen von maximal 200 MPa möglich, während die lokalen Eigenspannungsmaxima reduziert wurden. Im Nahtübergang zur WEZ lagen Zugeigenspannungen von maximal 300 MPa vor.

Für die LTT-CrMn-Verbindung waren für eine  $T_p$  bzw.  $T_i$  von 50 °C sogar in Schweißnahtmitte Druckeigenspannungen von bis zu -100 MPa nachweisbar, während im Nahrand Zugeigenspannungen von bis zu 600 MPa bestimmt wurden. Die WEZ ist auf einem zu den anderen Schweißverbindungen vergleichbaren Eigenspannungsniveau. Die Reduzierung der Longitudinaleigenspannungen ist unter Nutzung des Zusatzes LTT CrMn stark ausgeprägt. Dieses Verhalten wurde auch schon für die Zweilagenschweißverbindungen mit Rücksicht auf das Streuband in Bild 4.64 festgestellt. Basierend auf der Entmischung des Schweißgutes über den Schweißnahtquerschnitt (vgl. Bild 4.18, 4.28 und 4.29) wurden im Vergleich zum LTT CrMn vor allem die  $M_S$  der LTT-CrNi-Verbindungen angehoben. Der Ein-

fluss der behinderten thermischen Schrumpfung der Schweißnaht war somit während der Phasenumwandlung derselben für die LTT-CrMn-Verbindungen weniger stark ausgeprägt. Die unter Verwendung einer  $T_p$  bzw.  $T_i$  von 200 °C freischumpfend geschweißte LTT-CrMn-Mehrlagenschweißverbindung ordnet sich ein (vgl. AnhangBild A.35).



**Bild 4.70:** Longitudinaleigenspannungen auf der Schweißnahtoberfläche (Decklage) der freischumpfend geschweißten LTT-CrNi-Verbindungen; dargestellt für eine  $T_p, T_i$  von 50 °C (links) und 200 °C (rechts), Einzelmessung, nach [357, 374]



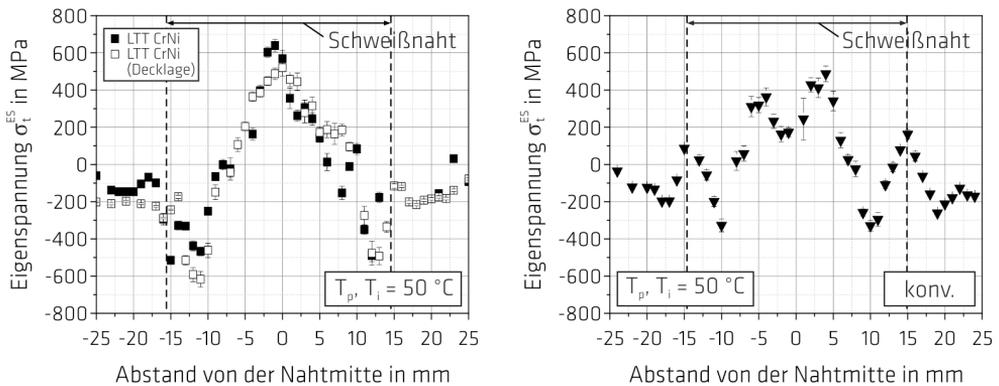
**Bild 4.71:** Longitudinaleigenspannungen auf der Schweißnahtoberfläche (Decklage) der freischumpfend geschweißten LTT-CrMn-Verbindungen (links) und der konventionellen Schweißverbindungen (rechts), dargestellt für eine  $T_p, T_i$  von 50 °C; Einzelmessung, nach [357, 374]

### 4.6.3.3 Eigenspannungsverteilung im Bereich der Decklage artfremd geschweißter Mehrlagenschweißverbindungen

In Kapitel 4.5.5 wurde an schrumpfbehinderten Mehrlagenschweißverbindungen gezeigt, dass die gezielte Nutzung des Zusatzwerkstoffes LTT CrNi im Bereich der Decklage eine Reduzierung der Gesamtreaktionsspannung im Vergleich zu einer artgleich geschweißten Verbindung zur Folge hat. Bild 4.72 und Bild 4.73 stellen die aus dem Schweißprozess resultierenden Transversal- und Longitudinaleigenspannungen der im Bereich der Decklage artfremd geschweißten Verbindung der konventionellen Schweißverbindung und der vollständig mit Hilfe des Zusatzwerkstoffes LTT CrNi artfremd geschweißten Mehrlagenschweißverbindung gegenüber. Die Eigenspannungen wurden im Labor in Anlehnung an Bild 3.18 (links) nach Entfernung der Schweißproben aus der Prüfanlage ermittelt.

Analog zu den vorab diskutierten LTT-Mehrlagenschweißverbindungen wurden für die hier unterschiedlich artfremd geschweißten Verbindungen in Transversalrichtung und in Schweißnahtmitte lokale Zugeigenspannungsmaxima bei ca. 700 MPa (LTT CrNi) bzw. 580 MPa (LTT CrNi - Decklage) ermittelt. Die äußeren Schweißraupen zeigten Druckeigenspannungen von bis zu -600 MPa auf, während die WEZ durch Druckeigenspannungen von bis zu -200 MPa beansprucht war. Die konventionelle Verbindung war innerhalb der Schweißnaht durch Zugeigenspannungen von bis zu 500 MPa beansprucht, während innerhalb der letzten Raupe der Decklage durch eine Einsattelung die Zugeigenspannungen lokal auf 200 MPa reduziert wurden. In den benachbarten Schweißraupen der Decklage wurden Druckeigenspannungen von bis zu -370 MPa ermittelt. Im Nahtübergang waren Zugeigenspannungen von bis zu 200 MPa möglich, denen entsprechende Druckeigenspannungen gleichen Betrages innerhalb der WEZ gegenüberstanden.

Die Eigenspannungsverteilungen in Transversalrichtung sind qualitativ mit denen der freischumpfend geschweißten Mehrlagenschweißverbindungen vergleichbar und resultieren aus der behinderten thermischen Schrumpfung der Schweißnaht in Transversalrichtung (vgl. Bild 4.56 (rechts)). Durch die Bestimmung des lokalen Temperaturgradienten zwischen Schweißnahtmitte und der WEZ war der Einfluss von Abschreckung auf den resultierenden Eigenspannungszustand nachweisbar. Zusätzlich geht aus Bild 4.50 hervor, dass die  $M_s$  der LTT-Verbindungen über den Schweißnahtquerschnitt inhomogen verteilt ist. Die Eigenspannungen der lediglich im Bereich der Decklage artfremd geschweißten Verbindung waren gegenüber denen der LTT-CrNi-Verbindung leicht reduziert. Im Vergleich zur konventionellen Schweißverbindung wurden jedoch im Nahtübergang erhebliche Druckeigenspannungen festgestellt.

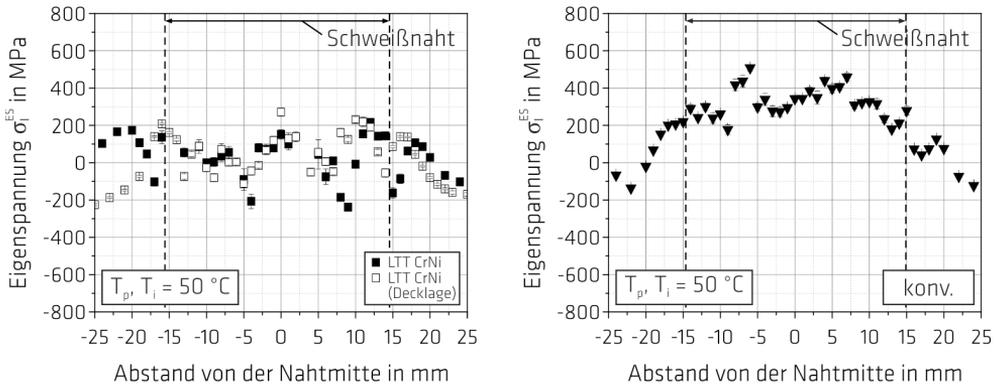


**Bild 4.72:** Transversaleigenspannungen auf der Schweißnahtoberfläche der mit Hilfe des LTT-CrNi-Zusatzes artfremd bzw. lediglich im Bereich der Decklage artfremd geschweißten Mehrlagenschweißverbindungen (links) und der konventionellen Mehrlagenschweißverbindung (rechts) im ausgespannten Zustand; dargestellt für eine  $T_p, T_i = 50\text{ °C}$ ; Einzelmessung

Die in Bild 4.73 dargestellten Eigenspannungen in Longitudinalrichtung liegen sowohl für die LTT-CrNi-Verbindung als auch für die im Bereich der Decklage artfremd geschweißte Verbindung auf gleichem Niveau. So wurden in Schweißnahtmitte Zugeigenspannungen von bis zu 270 MPa ermittelt, denen in den benachbarten Schweißraupen Druckeigenspannungen von bis zu -200 MPa gegenüberstanden. Zum Nahttrand nahmen die Eigenspannungen vom Betrag her zu und erreichten im Nahtübergang Zugeigenspannungen von bis zu 200 MPa. In der WEZ hielten Druckeigenspannungen gleichen Betrags das Gleichgewicht. Die konventionelle Verbindung zeigte innerhalb der Schweißnaht

Zugeigenspannungen von bis zu 500 MPa auf, während der Eigenspannungsverlauf im Nahtübergang und der WEZ vergleichbar zu dem der LTT-Verbindungen war.

Der während der Abkühlung der letzten Schweißraupe in Bild 4.56 (links) dargestellte Temperaturgradient in Longitudinalrichtung bestätigt, dass für die theoretisch zu erwartenden  $M_S$  der artfremden Schweißverbindungen (vgl. Bild 4.50) der Einfluss der behinderten thermischen Schrumpfung gegenüber dem Einfluss der Phasenumwandlung der Naht auf den resultierenden Eigenspannungszustand vermindert ist. Im Gegensatz dazu ist die behinderte thermische Schrumpfung der konventionellen Schweißnaht während der Phasenumwandlung hoch.



**Bild 4.73:** Longitudinaleigenspannungen auf der Schweißnahtoberfläche der mit Hilfe des LTT-CrNi-Zusatzes artfremd bzw. lediglich im Bereich der Decklage artfremd geschweißten Mehrlagenschweißverbindungen (links) und der konventionellen Mehrlagenschweißverbindung (rechts) im ausgespannten Zustand; dargestellt für eine  $T_p, T_i$  von 50 °C; Einzelmessung

#### 4.6.4 Eigenspannungen im Volumen der Mehrlagenschweißverbindungen

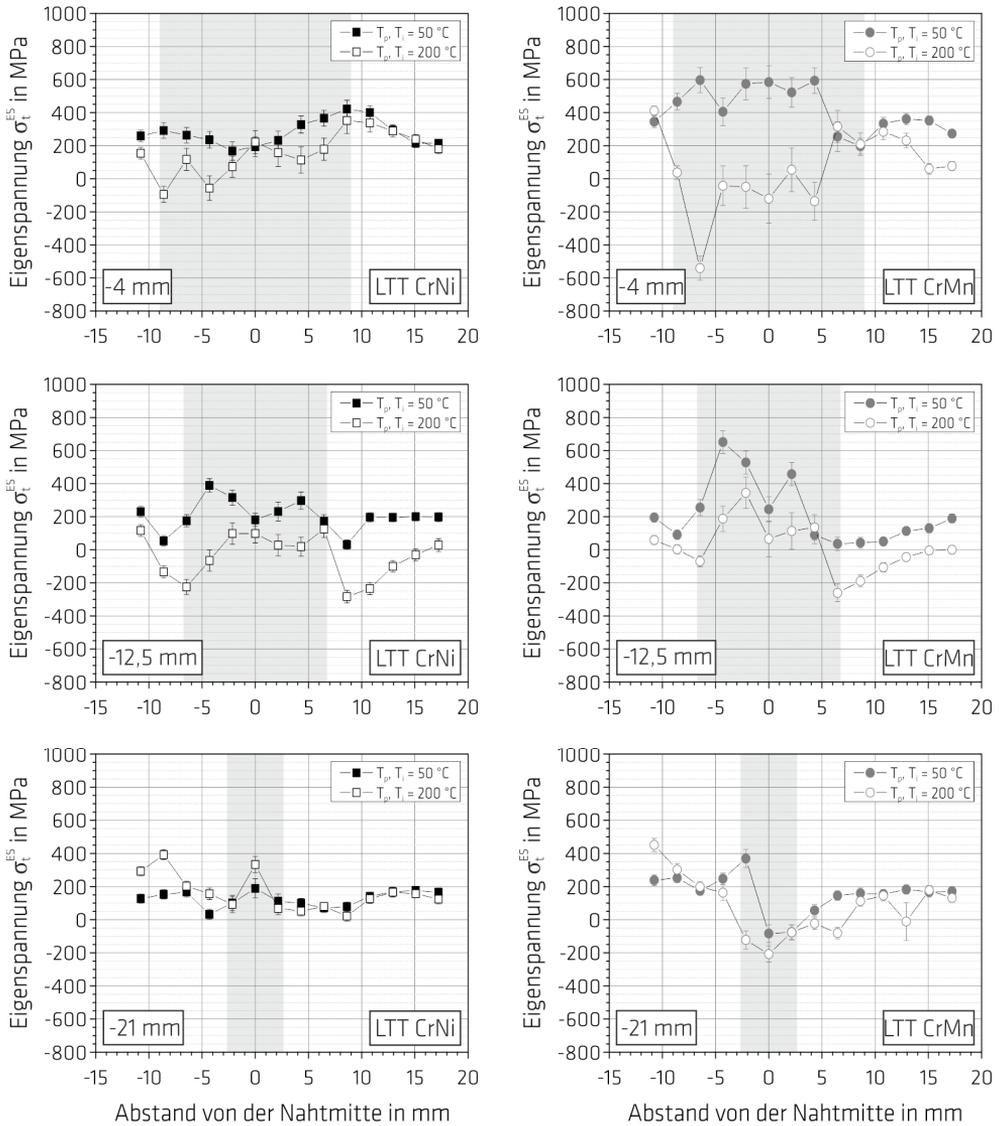
Es wurden Einzelmessungen an den freischrumpfend geschweißten Eckpunktversuchen des Versuchsplans (vgl. Bild 3.11) ausgeführt. Darüber hinaus wurde der Eigenspannungszustand der im Bereich der Decklage artfremd geschweißten Verbindung untersucht und dem der freischrumpfend geschweißten konventionellen Verbindung gegenübergestellt. Die Bewertung des Eigenspannungszustandes erfolgte nach Bild 3.21 über die gesamte Schweißnahtbreite in verschiedenen Messtiefen  $z$  unterhalb der Schweißnahtoberfläche, um zu überprüfen, ob Eigenspannungsumlagerungen zwischen den Schweißraupen vorlagen.

##### 4.6.4.1 Einfluss der Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur auf die Eigenspannungen in LTT-Mehrlagenschweißverbindungen

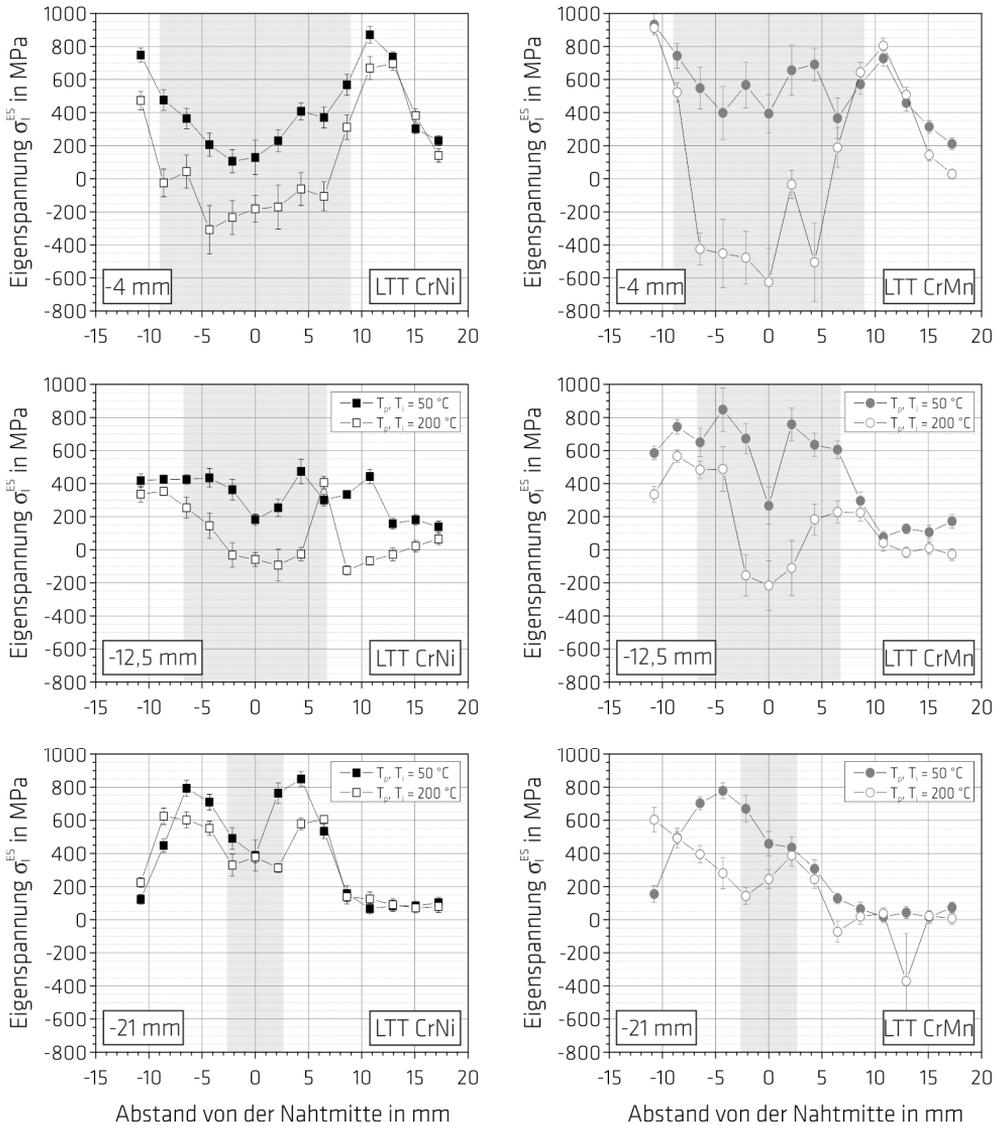
In Bild 4.74 sind die Transversaleigenspannungen im Volumen der artfremd geschweißten LTT-Verbindungen in Abhängigkeit der Wärmeführung dargestellt. Unabhängig von der  $T_p$  bzw.  $T_i$  wurden für die LTT-CrNi-Verbindungen im Bereich der Decklage ( $z = -4$  mm) in Schweißnahtmitte Zugeigenspannungen von ca. 200 MPa ermittelt. Während mit zunehmendem Abstand von der Schweißnahtmitte für eine  $T_p$  bzw.  $T_i$  von 50 °C die Eigenspannungen tendenziell zunahm, wurden diese für eine  $T_p$  bzw.  $T_i$  von 200 °C abgebaut und Druckeigenspannungen erzielt. Im Bereich der WEZ näherten sich die Eigenspannungsverläufe an und erreichten Zugeigenspannungen von bis zu 400 MPa. Der im Bereich der Fülllage ( $z = -12,5$  mm) ermittelte Eigenspannungsverlauf ist qualitativ zu dem innerhalb der

Decklage vergleichbar. So nahmen die Transversaleigenstressungen für eine  $T_p$  bzw.  $T_i$  von 50 °C mit zunehmendem Abstand von der Schweißnahtmitte tendenziell zu und erreichten innerhalb der Schweißnaht Zugeigenstressungen von bis zu 400 MPa, während im Bereich der WEZ Eigenstressungen um die Nulllage erzielt wurden. Für eine  $T_p$  bzw.  $T_i$  von 200 °C betrugen die Transversaleigenstressungen innerhalb der Schweißnaht konstant 100 MPa, während im Übergang zur WEZ Druckeigenstressungen von bis zu -200 MPa erzielt wurden. Im Bereich der Wurzellage ( $z = -21$  mm) näherten sich die Eigenstressungen für die LTT-CrNi-Verbindungen unabhängig von der  $T_p$  bzw.  $T_i$  mit Zugeigenstressungen von bis zu 320 MPa in Schweißnahtmitte an. Der Einfluss der Wärmeführung auf die Eigenstressungen ist zwischen den untersuchten LTT-Verbindungen vergleichbar. Mit zunehmender  $T_p$  bzw.  $T_i$  wurde die lokale Beanspruchung der Schweißnaht vor allem im Bereich der Deck- ( $z = -4$  mm) und der Fülllage ( $z = -12,5$  mm) reduziert. Im Bereich der Decklage wurden dabei für die LTT-CrMn-Verbindung bis zu -330 MPa innerhalb der Schweißnaht ermittelt, während im Nahttrand lokal Druckeigenstressungen von ca. -550 MPa vorlagen. Dieser Unterschied wurde auf die Variation der  $M_S$  aufgrund von Entmischung zurückgeführt. Im Gegensatz dazu lagen für eine  $T_p$  bzw.  $T_i$  von 50 °C innerhalb der Schweißnaht der LTT-CrMn-Verbindung Zugeigenstressungen von bis zu 600 MPa vor, während im Bereich der WEZ unabhängig von der Wärmeführung Zugeigenstressungen von bis zu 400 MPa bestimmt wurden. Im Bereich der Fülllage ( $z = -12,5$  mm) wurde das Eigenstressungsniveau der LTT-CrMn-Verbindung für eine  $T_p$  bzw.  $T_i$  von 200 °C auf bis zu 350 MPa angehoben. Im Bereich der Wurzel ( $z = -21$  mm) lagen unabhängig von der  $T_p$  bzw.  $T_i$  Druckeigenstressungen in Schweißnahtmitte vor, denen Zugeigenstressungen von ca. 250 MPa in der WEZ gegenüberstanden.

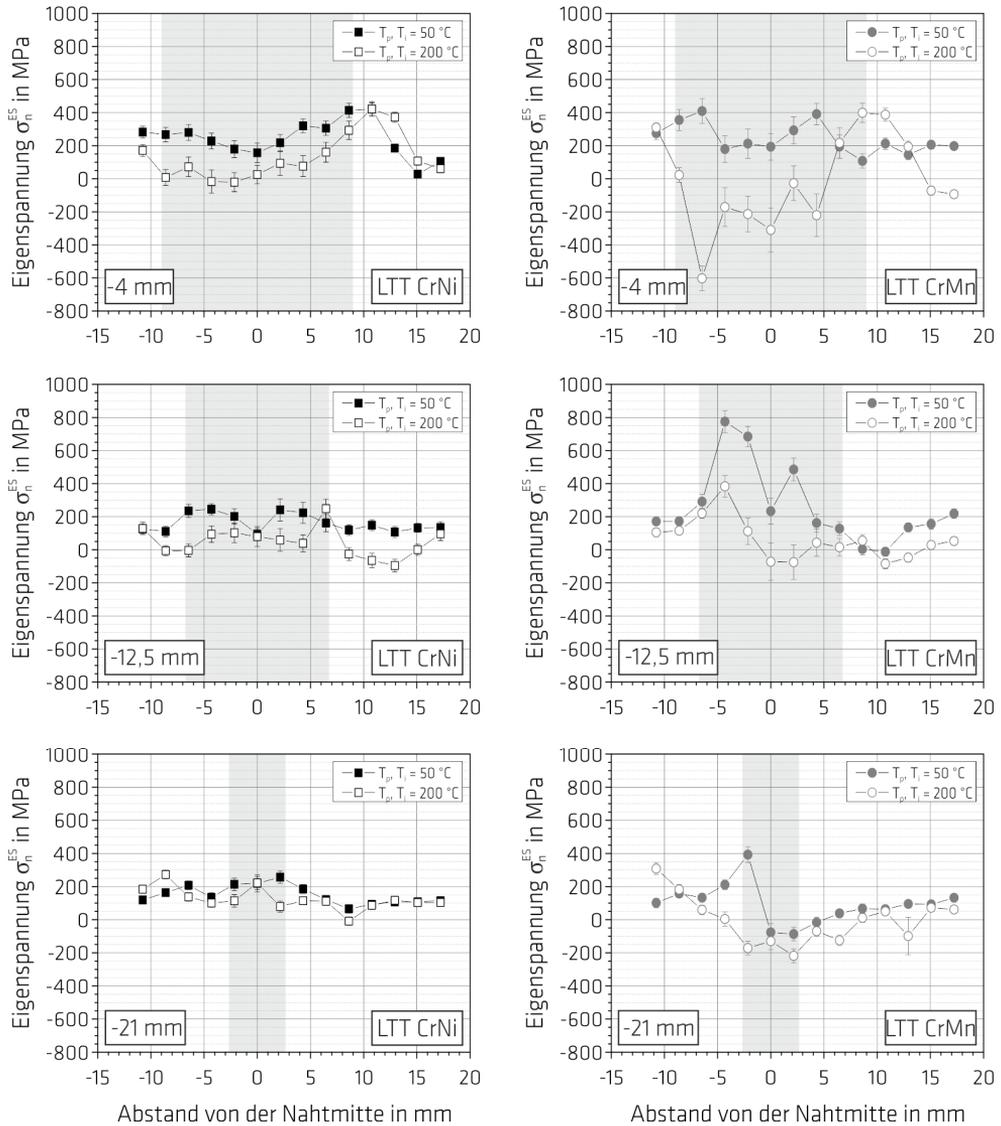
In Bild 4.75 sind die Longitudinaleigenstressungen im Volumen der komplett artfremd geschweißten LTT-Verbindungen in Abhängigkeit der verwendeten  $T_p$  bzw.  $T_i$  dargestellt. Sowohl für die LTT-CrNi-Verbindungen als auch für die LTT-CrMn-Verbindungen wurden mit zunehmender  $T_p$  bzw.  $T_i$  die Eigenstressungen innerhalb der Schweißnaht vor allem für die Deck- ( $z = -4$  mm) und die Fülllage ( $z = -12,5$  mm) abgebaut, während der Einfluss der  $T_p$  bzw.  $T_i$  im Bereich der Wurzellage ( $z = -21$  mm) abnahm. Als ursächlich hierfür ist die aufgrund der Entmischung mit dem Grundwerkstoff zunehmende  $M_S$  anzusehen, während eine vollständige Austenitisierung der Wurzellage für die untersuchte Blechdicke nicht zwingend gegeben ist [234]. So waren in einer Messtiefe von  $z = -4$  mm für eine  $T_p$  bzw.  $T_i$  von 200 °C innerhalb der Schweißnaht Druckeigenstressungen von bis zu -300 MPa (LTT CrNi) bzw. -600 MPa (LTT CrMn) bestimmbar, während mit abnehmender  $T_p$  bzw.  $T_i$  Zugeigenstressungen von bis zu 400 MPa (LTT CrNi) bzw. 700 MPa (LTT CrMn) vorlagen. Im Bereich der WEZ wurden Zugeigenstressungen von bis zu 800 MPa auf tendenziell gleichem Niveau ermittelt. In einer Messtiefe von  $z = -12,5$  mm und einer  $T_p$  bzw.  $T_i$  von 200 °C lagen innerhalb der Schweißnaht noch Druckeigenstressungen von bis zu -100 MPa (LTT CrNi) bzw. -200 MPa (LTT CrMn) vor, während für eine  $T_p$  bzw.  $T_i$  von 50 °C bis zu 450 MPa (LTT CrNi) bzw. bis zu 850 MPa (LTT CrMn) bestimmt wurden. Im Bereich der WEZ fielen die Eigenstressungen auf die Nulllage ab. Unabhängig von der  $T_p$  bzw.  $T_i$  waren im Bereich der Wurzellage ( $z = -21$  mm) und innerhalb der Schweißnaht Zugeigenstressungen von ca. 400 MPa (LTT CrNi) bzw. bis zu 450 MPa (LTT CrMn) ermittelbar, während im Nahtübergang Zugeigenstressungen von bis zu 800 MPa vorlagen. Im sich anschließenden Bereich der WEZ fielen die Eigenstressungen auf bis zu 50 MPa ab. Der Einfluss der Wärmeführung auf die Longitudinaleigenstressungen ist qualitativ im Einklang mit den Ergebnissen von Ramjaun et al. [228] in Bild 2.5. Obwohl sich die Nahtkonfiguration und die Messvolumina unterscheiden, zeigen die Ergebnisse, dass die Eigenstressungen mit zunehmender  $T_p$  bzw.  $T_i$  über einen großen Bereich der Schweißnaht reduziert werden, während innerhalb der Wurzellage das Eigenstressungsniveau angehoben wird. Um den Eigenstressungszustand von LTT-Schweißverbindungen zu interpretieren, ist der vom Bauteil und den Schweißparametern abhängige Temperaturgradient einzubeziehen.



**Bild 4.74:** Transversaleigenspannungen im Volumen der LTT-CrNi- (links) und der LTT-CrMn-Mehrlagenschweißverbindungen in Abhängigkeit der  $T_p$ ,  $T_i$  und der Messtiefe  $z = -4$  mm,  $z = -12,5$  mm und  $z = -21$  mm unterhalb der Schweißnahtoberfläche (Decklage); Schweißnahtbreite grau schattiert dargestellt, nach [357, 364, 374]



**Bild 4.75:** Longitudinaleigenstressen im Volumen der LTT-CrNi- (links) und der LTT-CrMn-Mehrlagenschweißverbindungen in Abhängigkeit der  $T_p, T_i$  und der Messtiefe  $z = -4$  mm,  $z = -12,5$  mm und  $z = -21$  mm unterhalb der Schweißnahtoberfläche (Decklage); Schweißnahtbreite grau schattiert dargestellt, nach [357, 364, 374]



**Bild 4.76:** Normaleigenspannungen im Volumen der LTT-CrNi- (links) und der LTT-CrMn-Mehrlagenschweißverbindungen in Abhängigkeit der  $T_p$ ,  $T_i$  und der Messtiefe  $z = -4$  mm,  $z = -12,5$  mm und  $z = -21$  mm unterhalb der Schweißnahtoberfläche (Decklage); Schweißnahtbreite grau schattiert dargestellt, nach [357, 374]

Bild 4.76 zeigt die Normaleigenspannungen im Volumen der vollständig artfremd geschweißten LTT-Verbindungen. Vergleichbar zu den Transversaleigenspannungen lagen die Eigenspannungen der LTT-CrNi-Verbindungen innerhalb der Schweißnaht und unabhängig von der Messtiefe mit Zugeigenspannungen von bis zu 200 MPa auf ähnlichem Niveau. Mit zunehmender  $T_p$  bzw.  $T_i$  nahmen die Zugeigenspannungen für die LTT-CrNi-Verbindung leicht ab. Höhere Zwischenlagentemperaturen führten für die LTT-CrMn-Verbindung vor allem im Bereich der Decklage zu einem Abbau der Zugeigenspannungen. Während innerhalb der Schweißnaht und im Bereich der Fülllage noch Druckeigenspannungen von bis zu -100 MPa detektiert wurden, wurden für eine  $T_p$  bzw.  $T_i$  von 50 °C Zugeigenspannungen von bis zu 800 MPa erzeugt.

### 4.6.4.2 Einfluss der im Bereich der Decklage artfremden Schweißung auf die Eigenspannungen von Mehrlagenschweißverbindungen

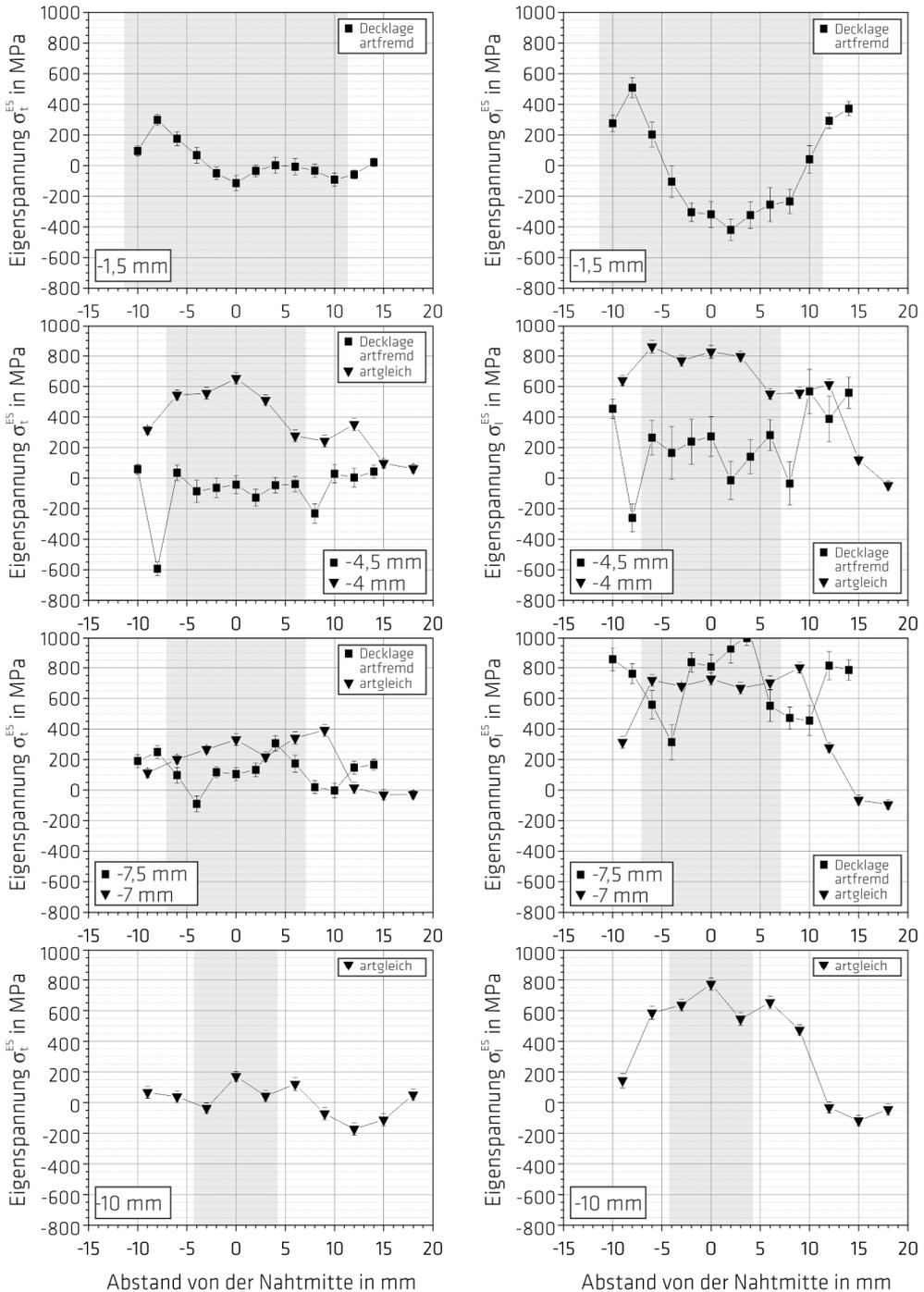
In Bild 4.77 sind die Transversal- und die Longitudinaleigenspannungen im Volumen der im Bereich der Decklage mit Hilfe des Zusatzwerkstoffes LTT CrNi artfremd geschweißten Verbindung dargestellt. Die Eigenspannungen wurden dabei mit einer konventionellen Schweißverbindung (artgleich) für verschiedene Messtiefen  $z$  unterhalb der Schweißnahtoberfläche verglichen (vgl. Bild 3.21). Die  $T_p$  bzw.  $T_i$  betrug 50 °C. Um den Einfluss der Variation der  $M_S$  aufgrund der Entmischung mit dem konventionellen Schweißgut auszuschließen, wurde eine zusätzliche Messreihe ausgeführt. In Hinblick auf die Größe des Messvolumens wurde diese Messreihe in einer Messtiefe von  $z = -1,5$  mm realisiert. Basierend auf den in den Bildern 4.65 bis 4.67 dargestellten Eigenspannungen wurde für die konventionelle Verbindung auf eine zusätzliche Bewertung der Eigenspannungen in einer Messtiefe von  $z = -1,5$  mm verzichtet. Die in den Messtiefen von  $z = -4$  mm und  $z = -4,5$  mm bzw. von  $z = -7$  mm und  $z = -7,5$  mm ermittelten Eigenspannungen sind in Hinblick auf die Größe der Messvolumina vergleichbar. Die Variation der Messtiefe wurde für die im Bereich der Decklage artfremd geschweißte Verbindung aufgrund der Anreicherung von Chrom im Bereich der Wurzel der Schweißraupe durchgeführt (vgl. Bild 4.50). Im Bereich der Fülllage wurden die Eigenspannungen nur für die konventionelle Schweißverbindung analysiert ( $z = -10$  mm).

Aus Bild 4.77 geht hervor, dass die im Bereich der Decklage artfremd geschweißte Verbindung in einer Messtiefe von  $z = -1,5$  mm und in Schweißnahtmitte Druckeigenspannungen von bis zu -400 MPa in Longitudinalrichtung aufzeigte, während im Nahrand Zugeigenspannungen von bis zu 500 MPa ermittelt wurden. Im Bereich der WEZ waren Zugeigenspannungen von bis zu 400 MPa vorhanden. In Transversalrichtung wurden Eigenspannungen um die Nulllage ermittelt. Mit zunehmender Messtiefe ( $z = -4,5$  mm) wurden für die artfremd geschweißte Verbindung in Longitudinalrichtung Zugeigenspannungen von bis zu 250 MPa ermittelt. Im Nahtübergang fielen die Eigenspannungen auf bis zu -260 MPa ab, während in der sich anschließenden WEZ Zugeigenspannungen von bis zu 600 MPa ermittelt wurden. In Transversalrichtung lagen Druckeigenspannungen von bis zu -100 MPa vor. Im Gegensatz dazu lagen für die konventionelle Schweißverbindung (artgleich) sowohl in Transversal- als auch in Longitudinalrichtung innerhalb der Schweißnaht Zugeigenspannungen von bis zu 800 MPa vor. Während in Longitudinalrichtung im Bereich der WEZ noch Zugeigenspannungen von bis zu 600 MPa vorlagen, nahmen die Transversaleigenspannungen in der WEZ auf bis zu 250 MPa ab. Für eine Messtiefe von  $z = -7$  mm bzw. -7,5 mm näherten sich die Eigenspannungsverläufe in Transversalrichtung tendenziell an. Für die im Bereich der Decklage artfremd geschweißte Verbindung lagen in dieser Messtiefe und innerhalb der Schweißnaht Zugeigenspannungen von bis zu 350 MPa vor. In Longitudinalrichtung wurden in Schweißnahtmitte sowohl für die artfremde als auch für die artgleiche Schweißverbindung Zugeigenspannungen von ca. 800 MPa bestimmt. Die Zugeigenspannungen

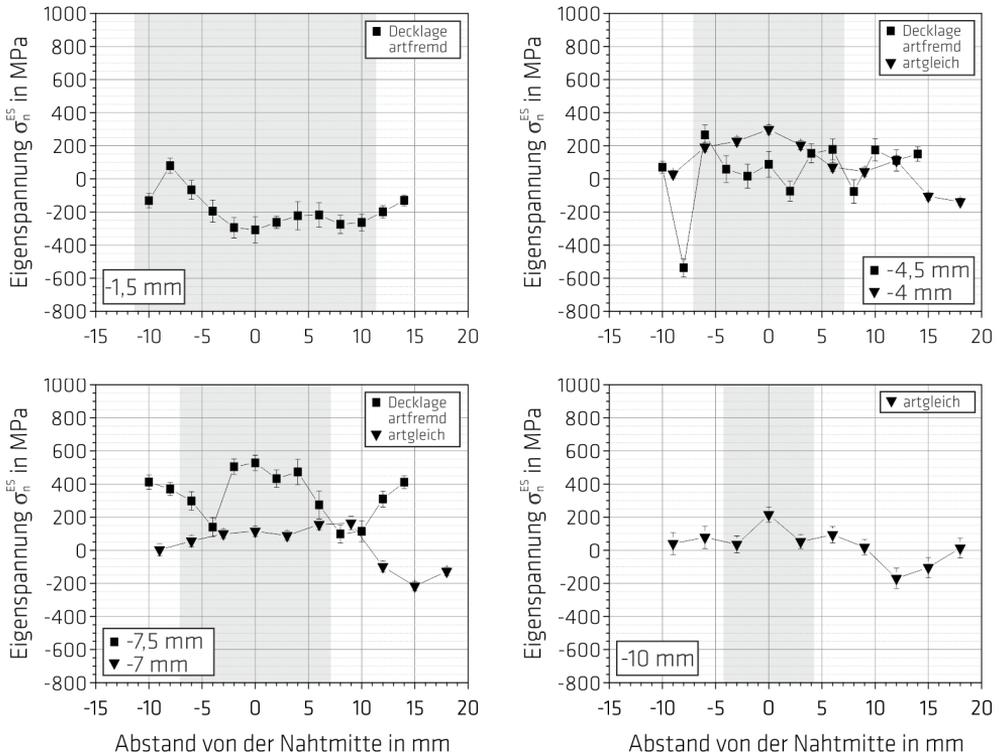
im Nahtrand der artfremd geschweißten Verbindung wurden auf bis zu 300 MPa reduziert. In Abhängigkeit der Entmischung (vgl. Bild 4.50) und der Größe des Messvolumens wurde die Reduzierung der Eigenspannungen auf den Einbrand der äußeren Schweißraupen der Decklage zurückgeführt. Im Bereich der Fülllage und in der Nahtmitte waren für die artgleich geschweißte Verbindung in Transversalrichtung Zugeigenspannungen von bis zu 200 MPa ermittelbar, während in Longitudinalrichtung Zugeigenspannungen von bis zu 800 MPa vorlagen.

Die Longitudinaleigenspannungen im Volumen der artgleichen Mehrlagenschweißverbindung (vgl. Bild 4.77 (rechts)) waren über den Schweißnahtquerschnitt homogen und qualitativ mit den Eigenspannungen der Zweilagenschweißverbindungen in Kapitel 4.6.2 vergleichbar. So waren Zugeigenspannungen von bis zu 800 MPa innerhalb der Schweißnaht bestimmbar. Durch die Verwendung des Zusatzwerkstoffes LTT CrNi im Bereich der Decklage wurde sowohl in Longitudinal- als auch in Transversalrichtung gegenüber der konventionellen Verbindung eine Entlastung für die Longitudinaleigenspannungen innerhalb der Schweißnaht erzielt. Unterhalb der Decklage näherten sich die Eigenspannungsverläufe der hier betrachteten Mischverbindung der artgleichen Verbindung an. Während im Bereich der Decklage die Eigenspannungsverläufe zu der komplett artfremd geschweißten LTT-CrNi-Mehrlagenschweißverbindung (vgl. Kapitel 4.6.4.1) vergleichbar waren, konnte durch die vollständig artfremd geschweißte Verbindung der Eigenspannungszustand darüber hinaus auch noch in Nahtmitte (Fülllage) reduziert werden. Durch die Erhöhung der Zwischenlagentemperatur wurde für die vollständig artfremd geschweißte Verbindung zusätzlich eine Reduktion der lokalen Beanspruchungen erzielt.

Bild 4.78 zeigt die Normaleigenspannungsverteilungen der konventionellen Verbindung (artgleich) im Vergleich zu denen der lediglich im Bereich der Decklage artfremd geschweißten LTT-CrNi-Verbindung. So waren für die konventionelle Verbindung in Abhängigkeit der Messtiefe und innerhalb der Schweißnaht Zugeigenspannungen von bis zu 300 MPa ermittelbar, die zum Nahtrand hin auf die Nulllage abfielen. Die Normaleigenspannungen der artfremd geschweißten Verbindung lagen auf dem Niveau der vollständig artfremd geschweißten LTT-CrNi-Verbindung. In einer Messtiefe von  $z = -1,5$  mm wurden innerhalb der Schweißnaht Druckeigenspannungen von bis zu  $-300$  MPa bestimmt. Im Übergang zur Fülllage ( $z = -7$  mm bzw.  $-7,5$  mm) wurden für die im Bereich der Decklage artfremd geschweißte Verbindung in Nahtmitte Zugeigenspannungen von bis zu 550 MPa erzielt, während im Nahtrand Zugeigenspannungen auf dem Niveau der konventionellen Verbindung erreicht wurden. Als ursächlich wurde die inhomogen über den Nahtquerschnitt verteilte  $M_s$  angenommen. Während der Abkühlung unterlag die Schweißnaht in Nahtmitte einer Phasenumwandlung mit einer konventionellen  $M_s$ . Die nachgelagerte Phasenumwandlung im Einbrand der LTT-Lage war anschließend mit einer Spannungsumlagerung in Nahtmitte verbunden.



**Bild 4.77:** Transversal- (links) und Longitudinaleigenspannungen im Volumen (rechts) der artgleich- (konv.) und für die Decklage artfremd geschweißten Verbindung (LTT CrNi) in Abh. der Messtiefe ( $z = -1,5 - 10$  mm), nach [364]



**Bild 4.78:** Normaleigenspannungen im Volumen der artgleich (konv., Blechdicke = 20 mm, nach [357]) und für die Decklage artfremd geschweißten Verbindung (LTT CrNi, Blechdicke = 25 mm) in Abhängigkeit der Messtiefe ( $z = -1,5 \text{ mm} - -10 \text{ mm}$ )

Der Eigenspannungszustand von LTT-Stumpfstoßverbindungen mit V-Nahtkonfiguration wurde sowohl an der Oberfläche als auch im Volumen richtungsabhängig unter Betrachtung der Wärmeleitung im ein- und im ausgespannten Zustand bewertet und mit dem von konventionellen Schweißverbindungen verglichen. An der Oberfläche wurden für die LTT-Verbindungen in Transversalrichtung und in Schweißnahtmitte Zugeigenspannungen von bis zu 700 MPa ermittelt. Die konventionellen Verbindungen waren mit einer Einsattelung in Nahtmitte durch Zugeigenspannungen von 150 MPa beansprucht, während umliegend lokale Maxima von bis zu 500 MPa möglich waren. In Longitudinalrichtung wurden für die LTT-Verbindungen in Schweißnahtmitte Zugeigenspannungen von maximal 300 MPa ermittelt, die zum Nahrand hin auf die Nulllage abfielen. Die konventionelle Verbindung war durch Zugeigenspannungen von bis zu 500 MPa beansprucht. Innerhalb der Schweißnaht war der Eigenspannungszustand der LTT-Verbindungen unabhängig von der Zwischenlagentemperatur auf vergleichbarem Niveau. Die zwischen den LTT-Verbindungen und den konventionellen Verbindungen variierende Eigenspannungsverteilung resultierte aus dem zugrunde liegenden Temperaturgradienten in Longitudinal- und in Transversalrichtung. Während die konventionelle Verbindung während der Phasenumwandlung einer erheblichen behinderten thermischen Schrumpfung ausgesetzt ist, lag diese vor allem in Longitudinalrichtung für die LTT-Verbindungen während der Phasenumwandlung nicht mehr vor. Der Einfluss von Abschreckung konnte in Transversalrichtung und innerhalb der Schweißnaht der Zweilagenschweißverbindungen ausgeschlossen werden, sodass die Zugeigenspannungsmaxima der LTT-Verbin-

ungen aus der inhomogen ablaufenden Phasenumwandlung über den Schweißnahtquerschnitt resultierten, während die Phasenumwandlung der konventionellen Verbindung eine Einsattelung bedingte. Der sich ausbildende Eigenspannungszustand von LTT-Verbindungen ist somit abhängig von der Wärmeableitung in Zusammenhang mit den gewählten Schweißparametern als auch von der Nahtkonfiguration. Der Oberflächeneigenspannungszustand der Zweilagenschweißverbindungen ist auf den der artgleichen und den der im Bereich der Decklage artfremden Mehrlagenschweißverbindungen aufgrund des vergleichbaren Temperaturgradienten prinzipiell übertragbar. Während der Eigenspannungszustand im Volumen der konventionellen Schweißverbindung über die Messtiefe homogen war, konnten im Vergleich für die LTT-Verbindungen vor allem in Longitudinalrichtung erhebliche Eigenspannungsreduktionen ermittelt werden. Durch die Verwendung von  $T_p$  bzw.  $T_i$  nahe oder oberhalb der  $M_S$  der LTT-Legierungen wurde der davon betroffene Schweißnahtquerschnitt vergrößert und der Betrag der Eigenspannungen weiter reduziert. Obwohl das für die LTT-CrMn-Verbindungen am stärksten ausgeprägt war, sollte in diesem Zusammenhang der Winkelverzug (vgl. Bild 4.26) beachtet werden. Durch die Begrenzung des Einsatzes von LTT-Zusatzwerkstoffen auf die Decklage konnten innerhalb dieser Lage zu den vollständig artfremd geschweißten Verbindungen vergleichbare Eigenspannungszustände realisiert werden. In Zusammenhang mit steigenden Rohstoffpreisen und zunehmend an Bedeutung gewinnenden Instandhaltungsarbeiten an bestehenden Schweißkonstruktionen sollte diese Thematik weiter verfolgt werden.

### 4.7 Eigenspannungsanalyse LTT-geschweißter Stöße<sup>1</sup>

Die während des Schweißens von LTT-Mehrlagenschweißverbindungen vorliegende globale Beanspruchung sowie die resultierenden Schweißereigenspannungen wurden an Stumpfstoßen mit V-Nahtkonfiguration aufgezeigt. Die von der Bauteilgeometrie und den Schweißparametern abhängige behinderte thermische Schrumpfung der Verbindung (Temperaturgradient) sowie die auf der Entmischung innerhalb der Schweißnaht und mit dem Grundwerkstoff basierende Phasenumwandlung wirkten sich entscheidend auf den letztlich vorliegenden Eigenspannungszustand aus. Im Folgenden sollen die Erkenntnisse auf verschiedene Stoßformen übertragen werden. Die Schweißparameter und die Abmessungen der untersuchten Blechkonfigurationen sind in Kapitel 3.2.7 beschrieben. Dieses Kapitel beschränkt sich auf die Verwendung des Zusatzwerkstoffes LTT CrNi. Die  $T_p$  bzw.  $T_i$  wurde unterhalb der  $M_S$  der reinen LTT-CrNi-Legierung nahe Raumtemperatur gewählt.

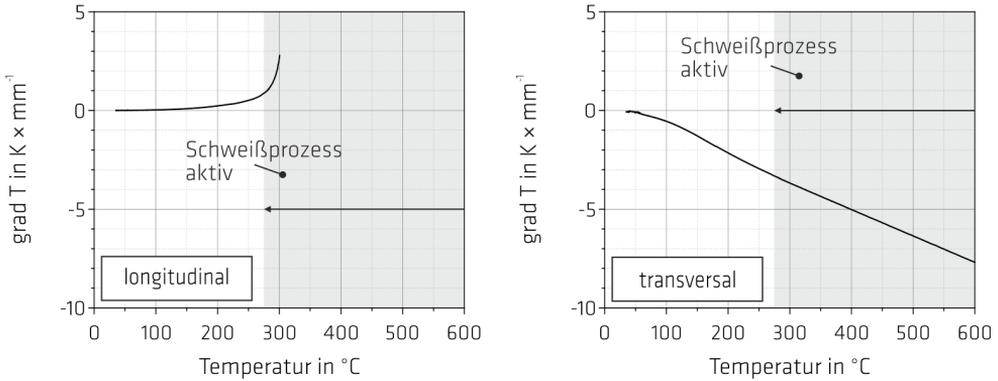
#### 4.7.1 Stumpfstoßverbindung mit DY-Nahtkonfiguration

Die Stumpfstoßverbindungen mit DY-Nahtkonfiguration wurden je Blechseite einlagig unter definierter Einspannung gefügt. In Bild 4.79 ist der Temperaturgradient für die Abkühlung der ersten Lage sowohl in Longitudinal- als auch in Transversalrichtung in Bezug auf die Temperatur des Schweißgutes in Nahtmitte dargestellt. Qualitativ sind die Verläufe der Temperaturgradienten ähnlich zu denen der Stumpfstoßverbindungen mit V-Nahtkonfiguration (vgl. Bild 4.19). Der Einfluss der behinderten thermischen Schrumpfung der Naht war unter den hier zugrunde liegenden Schweißparametern im Vergleich zur Stumpfstoßverbindung mit V-Nahtkonfiguration in Longitudinalrichtung höher. In Transversalrichtung lag während der Abkühlung ein hoher Temperaturgradient vor. Während des Schweißens der Gegenlage wurde die erste Lage auf bis zu 520 °C erwärmt. Über dem Querschnitt

---

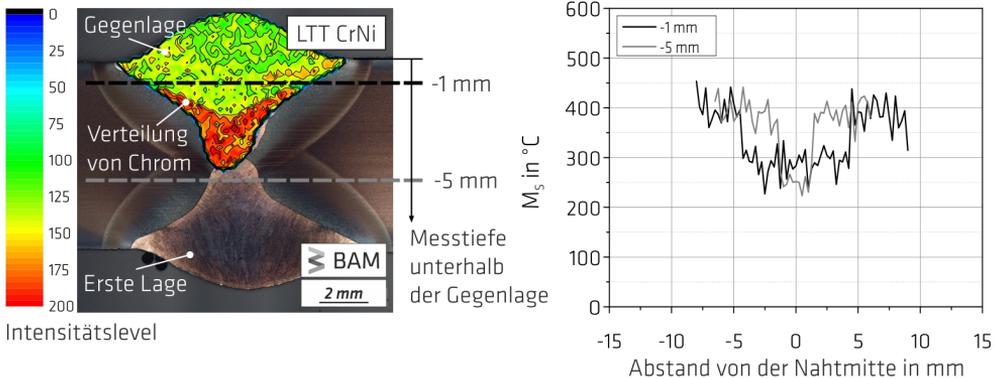
<sup>1</sup> Teilergebnisse des Unterkapitels wurden vom Autor im Rahmen des AiF-Projektes P1060 / IGF-18599 N erarbeitet. Zum Zeitpunkt der Eröffnung des Promotionsverfahrens lagen keine Veröffentlichungen vor.

der Schweißnaht wurde eine Härte von ca. 450 HV 0,1 ermittelt. In Verbindung mit den in Tabelle 4.4 dargestellten Umwandlungstemperaturen wurde die erneute Austenitisierung der ersten Lage nahezu ausgeschlossen. Während der Abkühlung der Probe unterlag die Schweißnaht in Normalrichtung einer geringen Schrupfbehinderung. In Nahtmitte wurde bei einer Temperatur von 300 °C noch ein Temperaturgradient von  $\text{grad } T = 0,5 \text{ K} \times \text{mm}^{-1}$  ermittelt, der sich ab einer Temperatur von 200 °C verliert. In Hinblick auf die Nahtdicke ist von einem geringen Einfluss durch Abschreckung auf den resultierenden Eigenspannungszustand auszugehen.



**Bild 4.79:** Während der Abkühlung der ersten Lage ermittelte Entwicklung des Temperaturgradienten in Longitudinal- (links, Schweißrichtung) und in Transversalrichtung (rechts, quer zur Schweißrichtung), bezogen auf die Temperatur des Schweißgutes in Probenmitte

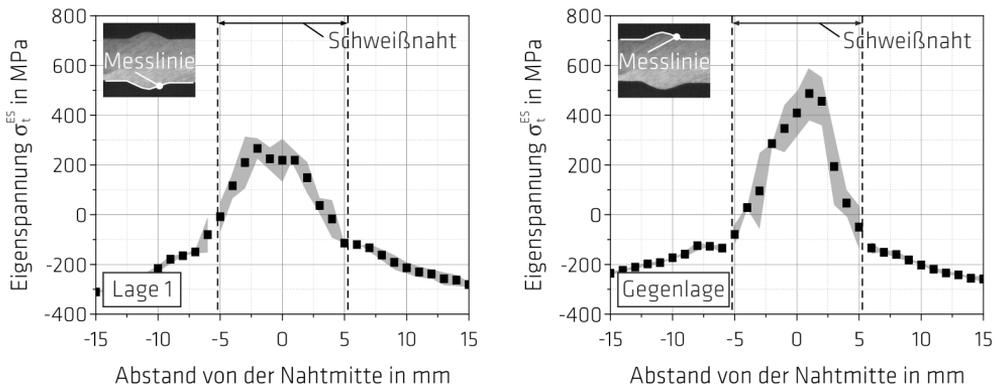
Bild 4.80 zeigt den Lagenaufbau der DY-Naht und die Verteilung von Chrom in der Gegenlage. Analog zur V-Naht (vgl. Bild 4.29) fand für die hier zugrunde liegenden Schweißparameter eine Anreicherung von Chrom im Bereich der Wurzel beider Lagen statt. Vergleichbar zu den V-Nähten konnten im entmischten Bereich im Durchschnitt  $M_s$  von 280 °C ermittelt werden, während innerhalb der Wurzel die  $M_s$  um bis zu 50 °C niedriger lagen.



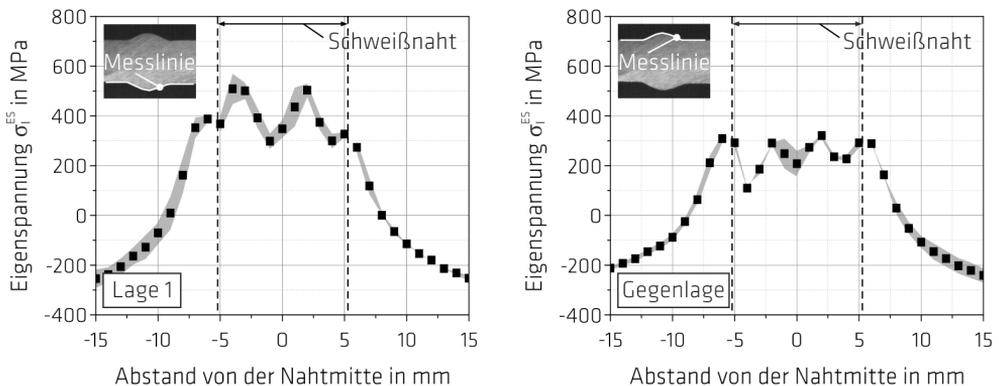
**Bild 4.80:** Lagenaufbau der artfremd geschweißten DY-Stumpfstoßverbindung und die Visualisierung der Verteilung von Chrom über dem Lagenquerschnitt (links, Farbskala entsprechend der Counts für das Element) sowie die Variation der theoretisch möglichen  $M_s$  über dem Schweißnahtquerschnitt in verschiedenen Messtiefen (rechts); ermittelt nach Steven und Haynes [215]

In Bild 4.81 und Bild 4.82 sind die Eigenspannungverteilungen an der Oberfläche in Transversal- als auch in Longitudinalrichtung dargestellt. Aufgrund der behinderten thermischen Schrupfung der

Schweißnaht wurden an der Oberfläche der Gegenlage Zugeigenspannungen von bis zu 600 MPa ermittelt. Das Zugeigenspannungsniveau der ersten Lage zeigte ca. 300 MPa auf. Die erste Lage induzierte dabei bei ausreichender Warmfestigkeit der Naht eine zusätzliche Schrumpfbehinderung, welche das Eigenspannungsniveau der Gegenlage bestimmt. In Longitudinalrichtung zeigte die Schweißnaht der ersten Lage Zugeigenspannungen von bis zu 500 MPa auf. Die Gegenlage ist durch Zugeigenspannungen von bis zu 300 MPa charakterisiert. Die WEZ war nah der Schweißnaht durch Zugeigenspannungen von bis zu 400 MPa beeinflusst, denen mit zunehmenden Abstand zur Schweißnaht Druckeigenspannungen das Gleichgewicht hielten. Aufgrund des während der Phasenumwandlung der Naht nur noch geringfügig vorliegenden Temperaturgradienten in Longitudinalrichtung, war die behinderte thermische Schrumpfung der Schweißnaht reduziert, während die über den Schweißnahtquerschnitt inhomogen stattfindende Phasenumwandlung analog zur V-Naht mit Zugeigenspannungen an der Oberfläche verbunden ist (vgl. Bild 4.80).



**Bild 4.81:** Mittelwerte und Streubreiten der Transversaleigenspannungen auf der Oberfläche der LTT-CrNi-Verbindungen im ausgespannten Zustand, dargestellt für die erste Lage (links) und die Gegenlage (rechts); Streuband basiert auf jeweils zwei Eigenspannungsmessungen in Schweißnahtmitte und am -ende je Schweißversuch



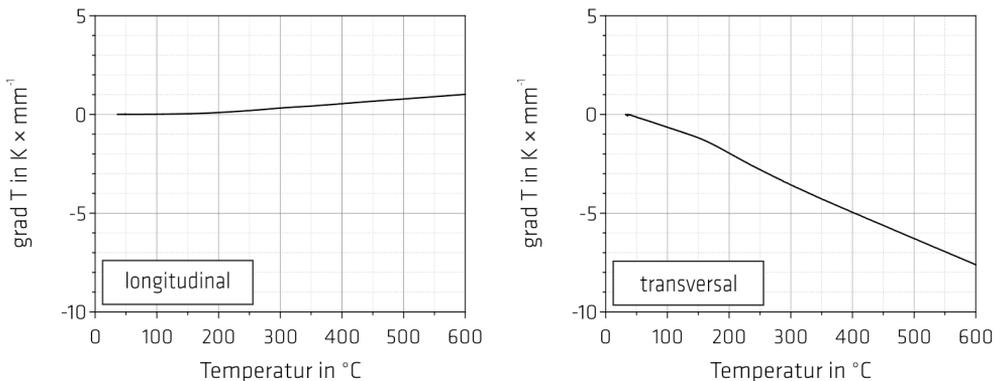
**Bild 4.82:** Mittelwerte und Streubreiten der Longitudinaleigenspannungen auf der Oberfläche der LTT-CrNi-Verbindungen im ausgespannten Zustand, dargestellt für die erste Lage (links) und die Gegenlage (rechts); Streuband basiert auf jeweils zwei Eigenspannungsmessungen in Schweißnahtmitte und am -ende je Schweißversuch

Komplementär durchgeführte Eigenspannungsanalysen an aus den Verbindungen gefertigten Kleinproben verdeutlichten, dass im Volumen und in Longitudinalrichtung Druckeigenspannungen von bis zu -400 MPa innerhalb der Gegenlage möglich waren, während die erste Lage vor allem nahe des

Nahrandes Zugeigenspannungen von bis zu 350 MPa aufzeigte. Die WEZ war durch Zugeigenspannungen von bis zu 800 MPa charakterisiert. In Transversal- und in Normalrichtung lagen Druckeigenspannungen von bis zu -250 MPa vor (vgl. Anhang, Bild A.36). Die Analyse verdeutlicht, dass die Druckeigenspannungen vor allem in Longitudinalrichtung im Volumen zu suchen sind. Diese Ergebnisse bestätigen die von Shiga et al. [180] an DY-Nähten mit Blechstärken von 20 mm durchgeführten Eigenspannungsanalysen im Volumen und zeigen, dass trotz verschiedener Blechdicken vergleichbare Temperaturgradienten vorlagen.

#### 4.7.2 Überlappverbindung mit beidseitig ausgeführter Kehlnaht

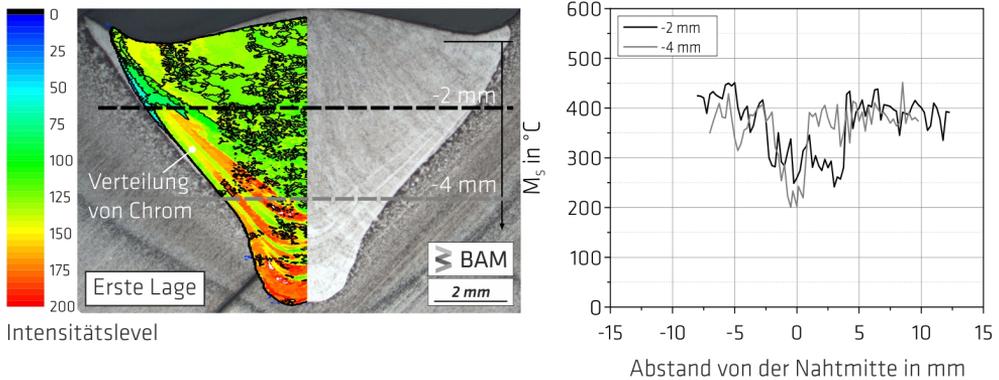
Der Überlappstoß wurde beidseitig des jeweils überstehenden Bleches mit Hilfe einer jeweils einlagig ausgeführten Kehlnaht unter definierter Einspannung gefügt. Bild 4.83 zeigt die Entwicklung des Temperaturgradienten in Longitudinal- und in Transversalrichtung während des Schweißens der ersten Lage. In Transversalrichtung wurde eine erhebliche behinderte thermische Schrumpfung während der Abkühlung ermittelt, während in Longitudinalrichtung ab einer Temperatur von 200 °C der Einfluss der behinderten thermischen Schrumpfung für die Schweißnaht vermindert war. Während des Schweißens der Gegenlage nahm die Temperatur innerhalb der Schweißnaht der ersten Lage zu und erreichte maximal eine Temperatur von 150 °C. Als ursächlich für die geringfügige Temperaturzunahme waren die Wärmeabführung in den Grundwerkstoff sowie die Breite der Überlappung anzunehmen. Eine Austenitisierung der ersten Lage fand während der Fertigung der Gegenlage nicht statt. Das Härteniveau der Schweißnaht betrug 450 HV 0,1.



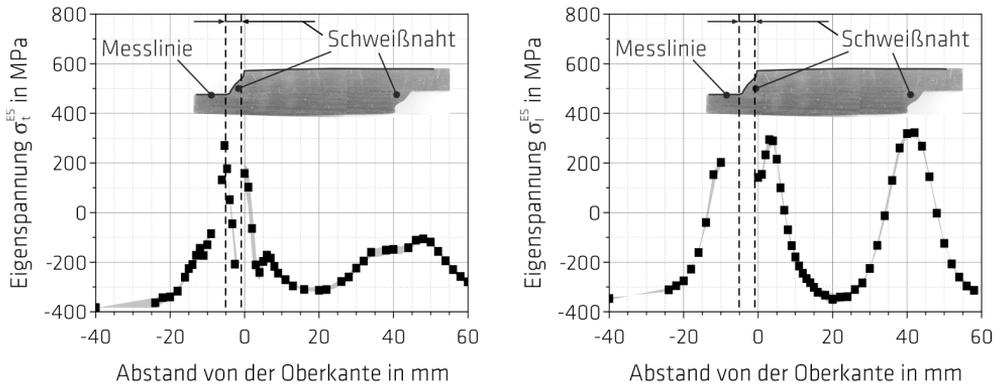
**Bild 4.83:** Während der Abkühlung der ersten Lage der Überlappverbindung ermittelte Entwicklung des Temperaturgradienten in Longitudinalrichtung (links, Schweißrichtung) bezogen auf die Temperatur am Steg oberhalb des Schweißgutes in Probenmitte (te9, vgl. Tabelle 3.24) und in Transversalrichtung (rechts, quer zur Schweißrichtung) bezogen auf die Temperatur des Schweißgutes am Ende der Schweißnaht

Bild 4.84 zeigt die Verteilung von Chrom über den Schweißnahtquerschnitt der ersten Lage. Es wurde eine Anreicherung von Chrom im Bereich der Wurzel nachgewiesen. Im entmischten Bereich der Schweißnaht wurden  $M_s$  von bis zu 280 °C ermittelt, während die  $M_s$  innerhalb der Wurzel um bis zu 70 °C niedriger lag. Somit ist von einem Einfluss der inhomogenen Phasenumwandlung auf den resultierenden Eigenspannungszustand auszugehen (vgl. Bild 4.85). Die Eigenspannungen der Schweißnaht waren nur in Transversalrichtung durch eine Anpassung der Blechdimensionen zu bestimmen, während eine Analyse in Longitudinalrichtung nicht gegeben war. Die Eigenspannungsverteilung der Gegenlage war quantitativ zu ersten Lage vergleichbar und ist somit nicht dargestellt. In

Transversalrichtung waren innerhalb der Schweißnaht Zugeigenspannungen von bis zu 270 MPa vorhanden, denen innerhalb der Lage trotz der Schrumpfbehinderung Druckeigenspannungen von bis zu -210 MPa das Gleichgewicht hielten. In der angrenzenden WEZ lagen Zugeigenspannungen von bis zu 300 MPa vor, denen linksseitig der ersten Lage mit zunehmenden Abstand Druckeigenspannungen gegenüberüberstanden. Rechtsseitig der ersten Lage wurde das Druckeigenspannungsniveau in der WEZ durch den Wärmeeintrag der Gegenlage reduziert. Die Eigenspannungsverteilung in Longitudinalrichtung war qualitativ vergleichbar. In der WEZ wurde das Zugeigenspannungsniveau jedoch auf bis zu 320 MPa angehoben, während im Nahtübergang bis zu 200 MPa ermittelt wurden.



**Bild 4.84:** Lagenaufbau der artfremd geschweißten Überlappverbindung (Darstellung um 90° gedreht) und die Visualisierung der Verteilung von Chrom über dem Lagenquerschnitt (links, Farbskala entsprechend der Counts für das Element) sowie die Variation der theoretisch möglichen  $M_s$  über dem Schweißnahtquerschnitt in verschiedenen Messstiefen (rechts); ermittelt nach Steven und Haynes [215]

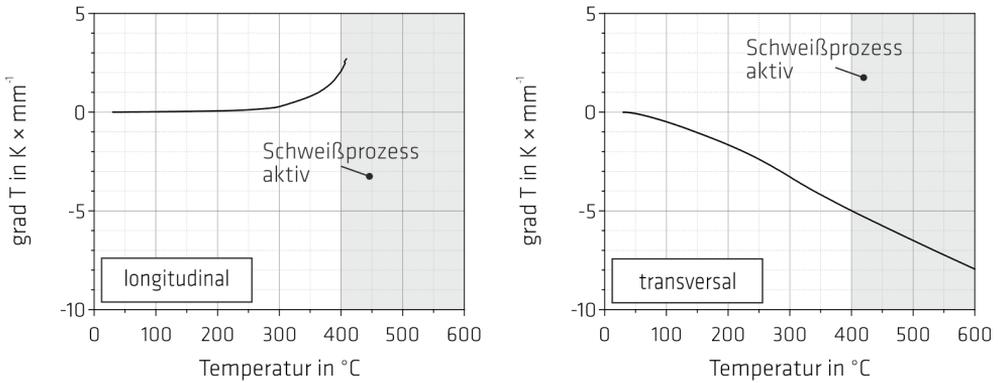


**Bild 4.85:** Mittelwerte und Streubreiten der Transversal- (links) und der Longitudinaleigenspannungen (rechts) auf der Schweißnahtoberfläche der LTT-CrNi-Verbindungen (Überlappverbindung) im ausgedehnten und entlasteten Zustand, Messlinie für die erste Lage im Querschnitt der Probe dargestellt; Streuband basiert auf jeweils zwei Eigenspannungsmessungen in Schweißnahtmitte und am -ende je Schweißversuch

### 4.7.3 Doppel-T-Stoßverbindung mit HV-Nahtkonfiguration

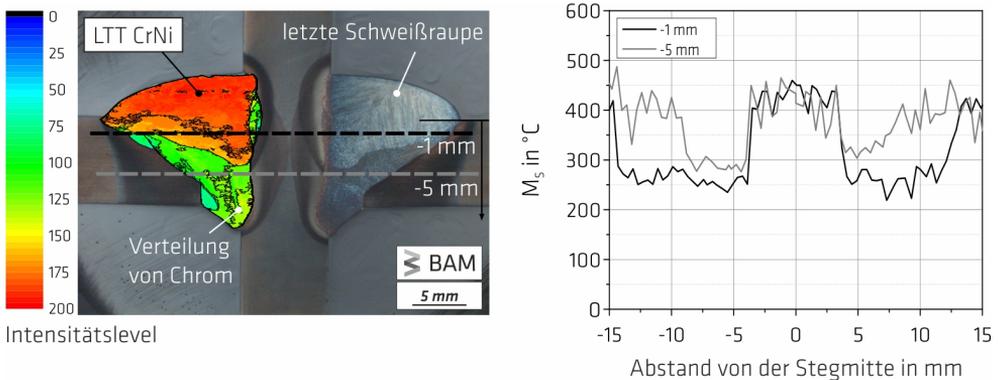
Die Doppel-T-Stoßverbindungen wurden beidseitig des Stegbleches zweilagig und symmetrisch gefügt. Bild 4.86 zeigt die Entwicklung des Temperaturgradienten in Longitudinal- und in Transversalrichtung während Schweißens der letzten Schweißraupe. In Longitudinalrichtung lag unterhalb einer

Temperatur in Schweißnahtmitte von 240 °C kein Temperaturgradient mehr vor. Während der martensitischen Phasenumwandlung waren die LTT-CrNi-Verbindungen in Longitudinalrichtung nur geringfügig in ihrer thermischen Schrumpfung behindert, während in Transversalrichtung über die gesamte Abkühlung der Schweißverbindung hinweg eine behinderte thermische Schrumpfung vorlag.



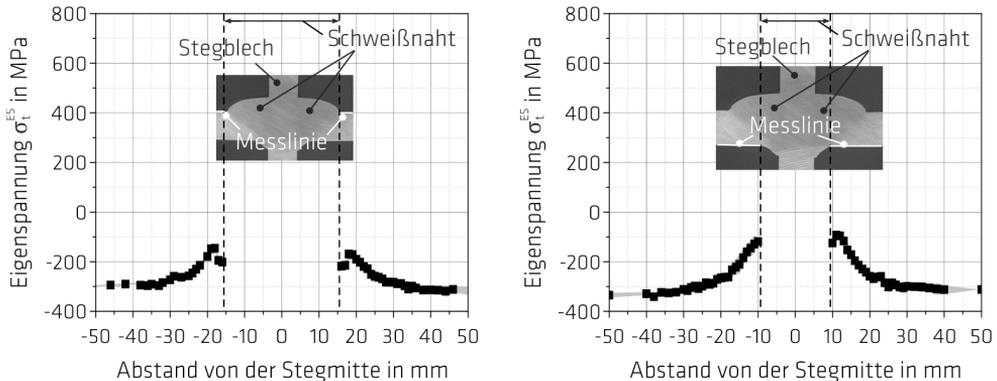
**Bild 4.86:** Während der Abkühlung der letzten Lage bzw. Schweißraupe ermittelte Entwicklung des Temperaturgradienten in Longitudinal- (links, Schweißrichtung) und in Transversalrichtung (rechts, quer zur Schweißrichtung, abgewandt vom Steg), bezogen auf die Temperatur des Schweißgutes in Probenmitte

Für die Schweißnaht wurde eine Härte von 460 HV 0,1 ermittelt. Im Bereich der Wurzel betrug Schweißnaht Härte lokal 380 HV 0,1, die durch Entmischung mit dem Grundwerkstoff begründet werden kann. Diese Betrachtung lässt den Schluss zu, dass durch den Schweißprozess der letzten Schweißraupe die darunter gelegene Schweißlage nahezu vollständig austenitisiert wird. An der Schweißnahtoberfläche der sich gegenüber des Steges befindenden Decklage wurden während der Fertigung der letzten Schweißraupe Temperaturen von maximal 350 °C nur unter  $A_{c1}$  ermittelt (vgl. Tabelle 4.4). Damit ist von einer über die Probe hinweg unsymmetrisch vorliegenden Eigenspannungsverteilung auszugehen. Bild 4.87 zeigt die Anreicherung von Chrom im Bereich der Decklage. Im Vergleich zur Decklage lag die  $M_s$  innerhalb der Wurzel um bis zu 100 °C höher, sodass der resultierende Eigenspannungszustand ohne Vorlage eines Temperaturgradienten in Longitudinalrichtung von einer inhomogenen Phasenumwandlung bestimmt wurde.



**Bild 4.87:** Lagenaufbau der artfremd geschweißten Doppel-T-Stoßverbindung und die Verteilung von Chrom über dem Lagenquerschnitt (links, Farbskala entsprechend der Counts) sowie die Variation der theoretisch möglichen  $M_s$  über dem Schweißnahtquerschnitt in verschiedenen Messtiefen (rechts); ermittelt nach Steven und Haynes [215]

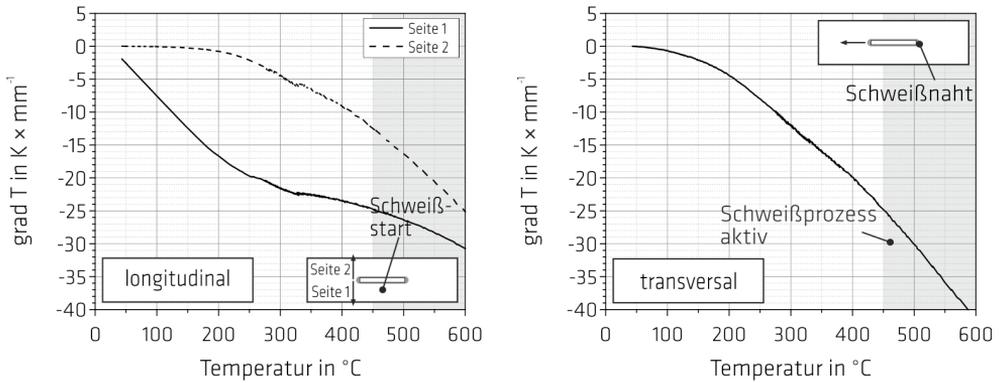
In Bild 4.88 sind die Transversaleigenspannungen an der Oberfläche für die WEZ decklagenseitig und wurzelseitig dargestellt. Decklagenseitig wurden im Nahtübergang Druckeigenspannungen von -200 MPa ermittelt, die mit größer werdendem Abstand zur Schweißnaht auf den ursprünglich vorliegenden Eigenspannungszustand der Bleche vorab des Schweißprozesses abfielen. Während der Eigenspannungsverlauf wurzelseitig vergleichbar war, wurden im Nahtübergang bis zu -100 MPa bestimmt. Vergleichbare Analysen an konventionell geschweißten Verbindungen zeigten, dass decklagenseitig im Nahtübergang Druckeigenspannungen von -70 MPa und -150 MPa zu erwarten sind, während wurzelseitig -30 MPa bzw. -70 MPa ermittelt wurden [375].



**Bild 4.88:** Mittelwerte und Streubreiten der nahtnahen Transversaleigenspannungen auf dem Gurtblech der LTT-CrNi-Verbindungen (Doppel-T-Stoßverbindung) im ausgespannten und im entlasteten Zustand sowie im Bereich der Deck- (links) und der Wurzellage (rechts), Messlinie im Querschnitt der Probe dargestellt; Streuband basiert auf jeweils zwei Eigenspannungsmessungen in Schweißnahtmitte und am -ende je Schweißversuch

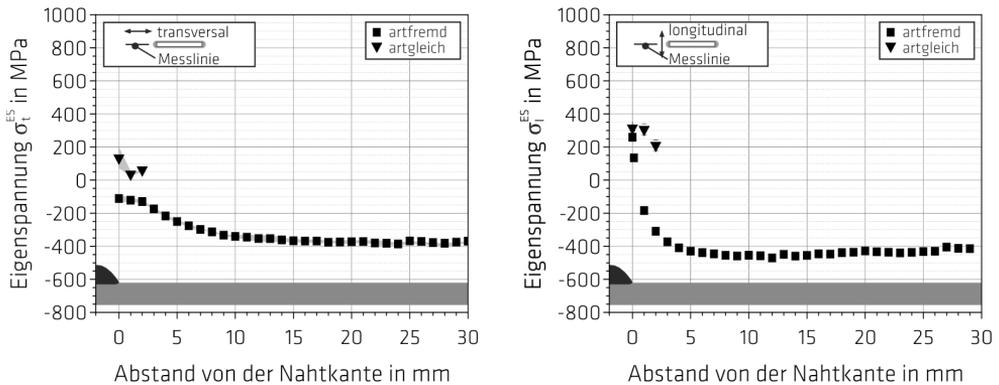
#### 4.7.4 T-Stoßverbindung mit umlaufend ausgeführter Doppel-Kehlnaht (Längssteife)

In Bild 4.89 ist die Entwicklung des Temperaturgradienten vorab der Umschweißung der ersten Stirnseite des Stegbleches in Longitudinal- und in Transversalrichtung dargestellt. Auf der dem Schweißstart gegenüberliegenden Stegseite (Seite 2) war der Temperaturgradient infolge der Wärmeleitung und der Blechdimensionen reduziert. Unterhalb einer Temperatur der Schweißnaht von 200 °C lag keine behinderte thermische Schrumpfung der Naht vor, während auf der anderen Seite des Steges über die gesamte Abkühlung hinweg ein Temperaturgradient ermittelt wurde (Seite 1). Analog zu den Stumpfstoßverbindungen konnte während der gesamten Abkühlung in Transversalrichtung zwischen Schweißnahtmitte und -rand ein Temperaturgradient festgestellt werden. Der Temperaturunterschied betrug aufgrund des nur geringen Abstandes zwischen den Messpositionen während der Phasenumwandlung ab 250 °C maximal 60 K. Somit lag für die hier betrachteten Schweißparameter während der Abkühlung in Übereinstimmung mit [376] sowohl in Longitudinal- als auch in Transversalrichtung eine behinderte thermische Schrumpfung vor, die aber vor allem in Longitudinalrichtung (Seite 1) markant erschien. In Longitudinalrichtung (Seite 2) war während der Phasenumwandlung des Schweißgutes konträr zur Seite 1 nur von einem geringen Einfluss der Schrumpfbehinderung auszugehen. Dadurch war das Selbstbeanspruchungsniveau der Schweißverbindung in Longitudinalrichtung nach der schweißtechnischen Fertigung unsymmetrisch verteilt.



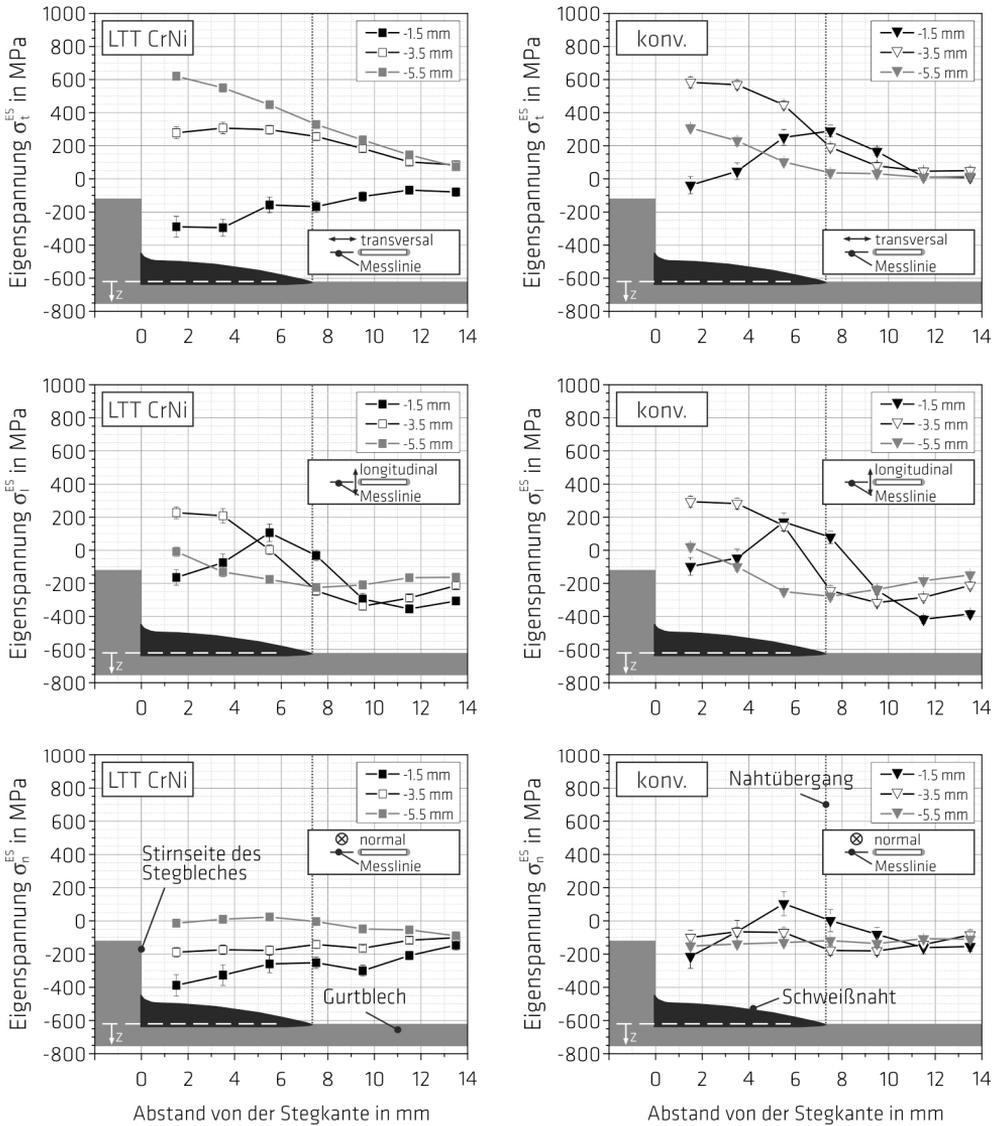
**Bild 4.89:** Während der Abkühlung der Schweißnaht ermittelter Temperaturgradient in Longitudinal- (links, s. Pfeilrichtung, te11 bzw. te15 und te17) und in Transversalrichtung (rechts, siehe Pfeilrichtung, te13 und te17) bezogen auf die Temperatur des Schweißgutes an der ersten Stirnseite; Messposition der Thermolemente nach Tabelle 3.24)

Aufgrund der zu den Überlappverbindungen vergleichbaren Schweißparameter und Nahtkonfiguration wurde die in Bild 4.84 dargestellte Entmischung des Schweißgutes für die hier betrachteten Längssteifen an der Stirnseite angenommen, sodass sich Abschreckung sowie inhomogene Phasenumwandlung überlagernd auf den resultierenden Eigenspannungszustand auswirkten. Für die konventionellen Schweißverbindungen (artgleich) wurden an der Oberfläche in Transversal- als auch in Longitudinalrichtung in der WEZ Zugeigenspannungen von bis zu 150 MPa bzw. 350 MPa ermittelt (vgl. Bild 4.90). Demgegenüber wurden für die artfremd geschweißten Verbindungen (LTT CrNi) in Transversalrichtung Druckeigenspannungen von -100 MPa ermittelt, während in Longitudinalrichtung im Nahtübergang Zugeigenspannungen von bis zu 300 MPa möglich waren. Mit zunehmendem Abstand von der Schweißnahtkante und in Richtung des GW lagen Druckeigenspannungen zwischen -400 MPa und -500 MPa vor, die aus der Reinigung der Bleche vorab des Schweißprozesses resultieren (Sandstrahlen). Die im Nahtübergang ermittelten Eigenspannungen zeigen, dass für die Längssteife der Einfluss der Schrumpfbehinderung in Longitudinalrichtung dominant war, während in Transversalrichtung aufgrund der geringeren behinderten thermischen Schrumpfung der Naht für die LTT-CrNi-Verbindungen Druckeigenspannungen gefunden wurden.



**Bild 4.90:** Mittelwerte und Streubreiten der Transversal- (links, quer zur Schweißrichtung) und der Longitudinal-eigenspannungen (rechts, entlang der Schweißrichtung) in der Mitte des Gurtbleches und entlang einer Messlinie vorab der Schweißnahtkante und der ersten Stirnseite des Stegbleches

Bild 4.91 zeigt die im Volumen ermittelten Eigenspannungen für die artgleich und die artfremd geschweißten Längssteifen. Die Messpunkte wurden nach Bild 3.21 und nach Tabelle 3.31 in verschiedenen Messtiefen  $z$  unterhalb der Schweißnaht und der Oberseite des Gurtbleches mittig vorab der ersten Stirnseite des Stegbleches gewählt. Von einer Messung innerhalb der Schweißnaht wurde aufgrund der Größe des Messvolumens abgesehen, während die Eigenspannungen im Einbrand der Schweißnaht in einer Messtiefe von  $z = -1,5$  mm erfasst wurden. In dieser Messtiefe wurden in Transversalrichtung unterhalb der Schweißnaht für die LTT-CrNi-Verbindung Druckeigenspannungen von bis zu  $-300$  MPa ermittelt. Im Nahtübergang zur WEZ wurden noch Druckeigenspannungen von  $-200$  MPa gefunden, die sich mit zunehmendem Abstand von der Schweißnaht der Nulllage annäherten. Im Vergleich dazu wurden für die konventionelle Schweißverbindung im Nahtübergang zur WEZ Zugeigenspannungen von  $290$  MPa ermittelt. Mit zunehmender Messtiefe waren unterhalb der Schweißnaht Zugeigenspannungen von bis zu  $600$  MPa sowohl für die artgleich als auch für die artfremd geschweißte Verbindung nachweisbar. Im Nahtübergang konnten dabei in einer Messtiefe von  $z = -3,5$  mm Zugeigenspannungen von  $200$  MPa ermittelt werden. Während mit zunehmender Messtiefe für die konventionelle Verbindung im Nahtübergang Eigenspannungen um die Nulllage vorlagen, war die LTT-CrNi-Verbindung durch Zugeigenspannungen von bis zu  $320$  MPa beansprucht. In Longitudinalrichtung waren die Eigenspannungen zwischen den artfremd und den artgleich geschweißten Verbindungen vergleichbar. In einer Messtiefe von  $z = -1,5$  mm lagen unterhalb der Schweißnaht Druckeigenspannungen von bis zu  $-150$  MPa vor, während im Nahtübergang für die konventionelle Verbindung Zugeigenspannungen von ca.  $80$  MPa nachgewiesen wurden. Obwohl die LTT-CrNi-Verbindung im Nahtübergang Eigenspannungen um die Nulllage aufzeigte, war die Entlastung im Vergleich zur Transversalrichtung gering. Mit zunehmender Messtiefe wurden im Nahtübergang und im Grundwerkstoff keine Unterschiede zwischen den Eigenspannungsverteilungen festgestellt. In Normalrichtung lagen nahezu konstante Eigenspannungsverteilungen vor. Während für die konventionelle Verbindung nahezu unabhängig von der Messtiefe Druckeigenspannungen von ca.  $-100$  MPa festgestellt wurden, nahm das Druckeigenspannungsniveau für die LTT-CrNi-Verbindung mit zunehmender Messtiefe ab. Unter Vernachlässigung eines Temperaturgradienten in Normalrichtung war der Einfluss der Phasenumwandlung auf den resultierenden Eigenspannungszustand unterhalb der Schweißnaht mit zunehmender  $M_s$  vermindert. Die Eigenspannungen im Volumen bestätigen, dass der Einfluss der behinderten thermischen Schrumpfung der Naht (Temperaturgradient) in Transversalrichtung gegenüber der in Longitudinalrichtung gering war. Die im Vergleich zur konventionellen Verbindung bei einer niedrigeren  $M_s$  beginnende martensitischen Phasenumwandlung der LTT-CrNi-Schweißnaht verursachte oberflächennah in einer Messtiefe von  $z = -1,5$  mm im Nahtübergang Druckeigenspannungen. In Longitudinalrichtung war die mit dem Temperaturgradienten verbundene behinderte thermische Schrumpfung der Naht dominant.



**Bild 4.91:** Transversal- (oben), Longitudinal- (Mitte) und Normaleigenspannungen (unten) im Volumen der artfremd (links, LTT CrNi) und der artgleich (rechts, konv.) geschweißten Doppel-T-Stoßverbindungen; ermittelt in der Mitte des Gurtbleches und entlang einer Messlinie vorab der ersten Stirnseite des Stegbleches, Messwerte aus verschiedenen Messtiefen  $z$ ; Umschweißung im Querschnitt schematisch in schwarz dargestellt

Es wurde für verschiedene Stoßformen bzw. Nahtkonfigurationen gezeigt, dass mit Hilfe des LTT-CrNi-Zusatzwerkstoffes richtungsabhängig Druckeigenspannungen erzielt werden. Um den resultierenden Eigenspannungszustand interpretieren zu können, kann der Temperaturgradient zur Hilfe genommen werden. Von einem Einfluss der martensitischen Phasenumwandlung ist vor allem richtungsabhängig bei hinreichend niedrigem Temperaturgradient während dieser Umwandlung auszugehen. Für die hier untersuchten Stumpfstoßverbindungen mit DY-Nahtkonfiguration, die Überlappverbindungen

und die Doppel-T-Stoßverbindungen lagen im Vergleich zu Stumpfstoßverbindungen mit V-Nahtkonfiguration vergleichbare Temperaturgradienten vor. Vor allem in Longitudinalrichtung ist somit im Vergleich zu konventionellen Verbindungen von niedrigeren Eigenspannungen auszugehen. Für die Stumpfstoßverbindung mit DY-Nahtkonfiguration wurde das durch Eigenspannungsanalysen an der Oberfläche und im Volumen bestätigt. Weiterführende Untersuchungen der Eigenspannungsverteilung an umlaufend geschweißten T-Stoßverbindungen (Längssteife) haben gezeigt, dass für die hier untersuchte Bauteilgeometrie auch in Transversalrichtung ein verminderter Temperaturgradient und gleichzeitig eine Entlastung des Eigenspannungszustandes möglich sind. Komplementär über den Schweißnahtquerschnitt durchgeführte WDX-Analysen belegen, dass vor allem in Bezug auf Chrom von einer Anreicherung in der letzten Schweißraupe und somit von einer inhomogen über den Schweißnahtquerschnitt vorliegenden  $M_s$  für die diesen Untersuchungen zugrunde liegende LTT-CrNi-Legierung auszugehen ist.

## 5 Zusammenfassung und Schlussfolgerungen

Die vorliegende Arbeit befasst sich mit dem Einfluss der martensitischen Phasenumwandlung und der Wärmeführung während der schweißtechnischen Verarbeitung auf die resultierende lokale und globale Beanspruchung von Mehrlagenschweißverbindungen des hochfesten Feinkornbaustahls S 960 QL unter Verwendung von LTT-Zusatzwerkstoffen. Im Fokus der Untersuchungen stand, ob und in welchem Maße sich die Wahl der Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur unterhalb oder oberhalb der  $M_s$  von LTT-Legierungen auf den resultierenden Schweißeigenspannungszustand, insbesondere unter Berücksichtigung der konstruktiven Schrumpfbehinderung, auswirkt. Hieraus wurden erste Empfehlungen zum Schweißen unter Verwendung von LTT-Zusatzwerkstoffen erarbeitet.

Die Literaturlauswertung ergab, dass die Schweißeigenspannungen aus der komplexen Wechselwirkung von thermischen, metallurgischen und mechanischen Faktoren während der schweißtechnischen Verarbeitung resultieren. Bisherige Erkenntnisse in Bezug auf den Eigenspannungszustand von LTT-Schweißverbindungen beruhen vornehmlich auf Untersuchungen an idealisierten Laborproben oder Schweißsimulationen von Stumpfstoßverbindungen bzw. Auftragnähten. Die Analysen konzentrierten sich vorrangig auf den Nachweis von Druckeigenspannungen sowohl an der Schweißnahtoberfläche als auch im Bauteilinneren, während auf die Einflussfaktoren und deren Interaktion nur bedingt eingegangen wurde. Von einer generellen Entstehung von Druckeigenspannungen kann in LTT-Schweißverbindungen keinesfalls ausgegangen werden. Vielmehr wurde an Kleinproben gezeigt, dass der Eigenspannungszustand richtungsabhängig zu betrachten ist. Obwohl aktuelle Analysen zeigen, dass die Höhe der Zwischenlagentemperatur sich auf den resultierenden Eigenspannungszustand von LTT-Mehrlagenschweißverbindungen auswirkt, ist die während und nach der schweißtechnischen Verarbeitung vorliegende Bauteilbeanspruchung bisher nicht ausreichend dokumentiert. Gerade aber in Hinblick auf die Ableitung von Empfehlungen zur schweißtechnischen Verarbeitung von LTT-Zusatzwerkstoffen in Bauteilen mit konstruktiver Schrumpfbehinderung ist der Einfluss der Wärmeführung (z. B. Zwischenlagentemperatur) für LTT-Mehrlagenschweißverbindungen in Zusammenhang mit der für diese Schweißgüter vorliegende  $M_s$  zu verstehen als auch die global vorliegende Beanspruchung zu optimieren. In der Literatur wurden die mechanischen Faktoren (Einspanngrad) bei den mit Hilfe von LTT-Zusatzwerkstoffen durchgeführten Schweißversuchen nur unzureichend bestimmt. Die während der Abkühlung vorliegende behinderte thermische Schrumpfung der Schweißnaht war nur vereinzelt in numerischen Studien unter Variation der Schweißnahtvolumina durch Betrachtung des Abkühlverlaufs zu bewerten. Eine probenübergreifende Validierung der Schweißeigenspannungen ist damit nur eingeschränkt möglich, ist aber in Hinblick auf den Einsatz von LTT-Verbindungen für verschiedene Stoßformen von großer Bedeutung.

Beginnend mit der Qualifizierung der Grund- und Zusatzwerkstoffe wurde in der vorliegenden Arbeit zunächst die Schweißeignung der experimentellen Chargen der LTT-Zusatzwerkstoffe umfassend untersucht. Es wurde die  $M_s$  und die Warmfestigkeit der reinen LTT-Schweißgüter in speziellen Dilatometerversuchen erstmalig ermittelt und um physikalische Werkstoffkennwerte ergänzt. Dadurch gelang es, die während der Abkühlung entstehenden lokalen und globalen Beanspruchungen für Mehrlagenschweißverbindungen zu interpretieren.

In speziellen Aufheiz- und Abkühlversuchen konnte die Interaktion zwischen martensitischer Phasenumwandlung und der Wärmeführung auf den resultierenden Eigenspannungszustand des reinen Schweißguts - separiert von der konstruktiven Schrumpfbehinderung einer Schweißverbindung - analysiert werden. In diesem Zusammenhang wurde die Betrachtung des Temperaturgradienten zur Bewertung der Behinderung der thermischen Schrumpfung eingeführt. Im Anschluss wurde

das Versuchsprogramm auf reale Mehrlagenschweißversuche unter Einbeziehung der konstruktiven Schrumpfbehinderung (Einspanngrad) erweitert. Dabei wurden erstmalig Beugungsexperimente während des Mehrlagenschweißens realisiert. Mit Hilfe dieser Experimente wurde nicht nur die Dehnungsentwicklung der Schweißnaht während der Abkühlung phasenspezifisch und in Echtzeit beobachtet, sondern auch die Interaktion der metallurgischen, thermischen und mechanischen Einflussfaktoren auf die resultierende Eigenspannungsverteilung diskutiert.

In einem dritten Arbeitsschwerpunkt wurden die gewonnenen Erkenntnisse auf realitätsnahe Stumpfstoßverbindungen mit V-Nahtkonfiguration übertragen. Dazu war es erforderlich, Mehrlagenschweißverbindungen verschiedener Blechstärken sowohl freischumpfend als auch unter konstruktiver Schrumpfbehinderung unter realistischen Fertigungsbedingungen in einem geeigneten Laborversuch umzusetzen. Die  $M_s$  der verwendeten LTT-Legierungen sowie die Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur wurden mit Hilfe eines statistischen Versuchsplans variiert. Dadurch gelang es erstmals, den Einfluss der Wärmeleitung und der martensitischen Phasenumwandlung systematisch auf die resultierende Beanspruchung von LTT-Mehrlagenschweißverbindungen (Verzug, Kräfte, Momente, Spannungen) zu analysieren. Basierend auf den Erkenntnissen dieser Schweißversuche wurde exemplarisch der gezielte Einsatz von LTT-Zusatzwerkstoffen lediglich im Bereich der Decklage fokussiert und das Versuchsprogramm auf andere Stoßformen mit verschiedenen Nahtkonfigurationen erweitert.

Zusätzlich zu den röntgenographisch durchgeführten Analysen der Eigenspannungen an der Oberfläche, wurden die resultierenden Eigenspannungszustände der geschweißten Proben durch den Einsatz von Neutronenbeugung systematisch im Bauteilinneren untersucht. In Zusammenhang mit Elektronenstrahlmikroanalysen an Schweißnahtquerschnitten war es so möglich, den lokalen Beanspruchungszustand von LTT-Mehrlagenschweißverbindungen zu verstehen und konventionell geschweißten Verbindungen gegenüberzustellen.

Aus den Untersuchungsergebnissen lassen sich folgende Schlussfolgerungen ableiten:

1. Die Martensit-Start-Temperatur ( $M_s$ ) von LTT-Schweißverbindungen ist in Abhängigkeit der Schweißparameter und Stoßform lagenabhängig zu ermitteln. Der Einsatz von Elektronenstrahlmikroanalysen hat sich dabei bewährt. Durch den Abbrand von Legierungselementen und durch Entmischung mit dem Grundwerkstoff ist die  $M_s$  über den Schweißnahtquerschnitt der LTT-Verbindungen inhomogen verteilt. So konnte in Einlagenschweißungen vor allem eine Anreicherung von Chrom im Wurzeleinbrand („Argonfinger“) festgestellt werden. In Mehrlagenschweißverbindungen ist die Anreicherung um bis zu Faktor 2 auf die zuletzt geschweißte Raupe der jeweiligen Lage begrenzt. Die Variation der Gehalte von Nickel bzw. Mangan waren vernachlässigbar.
2. Die Schweißreignung wurde für die hier betrachteten LTT-Legierungen auf Basis von Chrom und Nickel (LTT CrNi) sowie Chrom und Mangan (LTT CrMn) erarbeitet. Mit Hilfe eines Puls-Schweißprozesses unter Verwendung von kohlenstoffdioxidreichen Schutzgasen war eine sehr gute Prozessstabilität gewährleistet. Beide Zusatzwerkstoffe sind relativ unkritisch gegenüber einer Heißrissneigung einzustufen.
3. Das reine Schweißgut des LTT CrNi weist eine zum konventionellen Schweißgut ( $R_{p0,2} \leq 960$  MPa) vergleichbare 0,2-%-Dehngrenze auf. Für das Schweißgut des LTT CrMn konnte die 0,2-%-Dehngrenze nicht nach Norm bestimmt werden. Die ermittelte Zugfestigkeit von bis zu 1400 MPa lässt die LTT-CrMn-Legierungen geeignet für hochfeste Feinkornbaustähle erscheinen. Während der Aufheizung war die Warmfestigkeit bis zu einer

---

Temperatur von 300 °C konstant. Während der Abkühlung des Schweißgutes nahm die Warmfestigkeit mit der Austenit-Martensit-Umwandlung erheblich zu, sodass für das konventionelle Schweißgut Spannungen bereits bei ca. 400 °C zu berücksichtigen sind. In Abhängigkeit der betrachteten LTT-Legierung lag erst unterhalb einer Temperatur von 280 °C eine ausreichend hohe Warmfestigkeit vor.

4. In Heiz- und Abschreckversuchen an freischumpfenden Rundstäben des reinen Schweißgutes wurde die Interaktion zwischen der Wärmeführung und der martensitischen Phasenumwandlung auf den resultierenden Eigenspannungszustand in Transversalrichtung einer Stumpfstoßverbindung simuliert. Durch unterschiedliche Wärmeeinträge wurde die Schweißnahtbreite variiert sowie das Verhältnis zwischen Schweißnahtbreite und nicht erwärmten Werkstoffbereichen bei vergleichbaren  $t_{8/5}$ -Zeiten verändert. Der von Shiga et al. [245] prognostizierte Grenzwert für das Verhältnis zwischen wärmeunbeeinflusster Länge ( $L_U$ ) und der Schweißnahtbreite ( $L_W$ ) kleiner 10 zur Reduzierung oberflächennaher Eigenspannungen durch LTT-Legierungen wurde durch die Heiz- und Abschreckversuche experimentell unterstützt. Oberhalb des Grenzwertes konnte für die untersuchte LTT-CrNi-Legierung die in der Literatur für Stumpfstoßverbindungen charakteristischen Eigenspannungsverteilungen in Transversalrichtung mit einem Zugeigenspannungsmaximum in Schweißnahtmitte und entsprechenden Druckeigenspannungen in der WEZ nachgewiesen werden [226]. Unterhalb des Grenzwertes nahm das Zugeigenspannungsmaximum in Schweißnahtmitte ab. Ursächlich ist der mit zunehmendem Wärmeeintrag abnehmende Einfluss von Abschreckung auf den Eigenspannungszustand an der Oberfläche. Durch dieses Experiment konnte qualitativ gezeigt werden, dass der Wärmeeintrag und der -fluss entscheidend auf den resultierenden Eigenspannungszustand von LTT-Verbindungen in Transversalrichtung Einfluss nimmt.
5. Der durch Heiz- und Abschreckversuche an freischumpfenden Rundstäben des reinen Schweißgutes ermittelte Eigenspannungszustand in Transversalrichtung war mit Hilfe des Temperaturgradienten zwischen Schweißnahtmitte und Probenrand analysierbar. Oberhalb dem von Shiga et al. [245] prognostizierten Grenzwertes für das Verhältnis zwischen wärmeunbeeinflusster Länge ( $L_U$ ) und der Schweißnahtbreite ( $L_W$ ) von 10 war der Temperaturgradient deutlich ausgeprägt, sodass während der Phasenumwandlung eine erhöhte behinderte thermische Schrumpfung der Schweißnaht vorlag. Unterhalb des Grenzwertes nahm die Schrumpfbehinderung ab. Der Temperaturgradient bietet den Vorteil, dass er unabhängig von der vorliegenden Schweißnahtbreite und der wärmeunbeeinflussten Länge zwischen zwei Thermoelementen auch in Longitudinalrichtung (Schweißrichtung) ermittelbar ist.
6. In In-situ-Beugungsexperimenten während des Mehrlagenschweißens von LTT-Legierungen wurde der Beanspruchungszustand während der Abkühlung der Wurzel- als auch der Decklage innerhalb der Lagen phasenspezifisch beobachtet. Die von Wohlfahrt et al. [159] formulierten Modellvorstellungen zur Entstehung von Schweißerspannungen werden durch diese Schweißversuche bekräftigt. Aufgrund der während der Abkühlung vorliegenden Schrumpfbehinderung der Schweißnaht wurden Zugdehnungen aufgebaut, die durch die Wirkung einer martensitischen Phasenumwandlung reduziert wurden. Basierend auf der Entmischung des LTT-Schweißgutes mit dem Grundwerkstoff wurde die  $M_5$  des LTT-Schweißgutes im Vergleich zu der  $M_5$  der reinen LTT-Legierungen im Nahtübergangsbereich lokal angehoben. Der darauf zurückzuführende Anteil an Martensit kann die durch

die Schrumpfbehinderung hervorgerufenen Zugdehnungen nicht kompensieren. Für die konventionelle Schweißverbindung war das nicht gegeben. Bei Umgebungstemperatur war die Gesamtdéhnung der LTT-Verbindungen aufgrund der Phasenumwandlung des reinen Schweißgutes gegenüber der konventionellen Verbindung in Longitudinalrichtung reduziert (vgl. Bild 4.12). Darüber hinaus wurde festgestellt, dass während der martensitischen Phasenumwandlung Zugdehnungen im Austenit abgebaut wurden. Dadurch waren unter den hier gewählten Versuchsbedingungen Druckdehnungen für den Austenit der LTT-Verbindungen möglich.

7. Die den In-situ-Beugungsexperimenten zugrunde liegende Probenform ist durch einen hohen Einspanngrad gekennzeichnet. Die Bewertung der resultierenden Eigenspannungen in Bezug auf die Interaktion zwischen Wärmeführung und Phasenumwandlung wurde damit zusätzlich um den mechanischen Einflussfaktor erweitert. Nach dem Schweißen lag während der Abkühlung in Transversalrichtung nahezu kein Temperaturgradient vor. Auch in longitudinaler Richtung ist die behinderte thermische Schrumpfung der Naht aufgrund des nur schwach ausgeprägten Temperaturgradienten eher gering. In Transversalrichtung lag zwischen den Schweißverbindungen kein signifikanter Unterschied in den Eigenspannungen vor, während die LTT-Verbindungen gegenüber der konventionellen Verbindung in Longitudinalrichtungen moderat entlastet waren. Diese Untersuchungen zeigen, dass der Einspanngrad nur in Zusammenhang mit dem richtungsabhängig vorliegenden Temperaturgradienten zu betrachten ist, um die Beanspruchung einer Schweißverbindung unter konstruktiver Schrumpfbehinderung bauteilübergreifend bewerten zu können. Liegt zu Beginn der Phasenumwandlung bereits kein Temperaturgradient mehr vor, werden Druckspannungen bevorzugt aufgebaut.
8. Die Verzugsanalyse von freischumpfund geschweißten Zweilagenschweißverbindungen mit V-Nahtkonfiguration zeigt, dass der Winkelverzug während der schweißtechnischen Fertigung vor allem aus der Querschrumpfung der Decklage resultiert. Mit Hilfe der LTT-Legierungen war es möglich, den Winkelverzug erheblich zu reduzieren. Mit zunehmender  $M_s$  der untersuchten LTT-Legierungen sowie zunehmender Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur wurde für den Winkelverzug ein Minimum gefunden. Gleichzeitig war der vorliegende Temperaturgradient vermindert (vgl. Bild 4.19). Während der Phasenumwandlung der LTT-Verbindungen konnte in Longitudinalrichtung keine Behinderung der thermischen Schrumpfung der Naht mittels Temperaturgradient ermittelt werden. Im Vergleich zur konventionellen Verbindung war der Temperaturgradient in Transversalrichtung während der Phasenumwandlung der LTT-Verbindungen moderat. Aufgrund der Stützwirkung der unteren Lagen verliert sich der Effekt der Zwischenlagentemperatur auf den resultierenden Winkelverzug mit zunehmender Lagenzahl für Mehrlagenschweißverbindungen. Der Winkelverzug ist während der Fertigung über die Schweißnahtlänge weder zeitlich noch örtlich homogen, solange in Longitudinalrichtung ein Temperaturgradient vorliegt. Je niedriger die  $M_s$  des Schweißgutes, desto inhomogener ist der Winkelverzug. In diesem Zusammenhang ist eine ausreichend hohe Umwandlungstemperatur der LTT-Legierungen zu wählen, damit die Phasenumwandlung dem Schrumpfbestreben der Schweißnaht entgegenwirken kann. Durch die Entmischung des Schweißgutes mit dem Grundwerkstoff weicht die ermittelte Umwandlungstemperatur von der  $M_s$  des reinen Schweißgutes ab.

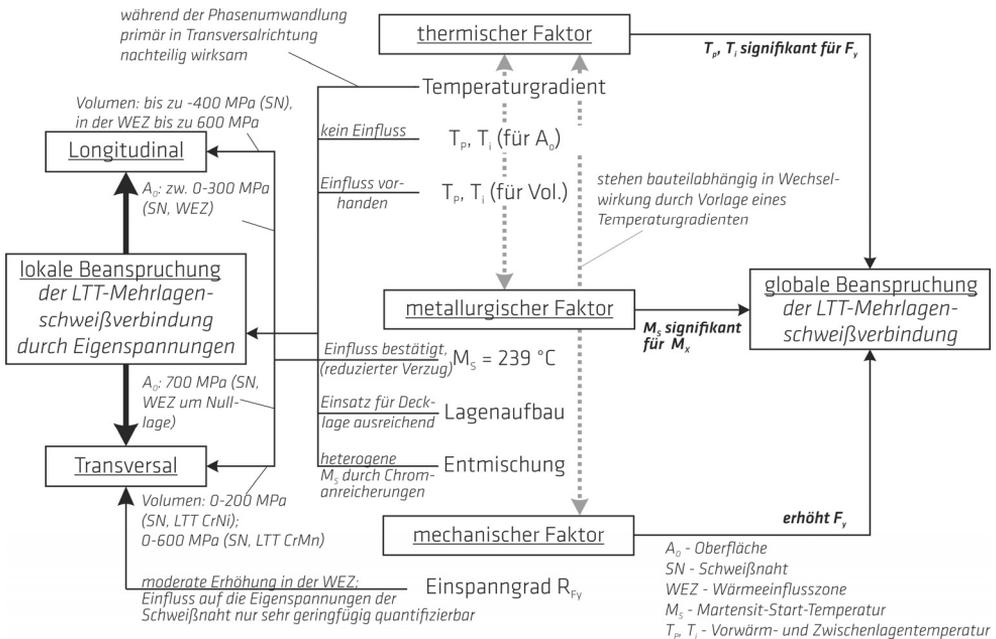
- 
9. Die Beanspruchungsanalyse der unter konstruktiver Schrumpfbehinderung gefügten Zweilagenschweißverbindungen mit V-Nahtkonfiguration hat ergeben, dass die Reaktionskraft  $F_Y$  bzw. die Reaktionsspannung auf Basis der Reaktionskraft  $\sigma_{F_Y}$  signifikant vom Wärmeeintrag abhängig ist. Unabhängig vom verwendeten Zusatzwerkstoff nahmen  $F_Y$  bzw.  $\sigma_{F_Y}$  mit zunehmender Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur ( $T_p$ ,  $T_i$ ) bei sonst konstanter Streckenenergie zu.
  10. Das sich unter konstruktiver Schrumpfbehinderung für die Zweilagenschweißverbindungen einstellende Reaktionsmoment  $M_x$  korreliert mit dem Winkelverzug. Unabhängig von der verwendeten LTT-Legierung war das  $M_x$  der LTT-Verbindungen gegenüber dem  $M_x$  der konventionellen Schweißverbindung reduziert. Dieser Effekt bleibt auch mit zunehmender Zwischenlagentemperatur erhalten. In Übereinstimmung mit der Verzugsanalyse war die Entlastung für die verwendete LTT-CrNi-Legierung maximal.
  11. Die Gesamtreaktionsspannung der schrumpfbehinderten Zweilagenschweißverbindungen ergibt sich durch Summation der Reaktionsspannungen auf Basis der Reaktionskraft  $F_Y$  und des Reaktionsmomentes  $M_x$ . Für die genutzte Streckenenergie und basierend auf der vorliegenden Modellqualität sind sowohl die Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur als auch die Martensit-Start-Temperatur der LTT-Legierungen als signifikant einzuordnen. Innerhalb des betrachteten Versuchsraums (vgl. Bild 3.11) ist die Erhöhung der  $M_s$  des LTT-Zusatzwerkstoffes uneingeschränkt zur Verarbeitung der Zweilagenschweißverbindungen zu empfehlen. Gleichzeitig nimmt die Gesamtreaktionsspannung mit Erhöhung der Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur zu. Obwohl die Fertigungszeit reduziert und für LTT-Verbindungen eine geringere Beanspruchung im Vergleich zu einer konventionellen Schweißverbindung erzielt wird, ist dieser Effekt in Zusammenhang mit der Lebensdauer entsprechend gefügter Bauteile zu diskutieren. Die gewählte Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur sollte dabei unterhalb der nominellen  $M_s$  des reinen LTT-Schweißgutes gewählt werden, um ein Versagen durch Kaltrissbildung vermeiden zu können.
  12. Unter konstruktiver Schrumpfbehinderung wurde der Beanspruchungszustand von Mehrlagenschweißverbindungen durch den Einsatz von LTT-CrNi-Zusatzwerkstoffen gegenüber einer konventionellen Verbindung für eine  $T_p$  bzw.  $T_i$  von 50 °C optimiert. Während die  $\sigma_{F_Y}$  eine Funktion des Wärmeeintrages ist, wurde die  $\sigma_{M_x}$  durch die Phasenumwandlung des LTT CrNi optimiert. Für die Stumpfstoßverbindungen mit V-Nahtkonfiguration wurde gezeigt, dass der Einsatz von LTT-CrNi-Legierungen auf den Bereich der Decklage begrenzt werden kann, um die  $\sigma_{M_x}$  im Vergleich zu einer konventionellen Mehrlagenschweißverbindung zu reduzieren.
  13. Für die Mehrlagenschweißversuche wurde gezeigt, dass die Temperaturverteilung der Schweißnaht über die Schweißnahtlänge und während der Abkühlung variiert. Auftretende Extrema im Reaktionskraft-Prozesszeit-Verlauf bzw. im Reaktionsmoment-Prozesszeit-Verlauf sind nicht auf die bei der nominellen  $M_s$  der Schweißgüter einsetzende Phasenumwandlung zurückzuführen. In Zusammenhang mit dem vorliegenden Temperaturgradienten ist die Temperaturverteilung zwischen Schweißnahtanfang und -ende in Relation zur Umwandlungstemperatur zu setzen.
  14. Mit Hilfe des Temperaturgradienten wurde der richtungsabhängige Eigenspannungszustand der Zweilagenschweißverbindungen interpretiert. Während der Phasenumwandlung der LTT-Stumpfstoßverbindungen lag in Longitudinalrichtung unabhängig von der  $T_p$  bzw.  $T_i$  nur ein geringer bzw. kein Temperaturgradient vor. Das ist für die konventionelle

Schweißverbindung nicht gegeben, da deren Phasenumwandlung bei einer höheren Umwandlungstemperatur beginnt. Dadurch ist der Eigenspannungszustand der LTT-Stumpfstoßverbindungen mit V-Nahtkonfiguration an der Oberfläche und in Longitudinalrichtung gegenüber einer konventionellen Schweißverbindung vermindert. Im Volumen lagen für die LTT-CrNi-Verbindungen unabhängig von der  $T_p$  bzw.  $T_i$  Druckeigenspannungen für die Schweißnaht vor, die erst im Bereich der Wurzellage vom Betrag her abnahmen. Die konventionelle Verbindung ist im Bauteilinneren homogen durch Zugeigenspannungen beansprucht. Der Eigenspannungszustand der Mehrlagenschweißverbindungen in Longitudinalrichtung ist sowohl an der Oberfläche als auch im Volumen vergleichbar mit dem der Zweilagenschweißverbindungen. Für  $T_p$  bzw.  $T_i$  unterhalb der  $M_s$  der LTT-Schweißnaht werden die Eigenspannungen der sich außen befindenden Lagen reduziert. Obwohl mit zunehmender  $T_p$  bzw.  $T_i$  das Druckeigenspannungsniveau für die Schweißnaht der LTT-CrMn-Verbindung deutlich ausgeprägt ist, sollte in diesem Zusammenhang der Verzug betrachtet werden. Das Druckeigenspannungsniveau der LTT-CrNi-Verbindung ist kleiner, konnte aber bei nur geringem Verzug auch für die lediglich im Bereich der Decklage artfremd geschweißte Verbindung induziert werden. Die konventionelle Verbindung weist Zugeigenspannungen auf.

15. Für die Zweilagengestumpfstoßverbindungen mit V-Nahtkonfiguration lag während der Abkühlung unabhängig von der  $T_p$  bzw.  $T_i$  ein hoher Temperaturgradient in Transversalrichtung vor. Der Einfluss der Phasenumwandlung ist vermindert, weil die thermisch induzierte Schrumpfung stark behindert und somit die Entstehung von Zugspannungen begünstigt ist. Aufgrund der inhomogen im Schweißnahtvolumen vorliegenden  $M_s$  werden für die LTT-Schweißverbindungen an der Oberfläche Zugeigenspannungen ermittelt, während der Eigenspannungszustand der konventionellen Schweißverbindungen aufgrund der Phasenumwandlung durch eine Einsattelung gekennzeichnet ist. Unabhängig von der gewählten  $T_p$  bzw.  $T_i$  ist der Eigenspannungszustand der LTT-CrNi-Verbindungen und der konventionellen Verbindungen im Volumen und in Transversalrichtung vergleichbar. Für die LTT-CrMn-Verbindungen lagen höhere Zugeigenspannungen vor. Der Eigenspannungszustand der Mehrlagenschweißverbindungen in Transversalrichtung ist sowohl an der Oberfläche als auch im Volumen vergleichbar mit dem der Zweilagenschweißverbindungen. Für  $T_p$  bzw.  $T_i$  unterhalb der  $M_s$  der LTT-Schweißnaht wurden die Eigenspannungen der sich außen befindenden Lagen reduziert. Während der Eigenspannungszustand der LTT-CrNi-Verbindung im Volumen nahezu unabhängig von der  $T_p$  bzw.  $T_i$  ist, lagen für die LTT-CrMn-Verbindung lediglich für  $T_p$  bzw.  $T_i$  oberhalb der  $M_s$  Druckeigenspannungen in Transversalrichtung bei gleichzeitig jedoch hohem Winkelverzug vor. Die im Bereich der Decklage mit Hilfe des LTT-CrNi-Zusatzwerkstoffes artfremd geschweißte Verbindung war im Volumen durch Eigenspannungen im Bereich der Nulllage beansprucht, während für die konventionelle Verbindung hohe Zugeigenspannungen ermittelt wurden.
16. Der Temperaturgradient wurde erfolgreich angewendet, um den Eigenspannungszustand richtungsabhängig für verschiedene Stoßformen zu bewerten. Von einem Einfluss der martensitischen Phasenumwandlung ist vor allem richtungsabhängig bei hinreichend niedrigem Temperaturgradient während der martensitischen Phasenumwandlung auszugehen. Für die hier untersuchten Stumpfstoßverbindungen mit DY-Nahtkonfiguration, die Überlappverbindungen und die Doppel-T-Stoßverbindungen wurden im Vergleich zu Stumpfstoßverbindungen mit V-Nahtkonfiguration vergleichbare Temperaturgradienten gefun-

den. Vor allem in Longitudinalrichtung ist somit im Vergleich zu mit konventionellem Zusatz geschweißten Verbindungen von niedrigeren Eigenspannungen auszugehen. Die für die Stumpfstoßverbindung mit DY-Nahtkonfiguration an der Oberfläche und im Volumen durchgeführten Eigenspannungsanalysen bekräftigen diese Aussage. Untersuchungen der Eigenspannungsverteilung an umlaufend geschweißten T-Stoßverbindungen (Längssteife) haben gezeigt, dass für diese Bauteilgeometrie in Transversalrichtung ein verminderter Temperaturgradient und gleichzeitig eine Entlastung des Eigenspannungszustandes möglich sind.

Die Ergebnisse zeigen, dass Schwingversuche an Bauteilen unter konstruktiver Schrupfbehinderung durchgeführt werden sollten, um die aus dem Schweißprozess resultierende Reaktionskraft und die -momente als Vorbeanspruchung zu berücksichtigen. Die LTT-Legierung auf Basis von Chrom und Nickel hat sich für den betrachteten Versuchsplan (vgl. Bild 3.11) bewährt. Dennoch sollte die Versuchsmatrix um einen Zentrumspunkt erweitert werden, um Nichtlinearitäten in Bezug auf die resultierende Reaktionskraft, die -momente bzw. die Eigenspannungen zu bewerten. Dazu müssten zukünftig experimentelle Kleinserien von LTT-Zusatzwerkstoffen mit gezielt eingestellten  $M_s$  hergestellt werden. Um die Verteilung von Chrom in Hinblick auf eine homogene Phasenumwandlung zu optimieren, ist der Einfluss der Schweißparameter auf die Schmelzbadströmung zu analysieren. Gleichzeitig sollte der Einfluss des Schutzgases auf die Kerbschlagarbeit weiterführend analysiert werden. Abschließend fasst Bild 5.1 die wesentlichen Erkenntnisse zum Einfluss der Wärmeleitung auf den Beanspruchungszustand von hochfesten Mehrlagenschweißverbindungen unter Verwendung von LTT-Zusatzwerkstoffen zusammen.



**Bild 5.1:** Aus den Erkenntnissen abgeleitetes Schaubild für die lokale (Schweißeigenspannungen) und die globale (Reaktionskraft und -moment) Beanspruchung von linear geschweißten LTT-Mehrlagenschweißverbindungen (Stumpfstoßverbindung mit V-Nahtkonfiguration) in Bezug auf thermische, metallurgische und mechanische Einflussfaktoren



## Literaturverzeichnis

- [1] W. Gundel; J. Hauser: Innovative Konstruktionen aus Feinkornbaustählen mit Streckgrenzen bis 1100 N/mm<sup>2</sup>. In: DVS-Berichte 216 - Grosse Schweisstechnische Tagung – Schweissen und Schneiden; 2001; Essen (DEU), p. 271–275
- [2] H. Wegmann; P. Gerster: Schweißtechnische Verarbeitung und Anwendung hochfester Bau-  
stähle im Nutzfahrzeugbau. In: DVS Berichte 225 - Grosse Schweisstechnische Tagung –  
Schweissen und Schneiden; 2003; Berlin (DEU), p. 429–435
- [3] R. Saul; I. Schiele; et al.: Die dritte Brücke über den Orinoco / Venezuela – Eine zweistöckige  
Schräggabelbrücke für Straße und Eisenbahn mit Verbundfachwerk. Stahlbau; 2010; 79(2):63–  
76
- [4] J. Sischka; F. Stader: Das Forumdach des Sony-Centers in Berlin. In: DVS Berichte 225 - Grosse  
Schweisstechnische Tagung – Schweissen und Schneiden; 2003; Berlin (DEU), p. 303–307
- [5] T. Ummenhofer; M. Spannaus; et al.: Die Anwendung hochfester Feinkornbaustähle im kon-  
struktiven Ingenieurbau. Stahlbau; 2013; 82(4):236–245
- [6] G. Huber; C. Aste: Hochgebirgsattraktionen aus Stahl. Stahlbau; 2004; 73(6):381–386
- [7] J. Willen; A. Esderts: Geschlossene Stahlprofile aus dem Schienenfahrzeugbau. In: DVS Be-  
richte 256 - Festigkeit geschweißter Bauteile: Anwendbarkeit lokaler Nachweiskonzepte bei  
Schwingbeanspruchung; 2009, Düsseldorf (DEU), p. 53–62
- [8] E. Hanssen; K. Vogt; et al.: Schutzgasgeschweißte Stahlstrukturen geringer Wanddicke aus  
dem Automobilbau. In: DVS Berichte 256 - Festigkeit geschweißter Bauteile: Anwendbarkeit  
lokaler Nachweiskonzepte bei Schwingbeanspruchung; 2009, Düsseldorf (DEU), p. 75–83
- [9] W. Fricke; A. v. Lilienfeld-Toal; H. Paetzold: Versteifte Plattenstrukturen aus dem Stahlschiff-  
bau. In: DVS Berichte 256 - Festigkeit geschweißter Bauteile: Anwendbarkeit lokaler Nach-  
weiskonzepte bei Schwingbeanspruchung; 2009, Düsseldorf (DEU), p. 95–106
- [10] M. Vogt; K. Dilger: Offene und geschlossene Stahlprofile aus dem Schienenfahrzeugbau –  
Querträgeranbindung aus dem Untergestell eines Wagenkastens. In: DVS Berichte 256 - Fest-  
igkeit geschweißter Bauteile: Anwendbarkeit lokaler Nachweiskonzepte bei Schwingbean-  
spruchung; 2009, Düsseldorf (DEU), p. 41–52
- [11] Z.B. S. Vanrostenberghe; M. Clarin; et al.: Improving the fatigue life of high strength steel  
welded structures by post weld treatments and specific filler material (FATWELDHSS). Euro-  
pean Commission - Directorate-General for Research and Innovation; 2015; EN 26929; doi:  
10.2777/705266
- [12] N. Barnes; T. Joseph; et al.: Issues associated with welding and surfacing of large mobile min-  
ing equipment for use in oil sands applications. Science and Technology of Welding and  
Joining; 2015; 20(6):483–493

- [13] U. Hamme; J. Hauser; et al.: Einsatz hochfester Baustähle im Mobilkranbau. Stahlbau; 2000; 69(4):295-305
- [14] U. Hamme; J. Henkel: Neue Konzepte im Leichtbau – Innovativer Teleskopausleger eines Mobilkrans. Stahlbau; 2013; 82(4):246-249
- [15] N.N.: Beitrag der Stahlindustrie zu Nachhaltigkeit, Ressourcen- und Energieeffizienz. Düsseldorf (DEU), Herausgeber: Stahlinstitut VDEh Wirtschaftsvereinigung Stahl; 2009, p. 1-32
- [16] C. Klinger; G. Braune; et al.: Erhöhung der Restnutzungsdauer an ermüdungs-überbeanspruchten Bauteilen einer Stabbogenbrücke bei Lutherstadt Wittenberg. Stahlbau; 2008; 77(12):870-879
- [17] F. Lüddecke; M. Mehdiانpour; W. Graße: Ertüchtigung bestehender Stahltragwerke aus der Zeit von 1860 bis 1940. Stahlbau; 2006; 75(4):298-302
- [18] F. Lüddecke; M. Mehdiانpour; et al.: Schweißen ermüdungsbeanspruchter Altstahlkonstruktionen – Untersuchungen zum Einfluss der Vorbelastung auf die Lebensdauer der Schweißkerbdetails. Stahlbau; 2007; 76(8):553-558
- [19] K. Reintjes; H. Schmackpfeffer; E. Volke; G. Wange: Die neue Autobahnbrücke über die Elbe bei Dresden. Planung, Entwurf und Vergabe. Stahlbau; 1998; 67(7):592-603
- [20] R. Helmerich: Alte Stähle und Stahlkonstruktionen, Materialuntersuchungen, Ermüdungsversuche an originalen Brückenträgern und Messungen von 1990 bis 2003. In: BAM Forschungsbericht 271; 2005; Berlin (DEU); ISBN 3-86509-362-0
- [21] B. Kühn: Assessment of existing steel structures - Recommendations for estimation of the remaining fatigue life. Procedia Engineering; 2013; 66:3-11
- [22] G. Marzahn; M. Hamme; et al.: Sicherung der Rheinbrücke Leverkusen - Von der Schadensaufnahme zum Instandsetzungsmanagement unter Berücksichtigung der Altstahlproblematik. In: 25. Dresdner Brückenbausymposium; 2015; Dresden (DEU), p. 163-178
- [23] T. Ummenhofer; I. Weich: REFRESH – Lebensdauererlängerung bestehender und neuer geschweißter Stahlkonstruktionen. Stahlbau; 2006; 75(7):605-607
- [24] Europäische Norm: Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen – Teil 1: Allgemeine technische Lieferbedingungen. 2011. NORM DIN EN 10025-1
- [25] Europäische Norm: Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen – Teil 2: Technische Lieferbedingungen für unlegierte Baustähle. 2011. NORM DIN EN 10025-2
- [26] Europäische Norm: Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen – Teil 3: Technische Lieferbedingungen für normalgeglühte/normalisierend gewalzte schweißgeeignete Feinkornbaustähle. 2011. NORM DIN EN 10025-3
- [27] Europäische Norm: Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen – Teil 4: Technische Lieferbedingungen für thermomechanisch gewalzte schweißgeeignete Feinkornbaustähle. 2005. NORM DIN EN 10025-4
- [28] Europäische Norm: Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen – Teil 6: Technische Lieferbedingungen für Flacherzeugnisse aus Stählen mit höherer Streckgrenze im vergüteten Zustand (Entwurf). 2011. NORM DIN EN 10025-6

- [29] J. Heeschen: Untersuchungen zum Dauerschwingverhalten von Schweißverbindungen aus hochfesten Baustählen unter besonderer Berücksichtigung des Eigenspannungszustandes und der Nahtgeometrie. 1986; Dissertation; Universität – Gesamthochschule Kassel; Institut für Werkstofftechnik. Metallische Werkstoffe und Fügetechnik
- [30] J. Heeschen; H. Wohlfahrt: Assessment of the Influence of Shot Peening on the Fatigue Strength of Butt Welded Joints. In: Residual Stresses in Science and Technology, E. Macherauch, V. Hauk (Ed.), Oberursel (DEU); 1987, p. 467–476
- [31] T. Nitschke-Pagel; H. Wohlfahrt: Einfluss von Eigenspannungen auf die Schwingfestigkeit geschweißter Feinkornbaustähle. In: DFG-Forschungsbericht "Eigenspannungen und Verzug durch Wärmewirkung," D. Aurich, K.-H. Kloos, G. Lange, E. Macherauch (Ed.), 1999; Weinheim (DEU), p. 291–309
- [32] H.H. Minner; T. Seeger: Erhöhung der Schwingfestigkeiten von Schweißverbindungen aus hochfesten WIG-Nachbehandlungsverfahren. Der Stahlbau; 1977; 46(9):257–263
- [33] K.J. Kirkhope; R. Bell; et al.: Weld detail fatigue life improvement techniques. Part 1 : review. Marine Structures, 1999; 12:447–474
- [34] M.M. Pedersen: Improving the Fatigue and Control Performance of Loader Cranes. 2011; Dissertation; Aalborg University; Department of Mechanical and Manufacturing Engineering; Special Report 71
- [35] H.C. Yildirim: Recent results on fatigue strength improvement of high-strength steel welded joints. International Journal of Fatigue; 2017; 101:408–420
- [36] S. Manteghi; S. Maddox: METHODS FOR FATIGUE LIFE IMPROVEMENT OF WELDED JOINTS IN MEDIUM AND HIGH STRENGTH STEELS. IIW-Doc. XIII-2006-04; 2004
- [37] H.P. Lieurade; I. Huther; et al.: EFFECT OF WELD QUALITY AND POSTWELD IMPROVEMENT TECHNIQUES ON THE FATIGUE RESISTANCE OF EXTRA HIGH STRENGTH STEELS EFFECT OF WELD QUALITY AND POSTWELD IMPROVEMENT TECHNIQUES ON THE FATIGUE RESISTANCE OF EXTRA HIGH STRENGTH STEELS. Welding in the World; 2008; 52(7/8):106–115
- [38] A. Galtier; E.S. Statnikov: THE INFLUENCE OF ULTRASONIC IMPACT TREATMENT ON FATIGUE BEHAVIOUR OF WELDED JOINTS IN HIGH-STRENGTH STEEL. Welding in the World; 2004; 48(5/6):61–66
- [39] S.H.J. van Es; M.H. Kolstein et al.: TIG-dressing of high strength butt welded connections – Part 2: physical testing and modelling. Procedia Engineering; 2013; 66:126–137
- [40] M.M. Pedersen; O.Ø. Mouritsen et al.: COMPARISON OF POST-WELD TREATMENT OF HIGH-STRENGTH STEEL WELDED JOINTS IN MEDIUM CYCLE FATIGUE. Welding in the World, 2010; 54(7/8):R208–R217
- [41] G.H. Farrahi; J.L. Lebrijn; et al.: EFFECT OF SHOT PEENING ON RESIDUAL STRESS AND FATIGUE LIFE OF A SPRING STEEL. Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures; 1995; 18(2):211–220
- [42] Persönliche Mitteilung: Dr.-Ing. Dipl.-Wirtsch.-Ing. Tim Zinke, Karlsruher Institut für Technologie (KIT), Stahl- und Leichtbau, Versuchsanstalt für Stahl, Holz und Steine, 19.09.2013.

- [43] K. Jármai; H. Pahlke; J. Farkas: Cost savings using different post welding treatments on an I-beam subject to fatigue load. *Welding in the World*, 2014; 58(5):691–698
- [44] Persönliche Kommunikation mit KMU.
- [45] T. Nitschke-Pagel: Eigenspannungen und Schwingfestigkeitsverhalten geschweißter Feinkornbaustähle. 1994; Dissertation; Technische Universität Carolo-Wilhelmina zu Braunschweig; Fakultät für Maschinenbau und Elektrotechnik
- [46] J. Hensel; T. Nitschke-Pagel; K. Dilger: Eigenspannungen im Schweißzustand und quasi-statische Eigenspannungsrelaxation an geschweißten Längssteifen aus Baustählen. In: *DVS-Berichte* 295 - 33. Assistentenseminar Füge- und Schweißtechnik, Goslar (DEU); 2012, p. 102–109
- [47] T. Boellinghaus; T. Kannengiesser: Effect of filler material selection and shrinkage restraint on stress build up in component welds. In: *Trends in Welding Research - Proceedings of the 6th International Conference*, Callaway Gardens Resort, Phoenix, Arizona (USA); 2002, p. 906–911
- [48] T. Boellinghaus; T. Kannengiesser; M. Neuhaus: EFFECTS OF THE STRUCTURAL RESTRAINT INTENSITY ON THE STRESS STRAIN BUILD UP IN BUTT JOINTS. In: *Mathematical Modelling of Weld Phenomena* 7; 1993, p. 653–669
- [49] F. Martinez Diez: HENRY GRANJON PRIZE COMPETITION 2007 Winner , Category B “Materials behaviour and weldability” DEVELOPMENT OF A COMPRESSIVE RESIDUAL STRESS FIELD AROUND A WELD TOE BY MEANS OF PHASE TRANSFORMATIONS. *Welding in the World*; 2007; 8:63–78
- [50] A. Kromm; V. van der Mee; T. Kannengiesser; B. Kalfsbeek: Properties and weldability of modified low transformation temperature filler wires. *Welding in the World*; 2014; 59(3):413–425
- [51] C. Shiga; L. Mraz; et al.: Residual Stress Distribution of Steel welded joints with Weld metal of low martensite transformation temperature. *IIW-Doc.* 1824-07; 2007
- [52] A. Ohta; O. Watanabe; et al.: fatigue strength improvement by using newly developed low transformation temperature welding material. *Welding in the World*; 1999; 43(6):38–42
- [53] A. Ohta; N. Suzuki; et al.: FATIGUE STRENGTH IMPROVEMENT OF LAP WELDED JOINTS BY LOW TRANSFORMATION TEMPERATURE WELDING WIRE - SUPERIOR IMPROVEMENT WITH STRENGTH OF STEEL. *Welding in the World*, 2003; 47(3/4):38–43
- [54] F. Schröter: Höherfeste Stähle für den Stahlbau - Auswahl und Anwendung. *Schweiss- & Prüftechnik*; 2004; 10:135–140
- [55] R. Grill; R. Egger; F. Mayrhofer: Herstellung und Verarbeitung moderner hochfester Grobbleche. *BHM Berg- und Hüttenmännische Monatshefte*; 2010; 155(5):207–212
- [56] Europäische Norm: Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen- Teil 6: Technische Lieferbedingungen für Flacherzeugnisse aus Stählen mit höherer Streckgrenze im vergüteten Zustand. 2005. *NORM DIN EN 10025-6*
- [57] K. Hulka; A. Kern; U. Schriever: Application of Niobium in Quenched and Tempered High-Strength Steels. *Materials Science Forum*; 2005; 500-501:519–526

- [58] L. Meyer: Möglichkeiten zur Verbesserung der Werkstoffeigenschaften von Warmband und Kaltband aus Stahl durch Optimierung der Herstellungsbedingungen. 1987; Habilitation; Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule Aachen; Fakultät für Bergbau, Hüttenwesen und Geowissenschaften
- [59] J. Adamczyk: Development of the microalloyed constructional steels. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*; 2006; 14(1-2):9–20
- [60] U. Schriever: Untersuchungen zur Wirkungsweise der Elemente Bor, Titan, Zirkon, Aluminium und Stickstoff in wasserergüteten, schweißbaren Baustählen. *technische forschung stahl*, 1991; Kommission der Europäischen Gemeinschaften; EUR 13503 DE; ISBN 92-826-2593-1
- [61] G. Benkíßer; K. Cyrener; et al.: Eisen und Eisenlegierungen. In: *Metallografie - Mit einer Einführung in die Keramografie*, H. Oettel, H. Schumann (Ed.), Weinheim (DEU), 2001, p. 545–747
- [62] K. Nishioka; K. Ichikawa: Progress in thermomechanical control of steel plates and their commercialization. *Science and Technology of Advanced Materials*; 2012; 13(2): 1–20
- [63] X. Xue; Y. Shan; et al.: Microstructural characteristic of low carbon microalloyed steels produced by thermo-mechanical controlled process. *Materials Science and Engineering A*; 2006; 438-440:285–287
- [64] DVS-Merkblatt: Metall-Schutzgasschweißen von Feinkornbaustählen. 2012. DVS-Merkblatt-0916
- [65] H. Heuser; C. Jochum; E. Stracke: weld metal as strong as base metal? Schweißzusatzwerkstoffe können/müssen nicht immer die Anforderungen der Grundwerkstoffe erfüllen. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*; 2007; 38(7):515–520
- [66] International Organization for Standardization: Schweißzusätze – Fülldrahtelektroden zum Metall-Lichtbogenschweißen mit und ohne Schutzgas von hochfesten Stählen – Einteilung. 2016. DIN EN ISO 18276
- [67] Europäische Norm: Welding - Recommendation for welding of metallic materials - Part 2: Arc welding of ferritic steels. 2001. DIN EN 1011-2
- [68] Stahl-Eisen-Werkstoffblatt: Schweißgeeignete Feinkornbaustähle Richtlinien für die Verarbeitung, besonders für das Schmelzschweißen. 1993. SEW 088
- [69] H. Heinemann; G. Köhler; et al.: Schweißverbindungen aus hochfesten Feinkornbaustählen mit allgemeinen Baustählen bzw. Feinkornbaustählen der Streckgrenzenklasse bis 355 N/mm<sup>2</sup> – metallurgische Besonderheiten und Belastungsverhalten. In: *DVS Berichte 225 - Grosse Schweisstechnische Tagung – Schweißen und Schneiden*; 2003; Berlin (DEU), p. 421–428
- [70] H. Heinemann; G. Horn; S. Thieme: Metall-Aktivgasschweißen des höchstfesten Feinkornbaustahles S 1100Q. In: *DVS-Berichte 204 - Schweißen und Schneiden*; 1999; Weimar (DEU), p. 266–271
- [71] M. Lomozik: Effect of the welding thermal cycles on the structural changes in the heat affected zone and on its properties in joints welded in low-alloy steels. *Welding International*; 2000; 14(2):845–850

- [72] B.D. Lebedev: Structural diagram of the heat-affected zone of low-alloy steels at short cooling times. *Welding International*; 2005; 19(5):386–387
- [73] E. Navara; E. Easterling: Martensite Formation in the HAZ of Welded Microalloyed Steels. *Scandinavian Journal of Metallurgy*; 1982; 11:169–172
- [74] H. Baumgradt: Verbesserung der Zähigkeitseigenschaften in der Wärmeeinflusszone von Schweißverbindungen aus Feinkornbaustählen. 1984; Dissertation; Technische Universität Clausthal; Fakultät für Bergbau, Hüttenwesen und Maschinenwesen
- [75] J. Degenkolbe; H.-J. Kaiser; D. Uwer: Zähigkeit der Wärmeeinflusszone von Schweißverbindungen. *Stahl und Eisen*, 1989; 109(18):63–68
- [76] K. Olsen; D.L. Olson; N. Christensen: Weld Bead Tempering of the Heat-Affected Zone. *Scandinavian Journal of Metallurgy*, 1982; 11(4):163–168
- [77] K. Easterling: Introduction to the Physical Metallurgy of Welding. 2. Auflage. Butterworth-Heinemann. 1992. London. ISBN 0-7506-0394-1
- [78] P. Taylor; M. Lomozik; I. Kubiszyn: Multilayer steel welding and numerical analysis of thermal cycles in the heat affected zone. *Welding International*; 2006; 20(4):257–261
- [79] S. Strunck; R.D. Stout: Heat Treatment Effects in Multipass Weldments of a High-Strength Steel. *Welding Journal Research Supplement*; 1972; 508s–520s
- [80] R. Reed; H.K.D.H. Bhadeshia: A SIMPLE MODEL FOR MULTIPASS STEEL WELDS. *Acta metallurgica materialia*; 1994; 42(2):3663–3678
- [81] T. Mohandas; G. Madhusudan Reddy; B. Satish Kumar: Heat-affected zone softening in high-strength low-alloy steels. *Journal of Materials Processing Technology*; 1999; 88(1-3):284–294
- [82] J. Moon; S. Kim; C. Lee: Limiting austenite grain size of TiN-containing steel considering the critical particle size. *Scripta Materialia*; 2007; 56(12):1083–1086
- [83] J. Moon; J. Lee; C. Lee: Prediction for the austenite grain size in the presence of growing particles in the weld HAZ of Ti-microalloyed steel. *Materials Science and Engineering A*; 2007; 459(1-2):40–46
- [84] A.M. Sherman: Fatigue Properties of High Strength-Low Alloy Steels. *Metallurgical Transactions A*; 1975; 6A:1035–1040
- [85] Y. Hamano; M. Koyama; et al.: Notch Sensitivity of the Fatigue Limit in High-Strength Steel. *ISIJ International*, 2016; 56(8):1480–1486
- [86] R.J.M. Pijpers; M.H. Kolstein; et al.: FATIGUE EXPERIMENTS ON VERY HIGH STRENGTH STEEL BASE MATERIAL AND TRANSVERSE BUTT WELDS. *Advanced Steel Construction*; 2009; 5(1):14–32
- [87] H. Christian; F.-X. Elfinger; H.-J. Schüller: Qualitätssicherung Eigenspannungen - ihre Bedeutung in der Praxis. In: *DVS Berichte 107*, 1987, p. 67–81
- [88] E. Macherauch; H. Wohlfahrt; U. Wolfstieg: Zur zweckmäßigen Definition von Eigenspannungen. *HTM*; 1973; 28(3):201–211

- [89] L. Spieß; G. Teichert; et al.: *Moderne Röntgenbeugung. Röntgendiffraktometrie für Materialwissenschaftler, Physiker und Chemiker*. 2. Auflage. Wiesbaden (DEU); Vieweg+Teubner; 2009; ISBN 978-3-8351-0166-1
- [90] B. Eigenmann; E. Macherauch: *Röntgenographische Untersuchung von Spannungszuständen in Werkstoffen Teil I. Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*; 1995; 26:148–160
- [91] L. Karlsson: *Thermal Stresses in Welding*. In: *Thermal Stresses I*, R.B. Hetnarski (Ed.), Amsterdam, Elsevier Science Ltd, 1986
- [92] K.G. Schmitt-Thomas; W. Ruckdeschel; K. Doffin: *Betrachtungen zu Schweiß Eigenspannungen*. *Schweißen & Schneiden*; 1971; 26(2):45–50
- [93] H. Wohlfahrt; E. Macherauch: *Die Ursachen des Schweiß eigenspannungszustandes*. *Materialprüfung*; 1977; 19(8):272–280
- [94] H. Wohlfahrt: *RESIDUAL STRESSES AS A CONSEQUENCE OF WELDING*. In: *Advances in Surface Treatments. Technology - Application - Effects*, A. Niku-Lari (Ed.), 1987, p. 39–58
- [95] H. Wohlfahrt; T. Nitschke-Pagel; M. Kaßner: *Schweißbedingte Eigenspannungen - Entstehung und Erfassung, Auswirkung und Bewertung*. In: *DVS-Berichte 187 Fortschritte bei der Konstruktion und Berechnung geschweißter Bauteile*; 1997; Braunschweig (DEU), p. 6–13
- [96] T. Nitschke-Pagel; H. Wohlfahrt: *Residual Stresses in Welded Joints - Sources and Consequences*. *Materials Science Forum*, 2001; 404-407:215–226
- [97] K.-H. Grote; J. Feldhusen: *Dubbel Taschenbuch für den Maschinenbau*. Zweiundzwanzigste, neubearbeitete und erweiterte Auflage. Springer. Berlin, Heidelberg, New York, 2007; ISBN 978-3-540-49714-1
- [98] H. Wohlfahrt: *Schweiß eigenspannungen. Entstehung - Berechnung - Bewertung*. In: *Eigenspannungen Entstehung - Messung - Bewertung (Band I)*, E. Macherauch, V. Hauk (Ed.), 1983, p. 85–116
- [99] *Europäische Norm: Bezeichnungssysteme für Stähle - Teil 1: Kurznamen*. 2005. DIN EN 10027-1
- [100] A. Kromm; M. Rhode; T. Kannengiesser: *Influence of heat control on welding residual stresses in multi-layer component joints*. In: *Trends in welding research - Proceedings of the 9th international conference, Chicago, Illinois (USA)*; 2013, p. 48–54
- [101] C. Heinze; C. Schwenk; M. Rethmeier: *Numerical calculation of residual stress development of multi-pass gas metal arc welding under high restraint conditions*. *Materials & Design*, 2012; 35:201–209
- [102] P. Wongpanya; T. Boellinghaus; et al.: *Effects of Preheating and Interpass Temperature on Stresses in S 1100 QL Multi-Pass Butt-Welds*. *Welding in the World - Research Supplement*; 2007; 52(3-4):79–92
- [103] T. Kannengießer; T. Lausch; A. Kromm: *Effects of heat control on the Stress Build up during Welding in High Strength Steels under Defined Restraint Conditions*. *Welding in the World*; 2011; 55(7/8):58–65

- [104] P. Wongpanya; T. Boellinghaus; G. Lothongkum: Effects of hydrogen removal heat treatment on residual stresses in high strength structural steel welds. *Welding in the World*, 2006; 50(Special Issue):96-103
- [105] M. Mochizuki; M. Hayashi; T. Hattori: Residual Stress Distribution Depending on Welding Sequence in Multi-Pass Welded Joints With X-Shaped Groove. *Journal of Pressure Vessel Technology*; 2000; 122:77-33
- [106] M. Mochizuki; T. Hattori; K. Nakakado: Residual Stress Reduction and Fatigue Strength Improvement by Controlling Welding Pass Sequences. *Journal of Engineering and Technology*, 2000; 122:108-112
- [107] G. Fu; M.I. Lourenco; et al.: Influence of the welding sequence on residual stress and distortion of fillet welded structures. *Marine Structures*; 2016; 46:30-55
- [108] W. Jiang; K. Yahiaoui: Effect of welding sequence on residual stress distribution in a multipass welded piping branch junction. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*; 2012; 95:39-47
- [109] P. Seyffarth; M. Beyer: Gesteuerter Wärmeeintrag beim Schweißen niedriglegierter Stähle unter Berücksichtigung von Gefügeumwandlungen und Schweißspannungen. *Schweißtechnik*, 1977; 27(4):177-180
- [110] D. Schroepfer; A. Kromm; T. Kannengiesser: Improving welding stresses by filler metal and heat control selection in component-related butt joints of high-strength steel. *Welding in the World*; 2015; 59(3):455-464
- [111] D. Schroepfer; T. Kannengiesser: Correlating welding reaction stresses and weld process conditions for high-strength steel S960QL. *Welding in the World*; 2014; 58(3):423-432
- [112] X.L. Wang; Y.T. Tsai; et al.: Effect of interpass temperature on the microstructure and mechanical properties of multi-pass weld metal in a 550-MPa-grade offshore engineering steel. *Welding in the World*, 2017; 61:1155-1168
- [113] A.F. Mark; J.A. Francis; et al.: On the evolution of local material properties and residual stress in a three-pass SA508 steel weld. *Acta Materialia*; 2012; 60:3268-3278
- [114] K. Satoh; Y. Ueda; et al.: Japanese studies on structural restraint severity in relation to weld cracking (Preliminary report). *Welding in the World*; 1977; 15(7/8):155-162
- [115] Y. Ueda; H. Kihara; K. Satoh: Recent trends of research into restraint stresses and strains in relation to weld cracking. *Welding in the World*; 1973; 11(5/6):133-156
- [116] K.G. Schofield: A literature survey of strain and restraint measurements in welded joints. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*; 1976; 4(1):1-28
- [117] T. Böllinghaus; H. Hoffmeister; E. Ruyter: Calculations of restraint intensities by finite element analysis for the assessment of weldability. In: *Numerical Analysis of Weldability - Mathematical Modelling of Weld Phenomena 3*; 1997; Seggau (AUT), p. 606-623
- [118] K. Masubuchi: *Analysis of welded structures*. Pergamon Press, 1980; ISBN 978-0-08-022714-6
- [119] H. Hänsch: *Schweißspannungen und Formänderungen an stabartigen Bauteilen Berechnung und Bewertung. Band 81*; VEB Verlag Technik; 1984; Berlin; ISBN 3-871-55-097-3

- [120] W. Bretz; H. Hoffmeister: Effect of hydrogen, restraint and welding conditions on weld metal cold cracking of HSLA steels in the IRC test. *Materials technology*; 1987; 58(3):142-147
- [121] H. Wenkao; Z. Wenyue; C. Banggu: Relationship between restraint intensity and restraint stress in elastoplastic range. *China Welding*; 1993; 2(2):118-124
- [122] K. Masubuchi: Research Activities Examine Residual stresses and distortion in welded structures. *Welding Journal*; 1991; 70(12):41-47
- [123] C.L. Cline: Weld shrinkage and control of distortion in aluminium butt welds. *Welding Journal*; 1965; 44(11):523-528
- [124] E. Richter; G. Georgi: Nahtquerschnitt und Schrumpfung. *ZIS-Mitteilungen*; 1970; 2:148-160
- [125] Y. Ueda; Y.C. Kim; M.G. Yuan: A Predicting Method of Welding Residual Stress Using Source of Residual Stress (Report I) - Characteristics of Inherent Strain (Source of Residual Stress). *Transactions of JWRI*; 1989; 18(1):135-141
- [126] T. Kannengießler: Untersuchungen zur Entstehung schweißbedingter Spannungen und Verformungen bei variablen Einspannbedingungen im Bauteilschweißversuch. 2000. Dissertation. Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg. Shaker-Verlag; ISBN 3-8265-8008-7
- [127] H. Hänsch: 1.9.3 Schweiß Eigenspannungen und -verformungen - Berechnungsansätze. In: *Jahrbuch Schweißtechnik '95*, Düsseldorf, Deutscher Verband für Schweißtechnik e.V. (DVS), 1995, p. 233-245
- [128] Y. Ueda; N.-X. Ma; et al.: Measurement of residual stresses in single-pass and multipass fillet welds using inherent strains: Methods for estimation and measurement of residual stresses by functional representation of inherent strains (5th Report). *Welding International*; 1996; 10(4):302-311
- [129] Y. Ueda; K. Nakacho: Simplifying Methods for Analysis of Transient and Residual Stresses and Deformations due to Multipass Welding. *Transactions of JWRI*; 1982; 11(1):95-103
- [130] Y. Ueda; M.G. Yuan: The Characteristics of the Source of Welding Residual Stress (Inherent Strain) and Its Application to Measurement and Prediction. *Transactions of JWRI*; 1991; 20(2):119-127
- [131] G. Fu; M.I. Lourenco; et al.: Effect of boundary conditions on residual stress and distortion in T-joint welds. *Journal of Constructional Steel Research*; 2014; 102:121-135
- [132] D. Schroepfer; A. Kromm; T. Kannengiesser: Optimization of welding loads with narrow groove and application of modified spray arc process. *Welding in the World*; 2017; 61:1077-1087
- [133] C. Heinze; T. Michael; A. Pittner; M. Rethmeier: Microcrack Formation During Gas Metal Arc Welding of High-Strength Fine-Grained Structural Steel. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*; 2014; 27(1):140-148
- [134] C. Heinze; T. Michael; A. Pittner; M. Rethmeier: Schwierigkeiten bei der Anwendung der aktuellen Normung in Bezug auf Mikrorisse in Schweißverbindungen hochfester vergüteter Feinkornbaustähle. *Schweißen & Schneiden*; 2012; 64(7):412-416

- [135] P. Kangas; I. Sorsa: EFFECT OF MULTI-RUN WELDING ON THE DEFORMATION AND FRACTURE TOUGHNESS OF RESTRAINT WELDED JOINT. In: 3rd Scandinavian Symposium in Materials Science, 1983; Oulu (FIN),
- [136] S. Yu; Y. Chang; et al.: COMPARISON OF EXPERIMENTAL AND NUMERICAL ANALYSIS DATA FOR BMI MOCK-UP WITH DISSIMILAR METAL WELDS. In: Proceedings of the ASME Pressure Vessels & Piping Division, 2008, Chicago (IL, USA), p. 543–547
- [137] I. Muroya; N. Ogawa; et al.: RESIDUAL STRESS EVALUATION OF DISSIMILAR WELD JOINT USING REACTOR VESSEL OUTLET NOZZLE MOCK-UP MODEL (REPORT-1). In: Proceedings of the ASME Pressure Vessels & Piping Division, 2008; Chicago (IL, USA), p. 613–623
- [138] N. Ogawa; Y. Iwamoto; et al.: RESIDUAL STRESS EVALUATION OF DISSIMILAR WELD JOINT USING REACTOR VESSEL OUTLET NOZZLE MOCK-UP MODEL (REPORT-2). In: Proceedings of the ASME Pressure Vessels & Piping Division; 2009; Prag (CZE), p. 353–364
- [139] J. Guirao; E. Rodríguez; A. Bayón; J. Pistono; L. Jones: FEM simulation of a small EB welded mock-up and new sequence proposed to improve the final distortions. Fusion Engineering and Design; 2010; 85:181–189
- [140] I. Kim; J. Jeong; et al.: A NUMERICAL STUDY ON MOCK-UP DOWNSIZING TO PREDICT RESIDUAL STRESSES AT CRDM WELDS. In: Proceedings of the ASME PRESSURE VESSELS AND PIPING CONFERENCE, 2010; Bellevue (Seattle) (WA, USA), p. 107–112
- [141] G. Shi; H. Ban; F.S.K. Bijlaard: Tests and numerical study of ultra-high strength steel columns with end restraints. Journal of Constructional Steel Research; 2012; 70:236–247
- [142] D. Pont; M. Tisset; et al.: NUMERICAL SIMULATION OF TIG WELDING DISTORTIONS - DISTORTIONS OF A MOCK-UP REPRESENTATIVE OF ITER VACUUM VESSEL. In: Proceedings of the ASME Pressure Vessels & Piping Division, 2011; Baltimore (Maryland, USA), p. 1–9
- [143] O. Muránsky; T.M. Holden; et al.: Evaluation of residual stresses in electron-beam welded Zr<sub>2</sub>5Nb0.9Hf Zircadyne flange mock-up of a reflector vessel beam tube flange. Journal of Nuclear Materials; 2013; 438:154–162
- [144] N. Ogawa; H. Shirako; et al.: RESIDUAL STRESS EVALUATION OF DISSIMILAR WELD JOINT USING MOCK-UP MODELS OF BOTTOM MOUNTED INSTRUMENT NOZZLE. In: Proceedings of the ASME Pressure Vessels & Piping Division, 2013; Paris (FRA), ,
- [145] M. Kerr; M.B. Prime; et al.: Residual Stress Characterization in a Dissimilar Metal Weld Nuclear Reactor Piping System Mock Up. Journal of Pressure Vessel Technology; 2013; 135(4):1–14
- [146] H. Hänninen; A. Brederholm; et al.: 7. Residual stress measurements of Alloy 52 narrow-gap weld mock-up. In: VTT Technology 175, JULKAISIJA – UTGIVARE (Hrsg.), 2014; p. 234–238; ISBN 978-951-38-8260-0
- [147] M.C. Smith; S. Arun; et al.: UNDERSTANDING THE IMPACT OF HIGH-MAGNITUDE REPAIR-WELD RESIDUAL STRESSES ON DUCTILE CRACK INITIATION AND GROWTH -THE STYLE MOCK-UP 2 LARGE SCALE TEST. In: Proceedings of the ASME Pressure Vessels & Piping Division, 2014; Anaheim (California, USA), p. 1–21
- [148] K. Sersali; R. Romac; D. Cave: MEASUREMENTS OF RESIDUAL STRESSES USING MECHANICAL STRAIN RELAXATION METHODS AND MAPPING IN A THIN-WALLED GIRTH WELDED

- PIPE MOCK-UP. In: Proceedings of the ASME Pressure Vessels & Piping Division, 2016; Vancouver (CAN), 2016
- [149] J.A. Francis; M.C. Smith; et al.: Design and Manufacture of Industrially Representative Weld Mock-ups for the Quantification of Residual Stresses in a Nuclear Pressure Vessel Steel. In: ICRES-10, 2016; Sydney (AUS); Materials Research Proceedings, p. 581-586
- [150] J. Weidemann; J. Dixneit; A. Kromm; J. Gibmeier: INFLUENCE OF STRUCTURAL STIFFNESS ON THE RESIDUAL STRESSES DURING WELDING OF LOW TRANSFORMATION TEMPERATURE ALLOYS. In: Numerical Analysis of Weldability - Mathematical Modelling of Weld Phenomena 11; 2015; Seggau (AUT), p. 259-276
- [151] M. SHIBAHARA; H. MURAKAWA: Effect of Various Factors on Transverse Shrinkage under Butt Welding. Transactions of JWRI; 1997; 27(2):97-106
- [152] Y. Ueda; I. Nishimura et al.: Effects of Intensity of Bending Restraint on Lamellar Tearing and Root Cracking in Corner Joint. Transactions of the Japan Welding Society; 1977; 8(2):70-77
- [153] T. Falkenreck: Zum Einfluss der Schrumpfbehinderung und Wärmeführung auf die Eigenspannungen in impulsartig belasteten Schweißverbindungen. 2014. Masterarbeit. Universität Kassel. Institut für Werkstofftechnik Metallische Werkstoffe
- [154] Y. Ueda; Y.C. Kim; et al.: Mathematical Treatment of Phase Transformation and Analytical Calculation Method of Restraint Stress-Strain. Transactions of JWRI; 1985; 14(1):153-162
- [155] C. Zhang: Computation on the tensile and bending restraint intensities of welded specimens by finite element method. In: The international conference on "Quality and Reliability in welding"; 1984; Hangzhou (CHN), p. B-4-1 - B-4-6
- [156] P. Kangas; I. Sorsa: EFFECT OF MULTI-RUN WELDING ON THE DEFORMATION AND FRACTURE TOUGHNESS OF RESTRAINT WELDED JOINT. In: 3rd Scandinavian Symposium in Materials Science, 1983; Oulu (FIN)
- [157] T. Böllinghaus; T. Kannengießer: Effect of Filler Material Selection and Shrinkage Restraint on Stress Strain Build Up in Component Welds. In: 6th International Trends in Welding Research Conference Proceedings, 2003; Callaway Gardens Resort, Phoenix (Arizona USA), p. 906-911
- [158] D. Schroepfer; T. Kannengießer; A. Kromm: Engineering approach to assess residual stresses in welded components. Welding in the World; 2017; 61:91-106
- [159] H. Wohlfahrt: Die Bedeutung der Austenitumwandlung für die Eigenspannungsentstehung beim Schweißen. HTM; 1986; 41(5):248-257
- [160] J. Heeschen; T. Nitschke; H. Wohlfahrt: New Results on the Formation of Residual Stresses due to Phase Transformations in the Welded Structural Steels St 52-3 and StE 690. In: Residual Stresses in Science and Technology, E. Macherauch, V. Hauk (Ed.); 1988; Oberursel (DEU), p. 1005-1013
- [161] L. Zhang; T. Kannengießer: HAZ softening in Nb-, Ti- and Ti + V-bearing quenched and tempered steel welds. Welding in the World; 2016; 60:177-184

- [162] K. Hase; C. Garcia-Mateo; H.K.D.H. Bhadeshia: Bainite formation influenced by large stress. *Materials Science and Technology*; 2004; 20(12):1499-1505
- [163] W.K.C. Jones; P.J. Alberry: A model for stress accumulation in steels during welding. In: *Residual stresses in welded construction and their effects*, 1977; London (GBR), p. 15-26
- [164] Y. Liu; W. Sun: EFFECTS OF HEATING RATE ON THE PHASE TRANSFORMATION TEMPERATURE OF AUSTENITE IN M STEEL SHEET. In: *TMS The 8th Pacific Rim International Congress on Advanced Materials and Processing*, 2013; Waikoloa (Hawaii), p. 835-838
- [165] M. Maalekian; E. Kozeschnik: Modeling the Effect of Stress and Plastic Strain on Martensite Transformation. *Materials Science Forum*; 2010; 638-642:2634-2639
- [166] A.E. Volkov; V.A. Likhachev; P.I. Nikolaev: Theory of transformation plasticity. *Soviet Physics Journal*; 1984; 27(3):223-225
- [167] G.W. Greenwood; R.H. Johnson: The Deformation of Metals Under Small Stresses During Phase Transformations. *Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*; 1965; 283(1394):403-422
- [168] J.B. Leblond; J.C. Devaux: MATHEMATICAL MODELLING OF TRANSFORMATION PLASTICITY IN STEELS I: CASE OF IDEAL-PLASTIC PHASES. *International Journal of Plasticity*; 1989; 5:551-572
- [169] H.K.D.H. Bhadeshia; J.A. Francis; et al.: Transformation Plasticity in Steel Weld Metals. In: *Proceedings of the 10th International Aachen Welding Conference*, 2007; Aachen (DEU)
- [170] H.K.D.H. Bhadeshia: Developments in martensitic and bainitic steels: role of the shape deformation. *Materials Science and Engineering: A*, 2004, 378(1-2):34-39
- [171] C.L. Magee: The Kinetics of Martensite Formation in Small Particles. *Metallurgical Transactions*; 1971; 2:2419-2430
- [172] Y. Ueda; T. Yamakawa: Analysis of Thermal Elastic-Plastic Stress and Strain during Welding by Finite Element Method\*. *Transactions of Japan Welding Society*; 1971; 2(2):90-100
- [173] H. Dai; R. Moat; et al.: Investigation of Transformation induced Plasticity and Residual Stress analysis in Stainless Steel Welds. In: *Proceedings of the ASME Pressure Vessels & Piping Division*, 2010; Bellevue (Seattle) (WA, USA), p. 1325-1332
- [174] G. Besserdich; H. Müller; E. Macherauch: Experimentelle Erfassung der Umwandlungsplastizität und ihre Auswirkung auf Eigenspannungen und Verzüge\*. *HTM*; 1995; 50:389-396
- [175] G. Wassermann: Untersuchungen an einer Eisen-Nickel-Legierung über die Verformbarkeit während der  $\gamma$ - $\alpha'$ -Umwandlung. *Archiv für das Eisenhüttenwesen*; 1937; 10(7):321-325
- [176] E. Scheil; W. Thiele: Änderungen von mechanischen Spannungen bei der Austenit-Martensit-Umwandlung. *Archiv für das Eisenhüttenwesen*; 1937; 582(10, Gruppe E):477- 480
- [177] H. Bühler; E. Scheil: Zusammenwirken von Wärme- und Umwandlungsspannungen in abgeschreckten Stählen. *Archiv des Eisenhüttenwesens*; 1933; 20(7):283-288
- [178] A. Ohta; N. Suzuki; Y. Maeda: Means for Producing High Strength Weldments against Fatigue Loading by. *QUARTERLY JOURNAL OF THE JAPAN WELDING SOCIETY*; 1994; 12(3):440-444

- [179] A. Ohta; O. Watanabe; et al.: Fatigue Strength Improvement of Box Welded Joints by Using Low Transformation Temperature Welding Material. Quarterly Journal of the Japan Welding Society; 2000; 18(2):141-145
- [180] C. Shiga; H.Y. Yasuda; et al.: EFFECT OF Ms TEMPERATURE ON RESIDUAL STRESS IN WELDED JOINTS OF HIGH-STRENGTH STEELS. Welding in the World; 2010; 54(3/4):71-79
- [181] A. Kromm; T. Kannengiesser et al.: DETERMINATION OF RESIDUAL STRESSES IN LOW TRANSFORMATION TEMPERATURE (LTT -) WELD METALS USING X-RAY AND HIGH ENERGY SYNCHROTRON RADIATION. Welding in the World; 2009; 53(1/2):3-16
- [182] A. Kromm: Umwandlungsverhalten und Eigenspannungen beim Schweißen neuartiger LTT-Zusatzwerkstoffe. 2011. Dissertation. BAM-Dissertationsreihe. Band 72. Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg. Fakultät für Maschinenbau
- [183] A. Kromm; J. Dixneit; T. Kannengiesser: Residual stress engineering by low transformation temperature alloys—state of the art and recent developments. Welding in the World; 2014; 58(5):729-741
- [184] R. Vallant; K. Kerschbaumer; et al.: Entwicklung eines hochlegierten Metallpulverfülldrahtes für die Verbindung hochfester Stähle. Schweiß- & Prüftechnik; 2009; Sonderband:12-14
- [185] E. Keehan; L. Karlsson; et al.: New Developments with C-Mn-Ni High-Strength Steel Weld Metals, Part A – Microstructure. Welding Journal Research Supplement; 2006::200s-210s
- [186] E. Keehan; L. Karlsson; et al.: Influence of carbon, manganese and nickel on microstructure and properties of strong steel weld metals: Part 2 – Impact toughness gain resulting from manganese reductions. Science and Technology of Welding and Joining; 2006; 11(1):9-18
- [187] E. Keehan; L. Karlsson; et al.: New Developments with C-Mn-Ni in High- Strength Steel Weld Metals – Part B, Mechanical Properties. Welding Journal Research Supplement; 2006::218s-224s
- [188] T. Kannengiesser; M. Rethmeier; et al.: Assessment of hot cracking behaviour in welds. International Journal of Materials Research; 2011; 102(8):1-6
- [189] H. Murata; N. Kato; H. Tamura: Effect of Transformation on Residual Stress in Welding\* - Stress Release by transformation Superplasticity (Part 5) -. QUARTERLY JOURNAL OF THE JAPAN WELDING SOCIETY; 1993; 11(4):545-549
- [190] H. Murata; N. Kato; et al.: Effect of Transformation on Stress Release of Stress Concentration Area in Welding - Stress Release by Transformation Superplasticity (Part 6). QUARTERLY JOURNAL OF THE JAPAN WELDING SOCIETY; 1993; 11(4):550-555
- [191] A. Ohta; N. Suzuki; et al.: Superior fatigue crack growth properties in newly developed weld metal. International Journal of Fatigue; 1999; 21:113-118
- [192] C. Miki; K. Anami: Fatigue Strength Improvement of Welded Joints using Low Temperature Transformation Welding Materials. In: Forschungsberichte des Institutes für Schweißtechnik der TU Braunschweig, 2001, pp. 161-173; Shaker-Verlag, Aachen; ISBN 3-8265-8598-4
- [193] W. Wang; L. Huo; et al.: New Developed Welding Electrode for Improving the Fatigue Strength of Welded Joints. Journal of Materials Science & Technology; 2002; 18(6):527-531

- [194] S. Zenitani; N. Hayakawa et al.: Prevention of Cold Cracking in High Strength Steel Welds by Applying Newly Developed Low Transformation-Temperature Welding Consumables. In: ASM International Trends in Welding Research, 2003; Callaway Gardens Resort (Phoenix, Arizona USA); p. 569-574
- [195] N. Hayakawa; S. Zenitani; et al.: Applicability of Low Transformation-Temperature Welding Consumables to High Strength Welded Joint. In: Ultra-Steel: Requirements From New Design of Constructions, 2003; Tsukuba (JPN), p. 21-27
- [196] J. Eckerlid; T. Nilsson; L. Karlsson: Fatigue properties of longitudinal attachments welded using low transformation temperature filler. Science and Technology of Welding and Joining; 2003; 8(5):353-359
- [197] Y. Nakashima; Y. Kumon; et al.: Welding Distortion Behavior of steel welds with low temperature transformation welding wire. IIW-Doc. XV-1196-05; 2005
- [198] E. Keehan; L. Karlsson; et al.: Influence of carbon, manganese and nickel on microstructure and properties of strong steel weld metals: Part 3 – Increased strength resulting from carbon additions. Science and Technology of Welding and Joining; 2006; 11(1):19-24
- [199] T. Nakamura; K. Hiraoka; S. Zenitani: Improvement of MIG welding stability in pure Ar shielding gas using small amount of oxygen and coaxial hybrid solid wire. Science and Technology of Welding and Joining; 2008; 13(1):25-32
- [200] J.A. Francis; H.J. Stone; et al.: Transformations Temperatures and Welding Residual Stresses in Ferritic Steels. In: Proceedings of the ASME Pressure Vessels & Piping Division, 2007; San Antonio (TX USA), 2007,
- [201] X. Chen; Y. Fang; et al.: Microstructure, residual stress and mechanical properties of a high strength steel weld using low transformation temperature welding wires. Materials & Design; 2015; 65:1214-1221
- [202] T. Kasuya; Y. Hashiba; et al.: COLD CRACKING SUSCEPTIBILITY OF AUSTENITIC AND MARTENSITIC Weld metals. Welding in the World; 2012; 56(09/10):76-84
- [203] T. Kasuya; Y. Hashiba; H. Inoue: HYDROGEN EVOLUTION MEASUREMENTS FOR A MARTENSITIC-AUSTENITIC WELD METAL. Welding in the World; 2012; 56(01/02):92-100
- [204] Datenblatt: Corrosion Resistant Filler Metals – Metal cored Wires. BÖHLER CN 13/4-MC (F).
- [205] A.L. Schaeffler: Constitution Diagram for Stainless Steel Weld Metal. Metal Progress; 1949;:680-680B
- [206] M.C. Bristam: Some Aspects of Stainless Alloy Metallurgy und their Application to Welding Problems. British Welding Journal; 1956; 3(2):41-46
- [207] A. Kromm; T. Kannengiesser; et al.: Residual Stresses in Multilayer Welds with Different Martensitic Transformation Temperatures Analyzed by High-Energy Synchrotron Diffraction. Materials Science Forum; 2011; 681:37-42
- [208] T. Kannengiesser; A. Kromm; et al.: RESIDUAL STRESSES AND IN-SITU MEASUREMENT OF PHASE TRANSFORMATION IN LOW TRANSFORMATION TEMPERATURE (LTT) WELDING

- MATERIALS. In: Proceedings of the 8th International Conference on Residual Stresses (ICRS-8), 2008; Denver (Colorado USA), p. 755-762
- [209] J. Gibmeier; E. Obelode; et al.: Residual Stress in Steel Fusion Welds Joined Using Low Transformation Temperature (LTT) Filler Material. *Materials Science Forum*; 2014; 768-769:620-627
- [210] J. Altenkirch; J. Gibmeier; et al.: In situ study of structural integrity of low transformation temperature (LTT)-welds. *Materials Science and Engineering: A*; 2011; 528(16-17):5566-5575
- [211] S. Wu; D. Wang; et al.: Toughening mechanisms of low transformation temperature deposited metals with martensite-austenite dual phases. *Journal of Materials Science*; 2018; 53(5):3720-3734
- [212] International Organization for Standardization: Schweißzusätze – Drahtelektroden, Drähte, Stäbe und Schweißgut zum Schutzgasschweißen von hochfesten Stählen – Einteilung. 2012. DIN EN ISO 16834
- [213] N. Suutala: Effect of Solidification Conditions on the Solidification Mode in Austenitic Stainless Steels. *Metallurgical Transactions A*; 1983; 14A:191-197
- [214] H. Thier: Delta-Ferrit und Heißrisse beim Schweißen chemisch beständiger austenitischer Stähle. In: *DVS Berichte 41 - Große Schweißtechnische Tagung - Die Schweißtechnik im Dienste der Energieversorgung und des Chemieanlagenbaus*; 1976; Mannheim (DEU); 41:100-104
- [215] W. Steven; A.G. Haynes: The Temperature of Formation of Martensite and Bainite in Low-alloy Steels. *Journal of the Iron and Steel Institute*; 1956; August:349-359
- [216] S. Zenitani; N. Hayakawa; et al.: Development of new low transformation temperature welding consumable to prevent cold cracking in high strength steel welds. *Science and Technology of Welding & Joining*; 2007; 12(6):516-522
- [217] L. Karlsson; L. Mraz; et al.: Comparison of alloying concepts for Low Transformation Temperature (LTT) welding consumables. *Biuletyn Instytutu Spawalnictwa*; 2010; 5:33-39
- [218] E. Harati; L. Karlsson; et al.: Applicability of low transformation temperature welding consumables to increase fatigue strength of welded high strength steels. *International Journal of Fatigue*; 2017; 97:39-47
- [219] J. Yamamoto; K. Hiraoka; M. Mochizuki: Analysis of martensite transformation behaviour in welded joint using low transformation temperature welding wire. *Science and Technology of Welding and Joining*; 2010; 15(2):104-110
- [220] M. Mochizuki; M. Toyoda; et al.: RESIDUALSTRESS REDUCTION BY USING WELD METALWITH PROPERTY OF LOW- TEMPERATURE PHASE TRANSFORMATION. In: *ASME PRESSURE VESSELS AND PIPING CONFERENCE*, 2004; San Diego (CA, USA), p. 77-83
- [221] A. Ohta; O. Watanabe; et al.: Fatigue Strength Improvement of Box Welds by Low Transformation Temperature Welding Wire and PWHT.pdf. *Welding in the World*; 2000; 44(3):52-56
- [222] H. Berns; V.G. Gavriljuk; et al.: High Strength Stainless Austenitic CrMnCN Steels - Part I: Alloy Design and Properties. *steel research international*; 2007;78(9):714-719

- [223] A.A. Shirzadi; H.K.D.H. Bhadeshia; et al.: Stainless steel weld metal designed to mitigate residual stresses. *Science and Technology of Welding and Joining*; 2009; 14(6):559–565
- [224] H. Murakawa; M. Béres; et al.: Effect of Phase Transformation onset Temperature on Residual Stress in Welded Thin Steel Plates. *Transactions of JWRI*; 2008; 37(2):75–80
- [225] C. Heinze; A. Kromm; et al.: Welding Residual Stresses Depending on Solid-State Transformation Behaviour Studied by Numerical and Experimental Methods. *Materials Science Forum*; 2011; 681:85–90
- [226] A. Kromm: Evaluation of Weld Filler Alloying Concepts for Residual Stress Engineering by Means of Neutron and X-Ray Diffraction. *Advanced Materials Research*; 2014; 996:469–474
- [227] Merkblatt: Schweißen von Schwarz-Weiß-Verbindungen (S/W-Verbindungen). 2000. Merkblatt DVS 3011
- [228] T.I. Ramjaun; H.J. Stone; et al.: The effect of inter-pass temperature on residual stresses in multi-pass welds produced using a low transformation temperature filler alloy. *Science and Technology of Welding and Joining*; 2014; 19:44–51
- [229] T.I. Ramjaun; H.J. Stone: Surface residual stresses in multipass welds produced using low transformation temperature filler alloys. *Science and Technology of Welding and Joining*; 2014; 19(7):623–630
- [230] T.I. Ramjaun; H.J. Stone; et al.: The effects of dilution and base plate strength on stress distributions in multi-pass welds deposited using low transformation-temperature filler alloys. *Science and Technology of Welding and Joining*; 2014; 19(6):461–467
- [231] D. Thibault; P. Bocher; et al.: Residual stress characterization in low transformation temperature 13 % Cr – 4 % Ni stainless steel weld by neutron diffraction and the contour method. *Materials Science and Engineering: A*; 2010; 527(23):6205–6210
- [232] M. Paquin; D. Thibault; et al.: Assessment of cold cracking tests for low transformation temperature martensitic stainless steel multipass welds. *Welding in the World*; 2015; 59(4):521–532
- [233] Y. Mikami; N. Yabuuchi; et al.: Effect of Weld Pass Deposition on Residual Stress Distribution of Repair Welds Using Low-Transformation-Temperature Welding Wire. In: *Visual-JW - The International Symposium on Visualization in Joining & Welding Science through Advanced Measurements and Simulation*, 2014; Osaka (JPN), p. 121–122
- [234] H. Dai; R.J. Moat; P.J. Withers: Modelling the interpass temperature effect on residual stress in low transformation temperature stainless steel welds. In: *ASME PRESSURE VESSELS AND PIPING CONFERENCE*, 2011; Baltimore (MD USA), p. 1451–1458
- [235] A. Kromm; T. Kannengiesser: Effect of Martensitic Phase Transformation on Stress Build-up during Multilayer Welding. *Materials Science Forum*; 2013; 768-769:660–667
- [236] S. Neubert; A. Pittner; M. Rethmeier: NUMERICAL SENSITIVITY ANALYSIS OF TRIP-PARAMETER K ON WELDING RESIDUAL STRESSES AND WELDING DISTORTION. In: *11th International Seminar - Mathematical Modelling of Weld Phenomena 11*, 2016; Seggau (AUT), p. 361–384

- [237] S. Neubert; A. Pittner; M. Rethmeier: Influence of non-uniform martensitic transformation on residual stresses and distortion of GMA-welding. *JCSR*; 2017; 128:193–200
- [238] S. Neubert; A. Pittner; M. Rethmeier: Experimental determination of TRIP-parameter K for mild- and high-strength low-alloy steels and a super martensitic filler material. *SpringerPlus*; 2016; 5(754):1–16
- [239] S. Neubert; A. Pittner; M. Rethmeier: Experimentelle Bestimmung der umwandlungsplastischen Konstante K und deren Einfluss auf Schweißspannungen. In: *DVS Berichte 314 - Assistentenseminar Füge- und Schweisstechnik*; 2014; Magdeburg (DEU), p. 15–21
- [240] A. Kromm; T. Kannengiesser; J. Dixneit: OBSERVATION OF MARTENSITE FORMATION BY COMBINED USE OF SYNCHROTRON DIFFRACTION AND DILATOMETRY. In: *Material Science and Technology*, 2016; Salt Lake City (Utah USA); [Vortrag]
- [241] R.K. Dutta; R.M. Huizenga; et al.: In-Situ Synchrotron Diffraction Studies on Transformation Strain Development in a High Strength Quenched and Tempered Structural Steel – Part I. Bainitic Transformation. *Metallurgical and Materials Transactions A*; 2014; 45A:218–229
- [242] R.K. Dutta; R.M. Huienga; et al.: In-Situ Synchrotron Diffraction Studies on Transformation Strain Development in a High-Strength Quenched and Tempered Structural Steel – Part II. Martensitic Transformation. *Metallurgical and Materials Transactions A*; 2014; 45A:230–238
- [243] P. Eftekharimilani; R.M. Huizenga; et al.: In-Situ Synchrotron X-ray Diffraction Studies on Effects of Plastic and Elastic Loading on bcc Phase Transformations of a 3rd Generation 1 GPa Advanced High Strength Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*; 2017; 49(1):78–87
- [244] T. Kasuya; R. Hamamura; et al.: Martensite transformation of a Cr-Ni type weld metal and its application to analysis of welded joints. *Welding in the World*; 2014; 58:477–489
- [245] C. Shiga; H. Murakawa; et al.: Compressive Residual Stress in Welded Joints with Low-Temperature-Transformation Weld Metal in High-Strength Steel. In: *In-situ Studies with Photons, Neutrons and Electrons Scattering II*, T. Kannengiesser, S.S. Babu, Y. Komizo, A.J. Ramirez (Ed.), Cham, Springer International Publishing, 2014, p. 95–108
- [246] M. Mochizuki; Y. Mikami; et al.: Effect of Low Temperature Transformation Expansion on Restraint stress of high Strength Steel Welds. In: *Proceedings of the Nineteenth International Offshore and Polar Engineering Conference*, 2009; Osaka (JPN), p. 464–468
- [247] J. Yamamoto; N. Hayakawa; et al.: Effect of transformation expansion of weld metal and restraint intensity of weld joint on residual stress distribution. In: *Ultra-Steel: Requirements From New Design of Constructions*, 2003;; p. 24–25
- [248] J. Yamamoto; Y. Muramatsu; et al.: Effect of Transformation-Temperature of Weld Metal on Residual Stress Distribution in Welded Joints. In: *International Trends in Welding Research Conference Proceedings*, 2003; Callaway Gardens Resort (Phoenix, Arizona, USA), p. 902–905
- [249] J. Yamamoto; S. Meguro; et al.: Analysis of martensite transformation behaviour in welded joints of low transformation-temperature materials. *Welding International*; 2009; 23(6):411–421
- [250] T. Kasuya; Y. Hashiba; et al.: COLD CRACKING SUSCEPTIBILITY OF AUSTENITIC AND MARTENSITIC WELD METALS. *Welding in the World*; 2012; 56(09/10):76–84

- [251] R. Gadallah; H. Murakawa: Numerical Study on Influence of Specimen Size upon Welding Residual Stress. In: Visual-JW - The International Symposium on Visualization in Joining & Welding Science through Advanced Measurements and Simulation, 2014; Osaka (JPN), p. 324-325
- [252] R. Gadallah; J. Blandon; et al.: Numerical Study on Influence of Specimen Size upon Welding Residual Stress and Inherent Deformation. IIW-Doc. X-1777-14; 2014
- [253] S.H. Thomas; S. Liu: Analysis of low transformation temperature welding (LTTW) consumables – distortion control and evolution of stresses. Science and Technology of Welding and Joining; 2014; 198(5):392-401
- [254] H. Murakawa; M. Béres; et al.: Effect of low transformation temperature weld filler metal on welding residual stress. Science and Technology of Welding & Joining; 2010; 15(5):393-400
- [255] A. Kromm; T. Kannengiesser; J. Gibmeier: In-Situ Observation of Phase Transformations during Welding of Low Transformation Temperature Filler Material. Materials Science Forum; 2010;638-642:3769-3774
- [256] U. Reisgen; S. Olschok; S. Gach: Nutzung von Low-Transformation-Temperature- Werkstoffen (LTT) zur Eigenspannungsreduzierung im Elektronenstrahlschweißprozess. Materialwissenschaft und Werkstofftechnik; 2016; 47(7):589-599
- [257] S. Gach; S. Olschok; J. Anthony: Confirmation of tensile residual stress reduction in electron beam welding using low transformation temperature materials (LTT) as localized metallurgical injections – Part 2 : Residual stress measurement. Materials Testing; 2017; 59:7-8
- [258] S. Gach; A. Schwedt; et al.: Confirmation of tensile residual stress reduction in electron beam welding using low transformation temperature materials (LTT) as localized metallurgical injection – Part 1 : Metallographic analysis. Materialography; 2017; 59(2):148-154
- [259] American National Standard: Standard Methods for Mechanical Testing of Welds. 2016. AWS B4.0
- [260] K.-D. Liss; K. Yan: Thermo-mechanical processing in a synchrotron beam. Materials Science and Engineering: A; 2010; 528(1):11-27
- [261] N. Schell; A. King; et al.: The High Energy Materials Science Beamline (HEMS) at PETRA III. Materials Science Forum; 2013; 772:57-61
- [262] J. Withers; J. Webster: Neutron and Synchrotron X-ray Strain Scanning. Strain; 2001; 37(1):19-33
- [263] C. Genzel; I. A. Denks; et al.: The materials science synchrotron beamline EDDI for energy-dispersive diffraction analysis. Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section A: Accelerators, Spectrometers, Detectors and Associated Equipment; 2007; 578(1):23-33
- [264] M. Boin; R.C. Wimpory: Upgrade Activities on the E3 Residual Stress Neutron Diffractometer. Materials Science Forum; 2013; 768-769:31-35
- [265] H. Toda; E. Maire; et al.: Three-dimensional strain mapping using in situ X-ray synchrotron microtomography. The Journal of Strain Analysis for Engineering Design; 2011; 46(7):549-561
- [266] Y.D. Wang; Z.H. Nie; et al.: High-Energy Synchrotron X-Ray Diffraction for In Situ Study of Phase Transformation in Shape-Memory Alloys. JOM; 2012; 64(1):150-160

- [267] S.C. Vogel; J.S. Carpenter: Brief Introduction to Neutron Scattering and Global Neutron User Facilities. *JOM*; 2012; 64(1):104–111
- [268] J.R. Santisteban; M.R. Daymond; et al.: ENGIN-X: a third-generation neutron strain scanner. *Journal of Applied Crystallography*; 2006; 39(6):812–825
- [269] Y. Ren: High-Energy Synchrotron X-Ray Diffraction and Its Application to In Situ Structural Phase-Transition Studies in Complex Sample Environments. *JOM*; 2012; 64(1):140–149
- [270] D. Dye; H.J. Stone; et al.: Characterization of Phase Transformations and Stresses During the Welding of a Ferritic Mild Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*; 2014; 45A:2038–2045
- [271] P. Mayr; T.A. Palmer; J.W. Elmer: In situ Observation of Phase Transformations and their Effects in 9-12 % Cr Steels during Welding. *Advanced Materials Research*; 2007; 15-17:1014–1019
- [272] T.A. Palmer; J.W. Elmer; et al.: Direct observation of austenitisation in 1005 C–Mn steel during continuous heating using in situ synchrotron X-ray diffraction. *Science and Technology of Welding and Joining*; 2011; 16(5):377–384
- [273] A. da S. Rocha; T. Hirsch: Fast in situ X-ray diffraction phase and stress analysis during complete heat treatment cycles of steel. *Materials Science and Engineering: A*; 2005; 395(1-2):195–207
- [274] M. Villa; F. Niessen; M.A.J. Somers: In Situ Investigation of the Evolution of Lattice Strain and Stresses in Austenite and Martensite During Quenching and Tempering of Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*; 2018; 49A(1):28–40
- [275] A. Kromm; T. Kannengiesser: In-situ-phase analysis using synchrotron radiation of low transformation temperature (LTT) welding material. *Soldagem & Inspeção (Impresso)*; 2009; 14(1):82–88
- [276] J. Altenkirch; J. Gibmeier; et al.: Time- and temperature-resolved synchrotron X-ray diffraction: observation of phase transformation and strain evolution in novel low temperature transformation weld filler materials. *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design*, 2011; 46(7):563–579
- [277] H. Terasaki; Y. Komizo: Diffusional and displacive transformation behaviour in low carbon-low alloy steels studied by a hybrid in situ observation system. *Scripta Materialia*; 2011; 64(1):29–32
- [278] Y. Komizo; H. Terasaki; X. Zhang: Hybrid system for in-situ observation of microstructure evolution in steel materials. *Transactions of JWRI*; 2012; 41(2):39–46
- [279] S. Zhang; Y. Komizo: In situ Observation of Lattice-Strain and Solid State Transformation in Low Temperature Transformation Weld Metal by Synchrotron X-rays. In: *In-situ Studies with Photons, Neutrons and Electrons Scattering II*, T. Kannengiesser, Y. Komizo, S. Babu, A. Ramirez (Ed.), Springer International Publishing Switzerland, 2014, p. 89–94
- [280] H. Terasaki; T. Yamada; Y. Komizo: Direct Observation of Inclusion Formation in Low-Alloy-Steel Welds. In: *Trends in Welding Research, Proceedings of the 8th International Conference*, 2009; Callaway Gardens Resort, Pine Mountain (Georgia, USA), p. 527–530

- [281] H. Terasaki; Y. Komizo; et al.: Time-Resolved In-Situ Analysis of Phase Evolution for the Directional Solidification of Carbon Steel Weld Metal. METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A; 2006; 37:1261-1266
- [282] M. Yonemura; T. Osuki; et al.: In-Situ Observation for Weld Solidification in Stainless Steels Using Time-Resolved X-ray Diffraction. Materials Transactions; 2006; 47(2):310-316
- [283] S. Babu; J.W. Elmer; et al.: Time-resolved X-ray diffraction investigation of primary weld solidification in Fe-C-Al-Mn steel welds. Acta Materialia; 2002; 50(9):4763-4781
- [284] J.W. Elmer: A New Path Forward for Understanding Microstructural Evolution during Welding. Welding Journal; 2008; 87:149-s - 166-s
- [285] J.W. Elmer; T.A. Palmer; et al.: Direct Observations of Phase Transitions in Ti-6Al-4V Alloy Transient Welds using Time Resolved X-Ray Diffraction. Journal of Applied Physics; 2003; UCRL-JRNL-201011
- [286] J. Elmer; T. Palmer; T. Debroy: In-Situ Observations of Phase Transformations During Welding of 1045 Steel using Spatially Resolved and Time Resolved X-Ray Diffraction. In: Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes XI, 2006; Opio (FRK),,
- [287] J.W. Elmer; T. Palmer; et al.: Advanced Techniques for In-Situ Monitoring of Phase Transformations During Welding Using Synchrotron-Based X-Ray Diffraction. In: International Trends in Welding; 2005; Pine Mountain, Livermore (CA, USA),,
- [288] J.W. Elmer; T.A. Palmer; et al.: Time resolved X-ray diffraction observations of phase transformations in transient arc welds. Science and Technology of Welding and Joining; 2008; 13(3):265-277
- [289] J.W. Elmer; J. Wong; T. Ressler: In-situ observations of phase transformations during solidification and cooling of austenitic stainless steel welds using time-resolved x-ray diffraction. Scripta Materialia; 2000; 43(8):751-757
- [290] J.W. Elmer; T.A. Palmer; et al.: Phase transformation dynamics during welding of Ti-6Al-4V. Journal of Applied Physics; 2004; 95(12):8327-8339
- [291] J.W. Elmer; J. Wong; et al.: Analysis of heat-affected zone phase transformations using In situ spatially resolved x-ray diffraction with synchrotron radiation. Metallurgical and Materials Transactions A; 1996; 27A(3):775-783
- [292] J.W. Elmer; T.A. Palmer; J. Wong: In situ observations of phase transitions in Ti-6Al-4V alloy welds using spatially resolved x-ray diffraction. JOURNAL OF APPLIED PHYSICS; 2003; 93(4):1941-1947
- [293] J.W. Elmer; J.O.E. Wong; T. Ressler: Spatially Resolved X-Ray Diffraction Phase Mapping and  $\alpha \rightarrow \beta \rightarrow \alpha$  Transformation Kinetics in the Heat-Affected Zone of Commercially Pure Titanium Arc Welds. METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A; 1998; 29:1998-2761
- [294] W. Zhang; J.W. Elmer; T. Debroy: Kinetics of ferrite to austenite transformation during welding of 1005 steel. Scripta Materialia; 2002; 46:753-757

- [295] T.A. Palmer; J.W. Elmer; J. Wong: In situ observations of ferrite–austenite transformations in duplex stainless steel weldments using synchrotron radiation. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2002; 7(3):159–171
- [296] Y. Komizo; H. Terasaki: Controlling the Phase Evolutions during Welding Toward Developments of High Strength Steel Weld Metal with Martensite Microstructure. In: *Trends in Welding Research, Proceedings of the 8th International Conference*, 2009; Callaway Gardens Resort, Pine Mountain (Georgia, USA), p. 268–271
- [297] E. Macherauch; P. Müller: Das  $\sin^2\Psi$ -Verfahren zur röntgenografischen Spannungsmessung. *Zeitschrift für angewandte Physik*; 1961; 13(7):305–312
- [298] T. Hirano; D. Takamatsu; et al.: In Situ Stress Measurements during Welding Process. In: *Materials Science Forum. 8th International Conference on Mechanical Stress Evaluation by Neutrons and Synchrotron Radiation*, 2017; Grenoble (FRK), p. 137–142
- [299] W. Woo; Z. Feng; et al.: In-situ Time-Resolved Neutron Diffraction Measurements of Microstructure Variations during Friction Stir Welding in a 6061-T6 Aluminum Alloy. In: *Trends in Welding Research, Proceedings of the 8th International Conference*, 2009; Callaway Gardens Resort, Pine Mountain (Georgia, USA), p. 407–412
- [300] R. Sharma; U. Reisgen; et al.: Eigenspannungsmessung während des Schweißens durch Neutronendiffraktometrie. In: *DVS-Berichte 267 - Grosse Schweisstechnische Tagung, Studentenkongress*, 2010; Nürnberg (DEU), p. 118–121
- [301] U. Reisgen; R. Sharma; J. von ver Heydt: Neutron Diffraction Strain Measurement During TIG Welding. *Advanced Materials Research*; 2014; 996:424–430
- [302] W.U. Mirihanage; M. Di Michiel; et al.: Time-resolved X-ray diffraction studies of solidification microstructure evolution in welding. *Acta Materialia*; 2014; 68:159–168
- [303] H. Gao; R.K. Dutta; et al.: Pass-by-pass stress evolution in multipass welds. *Science and Technology of Welding & Joining*; 2014; 19(3):256–264
- [304] H. Gao; R.M. Huizenga; et al.: Residual stress measurements in multi-pass welded high strength steel using energy dispersive synchrotron X-ray diffraction. In: *Advanced Materials Research*, B. Mishra, M. Ionescu, T. Chandra (Ed.), 2014, p. 177–182
- [305] A. Kromm; T. Kannengiesser; J. Gibmeier: In Situ Studies of Phase Transformation and Residual Stresses in LTT Alloys During Welding Using Synchrotron Radiation. In: *In-situ Studies with Photons, Neutrons and Electrons Scattering*, T. Kannengiesser, S.S. Babu, Y. Komizo, A.J. Ramirez (Ed.), Berlin, Heidelberg, Springer Berlin Heidelberg, 2010
- [306] J. Gibmeier; E. Held; et al.: Real time monitoring of phase transformation and strain evolution in LTT weld filler material using EDXRD. *Journal of Materials Processing Technology*; 2014; 214(11):2739–2747
- [307] C.J. Hamelin; O. Muránsky; et al.: A Comparison of the Constitutive Response of Austenitic and Ferritic Steels under Welding Processes. In: *8th International Conference on Mechanical Stress Evaluation by Neutrons and Synchrotron Radiation*, 2015; Grenoble (FRK); *Materials Science Forum*, 2017; 905:83–90

- [308] T. Lausch; T. Kannengiesser; M. Schmitz-Niederau: Multi-axial load analysis of thick-walled component welds made of 13CrMoV9-10. *Journal of Materials Processing Technology*; 2013; 213(7):1234-1240
- [309] A. Kromm; T. Lausch; D. Schröpfer; et al.: From the field to the lab: Real scale assessment of residual stresses in welded components. *Materials Performance & Characterization*; 2018; 7(4):574-593
- [310] Europäische Norm: Metallische Werkstoffe – Zugversuch – Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur. 2009. DIN EN ISO 6892-1
- [311] Deutsches Institut für Normung: Prüfung metallischer Werkstoffe – Zugproben. 2009. DIN 50125
- [312] International Organization for Standardization: Schweißen und verwandte Prozesse – Liste der Prozesse und Ordnungsnummern. 2011. DIN EN ISO 4063
- [313] Europäische Norm: Schutzgase zum Lichtbogenschweißen und Schneiden. 1995. DIN EN 439
- [314] Datenblatt: Massivdrahtelektrode, niedriglegiert, hochfest. BÖHLER X 90-IG. 2007
- [315] International Organization for Standardization: Schweißzusätze – Prüfverfahren – Teil 1: Prüfverfahren für Prüfstücke zur Entnahme von Schweißgutproben an Stahl, Nickel und Nickellegerungen. 2012. DIN EN ISO 15792-1
- [316] International Organization for Standardization: Metallische Werkstoffe – Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy – Teil 1: Prüfverfahren. 2011. DIN EN ISO 148-1
- [317] International Organization for Standardization: Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen – Heißrissprüfungen für Schweißungen – Lichtbogenschweißprozesse – Teil 3: Frembeanspruchte Prüfungen. 2005. ISO/TR 17641-3
- [318] International Organization for Standardization: Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen – Kerbschlagbiegeversuch - Probenlage, Kerbrichtung und Beurteilung. 2011. DIN EN ISO 9016
- [319] ASTM Standard: Standard Test Method for Dynamic Young's Modulus, Shear Modulus, and Poisson's Ratio by Sonic Resonance. 2009. ASTM E 1875-08
- [320] Datenblatt: Technische Ausstattung BAM Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung. Berlin. Elastotron 2000. 2011
- [321] International Organization for Standardization: Kunststoffe – Dynamische Differenz-Thermoanalyse (DSC) – Teil 4: Bestimmung der spezifischen Wärmekapazität. 2014. DIN EN ISO 11357-4
- [322] Europäische Norm: Hochleistungskeramik - Keramische Verbundwerkstoffe; Thermophysikalische Eigenschaften - Teil 2: Bestimmung der Temperaturleitfähigkeit. 2003. DIN EN 1159-2
- [323] Europäische Norm: Thermoelemente – Teil 1: Thermospannungen und Grenzabweichungen. 2014. DIN EN 60584-1
- [324] Deutsches Institut für Normung: Bestimmung der thermischen Längenänderung fester Körper- Teil1: Grundlagen. 2005. DIN 51045-1

- [325] B.T. Alexandrov; J.C. Lippold: SINGLE SENSOR DIFFERENTIAL THERMAL ANALYSIS OF PHASE TRANSFORMATIONS AND STRUCTURAL CHANGES DURING WELDING AND POST-WELD HEAT TREATMENT. *Welding in the World*; 2007; 51(12/2):48–59
- [326] B.T. Alexandrov; J.C. Lippold: A New Methodology for Studying Phase Transformations in High Strength Steel Weld Metal. In: 7th International Trends in Welding Research Conference Proceedings, 2006; Pine Mountain (USA), p. 975–980
- [327] T. Lausch: Zum Einfluss der Wärmeführung auf die Rissbildung beim Spannungsarmglühen dickwandiger Bauteile aus 13CrMoV9-10. 2015. Dissertation. BAM-Dissertationsreihe. Band 134. Otto-von-Guericke-Universität. Fakultät für Maschinenbau. ISBN 978-3-9817149-5-1
- [328] International Organization for Standardization: Metallische Werkstoffe – Zugversuch – Teil 2: Prüfverfahren bei erhöhter Temperatur. 2011. DIN EN ISO 6892-2
- [329] Europäische Norm: Luft- und Raumfahrt - Stahl FE-PM1503 (X3CrNiMoAl 13-8-2) vakuuminduktionserschmolzen und mit selbstverzehrender Elektrode umgeschmolzen, lösungsgeglüht und ausgehärtet - Stangen zur spanenden Bearbeitung a oder D <= 150 mm, Rm >= 1400 MPa. 1999. DIN EN 3358-05
- [330] International Organization for Standardization: Zylinderschrauben mit Innensechskant. 2004. DIN EN ISO 4762
- [331] Europäische Norm: Bezeichnungssysteme für Stähle – Teil 2: Nummernsystem. 2015. DIN EN 10027-2
- [332] Europäische Norm: Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen – Teil 2: Technische Lieferbedingungen für unlegierte Baustähle. 2005. DIN EN 10025-2
- [333] W.H. Bragg: The reflection of X-rays by Crystals. In: Proceedings of the Royal Society of London. 1913; Series A:428–438
- [334] J. Dixneit; F. Vollert; et al.: In situ analysis of the strain evolution during welding using low transformation temperature filler materials. *Science and Technology of Welding & Joining*; 2018; DOI: 10.1080/13621718.2018.1525150
- [335] A.P. Hammersley; S.O. Svensson; et al.: Two-dimensional detector software: From real detector to idealised image or two-theta scan. *High Pressure Research*; 1996; 14:235–248
- [336] A.P. Hammersley: FIT2D: An Introduction and Overview. ESRF Internal Report, 1997
- [337] E. Macherauch; H.-W. Zoch: Praktikum in Werkstoffkunde. 91 ausführliche Versuche aus wichtigen Gebieten der Werkstofftechnik. Wiesaden, Vieweg+Teubner Verlag, 2011
- [338] E.S.U. Laine: A high-speed determination of the volume fraction of ferrite in austenitic stainless steel by EDXRD. *Journal of Physics F: Metal Physics*; 1978; 8(7):1343–1348
- [339] L.S. Darken; R.P. Smith: Thermodynamic Functions of Iron. *Industrial and Engineering Chemistry*; 1951; 43(8):1815–1820
- [340] C.T. Chantler: Theoretical Form Factor, Attenuation, and Scattering Tabulation for Z=1–92 from E = 1–10 eV to E = 0.4–1.0 MeV. *Journal Phys. Chem. Ref. Data*; 1995; 24(1):71–643

- [341] C.T. Chantler; K. Olsen; et al.: X-Ray Form Factor, Attenuation, and Scattering Tables. NIST database. 2001
- [342] M.R. Daymond: The determination of a continuum mechanics equivalent elastic strain from the analysis of multiple diffraction peaks. JOURNAL OF APPLIED PHYSICS; 2004; 96(8):4263-4272
- [343] International Organization for Standardization: Polycrystalline Materials - Determinations of Residual Stresses by Neutron Diffraction. 2001. ISO/TTA 3
- [344] P.J. Withers; M. Preuss; et al.: Methods for obtaining the strain-free lattice parameter when using diffraction to determine residual stress. Journal of Applied Crystallography; 2007; 40(5):891-904
- [345] W. Kleppmann: Taschenbuch Versuchsplanung Produkte und Prozesse optimieren. München Wien. Carl Hanser Verlag. 2008
- [346] K. Siebertz; D. Van Bebber; T. Hochkirchen: Statistische Versuchsplanung. Berlin, Heidelberg. Springer. 2010
- [347] Stahl-Eisen-Werkstoffblatt: Schweißgeeignete Feinkornbaustähle Richtlinien für die Verarbeitung, besonders für das Schmelzschweißen Ermittlung der Abkühlzeit  $t_{8/5}$  zur Kennzeichnung von Schweißtemperaturzyklen. 1993. SEW 088 Beiblatt 2
- [348] J. Dixneit; A. Kromm; et al.: In-situ load analysis in multi-run welding using LTT filler materials. Welding in the World; 2016; 60(6):1159-1168
- [349] T. Böllinghaus: ZUR BESTIMMUNG RISSKRITISCHER SCHRUMPFBEHINDERUNGEN UND WASSERSTOFFVERTEILUNGEN IN SCHWEISSVERBINDUNGEN DURCH NUMERISCHE SIMULATION. 1995. Dissertation. Universität der Bundeswehr Hamburg. Fachbereich für Maschinenbau
- [350] International Organization for Standardization: Schweißen und verwandte Prozesse - Bestimmung des Wasserstoffgehaltes im Lichtbogenschweißgut. 2012. DIN EN ISO 3690
- [351] Helmholtz-Zentrum Berlin für Materialien und Energie: The 7T-MPW-EDDI beamline at BESSY II. Journal of large-scale research facilities; 2016; 2(A40):1-6
- [352] Helmholtz-Zentrum Berlin für Materialien und Energie: E3: Residual Stress Neutron Diffractometer at BER II. Journal of large-scale research facilities; 2016; 2(A100):1-8
- [353] Europäische Norm: Zerstörungsfreie Prüfung Röntgendiffraktometrie von polykristallinen und amorphen Materialien Teil 1: Allgemeine Grundlagen. 2003. DIN EN 13925-1
- [354] Verfahrensbeschreibung: Röntgenographische Ermittlung von Spannungen - Ermittlung und Bewertung homogener Spannungszustände in kristallinen, makroskopisch isotropen Werkstoffen. 2000. AWT FA 13 - Eigenspannungen
- [355] International Organization for Standardization: D.S. 1095 Norm: Zerstörungsfreie Prüfung - Standardprüfverfahren zur Bestimmung von Eigenspannungen durch Neutronenbeugung. 2009. DIN SPEC 1095 (DIN ISO/TS 21432)
- [356] ASTM Standard: X-Ray Determination of Retained Austenite in Steel with Near Random Crystallographic Orientation. 2000. ASTM E 975-00, p. 741-745

- [357] J. Dixneit; A. Kromm; et al.: Residual stresses of LTT welds in large-scale components. *Welding in the World*; 2017; 61(6):1089–1097
- [358] J. Altenkirch: Stress engineering of Friction Stir Welding: Measurement and Control of Welding Residual Stresses. 2009. Dissertation. University of Manchester. Faculty of Engineering and Physical Science
- [359] Persönliche Mitteilung: Dr.-Ing. Mirko Boin. Technologietransfer. Abteilung Mikrostruktur- und Eigenspannungsanalyse. Helmholtz-Zentrum Berlin für Materialien und Energie GmbH. 23.10.2016.
- [360] Y. Ito; M. Nakanishi: Effects of oxygen on low carbon steel weld metal. *Metal Construction*; 1982; September:472–478
- [361] H. Dai; J. a. Francis; et al.: Characterizing Phase Transformations and Their Effects on Ferritic Weld Residual Stresses with X-Rays and Neutrons. *Metallurgical and Materials Transactions A*; 2008; 39(13):3070–3078
- [362] F. Vollert; J. Gibmeier; et al.: Two-Dimensional Residual Stress Mapping of Multilayer LTT Weld Joints Using the Contour Method. *Materials Performance & Characterization*, 2018; 7(4):545-558
- [363] R. Ritter; H. Wohlfahrt; F. Zhang: 4.2 Werkstoff-, Verfahrens- und Geometrieinflüsse auf den schweißbedingten Verzug. In: DFG-Forschungsbericht „Eigenspannungen und Verzug durch Wärmeeinwirkung“; WILEY-VCH Verlag GmbH; 1999, p. 202–232; ISBN 3-257-27143-0
- [364] DFG-Ergebnisbericht: Steigerung der Rissicherheit hochfester Schweißverbindungen durch den Einsatz neuartiger Schweißzusatzwerkstoffe mit niedriger Umwandlungstemperatur (LTT). 2017. KA1807/4-2-/-/GI376/4-2
- [365] A. Neidel; L. Engel; et al.: Handbuch Metallschäden REM-Atlas und Fallbeispiele zur Ursachenanalyse und Vermeidung. München Wien. Carl Hanser-Verlag. 2010
- [366] T. Schaupp; M. Rhode; T. Kannengiesser: Influence of welding parameters on diffusible hydrogen content in high-strength steel welds using modified spray arc process. *Welding in the World*; 2018; 62:9–18
- [367] T. Böllinghaus; H. Hoffmeister; L. Reuter: MATERIAL PROPERTIES OF AS DELIVERED AND QUENCHED MODIFIED MARTENSITIC STAINLESS STEELS DEPENDENT ON HYDROGEN CONCENTRATION. In: Proceedings of the 1st International Conference Supermartensitic Stainless Steels, 1999; Brüssel (BEL), p. 264–271
- [368] C. San Marchi; B.P. Somerday; et al.: Mechanical Properties of Super Duplex Stainless Steel 2507 after Gas Phase Thermal Precharging with Hydrogen. *Metallurgical and Materials Transactions A*; 2007; 38A:2763–2775
- [369] T. Michler; J. Naumann: Microstructural aspects upon hydrogen environment embrittlement of various bcc steels. *International Journal of Hydrogen Energy*; 2009;:1–12
- [370] M. Rhode: Hydrogen Diffusion and Effect on Degradation in Welded Microstructures of Creep-resistant Low-alloyed Steels. 2016. Dissertation. BAM-Dissertationsreihe. Band 148. ISBN 978-3-9817853-3-3. Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg. Fakultät für Maschinenbau

- [371] O. Schwedler; M. Zinke; S. Jüttner: Determination of hydrogen input in welded joints of press-hardened 22MnB5 steel. *Welding in the World*; 2014; 58(3):339-346
- [372] S. Salmi; M. Rhode; et al.: Hydrogen determination in 22MnB5 steel grade by use of carrier gas hot extraction technique. *Welding in the World*; 2014; 59(1):137-144
- [373] J.S. Rothwell; D.J. Abson: The effect of thermal history during fabrication on the mechanical properties of weldments in grade 91 creep resistant steel. *Welding in the World*; 2013; 57(6):913-924
- [374] J. Dixneit; A. Kromm; et al.: Influence of Heat Control on Residual Stresses in Low Transformation Temperature (LTT) Large Scale Welds. In: ICRS-10, 2016; Sydney (AUS); *Materials Research Proceedings*, 2016; 2:223-228
- [375] J. Hensel; H. Eslami; T. Nitschke-Pagel: Schwingfestigkeitsverbesserung hochfester Schweißverbindungen mit Hilfe neuartiger LTT-Zusatzwerkstoffe. Abschlusspräsentation der TU Braunschweig zum Kooperationsprojekt zwischen der BAM und der TU Braunschweig, 2018. IGF-Nr. 18599 N / P1060
- [376] J. Hensel; T. Nitschke-Pagel; K. Dilger: Effects of residual stresses and compressive mean stresses on the fatigue strength of longitudinal fillet-welded gussets. *Welding in the World*; 2016; 60:267-281

## Bildverzeichnis

1.1:	Drehgestelle (links, eigene Aufnahme mit freundlicher Genehmigung von Hr. J. Fischer, Talgo Deutschland GmbH – Standort Berlin, 21.11.2017) und Schaufelarme von Aushubmaschinen (rechts, hier VOLVO Typ EC750D) sind typische Anwendungsbeispiele für Feinkornbaustähle unter zyklischer Beanspruchung; Nutzungsrechte mit freundlicher Genehmigung von Fr. H. Kitchener am 06.07.2017 erteilt. ( <a href="http://images.volvoce.com">http://images.volvoce.com</a> ).....	1
2.1:	Einflussfaktoren auf die Eigenbeanspruchung geschweißter Konstruktionen, nach [91] .....	7
2.2:	Einfluss der Phasenumwandlung auf den Spannungszustand, modellhaft nach Wohlfahrt [159] (links), experimentell nach Jones und Alberry (rechts) [163] .....	13
2.3:	Lage der in der Literatur verwendeten LTT-Legierungen [49, 50, 157, 185-204] im Vergleich zu einem konventionellen Zusatzwerkstoff [212] (chemische Zusammensetzung im Anhang – vgl. Tabelle A.1) im modifizierten Schöfflerdiagramm ( $\gamma$ - Austenit, $\alpha$ , $\delta$ - Ferrit, $\alpha'$ - Martensit) [205-206], Grenzbereich für die primär austenitische Erstarrung nach [213]* und [214]** .....	17
2.4:	Schweißbeigenspannungsverteilung an der Oberfläche für zwei LTT-Zusatzwerkstoffe mit unterschiedlichen $M_S$ in Longitudinalrichtung (links) und Transversalrichtung (rechts), nach [226] .....	20
2.5:	Mittels Neutronenbeugung über bis zu fünf Messtiefen im Volumen ermittelte Longitudinaleigenspannungsverteilung einer dreilagig geschweißten Auftragnaht. Untersuchung des Einflusses der Vor- und Zwischenlagentemperatur ( $T_p$ , $T_i$ ) auf den Longitudinaleigenspannungszustand im Vergleich zu einer Wurzelschweißung (oben links) für einen LTT-Zusatzwerkstoff mit einer nominellen $M_S$ von 164 °C, nach [228] .....	22
2.6:	Mittels Neutronenbeugung 0,15 mm unterhalb der Oberfläche sowie durch Röntgenbeugung (x-ray) auf der Oberfläche ermittelte Longitudinal- und Transversaleigenspannungsverteilung einer LTT- und konventionellen (konv.) Auftragnaht nach [230] .....	24
2.7:	Experimentell und numerisch ermittelte Longitudinaleigenspannungsverteilung über die Blechdicke und Schweißnahtmitte in Abhängigkeit der Zwischenlagentemperatur ( $T_i$ ) (links) und Entwicklung des Martensitanteils in der Wurzellage und zweiten Lage (zweite Raupe) in Abhängigkeit der gewählten Zwischenlagentemperatur ( $T_i$ ) (rechts) für eine LTT-Legierung mit einer $M_S$ von 214 °C, nach [234] .....	26
2.8:	Einfluss der Phasenumwandlung auf die Spannungsentwicklung unter Schrumpfbehinderung im Satoh-Test für einen konventionellen Zusatzwerkstoff ( $M_S = 400$ °C) und zwei LTT-Legierungen ( $M_S = 250$ °C, 280 °C), nach [200] .....	29
2.9:	Querdeformationsverhalten eines supermartensitischen Grundwerkstoffes mit einer $M_S = 200$ °C im Dilatometerversuch unter verschiedenen elastisch aufgeprägten Lasten ( $-50 \text{ MPa} \leq \sigma \leq 127 \text{ MPa}$ , links) und Veränderung der phasenspezifischen Halbwertsbreite mit einsetzender martensitischer Phasenumwandlung (rechts), nach [240] .....	31
2.10:	Mittels Stabmodell simulierte Spannungsentwicklung unter Schrumpfbehinderung (oben) und in Abhängigkeit des Längenverhältnisses zwischen wärmebehandelten Bereich (L1) und des wärmeunbeeinflussten Bereiches (L2) für ein konventionelles Schweißgut (L1, links) und eine LTT-Legierung (L1, rechts), nach [245], Messposition mittig im Bereich (L1) .....	32
2.11:	Schweißbeigenspannung an der Oberfläche und für verschiedene LTT-Legierungen in Abhängigkeit der $M_S$ (A, B, D) und eines konventionellen Schweißgutes (C) (links) sowie	

	die Risslänge bezogen auf die Schweißnahtöhe unter Variation des Einspanngrades (rechts), nach [216] .....	34
2.12:	Simulierte Longitudinal- und Transversaleigenspannungsverteilung an der Oberfläche für eine LTT-Legierung (links) und eine konventionelle Legierung (rechts) in Abhängigkeit der Ausgleichstemperatur $T_{avg}$ des Bleches ( $M_c$ ist hier der Mittelwert aus $M_s$ und $M_f$ ), nach [252].....	35
2.13:	Versuchsaufbau für das In-situ-Beugungsexperiment des WIG-Umschmelzprozesses einer LTT-Legierung unter Ausschluss einer Schrumpfbehinderung in Transversalrichtung (links) und Verschiebung der Energielinie für den (311) $\gamma$ und (200) $\alpha$ während des Schweiß- und Abkühlprozesses (rechts), nach [255].....	43
2.14:	Dehnungsentwicklung einer LTT-Legierung während des Schweißprozesses und anschließender Abkühlung (WIG-Umschmelzen) an der Oberfläche (links, Normalrichtung mit Phasenanteil dargestellt) und im Volumen (rechts, Messtiefe 3 mm unterhalb der Schweißnahtoberfläche), nach [276, 306] .....	44
2.15:	Mittels energiedispersiver Synchrotronbeugung ex situ über alle Netzebenen ermittelte phasenspezifische Longitudinaleigenspannungen $\sigma_{11}$ (unter Berücksichtigung der Normaleigenspannungskomponente $\sigma_{33}$ ) von im Nickelgehalt variierten LTT-Legierungen im Martensit (links, im Vergleich zu einem konventionellem Feinkornbaustahl S 690) und Austenit (rechts) sowie konstantem Cr-Gehalt von 10 Gew.-%, nach [255].....	46
2.16:	Aus der Literatur abgeleitetes Schaubild für die lokale (Schweißeigenspannungen) und globale (Reaktionsspannungen) Beanspruchung von linear geschweißten LTT-Mehrlagenschweißverbindungen (Auftragnähte und Stumpfstöße) in Bezug auf thermische, metallurgische und mechanische Einflussfaktoren.....	50
3.1:	Schematische Übersicht der durchgeführten Versuche und Analysen zur Untersuchung des Einflusses der Wärmeführung auf den Beanspruchungs- und Eigenspannungszustand von LTT-Mehrlagenschweißverbindungen .....	53
3.2:	Proben und Probenlage für die Bewertung des Umwandlungsverhaltens des reinen Schweißgutes sowie für die Ermittlung der thermo-mechanischen Werkstoffeigenschaften .....	58
3.3:	Proben und Probenlage für die Bestimmung thermo-physikalischer Werkstoffeigenschaften des reinen Schweißgutes (Probenentnahme quer zur Schweißrichtung im Querschnitt nicht dargestellt) .....	59
3.4:	Versuchsaufbau für das Abschreck- und Umformdilatometer mit Zug-Druck-Einheit (links) sowie die Detailansichten zur Ermittlung des Umwandlungsverhaltens (rechts oben, DIL 805 A) und zur Durchführung von Warmzugversuchen an reinem Schweißgut (rechts unten, DIL 805 T Version 100) innerhalb der Probenkammer .....	61
3.5:	Probengeometrie der Flachzugproben für die Warmzugversuche an reinem Schweißgut im Abschreckdilatometer unter Verwendung verschiedener Schweißtemperaturzyklen.....	63
3.6:	Wärmebehandlungsanlage zur Gefügeeinstellung stromleitender Materialien durch Widerstandserwärmung (links) und Detailansicht der Spannvorrichtung während der Versuchsvorbereitung innerhalb der Probenkammer (rechts) .....	65
3.7:	Einstellung der wärmebeeinflussten Länge ( $L_w$ ) des untersuchten Rundstabes durch Positionierung der Kupferhalbschalen vorab der Befestigung mittels Spannringen .....	65
3.8:	Versuchsaufbau des In-situ-Beugungsexperimentes während des Mehrlagenschweißversuches (Strahlengang des Synchrotronstrahls durch das Schweißgut der Probe schematisch dargestellt), nach [334].....	67
3.9:	Isometrische Ansicht der Probenform für die In-situ-Beugungsexperimente des MAG-Mehrlagenschweißens mit dargestelltem Bereich der Einspannung innerhalb der Versuchsanlage (links, Bohrungen für die Strahlführung nicht gezeigt) und Querschliff in Probenmitte sowie eingezeichnetem Strahlengang für den Primär- und Sekundärstrahl beispielhaft in einer Messtiefe von -8 mm zur Untersuchung der Dehnungsentwicklung	

	in der Wurzellage beim Schweißen der Decklage in Longitudinal- (L) und Normalrichtung (N) (rechts), nach [334].....	69
3.10:	Versuchsaufbau zur Bestimmung der Temperaturverteilung für die geschweißten als auch wieder aufgeschmolzenen Lagen mittels Pyrometer (links) und Thermoelementen (Mitte, Detailansicht) sowie durch eine thermische Simulation des Schweißprozesses (rechts), in Anlehnung an [150].....	71
3.11:	Schematische Darstellung des vollständigen faktoriellen Versuchsplanes, Faktor A: Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur $T_P$ , $T_i$ ; Faktor B: Martensit-Start-Temperatur $M_S$ des reinen Schweißgutes (LTT-Legierung) .....	74
3.12:	Versuchsaufbau für die Bewertung der Temperaturverteilung und des Schweißverzuges während der schweißtechnischen Verarbeitung von freischumpfenden Stumpfstößen mittels induktiven Wegaufnehmern (links) und nach dem Schweißprozess durch einen Laserscanner (rechts) .....	76
3.13:	Übersichtsaufnahme der „2-MN-Prüfanlage“ mit eingespannter Probe während der Versuchsvorbereitungen (Aufbau der dazugehörigen schweißtechnischen Versuchsanlage nicht dargestellt), nach [308] .....	77
3.14:	Schematische Darstellung des Versuchsaufbaus (links) und Anordnung der Thermoelemente zur Bestimmung der Temperaturverteilung während des Schweißprozesses nach Tabelle 3.21 (rechts, Thermoelemente $te_6$ bis $te_8$ nicht dargestellt), nach [348].....	78
3.15:	Entstehung der Reaktionskraft (schwarzer Pfeil) als Folge der Schrumpfbehinderung während der Abkühlung der Schweißprobe unter Wegregelung (oben links) und zu erwartender Einfluss der Phasenumwandlung der Schweißnaht (grauer Pfeil) auf die Reaktionskraft (oben rechts) sowie Visualisierung der Momente $M_x$ (links unten) und $M_z$ (rechts unten) innerhalb der „2-MN-Prüfanlage (RT = Raumtemperatur), nach [327] .....	81
3.16:	Nach DIN EN ISO 3690 [350] für Zweilagenschweißverbindungen erweiterter Versuchsstand (links) mit Detailansicht vorab des Schweißversuches (Mitte) sowie Beobachtung des Prüfkörpers während der TGHE (rechts) .....	82
3.17:	Versuchsaufbau und Position ausgewählter Thermoelemente für verschiedene Stoßformen am Beispiel der DY-Naht (links) und der Längssteife (rechts), nach Tabelle 3.24 .....	84
3.18:	Versuchsaufbau zur Ermittlung der Eigenspannungsverteilung an der Oberfläche an Kleinproben im Labor (links) als auch örtlich variabel innerhalb der „2-MN-Prüfanlage“ an schrumpfbehinderten Mehrlagenschweißverbindungen (rechts), nach [357] .....	86
3.19:	Versuchsaufbau zur Bewertung der Transversaleigenspannungen über die Schweißnahtoberfläche an der kompakten U-Probe mittels Synchrotronbeugung am EDDI [351], Strahlengang schematisch dargestellt .....	88
3.20:	Versuchsaufbau zur Ermittlung der Eigenspannungsverteilung im Volumen durch Neutronenbeugung an einer mehrlagig geschweißten LTT-Stumpfstoßverbindung am Messplatz E3 [352] mit schematisch aufgezeigtem Strahlengang (links) sowie Darstellung der Position der Messebene $yz$ bei $x_M$ und Entnahmeposition des Referenzkamms $x_R$ (rechts, vgl. Tabelle 3.30), nach [357] .....	89
3.21:	Für die Neutronenbeugungsexperimente realisierte Messpunkte im Volumen in Abhängigkeit der Stoßform und der Größe der Messfläche je Messpunkt in longitudinaler Messrichtung (L), Messpunktabstand des Bauteils Längssteife lediglich 2 mm; in Anlehnung an [357] .....	92
4.1:	Einfluss des Schutzgases auf den Abbrand der Hauptlegierungselemente von den LTT-Schweißgutproben LTT CrNi (links) und LTT CrMn (rechts), Messpunktanordnung horizontal und vertikal mittig über den Schweißnahtquerschliff, Messwerte sind Mittelwerte aus drei Messungen (vgl. Tabelle 3.3).....	93

4.2:	Nach [215] berechnete Martensit-Start-Temperatur ( $M_s$ ) der reinen LTT-Schweißgüter in Abhängigkeit des Schutzgases.....	94
4.3:	Einfluss der Temperatur und des Schutzgases auf die Kerbschlagarbeit ( $KV_2$ ) der untersuchten reinen LTT-Legierungen LTT CrNi (links) und LTT CrMn (rechts).....	95
4.4:	Porengehalt in der Schweißnaht der LTT-CrNi-Legierung in Abhängigkeit der Drahtvorschubgeschwindigkeit und des Schutzgases (links) sowie porenfreie Durchstrahlungsaufnahmen der LTT-CrNi-Auftragnähte für eine Drahtvorschubgeschwindigkeit von $12 \text{ m} \times \text{min}^{-1}$ und die Schutzgase M20 und M21 (rechts).....	96
4.5:	0,2-%-Dehngrenze und Zugfestigkeit der reinen LTT-Schweißgüter in Abhängigkeit der Temperatur, ermittelt in Anlehnung an schweißprozessnahes Aufheiz- und Abkühlverhalten des Schweißgutes.....	98
4.6:	Temperaturgradient (links) und Halbwertsbreite (rechts) in Abhängigkeit der wärmebeeinflussten Länge $L_w$ , dargestellt für das Schweißgut der LTT-CrNi-Legierung ....	99
4.7:	Oberflächeneigenspannungszustand in Axialrichtung in Abhängigkeit des Verhältnisses zwischen wärmebeeinflusster und -unbeeinflusster Länge, Referenzspannungszustand bezieht sich auf den Eigenspannungszustand vorab des Heizversuches.....	101
4.8:	Eigenspannungszustand in Volumen und Axialrichtung in Abhängigkeit des Verhältnisses zwischen Schweißnahtbreite ( $L_w$ ) und wärmeunbeeinflusster Länge ( $L_u$ ), dargestellt für die LTT-CrNi-Legierung, Messvolumen $2 \times 2 \times 2 \text{ mm}^3$ .....	101
4.9:	Variation der $M_s$ über dem Schweißnahtquerschliff für die Messposition $x = 60 \text{ mm}$ im Bereich der Wurzel- ( $z = -8 \text{ mm}$ ) und Decklage ( $z = -2 \text{ mm}$ ); dargestellt für den LTT CrNi (links) und LTT CrMn (rechts; Wurzellage halbseitig gemessen); Berechnung basierend auf der mittels Elektronenstrahlmikroanalyse ermittelten Elementverteilung und dem empirischen Ansatz nach Steven und Haynes [215], nach [334] .....	103
4.10:	Entwicklung der Phasenanteile Martensit ( $\alpha'$ ) und Bainit ( $\alpha_b$ ) für die untersuchten Schweißgüter während der Abkühlung der Wurzellage (links, Messtiefe $z = -8 \text{ mm}$ ) und für die Decklage (rechts, Messtiefe $z = -2 \text{ mm}$ ), nach [334] .....	103
4.11:	Temperaturgradient (richtungsabhängig) bezogen auf die Temperatur der Messstelle $x = 60 \text{ mm}$ nach dem Schweißen der Wurzel- (links) und der Decklage (rechts), ermittelt während der Abkühlung der jeweiligen Lage für die schrumpfbehinderte Probe; Berechnung der Temperaturen numerisch auf Basis der ermittelten physikalischen Werkstoffparameter durchgeführt und mit den Temperaturmessungen experimentell abgeglichen (vgl. Bild 3.10 und Tabelle 3.15) .....	104
4.12:	Entwicklung der elastischen und totalen Gitterdehnung der untersuchten Schweißgüter (Longitudinalrichtung) während der Abkühlung und nach dem Schweißen der Wurzellage (links, Messtiefe $z = -8 \text{ mm}$ ) und nach dem Schweißen der Decklage (rechts, Messtiefe $z = -2 \text{ mm}$ ); nach [334] .....	105
4.13:	Entwicklung der elastischen Gitterdehnung im Austenit (links) und im Martensit bzw. Bainit (rechts) der untersuchten Schweißgüter (Longitudinalrichtung) während der Abkühlung und nach dem Schweißen der Wurzellage (Messposition = $-8 \text{ mm}$ ), nach [334] .....	107
4.14:	Entwicklung der elastischen Gitterdehnung im Austenit (links) und im Martensit bzw. Bainit (rechts) der untersuchten Schweißgüter (Longitudinalrichtung) während der Abkühlung und nach dem Schweißen der Decklage (Messposition = $-2 \text{ mm}$ ), nach [334] ...	108
4.15:	Eigenspannungsverteilung an der Schweißnahtoberfläche in longitudinaler (links) und transversaler Messrichtung (rechts); Einseitige Messung und gespiegelt an der Schweißnahtmittellachse; Die Eigenspannungen sind gewichtete Mittelwerte mehrerer Netzebenen.....	110
4.16:	Eigenspannungsverteilung der konventionellen Verbindung (links) und der LTT-CrMn-Verbindung (rechts) im Schweißnahtvolumen der dreilagig geschweißten	

	Schweißverbindung (einseitige Messung), dargestellt für verschiedene Messtiefen z unterhalb der Schweißnahtoberfläche (vgl. Bild 3.21) .....	112
4.17:	Eigenspannungsverteilung im Volumen der artfremd geschweißten Auftragnähte (schrumpfbehinderte Probe); Einsatz des LTT-CrNi- (links) und des LTT-CrMn-Zusatzes (rechts) lediglich im Bereich der Decklage, Fertigung der Wurzel- und Fülllage mit Hilfe des konventionellen Zusatzes; (einseitige Messung), dargestellt für verschiedene Messtiefen z unterhalb der Schweißnahtoberfläche (vgl. Bild 3.21) .....	113
4.18:	Messposition der WDX-Analysen, dargestellt am Schweißnahtquerschnitt des LTT CrMn (oben) und Variation der theoretisch möglichen $M_s$ über dem Schweißnahtquerschnitt der untersuchten LTT-Legierungen und Zwischenlagentemperatur (unten), ermittelt nach Steven und Haynes [215] .....	115
4.19:	Während der Abkühlung der Decklage ermittelte Entwicklung des Temperaturgradienten in Longitudinal- (links, Schweißrichtung) und Transversalrichtung (rechts, quer zur Schweißrichtung) bezogen auf die Temperatur des Schweißgutes in Probenmitte .....	117
4.20:	Ermittlung der Martensit-Start-Temperatur ( $M_s$ ) der LTT-CrMn- (links) und der LTT-CrNi-Verbindung (rechts) mittels Einsensor-Differenz-Thermoanalyse durch Schmelztauchen eines Thermoelements ins Schweißgut der Decklage .....	118
4.21:	Für die konventionelle Verbindung ermittelter Verzug am Blechrand und in Schweißnahtmitte während der schweißtechnischen Fertigung der Wurzellage (links) und der Decklage (rechts); Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur = 50 °C; Schmelztauchen durch ein Thermoelement ( $te_7$ ) in Schweißnahtmitte durchgeführt (vgl. Tabelle 3.18) .....	119
4.22:	Für die LTT-Verbindungen LTT CrNi (oben) und LTT CrMn (unten) ermittelter Verzug am Blechrand und in Schweißnahtmitte während der schweißtechnischen Fertigung der Wurzellage (links) und der Decklage (rechts); dargestellt für die Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur von 50 °C .....	120
4.23:	Verzug in Probenmitte und am Blechrand bezogen auf die Temperatur des Schweißgutes in Nahtmitte nach dem Schweißen der Wurzel- (links) und der Decklage (rechts); dargestellt für eine Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur von 50 °C (oben) und 200 °C (unten) .....	122
4.24:	Relative Zunahme des Verzuges der Wurzel- (links) und der Decklage (rechts) am Blechrand mit Beginn des Schweißprozesses bis zum lokalen Maximum in Abhängigkeit der gewählten Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur sowie Zusatzwerkstoff; Messstellen in Abhängigkeit der in Tabelle 3.19 dargestellten Messpositionen .....	123
4.25:	Relative Abnahme des Verzuges am Blechrand während der Abkühlung der Wurzel- (links) und der Decklage (rechts) und nach dem Durchlaufen des lokalen Maximums in Abhängigkeit der gewählten Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur sowie Zusatzwerkstoff; Messstellen in Abhängigkeit der in Tabelle 3.19 dargestellten Messpositionen .....	124
4.26:	Resultierender Winkelverzug der Zweilagenn- (links) und der Mehrlagenschweißverbindungen (rechts) in Abhängigkeit des gewählten Zusatzwerkstoffes und der Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur sowie quer zur Schweißnahtmitte; prozentuale Abweichung normiert auf den Winkelverzug der konventionellen Verbindung; Winkelverzug der konventionellen 20 mm starken Mehrlagenschweißverbindung aus [357] ermittelt .....	125
4.27:	Kerbschlagarbeit und Zugfestigkeit der Zweilagenschweißverbindungen in Abhängigkeit der Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur und des verwendeten Zusatzwerkstoffes; Prüftemperatur = 20 °C .....	126
4.28:	Variation der über dem Schweißnahtquerschnitt theoretisch möglichen $M_s$ der untersuchten LTT-Schweißverbindungen in verschiedenen Messtiefen unterhalb der	

	Schweißnahtoberfläche; dargestellt für eine Zwischenlagentemperatur von 50 °C, ermittelt nach Steven und Haynes [215].....	127
4.29:	Qualitative Darstellung der Intensität (Farbskala entsprechend der Counts für das Element) und der Verteilung der Hauptlegierungselemente Chrom (oben) und Mangan bzw. Nickel (unten) der LTT-CrMn-Verbindung (links) und der LTT-CrNi-Verbindung (rechts); Zwischenlagentemperatur 50 °C; WDX-Übersichtsaufnahme .....	128
4.30:	Entwicklung der Reaktionskraft während der schweißtechnischen Fertigung der Wurzel- (links) und der Decklage (rechts) der konventionellen Schweißverbindung; dargestellt für die Vorwärm- und Zwischenlagentemperaturen von 50 °C, nach [348].....	129
4.31:	Für die LTT-Verbindungen LTT CrNi (oben) und LTT CrMn (unten) ermittelte Reaktionskraft während der schweißtechnischen Fertigung der Wurzellage (links) und der Decklage (rechts); dargestellt für die Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur von 50 °C, nach [348] .....	131
4.32:	Für die LTT-Verbindungen LTT CrNi (oben) und LTT CrMn (unten) ermittelte Reaktionskraft während der schweißtechnischen Fertigung der Wurzellage (links) und der Decklage (rechts); dargestellt für die Vorwärm- und Zwischenlagentemperaturen von 200 °C.....	133
4.33:	Änderung der Reaktionskraft während der schweißtechnischen Fertigung der Wurzellage (links) und der Decklage (rechts) in Abhängigkeit der Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur; ermittelt zwischen den lokalen Minima und Maxima im Reaktionskraft-Prozesszeit-Diagramm und Angabe der Zeitdauer der Phasenumwandlung.....	135
4.34:	Mittelwert der zeitlichen Änderung des Anstieges der Reaktionskraft während der Abkühlung der Wurzellage (links) und der Decklage (rechts), Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur = 50 °C; bezogen auf das letzte bestimmbare lokale Minimum im Reaktionskraft-Prozesszeit-Diagramm.....	136
4.35:	Niveau der Reaktionskraft für die Wurzellage vor der Unterschreitung der Zwischenlagentemperatur (links) und Reaktionskraft der Zweilagenschweißverbindung nach der schweißtechnischen Fertigung der Decklage bei Raumtemperatur (rechts) in Abhängigkeit der verwendeten Zusatzwerkstoffe und der Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperaturen; *Reaktionskraft normiert auf das Versuchsende der LTT-CrMn-Verbindung, nach [364].....	136
4.36:	Entwicklung des Reaktionsmomentes $M_x$ für die konventionelle Schweißverbindung während der schweißtechnischen Fertigung der Wurzel- (links) und der Decklage (rechts), Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur 50 °C.....	138
4.37:	Für die LTT-Verbindungen LTT CrNi (oben) und LTT CrMn (unten) ermittelte Biegemomente zweier Schweißversuche während der schweißtechnischen Fertigung der Wurzellage (links) und der Decklage (rechts); dargestellt für die Vorwärm- und Zwischenlagentemperaturen von 50 °C.....	139
4.38:	Für die LTT-Verbindungen LTT CrNi (oben) und LTT CrMn (unten) ermittelte Biegemomente zweier Schweißversuche während der schweißtechnischen Fertigung der Wurzellage (links) und der Decklage (rechts); dargestellt für die Vorwärm- und Zwischenlagentemperaturen von 200 °C.....	140
4.39:	Über die Versuchsreihe hinweg ermitteltes Niveau der durch die Reaktionskraft ( $i = F_y$ ) und dem Biegemoment ( $i = M_x$ ) verursachten jeweiligen Reaktionsspannung $\sigma_i$ und der Gesamtreaktionsspannung ( $\sigma_{F_y} + \sigma_{M_x}$ ) auf der Schweißnahtoberfläche der Zweilagenschweißverbindungen bei Raumtemperatur in Abhängigkeit der verwendeten Zusatzwerkstoffe und der Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperaturen; dargestellt für eine Prozesszeit des Schweißprozesses der Decklage von 70 min.....	141
4.40:	Haupteffekt- (links) und Wechselwirkungsdiagramm (rechts) für die Reaktionsspannung auf Basis der Reaktionskraft $\sigma_{F_y}$ in MPa nach Abkühlung auf Umgebungstemperatur	

	sowie in Abhängigkeit der Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur und der Martensit-Start-Temperatur .....	144
4.41:	Haupteffekt- (links) und Wechselwirkungsdiagramm (rechts) für die Reaktionsspannung auf Basis des Biegemomentes $\sigma_{Mx}$ in MPa nach Abkühlung auf Umgebungstemperatur sowie in Abhängigkeit der Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur und der Martensit-Start-Temperatur .....	144
4.42:	Effekt der Martensit-Start-Temperatur der reinen LTT-Legierungen und der Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur auf die Reaktionsspannung $\sigma_{Fy}$ in MPa (links) und die Reaktionsspannung auf Basis des Biegemomentes $\sigma_{Mx}$ in MPa (rechts) nach Abkühlung auf Umgebungstemperatur; Zusammenfassung der faktoriellen Anpassung und der Varianzanalyse .....	145
4.43:	Haupteffekt- (links) und Wechselwirkungsdiagramm (rechts) für die Reaktionsspannung auf Basis des Biegemomentes $\sigma_{total}$ in MPa nach Abkühlung auf Umgebungstemperatur sowie in Abhängigkeit der Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur und der Martensit-Start-Temperatur .....	146
4.44:	Effekt der Martensit-Start-Temperatur der reinen LTT-Legierungen und der Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur auf die Gesamtreaktionsspannung $\sigma_{total}$ in MPa (links) und Zusammenfassung der faktoriellen Anpassung und der Varianzanalyse (rechts) .....	146
4.45:	REM-Aufnahme der Oberfläche der für die LTT-CrMn-Schweißnaht gefundenen Kaltrisse; Übersichtsaufnahme im Bereich der Wurzellage (links) und beispielhaft für den gesamten untersuchten Bereich der Bruchfläche dargestelltes Detailbild (rechts); $T_p$ bzw. $T_i = 200 \text{ }^\circ\text{C}$ .....	147
4.46:	REM-Aufnahme der Oberfläche der für die LTT-CrMn-Schweißnaht gefundenen Kaltrisse; Übersichtsaufnahme im Bereich der Decklage (links) und beispielhaft für den gesamten Bereich der Bruchfläche dargestelltes Detailbild eines interkristallinen Rissverlaufs (rechts); $T_p$ bzw. $T_i = 200 \text{ }^\circ\text{C}$ .....	148
4.47:	Für die LTT-Zweilagenschweißverbindungen ermittelte Konzentration an Wasserstoff innerhalb der Schweißnaht des Probenstückes in Abhängigkeit der Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur und der Überführungstemperatur des Prüfstückes ins Eiswasser; *Niveau aufgrund eines Ausreißers und der Messbedingungen reduziert .....	149
4.48:	Haupteffekt- (links) und Wechselwirkungsdiagramm (rechts) für die Wasserstoffkonzentration innerhalb der Schweißnaht des Probenstückes in Abhängigkeit der Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur und der Martensit-Start-Temperatur; Probenlagerung in Eiswasser bei $T_i = 50 \text{ }^\circ\text{C}$ .....	150
4.49:	Effekt der Martensit-Start-Temperatur der reinen LTT-Legierungen und der Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur auf die Wasserstoffkonzentration innerhalb der Schweißnaht des Probenstückes in ppm (links) und Zusammenfassung der faktoriellen Anpassung und der Varianzanalyse (rechts), Probenlagerung in Eiswasser bei $T_i = 50 \text{ }^\circ\text{C}$ ; Konturdiagramm nur für die betrachtete Versuchsreihe gültig .....	150
4.50:	Lagenaufbau der konventionellen Schweißverbindung (oben), der LTT-CrNi-Verbindung (Mitte) und der artfremd geschweißten Verbindung mit Beschränkung des Zusatzes LTT CrNi auf die Decklage (unten) und Darstellung der Variation von Chrom im Schweißnahtquerschnitt (qualitativ, Farbskala entsprechend der Counts für das Element) (links) sowie die Variation der theoretisch möglichen $M_s$ über dem Schweißnahtquerschnitt in verschiedenen Messtiefen (rechts); ermittelt nach Steven und Haynes [215]; Ätzmittel: 2 % Nital (oben), LB I (Mitte, unten) .....	152
4.51:	Entwicklung der Reaktionskraft während der schweißtechnischen Fertigung der Wurzellage der konventionellen Verbindung (links) und der LTT-CrNi-Schweißverbindung (rechts), $T_p$ , $T_i = 50 \text{ }^\circ\text{C}$ .....	154

4.52:	Entwicklung der Reaktionskraft während der schweißtechnischen Fertigung der Fülllage der konventionellen Verbindung (links) und der LTT-CrNi-Schweißverbindung (rechts); $T_p, T_i = 50\text{ °C}$ .....	154
4.53:	Entwicklung der Reaktionskraft während der schweißtechnischen Fertigung der Decklage der konventionellen Verbindung (links) und der LTT-CrNi-Schweißverbindungen (rechts); $T_p, T_i = 50\text{ °C}$ .....	155
4.54:	Entwicklung des Reaktionsmomentes $M_x$ während der schweißtechnischen Fertigung der Wurzellage (links) und der Fülllage (rechts) der konventionellen Schweißverbindung; $T_p, T_i = 50\text{ °C}$ .....	155
4.55:	Entwicklung des Reaktionsmomentes $M_x$ während der schweißtechnischen Fertigung der Decklage der konventionellen Verbindung (links) und der im Bereich der Decklage unter Nutzung des Zusatzwerkstoffes LTT CrNi artfremd geschweißten Verbindung (rechts); $T_p, T_i = 50\text{ °C}$ .....	156
4.56:	Während der Abkühlung der Decklage (letzte Schweißraupe) ermittelte Entwicklung des Temperaturgradienten in Longitudinal- (links, Schweißrichtung) und Transversalrichtung in Probenmitte (rechts) bezogen auf die Temperatur des Schweißgutes in Probenmitte; ermittelt durch Eintauchen der Thermolemente te6, te7 und te8 ins Schweißgut (vgl. Tabelle 3.22) .....	157
4.57:	Entwicklung des Reaktionsmomentes $M_x$ für die letzten Schweißraupe der Decklage der konventionellen Verbindung (links) und der im Bereich der Decklage artfremd geschweißten Verbindung (rechts); Darstellung der Temperaturverteilung am Schweißnahtanfang (NA), der Nahtmitte (NM) und dem Nahtende (NE); Schweißdauer hellgrau schraffiert und Integral der eingebrachten Wärmemenge dunkelgrau schraffiert dargestellt .....	158
4.58:	Über die Versuchsreihe hinweg ermitteltes Niveau der durch die Reaktionskraft ( $i = F_y$ ) und dem Biegemoment ( $i = M_x$ ) verursachten jeweiligen Reaktionsspannung $\sigma_i$ und der Gesamtreaktionsspannung ( $\sigma_{F_y} + \sigma_{M_x}$ ) der Mehrlagenschweißverbindungen auf der Blechoberseite bei Raumtemperatur und in Abhängigkeit der verwendeten Zusatzwerkstoffe und des Lagenaufbaus; dargestellt für eine Prozesszeit des Schweißprozesses der Decklage von 238 min; $T_p, T_i = 50\text{ °C}$ .....	158
4.59:	Mittelwerte und Streubreiten der Transversaleigenspannungen auf der Schweißnahtoberfläche (Decklage) der LTT-CrNi-Verbindungen im eingespannten Zustand, dargestellt für eine $T_p, T_i$ von $50\text{ °C}$ (links, nach [348]) und $200\text{ °C}$ (rechts), Streuband basiert auf jeweils einer Eigenspannungsanalyse pro Schweißversuch der wiederholt durchgeführten Eckpunkte des Versuchsplans (vgl. Bild 3.11), nach [364] .....	161
4.60:	Mittelwerte und Streubreiten der Transversaleigenspannungen auf der Schweißnahtoberfläche (Decklage) der LTT-CrMn-Verbindungen (links) und der konventionellen Schweißverbindungen (rechts) im eingespannten Zustand, dargestellt für eine $T_p, T_i$ von $50\text{ °C}$ ; Streuband basiert auf jeweils einer Eigenspannungsanalyse pro Schweißversuch der wiederholt durchgeführten Eckpunkte des Versuchsplans (vgl. Bild 3.11), nach [348, 364] .....	162
4.61:	Mittelwerte und Streubreiten der Transversaleigenspannungen auf der Schweißnahtoberfläche (Decklage) der LTT-CrNi-Verbindungen im ausgespannten Zustand, dargestellt für eine $T_p, T_i$ von $50\text{ °C}$ (links, nach [348]) und $200\text{ °C}$ (rechts), Streuband basiert auf einer Eigenspannungsanalyse pro Schweißversuch der wiederholt durchgeführten Eckpunkte des Versuchsplans (vgl. Bild 3.11), nach [364] .....	162
4.62:	Mittelwerte und Streubreiten der Transversaleigenspannungen auf der Schweißnahtoberfläche (Decklage) der LTT-CrMn-Verbindungen (links) und der konventionellen Schweißverbindungen (rechts) im ausgespannten Zustand, dargestellt für eine $T_p, T_i$ von $50\text{ °C}$ ; Streuband basiert auf jeweils einer Eigenspannungsanalyse pro	

	Schweißversuch der wiederholt durchgeführten Eckpunkte des Versuchsplans (vgl. Bild 3.11), nach [348, 364].....	163
4.63:	Mittelwerte und Streubreiten der Longitudinaleigenspannungen auf der Schweißnahtoberfläche (Decklage) der LTT-CrNi-Verbindungen im ausgespannten Zustand, dargestellt für eine $T_p$ , $T_i$ von 50 °C (links, nach [348]) und 200 °C (rechts), Streuband basiert auf jeweils einer Eigenspannungsanalyse pro Schweißversuch der wiederholt durchgeführten Eckpunkte des Versuchsplans (vgl. Bild 3.11), nach [364].....	164
4.64:	Mittelwerte und Streubreiten der Longitudinaleigenspannungen auf der Schweißnahtoberfläche (Decklage) der LTT-CrMn-Verbindungen (links) und der konventionellen Schweißverbindungen (rechts) im ausgespannten Zustand, dargestellt für eine $T_p$ , $T_i$ von 50 °C; Streuband basiert auf jeweils einer Eigenspannungsanalyse pro Schweißversuch der wiederholt durchgeführten Eckpunkte des Versuchsplans (vgl. Bild 3.11), nach [348, 364].....	164
4.65:	Transversaleigenspannungen im Volumen der LTT-CrNi-, der LTT-CrMn- und der konventionellen Schweißverbindungen in Abhängigkeit der $T_p$ , $T_i$ und der Messtiefe $z$ unterhalb der Schweißnahtoberfläche (Decklage).....	166
4.66:	Longitudinaleigenspannungen im Volumen der LTT-CrNi-, der LTT-CrMn- und der konventionellen Schweißverbindungen in Abhängigkeit der $T_p$ , $T_i$ und der Messtiefe $z$ unterhalb der Schweißnahtoberfläche (Decklage).....	167
4.67:	Normaleigenspannungen im Volumen der LTT-CrNi-, der LTT-CrMn- und der konventionellen Schweißverbindungen in Abhängigkeit der $T_p$ , $T_i$ und der Messtiefe $z$ unterhalb der Schweißnahtoberfläche (Decklage).....	168
4.68:	Transversaleigenspannungen auf der Schweißnahtoberfläche (Decklage) der freischumpfend geschweißten LTT-CrNi-Verbindungen; dargestellt für eine $T_p$ , $T_i$ von 50 °C (links) und 200 °C (rechts), Einzelmessung, nach [357, 374].....	169
4.69:	Transversaleigenspannungen auf der Schweißnahtoberfläche (Decklage) der freischumpfend geschweißten LTT-CrMn-Verbindungen (links) und der konventionellen Schweißverbindungen (rechts), dargestellt für eine $T_p$ , $T_i$ von 50 °C; Einzelmessung, nach [357, 374].....	170
4.70:	Longitudinaleigenspannungen auf der Schweißnahtoberfläche (Decklage) der freischumpfend geschweißten LTT-CrNi-Verbindungen; dargestellt für eine $T_p$ , $T_i$ von 50 °C (links) und 200 °C (rechts), Einzelmessung, nach [357, 374].....	171
4.71:	Longitudinaleigenspannungen auf der Schweißnahtoberfläche (Decklage) der freischumpfend geschweißten LTT-CrMn-Verbindungen (links) und der konventionellen Schweißverbindungen (rechts), dargestellt für eine $T_p$ , $T_i$ von 50 °C; Einzelmessung, nach [357, 374].....	171
4.72:	Transversaleigenspannungen auf der Schweißnahtoberfläche der mit Hilfe des LTT-CrNi-Zusatzes artfremd bzw. lediglich im Bereich der Decklage artfremd geschweißten Mehrlagenschweißverbindungen (links) und der konventionellen Mehrlagenschweißverbindung (rechts) im ausgespannten Zustand; dargestellt für eine $T_p$ , $T_i$ von 50 °C; Einzelmessung.....	172
4.73:	Longitudinaleigenspannungen auf der Schweißnahtoberfläche der mit Hilfe des LTT-CrNi-Zusatzes artfremd bzw. lediglich im Bereich der Decklage artfremd geschweißten Mehrlagenschweißverbindungen (links) und der konventionellen Mehrlagenschweißverbindung (rechts) im ausgespannten Zustand; dargestellt für eine $T_p$ , $T_i$ von 50 °C; Einzelmessung.....	173
4.74:	Transversaleigenspannungen im Volumen der LTT-CrNi- (links) und der LTT-CrMn-Mehrlagenschweißverbindungen in Abhängigkeit der $T_p$ , $T_i$ und der Messtiefe $z = -4$ mm, $z = -12,5$ mm und $z = -21$ mm unterhalb der Schweißnahtoberfläche (Decklage); Schweißnahtbreite grau schattiert dargestellt, nach [357, 364, 374].....	175

4.75:	Longitudinaleigenspannungen im Volumen der LTT-CrNi- (links) und der LTT-CrMn-Mehrlagenschweißverbindungen in Abhängigkeit der $T_p$ , $T_i$ und der Messtiefe $z = -4$ mm, $z = -12,5$ mm und $z = -21$ mm unterhalb der Schweißnahtoberfläche (Decklage); Schweißnahtbreite grau schattiert dargestellt, nach [357, 364, 374] .....	176
4.76:	Normaleigenspannungen im Volumen der LTT-CrNi- (links) und der LTT-CrMn-Mehrlagenschweißverbindungen in Abhängigkeit der $T_p$ , $T_i$ und der Messtiefe $z = -4$ mm, $z = -12,5$ mm und $z = -21$ mm unterhalb der Schweißnahtoberfläche (Decklage); Schweißnahtbreite grau schattiert dargestellt, nach [357, 374].....	177
4.77:	Transversal- (links) und Longitudinaleigenspannungen im Volumen (rechts) der artgleich- (konv.) und für die Decklage artfremd geschweißten Verbindung (LTT CrNi) in Abh. der Messtiefe ( $z = -1,5 - -10$ mm), nach [364] .....	180
4.78:	Normaleigenspannungen im Volumen der artgleich- (konv., Blechdicke = 20 mm, nach [357]) und für die Decklage artfremd geschweißten Verbindung (LTT CrNi, Blechdicke = 25 mm) in Abhängigkeit der Messtiefe ( $z = -1,5$ mm – -10 mm) .....	181
4.79:	Während der Abkühlung der ersten Lage ermittelte Entwicklung des Temperaturgradienten in Longitudinal- (links, Schweißrichtung) und in Transversalrichtung (rechts, quer zur Schweißrichtung), bezogen auf die Temperatur des Schweißgutes in Probenmitte .....	183
4.80:	Lagenaufbau der artfremd geschweißten DY-Stumpfstoßverbindung und die Visualisierung der Verteilung von Chrom über den Lagenquerschnitt (links, Farbskala entsprechend der Counts für das Element) sowie die Variation der theoretisch möglichen $M_5$ über den Schweißnahtquerschnitt in verschiedenen Messtiefen (rechts); ermittelt nach Steven und Haynes [215] .....	183
4.81:	Mittelwerte und Streubreiten der Transversaleigenspannungen auf der Oberfläche der LTT-CrNi-Verbindungen im ausgespannten Zustand, dargestellt für die erste Lage (links) und die Gegenlage (rechts); Streuband basiert auf jeweils zwei Eigenspannungsmessungen in Schweißnahtmitte und am -ende je Schweißversuch .....	184
4.82:	Mittelwerte und Streubreiten der Longitudinaleigenspannungen auf der oberfläche der LTT-CrNi-Verbindungen im ausgespannten Zustand, dargestellt für die erste Lage (links) und die Gegenlage (rechts); Streuband basiert auf jeweils zwei Eigenspannungsmessungen in Schweißnahtmitte und am -ende je Schweißversuch .....	184
4.83:	Während der Abkühlung der ersten Lage der Überlappverbindung ermittelte Entwicklung des Temperaturgradienten in Longitudinalrichtung (links, Schweißrichtung) bezogen auf die Temperatur am Steg oberhalb des Schweißgutes in Probenmitte (te9, vgl. Tabelle 3.24) und in Transversalrichtung (rechts, quer zur Schweißrichtung) bezogen auf die Temperatur des Schweißgutes am Ende der Schweißnaht.....	185
4.84:	Lagenaufbau der artfremd geschweißten Überlappverbindung (Darstellung um 90° gedreht) und die Visualisierung der Verteilung von Chrom über dem Lagenquerschnitt (links, Farbskala entsprechend der Counts für das Element) sowie die Variation der theoretisch möglichen $M_5$ über dem Schweißnahtquerschnitt in verschiedenen Messtiefen (rechts); ermittelt nach Steven und Haynes [215] .....	186
4.85:	Mittelwerte und Streubreiten der Transversal- (links) und der Longitudinaleigenspannungen (rechts) auf der Schweißnahtoberfläche der LTT-CrNi-Verbindungen (Überlappverbindung) im ausgespannten und entlasteten Zustand, Messlinie für die erste Lage im Querschnitt der Probe dargestellt; Streuband basiert auf jeweils zwei Eigenspannungsmessungen in Schweißnahtmitte und am -ende je Schweißversuch .....	186
4.86:	Während der Abkühlung der letzten Lage bzw. Schweißraupe ermittelte Entwicklung des Temperaturgradienten in Longitudinal- (links, Schweißrichtung) und in Transversalrichtung (rechts, quer zur Schweißrichtung, abgewandt vom Steg), bezogen auf die Temperatur des Schweißgutes in Probenmitte .....	187

4.87:	Lagenaufbau der artfremd geschweißten Doppel-T-Stoßverbindung und die Verteilung von Chrom über dem Lagenquerschnitt (links, Farbskala entsprechend der Counts) sowie die Variation der theoretisch möglichen $M_s$ über dem Schweißnahtquerschnitt in verschiedenen Messtiefen (rechts); ermittelt nach Steven und Haynes [215].....	187
4.88:	Mittelwerte und Streubreiten der nahtnahen Transversaleigenspannungen auf dem Gurtblech der LTT-CrNi-Verbindungen (Doppel-T-Stoßverbindung) im ausgespannten und im entlasteten Zustand sowie im Bereich der Deck- (links) und der Wurzellage (rechts), Messlinie im Querschnitt der Probe dargestellt; Streuband basiert auf jeweils zwei Eigenspannungsmessungen in Schweißnahtmitte und am -ende je Schweißversuch.....	188
4.89:	Während der Abkühlung der Schweißnaht ermittelter Temperaturgradient in Longitudinal- (links, s. Pfeilrichtung, $te_{11}$ bzw. $te_{15}$ und $te_{17}$ ) und in Transversalrichtung (rechts, siehe Pfeilrichtung, $te_{13}$ und $te_{17}$ ) bezogen auf die Temperatur des Schweißgutes an der ersten Stirnseite; Messposition der Thermoelemente nach Tabelle 3.24).....	189
4.90:	Mittelwerte und Streubreiten der Transversal- (links, quer zur Schweißrichtung) und der Longitudinaleigenspannungen (rechts, entlang der Schweißrichtung) in der Mitte des Gurtbleches und entlang einer Messlinie vorab der Schweißnahtkante und der ersten Stirnseite des Stegbleches.....	189
4.91:	Transversal- (oben), Longitudinal- (Mitte) und Normaleigenspannungen (unten) im Volumen der artfremd (links, LTT CrNi) und der artgleich (rechts, konv.) geschweißten Doppel-T-Stoßverbindungen; ermittelt in der Mitte des Gurtbleches und entlang einer Messlinie vorab der ersten Stirnseite des Stegbleches, Messwerte aus verschiedenen Messtiefen $z$ ; Umschweißung im Querschnitt schematisch in schwarz dargestellt .....	191
5.1:	Aus den Erkenntnissen abgeleitetes Schaubild für die lokale (Schweißigenspannungen) und die globale (Reaktionskraft und -moment) Beanspruchung von linear geschweißten LTT-Mehrlagenschweißverbindungen (Stumpfstoßverbindung mit V-Nahtkonfiguration) in Bezug auf thermische, metallurgische und mechanische Einflussfaktoren .....	199
A.1:	Probenlage innerhalb der Prüfnahat der schrumpfbehinderten Bauteilschweißung für eine Blechdicke von 8 mm.....	249
A.2:	Einfluss des Schutzgases auf den Abbrand der Begleitlegierungselemente von den LTT-Schweißgutproben LTT CrNi (links) und LTT CrMn (rechts), Messpunktanordnung horizontal und vertikal mittig über den Schweißnahtquerschliff, Messwerte sind Mittelwerte aus drei Messungen; Referenzwert für Kohlenstoff nicht bestimmbar mit Hilfe der zugrunde liegenden Messmethode .....	250
A.3:	Einfluss der Temperatur auf die Kerbschlagarbeit des reinen Schweißgutes des konventionellen Zusatzwerkstoffes G Mn4Ni2 CrMo [212].....	250
A.4:	Für den Fülldraht LTT CrMn (Draht-Ø 1,2 mm) modifizierte Pulsform mit Stufe für eine Drahtvorschubgeschwindigkeit von $7 \text{ m} \times \text{min}^{-1}$ , Schweißgeschwindigkeit $30 \text{ cm} \times \text{min}^{-1}$ ...	251
A.5:	Für den Fülldraht LTT CrMn (Draht-Ø 1,2 mm) modifizierte Pulsform mit Stufe für eine Drahtvorschubgeschwindigkeit von $8 \text{ m} \times \text{min}^{-1}$ , Schweißgeschwindigkeit $30 \text{ cm} \times \text{min}^{-1}$ ...	251
A.6:	Für den Fülldraht LTT CrMn (Draht-Ø 1,2 mm) modifizierte Pulsform mit Stufe für eine Drahtvorschubgeschwindigkeit von $10 \text{ m} \times \text{min}^{-1}$ , Schweißgeschwindigkeit $30 \text{ cm} \times \text{min}^{-1}$	252
A.7:	Für den Fülldraht LTT CrMn (Draht-Ø 1,2 mm) modifizierte Pulsform mit Stufe für eine Drahtvorschubgeschwindigkeit von $12 \text{ m} \times \text{min}^{-1}$ , Schweißgeschwindigkeit $30 \text{ cm} \times \text{min}^{-1}$ .	252
A.8:	Für den Fülldraht LTT CrNi (Draht-Ø 1,2 mm) modifizierte Pulsform mit Stufe für eine Drahtvorschubgeschwindigkeit von $7 \text{ m} \times \text{min}^{-1}$ , Schweißgeschwindigkeit $30 \text{ cm} \times \text{min}^{-1}$ ..	253
A.9:	Für den Fülldraht LTT CrNi (Draht-Ø 1,2 mm) modifizierte Pulsform mit Stufe für eine Drahtvorschubgeschwindigkeit von $8 \text{ m} \times \text{min}^{-1}$ , Schweißgeschwindigkeit $30 \text{ cm} \times \text{min}^{-1}$ ..	253

A.10:	Für den Fülldraht LTT CrNi (Draht-Ø 1,2 mm) modifizierte Pulsform mit Stufe für eine Drahtvorschubgeschwindigkeit von $10 \text{ m} \times \text{min}^{-1}$ , Schweißgeschwindigkeit $30 \text{ cm} \times \text{min}^{-1}$	254
A.11:	Für den Fülldraht LTT CrNi (Draht-Ø 1,2 mm) modifizierte Pulsform mit Stufe für eine Drahtvorschubgeschwindigkeit von $12 \text{ m} \times \text{min}^{-1}$ , Schweißgeschwindigkeit $30 \text{ cm} \times \text{min}^{-1}$ .	254
A.12:	Nahtausbildung einer Auftragnaht unter Verwendung des Zusatzwerkstoffes LTT CrNi in Abhängigkeit des Schutzgases und der Prozessform im MAG-Sprühlichtbogen (links) und unter Anwendung des MAG-Pulsprozesses (rechts); Drahtvorschubgeschwindigkeit = $10 \text{ m} \times \text{min}^{-1}$ ; Schweißgeschwindigkeit = $40 \text{ cm} \times \text{min}^{-1}$ .....	255
A.13:	Nahtausbildung der Schweißnaht LTT CrNi (oben) und LTT CrMn (unten) für den MAG-Pulsprozess in Abhängigkeit der Drahtvorschubgeschwindigkeit ( $v_0$ ), Schutzgas = M20 [313] .....	255
A.14:	Ausbildung der technischen Dehnung in Abhängigkeit der Temperatur für die Wärmeeinflusszone des genutzten Feinkornbaustahls S960 QL [56], dargestellt für verschiedenen $t_{8/5}$ -Zeiten (links, Haltezeit 3 s bei einer Haltetemperatur von $1000 \text{ }^\circ\text{C}$ ) und metallographische Schliffe des Gefüges (rechts, Ätzmittel: Nital 2 %).....	256
A.15:	Spezifische Wärmekapazität, Dichte und thermischer Ausdehnungskoeffizient (physikalisch) der reinen LTT-Schweißgüter in Abhängigkeit der Temperatur, ermittelt in Anlehnung an schweißprozessnahe Prozessparameter, dargestellt für den Aufheiz- (links) und Abkühlvorgang (rechts) .....	257
A.16:	Wärmeleitfähigkeit der reinen LTT-Schweißgüter in Abhängigkeit der Temperatur, dargestellt für den Aufheizvorgang .....	258
A.17:	0,2-%-Dehngrenze und Zugfestigkeit des konventionellen Schweißgutes (G Mn4Ni2 CrMo [212]) in Abhängigkeit der Temperatur, ermittelt in Anlehnung an schweißprozessnahe Aufheiz- und Abkühlparameter .....	258
A.18:	E-Modul, G-Modul und Querkontraktionszahl $\mu$ der reinen LTT-Schweißgüter in Abhängigkeit der Temperatur, dargestellt für den Aufheiz- (oben) und Abkühlvorgang (unten).....	259
A.19:	Oberflächeneigenspannungszustand in Axialrichtung in Abhängigkeit des Verhältnisses zwischen wärmebeeinflusster und -unbeeinflusster Länge, Referenzspannungszustand bezieht sich auf den Eigenspannungszustand vorab des Heizversuches, Werkstoff: S 235JCR [332].....	259
A.20:	Entwicklung der elastischen und totalen Gitterdehnung in Normalrichtung jeweils nach dem Schweißen der Wurzellage und der Decklage (oben) sowie Entwicklung der phasenspezifischen elastischen Gitterdehnung in Normalrichtung während der Abkühlung der Wurzellage (Mitte, Messposition $z = -8 \text{ mm}$ ) und der Decklage (unten, Messposition $z = -2 \text{ mm}$ ).....	260
A.21:	Phasenanteil und Dehnungsentwicklung in Abhängigkeit der Temperatur der reinen Schweißgüter im In-situ-Beugungsexperiment der Flachprobe, Messposition $x = 60 \text{ mm}$ , $z = -2 \text{ mm}$ , (vgl. Bild 2.14) .....	261
A.22:	Temperaturgradient (richtungsabhängig) in Abhängigkeit der Temperatur für die Messstelle ( $x = 60 \text{ mm}$ , $y = 0 \text{ mm}$ ) während der Abkühlung der Flachprobe für das In-situ-Beugungsexperiment; (vgl. Bild 3.10) .....	262
A.23:	Phasenspezifische Eigenspannungsverteilung im Volumen der artfremd geschweißten Schweißverbindungen (Flachprobe ohne Schrumpfbehinderung) mit dem LTT-CrNi- (links) und dem LTT-CrMn-Zusatz lediglich im Bereich der Decklage, Wurzel- und Fülllage mit Hilfe des konventionellen Zusatzes gefertigt; Umschmelzversuch des austenitischen Werkstoffes 1.4301 zum Vergleich .....	262
A.24:	Während der schweißtechnischen Fertigung der Wurzellage (links) und der Decklage (rechts) der konventionellen und freischumpfenden Verbindung ermittelter Verzug am Blechrand und am Schweißnahtanfang (oben) sowie Schweißnahtende (unten); Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur = $50 \text{ }^\circ\text{C}$ .....	263

A.25:	Für die LTT-Verbindung LTT CrNi ermittelter Verzug am Blechrand und am Schweißnahtanfang (links) bzw. -ende (rechts) während der schweißtechnischen Fertigung der Wurzellage (oben) und der Decklage (unten); dargestellt für die Vorwärm- und Zwischenlagentemperaturen von 50 °C.....	264
A.26:	Für die LTT-Verbindung LTT CrNi ermittelter Verzug am Blechrand und am Schweißnahtanfang (NA), -mitte (NM) und -ende (NE) während der Abkühlung der Wurzel- (links) und der Decklage (rechts) in Abhängigkeit der Temperatur des Schweißgutes am Nahtanfang, -mitte und -ende, $T_p$ bzw. $T_i = 50$ °C.....	264
A.27:	Für die LTT-Verbindung LTT CrMn ermittelter Verzug am Blechrand und am Schweißnahtanfang (links) bzw. -ende (rechts) während der schweißtechnischen Fertigung der Wurzellage (oben) und der Decklage (unten); dargestellt für die Vorwärm- und Zwischenlagentemperaturen von 50 °C.....	265
A.28:	Für die LTT-Verbindung LTT CrMn ermittelter Verzug am Blechrand und am Schweißnahtanfang (NA), -mitte (NM) und -ende (NE) während der Abkühlung der Wurzel- (links) und der Decklage (rechts) in Abhängigkeit der Temperatur des Schweißgutes am Nahtanfang, -mitte und -ende, $T_p$ bzw. $T_i = 50$ °C.....	265
A.29:	Für die LTT-Verbindungen LTT CrNi (oben) und LTT CrMn (unten) ermittelter Verzug am Blechrand und am Schweißnahtanfang (NA), -mitte (NM) und -ende (NE) während der Abkühlung der Wurzel- (links) und der Decklage (rechts) in Abhängigkeit der Temperatur des Schweißgutes am Nahtanfang, -mitte und -ende, $T_p$ bzw. $T_i = 200$ °C.....	266
A.30:	Entwicklung des Reaktionsmomentes $M_z$ für die konventionelle Schweißverbindung während der schweißtechnischen Fertigung der Wurzel- (links) und der Decklage (rechts), $T_p$ bzw. $T_i = 50$ °C.....	266
A.31:	Für die LTT-Verbindungen LTT CrNi (oben) und LTT CrMn (unten) ermittelte Reaktionsmomente $M_z$ zweier Schweißversuche während der schweißtechnischen Fertigung der Wurzellage (links) und der Decklage (rechts); dargestellt für die Vorwärm- und Zwischenlagentemperaturen von 50 °C.....	267
A.32:	Für die LTT-Verbindungen LTT CrNi (oben) und LTT CrMn (unten) ermittelte Reaktionsmomente $M_z$ zweier Schweißversuche während der schweißtechnischen Fertigung der Wurzellage (links) und der Decklage (rechts); dargestellt für die Vorwärm- und Zwischenlagentemperaturen von 200 °C.....	268
A.33:	Entwicklung der Ober- ( $F_1$ ) und der Unter- ( $F_2$ ) während der Abkühlung der Wurzellage der konventionellen Mehrlagenschweißverbindung; vgl. Bild 3.15.....	268
A.34:	Longitudinal- (links) und Transversaleigenspannungen (rechts) auf der Schweißnahtoberfläche (Decklage) der freischumpfend und zweilagig geschweißten LTT-CrMn-Verbindungen, dargestellt für eine $T_p$ , $T_i$ von 200 °C; (vgl. Bild 3.11).....	269
A.35:	Einzelmessung der Longitudinal- (links) und der Transversaleigenspannungen (rechts) auf der Schweißnahtoberfläche (Decklage) der freischumpfend und mehrlagig geschweißten LTT-CrMn-Verbindungen, dargestellt für eine $T_p$ , $T_i$ von 200 °C, nach [374].....	269
A.36:	Longitudinal-, Transversal- und Normaleigenspannungen im Volumen der Stumpfstoßverbindung mit DY-Nahtkonfiguration unter Verwendung des Zusatzwerkstoffes LTT CrNi, ermittelt an einer aus dem Blech entnommenen Kleinprobe.....	269



## Tabellenverzeichnis

3.1:	Auszug der chemischen Zusammensetzung des Werkstoffes S 960 QL (funkenemissionsspektrometrische Analyse) in Gew.-% .....	54
3.2:	Mittelwerte der mechanischen Kennwerte für den Werkstoff S 960 QL (Lieferzustand gehärtet und wasservergütet) gemäß Zugversuch nach DIN EN ISO 6891-1 [310], Zugprobe DIN 50125 - E 5 x 10 [311]. Die Standardabweichung ist kleiner 1 % .....	54
3.3:	Auszug der chemischen Zusammensetzung der LTT-Fülldrahtelektroden und der Massivdrahtelektrode G Mn4Ni2CrMo (konventionell) [212] sowie von deren Schweißgütern (Schutzgas: M13 [313]), in Gew.-% .....	55
3.4:	Mittelwert des Wasserstoffgehaltes der LTT-Fülldrahtelektroden in ppm, ermittelt mit Hilfe der Trägergasheißeextraktion in Verbindung mit einem Massenspektrometer (G8 Galileo) bei 900 °C .....	55
3.5:	Mittelwerte der mechanischen Kennwerte des reinen Schweißgutes gemäß DIN EN ISO 15792-1 [315] bei Raumtemperatur, Zugprüfung nach DIN EN ISO 6892-1 [310] und Kerbschlagbiegeprüfung unter Verwendung von Standardproben mit V-Kerb nach DIN EN ISO 148-1 [316] .....	55
3.6:	Versuchsparameter zur Quantifizierung der Schweißbeignung experimenteller LTT-Fülldrahtelektroden .....	57
3.7:	Versuchsparameter im Abschreckmodus DIL 805 A .....	62
3.8:	Parameter des Wärmezyklus vorab des eigentlichen (Warm-) Zugversuches .....	64
3.9:	Leistungsmerkmale der Wärmebehandlungsanlage (GEW) .....	64
3.10:	Variation der wärmeunbeeinflussten Stablänge ( $L_u$ ) und simulierter Schweißnahtbreite ( $L_w$ ) .....	66
3.11:	Parameter der Temperaturführung innerhalb der $L_w$ .....	66
3.12:	Schweißparameter für die schrumpfbehinderte Probe während des In-situ-Synchrotronstrahlbeugungsexperimentes je Schweißlage für den konventionellen Zusatzwerkstoff und die LTT-Zusatzwerkstoffe, MAG-Schweißprozess, nach [334] .....	68
3.13:	Schweißparameter für die Probe ohne Schrumpfbehinderung während des In-situ-Synchrotronstrahlbeugungsexperimentes, WIG-Schweißprozess .....	68
3.14:	Parameter des winkeldispersiven Synchrotronstrahlbeugungsexperimentes, nach [334] .....	68
3.15:	Versuchsparameter zur Temperaturmessung basierend auf dem Koordinatenursprung {0,0,0} von der Blechstirnseite, Schweißnahtmitte sowie von der Blechoberseite .....	71
3.16:	Versuchsparameter der mittels WDX-Analysen an Schweißnahtquerschnitten durchgeführten Reihenanalysen und Übersichtsaufnahmen .....	73
3.17:	Schweißparameter für die MAG-Mehrlagenschweißversuche verschiedener Blechstärken .....	75
3.18:	Anordnung der Thermoelemente basierend auf dem Koordinatenursprung {0,0,0} von der Blechstirnseite, Schweißnahtmitte sowie von der Blechoberseite in Bild 3.12 .....	75
3.19:	Anordnung der induktiven Wegaufnehmer basierend auf dem Koordinatenursprung {0,0,0} von der Blechstirnseite, Schweißnahtmitte sowie von der Blechoberseite in Bild 3.12 .....	76
3.20:	Leistungsmerkmale der 2-MN-Prüfanlage, nach [308, 309, 327] .....	79
3.21:	Gesamteinspanngrad $R_{Fy,ges}$ der Versuchskonfiguration für eine Blechdicke von 8 mm und 25 mm, freie Einspannlänge $l_{frei} = 701,5$ mm, konstant .....	79

3.22:	Anordnung der Thermoelemente basierend auf dem Koordinatenursprung {0,0,0} von der Blechstirnseite, Schweißnahtmitte und von der Blechoberseite; Variation der Messposition (y, z) abhängig von der Blechstärke.....	80
3.23:	Schweißparameter der Mehrlagenschweißverbindungen verschiedener Stoßformen unter Verwendung des Zusatzwerkstoffes LTT CrNi (Draht-Ø 1,2 mm, Schutzgas M20).....	83
3.24:	Anordnung der Thermoelemente basierend auf dem Koordinatenursprung {0,0,0} in Bild 3.17.....	84
3.25:	Messparameter der Phasenanalyse an Schweißnahtquerschliffen aller untersuchten Mehrlagen-schweißverbindungen im Labor .....	85
3.26:	Mess- und Auswerteparameter der Eigenspannungsmessung an Rundstäben mittels mobilem Röntgendiffraktometer .....	86
3.27:	Adaptierte Mess- und Auswerteparameter der Eigenspannungsmessung für verschiedene Stoßformen von Mehrlagenschweißverbindungen, basierend auf den für $CrK_{\alpha}$ -Strahlung definierten Parametern in Tabelle 3.26.....	87
3.28:	Mess- und Auswerteparameter der Eigenspannungsmessung mittels energiedispersiver Synchrotronbeugung an schrumpfbehinderten Proben .....	87
3.29:	Mess- und Auswerteparameter der Eigenspannungsmessung mittels energiedispersiver Synchrotronbeugung an Proben ohne Schrumpfbehinderung und in Transversalrichtung ...	90
3.30:	Messposition der Eigenspannungen und Entnahmeposition der Referenzkämme je untersuchter Stoßform; basierend auf dem Koordinatensystem in Bild 3.20.....	90
3.31:	Für die Neutronenbeugungsexperimente realisiertes Messvolumen innerhalb der Probe und je Messposition in Abhängigkeit der Messrichtung, der Stoßform und des verwendeten Zusatzwerkstoffes .....	90
3.32:	Mess- und Auswerteparameter der Neutronenbeugungsexperimente .....	91
4.1:	Einfluss des Schutzgases auf den resultierenden Gehalt an Sauerstoff im reinen Schweißgut der LTT-Legierungen, ermittelt mit Hilfe der Trägergasheißextraktion, dargestellt in Gew.-%; n. b. = nicht bestimmt.....	95
4.2:	Einfluss des Schutzgases und des Schweißprozesses auf der Schweißnaht der LTT-CrNi-Legierung für verschiedene Arbeitspunkte, basierend auf Kennlinien für niedriglegierte Fülldrähte, Draht-Ø 1,2 mm (↓: wenig / schlecht; ↑: viel / gut; -: mäßig) .....	96
4.3:	Einfluss der Streckenenergie und der Biegedehnung auf die Gesamtrisslänge der LTT-Legierungen LTT CrMn und LTT CrNi im Schweißgut in Millimeter, durchgeführt im Vastrestraint- und Transvastrestraint-Modus (MVT-Test) nach ISO/TR 17641-3: 2005 [317] .....	97
4.4:	Experimentell bestimmte Umwandlungstemperaturen der reinen Schweißgüter, ermittelt durch Schmelztauchen sowie SS-DTA und mit Hilfe eines Abschreckdilatometers unter schweißprozessnaher Wärmeführung ( $t_{8/5}$ -Zeit = 8 s); Schutzgas M20 (LTT) und M21 (konventionell) .....	97
4.5:	In Longitudinalrichtung maximal durch Phasenumwandlung ohne Temperaturgradienten ermittelbarer Dehnungsabbau im Martensit.....	109
A.1:	Chemische Zusammensetzung der in der Literatur verwendeten LTT-Legierungen, $M_s$ nach Steven und Haynes [215] berechnet .....	247

## Abkürzungs- und Symbolverzeichnis

### Abkürzungen

$\alpha$	Ferrit
$\alpha'$	Martensit
$\alpha_b$	Bainit
$\gamma$	Austenit
Al	Chemisches Element Aluminium
B	Blechkonfiguration
GW	Grundwerkstoff
Cu	Chemisches Element Kupfer
Cr	Chemisches Element Chrom
EDM	Drahterodieren, engl.: wire electrical discharge machining
ESMA	Elektronenstrahlmikroanalyse
Fe	Chemisches Element Eisen
FES	Funkenemissionsspektrometrie
HACC	Wasserstoffunterstützte Kaltrissbildung; engl. hydrogen assisted cold cracking
ICP	Massenspektrometrie mit induktiv gekoppeltem Plasma, engl.: inductively coupled plasma
LVDT	Linear-variabler Differential-Transformer
MAG	Metall-Aktiv-Gas-Schweißprozess
Mn	Chemisches Element Mangan
Mo	Chemisches Element Molybdän
MVT	Längs- bzw. Querschrumpfbehinderung unter variabel einstellbarer externer Biegebeanspruchung, engl.: modified varest-raint-transvarestraint hot cracking test
N	Nahtkonfiguration
Ni	Chemisches Element Nickel
Nb	Chemisches Element Niob
C	Chemisches Element Kohlenstoff
CEV	Kohlenstoffäquivalent, engl.: Carbon Equivalent Value Gezielt
LTT	herabgesetzte Umwandlungstemperatur, engl.: Low Transformation Temperature
OES	Optische Emissionsspektrometrie
P	Chemisches Element Phosphor
P	Pulsschweißprozess
PWT	Nachbehandlungsverfahren einer Schweißnaht, engl.: Post Weld Treatment
Q	Streuvektor
S	Strukturkonfiguration
S	Chemisches Element Schwefel
Si	Chemisches Element Silizium
te	Thermoelement
TGHE	Trägergasheißeextraktion
Ti	Chemisches Element Titan
V	Chemisches Element Vanadium

WA	Wegaufnehmer
WDX	Wellenlängendispersive Röntgenspektroskopie
WEZ	Wärmeeinflusszone
WIG	Wolfram-Inert-Gas-Schweißprozess

### Symbole

A	Bruchdehnung	[%]
A <sub>c1</sub>	Umwandlungstemperatur bei der Erwärmung, bei welcher sich Austenit bildet	[°C]
A <sub>c3</sub>	Umwandlungstemperatur bei der Erwärmung, bei welcher die Umwandlung in Austenit abgeschlossen ist	[°C]
A <sub>gt</sub>	Gesamte Dehnung bei Höchstlast	[%]
A <sub>t</sub>	Gesamte Dehnung bei Bruch	[%]
a	Gitterparameter	[nm]
a <sub>0</sub>	Referenzwert des Gitterparameters	[nm]
d	Netzebenenabstand	[nm]
α	Temperaturleitfähigkeit	[W × (cm × K) <sup>-1</sup> ]
C <sub>2MN</sub>	Steifigkeit der 2-MN-Prüfanlage (Federkonstante)	[kN × mm <sup>-1</sup> ]
CH <sub>2</sub>	Konzentration an Wasserstoff im Schweißgut des Prüfstückes	[ppm]
C <sub>p</sub>	spezifische Wärmekapazität	[J × (g × K) <sup>-1</sup> ]
Cr <sub>A</sub>	Chrom-Äquivalent	[%]
σ <sup>I</sup>	Eigenspannung 1. Art	[MPa]
σ <sup>α</sup>	Phasenspezifische Eigenspannung	[MPa]
σ <sub>Fy</sub>	Reaktionsspannung auf Basis der Reaktionskraft	[MPa]
σ <sub>l</sub> <sup>ES</sup>	(Schweiß-) Eigenspannung in Longitudinalrichtung (in Schweißrichtung)	[MPa]
σ <sub>Mx</sub>	Reaktionsspannung auf Basis des Biegemomentes auf der Schweißnahtoberfläche und -mitte	[MPa]
σ <sub>total</sub>	Gesamtreaktionsspannung (σ <sub>Mx</sub> + σ <sub>Fy</sub> )	
σ <sub>11</sub>	Eigenspannung in Longitudinalrichtung	[MPa]
σ <sub>n</sub> <sup>ES</sup>	(Schweiß-) Eigenspannung in Normalrichtung (normal zur Schweißrichtung über die Nahtdicke der Schweißverbindung)	[MPa]
σ <sub>33</sub>	Eigenspannung in Normalrichtung	[MPa]
σ <sub>q</sub> <sup>ES</sup>	(Schweiß-) Eigenspannung in Transversalrichtung (quer zur Schweißrichtung)	[MPa]
E	Elastizitätsmodul	[GPa]
E	Streckenenergie	[KJ × mm <sup>-1</sup> ]
ε <sub>el</sub>	Elastische Dehnung	[-]
ε <sub>e</sub>	Phasenspezifische und elastische Gitterdehnung	[-]
ε <sub>th</sub>	Thermische Dehnung	[-]
ε <sub>pl</sub>	Plastische Dehnung	[-]
ε <sub>tp</sub>	Umwandlungsplastische Dehnung	[-]
ε <sub>tot</sub>	Gesamtdehnung	[-]
ε <sub>G</sub>	Elastische und totale Gitterdehnung	[-]
H	Blechstärke	[mm]
H <sub>0</sub>	Wasserstoffkonzentration	[ml × 100g]

$\Delta F_y$	Reaktionskraftänderung während eines bestimmten Ferti- gungsschrittes	[kN]
$\Delta y$	elastisches Verformungsvermögen	[mm]
F	Kraft	[kN]
$F_y$	Reaktionskraft innerhalb der 2-MN-Prüfanlage	[kN]
grad T	Temperaturgradient	[K × mm <sup>-1</sup> ]
KV <sub>2</sub>	Kerbschlagarbeit in Abhängigkeit der Prüftemperatur; ermit- telt an Proben mit V-Kerb und einem Radius der Hammerfinne von 2 mm	[J]
$\lambda$	Wärmeleitfähigkeit	[W × m <sup>-1</sup> × K <sup>-1</sup> ]
$\lambda$	Wellenlänge der Synchrotron- bzw. Röntgenstrahlung	[nm]
L1, L <sub>w</sub>	Wärmebeeinflusste Länge eines Stabes (simulierte Schweiß- nahbreite)	[mm]
L2, L <sub>u</sub>	Durch Wärme unbeeinflusste Länge eines Stabes	[mm]
L, l <sub>frei</sub>	Einspannlänge	[mm]
l <sub>w</sub> , l <sub>s</sub>	Schweißnahtlänge	[mm]
m <sub>Fy</sub>	Änderung des Anstieges im Reaktionskraft-Prozesszeit-Ver- lauf	[°C × s <sup>-1</sup> ]
M <sub>s</sub>	Martensit-Start-Temperatur	[°C]
M <sub>f</sub>	Martensit-Finish-Temperatur	[°C]
M <sub>c</sub>	Mittelwert aus M <sub>s</sub> und M <sub>f</sub>	[°C]
M <sub>x</sub>	Biegemoment um die Schweißnahtlängsachse	[N × m]
M <sub>z</sub>	Moment um die Achse in Schweißnahtdickenrichtung	[N × m]
Ni <sub>Ä</sub>	Nickel-Äquivalent	[%]
$\omega$	Omega	[°]
$\psi$	Kippwinkel Psi (sin <sup>2</sup> ψ-Verfahren)	[°]
$\varphi$	Azimet Phi	[°]
$\rho$	Dichte	[kg × m <sup>-3</sup> ]
T <sub>avg</sub>	Mittlere Temperatur der Probe, die erreicht wird, wenn die Temperatur der Schweißnaht und am Probenrand überein- stimmt	[°C]
t <sub>8/5</sub>	Abkühlzeit zwischen 800 °C und 500 °C	[s]
$\theta$	(Bragg-) Beugungswinkel	[°]
t	Blechdicke	[mm]
T <sub>mess</sub>	gemessener Temperaturverlauf	[°C]
T <sub>i</sub>	Zwischenlagentemperatur	[°C]
T <sub>p</sub>	Vorwärmtemperatur	[°C]
T <sub>ref</sub>	analytischer Referenztemperaturverlauf	[°C]
T <sub>SN</sub>	Temperatur der Schweißnaht am Schweißnahtanfang	[°C]
T <sub>Ü</sub>	Überführungstemperatur, bei welcher der Prüfstücksatz vom Prüfstand ins Eiswasser zwischengelagert wird	[°C]
R <sub>e</sub> (R <sub>eH</sub> , R <sub>eL</sub> )	(Warm-) Streckgrenze (Obere und untere Streckgrenze)	[MPa]
R <sub>Fy</sub>	Einspanngrad	[kN × mm <sup>-1</sup> × mm <sup>-1</sup> ]
R <sub>Fy,B</sub>	Einspanngrad durch die Blechkonfiguration	[kN × mm <sup>-1</sup> × mm <sup>-1</sup> ]
R <sub>Fy,N</sub>	Einspanngrad durch die Blechkonfiguration	[kN × mm <sup>-1</sup> × mm <sup>-1</sup> ]
R <sub>Fy,S</sub>	Einspanngrad durch die Strukturkonfiguration	[kN × mm <sup>-1</sup> × mm <sup>-1</sup> ]
R <sub>Fy,ges</sub>	Gesamteinspanngrad	[kN × mm <sup>-1</sup> × mm <sup>-1</sup> ]
R <sub>p0,2</sub>	Technische Dehngrenze	[MPa]
R <sub>m</sub>	Zugfestigkeit	[MPa]

$S_y$	Schrumpfvermögen der Schweißnaht und des erwärmten Grundwerkstoffes quer zur Schweißrichtung infolge der Schweißprozesswärme	$[\text{mm}^3]$
$v^\alpha$	Phasenanteil einer der Phase $\alpha$	$[-]$
$\tan \theta$	Federsteifigkeit der Konstruktion	$[\text{kN} \times \text{mm}^{-1} \times \text{mm}^{-1}]$
$v_D$	Drahtvorschubgeschwindigkeit	$[\text{m} \times \text{min}^{-1}]$
$X_M$	Messposition für die Beugungsexperimente in Schweißrichtung	$[\text{mm}]$
$X_R$	Entnahmeposition des Referenzkammes für die Beugungsexperimente in Schweißrichtung	$[\text{mm}]$

# Anhang

## A.1 Stand der Technik

**Tabelle A.1:** Chemische Zusammensetzung der in der Literatur verwendeten LTT-Legierungen,  $M_5$  nach Steven und Haynes [215] berechnet

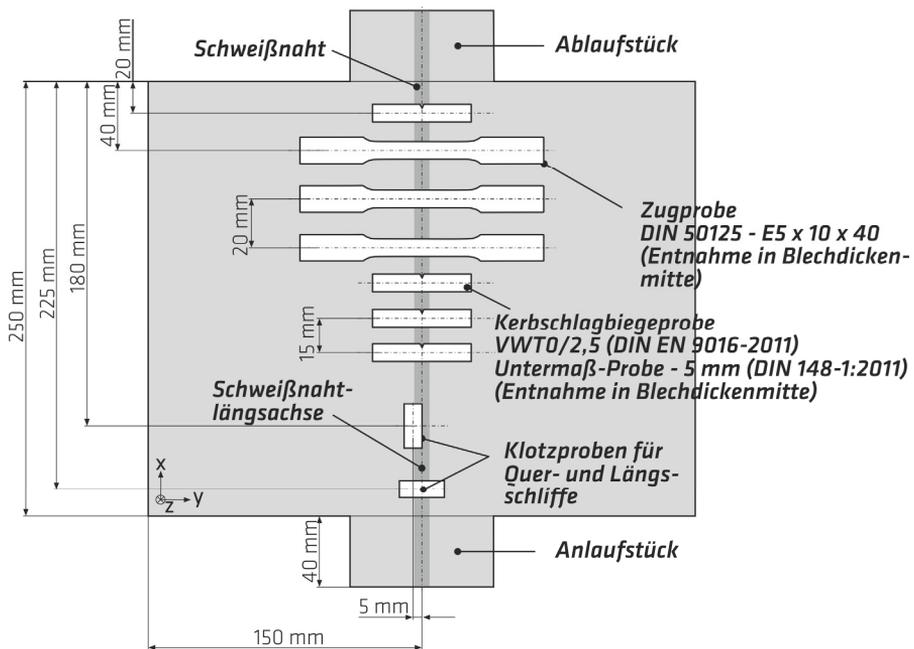
Quelle	C	Cr	Ni	Mn	Si	Mo	Cr <sub>A</sub>	Ni <sub>A</sub>	M <sub>5</sub>
	in Gew.-%						in %	in %	in °C
[49]	0,048	12,3	0,08	1,76	0,31	0,006	12,8	2,4	270
	0,048	11,8	0,07	3,68	0,31	0,006	12,3	3,4	214
	0,048	11,2	0,07	5,93	0,31	0,006	11,7	4,5	150
	0,048	11,3	0,07	7,6	0,31	0,006	11,8	5,3	94
	0,048	10,8	0,07	9,02	0,31	0,006	11,3	6,0	55
	0,048	11,2	0,07	12,8	0,31	0,006	11,7	7,9	-
	0,048	10,74	0,08	14,4	0,31	0,006	11,2	8,7	-
	0,048	10,52	0,1	0,09	0,31	0,006	11	1,6	354
	0,048	11	3,41	0,2	0,31	0,006	11,5	4,9	286
	0,048	11,3	6,17	0,22	0,31	0,006	11,8	7,7	233
	0,048	12	9,99	0,28	0,31	0,006	12,5	11,6	155
	0,048	9,8	11,2	0,2	0,31	0,006	10,3	12,7	174
	0,048	10,4	12,19	0,21	0,31	0,006	10,9	13,7	147
	0,048	10	0,1	8,5	0,28	0,006	10,4	5,8	85
	0,048	9,8	0,1	6,2	0,57	0,006	10,7	4,6	165
	0,048	10	0,1	8,5	1,88	0,006	12,8	5,8	85
	0,048	9,9	0,1	10,7	0,67	0,006	10,9	6,9	15
0,048	9,8	0,1	5,9	0,41	0,006	10,4	4,5	175	
[50]	0,085	11	0	7	0,25	0,04	11,4	6,1	102
	0,045	4,5	6	0,5	0,26	0	7,9	7,6	294
	0,048	11,1	4	0,5	0,32	0	11,6	5,8	262
[157]	0,013	11,78	6,16	0,6	0,47	2,78	15,3	6,9	171
[185]	0,032	0,47	7,23	2,02	0,25	0,63	1,5	9,2	335
	0,031	0,48	9,23	2,11	0,27	0,64	1,5	11,2	298
	0,024	0,21	6,6	0,64	0,35	0,4	1,1	7,6	404
	0	0,16	6,11	0,61	0,4	0,38	1,1	6,4	426
	0,026	0,2	8,67	0,37	0,34	0,41	1,1	9,6	377
	0,061	0,15	6,84	0,56	0,34	0,35	1,0	9,0	387
	0,11	0,14	7,04	0,53	0,38	0,4	1,1	10,6	360

Fortsetzung auf der nächsten Seite

Fortsetzung von Tabelle A.1

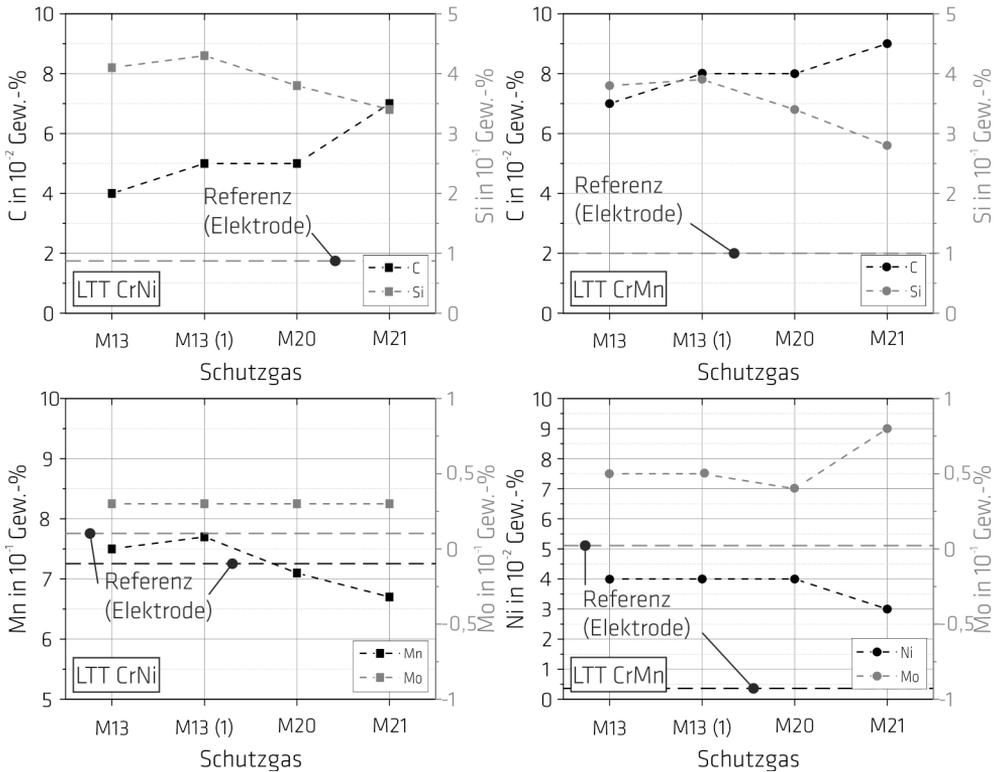
	0,053	9,4	10,6	0,5	0,38	0	10	12,5	178
	0,08	8	6	0,5	0,31	0,006	8,5	8,7	268
	0,046	0,96	11,6	0,33	0,17	0	1,2	13,2	314
	0,036	12,2	4,8	0,62	0,31	0,006	12,7	6,2	234
	0,036	11,6	5,4	0,6	0,31	0,006	12,1	6,8	235
[182, 188]	0,035	11,8	6,6	0,6	0,31	0,006	12,3	8	211
	0,073	6,3	7,9	0,56	0,31	0,006	6,8	10,4	266
	0,085	7,1	8,2	0,6	0,31	0,006	7,6	11	240
	0,096	6,8	7,7	0,6	0,31	0,006	7,3	10,9	250
	0,111	6,5	7,9	0,59	0,31	0,006	7	11,5	244
	0,072	11,8	0,02	7	0,31	0,006	12,3	5,7	94
	0,07	11,9	0,02	5,4	0,31	0,006	12,4	4,8	147
Eigene Ergebnisse	0,032	11,4	0,02	5	0,31	0,006	11,9	3,5	187
	0,054	11,64	4,6	0,73	0,09	0,01	11,8	6,6	235
[190]	0,04	7,6	10	0,56	0,26	0,47	8,5	11,5	214
	0,05	5,9	7,8	0,61	0,21	0,5	6,7	9,6	273
[190]	0,07	0	9,23	0,79	0,24	0	0,36	11,7	344
	0,05	8,7	10,9	0,58	0,17	0,45	9,4	12,7	175
[191]	0,025	10	10	0,7	0,32	0,13	10,6	11,1	183
[192]	0,029	15,66	7,07	0,19	0,15	0	15,9	8	154
	0,024	12,98	8,9	0,19	0,15	0	13,2	9,7	171
	0,055	0	10,02	0,25	0,17	0	0,26	11,8	356
[193]	0,07	9,1	8,46	1,25	0,23	0,05	9,5	11,2	187
[194]	0,051	10,1	8,8	0,73	0,25	0,3	10,8	10,7	185
	0,065	9,9	4,4	0,55	0,28	0,4	10,7	6,6	260
	0,091	0,6	1,76	1,18	0,52	0,31	1,7	5,1	432
	0,047	11,1	8,6	1,5	0,4	0,3	12	10,8	148
[195]	0,047	11,1	8,6	1,5	0,4	0,3	12	1,8	148
[196]	0,04	12,3	7,3	0,8	0,5	2,2	15,3	8,9	136
[197]	0,076	5,23	4,75	0,58	0,4	0	5,8	7,3	336
	0,071	5,65	5,89	0,55	0,4	0	6,3	8,3	313
	0,076	6,14	6,13	0,55	0,43	0	6,8	8,7	298
	0,08	6,58	6,46	0,57	0,43	0	7,2	9,1	282
	0,073	7	7,13	0,55	0,44	0	7,7	9,6	268
[198]	0,03	0,16	6,11	0,61	0,4	0,38	1,14	7,3	412
	0,06	0,15	6,84	0,56	0,34	0,35	1,01	8,9	387
	0,11	0,14	7,04	0,53	0,38	0,4	1,11	10,6	360
[199]	0,02	13,47	10,69	0,88	0,37	0	14,0	11,7	111
[200]	0,07	9,1	8,5	1,3	0,2	0	9,4	11,3	185
	0,03	1	12	0,5	0,65	0,5	2,5	13,2	298
[201]	0,12	8,79	7,14	0,92	0,18	0,31	9,4	11,2	196
	0,1	9,23	9,2	0,49	0,37	0,07	9,97	12,4	182
[202]	0,052	15,6	7	0,72	0,67	0	16,6	8,9	128
[203]	0,026	14	8,2	0,82	0,34	0	14,5	9,4	144
	0,045	14,1	9,3	0,83	0,33	0	14,6	11	114
[204]	0,03	12,2	4,6	0,9	0,31	0,006	12,7	5,9	231

## A.2 Versuchsdurchführung

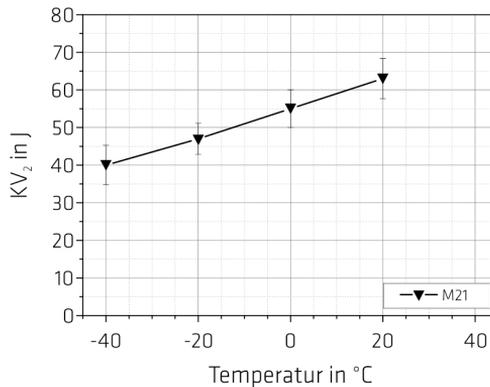


**Bild A.1:** Probenlage innerhalb der Prüfnaht der schrumpfbehinderten Bauteilschweißung für eine Blechdicke von 8 mm

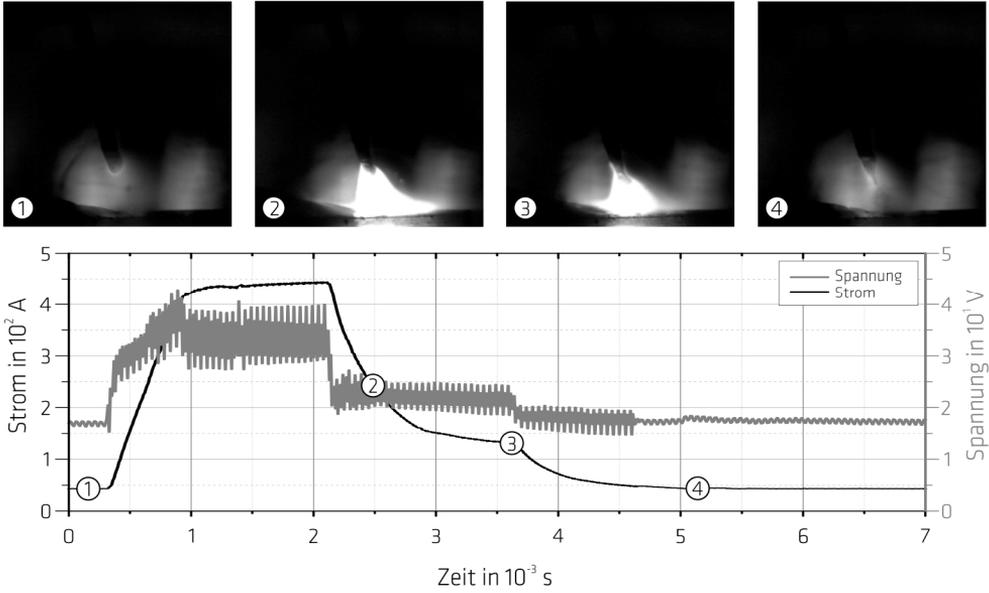
### A.3 Ergebnisse und Diskussion



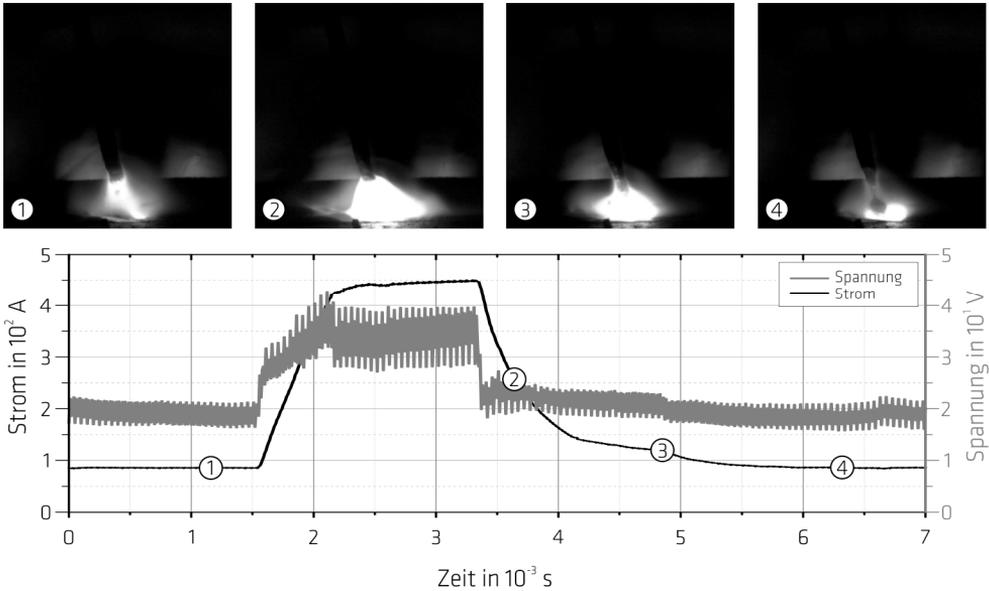
**Bild A.2:** Einfluss des Schutzgases auf den Abbrand der Begleitlegierungselemente von den LTT-Schweißgutproben LTT CrNi (links) und LTT CrMn (rechts), Messpunktanordnung horizontal und vertikal mittig über den Schweißnahtquerschliff. Messwerte sind Mittelwerte aus drei Messungen; Referenzwert für Kohlenstoff nicht bestimmbar mit Hilfe der zugrunde liegenden Messmethode



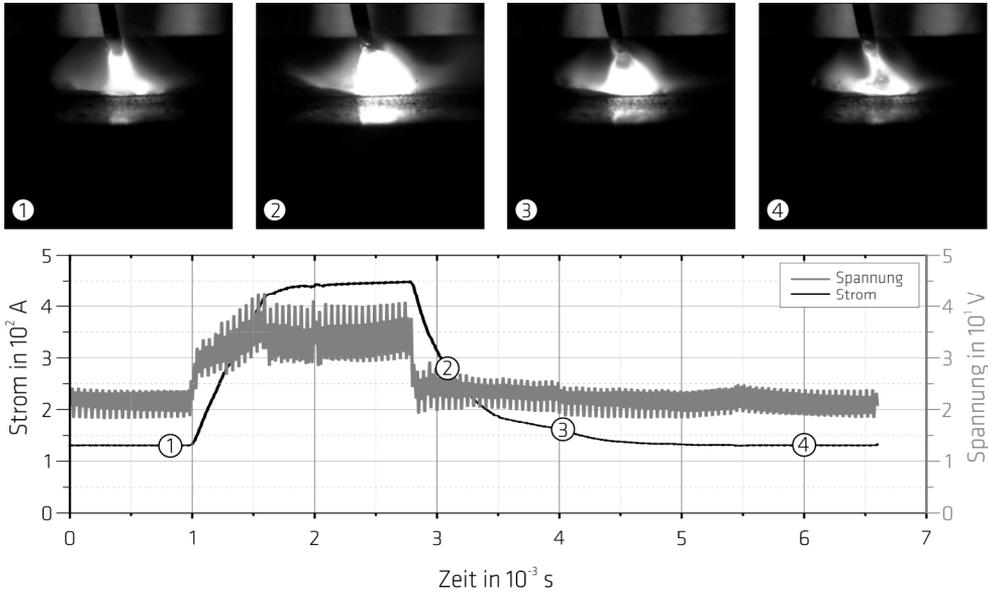
**Bild A.3:** Einfluss der Temperatur auf die Kerbschlagarbeit des reinen Schweißgutes des konventionellen Zusatzwerkstoffes G Mn4Ni2 CrMo [212]



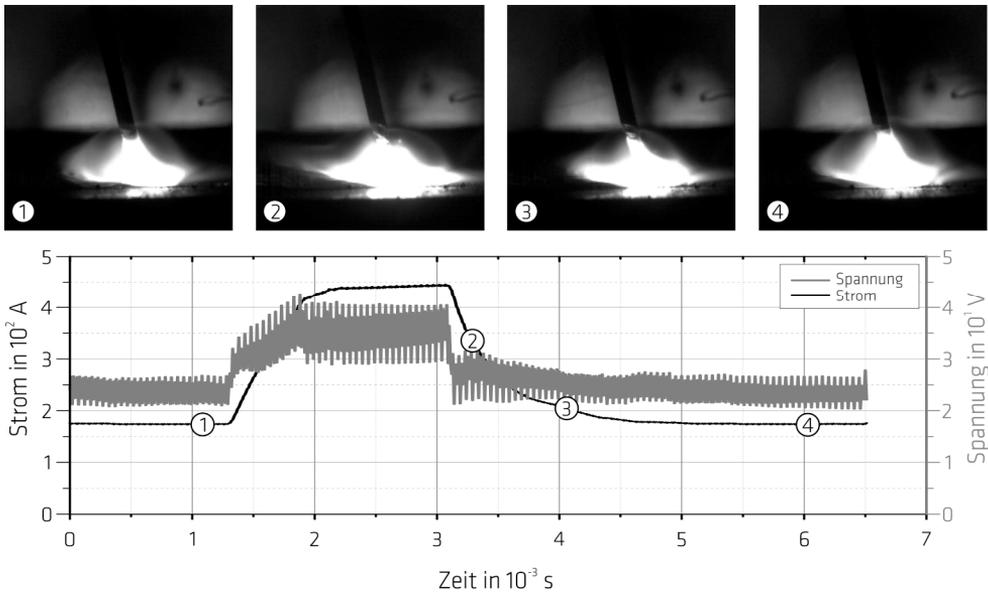
**Bild A.4:** Für den Fülldraht LTT CrMn (Draht-Ø 1,2 mm) modifizierte Pulsform mit Stufe für eine Drahtvorschubgeschwindigkeit von  $7 \text{ m} \times \text{min}^{-1}$ , Schweißgeschwindigkeit  $30 \text{ cm} \times \text{min}^{-1}$



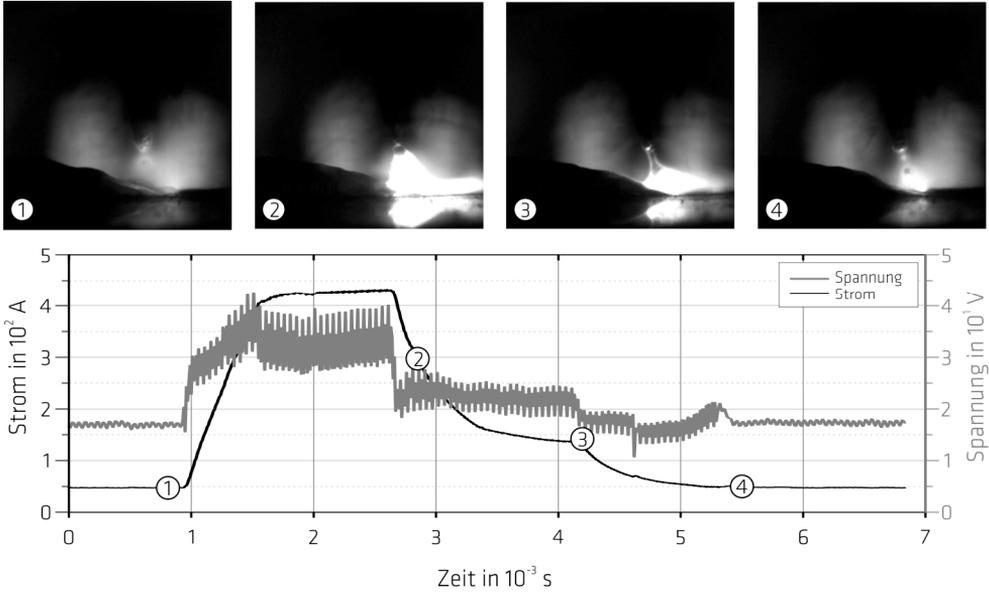
**Bild A.5:** Für den Fülldraht LTT CrMn (Draht-Ø 1,2 mm) modifizierte Pulsform mit Stufe für eine Drahtvorschubgeschwindigkeit von  $8 \text{ m} \times \text{min}^{-1}$ , Schweißgeschwindigkeit  $30 \text{ cm} \times \text{min}^{-1}$



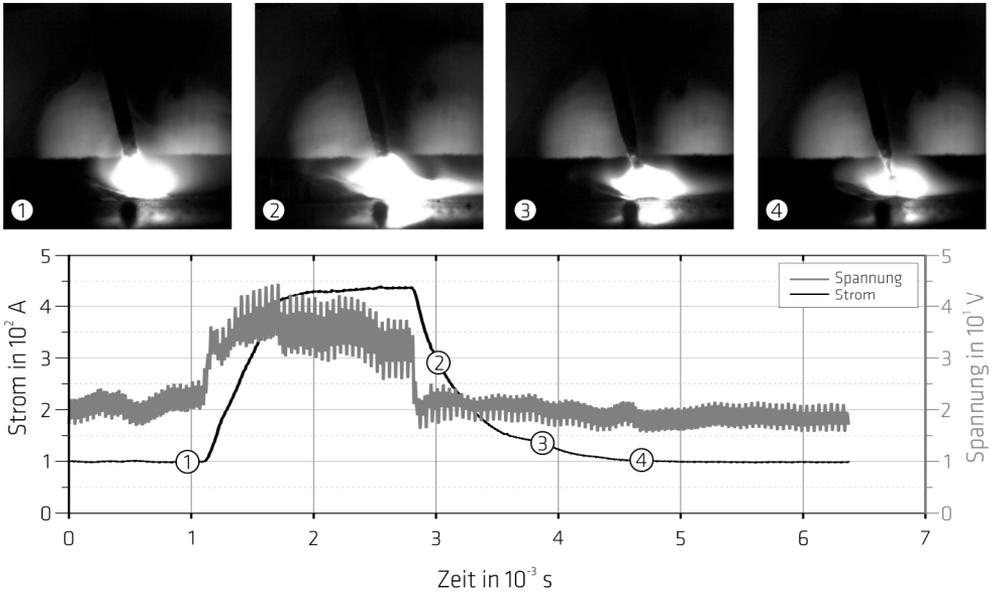
**Bild A.6:** Für den Fülldraht LTT CrMn (Draht- $\varnothing$  1,2 mm) modifizierte Pulsform mit Stufe für eine Drahtvorschubgeschwindigkeit von  $10 \text{ m} \times \text{min}^{-1}$ , Schweißgeschwindigkeit  $30 \text{ cm} \times \text{min}^{-1}$



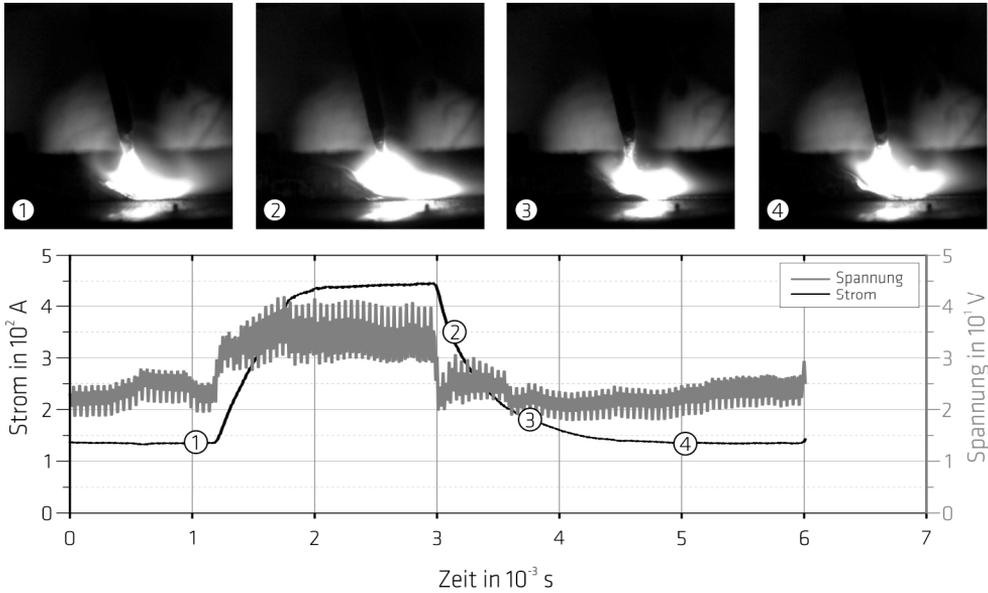
**Bild A.7:** Für den Fülldraht LTT CrMn (Draht- $\varnothing$  1,2 mm) modifizierte Pulsform mit Stufe für eine Drahtvorschubgeschwindigkeit von  $12 \text{ m} \times \text{min}^{-1}$ , Schweißgeschwindigkeit  $30 \text{ cm} \times \text{min}^{-1}$



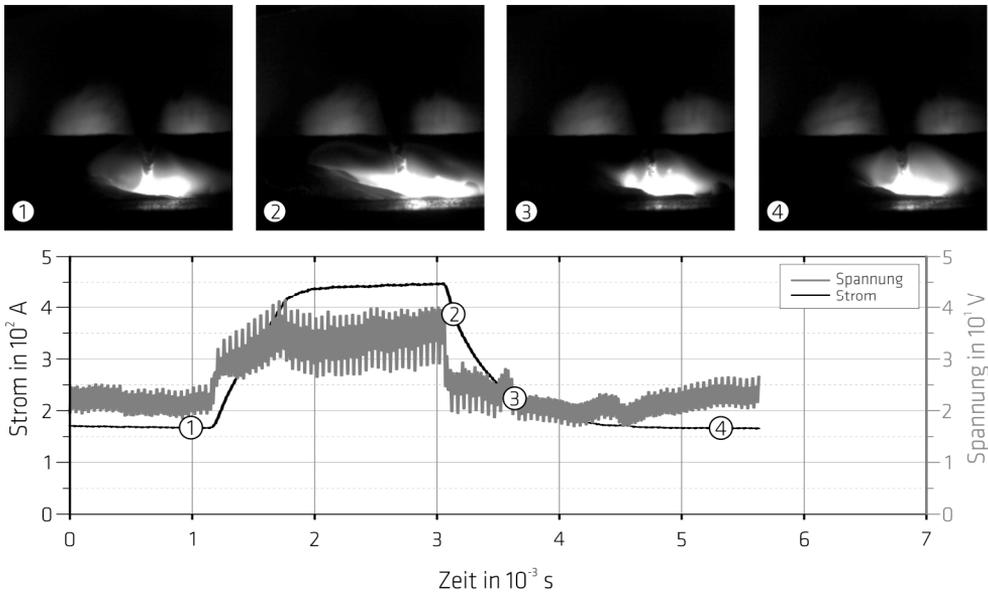
**Bild A.8:** Für den Fülldraht LTT CrNi (Draht-Ø 1,2 mm) modifizierte Pulsform mit Stufe für eine Drahtvorschubgeschwindigkeit von  $7 \text{ m} \times \text{min}^{-1}$ , Schweißgeschwindigkeit  $30 \text{ cm} \times \text{min}^{-1}$



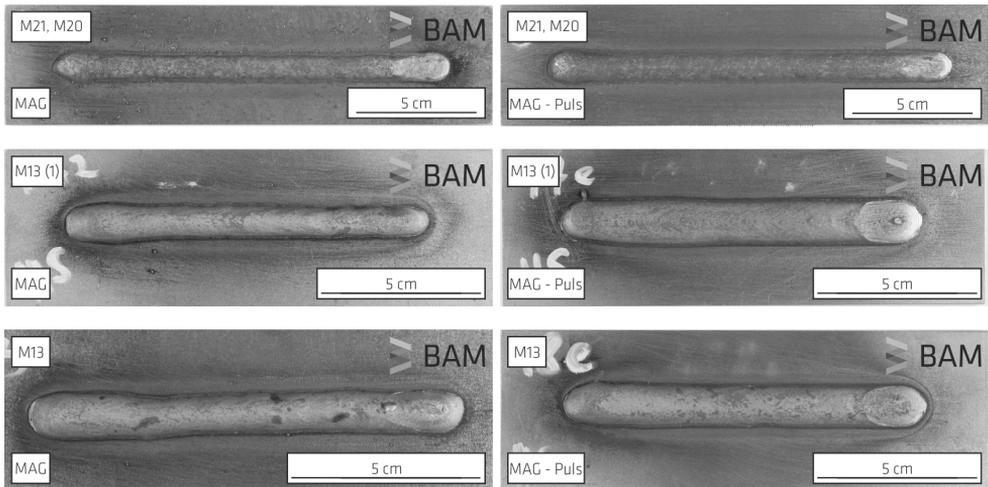
**Bild A.9:** Für den Fülldraht LTT CrNi (Draht-Ø 1,2 mm) modifizierte Pulsform mit Stufe für eine Drahtvorschubgeschwindigkeit von  $8 \text{ m} \times \text{min}^{-1}$ , Schweißgeschwindigkeit  $30 \text{ cm} \times \text{min}^{-1}$



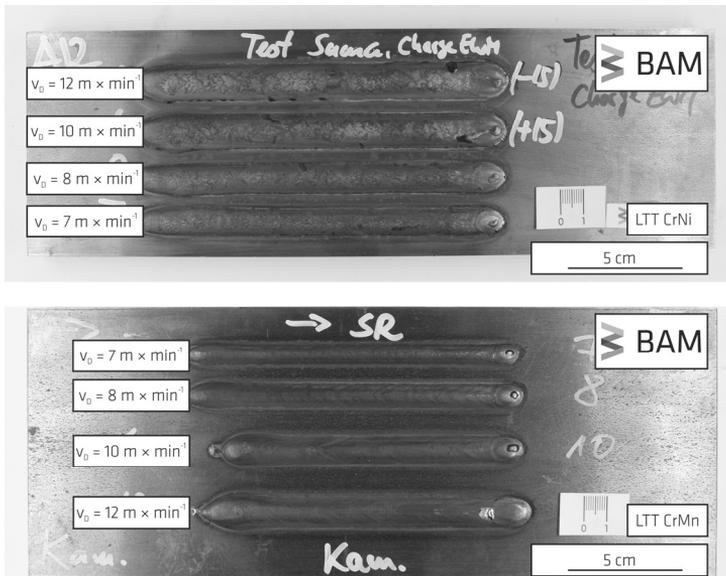
**Bild A.10:** Für den Fülldraht LTT CrNi (Draht-Ø 1,2 mm) modifizierte Pulsform mit Stufe für eine Drahtvorschubgeschwindigkeit von  $10 \text{ m} \times \text{min}^{-1}$ , Schweißgeschwindigkeit  $30 \text{ cm} \times \text{min}^{-1}$



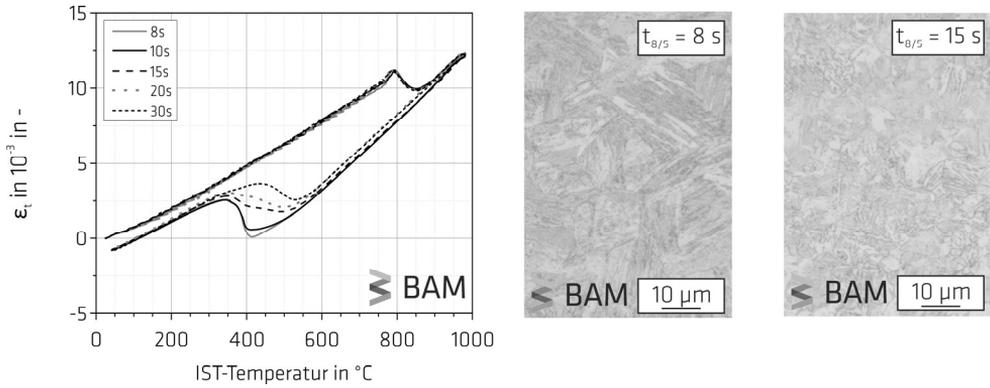
**Bild A.11:** Für den Fülldraht LTT CrNi (Draht-Ø 1,2 mm) modifizierte Pulsform mit Stufe für eine Drahtvorschubgeschwindigkeit von  $12 \text{ m} \times \text{min}^{-1}$ , Schweißgeschwindigkeit  $30 \text{ cm} \times \text{min}^{-1}$



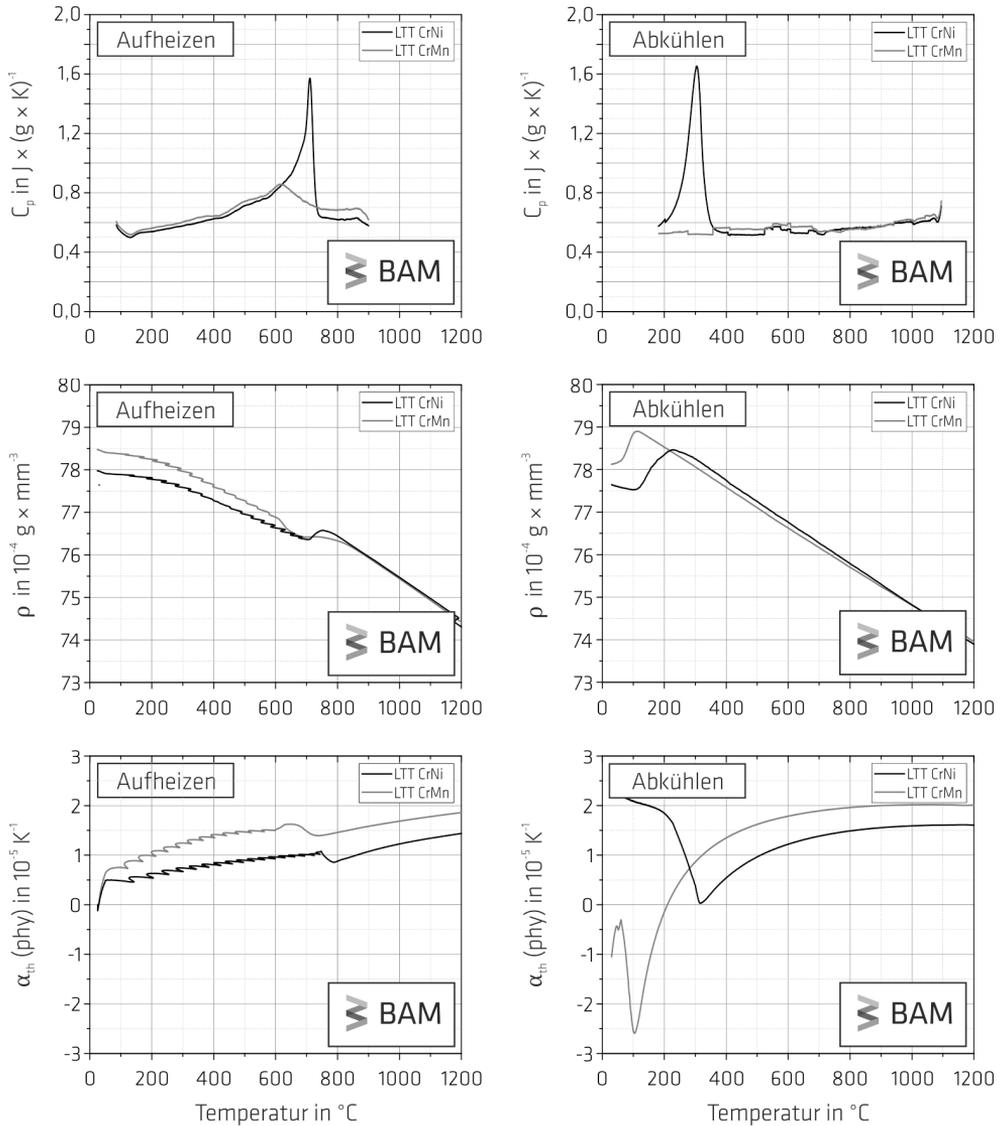
**Bild A.12:** Nahtausbildung einer Auftragnaht unter Verwendung des Zusatzwerkstoffes LTT CrNi in Abhängigkeit des Schutzgases und der Prozessform im MAG-Sprühlichtbogen (links) und unter Anwendung des MAG-Pulsprozesses (rechts); Drahtvorschubgeschwindigkeit =  $10 \text{ m} \times \text{min}^{-1}$ ; Schweißgeschwindigkeit =  $40 \text{ cm} \times \text{min}^{-1}$



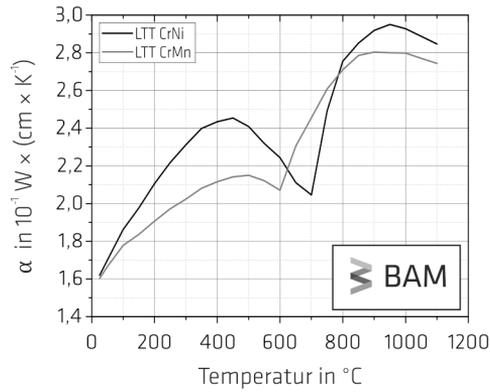
**Bild A.13:** Nahtausbildung der Schweißnaht LTT CrNi (oben) und LTT CrMn (unten) für den MAG-Pulsprozess in Abhängigkeit der Drahtvorschubgeschwindigkeit ( $v_0$ ), Schutzgas = M20 [313]



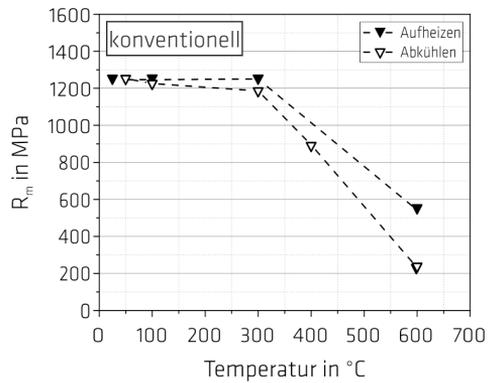
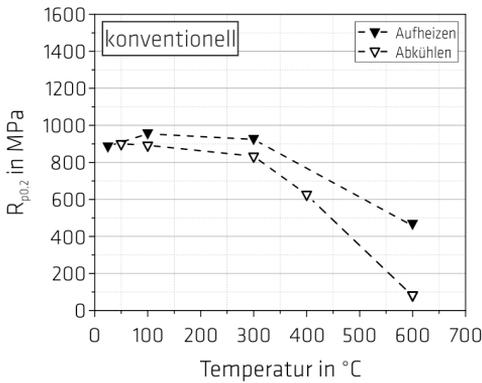
**Bild A.14:** Ausbildung der technischen Dehnung in Abhängigkeit der Temperatur für die Wärmeeinflusszone des genutzten Feinkornbaustahls S 960 QL [56], dargestellt für verschiedenen  $t_{8/5}$ -Zeiten (links, Haltezeit 3 s bei einer Haltetemperatur von 1000  $^{\circ}\text{C}$ ) und metallographische Schliche des Gefüges (rechts, Ätzmittel: Nital 2 %)



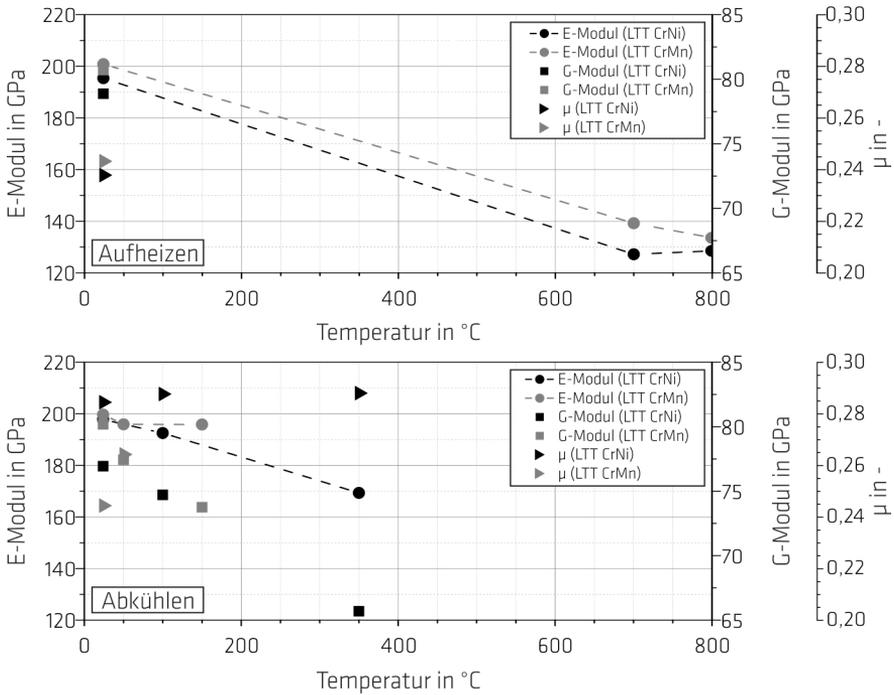
**Bild A.15:** Spezifische Wärmekapazität, Dichte und thermischer Ausdehnungskoeffizient (physikalisch) der reinen LTT-Schweißgüter in Abhängigkeit der Temperatur, ermittelt in Anlehnung an schweißprozessnahe Prozessparameter, dargestellt für den Aufheiz- (links) und Abkühlvorgang (rechts)



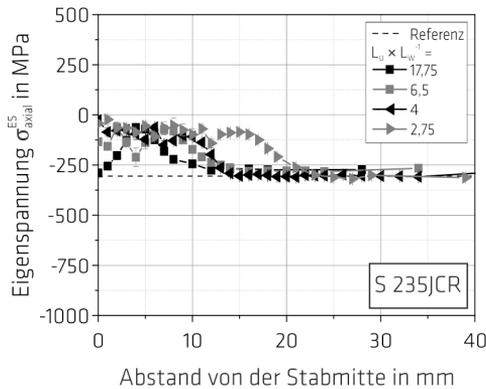
**Bild A.16:** Wärmeleitfähigkeit der reinen LTT-Schweißgüter in Abhängigkeit der Temperatur, dargestellt für den Aufheizvorgang



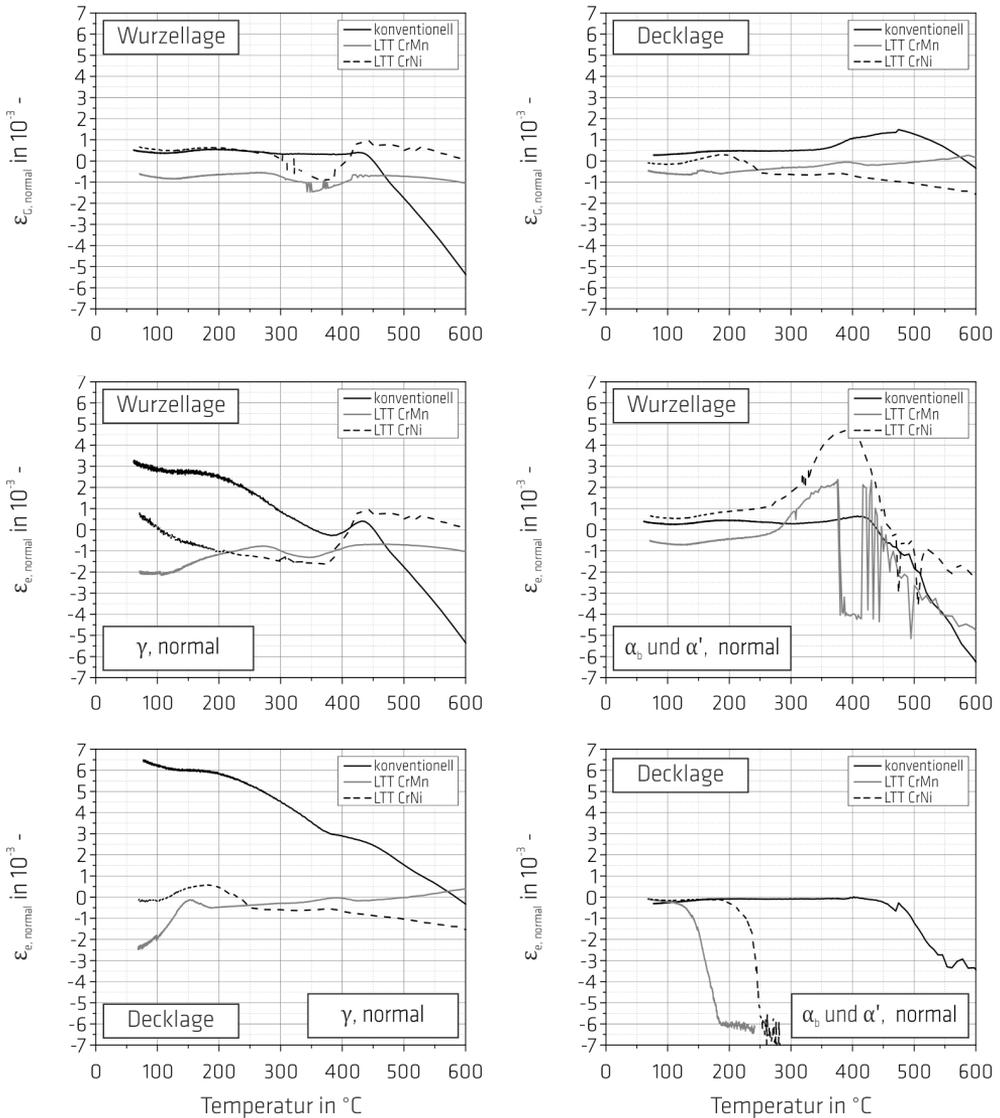
**Bild A.17:** 0,2-%-Dehngrenze und Zugfestigkeit des konventionellen Schweißgutes (G Mn4Ni2 CrMo [212]) in Abhängigkeit der Temperatur, ermittelt in Anlehnung an schweißprozessnahe Aufheiz- und Abkühlparameter



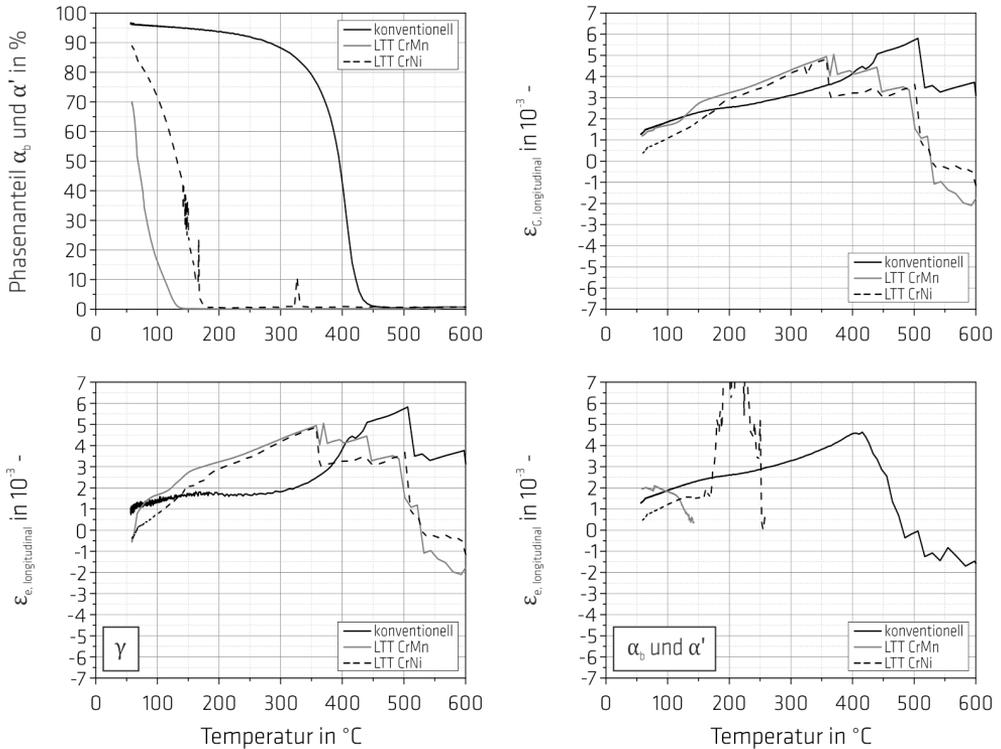
**Bild A.18:** E-Modul, G-Modul und Querkontraktionszahl  $\nu$  der reinen LTT-Schweißgüter in Abhängigkeit der Temperatur, dargestellt für den Aufheiz- (oben) und Abkühlvorgang (unten)



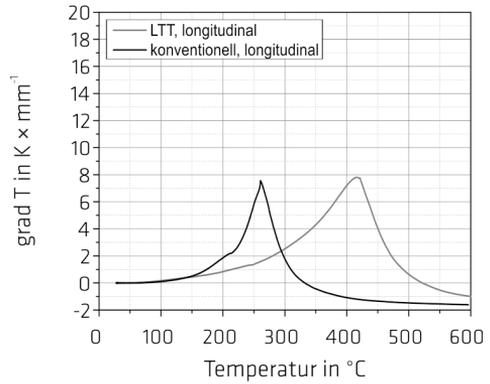
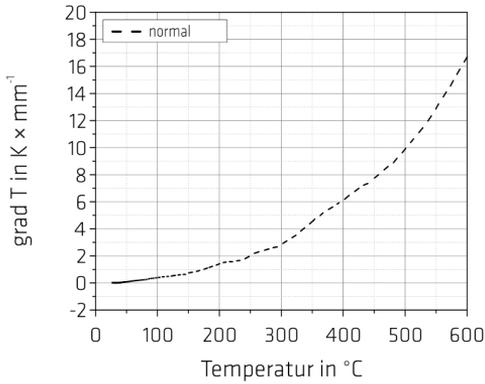
**Bild A.19:** Oberflächeneigenspannungszustand in Axialrichtung in Abhängigkeit des Verhältnisses zwischen wärmebeeinflusster und -unbeeinflusster Länge, Referenzspannungszustand bezieht sich auf den Eigenspannungszustand vorab des Heizversuches, Werkstoff: S 235JCR [332]



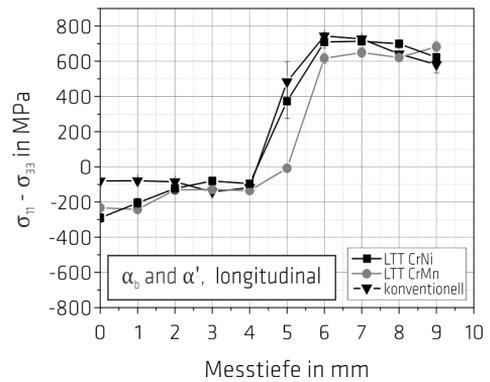
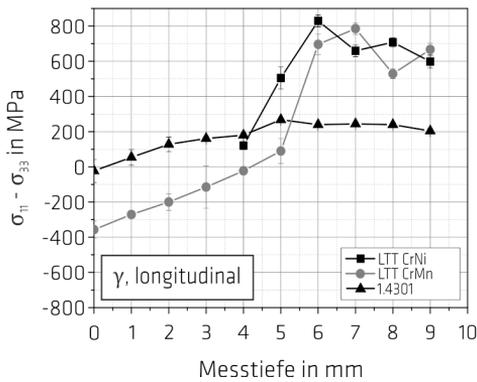
**Bild A.20:** Entwicklung der elastischen und totalen Gitterdehnung in Normalrichtung jeweils nach dem Schweißen der Wurzelage und der Decklage (oben) sowie Entwicklung der phasenspezifischen elastischen Gitterdehnung in Normalrichtung während der Abkühlung der Wurzelage (Mitte, Messposition  $z = -8$  mm) und der Decklage (unten, Messposition  $z = -2$  mm)



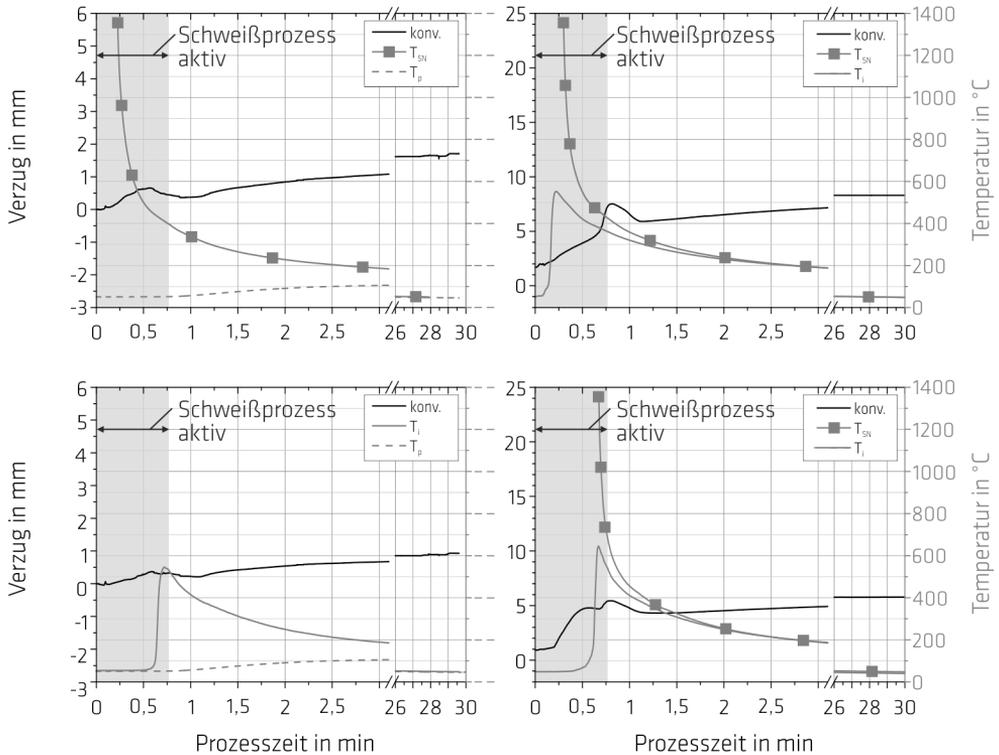
**Bild A.21:** Phasenanteil und Dehnungsentwicklung in Abhängigkeit der Temperatur der reinen Schweißgüter im In-situ-Beugungsexperiment der Flachprobe, Messposition  $x = 60 \text{ mm}$ ,  $z = -2 \text{ mm}$ , (vgl. Bild 2.14)



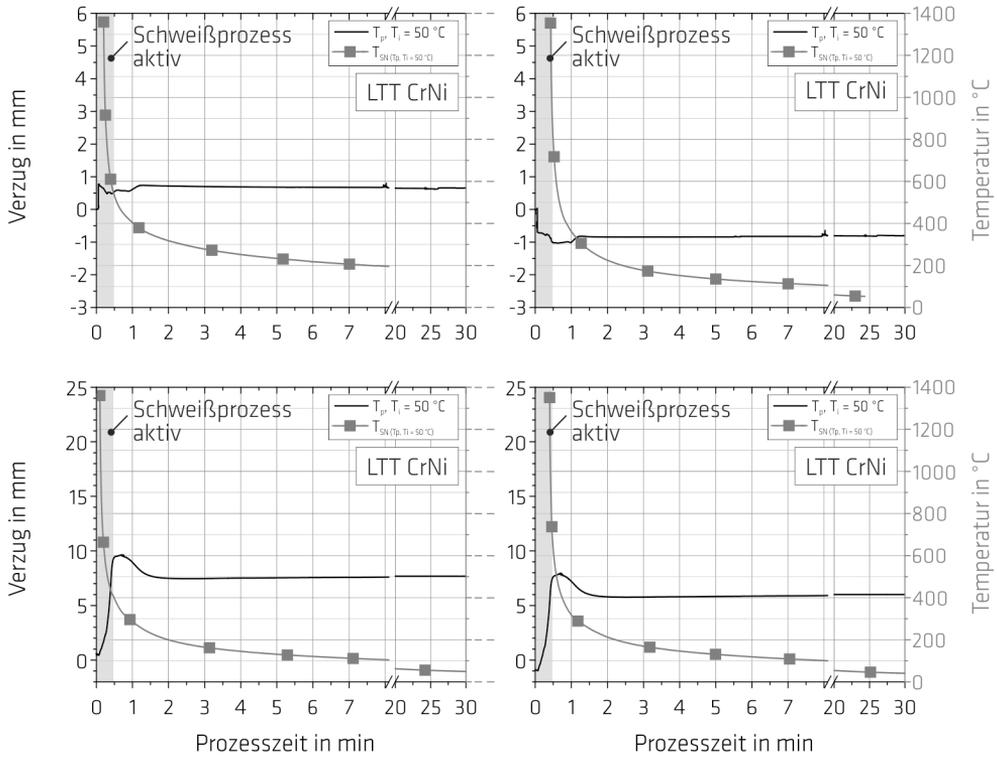
**Bild A.22:** Temperaturgradient (richtungsabhängig) in Abhängigkeit der Temperatur für die Messstelle ( $x = 60 \text{ mm}$ ,  $y = 0 \text{ mm}$ ) während der Abkühlung der Flachprobe für das In-situ-Beugungsexperiment; (vgl. Bild 3.10)



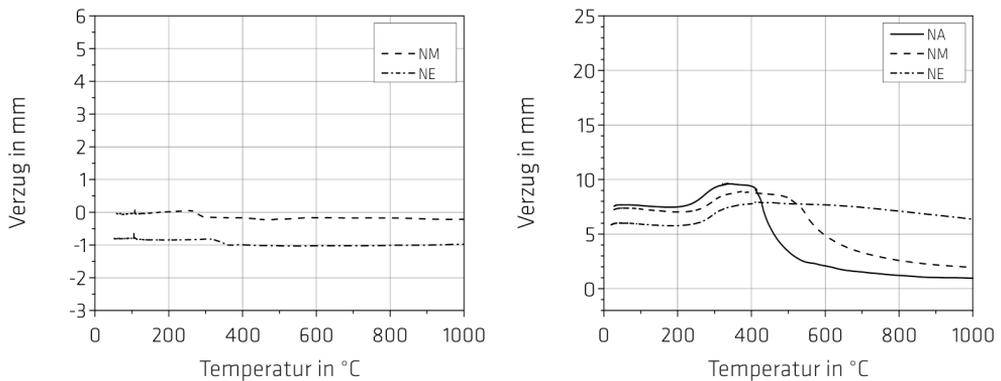
**Bild A.23:** Phasenspezifische Eigenspannungsverteilung im Volumen der artfremd geschweißten Schweißverbindungen (Flachprobe ohne Schrumpfbehinderung) mit dem LTT-CrNi- (links) und dem LTT-CrMn-Zusatz lediglich im Bereich der Decklage, Wurzel- und Fülllage mit Hilfe des konventionellen Zusatzes gefertigt; Umschmelzversuch des austenitischen Werkstoffes 1.4301 zum Vergleich



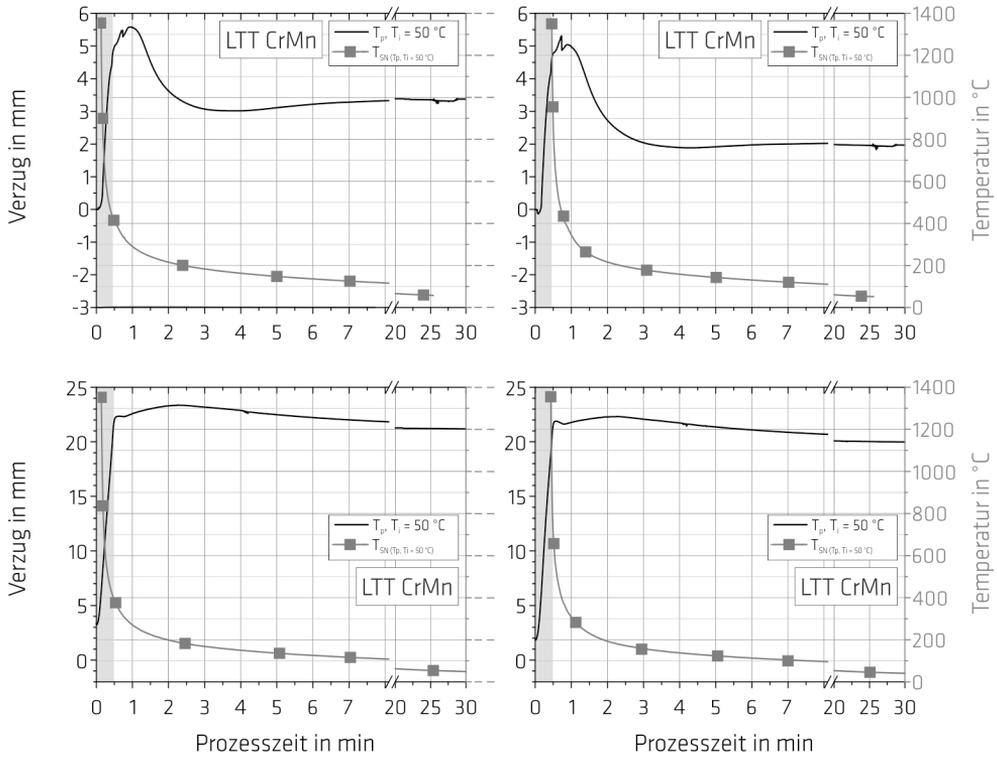
**Bild A.24:** Während der schweißtechnischen Fertigung der Wurzellage (links) und der Decklage (rechts) der konventionellen und freischumpfenden Verbindung ermittelter Verzug am Blechrand und am Schweißnahtanfang (oben) sowie Schweißnahtende (unten); Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur = 50 °C



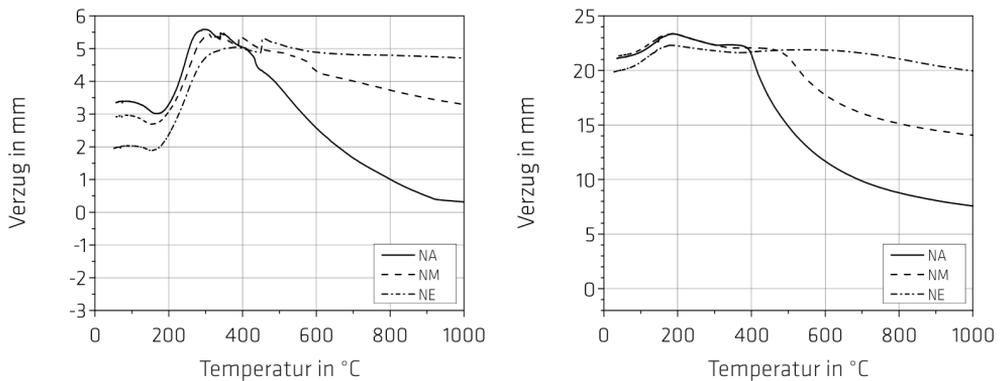
**Bild A.25:** Für die LTT-Verbindung LTT CrNi ermittelter Verzug am Blechrand und am Schweißnahtanfang (links) bzw. -ende (rechts) während der schweißtechnischen Fertigung der Wurzellege (oben) und der Decklage (unten); dargestellt für die Vorwärm- und Zwischenlagentemperaturen von 50 °C



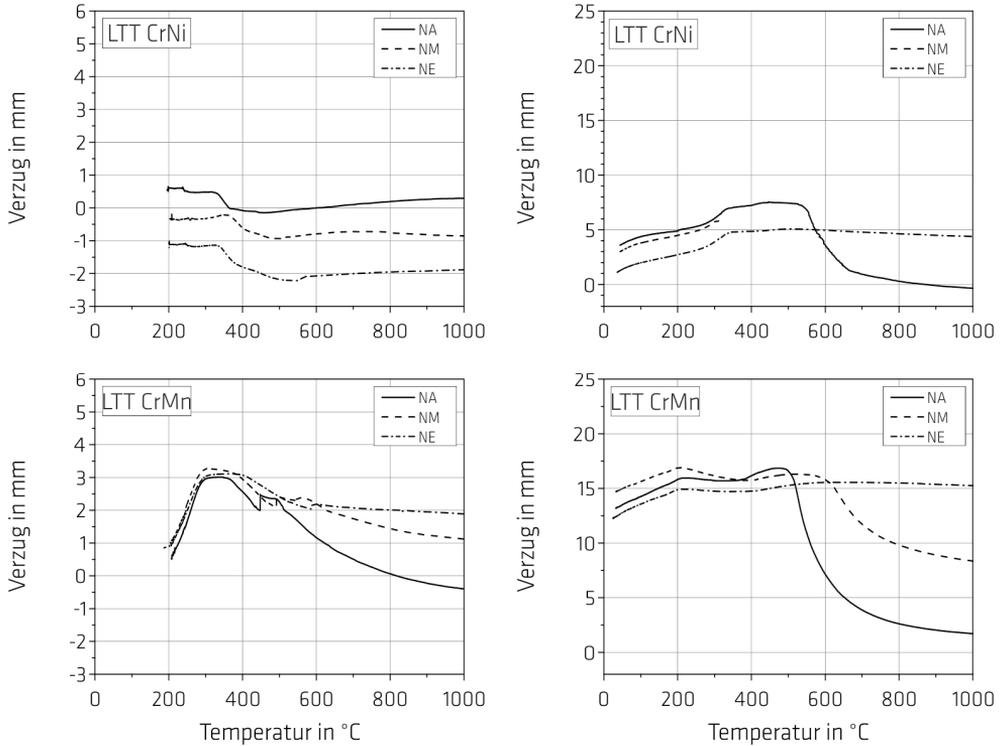
**Bild A.26:** Für die LTT-Verbindung LTT CrNi ermittelter Verzug am Blechrand und am Schweißnahtanfang (NA), -mitte (NM) und -ende (NE) während der Abkühlung der Wurzel- (links) und der Decklage (rechts) in Abhängigkeit der Temperatur des Schweißgutes am Nahtanfang, -mitte und -ende,  $T_p$  bzw.  $T_i = 50\text{ °C}$



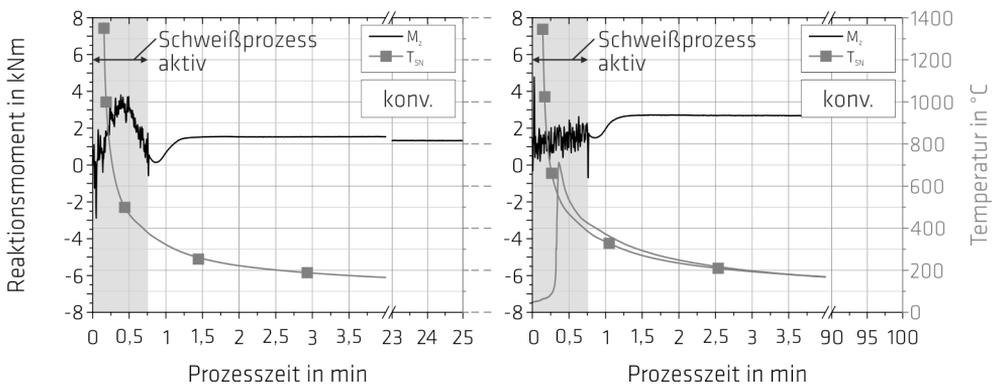
**Bild A.27:** Für die LTT-Verbindung LTT CrMn ermittelter Verzug am Blechrand und am Schweißnahtanfang (links) bzw. -ende (rechts) während der schweißtechnischen Fertigung der Wurzellege (oben) und der Decklage (unten); dargestellt für die Vorwärm- und Zwischenlagentemperaturen von  $50^\circ\text{C}$



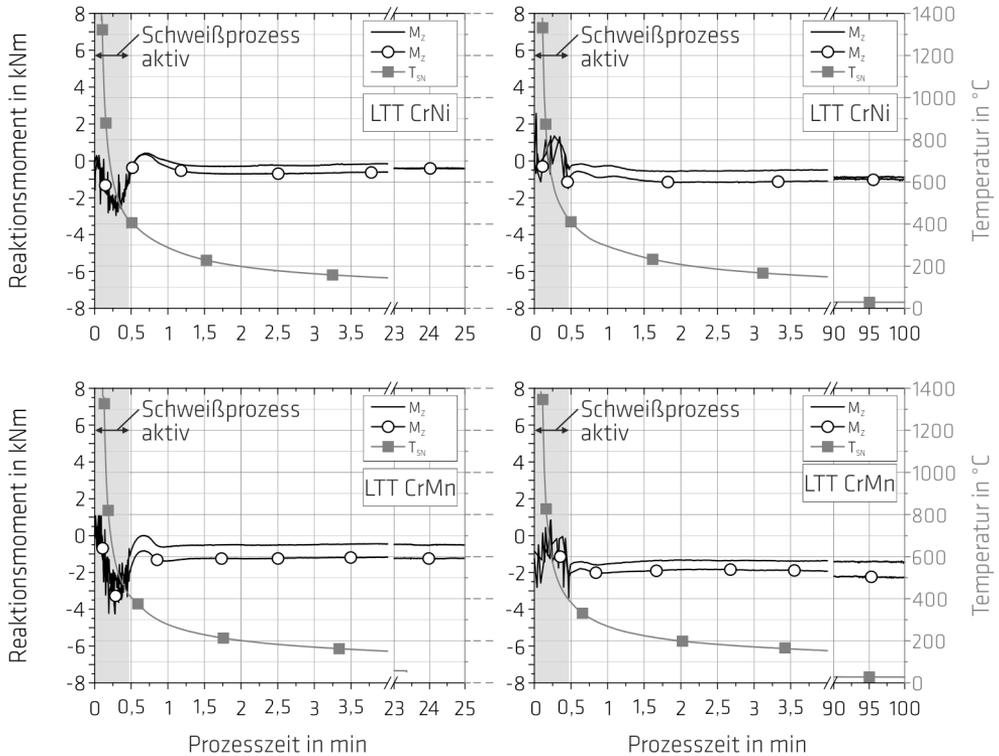
**Bild A.28:** Für die LTT-Verbindung LTT CrMn ermittelter Verzug am Blechrand und am Schweißnahtanfang (NA), -mitte (NM) und -ende (NE) während der Abkühlung der Wurzel- (links) und der Decklage (rechts) in Abhängigkeit der Temperatur des Schweißgutes am Nahtanfang, -mitte und -ende,  $T_p$  bzw.  $T_i = 50^\circ\text{C}$



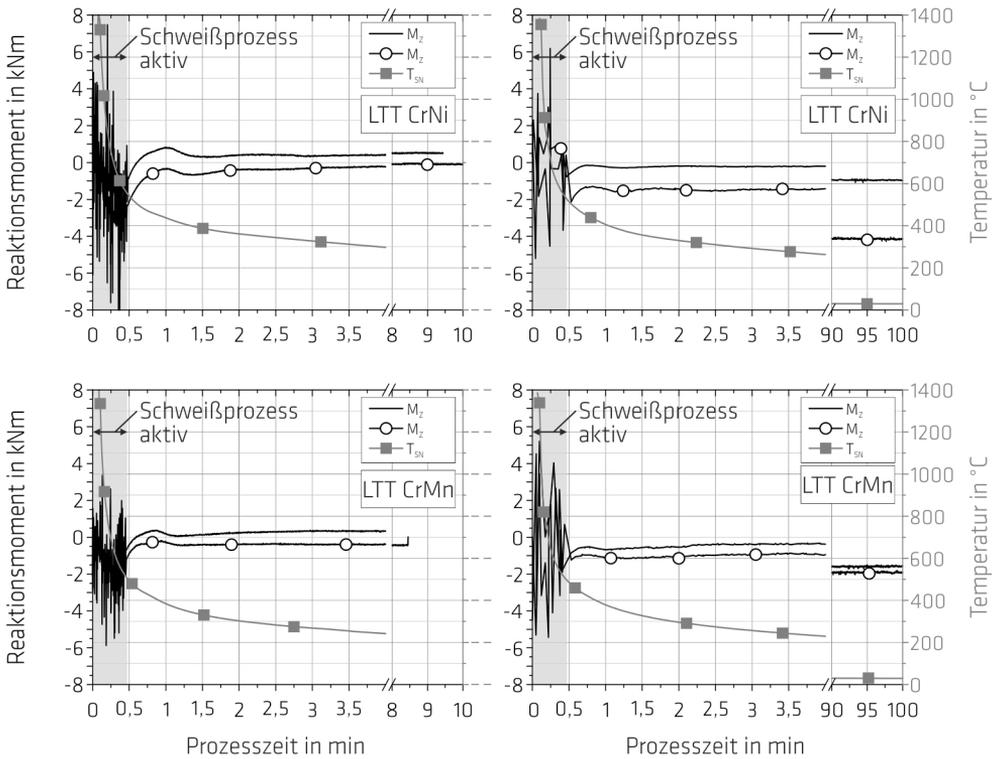
**Bild A.29:** Für die LTT-Verbindungen LTT CrNi (oben) und LTT CrMn (unten) ermittelter Verzug am Blechrand und am Schweißnahtanfang (NA), -mitte (NM) und -ende (NE) während der Abkühlung der Wurzel- (links) und der Decklage (rechts) in Abhängigkeit der Temperatur des Schweißgutes am Nahtanfang, -mitte und -ende,  $T_p$  bzw.  $T_i = 200\text{ °C}$



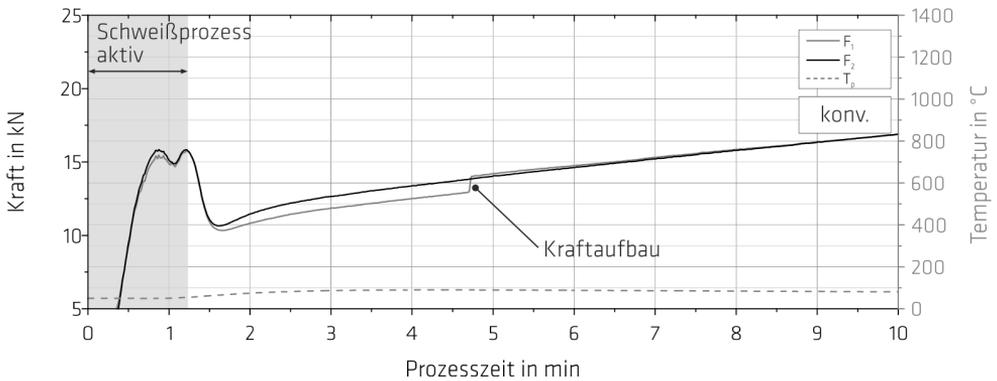
**Bild A.30:** Entwicklung des Reaktionsmomentes  $M_z$  für die konventionelle Schweißverbindung während der schweißtechnischen Fertigung der Wurzel- (links) und der Decklage (rechts),  $T_p$  bzw.  $T_i = 50\text{ °C}$



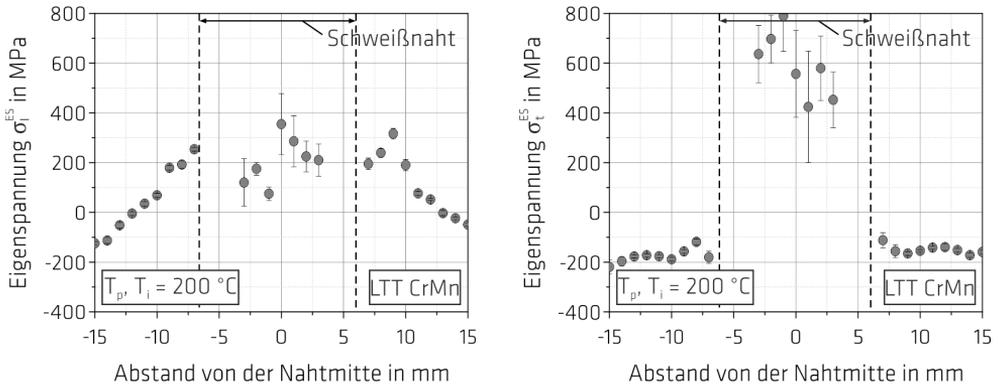
**Bild A.31:** Für die LTT-Verbindungen LTT CrNi (oben) und LTT CrMn (unten) ermittelte Reaktionsmomente  $M_z$  zweier Schweißversuche während der schweißtechnischen Fertigung der Wurzelle (links) und der Decklage (rechts); dargestellt für die Vorwärm- und Zwischenlagentemperaturen von 50 °C



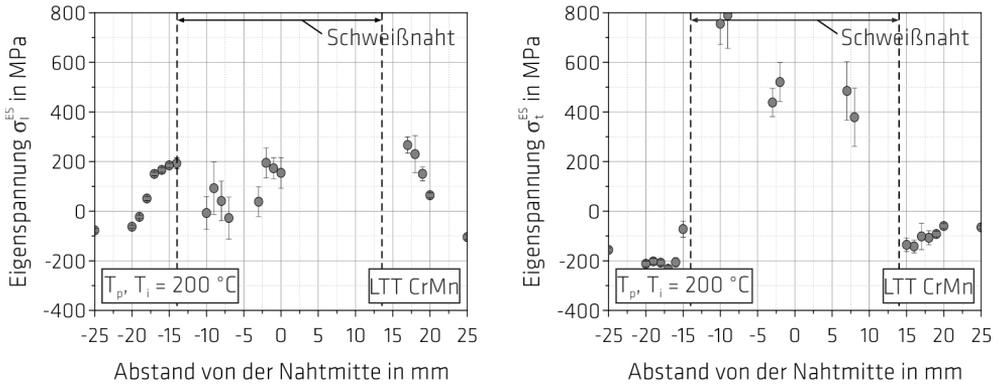
**Bild A.32:** Für die LTT-Verbindungen LTT CrNi (oben) und LTT CrMn (unten) ermittelte Reaktionsmomente  $M_z$  zweier Schweißversuche während der schweißtechnischen Fertigung der Wurzellage (links) und der Decklage (rechts); dargestellt für die Vorwärm- und Zwischenlagentemperaturen von 200 °C



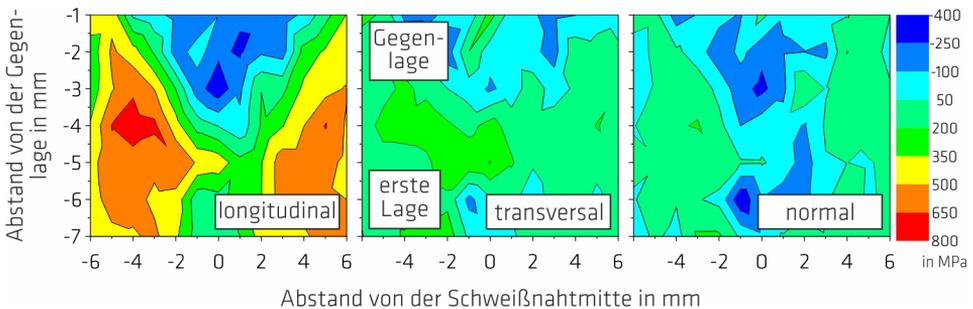
**Bild A.33:** Entwicklung der Ober- ( $F_1$ ) und der Unter- ( $F_2$ ) Kraft während der Abkühlung der Wurzellage der konventionellen Mehrlagenschweißverbindung; vgl. Bild 3.15



**Bild A.34:** Longitudinal- (links) und Transversaleigenspannungen (rechts) auf der Schweißnahtoberfläche (Decklage) der freischumpfend und zweilagig geschweißten LTT-CrMn-Verbindungen, dargestellt für eine  $T_p, T_i$  von 200 °C; (vgl. Bild 3.11)



**Bild A.35:** Einzelmessung der Longitudinal- (links) und der Transversaleigenspannungen (rechts) auf der Schweißnahtoberfläche (Decklage) der freischumpfend und mehrlagig geschweißten LTT-CrMn-Verbindungen, dargestellt für eine  $T_p, T_i$  von 200 °C, nach [374]



**Bild A.36:** Longitudinal-, Transversal- und Normaleigenspannungen im Volumen der Stumpfstoßverbindung mit DY-Nahtkonfiguration unter Verwendung des Zusatzwerkstoffes LTT CrNi, ermittelt an einer aus dem Blech entnommenen Kleinprobe

