

Dipl.-Ing. Arne Kromm

**Umwandlungsverhalten und
Eigenspannungen beim Schweißen
neuartiger LTT-Zusatzwerkstoffe**

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

Impressum

**Umwandlungsverhalten und Eigenspannungen
beim Schweißen neuartiger LTT-Zusatzwerkstoffe**

2011

Herausgeber:

BAM Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung
Unter den Eichen 87

12205 Berlin

Telefon: +49 30 8104-0

Telefax: +49 30 8112029

E-Mail: info@bam.de

Internet: www.bam.de

Copyright © 2011 by

BAM Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung

Layout: BAM-Arbeitsgruppe Z.64

ISSN 1613-4249

ISBN 978-3-9813853-9-7

Umwandlungsverhalten und Eigenspannungen beim Schweißen neuartiger LTT-Zusatzwerkstoffe

Dissertation

zur Erlangung des akademischen Grades

Doktoringenieur

(Dr.-Ing.)

von Dipl.-Ing. Arne Kromm

geb. am 5. September 1978 in Strausberg

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

Gutachter:

Prof. Dr.-Ing. habil. Thomas Böllinghaus

Prof. Dr. rer. nat. Alexander Wanner

Dr.-Ing. Thomas Kannengießer

Promotionskolloquium am 4. März 2011

Für Doris Lierse

Zusammenfassung

Die Erkenntnis, dass die Phasenumwandlung bei der Schweißeigenspannungsentstehung hochfester Stähle eine bedeutende Rolle spielt, gibt es bereits seit langer Zeit. Bisher existierten jedoch keine Ansätze, diesen Effekt praktisch zur Schweißeigenspannungskontrolle zu nutzen. Neuartige Low Transformation Temperature (LTT) Legierungen bieten aufgrund ihrer charakteristischen chemischen Zusammensetzung die Möglichkeit, hochfeste Stähle auf deren Festigkeitsniveau zu fügen. Die martensitische Phasenumwandlung soll zudem eine gezielte Einstellung der Schweißeigenspannungen erlauben. Die im Schrifttum vorliegenden Untersuchungen zu diesem Thema sind zwar zahlreich, bieten jedoch nur wenige Erkenntnisse zur Wechselwirkung zwischen der Phasenumwandlung und den resultierenden Schweißeigenspannungen.

Zur Klärung dieser Fragestellung wurde basierend auf Literaturlauswertungen eine Matrix von LTT-Legierungen verwirklicht, welche hinsichtlich des Gefüges, der mechanischen Eigenschaften und der Umwandlungstemperaturen charakterisiert wurden. Weiterhin konnten im Rahmen dieser Arbeit erstmals In-situ-Beugungsexperimente während des Schweißens unter Anwendung energiedispersiver Methoden realisiert werden. Die Neukonzeption und Verwirklichung einer Schweißvorrichtung speziell für den Einsatz an Synchrotronstrahlrinnen ermöglichte die bislang einzigartige In-situ-Analyse der Umwandlungsvorgänge während des Schweißens mit LTT-Legierungen. Im Zuge dieser Experimente konnte neben den im Schweißgut vorherrschenden Umwandlungstemperaturen zusätzlich die Umwandlungskinetik dieser Legierungen ermittelt werden.

Die Auswirkungen des Umwandlungsverhaltens wurden anhand der Eigenspannungsverteilungen in der Oberfläche variierender Probegeometrien analysiert. Die Ergebnisse verdeutlichen einerseits, dass die mittels der LTT-Legierungen angestrebte Eigenspannungskontrolle tatsächlich möglich ist. Dies zeigt sich insbesondere dann, wenn eine weitgehend freie Schrumpfung der Naht vorliegt. Mit zunehmender Schrumpfbehinderung ergibt sich jedoch eine Verschiebung des Eigenspannungsniveaus in den Zugbereich. Dies ist bei den hier betrachteten Legierungen vornehmlich in Nahtquerrichtung ausgeprägt. Dagegen ist das Eigenspannungsniveau in Nahtlängsrichtung nahezu unabhängig von den Schrumpfbedingungen. Anhand von Eigenspannungstiefengradienten ließ sich feststellen, dass sich die zusätzliche Schrumpfbehinderung in einer Parallelverschiebung des Eigenspannungsniveaus im Schweißgut äußert. Die Anwendung energiedispersiver Beugungsmethoden erlaubte zudem erstmals die Eigenspannungsermittlung in der parallel zum Martensit vorliegenden austenitischen Phase der LTT-Legierungen.

Ergebnisse, die unter Laborbedingungen gewonnen werden, bedürfen zumeist der Überprüfung unter realen Fertigungsbedingungen. Zu diesem Zweck wurde ein Bauteilschweißversuch in einer speziellen Großprüfanlage durchgeführt. Unter konstruktiver Schrumpfbehinderung gelang es, die lastabbauende Wirkung eines spezifischen LTT-Schweißzusatzes anhand einer ausgeprägten Spannungsreduktion während des Schweißens zu belegen.

Insgesamt wurde der Nachweis erbracht, dass das Konzept der Low Transformation Temperature (LTT) Legierungen zielführend ist und die nachgewiesene Austenit-Martensitumwandlung einen signifikanten Effekt auf das Eigenspannungsniveau ausübt.

Abstract

It has long been recognized that phase transformation plays a prominent part in the evolution of welding residual stresses in high-strength steel. But thus far, no approaches have been available to practically utilize this effect for welding residual stress control. Innovative Low Transformation Temperature (LTT) alloys featuring a characteristic chemical composition open up the possibility for joining high strength steels on their own strength level. Furthermore, martensitic phase transformation is supposed to permit deliberate adjustment of the welding residual stresses. Even though numerous investigations can be found in the literature on this issue, they provide only little insight into the interaction between phase transformation and resulting welding residual stresses.

In order to clarify the problem presented, a matrix of LTT alloys was defined based on evaluated literature. The alloys were characterized with respect to their microstructure, mechanical properties and transformation temperature. Furthermore, it was possible within the scope of this study to realize in-situ experiments during welding using energy-dispersive diffraction methods. The new design and implementation of a welding setup specifically for use at synchrotron beamlines enabled the in-situ diffraction analysis of transformation processes. In the course of these experiments it could be managed to determine the transformation temperatures prevailing in the LTT weld metal. In addition the transformation kinetics of these alloys could be analyzed.

The effects of the transformation behavior were analyzed based on the residual stress distributions at the surface of varying specimen geometries. The results illustrate on the one hand that the desired residual stress control by using LTT alloys is actually feasible. This is particularly found in cases with largely free shrinkage of the weld. With increasing shrinkage restraint, however, a shift of the residual stress level into the area of tension is seen to occur. This is observed for the considered alloys to be particularly pronounced in transverse direction of the weld. By contrast, the residual stress level in longitudinal weld direction is nearly independent of the shrinkage conditions. With the help of residual stress depth gradients it could be established that the additional shrinkage restraint manifests itself in a parallel shift of the residual stress level in the weld metal. Application of energy-dispersive diffraction methods additionally allowed it for the first time to determine residual stresses in the austenitic phase of the LTT alloy which is present parallel to martensite.

Results gained under laboratory conditions mostly need to be verified under real fabrication conditions. For this purpose, a component weld test was performed in a special large-scale testing facility. Under structural shrinkage restraint, the load relieving effect of a specific LTT welding filler material could be proven by means of a pronounced stress reduction during welding.

Overall, evidence was furnished that the concept of Low Transformation Temperature (LTT) alloys is successful and that the proven austenite-martensite transformation exerts a significant effect on the residual stress level.

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand in der Fachgruppe V.5 Sicherheit gefügter Bauteile der BAM Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung in Berlin im Rahmen des dortigen Doktorandenprogramms.

Großen Dank schulde ich Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Th. Böllinghaus für seine engagierte Betreuung, die Übernahme des Hauptgutachtens und die großzügige Förderung.

Herrn Prof. Dr. rer. nat. A. Wanner danke ich für die Übernahme des Gutachtens und das wohlwollende Interesse an dieser Arbeit.

Mein herzlicher Dank gilt Herrn Dr.-Ing. Th. Kannengießer für die Anregung zu diesem Thema, die wertvollen Ratschläge, vielen fachlichen Diskussionen während der Betreuung und die Übernahme des Gutachtens.

Meinem Fachgruppenleiter Herrn Prof. Dr.-Ing. M. Rethmeier gilt mein Dank für die Unterstützung und das Interesse am Fortschritt meiner Arbeit.

Herrn Dr.-Ing. J. Gibmeier möchte ich für die gute Zusammenarbeit und die zahlreichen Hilfestellungen bei der röntgenografischen Eigenspannungsmessung herzlich danken. Ebenso sei mein Dank Herrn Prof. Dr. rer. nat. habil. C. Genzel und Frau Dr.-Ing. M. Klaus für die Hilfsbereitschaft und die freundliche Betreuung während der Strahlzeiten am Instrument EDDI versichert.

Mein besonderer Dank gilt Herrn Dipl.-Ing A. Hannemann für die technische Realisierung der In-situ-Schweißexperimente und für die Einsatzbereitschaft bei der Mitwirkung an den Strahlzeiten. Für die Unterstützung bei der Vorbereitung und Durchführung zahlreicher Schweißversuche bin ich meinen Kollegen Herrn K. Scheideck, Herrn P. Friedersdorf, Herrn Dipl.-Ing. Th. Michael und Herrn S. Brunow zu großem Dank verpflichtet. Weiterhin sei Frau R. Breu, Frau M. Marten und Herrn M. Richter für ihre Hilfe gedankt. Für die angenehme Zusammenarbeit und Unterstützung danke ich Herrn Dipl.-Ing. T. Lausch, Herrn Dipl.-Ing. S. Lorenz und Herrn Dr. J. Altenkirch.

Der Deutschen Forschungsgemeinschaft (DFG) sei für die finanzielle Unterstützung gedankt. Herrn V. van der Mee von Lincoln Electric Europe danke ich für die großzügige Bereitstellung der Schweißzusatzwerkstoffe. Herrn Dr.-Ing. F. Hanus von der AG der Dillinger Hüttenwerke möchte ich für die Überlassung des Grundwerkstoffes danken.

Nicht zuletzt gilt mein Dank meinen Eltern und vor allem meiner Lebensgefährtin Katja, die mich auch in schwierigen Zeiten immer unterstützt und eine kritische Durchsicht der Arbeit übernommen hat.

Arne Kromm

Berlin, im März 2011

Inhaltsverzeichnis

Inhaltsverzeichnis.....	xiii
1 Herausforderung - Schweißen hochfester Stahlstrukturen	1
2 Kenntnisstand	5
2.1 Einflüsse auf die Entstehung von Schweißeigenstressungen	7
2.1.1 Umwandlungstemperatur	9
2.1.2 Umwandlungsplastizität.....	13
2.2 Konzept der Low Transformation Temperature Legierungen	16
2.2.1 Werkstoffklassifizierung.....	16
2.2.2 Entwicklungsansätze mit Chrom-Nickel-Legierungen	16
2.2.3 Rissphänomene in LTT-Schweißgütern	21
2.2.4 Verzug von LTT-Schweißverbindungen	23
2.2.5 Eigenspannungsverteilungen in LTT-Schweißverbindungen	25
2.2.6 Erstarrungsverhalten und Gefüge	35
2.2.7 Zusammengefasste Bemerkungen.....	37
2.2.7.1 Martensitumwandlungstemperaturen von LTT-Legierungen.....	37
2.2.7.2 Mechanische Eigenschaften	39
2.3 Phasen- und Eigenspannungsanalyse mittels Beugungsmethoden.....	41
2.3.1 In-situ-Beugungsanalysen von Umwandlungsvorgängen.....	41
2.3.2 Grundlagen energiedispersiver Beugung und Eigenspannungsanalyse	45
2.4 Schlussfolgerungen zum Kenntnisstand.....	49
2.5 Aufgabenstellung.....	52
3 Versuchsdurchführung.....	55
3.1 Auswahl der Werkstoffe.....	55
3.1.1 Entwicklung der LTT-Legierungen.....	55
3.1.2 Grundwerkstoffe	56
3.2 Experimentelles	58
3.2.1 Bestimmung der Umwandlungstemperaturen mittels Einsensor- Differenz-Thermoanalyse	58
3.2.2 Untersuchung des Werkstoffgefüges	59
3.2.3 Ermittlung der mechanischen Eigenschaften	59

3.2.4	In-situ-Beugungsexperiment im Ofentemperaturzyklus.....	60
3.2.5	In-situ-Beugungsexperiment während des Schweißens.....	61
3.2.5.1	Auswahl einer geeigneten Probengeometrie	61
3.2.5.2	Konzeption und Entwicklung einer Schweiß- und Positioniereinheit	62
3.2.5.3	Ermittlung des Schweißtemperaturfeldes.....	64
3.2.5.4	Restaustenitbestimmung.....	65
3.2.6	Eigenspannungsanalysen	66
3.2.6.1	Eigenspannungsmessung in Zweilagenschweißverbindungen	66
3.2.6.2	Eigenspannungsmessung in Mehrlagenschweißverbindungen	69
3.2.6.3	Eigenspannungsmessung in den Wiederaufschmelzschweißungen (In-situ-Beugungsexperiment).....	71
3.2.7	Großanlage zur Prüfung und Simulation von Bauteilschweißungen.....	72
3.2.7.1	Probengeometrie.....	73
3.2.7.2	Schweißparameter	74
3.2.7.3	Eigenspannungsmessung.....	74
3.3	Versuchsprogramm	75
4	Ergebnisse und Diskussion.....	77
4.1	Einfluss der chemischen Zusammensetzung auf das Werkstoffgefüge.....	77
4.1.1	Zweilagenschweißverbindungen	80
4.1.2	Mehrlagenschweißverbindungen.....	83
4.1.3	Wiederaufschmelzschweißungen (In-situ-Beugungsexperiment).....	85
4.1.4	Bestimmung der Elementverteilungen mittels Elektronenstrahlmikro- analyse	87
4.1.5	Qualitative Phasenanalyse mittels EBSD	88
4.2	Einfluss der chemischen Zusammensetzung auf die mechanischen Eigenschaften.....	90
4.2.1	Zugversuch.....	90
4.2.2	Kerbschlagbiegeversuch	93
4.3	Umwandlungstemperaturen der LTT-Legierungen.....	94
4.3.1	Einsensor-Differenz-Thermoanalyse	94
4.3.1.1	Bestimmung der Martensitstarttemperatur	94
4.3.1.2	Austenitbildung.....	97
4.3.2	In-situ-Beugungsexperiment im Ofentemperaturzyklus.....	99

4.3.2.1	Bestimmung der Martensitstarttemperatur	99
4.3.2.2	Austenitbildung.....	103
4.4	In-situ-Beugungsanalyse der Umwandlungskinetik	103
4.4.1	In-situ-Beugungsexperiment im Ofentemperaturzyklus	104
4.4.2	In-situ-Beugungsexperiment während des Schweißens.....	106
4.4.2.1	Bestimmung der Martensitstarttemperaturen	106
4.4.2.2	Martensitumwandlungskinetik	113
4.5	Eigenspannungsanalyse	121
4.5.1	Einfluss des Umwandlungsverhaltens auf die Schweißeigenspannungen in den Wiederaufschmelzschweißungen (In-situ-Beugungsexperiment)	121
4.5.2	Eigenspannungsverteilung in den Zweilagenschweißverbindungen	126
4.5.2.1	Decklage	127
4.5.2.2	Wurzellage	136
4.5.3	Eigenspannungsverteilung in den Mehrlagenschweißverbindungen.....	137
4.5.4	Eigenspannungsgradienten in Tiefenrichtung	140
4.6	Bauteilschweißversuch.....	146
4.6.1	Einfluss der martensitischen Phasenumwandlung auf die Reaktions- kräfte und -momente während des Schweißens	146
4.6.2	Eigenspannungsverteilung über der Schweißnaht	153
5	Zusammenfassung und Schlussfolgerungen	155
	Literaturverzeichnis	161
	Bildverzeichnis	179
	Tabellenverzeichnis.....	187
	Symbolverzeichnis	189
	Anhang.....	193
	Lebenslauf.....	207

1 Herausforderung - Schweißen hochfester Stahlstrukturen

Wirtschaftliche und konstruktive Aspekte führten in den letzten Jahren dazu, dass der moderne Stahlbau zunehmend durch den Einsatz hochfester Stahlqualitäten mit Streckgrenzen bis zu 1100 MPa gekennzeichnet wird. Dabei sind die Anwendungsfelder Kranbau, Brückenbau und Offshore-Einrichtungen besonders hervorzuheben. Es lassen sich hierbei hohe Traglasten bei geringen Eigengewichten verwirklichen [1]-[2]. *Bild 1.1* zeigt typische Anwendungen hochfester Stähle im Mobilkranbau.



Bild 1.1: Teleskopausleger von Mobilkränen sind ein typisches Anwendungsfeld hochfester Stähle.

Die Verwendung hochfester Stähle ist jedoch mangels geeigneter Schweißzusatzwerkstoffe limitiert. Zurzeit stellen Schweißzusätze, welche Streckgrenzen von 960 MPa bei ausreichenden Zähigkeitswerten aufweisen, das Maximum der erreichbaren Beanspruchbarkeit dar. Somit lässt sich das Potential von Feinkornstählen noch höherer Festigkeit nicht voll ausschöpfen, da konstruktive Maßnahmen ergriffen werden müssen, z. B. Verlagerung von Schweißnähten in Bereiche niedriger Beanspruchung oder Wanddickenerhöhung, um die angeführten Werkstoffe effektiv einsetzen zu können. Der Entwicklung und Bereitstellung von Zusatzwerkstoffen mit entsprechendem Festigkeits-Overmatching kommt somit eine erhebliche wirtschaftliche Bedeutung zu.

Der Einsatz niedrig legierter, artähnlicher Schweißzusätze, wie sie bei der schweißtechnischen Verarbeitung hochfester Stahlwerkstoffe mit Streckgrenzen kleiner 1100 MPa aktuell verwendet werden [3]-[5], birgt jedoch die Problematik der Einhaltung sehr strikter Ferti-

gungsbedingungen in sich. Denn nur ein sehr schmales Arbeitsfenster steht zum Erreichen der geforderten mechanischen Eigenschaften zur Verfügung. Mit steigender Streckgrenze der Werkstoffe muss auf eine genaue Einhaltung der die $t_{8/5}$ -Zeit beeinflussenden Schweißparameter, wie Vorwärmtemperatur und Wärmeeinbringung, geachtet werden [1],[6]-[10], da das resultierende Gefüge in hohem Maße von der Abkühlrate bestimmt wird. Bild 1.2 zeigt vor diesem Hintergrund den zulässigen Arbeitsbereich beim Schweißen des Stahls S960Q [8]. An diesem Beispiel ist ersichtlich, dass ein Überschreiten der $t_{8/5}$ -Zeit von 12 s bereits zu unzureichender Festigkeit führt. Demgegenüber führen $t_{8/5}$ -Zeiten unter 5 s zu einer Versprödung des Gefüges. Als „Balanceakt“ wird in diesem Zusammenhang auch von Sampath [11] die Konkurrenz zwischen erreichbarer Festigkeit auf der einen und Schweißseignung auf der anderen Seite bewertet, was die Problematik einer reproduzierbaren Verarbeitung widerspiegelt. Da beim Schweißen allein die Abkühlzeit als Parameter zur Einstellung der Gefüge- und damit Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften zur Verfügung steht, wird versucht, den Schweißzusatz gezielt zu legieren [12],[13]. Erschwerend kommt dabei hinzu, dass in Abhängigkeit der zu verarbeitenden Blechdicken mit unterschiedlichen Graden an Aufmischung und somit beeinflussten mechanischen Eigenschaften gerechnet werden muss [1]. Auch bedingt die Abschätzung und Vorhersage der mechanischen Eigenschaften von Schweißverbindungen zunehmend den Einsatz moderner Simulationswerkzeuge [6], [7], [14]-[22], was die Aktualität dieses Forschungsgebietes unterstreicht.

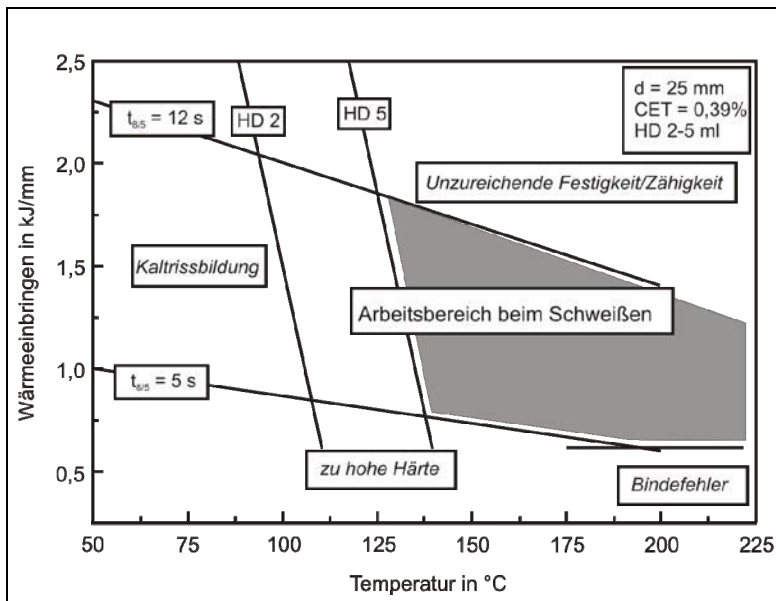


Bild 1.2: Schweißarbeitsbereich des hochfesten Stahls S960Q [8]

Besonderes Augenmerk muss den Schweißseignungen geschenkt werden. Diese dürfen gerade bei hochfesten Stählen aufgrund ihrer hohen Streckgrenzenverhältnisse und den damit verbundenen geringen plastischen Verformungsreserven nicht vernachlässigt werden. Bislang fehlen jedoch grundlegende Untersuchungen zum Einfluss der chemischen Zusammensetzung des Zusatzwerkstoffes und des daraus resultierenden Umwand-

ungsverhaltens für eine suffiziente Eigenspannungskontrolle in Schweißverbindungen hochfester Feinkornbaustähle. Es bleibt darüber hinaus zu klären, wie gerade die Eigenspannungsverteilung im Schweißnahtgefüge, vor allem bei realitätsnahen Mehrlagenschweißverbindungen, unter Ausnutzung einer gezielten Festphasenumwandlung grundlegend beeinflusst werden kann, um daraus geeignete Maßnahmen zur Kaltrissvermeidung hochfester Schweißverbindungen abzuleiten. Die Bedeutung der Festphasenumwandlung für ein solches Residual Stress Engineering mittels speziell legierter Schweißzusätze wurde auch von de Meester [23], Militzer [24] und Bhadeshia [25] herausgestellt.

Der Ansatz, hoch legierte Zusatzwerkstoffe zum Schweißen hochfester Stähle einzusetzen, wird auch von Widgery et al. [16] und Saida et al. [26] trotz damit verbundener, höherer Produktionskosten vertreten. Besondere Beachtung muss den sogenannten Low Transformation Temperature (LTT) Zusatzwerkstoffen geschenkt werden. Diese speziell zum Zwecke der Eigenspannungskontrolle konzipierten Werkstoffe, stehen seit kurzem im Mittelpunkt des Forschungsinteresses. Anfängliche Untersuchungsergebnisse zeigen Verbesserungen eigenspannungsempfindlicher Eigenschaften, wie etwa der Schwingfestigkeit. Der Nachweis dafür notwendiger Druckeigenspannungen gelang bisher jedoch nur ansatzweise. Außerdem bleibt die Frage nach Übertragbarkeit auf reale Konstruktionen zu klären, denn die Einspannwirkung umgebender Strukturen ruft eine Überlagerung zusätzlicher Zugspannungen hervor.

Bevor in der vorliegenden Arbeit experimentelle Untersuchungsergebnisse diskutiert werden, wird eingangs ein Kenntnisstand präsentiert, welcher zunächst die Mechanismen der Schweißeigenspannungsentstehung mit besonderem Fokus auf die Bedeutung der Phasenumwandlung hochfester Stähle wiedergibt. Anschließend werden das Konzept und die Entwicklung der LTT-Zusatzwerkstoffe dargestellt. Zu diesem Thema existieren zahlreiche, jedoch teilweise unstete Veröffentlichungen, welche diskutiert und bewertet werden. Da ein wesentlicher Bestandteil der Ergebnisse dieser Arbeit durch Beugungsexperimente unter der Nutzung hochenergetischer Synchrotronstrahlung zu Stande kam, erfolgt auch ein Abriss aktueller Forschungsergebnisse und In-situ-Beugungsanalysen von Phasenumwandlungen und Eigenspannungsverteilungen beim Schweißen.

2 Kenntnisstand

Im Folgenden wird zunächst eine Definition der für diese Arbeit wesentlichen Begriffe zum Thema der Schweißeigenspannungen gegeben.

Liegen in einem Bauteil Spannungen ohne die Einwirkung äußerer Kräfte oder Temperaturgradienten vor, sind es definitionsgemäß Eigenspannungen. Resultieren diese Eigenspannungen aus einem Schweißvorgang, handelt es sich um Schweißeigenspannungen. Eigenspannungen lassen sich weiterhin über ihren Wirkungsbereich näher definieren. Die mittleren Spannungen in einem für das Bauteil repräsentativen Volumen werden als Eigenspannungen I. Art oder Makroeigenspannungen bezeichnet (*Gleichung 2.1*). Das entsprechende Volumen muss genügend viele Kristallite aller vorhandenen Werkstoffphasen enthalten. Alle Abweichungen von diesen Makroeigenspannungen werden als Mikro-eigenspannungen bezeichnet. Dabei sind Eigenspannungen II. Art die Differenz der mittleren Spannungen eines Kristallits zu den Eigenspannungen I. Art (*Gleichung 2.2*). Lokale Abweichungen innerhalb des Kristallits von der Summe der Eigenspannungen I. und II. Art werden als Eigenspannungen III. Art bezeichnet (*Gleichung 2.3*) [27].

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

Gleichung 2.1

$$\sigma^{II} = \frac{1}{V_{\text{Kristallit}}} \int (\sigma(x) - \sigma^I) dV$$

Gleichung 2.2

$$\sigma^{III}(x) = \sigma(x) - \sigma^I - \sigma^{II}$$

Gleichung 2.3

Eigenspannungen II. und III. Art beschränken sich auf einen einzelnen Kristallit und sind demnach nicht repräsentativ für das gesamte Material. Die Mikro-eigenspannungsanteile kompensieren sich in jedem makroskopischen Volumen untereinander [27]. Die Eigenspannungen in den einzelnen Phasen eines Werkstoffes werden als Phase-eigenspannungen bezeichnet (*Gleichung 2.4*). Phase-eigenspannungen beinhalten immer Makro- als auch Mikro-eigenspannungsanteile [27]. Spitze Klammern bezeichnen Mittelungen.

$$\sigma^\alpha = \langle \sigma^I + \sigma^{II} \rangle_\alpha$$

Gleichung 2.4

Die Mikro-eigenspannungen aller Phasen α kompensieren sich im Werkstoffvolumen unter Berücksichtigung der jeweiligen Volumenanteile p untereinander (*Gleichung 2.5*) [27].

$$\sum_{\alpha=1}^n p^\alpha \langle \sigma^{II} \rangle_\alpha = 0$$

Gleichung 2.5

Der gewichtete Mittelwert aller Phaseneigenstressungen repräsentiert die Makrospannung im Bauteil (*Gleichung 2.6*) [27].

$$\sum_{\alpha=1}^n p^{\alpha} \sigma^{\alpha} = \sigma^I$$

Gleichung 2.6

Die für das Schweißen relevanten Makrospannungen lassen sich zweckmäßig in Zwängungs- und Reaktionsspannungen einteilen. Zwängungsspannungen werden durch lokale nur in unmittelbarer Nahträhne wirkende Effekte wie Nahtsteifigkeit, Phasenumwandlungen oder Abschreckeffekte bestimmt. Dagegen haben Reaktionsspannungen vornehmlich ihre Ursachen in den durch die Gestalt eines Schweißbauteils hervorgerufenen globalen Steifigkeitsverhältnissen. Zwängungs- und Reaktionsspannungen bilden ein Gleichgewichtssystem in einer Schweißkonstruktion. Einen Überblick über die komplexen Wechselwirkungen zwischen Zwängungs- und Reaktionsspannungen im Bauteilschweißversuch lieferte Kannengießer [28].

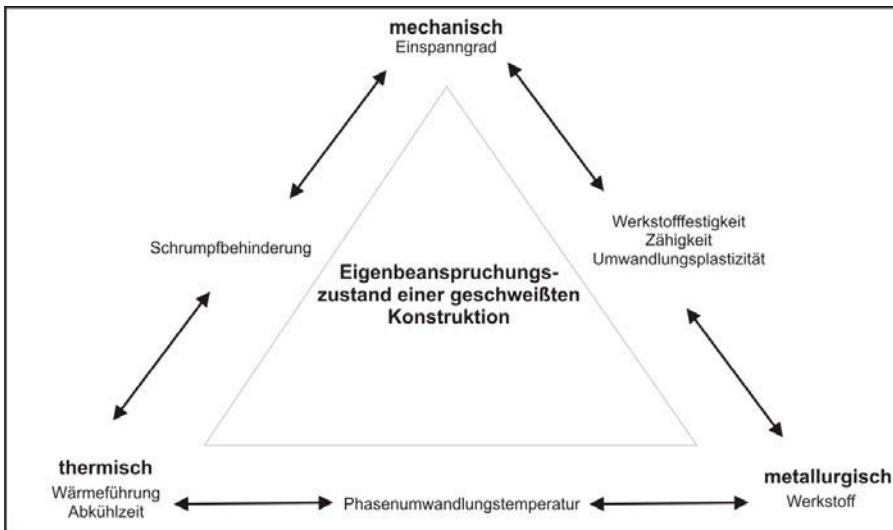


Bild 2.1: Einflussgrößen auf die Eigenbeanspruchung einer geschweißten Konstruktion nach [29]

Der Spannungszustand einer geschweißten Konstruktion wird im Wesentlichen durch die Wechselwirkung mechanischer, thermischer und werkstofflicher Faktoren beeinflusst, wie *Bild 2.1* schematisch wiedergibt. Die Phasenumwandlung während des Schweißens wird einerseits durch den Werkstoff und andererseits durch die Abkühlgeschwindigkeit bestimmt. In Abhängigkeit dieser beiden Größen ergeben sich unterschiedliche Umwandlungstemperaturen. Indes stellen sich auch variierende Gefüge mit unterschiedlichen mechanischen Eigenschaften ein. Beides beeinflusst die Spannungsentstehung in relativ komplexer Wechselwirkung, wie bereits von Wohlfahrt [30] anhand einfacher WIG-Blindschweißungen hochfesten Stahls dokumentiert wurde. Die Frage nach der Übertragbarkeit blieb im Einzelfall jedoch unbeantwortet, da gerade stark umwandlungsgeprägte

Eigen Spannungszustände eines martensitischen Gefüges bedürfen und damit eine praktische Anwendung mit konventionellen niedriglegierten Zusätzen bisher ausschlossen.

Dennoch können gezielte lastabbauende Effekte infolge des Umwandlungsverhaltens des Schweißgutes gerade für steife Konstruktionen mit zahlreichen Nahtanhäufungen von großer sicherheitstechnischer und wirtschaftlicher Bedeutung sein. Das wäre insbesondere dann der Fall, wenn konstruktive Änderungen nur sehr eingeschränkt möglich sind. Im Folgenden sollen deshalb die grundlegenden Mechanismen der Eigen Spannungsentstehung in Stahlwerkstoffen mit vornehmlichem Fokus auf den Einfluss von Phasenumwandlungen anhand ausgewählter Literatur reflektiert werden.

2.1 Einflüsse auf die Entstehung von Schweißeigen Spannungen

In Schweißverbindungen umwandlungsfähiger Stähle treten infolge inhomogener Temperaturverteilung und Phasenumwandlung im unmittelbaren Schweißnahtbereich Schrumpf-, Abschreck- und Umwandlungseigen Spannungen auf. Aufgrund der ausgeprägten Temperaturunterschiede und der damit verbundenen Schrumpfbehinderungen kommt es in jeder Schweißverbindung zur Ausbildung von Schrumpfeigen Spannungen. Im Nahtbereich sind dies sowohl in Längs- als auch in Querrichtung stets Zugeigen Spannungen.

Die Höhe dieser Zugeigen Spannungen wird durch den Grad der Schrumpfbehinderung (z. B. Nahtlänge, Lagenanzahl, Einspanngrad) bestimmt. Gleichgewichtsbedingt müssen sich immer auch Druckeigen Spannungen, z. B. in der WEZ oder im Grundwerkstoff, einstellen [30]. Abschreckeigen Spannungen sind prinzipiell auch Schrumpfeigen Spannungen, da sie ebenfalls aus einer Schrumpfbehinderung aufgrund inhomogener Temperaturverteilung resultieren. Die Inhomogenität tritt hier jedoch zusätzlich über dem Querschnitt auf, was aufgrund von Plastifizierungen zu einer Vorzeichenumkehr bei den Eigen Spannungen zwischen Rand- und Kernbereichen führen kann [30]. Dieses vom Abschrecken bekannte Phänomen ist in dünnen Füge teilen mit homogener Temperaturverteilung über dem Querschnitt kaum oder gar nicht vorhanden.

Umwandlungseigen Spannungen entstehen aufgrund der behinderten Volumenausdehnung bei der Austenit-Ferrit/Bainit/Martensit-Umwandlung. Diese tritt nicht nur in der Schweißnaht, sondern in allen (teil-)austenitisierten Bereichen der Verbindung auf. Liegen zusätzlich inhomogene Temperaturverteilungen in Dickenrichtung vor, kann es zusätzlich zur Wirkung der eingangs beschriebenen Abschreckeffekte kommen [30]. In der Praxis überlagern sich alle Vorgänge je nach Prozess-, Bauteil- und Werkstoffcharakteristik in ihrer Wirkung in komplexer Art und Weise, wie die im Folgenden vorgestellten Untersuchungsbeispiele exemplarisch andeuten.

Laut Heeschen et al. [31] wird die Eigen Spannungsverteilung über der Schweißnaht neben der behinderten Schrumpfung in erheblichem Maße von der Phasenumwandlung beeinflusst. Anhand von WIG-Blindschweißungen an hochfesten Stählen (u. a. S690) wurden die Auswirkungen unterschiedlicher Phasenumwandlungstemperaturen diskutiert. Die Variation der Umwandlungstemperatur wurde dabei über verschiedene Abkühlgeschwindigkeiten realisiert. Hieran war ersichtlich, dass eine niedrigere Phasenumwandlungstemperatur in allen Fällen zu einer generellen Absenkung der entstehenden Eigen Spannungen über der

Schweißnaht führte. Es ergaben sich jeweils charakteristische Eigenspannungsverläufe, deren Niveau im Wesentlichen von der Festigkeit des jeweils untersuchten Werkstoffes abhing. Die erreichten Maxima wuchsen dabei mit der Werkstofffestigkeit an. Prinzipiell führt eine Phasenumwandlung während der Abkühlung zunächst stets zu Druckspannungen im Schweißgut. Diese werden im nachfolgend noch zu durchlaufenden Temperaturintervall von Zugspannungen überlagert. Bei Raumtemperatur liegen dann Druck- oder Zug-eigenspannungen vor (vgl. *Bild 2.2*). Dieser Ansatz setzt gleiche Mechanismen in Nahtlängs- als auch Nahtquerrichtung voraus.

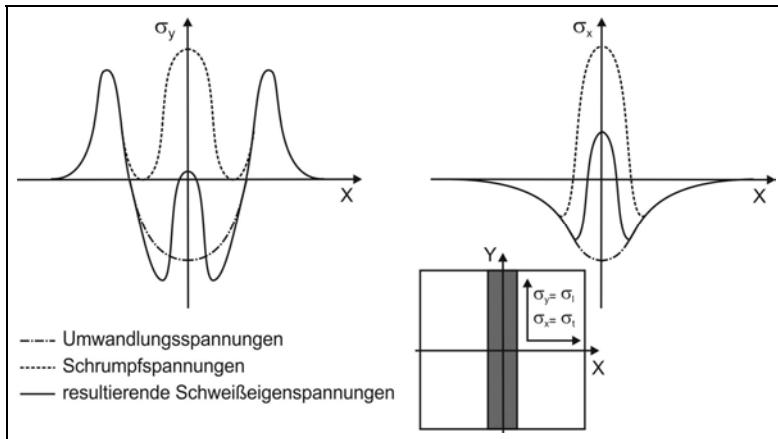


Bild 2.2: Überlagerung von Umwandlungs- und Schrumpfspannungen zu den resultierenden Schweiß-eigenspannungen [32]

Im Grundwerkstoff wirkt sich die Phasenumwandlung der Schweißnaht andersartig aus. In Längsrichtung erzwingt die hervorgerufene Volumenvergrößerung des Schweißgutes eine Dehnung des Werkstoffes, was dort letztlich zu Zugeigenspannungen führt. In Modellversuchen wurde dies durch ausgeprägte Zugeigenspannungsmaxima außerhalb der Schweißnaht dokumentiert [31]. Andererseits wird der Grundwerkstoff in Querrichtung während der Phasenumwandlung gestaucht. Die Stauchung führt letztlich zu Druckeigenspannungen, welche betragsmäßig allerdings ein geringeres Niveau aufweisen als die erwähnten Zugeigenspannungen längs zur Schweißnaht (vgl. *Bild 2.2*).

Die eigentliche Eigenspannungsverteilung nach dem Schweißen wird dadurch bestimmt, welches spannungsbeeinflussende Phänomen dominant ist [32]-[34]. Christian et al. [33] unterscheiden dazu prinzipiell zwischen drei typischen Eigenspannungsverteilungen, wie sie in der Schweißnahtoberfläche auftreten können.

Bei der sogenannten M-Form dominieren Umwandlungseinflüsse. Es zeigt sich ein ausgeprägtes Druckeigenspannungsmaximum im Schweißgut, bedingt durch ein im Vergleich zur kompletten Naht kleines, zuletzt umwandelndes Volumen [33]. Als Beispiel sei eine Mehrlagenschweißung mit zeitlich versetzten Umwandlungen in den einzelnen Lagen angeführt (vgl. *Bild 2.3, Teilbild a*)

In Einlagenschweißungen findet sich vornehmlich die W-Form, obwohl hier ebenfalls Umwandlungsvorgänge dominieren. In der Nahtoberfläche finden sich Zugeigenspannungen

aufgrund des unterschiedlichen Umwandlungszeitpunktes von Rand und Kern des Schweißgutes (vgl. Bild 2.3, Teilbild b). Die zunächst aufgrund der Phasenumwandlung in der Oberfläche vorliegenden Druckspannungen erfahren durch die später im Kern stattfindende Umwandlung wegen des Kräftegleichgewichts einen Vorzeichenwechsel. Im Gegensatz dazu kann die W-Form auch durch das Fehlen jeglicher Phasenumwandlung hervorgerufen werden, da schrumpfbedingte Zugeigenschaften in der Naht allein vorliegen. Treten des Weiteren Abschreckvorgänge auf, kommt es zu einer zusätzlichen charakteristischen Einsattelung im Eigenspannungsverlauf in der Schweißnahtmitte [33] (vgl. Bild 2.3, Teilbild c). Unberücksichtigt bleibt in dieser Darstellung die gegenseitige Beeinflussung der Eigenspannungen in Längs- und Querrichtung.

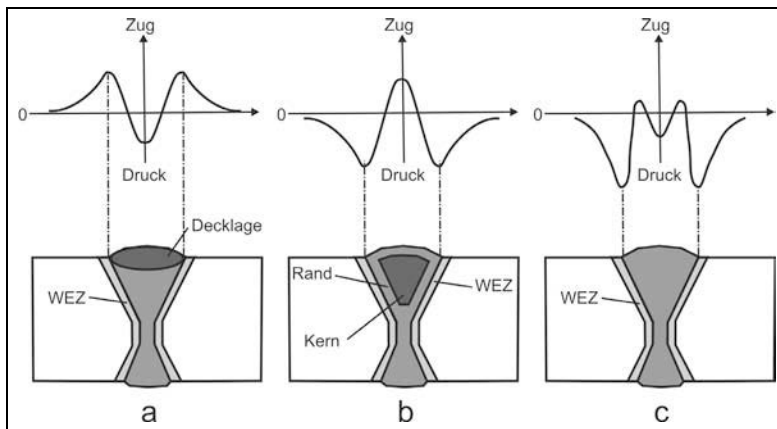


Bild 2.3: Typische Eigenspannungsverteilungen nach dem Schweißen in der Oberfläche: a) M-Form, b) W-Form und c) W-Form mit Einsattelung [33]

Es bleibt festzuhalten, dass der nach dem Schweißen vorliegende Eigenspannungszustand nicht a priori vorausgesagt werden kann, da die Größen Schrumpfung, Phasenumwandlung und Abschreckung in ihrer Kombination komplexe Einflüsse darstellen, welche berücksichtigt werden müssen. Die Höhe und Verteilung der Eigenspannungen nach dem Schweißen wird stark durch die Festphasenumwandlung während der Abkühlung bestimmt, wobei die bisher formulierten Zusammenhänge ausschließlich qualitativer Art sind und von gleichen Mechanismen in Nahtlängs- und Nahtquerrichtung ausgehen. Im Folgenden werden die Haupteinflussgrößen, Umwandlungstemperatur und Umwandlungsplastizität, auf die umwandlungsbedingten Spannungen und Eigenspannungen diskutiert.

2.1.1 Umwandlungstemperatur

Erste Untersuchungen zum Einfluss der Umwandlungstemperatur auf die resultierenden Eigenspannungen in Stählen finden sich bei Bühler und Scheil [35]. Den Untersuchungen zufolge sind die Eigenspannungen nach dem Abkühlen umwandlungsfähiger Stähle auf zwei konkurrierende Vorgänge zurückzuführen – die Schrumpfung aufgrund der Abkühlung und die Volumenausdehnung als Folge der Umwandlung. Zusätzlich sind Abschreckvorgänge, d. h. die örtliche und zeitliche Inhomogenität dieser Ereignisse, maßgeblich. Die Wechselwirkung der genannten Einflüsse wurde experimentell durch eine Anpassung der

M_s -Temperatur mittels variierender Nickelgehalte von Eisenbasiswerkstoffen untersucht. Nickel wurde als Hauptlegierungselement gewählt, da dies zu alleiniger Martensitumwandlung weitgehend unabhängig von der Abkühlrate führt (sog. Lufthärter) und keine Zweitphasen (z. B. Bainit) entstehen. Die geringe Genauigkeit und auch Ortsauflösung des angewandten Ausbohrverfahrens zur Eigenspannungsmessung erlaubten zwar keine quantitative Korrelation der M_s -Temperaturen und der ermittelten Eigenspannungen. Jedoch ist die prinzipielle Abhängigkeit der Eigenspannungen von der M_s -Temperatur aus dieser Untersuchung erstmals abzuleiten.

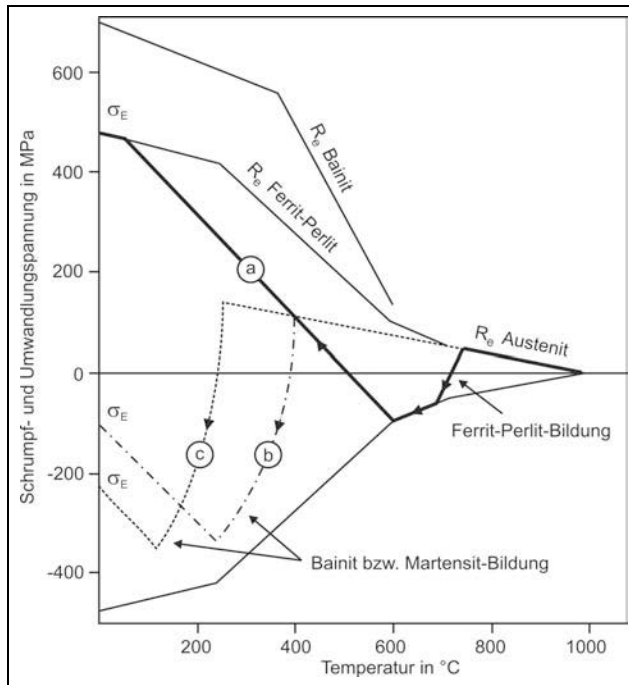


Bild 2.4: Einfluss der Umwandlungstemperatur auf die Eigenspannungsentstehung [30]

Wohlfahrt et al. [30], [31]-[32], [36]-[37] präsentierten eine erste Modellvorstellung der Einflüsse variierender Umwandlungstemperaturen während der Abkühlung auf die Schweißzeigenspannungen. Bild 2.4 verdeutlicht dies unter Annahme linearer Abhängigkeit zwischen Temperatur und Spannung. Demnach führt eine Austenit-Ferrit/Bainit/Martensit-Festphasenumwandlung in Stählen, unabhängig von der Art des entstehenden Gefüges in Schweißgut und WEZ, während der Abkühlung zu einer Volumenvergrößerung, welche durch nicht umwandelnde Bereiche behindert wird. Die Höhe der daraus resultierenden Eigenspannungen hängt maßgeblich von der zum Umwandlungszeitpunkt vorliegenden Warmstreckgrenze und dem noch bis zur vollständigen Abkühlung zu durchlaufenden Temperaturintervall ab. Im Fall a (vgl. Bild 2.4) führt die Volumenvergrößerung einer Ferrit-Perlit-Bildung zur Entstehung von Druckspannungen in Höhe der vorliegenden Warmstreckgrenze. Nach Abschluss der Umwandlung überwiegt die Volumenschumpfung durch die nachfolgende Abkühlung und führt letztlich zu Zugeigenspannungen im Schweißgut. Fall b und c stellen Umwandlungen in Bainit bzw. Martensit dar, welche bei erheblich nied-

rigeren Temperaturen ablaufen. Durch die nun hier höhere Warmfließgrenze entstehen zunächst höhere Druckspannungen, deren Niveau durch die nachfolgende abkühlbedingte Schrumpfung zwar wieder abgesenkt wird, aber dennoch zur Ausbildung von Druckeigen-
spannungen im Schweißgut führt.

Die Überlegungen stimmen prinzipiell mit denen von Christian et al. [33] überein, wo die Ferrit-Perlit-Umwandlung, mit dem Hinweis auf die in diesem Temperaturbereich niedrige Warmstreckgrenze, für die Umwandlungseigen-
spannungen als praktisch bedeutungslos bewertet wird. Das Modell setzt voraus, dass allein die zum Umwandlungszeitpunkt vorliegende Warmstreckgrenze die Höhe der mit der Umwandlung entstehenden Druckspannungen limitiert. Ferner wird angenommen, dass die Umwandlung im betrachteten Volumen homogen und vollständig abläuft. Gerade beim Schweißen von diffusionslos umwandelnden Werkstoffen liegt letzteres kaum vor.

Bhadeshia [38] erweitert das Modell über den Einfluss der Warmstreckgrenze hinaus. Demnach ist die Volumenexpansion durch die Phasenumwandlung bei niedrigen Temperaturen größer, da der thermische Ausdehnungskoeffizient von Austenit größer ist als der von Ferrit. Außerdem ist beim Abkühlen von einer hohen Schrumpfungskompensation des kfz-Gitters und damit von geringeren Spannungsanstiegen auszugehen, weil die niedrigere Fließgrenze von Austenit im Vergleich zu Ferrit die Ausbildung höherer Spannungen durch plastisches Fließen begrenzt. Demgegenüber ist im kfz-Gitter eine geringere Schrumpfungskompensation vorhanden, die zu vergleichsweise hohen Spannungsanstiegen führt. Mehr als ein qualitativer Zusammenhang zwischen Umwandlungstemperatur und Eigen-
spannungen liegt auch hier nicht vor.

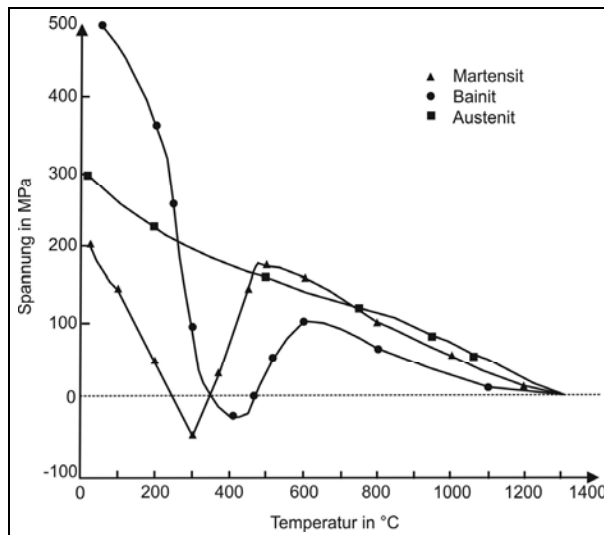


Bild 2.5: Reaktionsspannungen während der Abkühlung eines austenitischen Stahls, eines bainitischen Stahls und eines martensitischen Stahls unter fester Einspannung [39]

Jones und Alberry [39] zeigten erstmals Untersuchungen, welche die Spannungsentstehung beim Abkühlen während der Phasenumwandlung anhand der auftretenden Reaktions-
spannungen dokumentieren. Zum Einsatz kamen zwei CrMo-Stähle unterschiedlichen

C-Gehalts mit bainitischer bzw. martensitischer Umwandlung. Als Referenz wurde zusätzlich ein austenitischer Stahl verwendet (AISI 316). Nach der Austenitisierung mittels Widerstandserwärmung wurde die abkühlbedingte Schrumpfung der Proben mittels fester Einspannung verhindert. Die Reaktionsspannungen während der Abkühlung wurden kontinuierlich aufgezeichnet und sind in *Bild 2.5* wiedergegeben.

Es zeigt sich im Falle des austenitischen Stahls eine kontinuierliche Zunahme der Reaktionsspannung bei abnehmender Temperatur aufgrund der behinderten thermischen Schrumpfung. Der Verlauf der Spannung ist nahezu linear und weist bei Raumtemperatur einen Wert von etwa 300 MPa auf. Im Gegensatz dazu zeigen die beiden umwandelnden Stähle einen charakteristischen Spannungsabfall während der jeweiligen Phasenumwandlung, der bis in den Druckspannungsbereich führt. Nach Beendigung der Umwandlung bauen sich erneut Schrumpfspannungen auf. Gemäß dem bainitischen bzw. martensitischen Gefüge (höhere Fließgrenze) sind die Spannungsanstiege nun steiler als beim Austenit. Der bainitisch umwandelnde Werkstoff (hohe Umwandlungstemperatur) zeigt aufgrund dieser Charakteristik nach dem Abkühlen hohe Zugspannungen bis zu 500 MPa. Hingegen finden sich beim martensitischen Werkstoff geringere Spannungen von nur 200 MPa. Dies bedingt sich durch die deutlich niedrigere Umwandlungstemperatur. Das für hohen Spannungsaufbau verantwortliche Temperaturintervall nach der Umwandlung fällt hier deutlich kleiner aus.

Die Untersuchungen zeigen, dass die Höhe der Druckspannungen während der Umwandlung nicht allein von der Warmstreckgrenze bestimmt wird. Die gemessenen Spannungen waren mit nur -50 MPa (Martensit) deutlich geringer. Die Gründe könnten in unvollständiger oder inhomogener Umwandlung über dem Querschnitt zu suchen sein. Inwieweit sich zusätzlich die Umwandlungsplastizität auswirkt, wird in *Abschnitt 2.1.2* diskutiert. Außerdem bleibt zu klären, ob die eigenspannungsabbauende Wirkung von Phasenumwandlungen auch unter realen Schweißbedingungen unter hohen Einspanngraden wirksam ist. Im Rahmen erster experimenteller Spannungs- und Dehnungsanalysen an Orbitalschweißungen von Bauteilen aus supermartensitischem Stahl konnte die eigenspannungsabbauende Wirkung einer martensitischen Umwandlung gegenüber einem austenitischen Schweißzusatz bereits beobachtet werden, wobei eine Eigenspannungsreduzierung von über 20% registriert wurde [40], [41].

Festzuhalten bleibt, dass die bisherigen Modellvorstellungen zur Wirkung von Phasenumwandlungen auf die unmittelbar resultierenden Spannungen bzw. nach dem Abkühlen vorliegenden Eigenspannungen auf rein qualitativen Annahmen beruhen, welche sich teilweise mit den wenigen experimentellen Beobachtungen decken. Aufgrund der vorgestellten Mechanismen kann abgeleitet werden, dass zur Erzeugung möglichst hoher Druckeigenspannungen niedrige Umwandlungstemperaturen vorliegen müssen. Dies ist prinzipiell schlüssig, beschränkt sich aber auf den Sonderfall homogener und vollständiger Umwandlung des betrachteten Volumens. Der Fall inhomogener sowie unvollständiger Umwandlung und demzufolge parallel vorliegender Produkt- und Ursprungsphase wird von den bestehenden Modellen nicht erfasst. Ebenso wird die Umwandlungsplastizität vernachlässigt.

2.1.2 Umwandlungsplastizität

„Biegt man einen im γ -Zustand befindlichen, am besten kaltverformten Draht oder Blechstreifen zwischen Daumen und Zeigefinger oder den Backen einer Zange elastisch zu einem Bogen und taucht die Mitte der Probe in flüssige Luft, so fühlt man deutlich, wie die zurückfedernde Kraft der Probe augenblicklich verschwindet. Der Werkstoff wird weich und nachgiebig und läßt sich mühelos zusammenbiegen. Läßt man die Probe los, so geht sie nicht, wie vor der Abkühlung, in die gestreckte Lage zurück, sondern bleibt plastisch verformt [42].“

Diese anschauliche Darstellung des Phänomens Umwandlungsplastizität lieferte Wassermann [42] bereits 1937, wobei der Autor auch den Begriff „Umwandlungsplastizität“ eingeführt hat. Aktuell wird als Umwandlungsplastizität das Auftreten von Fließvorgängen während einer Phasenumwandlung bei äußeren Beanspruchungen weit unter der eigentlichen Fließgrenze der weicheren der beiden Phasen bezeichnet. Die nach der Umwandlung verbleibende plastische Dehnung ist der während der Umwandlung anliegenden Lastspannung sowie der umwandlungsbedingten Formänderung direkt proportional. Ferner existiert bei diffusionsloser Umwandlung ein Orientierungseffekt, d. h. die Höhe der Umwandlungsdehnung hängt von der Richtung der sich bildenden Martensitplatten sowie der Ausgangsorientierung des Austenits ab. Bei hohen Formänderungen und tiefen Temperaturen wirkt sich die Umwandlungsplastizität entsprechend stark auf die nach dem Abkühlen vorliegenden Eigenspannungen aus [38], [43], [44].

Die Umwandlungsplastizität ist eng mit den Mechanismen der durch mechanische Beanspruchung beschleunigten Martensitumwandlung verbunden. Diese kann entweder spannungs- oder dehnungsinduziert herbeigeführt werden. Dabei kommt es zu einer Erhöhung der M_s -Temperatur. Beide Szenarien haben unterschiedliche Wirkmechanismen. Während die spannungsinduzierte Umwandlung aus der Erhöhung der Triebkraft (freie Energie) der Umwandlung resultiert, fungieren bei der dehnungsinduzierten Umwandlung neu gebildete Versetzungen als Keime zur verstärkten Martensitbildung. Allerdings führt sehr hohe Dehnung wiederum zur sogenannten mechanischen Stabilisierung, wobei die Martensitbildung durch vermehrten Versetzungsaufstau behindert wird [45]-[47].

Nach *Bild 2.6* kennzeichnet T_0 die Temperatur, bei der die freien Energien von Martensit und Austenit gleich sind. Allerdings wird erst bei M_s die kritische Triebkraft zur Martensitbildung ΔG_s erreicht, da ein Mindestmaß an Unterkühlung nötig ist. Die Umwandlung wird zur Temperatur T_1 verschoben, wenn die nötige Triebkraft in Form zusätzlicher mechanischer Energie ΔG_{mech} (äußere Beanspruchung) bereitgestellt wird. Im Gegensatz dazu führt mechanische Stabilisierung zur Erhöhung der nötigen Triebkraft der Umwandlung um den Betrag U_2 , womit die Umwandlungstemperatur T_2 gesenkt wird. Erreicht die äußere Beanspruchung gerade die Fließgrenze des Austenits, setzt die dehnungsinduzierte Martensitbildung ein [46], [48].

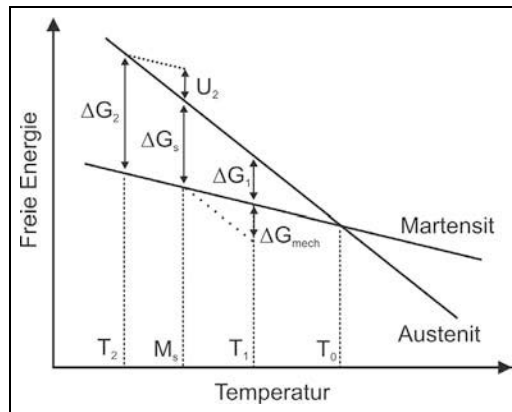


Bild 2.6: Verschiebung der M_s -Temperatur zu höher Temperatur T_1 durch zusätzliche mechanische Energie ΔG_{mech} bzw. zu niedriger Temperatur T_2 durch mechanische Stabilisierung U_2 nach [46]

Festzuhalten bleibt, dass die Umwandlungsplastizität beim Schweißen ein wichtiger Einflussfaktor auf die Höhe der umwandlungsbedingten Spannungen sein muss. Gerade bei austenitisch-martensitischem Gefüge kann eine spannungs- bzw. dehnungsinduzierte Umwandlung aufgrund der ausgeprägten Schrumpfbehinderung in der Schweißnaht vorliegen. Dies führt in Konsequenz zu einer Erhöhung der M_s -Temperatur und sollte demnach aufgrund der in *Abschnitt 2.1.1* dargelegten Mechanismen zur Begrenzung der Umwandlungsspannungen beitragen. Es bleibt offen, inwieweit die auftretende umwandlungsplastische Dehnung die Höhe der Umwandlungsspannungen bestimmt.

Die Höhe der Umwandlungsdehnung hängt von mehreren Faktoren ab. Laut Mitter [44] können speziell bei der Martensitbildung zwei Fälle modellhaft unterschieden werden. Modellhaft bedeutet hier, dass analytische Ansätze existieren, mit denen es möglich ist, die Vorgänge bei der Phasenumwandlung kontinuumsmechanisch abzubilden. Demnach beschreibt das Modell von Greenwood und Johnson [49] die Umwandlungsplastizität infolge reiner Volumendehnung, wie sie z. B. bei der ferritischen oder perlitischen Umwandlung vorliegt. Die Umwandlung erfolgt dabei in voneinander getrennten Mikrobereichen, wobei die dazwischenliegende (weichere) Matrix verzerrt wird. Die dadurch bedingten Mikrospannungen führen zusammen mit der Lastspannung zur global beobachteten plastischen Dehnung (Greenwood-Johnson-Effekt). Nicht berücksichtigt sind dabei die umwandlungsbedingten Scherungen bei der Bainit- oder Martensitumwandlung, welche sich bei regelloser Kornorientierung gegenseitig kompensieren, wie in *Bild 2.7* schematisch dargestellt.

Der zweite Fall wird durch das Modell von Magee [50] in [44] und in [48] beschrieben, wobei die hohe plastische Dehnung aus Volumendehnung und auch aus Scherungen aufgrund lastbedingter Vorzugsorientierung der Martensitkristalle resultiert (Magee-Effekt). Eine Erweiterung dieser Modelle unter zusätzlicher Berücksichtigung der Mikrospannungen aufgrund gegenseitiger Behinderung der Martensitkristalle stellt Mitter in [44] selbst vor.

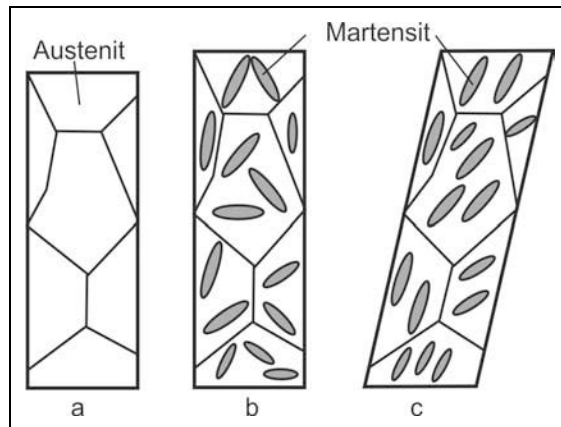


Bild 2.7: Formänderung bei unbehinderter Martensitbildung (schematisch). a) Ausgangszustand/Austenit, b) Volumendehnung durch Martensitbildung (isotrope Umwandlung), c) Volumendehnung und Scherung durch Martensitbildung (anisotrope Umwandlung) [25]

Die Formänderung bei der Martensitbildung ist eine ebene Verformung, welche sich allgemein aus einer Dehnung ϵ und einer Scherung γ zusammensetzt. Die Dehnung allein beträgt nur etwa 2% bis 3%, wohingegen der Scheranteil zwischen 22% bis 26% betragen kann [38]. Letzterer kann erhebliche Gestaltänderungen bewirken, wenn die Umwandlung – durch Wirkung äußerer Beanspruchungen – in einer Vorzugsrichtung abläuft, da der Scheranteil bei isotroper Umwandlung (vgl. Bild 2.7) makroskopisch kompensiert wird. Die Umwandlungsdehnung ist dann gleich der Volumendehnung (Modell von Greenwood und Johnson). Entstehen lastbedingt nur bestimmte Martensitorientierungen, so ist die Expansion anisotrop (Magee-Effekt), siehe Bild 2.7. Es folgt, dass die im Falle diffusionsloser Umwandlung ausgeprägt hohe Umwandlungsdehnung erheblich zum Spannungsabbau während der Umwandlung beitragen kann und neben der Umwandlungstemperatur die resultierenden Schweißeigenspannungen mitbestimmt. Auch Kundu [51] und Bhadeshia [52] haben basierend darauf umfassende analytische Berechnungen durchgeführt, mit deren Hilfe es möglich war, unter Berücksichtigung von Vorzugsorientierungen, die bei der Umwandlungsplastizität auftretende Dehnung sowie die entstehenden Texturen zu berechnen. Dabei wird von den Autoren mehrfach die Bedeutung der Umwandlung für den Eigenspannungszustand unter der Bildung von Vorzugsorientierungen herausgestellt [38], [51], [53]. Demnach ist die effektive Kompensation von Schrumpfspannungen nur unter Wirkung hoher Umwandlungsdehnungen zu erreichen.

Aus den dargelegten Gründen kommt neben den in Abschnitt 2.1.1 diskutierten Punkten zur Realisierung eines möglichst hohen Eigenspannungsabbaus durch die Phasenumwandlung aus Sicht der Umwandlungsplastizität erweiternd hinzu, dass eine möglichst hohe Formänderung und eine damit verbundene plastische Verformung erzielt werden muss. Dies ist bei diffusionsloser Umwandlung, d. h. bei der Erzeugung von Martensit, unter Vorzugsorientierungen gegeben.

2.2 Konzept der Low Transformation Temperature Legierungen

Zum Thema der Low Transformation Temperature (LTT) Legierungen existiert, etwa seit Mitte der 1990er Jahre, eine Vielzahl von Publikationen vor allem der Forschergruppe um Akihiko Ohta. Im Folgenden wird versucht, die zwar zahlreichen, jedoch teilweise unzusammenhängenden Forschungsergebnisse systematisch zusammenzufassen. Die Systematik beinhaltet eine Trennung nach den Forschungsfeldern bzw. Anwendungsgebieten. Ferner wird neben zusammengefassten Bemerkungen eine Gegenüberstellung ausgewählter chemischer Zusammensetzungen und mechanischer Eigenschaften präsentiert.

2.2.1 Werkstoffklassifizierung

Bislang existiert im Schrifttum keine Definition des Begriffes „LTT-Legierung“. Auf Basis der veröffentlichten Informationen können LTT-Legierungen wie folgt phänomenologisch definiert werden:

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 Schweißzustand zeichnet sich durch lokal niedrige Zugeigenspannungen oder vom Betrag her hohen Druckeigenspannungen aus.

Das bedeutet, dass andere martensitische Werkstoffe nicht als LTT-Legierungen definiert sind, da deren Verwendung anderen Zielen (z. B. Verschleißschutz) dient.

2.2.2 Entwicklungsansätze mit Chrom-Nickel-Legierungen

Der originäre Ansatz, einen Schweißzusatzwerkstoff gezielt zur Erzeugung von Druckeigenspannungen zu entwickeln, geht auf Ohta et al. [54]-[56] zurück. Diese Forschergruppe zeigte erste experimentelle Befunde zum Einsatz von Legierungen mit speziell abgesenkten M_s -Temperaturen zur Eigenspannungskontrolle, vorrangig mit der Absicht, die Schwingfestigkeit zu erhöhen. Es wurde ein Schweißzusatzwerkstoff auf Basis einer Eisen-Chrom-Nickel-Legierung als Massivdraht entwickelt. Aufgrund der chemischen Zusammensetzung (vgl. *Tabelle 2.1*) zeigt dieser Werkstoff eine martensitische Phasenumwandlung bei $M_s = 180 \text{ °C}$.

Tabelle 2.1: Chemische Zusammensetzung des LTT-Zusatzwerkstoffes nach [57]-[68]

Chemische Zusammensetzung in Gew.-%						
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo	Fe
0,025	10	10	0,32	0,7	0,13	Rest

Diese ersten Untersuchungen konzentrierten sich vor allem auf die Schwingfestigkeitsprüfung mit den in *Tabelle A.1* (Anhang) vorgestellten Werkstoffen. So wurden die Parameter

Festigkeit des Grundwerkstoffes [57]-[58], Stoßart [59]-[60], [64]-[66] und Wärmebehandlung nach dem Schweißen [61]-[63] als auch Reparaturschweißungen [67]-[68] betrachtet.

Allen Untersuchungen ist gemein, dass eine Schwingfestigkeitsverbesserung gegenüber mit herkömmlichen Zusätzen geschweißten Proben erreicht werden konnte. Ein Nachweis von Druckeigenspannungen im Schweißgut und der Wärmeeinflusszone gelang jedoch jeweils nur unzureichend, da das eingesetzte Sägeschnittverfahren nur eine sehr grobe Ortsauflösung weit außerhalb der Schweißnähte zuließ, vgl. *Bild 2.8*. Ferner wird die Schwingfestigkeit hochfester Stähle insbesondere durch geometrische Kerben beeinflusst, welche in den vorliegenden Untersuchungen nicht betrachtet wurden. Dennoch kann davon ausgegangen werden, dass Druckeigenspannungen wirksam waren, da die Verbesserungen gerade im HCF-Bereich erzielt wurden, wo Eigenspannungen stabil vorliegen und nicht plastisch abgebaut werden, wie es bei höheren Spannungsamplituden laut [69] der Fall ist. Weiterhin ist anzuführen, dass im Gegensatz zu herkömmlichen hochfesten Schweißverbindungen die Rissinitiierung hier vorrangig an Fehlstellen im Innern der Schweißnaht lokalisiert werden konnte, was ebenfalls für einen Eigenspannungseinfluss im versagenskritischen Übergang von der Schweißnaht in den Grundwerkstoff spricht.

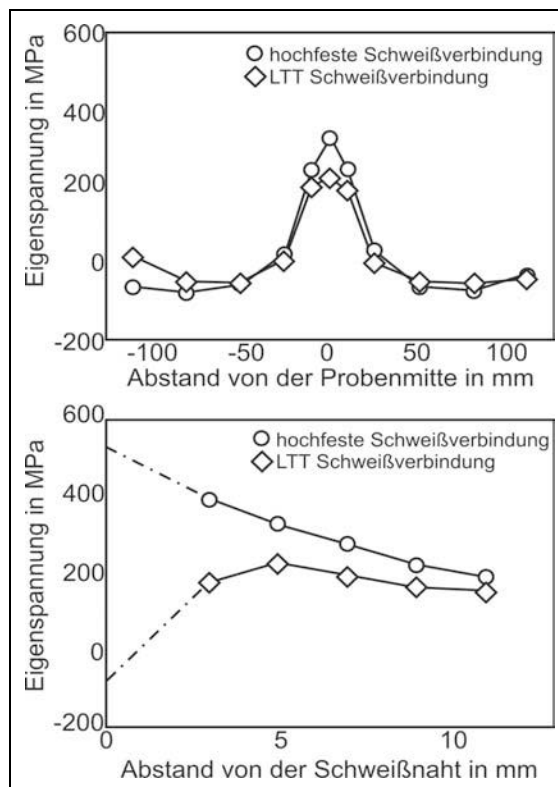


Bild 2.8: Eigenspannungen längs (oben) und quer (unten) jeweils 3 mm entfernt vom Schweißgut (Kehlnaht) im Grundwerkstoff [57]-[58]

Die ersten Arbeiten zum Thema der LTT-Zusatzwerkstoffe beschäftigten sich vorrangig mit dem Versuch, die Schwingfestigkeit spezifischer, geschweißter Probekörper durch die Wirkung von Druckeigenspannungen zu erhöhen. Dies gelang exemplarisch mit einem hochlegierten Chrom-Nickel-Schweißzusatz. Jedoch zeigen diese Untersuchungen keinen tatsächlichen Nachweis der Qualität und vor allem der Quantität möglicher Druckeigenspannungen in Schweißgut oder WEZ.

Auf Basis der Ergebnisse der Forschergruppe um Ohta zur Wirkung der LTT-Zusatzwerkstoffe griff eine Reihe von Wissenschaftlern das Konzept der Chrom-Nickel-Legierung auf, um die vorgestellten Ergebnisse zu validieren. Leider konnte dabei noch kein Zusammenhang zwischen Umwandlungsverhalten und resultierenden Schweißseigenspannungen hergestellt werden.

Während Sasaki et al. [70] und Tominaga et al. [71] keine wesentliche Erhöhung der Schwingfestigkeit durch den Einsatz von LTT-Zusätzen (vgl. *Tabelle A.2* und *Tabelle A.3*) erreichen konnten, gelangen Miki [72], [73] und Mohri et al. [74] durch den Einsatz von LTT-Zusatzwerkstoffen eine Erhöhung der Schwingfestigkeit im HCF-Bereich, ohne jedoch die Existenz von Druckeigenspannungen nachzuweisen. Die eingesetzten LTT-Zusätze und deren mechanische Eigenschaften sind in *Tabelle A.4* (Anhang) aufgeführt.

Wang et al. präsentierten in [75]-[76] eine Bestätigung der von Ohta veröffentlichten Forschungsergebnisse. Mit dem Ziel, den Einfluss unterschiedlichen M_s -Temperaturen zu untersuchen, wurden eine Reihe von Schweißzusätzen mit variierenden Chrom- und Nickelgehalten verwendet.

Tabelle A.5 (Anhang) gibt die chemischen Zusammensetzungen und die M_s -Temperaturen im Einzelnen wieder. Aus den Werten ist ersichtlich, dass die M_s -Temperatur mit zunehmendem Legierungsgehalt an Chrom und Nickel signifikant abnimmt. Die Werte wurden aus Dilatationsversuchen gewonnen. Dabei sind auch die Temperaturen der Austenitisierung erfasst worden, welche im Temperaturbereich zwischen 560 °C und 698 °C, je nach chemischer Zusammensetzung, angesiedelt waren.

Um die Wirkung der variierten M_s -Temperatur auf die entstehenden Eigenspannungen nach dem Schweißen zu charakterisieren, wurden Eigenspannungsmessungen mit Hilfe der Bohrlochmethode durchgeführt. Die Messung beschränkte sich dabei lediglich auf einen Punkt in Nahtmitte einer Blindschweißung in Blechen mit einer von Dicke von 20 mm. Das Ergebnis der Messung zeigt *Bild 2.9*.

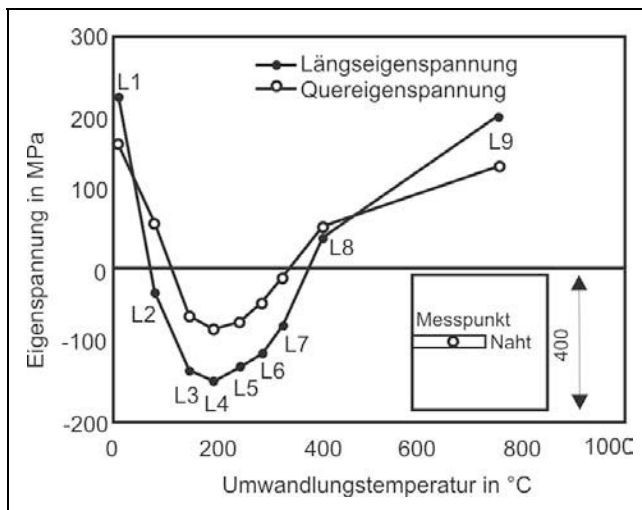


Bild 2.9: Eigenspannungen längs und quer im Schweißgut ermittelt mit der Bohrlochmethode für Schweißzusätze variierender M_s -Temperatur [75]

Daraus geht hervor, dass die M_s -Temperatur bezüglich der maximal entstehenden Druckeigenspannung nach dem Schweißen – sowohl längs als auch quer zur Schweißnaht – einen Maximalwert annimmt. Dieser liegt etwa bei $M_s = 191$ °C mit -145 MPa Längseigenspannung. Zwei Phänomene sind dafür verantwortlich. Im Falle einer zu niedrigen M_s -Temperatur (< 191 °C) wird die Martensitumwandlung nicht vollständig abgeschlossen, deswegen ist die Menge umgewandelten Volumens gering und die damit verbundenen Druckeigenspannungen ebenfalls geringer. Bei einer höheren M_s -Temperatur (> 191 °C) wird die Martensitumwandlung zwar vollständig abgeschlossen, der Werkstoff unterliegt anschließend jedoch weiterer Schrumpfung bis auf Raumtemperatur, was in niedrigeren Druck- bzw. auch Zugeigenspannungen mündet (vgl. Bild 2.9). In beiden Fällen zeigen sich nach der Abkühlung gegenüber den eingesetzten LTT-Zusätzen hohe Zugeigenspannungen in Längs- als auch Querrichtung. Im Falle unvollständiger Umwandlung bleibt die Frage offen, wie sich die Eigenspannungen in den Phasen Martensit und (Rest-)Austenit ausbilden. Weiterhin bleibt eine Übertragbarkeit der Ergebnisse fraglich, da die gewählte Probenform als nicht repräsentativ anzusehen ist.

Erstmals wurden in dieser Arbeit [75] Aussagen zur Mikrostruktur der LTT-Schweißgüter getroffen. Demnach lag eine martensitische Matrix mit bestimmten Anteilen an Restaustenit vor. Im Falle des verwendeten LTT-Zusatzes mit einer M_s -Temperatur von 191 °C wurde dieser mit 9% anhand von Röntgenbeugung quantifiziert. Ein Zusammenhang zwischen M_s -Temperatur und Restaustenitgehalt konnte jedoch nicht hergestellt werden.

Lixing et al. [77] ergänzten auf Basis der vorgestellten Ergebnisse die Eigenspannungsmessungen mit der Bohrlochmethode um die in Bild 2.10 dargestellten Eigenspannungsverteilungen. Im Übergang zum Schweißgut fanden sich bei einem LTT-Zusatz, im Vergleich zu einem konventionellen Zusatzwerkstoff, abgesenkte Eigenspannungswerte bis in den Druckspannungsbereich. Die geringe Ortsauflösung und die Unkenntnis der Gefügezusammensetzung lassen allerdings keine Korrelation zwischen Umwandlungsverhalten und Eigenspannungsverteilung oder -höhe zu.

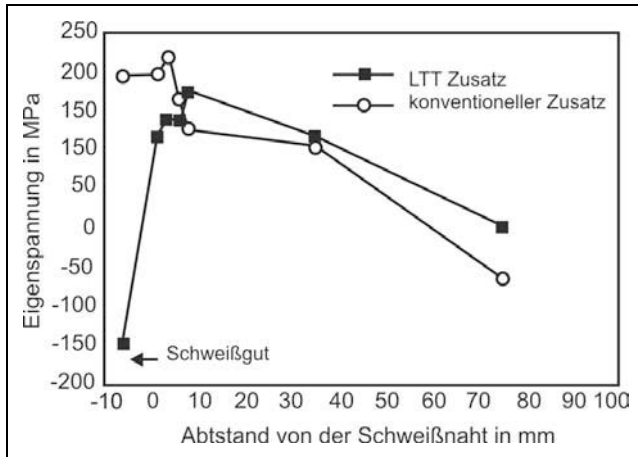


Bild 2.10: Längseigenspannungsverläufe im Grundwerkstoff nach [77]

Eckerlid et al. [78] und Karlsson [79] griffen die Thematik ebenfalls auf und nutzten zwei LTT-Legierungen in Anlehnung an einen supermartensitischen Werkstoff. Die chemischen Zusammensetzungen und mechanischen Kennwerte sind in *Tabelle A.6* (Anhang) aufgelistet. Die Experimente beschränken sich auf Kehlnahtschweißungen an Proben aus hochfestem Stahl. Eine Verbesserung der Schwingfestigkeit konnte im HCF-Bereich beobachtet werden. Jedoch fallen die Werte im Vergleich mit den anfänglichen Ergebnisse von Ohta et al. [56]-[58] geringer aus. Die vorliegenden Eigenspannungen, welche mit dem Sägeschnittverfahren lediglich im Grundwerkstoff ermittelt worden sind, zeigt *Bild 2.11*. Leider weisen die Messungen nur eine unzureichende Ortsauflösung auf, d. h. es fehlen detaillierte Eigenspannungsmessungen in der Schweißnaht sowie Aussagen zu Umwandlungsverhalten und Gefüge.

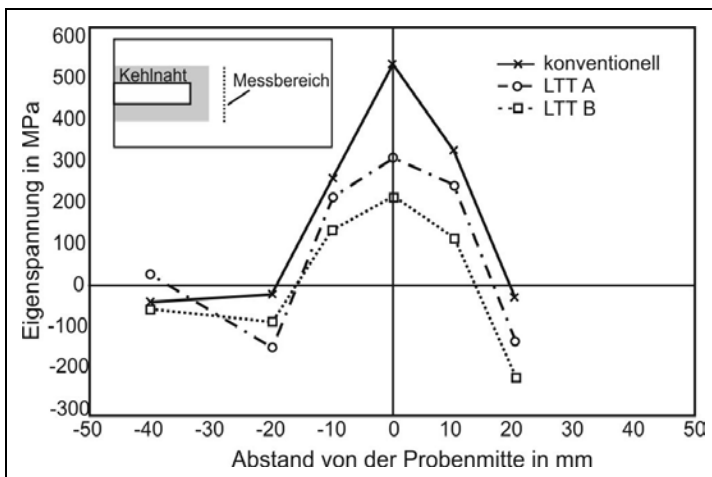


Bild 2.11: Quereigenspannungen im Grundwerkstoff nach [78]

Eine kritische Betrachtung der bisherigen Ergebnisse zum Einsatz von LTT-Schweißzusätzen lieferten Barsoum et al. [80]-[82]. Basierend auf einem kommerziellen, supermartensitischen Schweißzusatz (vgl. *Tabelle A.7* im Anhang), dessen Umwandlungstemperatur nicht angeführt wurde, ist die Eigenspannungsrelaxation im Grundwerkstoff unter variierenden Beanspruchungsbedingungen geprüft worden. Dabei stellte sich vor allem eine Spannungsstabilität unter konstanten, niedrigen Amplituden gegenüber variierenden Lasthöhen heraus, was konform zu den bisherigen Beobachtungen im Schrifttum ist. Die Existenz von Druckeigenspannungen im Schweißgut konnte nicht nachgewiesen werden.

Weitere Bewertungen LTT-geschweißter Kehlnahtproben liegen von Darcis et al. vor [83]. Diese Forschergruppe zeigt lediglich mit Hilfe von Dehnungsmessstreifen in der WEZ gemessene Druckeigenspannungen bis zu -350 MPa. Ergänzend werden von Payares-Asprino et al. [84] mikrostrukturelle Untersuchungen des in [83] vorgestellten LTT-Zusatzwerkstoffes präsentiert. Demnach war das Schweißgut im Gegensatz zu [75] vollmartensitisch unabhängig von der Wärmebehandlung durch die nachfolgend geschweißten Lagen.

Es bleibt festzuhalten, dass die Schwingfestigkeitsprüfung nicht geeignet ist, die eigenspannungsbeeinflussende Wirkung von chrom-nickellegierten LTT-Zusatzwerkstoffen nachzuweisen. Vielmehr muss das Umwandlungsverhalten direkt sowie die daraus resultierende Eigenspannungshöhe und -verteilung mit geeigneten Methoden erfasst werden. Ob generell aufgrund des Umwandlungsverhaltens Druckeigenspannungen bestimmter Höhe erzeugt werden, blieb bislang offen. Zwar bieten die bisherigen Veröffentlichungen zum Thema nachvollziehbare Erklärungsansätze; Nachweise in Form von ortsauflösenden Eigenspannungsmessungen, vor allem im Schweißgut, stehen jedoch bis jetzt noch aus. Auch zeigen die bisherigen Untersuchungen teilweise widersprüchliche Ergebnisse. Ungeklärt bleibt auch, welche Anteile Restaustenit abhängig vom Umwandlungsverhalten entstehen und somit die Eigenspannungsbildung beeinflussen.

2.2.3 Rissphänomene in LTT-Schweißgütern

Aufgrund ihres vorwiegend martensitischen Gefüges sollten LTT-Schweißgüter eine Affinität zur Kaltrissbildung zeigen. Kaltrisse treten bevorzugt in Nahtbereichen geringer Duktilität und hoher Härte in Kombination mit Zugeigenspannungen auf. Zusätzlich wird die Kaltrissbildung durch die Anwesenheit von Wasserstoff unterstützt, welcher die Werkstoffversprödung in hohem Maße vorantreibt. Nachfolgend werden Untersuchungen vorgestellt, welche das Kaltrissverhalten beim Schweißen mit LTT-Legierungen thematisieren.

Shiga [85] stellte erstmals Ergebnisse zum Kaltrissverhalten von LTT-Zusatzwerkstoffen vor, welche in Anlehnung an den Tekken-Test [86], [87] gewonnen wurden. Dabei sind zwei LTT-Zusatzwerkstoffe, mit M_s -Temperaturen von etwa 223 °C und 131 °C, einem herkömmlichen, hochfesten und einem supermartensitischen Schweißzusatz vergleichend gegenübergestellt worden (vgl. *Tabelle A.9* im Anhang). Die Rissanfälligkeit wurde über die beiden Kriterien Oberflächen- und Querschnittsrisskoeffizient quantifiziert, welche jeweils das Verhältnis der Risslänge zur Nahtlänge bzw. Nahtdicke wiedergeben. Im Falle des hochfesten, des supermartensitischen und des LTT-Schweißzusatzes mit $M_s = 223$ °C betragen

diese Werte jeweils 100%, was einem kompletten Versagen der Naht entspricht. Im Falle des LTT-Schweißzusatzes mit $M_s = 131 \text{ °C}$ ergaben sich jedoch Werte von 50% bzw. 0%. Leider verzichtete der Autor gänzlich auf Erklärungen hinsichtlich der Ursachen der zustande gekommenen Untersuchungsergebnisse. Auch die von Zenitani et al. [88], [89] (vgl. *Tabelle A.10*) ergänzten Messungen des diffusiblen Wasserstoffgehaltes und der Härte in den Schweißgütern konnten die Beobachtungen nicht erklären, da keine konsistenten Ergebnisse erzielt wurden. Offenbar kann eine Kaltrissbildung dann vermieden werden, wenn die durch die Phasenumwandlung induzierten Druckeigenspannungen gegenüber den durch die Schrumpfbehinderung hervorgerufenen Zugeigenspannungen überwiegen. Dies konnte bisher nicht experimentell nachgewiesen werden.

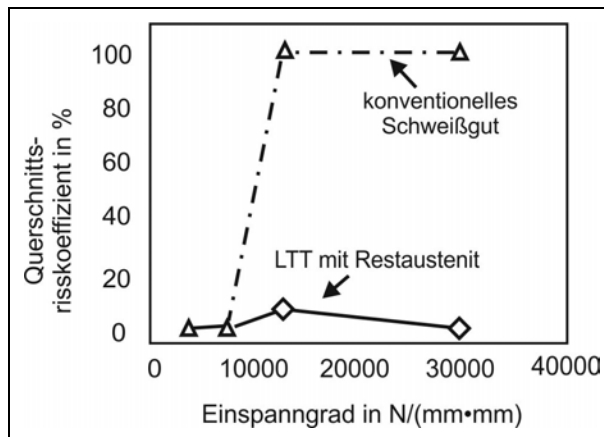


Bild 2.12: Kaltrissverhalten (Querschnittsrissskoeffizient) in Abhängigkeit vom Einspanngrad [90]

Auch die Ergebnisse von Hayakawa et al. [90]-[92] deuten diesen Zusammenhang an. Vergleichende Untersuchungen wurden zwischen den in *Tabelle A.11* (Anhang) vorgestellten LTT-Zusätzen und einem konventionellen hochfesten Schweißzusatz im „H-type cracking Test“ nach japanischer Norm JISZ3158 [90] durchgeführt. Die Rissanfälligkeit wurde wie schon in [85] über den Querschnittsrissskoeffizient quantifiziert. Während der konventionelle hochfeste Schweißzusatz mit zunehmendem Einspanngrad zu erhöhter Kaltrissbildung neigte, zeigte ein LTT-Zusatz mit 13% Restaustenit diesbezüglich nahezu keine Abhängigkeit vom Einspanngrad. *Bild 2.12* gibt diesen Zusammenhang wieder.

Die Literatur belegt, dass die Kaltrissbildung beim Schweißen martensitischer LTT-Schweißzusätze im Einzelfall vermieden werden kann. In welchem Maße das Vorhandensein von Druckeigenspannungen zu den dargelegten Ergebnissen beiträgt, bleibt jedoch unklar, da die Existenz der Druckeigenspannung im Schweißgut bisher nicht nachgewiesen werden konnte. Eigenspannungsmessungen im angrenzenden Grundwerkstoff deuten zwar darauf hin, lassen aber grundlegende Aussagen über den Einfluss auf die Kaltrissbildung nicht zu. Unklar ist auch der Einfluss des Einspanngrades. Das beobachtete Phänomen einer Kaltrissvermeidung auch bei hohem Einspanngrad gilt es zu validieren und gegebenenfalls zu erklären. Im Schrifttum existieren bisher keine Untersuchungen zu einem möglichen Heißrissverhalten von LTT-Zusatzwerkstoffen.

2.2.4 Verzug von LTT-Schweißverbindungen

Im Schrifttum wird dem Thema Verzug im Zusammenhang mit neuartigen LTT-Schweißzusätzen verstärkt Beachtung geschenkt. Dies liegt offenbar darin begründet, dass die Wirkung der Festphasenumwandlung auf den resultierenden Verzug relativ einfach nachzuweisen ist bzw. während des Schweißwärmezyklus beispielsweise anhand kontinuierlicher Winkelverformungsmessung einfach zu belegen ist.

Mikami et al. [93]-[100] und Morikage et al. [101] veröffentlichten experimentelle und numerische Untersuchungen zum Einfluss der Phasenumwandlung auf den Verzug unter Anwendung eines spezifischen LTT-Zusatzes, wie er in *Tabelle A.12* (Anhang) aufgeführt ist. Beim Einlagenschweißen von Kehlnähten eines T-Stoßes aus hochfestem Stahl konnte eine Reduzierung des Winkelverzugs gegenüber einem herkömmlichen Schweißzusatz erreicht werden. Um die Zusammenhänge zwischen Umwandlungstemperatur, Volumenausdehnung und Verzug aufzuzeigen, wurden numerische Simulationen unter gezielter Variation der M_s -Temperatur durchgeführt. Zusätzlich numerisch ermittelte Eigenspannungsverteilungen an identischen Nahtkonfigurationen zeigten deutliche Druckeigenspannungsmaxima im LTT-Schweißgut in Nahtlängs- und Querrichtung, während das konventionelle Schweißgut durch hohe Zugeigenspannungen in Nahtlängsrichtung und niedrige Zugeigenspannungen in Nahtquerrichtung gekennzeichnet war (vgl. *Bild 2.13*). Eine experimentelle Bestätigung dieser Berechnungen wurde jedoch nicht gegeben.

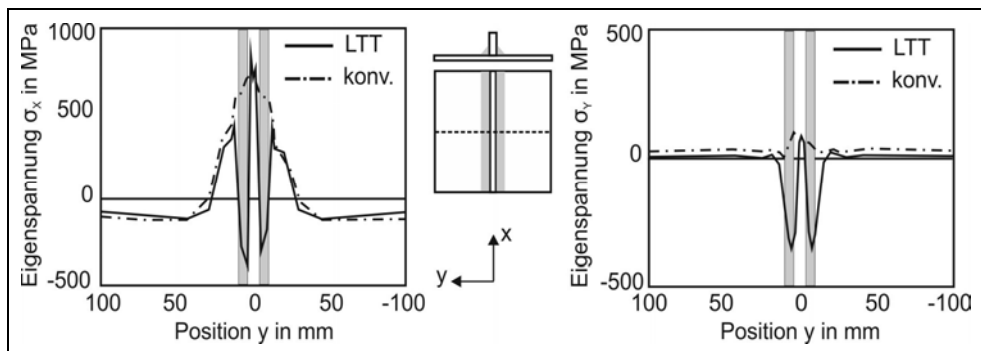


Bild 2.13: Vergleich der FE-Berechnung der Längs- (links) Quereigenspannungen (rechts) zwischen konventionellem und LTT-Schweißgut an einem T-Stoß [93]

Eine experimentelle Untersuchung unter Anwendung der in *Tabelle A.13* (Anhang) aufgeführten LTT-Schweißzusätze erfolgte von Nakashima et al. [102] (vgl. *Bild 2.14*). Qualitativ ergab sich der Trend zu einem Optimum der Höhe der M_s -Temperatur bezüglich des resultierenden Winkelverzugs konform zu Beobachtungen in [75]. Zurückzuführen ist dies auf die Komplettierung der Phasenumwandlung im Optimalfall. Eine zu niedrige Umwandlungstemperatur führt zur unvollständigen Martensitbildung mit entsprechenden Anteilen an Restaustenit. Der Effekt der Volumenexpansion wirkt sich dann geringer aus. Hingegen führen höhere Umwandlungstemperaturen zu dominierender Schrumpfung des Schweißgutes nach abgeschlossener Umwandlung, was die Volumenausdehnung nachträglich kompensiert.

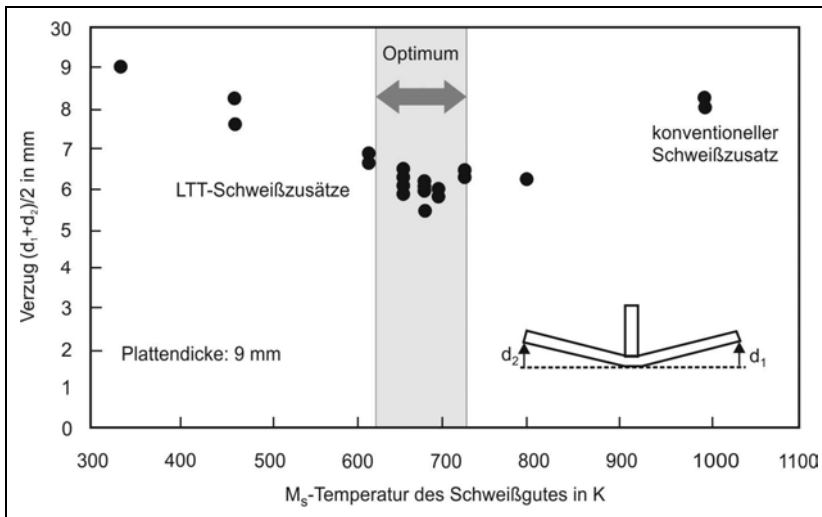


Bild 2.14: Winkelverzug der Grundplatte an geschweißten T-Stößen in Abhängigkeit von der M_s -Temperatur [102]

Mikami et al. [103], [104] veröffentlichten numerische Untersuchungen zum Einfluss variierender Abkühlbedingungen auf den Winkelverzug von T-Stößen. Dabei stellte sich heraus, dass die Verminderung des Verzugs durch die Expansion des Schweißgutes nicht von den Abkühlbedingungen beeinflusst wird. Das bedeutet, die Umwandlungstemperaturen und auch die Art und Menge des entstehenden Gefüges sollten nicht von der Abkühlgeschwindigkeit abhängen. Tatsächlich wurden mehrfach Schweiß-ZTU-Schaubilder von LTT-Zusätzen veröffentlicht, so u. a. in [93], [96] und [97], die eine konstante M_s -Temperatur unabhängig von der Abkühlzeit skizzieren. Bild 2.15 zeigt ein solches Beispiel. Dabei bleibt unklar, ob dieses Verhalten für variierende chemische Zusammensetzungen uneingeschränkt zutrifft.

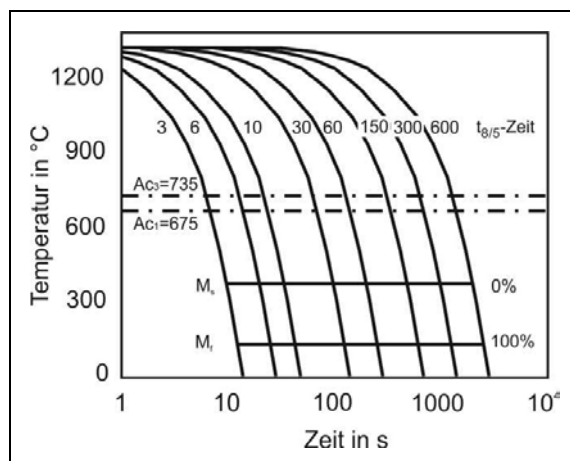


Bild 2.15: Schweiß-ZTU-Schaubild eines LTT-Zusatzes mit einer M_s -Temperatur von 380 °C nach [93]

Einen LTT-Zusatz, welcher ausschließlich zum Schweißen austenitischer Stähle und dabei auftretender Verzugsverminderung bestimmt sein sollte, untersuchten Shirzadi und Bhadeshia et al. [105]. Die chemische Zusammensetzung und einige mechanische Eigenschaften gibt *Tabelle A.14* (Anhang) wieder. Der Werkstoff erstarrte zu Primärferrit, welcher fast vollständig in Austenit umwandelte, bevor die Martensitbildung einsetzte. Die experimentellen Untersuchungen zeigen, dass eine Reduktion des Winkelverzugs an 6 mm dünnen Proben aus austenitischem Stahl (AISI 304L) gegenüber einem austenitischen Zusatz erreicht werden konnte. Ein direkter Zusammenhang zwischen Umwandlungsverhalten und Verzug konnte jedoch nicht gefunden werden.

Kim und Lee stellen in [106], [107] zwei LTT-Zusatzwerkstoffe mit gegenüber früheren Untersuchungen deutlich abgesenkten Ni-Gehalten vor. Diese Werkstoffe sollen laut den Autoren primär zur Herabsetzung des Bauteilverzugs dienen. Die chemischen Zusammensetzungen gibt *Tabelle A.15* wieder. Die Legierungsgehalte orientieren sich dabei stark an denen von supermartensitischen Schweißzusätzen. Allerdings ist der Kohlenstoffgehalt in den vorliegenden Werkstoffen deutlich höher angesiedelt. Unklar bleibt, ob die Angaben die Drahtzusammensetzung oder die des Schweißgutes darstellen. Die mechanischen Kennwerte sind ebenfalls in *Tabelle A.15* dargestellt. Bemerkenswert sind hier zunächst die hohen Streckgrenzen. Gleichwohl zeigt sich ein extremes Streckgrenzenverhältnis von nahezu eins, was neben den hohen Härtewerten eine schweißtechnische Verarbeitung in Frage stellt. Verzugsmessungen nach Schweißversuchen an unterschiedlich strukturierten Bauteilen lieferten einen leichten Rückgang des Verzugsmaßes im Falle der LTT-Legierungen. Es werden aber keine weiterführenden Erklärungen geliefert.

Es kann festgestellt werden, dass der Verzug spezifischer LTT-geschweißter Proben keine Korrelation mit den vorliegenden Eigenspannungen zulässt. Die martensitische Umwandlung kann lediglich qualitativ mit der während der Abkühlung stattfindenden Verzugsminde- rung in Verbindung gebracht werden. Auch Simulationsergebnisse zeigen entsprechende Mechanismen auf. Ob diese mehrfach an Kehlnahtschweißungen beobachteten Phänomene ebenfalls auf andere Naht- und Bauteilkonfigurationen angewendet werden können, bleibt zu klären. Bedeutend ist, dass die durch Phasenumwandlung erreichte Verzugsminde- rung effektiv in bestimmten Umwandlungstemperaturbereichen auftrat, welche nicht notwendigerweise sehr tiefe Werte (< 200 °C) annehmen müssen. Es ist anzunehmen, dass der Grund dafür im Zusammenhang mit nur unvollständiger Umwandlung zu suchen ist. Die Untersuchungen verdeutlichen erneut den Bedarf an lokal auflösenden Eigenspan- nungsanalysen unter Einbeziehung von Gefüge und Umwandlungsverhalten.

2.2.5 Eigenspannungsverteilungen in LTT-Schweißverbindungen

Der Messung und Simulation von Spannungen und Eigenspannungen im Zusammenhang mit LTT-Schweißzusatzwerkstoffen widmet sich eine Reihe von Veröffentlichungen, deren exemplarische Ergebnisse jedoch eine generelle Existenz von Druckeigenspannungen nach dem Schweißen nicht bestätigen können.

Yamamoto et al. [108]-[111] zeigten mittels FE-Simulationen den Einfluss der M_s - und M_f - Temperatur auf die resultierenden Eigenspannungen u. a. am einfachen Balkenelement mit variierender freier Schrumpflänge. *Tabelle A.16* (Anhang) zeigt die in der Berechnung zu

Grunde gelegten Legierungen. Aus den Ergebnissen geht hervor, dass vor allem die M_f -Temperatur maßgeblich die Höhe der resultierenden Druckeigenstressungen bestimmt. Dies ist theoretisch richtig, setzt allerdings voraus, dass die Umwandlung homogen und vollständig mit konstanter Umwandlungsrate abläuft und idealerweise bei Raumtemperatur endet. In realen Schweißverbindungen stellt sich dieser Idealfall kaum ein, vielmehr muss gerade bei hochlegierten Werkstoffen stets mit einer unvollständigen Umwandlung gerechnet werden. Daher muss der Einfluss variierenden Umwandlungsverhaltens experimentell bewertet werden.

Weiterhin wurde in [108]-[111] festgestellt, dass die freie Schrumpflänge einen erheblichen Einfluss auf den Spannungszustand nach durchlaufenem Wärmezyklus hatte. Bemerkenswert ist, dass die im LTT-Schweißgut vorliegenden Eigenstressungen bei geringerer freier Schrumpflänge abnahmen. Auch zeigen die berechneten Reaktionskräfte, konträr zu konventionellen hochfesten Zusätzen, eine Abnahme bei geringerer freier Schrumpflänge. Es ist anzunehmen, dass dieses Berechnungsergebnis dem Umstand geschuldet ist, dass bei immer geringer werdender freier Schrumpflänge das umwandelnde Volumen relativ zunimmt. Deshalb wirkt sich auch die Volumenexpansion während der Umwandlung jeweils stärker aus und überwiegt letztlich, was demzufolge zu Druck(eigen)spannungen führt. Leider lieferten die Autoren keinerlei Ansätze einer Deutung der beobachteten Phänomene. Der Abgleich der Simulationsergebnisse mit Messergebnissen realer Schweißungen zeigte starke Abweichungen und gelang daher nur unzureichend, was die Notwendigkeit einer genauen experimentellen Untersuchung des Eigenstresszustandes gerade unter definierten Einspannbedingungen vor Augen führt.

Auch Mochizuki et al. [112]-[115] simulierten Schweißzeigenspannungen im Zusammenhang mit LTT-Zusatzwerkstoffen. Die Berechnungen orientieren sich an den von Ohta (vgl. [57]) durchgeführten experimentellen Untersuchungen. Simuliert wurden Längs- und Quereigenstressungen in Kehlnähten an T-Stößen vergleichend zwischen LTT- und herkömmlichen Schweißzusätzen. Als Grundlage für die Beschreibung des Umwandlungsverhaltens des LTT-Schweißgutes fand das in *Bild 2.16* dargestellte Schweiß-ZTU-Schaubild Verwendung.

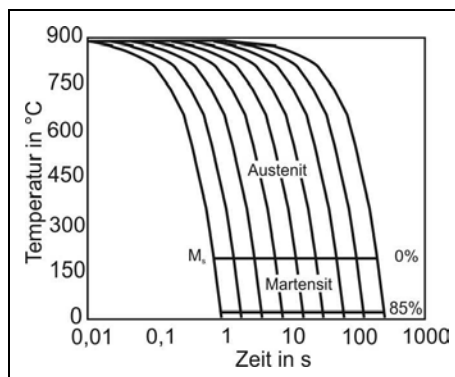


Bild 2.16: Schweiß-ZTU-Schaubild eines LTT-Zusatzes mit einer M_s -Temperatur von 200 °C nach [113]

Demnach wurde auch in dieser Arbeit eine von der Abkühlgeschwindigkeit unabhängige M_s -Temperatur von ca. 200 °C vorausgesetzt. Das ZTU-Verhalten ist durch eine

Martensitumwandlung von nur 85% gekennzeichnet. Eine Erklärung wird nicht geliefert. *Bild 2.17* zeigt die Ergebnisse der Eigenspannungsberechnungen.

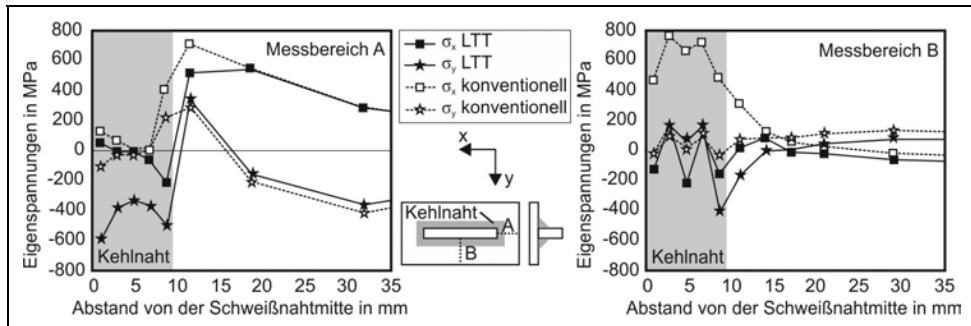


Bild 2.17: Vergleich der FE-Berechnung der Längs- und Quereigenspannungen zwischen konventionellem und LTT-Schweißgut an einem T-Stoß [114]

Danach finden sich in im LTT-Schweißgut Druckeigenspannungen mit einem ausgeprägten Maximum an der Grenze zur WEZ. Dies ist konform zu Aussagen von Lixing et al. [77], die dieses Phänomen ebenfalls beobachteten. Die Eigenspannungsverläufe weisen sowohl längs als auch quer zur Naht eine signifikante Parallelverschiebung von Zugeigenspannungen zu Druckeigenspannungen gegenüber dem herkömmlichen Schweißgut auf. Der experimentelle Nachweis dessen fehlt jedoch in dieser Arbeit. Der Einsatz von Dehnungsmessstreifen im angrenzenden Grundwerkstoff lieferte nur unbefriedigende Übereinstimmung mit den Berechnungen. Laut zugrunde gelegtem Schweiß-ZTU-Schaubild (vgl. *Bild 2.16*) sollte sich nach vollständiger Abkühlung ein Restaustenitanteil von etwa 15% einstellen. Eigenspannungsberechnungen unter Einbeziehung dieser Phase werden von der Autorengruppe nicht angesprochen.

Murakawa et al. [116], [117] veröffentlichten numerische Simulationen zur Eigenspannungsbeeinflussung durch LTT-Zusatzwerkstoffe. Die Ergebnisse zeigten, dass das Eigenspannungsniveau im berechneten Beispiel primär vom Umwandlungsintervall bestimmt wurde. Beim Unterschreiten bestimmter Grenztemperaturen (400 °C) lagen bei Raumtemperatur Druckeigenspannungen vor. Deren Niveau zeigte etwa ab $M_s = 150$ °C eine Sättigung, d. h. noch tiefere Umwandlungstemperaturen führten zu keiner weiteren Spannungsabsenkung, was mit unvollständiger Umwandlung zu erklären ist. Dies zeigt, dass neben der Umwandlungstemperatur das Augenmerk vor allem auf die Gefügezusammensetzung zu richten ist, wenn Umwandlungseigenspannungen bewertet werden sollen.

Die vorgestellten numerischen Simulationen zur Eigenspannungsbildung beim Schweißen mit LTT-Legierungen bestätigen, dass gegenüber herkömmlichen Werkstoffen eine Reduzierung des Eigenspannungsniveaus bzw. die Erzeugung von Druckeigenspannungen in möglich ist. Die Berechnungsergebnisse basieren jedoch auf der Annahme idealer Umwandlungsbedingungen, d. h. diskreter M_s - und M_f -Temperaturen sowie homogener und vollständiger Umwandlung. Eine weiterführende experimentelle Validierung erscheint hier notwendig.

Eine erstmalige experimentelle Qualifizierung und Quantifizierung von Eigenspannungen in LTT-Schweißgütern gelangen Francis et al. [118]-[122]. Mittels Neutronenbeugung wurden

Eigen Spannungsmessungen längs zur Schweißnaht an 12 mm dicken Blechen aus hochfesten Feinkornstahl S960 (Weldox 960) durchgeführt. Drei Schweißzusätze unterschiedlicher M_s -Temperatur wurden einlagig mittels Lichtbogenhandprozess in eine 5 mm tiefe V-Fuge geschweißt. Bei zwei der Schweißzusätze handelte es sich um LTT-Zusätze. Die chemischen Zusammensetzungen und Umwandlungstemperaturen sind in *Tabelle A.17* (Anhang) wiedergegeben. Eine LTT-Zusatzwerkstoffzusammensetzung orientierte sich dabei am Schrifttum, die andere zeigt eine von den Autoren vor dem Hintergrund besserer Zähigkeit vorgeschlagene Alternativzusammensetzung, welche zuoberst im Chromgehalt reduziert wurde.

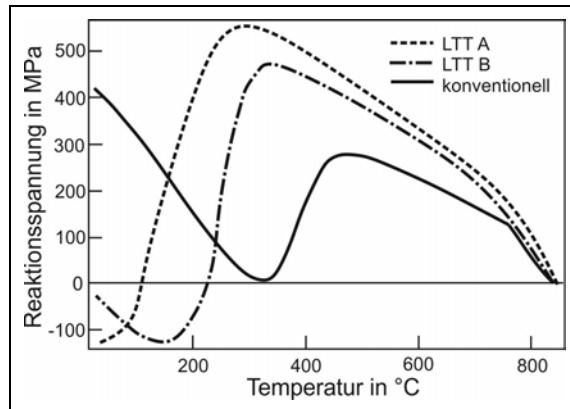


Bild 2.18: Vergleich der Reaktionsspannungen von reinem Schweißgut im Satoh-Test in Abhängigkeit von der M_s -Temperatur [118]

Reaktionsspannungsmessungen im Satoh-Test (vgl. *Bild 2.18*) an reinem Schweißgut belegen, dass die Umwandlung beider Zusätze deutlich zu tieferen Temperaturen verschoben ist und damit zu einem deutlich niedrigeren Spannungsniveau führt als ein niedriglegierter, hochfester Schweißzusatz. Ob im Falle der LTT-Legierungen M_f erreicht wird, bleibt unklar. Es fällt auf, dass aufgrund der jeweiligen Phasenumwandlungen nur geringe Druckspannungen von etwa -100 MPa erreicht werden, der Spannungsabbau insgesamt jedoch bis zu 600 MPa betrug. Die in [30] angenommene Spannungsbegrenzung durch die Warmstreckgrenze kann hier nicht bestätigt werden.

Die Ergebnisse der Eigen Spannungsanalyse sind in *Bild 2.19* festgehalten. Darin wird der Einfluss der Phasenumwandlung besonders im Schweißgutvolumen, d. h. 1 mm und 2,5 mm unter der Oberfläche, deutlich. Dort liegen signifikante Druckeigen Spannungen bis zu -600 MPa in der Nahtmitte vor. Das konventionelle Schweißgut zeigt derweil leichte Zugeigen Spannungen. Außerhalb der Naht ähneln sich die Eigen Spannungsverläufe der drei Schweißungen stark und zeigen alle ein Zugeigen Spannungsmaximum im Bereich der WEZ. Mit zunehmender Tiefe (> 6 mm), d. h. unterhalb des Schweißgutes, ist kein signifikanter Unterschied der Eigen Spannungen zwischen den einzelnen Zusätzen auszumachen. Die Eigen Spannungsbeträge nehmen dort stark ab und nähern sich in der Probenmitte dem Wert Null an. Leider fehlen Eigen Spannungsmessungen in der Oberfläche der Probe. Für eine Bewertung des Eigen Spannungszustandes werden des Weiteren auch Eigen Spannungsmessungen in Nahtquerrichtung benötigt.

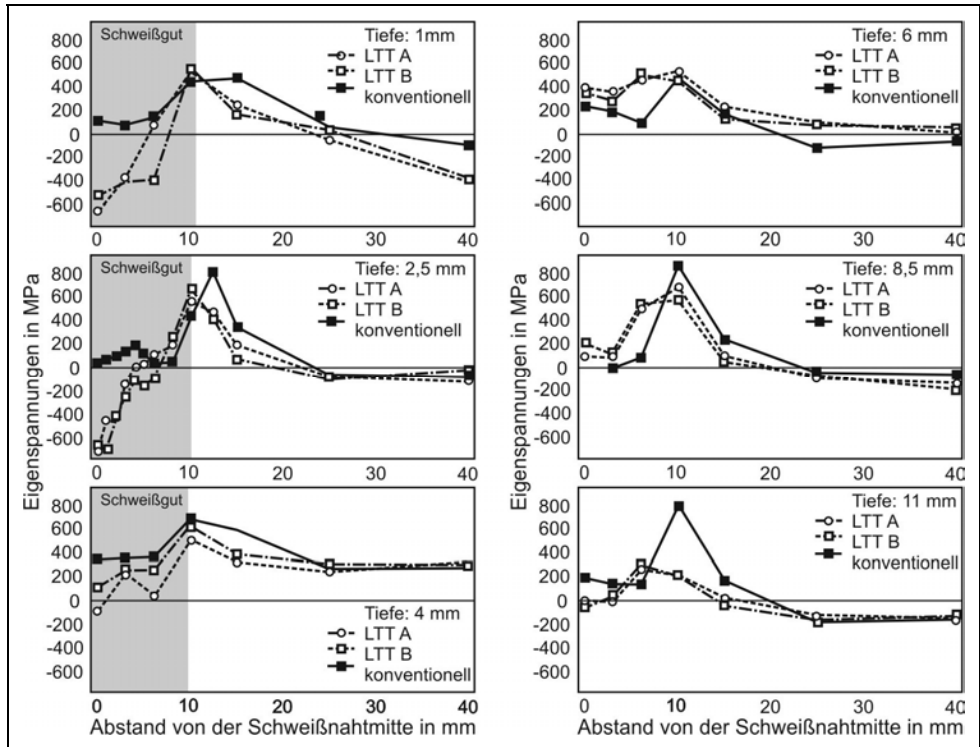


Bild 2.19: Vergleich der Längseigenstressen zwischen konventionellem und zwei LTT-Schweißverbindungen [118] (Teilbilder rechts: Bereiche unterhalb des Schweißgutes)

Die Ergebnisse belegen erstmals, dass der Einsatz von Schweißzusätzen mit speziell abgesetzten M_s -Temperaturen zu einer deutlichen Reduktion der Eigenstressen im Schweißgut führen kann. Darüber hinaus konnten sogar Druckeigenstressen von etwa -600 MPa im Schweißgutvolumen beobachtet werden. Diese in ersten Laborschweißungen gewonnenen Kenntnisse müssen weiterführend auf praxisnahe Mehrlagenschweißungen ausgedehnt werden. Weiterhin kann festgestellt werden, dass zwischen den verwendeten LTT-Zusätzen variierender M_s -Temperatur kein Unterschied hinsichtlich der Eigenstressverteilung oder -höhe nachgewiesen werden konnte. Dies kann zum einen in chemischer Entmischung der Schweißgüter begründet sein oder auf eine Spannungsverteilung zwischen Martensit und Restaustenit zurückgeführt werden. Angaben zu möglichen Restaustenitgehalten fehlen.

Shiga et al. stellten in [123] Eigenstressmessungen mit Hilfe von Neutronenbeugung vor. X-Nähte hochfesten Stahls der Festigkeit 960 MPa wurden mittels MIG-Verfahren geschweißt. Es kamen zwei LTT-Zusatzwerkstoffe zum Einsatz. Während einer vollständig in Martensit umwandelte, zeigte der andere nach vollständigem Abkühlen ein Martensit-Austenit-Duplexgefüge unbekannter Quantität. Die M_s -Temperaturen betragen 60 °C und 244 °C, die M_f -Temperaturen wurden mit -170 °C und 30 °C angegeben. Zu Vergleichszwecken wurde ein konventioneller hochfester Schweißzusatzwerkstoff verwandt. Bild 2.20

zeigt die Ergebnisse der Eigenspannungsmessung in der Martensitphase des Werkstoffes in einem Bereich zwischen 2 mm und 5 mm unter der Oberfläche.

Daraus geht hervor, dass im Falle beider LTT-Zusätze in Nahtlängsrichtung beträchtliche Druckeigenspannungen bis maximal -500 MPa im Schweißgut vorlagen. Demgegenüber zeigte der konventionelle Zusatz Zugeigenspannungen gleichen Betrags. In der WEZ fanden sich typische, umwandlungsbedingte Zugeigenspannungsmaxima. Die Querrichtung zeichnete sich durch ein geringeres Spannungsniveau aus. Während in den LTT-Schweißgütern leichte Druckeigenspannungen bis -200 MPa festzustellen waren, war der konventionelle Werkstoff durch Zugeigenspannungen größer 200 MPa gekennzeichnet. Die Messwerte bestätigen die Ergebnisse von Francis et al. [118]-[122].

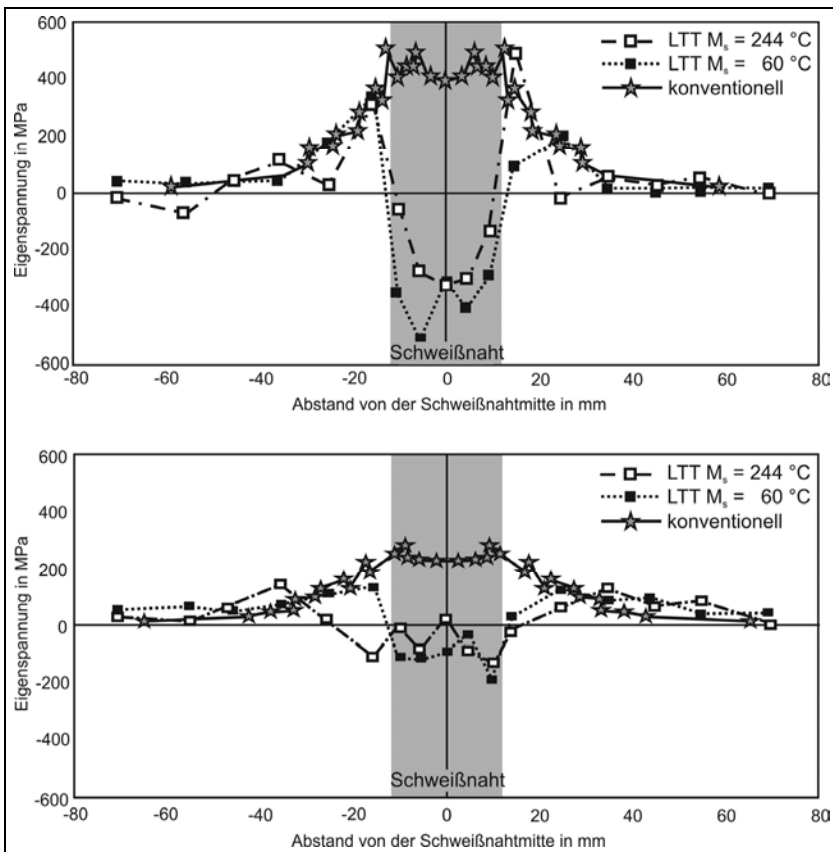


Bild 2.20: Vergleich der Längs- (oben) und Quereigenspannungen (unten) zweier LTT-Schweißverbindungen (Martensitphase) mit einer konventionellen hochfesten Schweißverbindung zwischen 2 mm und 5 mm unter der Oberfläche [123]

Bemerkenswert ist, dass die LTT-Zusätze trotz erheblich variierender M_s -Temperaturen ein sehr ähnliches Spannungsniveau aufwiesen. Dies steht ganz im Gegensatz zu früheren Untersuchungen mit der inkrementellen Bohrlochmethode (vgl. [75]), wo von einer starken Abhängigkeit des Spannungsniveaus von der Umwandlungstemperatur berichtet worden ist. Offenbar beeinflusst die Anwesenheit von Restaustenit den Makrospannungszustand

entscheidend, womit diese Phase unbedingt in die Spannungsbewertung einfließen muss. Leider fehlen Angaben zum Restaustenitgehalt sowie diesbezügliche Eigenspannungsmessungen.

Mraz et al. [124] zeigten Eigenspannungsmessungen mittels Neutronenbeugung an ausgewählten LTT-Schweißverbindungen hochfesten Stahls (Plattendicke 10 mm). Die Prüfnähte wurden im VUZ-ERC (elastic rigid cracking)-Test gefertigt. Die Eigenspannungsanalyse geschah danach im entlasteten Zustand. Die Eigenspannungsverläufe zeigten nahezu im gesamten Schweißgut Zugeigenspannungen. In der WEZ fanden sich im Falle des verwendeten LTT-Schweißzusatzes vergleichsweise geringe Druckeigenspannungen von bis zu -200 MPa. Die Ergebnisse fallen im Vergleich zu den Messungen von Francis et al. [118] und Shiga et al. [123] geringer aus. Dies kann in der differentiellen Nahtkonfiguration und vor allem in unterschiedlichen Messpositionen (Abstand von der Nahtoberfläche) im Schweißgut begründet liegen. Ferner hat das Messvolumen Einfluss auf das Messergebnis. Erwähnenswert bleibt außerdem, dass sich gerade in Nahtquerrichtung beträchtliche Zugeigenspannungen von bis zu 800 MPa zeigten, was auf inhomogene Umwandlung zurückgeführt werden kann, wie in *Abschnitt 2.1* erläutert wurde. Eigenspannungsanalysen zur Austenitphase sind nicht angeführt worden.

Weitere Eigenspannungsanalysen an LTT-Schweißverbindungen finden sich bei Shiga et al. [125]-[126] und bei Mraz et al. [127]. Angaben zu den verwendeten Schweißzusätzen sind in *Tabelle A.19* (Anhang) aufgeführt. Als Grundwerkstoff wurde ein hochfester Stahl der Dicke 20 mm mit einer Streckgrenze von 800 MPa verwandt. Mittels Neutronenbeugung wurden Eigenspannungen in der WEZ von Kehlnähten geschweißter T-Stöße, wie sie in den Arbeiten von Ohta et al. (vgl. u. a. [57]) Anwendung fanden, ermittelt. Im Schweißgut wurde lediglich jeweils ein Messpunkt platziert. Die Spannungsanalyse wurde in Nahtlängsrichtung, Querrichtung und Tiefenrichtung durchgeführt. Im Vergleich zu einem herkömmlichen, hochfesten Schweißgut zeigte sich eine Eigenspannungsreduktion vor allem am Übergang der Schweißnaht in die WEZ. Im Schweißgut selbst ist der Spannungsrückgang nur schwach ausgeprägt. Der Nachweis von Druckeigenspannungen konnte somit nicht erbracht werden.

Die relativ geringen Unterschiede in den Eigenspannungsniveaus der geprüften Schweißgüter spiegelten sich ebenfalls in Reaktionskraftmessungen während des Schweißens unter fester Einspannung im VUZ-ERC-Test der gleichen Forschergruppe wider. Die Probendicke betrug dabei 15 mm. Ein niedriglegierter Stahl ($R_e = 700$ MPa) wurde als Grundwerkstoff eingesetzt. Vergleichend wurden ein LTT-Zusatz mit einer M_s -Temperatur von 180 °C (siehe *Tabelle A.20*) sowie ein konventioneller Zusatzwerkstoff mit einer Festigkeit von 600 MPa (SG3) untersucht. Unter Anwendung des MAG-Verfahrens wurden einlagige Prüfnähte verwirklicht. Die Reaktionskräfte wurden unter Anwendung von Dehnungsmessstreifen ermittelt. *Bild 2.21* zeigt die Ergebnisse der Untersuchung. Unklar ist, wo die zugehörigen Temperaturen ermittelt wurden und welcher Querschnitt zur Errechnung der Reaktionsspannungen herangezogen wurde.

Der jeweilige Bereich der Phasenumwandlung ist anhand einer deutlichen Reduktion der Reaktionsspannungen zu erkennen, welche beim konventionellen Schweißgut bis in den Druckspannungsbereich führt. Im Falle des LTT-Zusatzes fällt die Reduktion vom Betrag

her geringer aus. Bemerkenswert ist, dass beide Schweißgüter trotz unterschiedlicher Umwandlungscharakteristik die gleiche Endreaktionsspannung aufweisen.

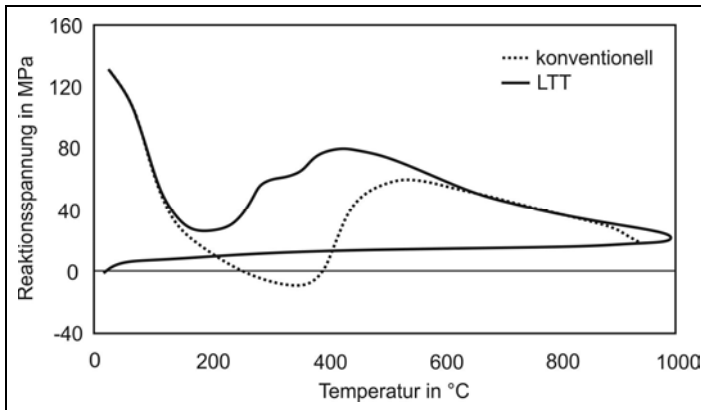


Bild 2.21: Reaktionsspannungen von konventioneller und LTT-Schweißverbindung in Abhängigkeit von der Temperatur während des Schweißens im Vergleich [125]

Damit unterscheidet sich dieses Verhalten grundlegend von den Ergebnissen des Satoh-Tests (vgl. Bild 2.18), wobei nur die chemisch unbeeinflusste Legierung geprüft wurde. Dies zeigt, dass zwischen dem Umwandlungsverhalten des reinen Schweißgutes und dem einer kompletten Schweißverbindung bei der Bewertung der Spannungs- und Eigenspannungssituation zu differenzieren ist. Weiterhin wird deutlich, dass aufgrund chemischer Entmischung oder spannungsinduzierter Umwandlung des Schweißgutes ein Anstieg der M_s -Temperatur zu erwarten ist. Dies gilt es experimentell zu untersuchen.

Das wird auch in den Untersuchungen von Mraz et al. [124] deutlich, welche den Einfluss variierender Umwandlungstemperaturen auf die Reaktionskräfte beim Schweißen einlagiger Nähte an Blechen der Dicke 10 mm aus hochfestem Stahl thematisierten. Die chemischen Zusammensetzungen der verwendeten Zusatzwerkstoffe sind Tabelle A.18 (Anhang) zu entnehmen. Besonders die Chrom- und Nickelgehalte im Schweißgut erfuhren eine empfindliche Abnahme, was einen erheblichen Einfluss auf das Umwandlungsverhalten bedeutet. Die M_s -Temperaturen wurden so zu wesentlich höheren Werten verschoben.

Aus den Ergebnissen der Reaktionskraftmessungen im ebenfalls zum Einsatz kommenden VUZ-ERC-Test war der jeweilige Bereich der Phasenumwandlung anhand eines ausgeprägten Kraftabfalls signifikant abzuleiten. Die einzelnen Werkstoffe wiesen aufgrund ihrer chemischen Zusammensetzungen unterschiedliche Umwandlungstemperaturbereiche auf. Leider verzichteten die Autoren darauf, die gemessenen und berechneten Umwandlungstemperaturen gegenüberzustellen. Bedeutsam ist, dass die Werkstoffe mit den tiefsten Umwandlungstemperaturen nicht zwangsläufig auch den höchsten Kraftabfall resultierend aus der Phasenumwandlung aufwiesen. Die Autorengruppe bot keine Erklärung für dieses Phänomen an. Es ist anzunehmen, dass dieser Effekt ursächlich auf die Überlagerung zusätzlicher Schrumpfkkräfte zurückzuführen ist. Bezüglich des Niveaus der Endreaktionskräfte konnte auch von der Forschergruppe um Mraz et al. [124] kein eindeutiger Zusammenhang zwischen der Phasenumwandlungstemperatur und dem Niveau der Endreaktionskräfte nach dem Schweißen aufgezeigt werden.

Tabatchikov et al. [128] untersuchten die Wirkung verschiedener Legierungselemente auf die M_s - und M_f -Temperaturen sowie die Spannungsbildung beim Schweißen. Aus Bild 2.22 wird ersichtlich, dass die Temperaturspanne zwischen M_s - und M_f -Temperatur unabhängig vom Legierungselement nahezu konstant war und die Temperaturen jeweils etwa linear mit steigendem Legierungsgehalt jedes verwendeten Elementes abnahmen. Dies ist prinzipiell richtig, stellt aber einen Idealfall dar, der nicht ohne weiteres auf Schweißverbindungen übertragbar ist. Vielmehr muss von unvollständiger Umwandlung aufgrund von Mikroseigerungen, bedingt durch das Erstarrungsverhalten, ausgegangen werden.

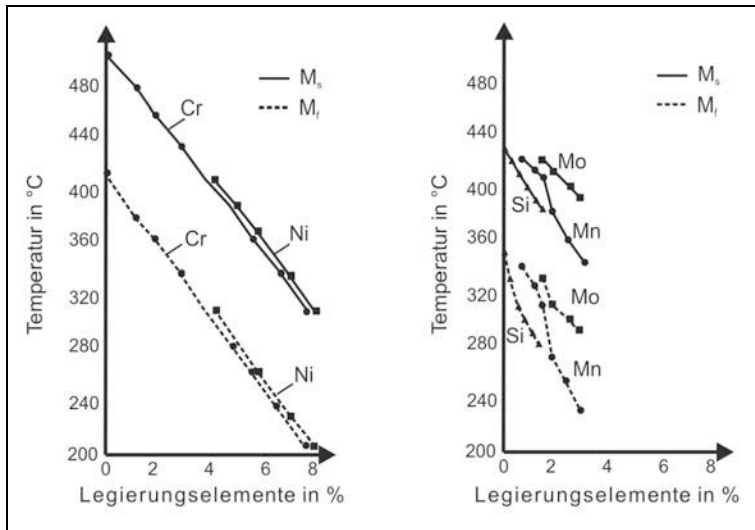


Bild 2.22: Abhängigkeit der M_s - und M_f -Temperatur vom Gehalt an Legierungselementen [128]

Die Messung der Reaktionsspannungen beim Abkühlen nicht näher definierter Probenkörper lieferte eine klare Abnahme der Spannungen mit abnehmender M_f -Temperatur (vgl. Bild 2.23). Dies ist konform zu den Berechnungen von Yamamoto et al. [108]-[111]. Bemerkenswert ist, dass die erreichte Spannungsabnahme bei konstanter M_f -Temperatur offenbar vom Legierungselement abhängt. Dabei ist die Wirkung von Nickel und Mangan größer gegenüber der von Chrom. Die Ursache für diese Beobachtung ist vermutlich in inhomogener bzw. unvollständiger Umwandlung zu suchen, wobei M_f in Wirklichkeit nicht erreicht wird.

Die Ergebnisse von Akselsen et al. [129] belegen den Einfluss unvollständiger Umwandlung auf das erreichbare Spannungsniveau. Die Forschergruppe untersuchte den Einfluss von Phasenumwandlungen in supermartensitischen Schweißgütern im Satoh-Test. Danach stellte sich heraus, dass das Endreaktionsspannungsniveau aufgrund der martensitischen Phasenumwandlung stark herabgesetzt wurde. Bei nur teilweiser Austenitisierung waren die Beträge der Spannungen entsprechend höher, da nur ein Teilvolumen zu Martensit umwandelte. Auch in der Arbeit von Akselsen et al. konnte lediglich eine Kompensation der zum Zeitpunkt der Umwandlung vorliegenden Schrumpfspannungen detektiert werden, d. h. die Entstehung von Druckspannungen resultierend aus der Phasenumwandlung konnten nicht nachgewiesen werden, konform zu Beobachtungen von Francis et al. [118].

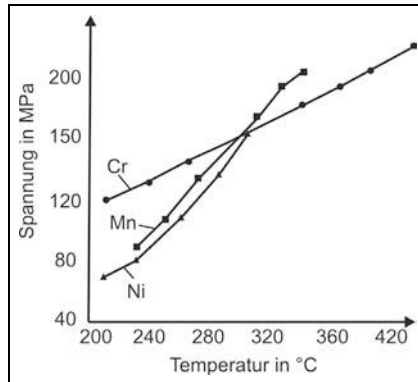


Bild 2.23: Einfluss der M_T -Temperatur auf die Reaktionsspannungen nach dem Abkühlen [128]

Es bleibt festzuhalten, dass das Niveau und die Verteilung von Schweißeigenspannungen bei der Verwendung von LTT-Schweißzusätzen weitgehend unbekannt sind. Zudem zeigen insbesondere die wenigen veröffentlichten Messergebnisse eine breite Streuung der Werte. Der Einsatz von Neutronenstrahlung, der Messungen im Schweißgutvolumen gestattet, belegt die Bedeutung, welche der Klärung dieser Fragestellung beigemessen wird, vernachlässigt aber die wichtigen Eigenspannungsverteilungen an der Oberfläche. Die auf den ersten Blick stark voneinander abweichenden Ergebnisse offenbaren, dass hinsichtlich des grundlegenden Verständnisses für die Mechanismen der Eigenspannungsentstehung unter Interaktion von Phasenumwandlungs-, Schrumpfungs- und Abschreckeffekten speziell bei dieser neuen Werkstoffgruppe noch weiterer Forschungsbedarf besteht, insbesondere um mögliche Vorhersagen unter Einbeziehung der Parameter Schweißprozess und Nahtkonfiguration treffen zu können. Keine Bedeutung wurde bisher der austenitischen Phase dieser Werkstoffe beigemessen. Es ist jedoch zu bedenken, dass aufgrund vielfältiger Einflüsse, wie z. B. Seigerungserscheinungen und unvollständig abgeschlossener Martensitumwandlung, nicht zu vernachlässigende Restaustenitgehalte auftreten können, welche den Makroeigenspannungszustand beeinflussen.

Zudem bestehen erhebliche Bestrebungen, die Eigenspannungsentstehung beim Schweißen mit LTT-Zusätzen durch FE-Simulationen abzubilden. Gleichwohl bedürfen diese Ergebnisse der Validierung durch entsprechende Messungen. Auch eine mangelnde Kenntnis des Einflusses der Abkühlgeschwindigkeit auf das Umwandlungsverhalten und damit verbundener Restaustenitgehalte limitiert die Aussagekraft solcher Berechnungen.

Weiterhin dokumentieren alle bisherigen Ergebnisse, dass auch bezüglich der Ermittlung der Reaktionskräfte bzw. -spannungen unter Einbeziehung der Einspannbedingungen bei Verwendung spezifischer LTT-Zusatzwerkstoffe ein erheblicher Klärungsbedarf besteht, da insbesondere ein Einfluss der Umwandlungstemperaturen bisher nicht systematisiert werden konnte. Dies ist im Hinblick auf den Einsatz solcher Zusätze unter realen Fertigungsbedingungen (Mehrlagenschweißen unter konstruktiver Schrumpfbehinderung) von Bedeutung.

2.2.6 Erstarrungsverhalten und Gefüge

Eine Arbeit, die erstmals die Metallurgie von LTT-Zusatzwerkstoffen berührt, lieferte Martinez Diez [130]-[133]. Durch gezielte Variation der chemischen Zusammensetzung wurde eine Veränderung der M_s - und M_f -Temperaturen erreicht. Dabei ist zum einen das aus dem Schrifttum bekannte Konzept der Legierung mit Chrom und Nickel verfolgt worden. Zum anderen wurde eine Alternativzusammensetzung unter Verwendung entsprechender Mangan- bzw. Nickelgehalte zur Substitution von Nickel angestrebt. Die chemischen Zusammensetzungen der verwendeten LTT-Zusätze sind in *Tabelle A.21* (Anhang) aufgelistet. Die vorliegenden M_s - und M_f -Temperaturen wurden unter Einsatz eines Dilatometers gewonnen. Interessant ist, dass die Umwandlungstemperaturen offenbar nicht in linearer Abhängigkeit zum Mangan- bzw. Nickelgehalt standen, wie von [128] berichtet. *Bild 2.24* verdeutlicht den Zusammenhang. Die Streuungen und stark variierenden Umwandlungstemperaturbereiche zwischen M_s und M_f sind wahrscheinlich dem Messverfahren geschuldet, das die Umwandlung indirekt über eine Längenänderung der Proben detektiert. Zusätzlich kann von chemischer Inhomogenität in den aus Schweißgut gefertigten Proben ausgegangen werden.

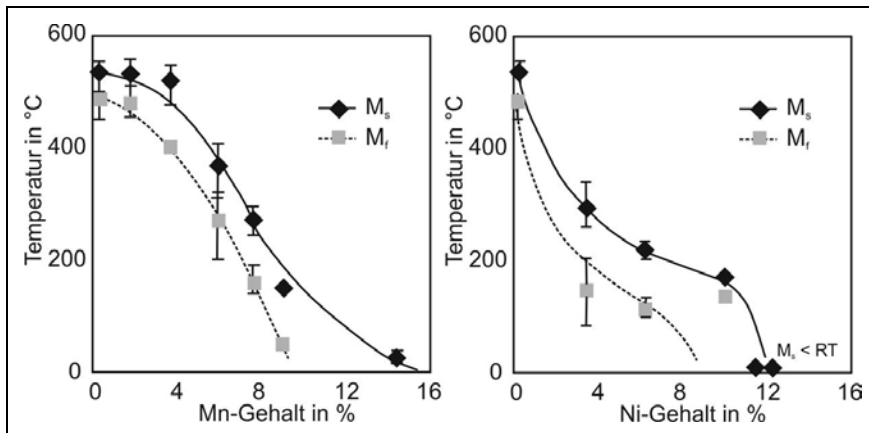


Bild 2.24: Einfluss des Mn- und Ni-Gehaltes auf die Umwandlungstemperaturen von LTT-Schweißgut [132]

Der Einfluss des Nickels (*Bild 2.24 rechts*) ist zunächst gekennzeichnet durch eine starke Abnahme der M_s - und M_f -Temperaturen. Mit weiter zunehmendem Legierungsgehalt wird die M_s/M_f -Temperatur dann weniger beeinflusst. Ab Nickelgehalten größer 10% ist eine sprunghafte Abnahme der M_s -Temperatur bis unter Raumtemperatur zu verzeichnen.

Die Gründe für das beschriebene Verhalten sind in den Konzentrationsunterschieden der beteiligten Elemente resultierend aus der Erstarrung zu suchen. Zunächst führt eine Zunahme des Nickelgehalts zur Abnahme der global gemessenen M_s - und M_f -Temperaturen aufgrund der austenitstabilisierenden Wirkung. Bis zu einem bestimmten Grenzwert (ca. 6,5% Nickel) liegt eine primär ferritische Erstarrung vor. Diese ist durch eine gegensinnige Seigerung von Nickel gegenüber Chrom gekennzeichnet. Wird dieser Grenzwert überschritten, erfolgt die Primärerstarrung als Austenit. Dies bringt eine nun gleichsinnige Seigerung der Hauptlegierungselemente in die zuletzt erstarrende Schmelze mit sich. Dieser hohe

Konzentrationsunterschied führt zwar zu lokal sehr niedrigen M_s - bzw. M_f -Temperaturen der ehemaligen Restschmelze gegenüber den primär erstarrten Bereichen, jedoch verschiebt sich die global gemessene Martensitbildungstemperatur bei weiterer Nickelzunahme nur mehr schwach. Dilatationsmessungen bestätigten dies durch einen allmählichen Beginn der Phasenumwandlung konträr zu einem abrupten Umwandlungsbeginn, wie er bei Annahme einer diskreten M_s -Temperatur vorliegen sollte. Der bei sehr hohen Nickelgehalten (>10%) verzeichnete Abfall von M_s unter Raumtemperatur ist der nun sehr starken Austenitstabilisierung geschuldet.

Prinzipiell gelten diese Aussagen analog für das Legierungselement Mangan. Die austenitstabilisierende Wirkung ist jedoch geringer. Deshalb zeigt eine Zunahme zunächst nur eine schwache Wirkung auf die Umwandlungstemperaturen. Höhere Gehalte führen dann zu einer stärkeren Beeinflussung, wie sie auch beim Nickel zu beobachten ist. Ab Mangangehalten von etwa 15% wird die Umwandlung dann nicht mehr vollständig abgeschlossen. Weiterhin wurde der Trend zu zellulärer Erstarrung der primär austenitischen Legierungen gegenüber dendritischer Erstarrung der primär ferritischen Legierungen beobachtet. Die untersuchten LTT-Legierungen zeigten im Hinblick auf Umwandlungszeitpunkt als auch resultierendem Gefüge eine weitgehende Unabhängigkeit von den Abkühlbedingungen, was konform zu den Annahmen u. a. in [93] und [113] ist.

Röntgenografische Eigenspannungsmessungen in der WEZ einlagig geschweißter Kehlnähte offenbarten deutliche Druckeigenspannungen bis zu -430 MPa. Mit abnehmender Umwandlungstemperatur nahm auch der Betrag der Druckeigenspannungen zu. *Bild 2.25* verdeutlicht diesen Zusammenhang. Die höchsten Druckeigenspannungen fanden sich für die Legierungen mit 10% Cr / 10% Ni bzw. 10% Cr / 14% Mn. Höhere Legierungsgehalte führten zu unvollständig ablaufenden Umwandlungen mit entsprechenden Restaustenitgehalten, welche jedoch nicht ermittelt wurden. Ein Zusammenhang zwischen Umwandlungsverhalten und resultierenden Eigenspannungen konnte aufgrund der unzureichenden Eigenspannungsmessungen auch in der Arbeit von Martinez Diez nicht hergestellt werden.

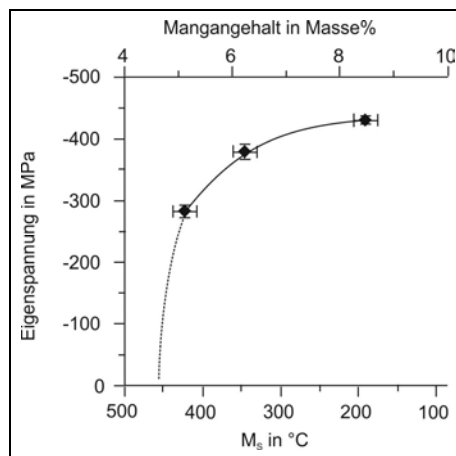


Bild 2.25: Quereigenspannungen im Übergang Schweißnaht / WEZ in Abhängigkeit von der M_s -Temperatur bzw. Gehalt an Mn [132]

Die Untersuchungen zeigen, dass die M_s - und M_f -Temperaturen gerade bei hochlegierten Werkstoffen neben der phasenstabilisierenden chemischen Zusammensetzung auch in hohem Maße vom Erstarrungsverhalten und damit verbundenen Mikroseigerungserscheinungen mitbestimmt werden. Unter welchen Voraussetzungen es zur Ausbildung von Restaustenit kommt, ist bisher ungeklärt. Es fehlen ebenso metallographische Untersuchungen zum Aufbau des martensitisch/austenitischen Duplexgefüges.

2.2.7 Zusammengefasste Bemerkungen

Im Folgenden werden die im Schrifttum gesichteten chemischen Zusammensetzungen von LTT-Zusatzwerkstoffen, soweit verfügbar, bezüglich ihrer Umwandlungstemperaturen und mechanischen Eigenschaften diskutiert.

2.2.7.1 Martensitumwandlungstemperaturen von LTT-Legierungen

Alle LTT-Zusatzwerkstoffe weisen eine charakteristische Zusammensetzung mit relativ niedrigen Kohlenstoffgehalten und geringen Mengen an Silizium und Molybdän auf. Die Hauptlegierungselemente sind Chrom und Nickel bzw. Mangan. Die Chromgehalte bewegen sich zumeist zwischen 3% und 14%. Es gibt Ausnahmen, welche eine sehr geringe Chromkonzentration von unter 1% aufzeigen. Diese Werkstoffe sind dann durch entsprechend höhere Nickelgehalte > 10% gekennzeichnet. Das Legierungselement Nickel ist vornehmlich zwischen 3% und 10% enthalten. Die M_s -Temperaturen variieren in einem weiten Spektrum zwischen 600 °C und Raumtemperatur. Hinweise auf die vorliegenden M_f -Temperaturen sind äußerst rar. Sie liegen im Schnitt etwa 100 °C unter der zugehörigen M_s -Temperatur. *Bild 2.26* beinhaltet eine Übersicht der angegebenen M_s - und M_f -Temperaturen des Schrifttums in Abhängigkeit der Hauptlegierungselemente Chrom und Nickel im Temperaturbereich zwischen 450 °C und Raumtemperatur. Die Regressionsgerade der M_s -Temperaturen zeigt eine etwa lineare Abnahme der Umwandlungstemperaturen mit Zunahme der Hauptlegierungselemente Chrom und Nickel.

Unter Voraussetzung einer linearen Beziehung zwischen der M_s -Temperatur und den Chrom- und Nickelgehalten ergibt sich folgender linearer Zusammenhang (*Gleichung 2.7*) zwischen diesen Größen (vgl. *Bild 2.26*):

$$M_s(^{\circ}\text{C}) = 491,4 - 15,39 \cdot (\text{Cr} + \text{Ni})$$

Gleichung 2.7

Für eine LTT-Legierung mit jeweils 10% Cr und 10% Ni ergibt sich so eine M_s -Temperatur von ca. 184 °C, was eine gute Übereinstimmung mit dem Schrifttum ergibt. Die Veränderung der Legierungszusammensetzung um jeweils 1% Chrom bzw. Nickel würde so zu einer Verschiebung der M_s -Temperatur von etwa 15 °C führen. Dies gilt jedoch einschränkend nur für Kohlenstoffgehalte < 0,1% und Gehalte an Mangan und Silizium < 2%.

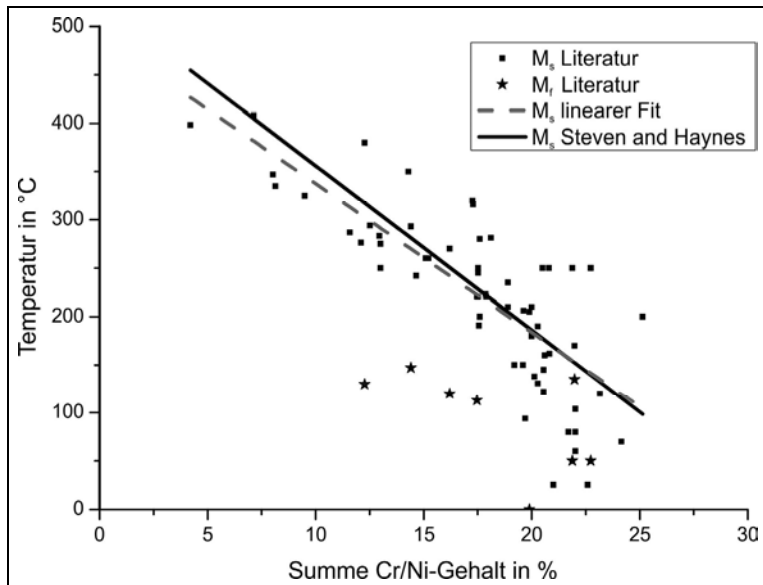


Bild 2.26: M_s - und M_r -Temperaturen in Abhängigkeit der Legierungselemente Chrom und Nickel (Literaturangaben) und nach der Berechnung aus [134]

Die Literatur bietet eine Reihe empirischer Formeln zur Abschätzung der M_s -Temperatur aus der chemischen Zusammensetzung. Zusammenstellungen darüber finden sich z. B. bei Skrotzki [135], Krauss [136], Martinez Diez [132], Béres [137] oder Kung et al. [138]. Die meisten dieser Berechnungen sind jedoch nur auf einen eng begrenzten Legierungsbereich bzw. eine bestimmte Werkstoffgruppe anwendbar. Daher untersuchten Kung und Rayment [138] die Güte verschiedener Berechnungsformeln hinsichtlich der Vorhersage der M_s -Temperaturen sowohl für niedrig- als auch für hochlegierte Stähle. Die geringsten Streuungen im niedrig- und hochlegierten Bereich wurden dabei mit den Formeln von Steven und Haynes [134] und Andrews [139] erreicht. Dabei erwies sich Steven und Haynes als robuster bei hohen Chrom-Gehalten. In dieser Arbeit wird deshalb der Formel von Steven und Haynes (*Gleichung 2.8*) als Grundlage zur Berechnung von M_s -Temperaturen im Zusammenhang mit LTT-Zusatzwerkstoffen der Vorzug gegeben.

$$M_s(^{\circ}\text{C}) = 561 - 474 \cdot C - 33 \cdot Mn - 17 \cdot Ni - 17 \cdot Cr - 21 \cdot Mo$$

Gleichung 2.8

Eine Berechnung der M_s -Temperaturen nach *Gleichung 2.8* mit den Chrom- und Nickel-Gehalten aus dem Schrifttum ergibt den ebenfalls in *Bild 2.26* eingetragenen Verlauf, welcher eine solide Übereinstimmung mit der zuvor angesprochenen, linearen Regressionsgeraden aufweist. Insbesondere im Bereich von 180 °C ergibt sich eine gute Übereinstimmung. Die in die Berechnung eingeflossenen Werte für Kohlenstoff (0,025%) und Mangan (0,7%) orientieren sich an denen in der Literatur am häufigsten anzutreffenden Werten.

2.2.7.2 Mechanische Eigenschaften

Angaben zu mechanischen Kennwerten von LTT-Schweißgütern oder LTT-Schweißverbindungen finden sich nur ganz vereinzelt im Schrifttum. Einzelne Arbeiten wie [140]-[145] widmen sich speziell dieser Fragestellung. Die wenigen in der Literatur vorkommenden Kennwerte von Zugfestigkeit und Streckgrenze sind in *Bild 2.27* und *Bild 2.28* zusammengestellt. Die fehlenden Bereiche wurden linear inter- bzw. extrapoliert. Die Zugfestigkeiten erreichen maximal 1200 MPa, können aber auch kleiner als 500 MPa sein. Eine Abhängigkeit vom Legierungsgehalt ist nicht direkt auszumachen, allerdings scheint der Chromgehalt die Zugfestigkeit bei konstantem Nickelgehalt nur gering zu beeinflussen. Nickelgehalte über 10% führen relativ unabhängig vom Chromgehalt zu graduell abnehmenden Zugfestigkeiten.

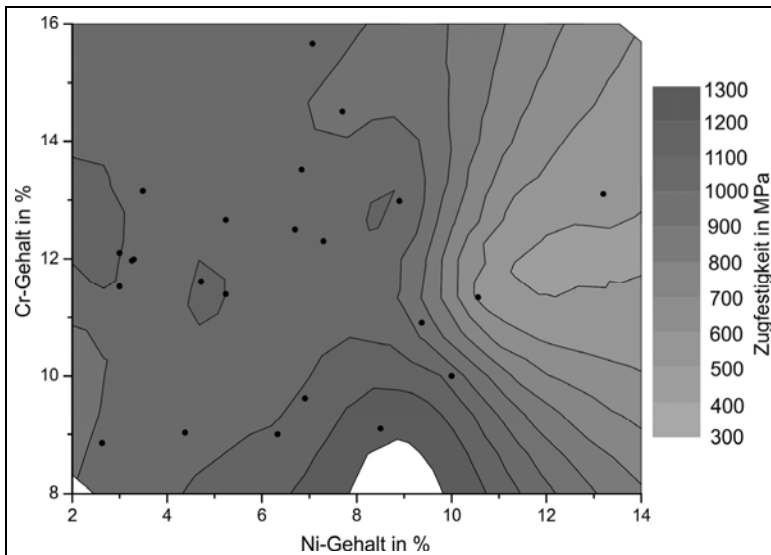


Bild 2.27: Zugfestigkeiten ausgewählter LTT-Zusatzwerkstoffe auf Eisen-Chrom-Nickel-Basis (Literaturangaben), fehlende Werte sind linear inter- bzw. extrapoliert worden

Die Streckgrenzen sind entsprechend niedriger, erreichen im Durchschnitt etwa 700 MPa. Es liegt eine signifikante Abhängigkeit der Streckgrenze von der chemischen Zusammensetzung vor. Niedrige Chromgehalte bei gleichzeitig niedrigen Nickelgehalten führen tendenziell zu den höheren Streckgrenzen. Umgekehrt ergeben jeweils hohe Legierungsanteile die niedrigeren Werte. Die Betrachtung von Chromgehalten unter 11% lässt eine gewisse Konstanz der Streckgrenze bis etwa 8% Nickel erkennen. Höhere Nickelgehalte führen zu einer graduellen Abnahme der Streckgrenze. Bei Chromgehalten über 11% setzt diese Abnahme bereits mit einem Nickelgehalt von etwa 3% ein. Es ist anzunehmen, dass der Rückgang der Streckgrenze in der zunehmenden Beeinflussung der M_s -Temperatur begründet liegt. Höhere Nickelgehalte führen zu einer Stabilisierung des Austenits. Demzufolge verschiebt sich die Martensitumwandlung zu tieferen Temperaturen. Wenn die M_f -Temperatur unter Raumtemperatur verschoben wird, tritt zunehmend Restaustenit auf. Die gegenüber Martensit geringere Streckgrenze dieser Phase führt letztlich zu einem Rück-

gang der Gesamtfestigkeit. Dieser Effekt ist tendenziell auch bei der Zugfestigkeit feststellbar, jedoch erst bei Nickelgehalten über 10%.

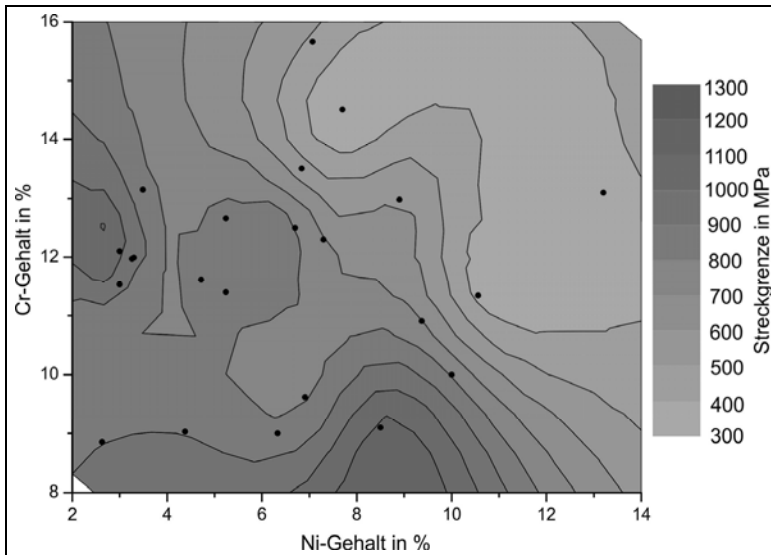


Bild 2.28: Streckgrenzen ausgewählter LTT-Zusatzwerkstoffe auf Eisen-Chrom-Nickel-Basis (Literaturangaben), fehlende Werte sind linear inter- bzw. extrapoliert worden

Es kann festgestellt werden, dass die erreichten Festigkeiten stark variieren. Dies kann einerseits in unterschiedlichen Prüfmethode begründet liegen (Schweißgut- bzw. Querkzugprobe), andererseits spielt auch das verwendete Schweißverfahren eine Rolle, was zu unterschiedlichen Aufmischungsgraden und Abkühlbedingungen führt. Grundlage der Legierungen aus dem Schrifttum war primär die Einstellung bestimmter M_s -Temperaturen. Die sich ergebenden Festigkeiten spielten in diesen ersten Ansätzen nur eine untergeordnete Rolle. Unklar bleibt auch die Menge des Restaustenits als Einflussgröße in Abhängigkeit des Legierungsgehalts. Die mechanischen Kennwerte von LTT-Zusatzwerkstoffen sind weitgehend unbekannt. Einzelne Veröffentlichungen deuten aber darauf hin, dass das Festigkeitspotential dieser Werkstoffe im Bereich der hochfesten Feinkornstähle angesiedelt ist. Es ist hier eine systematische Erforschung der mechanischen Eigenschaften notwendig, die den Einfluss der elementar wichtigen Legierungselemente Chrom und Nickel aufzeigt. Obgleich zu den Zugfestigkeiten und Streckgrenzen vereinzelte Werte vorliegen, sind Kenntnisse vor allem der Zähigkeitseigenschaften der LTT-Zusatzwerkstoffe weitgehend unbekannt.

2.3 Phasen- und Eigenspannungsanalyse mittels Beugungsmethoden

Eine geeignete Analysemethode, um temperatur- bzw. zeitabhängige Umwandlungsvorgänge beobachten zu können und darüber hinaus Informationen über die Entwicklung von durch den Prozess eingebrachten Eigenspannungen zu gewinnen, stellen die Beugungsverfahren dar. In diesem Zusammenhang ist das am häufigsten angewandte Verfahren die Röntgenbeugung zur Bestimmung von Phasenanteilen und Eigenspannungsverteilungen unter Verwendung von Synchrotronstrahlung. Vor kurzem wurden erstmals auch In-situ-Beugungsversuche während des Schweißens vorgestellt. Bei diesen Pionierarbeiten taten sich vor allem die Forschergruppen um Elmer und Terasaki hervor, deren unterschiedliche experimentelle Ansätze im Folgenden vorgestellt und erste Ergebnisse bewertet werden.

2.3.1 In-situ-Beugungsanalysen von Umwandlungsvorgängen

Die Beobachtung von Festphasenumwandlungen während bestimmter Temperaturzyklen wurde von einer Reihe von Wissenschaftlern durchgeführt. Die Arbeiten konzentrierten sich zumeist auf den Nachweis bestimmter, bei Raumtemperatur nur schwer nachweisbarer Hochtemperaturphasen. So gelang es Mayr et al. [146]-[148] mittels Synchrotronbeugung die Deltaferritbildung eines martensitischen Stahls oberhalb von 1250 °C zu beobachten. Die Temperaturzyklen wurden mittels Widerstandserwärmung erreicht und erlaubten somit die Betrachtung der Phasenumwandlungskinetik während der Abkühlung mit einer Frequenz von 0,3 Hz in einem schmalen Beugungswinkelbereich.

Den gleichen Versuchsaufbau nutzten Elmer et al. [149] zur Charakterisierung des Umwandlungsverhaltens einer Titanlegierung. Um kurze Messzeiten zu erreichen, wurde der Strahldurchmesser auf 1 mm x 0,25 mm fokussiert. Die Beugungsinformationen wurden mit einer Frequenz etwa 0,3 Hz mittels eines Flächendetektors aufgenommen. Aufgrund der geringen Eindringtiefe der verwendeten Strahlung (30 keV) beschränken sich die Untersuchungen auf oberflächennahe Messungen wärmebeeinflusster Zonen. Gleichzeitig gestatteten die Messungen die Umwandlungskinetik, d. h. die zeitliche Änderung des Phasenverhältnisses, zu beobachten.

Ähnliche Untersuchungen zur Analyse von Umwandlungsvorgängen wurden u. a. von Rocha und Hirsch [150], [151] veröffentlicht. Sie nutzten (Labor-)Cr-K_α-Strahlung zur Erfassung der Umwandlungskinetik eines 100Cr6-Wälzlagerstahls. Es konnten hohe Intensitäten und damit kurze Messzeiten zur Detektion des Umwandlungsverhaltens erreicht werden, die sich jedoch aufgrund der verwendeten Röntgenstrahlung lediglich auf oberflächennahe Werkstoffbereiche beschränkten.

Die Beispiele verdeutlichen, dass mittels simulierter Wärmezyklen das Phasenumwandlungsverhalten einzelner Werkstoffe erfasst werden kann. Die während des Schweißens vorliegenden Temperaturgradienten und das komplexe Temperaturfeld können dabei jedoch nur grob nachgebildet werden. Durch das Fehlen schmelzflüssiger Phasen können die Primärerstarrung und ihre Auswirkungen nicht ohne weiteres erfasst werden.

Elmer et al. [152]-[165] richteten den Fokus vor allem auf orts aufgelöste Beugungsanalysen (SRXRD). Dabei wurden erstmals In-situ-Untersuchungen während eines realen Schweiß-

prozesses durchgeführt. Zur Realisierung eines quasistationären Temperaturzustandes während der Messung wurden WIG-Blindschweißungen auf einer rotierenden Zylinderprobe in inerter Schutzgasatmosphäre durchgeführt. Den schematischen Versuchsaufbau zeigt *Bild 2.29*.

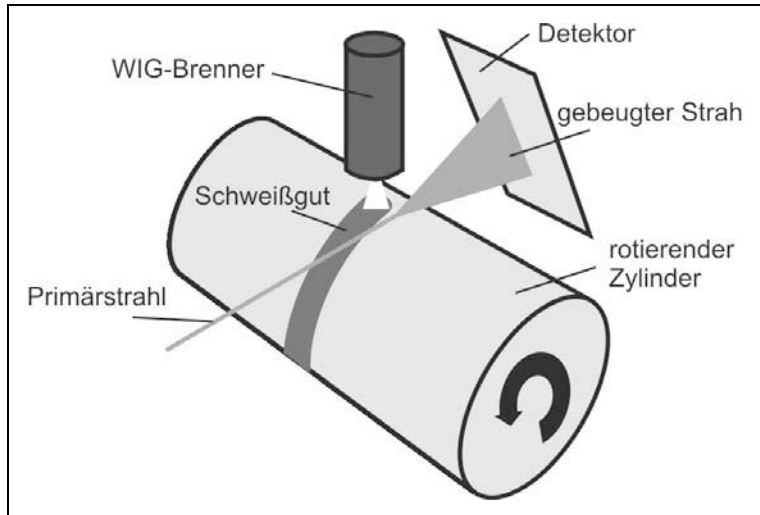


Bild 2.29: Versuchsaufbau zur ortsaufgelösten Beugungsanalyse unter quasistationären Bedingungen nach [152]

Die Messungen erfolgten winkeldispersiv mit einer diskreten, relativ geringen Photonenenergie von 12 keV und ließen lediglich oberflächennahe Aussagen zu. Mittels der eingesetzten Strahlaperturen konnte eine Ortsauflösung von 180 μm erreicht werden. Die Beugungssignale wurden mit einem Liniendetektor aufgenommen. Der Messaufbau erlaubte ausschließlich quasistationäre Messungen, bei denen die Umwandlungskinetik nicht in Echtzeit analysiert werden konnte. Die Analyse erfolgte an ausgewählten Positionen der WEZ. Damit konnten qualitative als auch quantitative Phasenmappings ausgewählter Bereiche erstellt und anschließend dem Schweißwärmezyklus zugeordnet werden. Dies gestattete somit eine phasenspezifische Charakterisierung der WEZ. Wesentliche Aussagen zum Umwandlungsverhalten im Schweißgut konnten nicht getroffen werden.

Die Untersuchungen wurden an einer Reihe unterschiedlicher Materialien durchgeführt. So wurde in [153]-[157] zunächst das vergleichsweise einfache Umwandlungsverhalten von Titan untersucht. Die Untersuchungsmethode wurde danach auch auf Materialien mit komplexerem Umwandlungsverhalten ausgedehnt. So konnten ferritischer Stahl (AISI 1045 [158] und AISI 1005 [159]-[161]) sowie Duplexstahl [162] jeweils analog charakterisiert werden. Die Untersuchungen konzentrierten sich ausschließlich auf Grundwerkstoffe, d. h. Schweißzusätze wurden bisher nicht analysiert.

Problematisch am vorgestellten experimentellen Ansatz erscheint jeweils die Ermittlung der vorliegenden Temperaturen, da hohe Ortsauflösung entsprechende Kenntnis der gerade beim Schweißen sehr steilen Temperaturgradienten nötig macht. In den vorliegenden Beispielen wurden die Temperaturen lediglich mit Hilfe eines dreidimensionalen Modells be-

rechnet. Weiterhin sollten die gewonnenen Erkenntnisse aufgrund der sehr niedrigen Schweißgeschwindigkeit (0,2 Zylinderumdrehungen je Minute) auch nur in Einzelfällen auf reale Schweißtemperaturzyklen übertragbar sein.

Neben ortsauflösenden Beugungsanalysen gelangen der Forschergruppe um Babu et al. [163], [164] und Elmer et al. [165] außerdem zeitaufgelöste Messungen (TRXRD) während stationärer WIG-Wiederaufschmelzversuche. Die punktuell aufgeschmolzenen Proben wurden während der Abkühlung mit diskreter Photonenenergie von 12 keV bestrahlt. Die Ortsauflösung wurde mit < 1 mm angegeben. Die resultierenden Beugungsspektren wurden in Echtzeit mittels eines Flächendetektors erfasst. Die zeitliche Auflösung betrug 0,05 s und erlaubte damit die Analyse der Umwandlungskinetik niedrig- als auch hochlegierter Stähle während der Abkühlung. Es konnte sowohl die Art der Primärerstarrung als auch Festphasenumwandlungen identifiziert werden. Durch Variation der Abkühlbedingungen konnte sogar ein Wechsel der Primärerstarrungsart nachgewiesen werden. Weiterhin ist durch eine Verschiebung der Beugungswinkel auf die auftretende Gitterverzerrung, hervorgerufen durch thermisch bedingte Schrumpfungsvorgänge, geschlossen worden. Die Unterscheidung zwischen Ferrit und Martensit gelang durch zusätzliche metallographische Untersuchungen. Da die Abkühlung aufgrund der punktuellen, stationären Wärmequelle unidirektional abläuft, sollten die Ergebnisse jedoch nur eingeschränkt auf reale Schweißprozesse mit komplexem Wärmefluss übertragbar sein.

Neben Elmer et al. widmete sich vor allem die Forschergruppe um Terasaki der In-situ-Beugungsuntersuchung während des Schweißens. Der dabei verwendete Versuchsaufbau ermöglicht die Echtzeitcharakterisierung des Umwandlungsverhaltens WIG-blindgeschweißter Proben. Im Gegensatz zu Elmer et al. (vgl. *Bild 2.29*) erfolgten die Schweißungen auf einer feststehenden Flachprobe, wobei der Brenner mit konstantem Vorschub bewegt wurde, was die Analyse dynamischer Prozesse erlaubte. Der experimentelle Aufbau ist in *Bild 2.30* festgehalten.

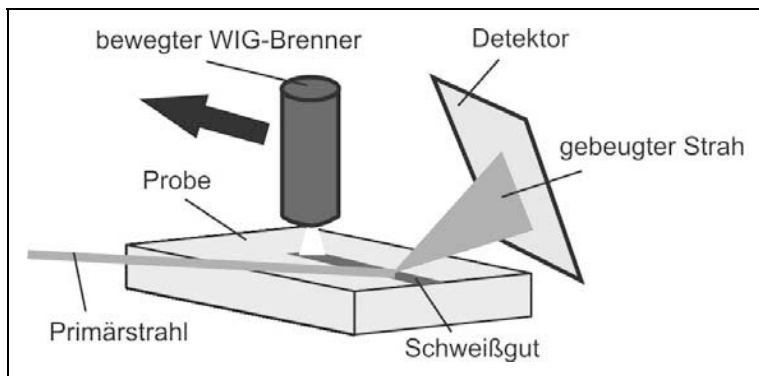


Bild 2.30: Versuchsaufbau zur ortsaufgelösten Beugungsanalyse nach [166]

Die Energie der monochromatischen Strahlung betrug zwischen 12 keV und 18 keV, was ausschließlich oberflächennahe Messungen gestattete. Es wurde eine Ortsauflösung von $2,88 \text{ mm} \times 0,1 \text{ mm}$ erreicht ($\Theta = 10^\circ$). Die Beugungsinformationen wurden mittels Flächendetektor erfasst. Um eine zeitliche Auflösung von etwa 0,3 s zu erreichen, musste der Flä-

chendetektor hinter einer Schlitzmaske mit konstantem Vorschub bewegt werden. Daraus ergibt sich der Nachteil einer nur eindimensionalen Aufnahme. Die so erfassten Diffraktogramme ließen sich nicht hinsichtlich der Phasenanteile auswerten. Allein Informationen der Umwandlungszeitpunkte standen somit zur Verfügung. Da die Temperatur lediglich mit einem einzelnen Thermolement im Schweißgut gemessen wurde, erscheint die Zuordnung von Temperaturen zu den Beugungsinformationen problematisch.

Mit Hilfe des vorgestellten Versuchsaufbaus ermittelten Terasaki et al. [166] die Festphasenumwandlungen während des WIG-Blindschweißens eines übereutektoiden Stahls. Es gelang die Identifikation der primär erstarrenden Phase (Austenit) sowie die Erfassung sekundärer Festphasenumwandlungen (Ferrit + Perlit). Das Auftreten von Martensit wurde mit einer plötzlichen Abnahme sämtlicher Austenitbeugungspeaks gedeutet und durch metallographische Untersuchungen bestätigt. Weitere Untersuchungen beschäftigten sich mit hochlegiertem Stahl [167]-[168], wobei ebenfalls die Primärerstarrung aus den Beugungsinformationen abgeleitet werden konnte. Eine Modifizierung des Versuchsaufbaus wurde von Komizo et al. in [169]-[172] vorgenommen. Durch den Einsatz schneller Flächendetektoren konnte eine Zeitauflösung von bis zu 0,01 s in einem schmalen 2Θ -Bereich von etwa 16° erreicht werden.

Unklar bleibt bei allen Untersuchungen der Forschergruppe um Terasaki et al. [166]-[172], wo die eigentliche Messposition relativ zum Schmelzbad war. Da die Messungen allein winkeldispersiv in der Oberfläche der Proben durchgeführt wurden, ist eine hohe Positioniergenauigkeit nötig, weil das erstarrte Schweißgut gegenüber der unbeeinflussten Oberfläche aufgewölbt wird. Nachteilig ist auch die relativ geringe Ortsauflösung im Millimeterbereich längs zur Schweißrichtung. Denn je nach Abstand zum Schmelzbad liegen so hohe Temperaturgradienten im Messbereich vor.

Die beschriebenen Versuche [166]-[172] wurden oftmals mit konfokaler Lasermikroskopie zur Ex-situ-Beobachtung des Gefüges im Ofenexperiment kombiniert, wodurch die Beugungsinformationen mikroskopischen Vorgängen (z. B. Perlit-/Bainitbildung an Austenitkorngrenzen) zugeordnet wurden. Des Weiteren wurden zusätzliche Ex-situ-Beugungsanalysen an während des Schweißens in flüssigem Zinn abgeschreckten Proben durchgeführt, um höhere Ortsauflösungen über erhöhte Zählzeiten sowie Kippwinkel zu realisieren. Durch die nur grobe Kenntnis des Temperaturfeldes (nur ein Thermolement wurde verwendet) ist die Korrelation der In-situ- und Ex-situ-Daten jedoch kritisch zu bewerten.

Die in allen vorgestellten Beispielen genutzte monochromatische Strahlung relativ geringer Photonenenergien bedingt die Anwendung winkeldispersiver Methoden, die in Anbetracht der geringen Eindringtiefe der Strahlung nur Auswertungen oberflächennaher Bereiche zulassen. Der Einsatz von Flächendetektoren ermöglichte zwar die Erfassung mehrerer Beugungslinien, allerdings nur in einem begrenzten Winkelbereich.

Die wenigen bisher vorgestellten In-situ-Beugungsversuche während des Schweißens verdeutlichen bereits das Potenzial von Experimenten unter Verwendung von Röntgenstrahlung hinsichtlich der Untersuchung von Festphasenumwandlungen. Allerdings wird auch klar, dass sich diese Art von Experimenten noch in der Entwicklungsphase befindet. Bisher konnten lediglich Versuche in Anlehnung an reale Schweißprozesse verwirklicht werden, wobei der Einsatz des WIG-Prozesses (Blindschweißung) aufgrund der hohen Reproduzier- und Automatisierbarkeit notwendig erscheint. Daraus folgt, dass Untersu-

chungen unter Einbeziehung von Schweißzusatzwerkstoffen bisher nicht durchgeführt wurden. Die meisten Experimente konzentrierten sich vielmehr auf Grundlagenuntersuchungen zur generellen Machbarkeit solcher In-situ-Schweißversuche unter Nutzung einfach zu handhabender Grundwerkstoffe. Beugungsuntersuchungen zum Umwandlungsverhalten von LTT-Legierungen sind bislang nicht bekannt.

Es existieren bisher keine Bestrebungen, das Umwandlungsverhalten im Zusammenhang mit den resultierenden Eigenspannungen beim Schweißen in-situ mittels Beugungsmethoden zu analysieren. Gerade im Hinblick auf das Verständnis und die Entwicklung von LTT-Legierungen wären solche Untersuchungen jedoch von hohem Wert. Idealerweise sollten In-situ-Beugungsanalysen während des Schweißens und anschließende Eigenspannungsmessungen in identischen Messvolumina komplett in einem Messaufbau realisiert werden.

Insbesondere energiereiche Synchrotronstrahlung ist neben der zuverlässigen Analyse von Eigenspannungen auch zur Ermittlung der Umwandlungskinetik während des Schweißens prädestiniert und bietet entscheidende Vorteile hinsichtlich kurzer Messzyklen und vergleichsweise hoher Tiefenauflösung [173]. Durch die Möglichkeit der schnellen Datenaufnahme sowie der Charakteristik, dass in einem Beugungsspektrum stets eine Vielzahl von Beugungslinien der kristallinen Phasen im Werkstoffgefüge gleichzeitig aufgenommen wird, erlauben energiedispersive Beugungsexperimente neben der Ermittlung der Umwandlungstemperaturen auch die Bestimmung der temperaturabhängigen Phasenanteile. Die Nutzung hochenergetischer Synchrotronstrahlung bringt zusätzlich den Vorteil hoher Eindringtiefen mit sich, was Experimente im Transmissionsmodus zur Charakterisierung des Werkstoffvolumens erlaubt. Da das gebeugte Spektrum im energiedispersiven Fall eine Vielzahl von Interferenzlinien enthält, die jeweils aus einer anderen mittleren Eindringtiefe stammen, steht bei Messungen im Reflexionsmodus ein zusätzlicher Parameter zur Verfügung, der für tiefenaufgelöste Analysen von Eigenspannungsverteilungen im Werkstoffrandschichtbereich genutzt werden kann.

Der folgende *Abschnitt 2.3.2* enthält einige Ausführungen zur den Grundlagen und Besonderheiten der Eigenspannungsmessung mittels energiedispersiver Beugungsmethoden.

2.3.2 Grundlagen energiedispersiver Beugung und Eigenspannungsanalyse

Die Nutzung weißer Strahlung, d. h. kontinuierlicher Photonenenergie, erlaubt die Anwendung energiedispersiver Methoden zur Eigenspannungsbestimmung. Solche Energiespektren werden z. B. an Synchrotronstrahleinrichtungen wie dem Helmholtz-Zentrum Berlin (HZB) oder dem ESRF in Grenoble zur Verfügung gestellt. *Bild 2.31* zeigt beispielhaft den prinzipiellen Aufbau der Materialforschungsbeamline EDDI (engl. Energy Dispersive Diffraction) am Helmholtz-Zentrum Berlin (HZB). Durch die Verwendung eines 7T-Multipolwiggler steht dort hochenergetische Synchrotronstrahlung bis zu 150 keV für Beugungsexperimente in vertikaler Streugeometrie zur Verfügung. Der Synchrotronstrahl wird durch ein Blenden- und Schlitzsystem an verschiedenen Positionen im Strahlweg auf den gewünschten Querschnitt reduziert. Diese Reduktion ist horizontal als auch vertikal möglich. Daneben existieren zwei Filtersysteme aus Aluminium bzw. Graphit, Kupfer oder Eisen zur Dämpfung niederenergetischer Strahlungsanteile, welche sonst zur unerwünschten Probenerhitzung

beitragen würden. Ein Berylliumfenster grenzt die im Vakuum befindlichen Teile des Strahlrohres zur Atmosphäre ab [173].

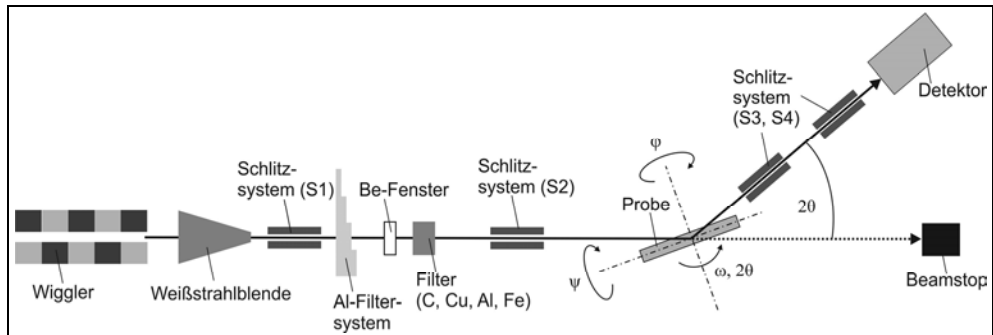


Bild 2.31: Schematischer Aufbau der energiedispersiven Beamline EDDI nach [173]

Ein Θ - Θ -Diffraktometer ermöglicht die Probenpositionierung mit Hilfe eines 5-Achsen-systems. Der Detektor (stickstoffgekühlter LEGe-Detektor) wird mit einem zusätzlichen Arm positioniert, welcher zwei weitere Schlitzeblenden zur Festlegung der Abmessungen des gebeugten Strahls trägt. Ein x-y-z-Schlitten ermöglicht gleichzeitig die Rotation der Probe in ϕ -Richtung. Eine Eulerwiege erlaubt 90° -Probenbewegungen in ψ -Richtung. Die Probenpositionierung wird mit Hilfe einer CCD-Kamera und einem Laserabstandsmesssystem erreicht [173].

Die Möglichkeiten der Beamline erlauben neben In-situ-Analysen von Phasenumwandlungen auch die detaillierte Eigenspannungsbestimmung mittels Beugungsmethoden, deren Grundlagen für den energiedispersiven Fall im Folgenden kurz umrissen werden.

Die röntgenografische Eigenspannungsanalyse beruht allgemein auf dem Bragg'schen Beugungsgesetz:

$$n\lambda = 2 \cdot d_{hkl} \cdot \sin \Theta_{hkl}$$

Gleichung 2.9

Die Bragg-Bedingung wird demnach genau dann erfüllt, wenn die Strahlwegdifferenz zweier an benachbarten Netzebenen reflektierter Wellen ein ganzzahliges Vielfaches n der Wellenlänge λ ist. Da der Bragg-Winkel Θ in Abhängigkeit vom Netzebenenabstand des jeweiligen Materials variiert, gelingt es einzelne Werkstoffphasen zu identifizieren [27], [173]-[175].

Die Netzebenenabstände d_{hkl} werden auch durch die Wirkung mechanischer Spannungen verändert. Somit ändert sich auch der Beugungswinkel 2Θ , sodass sich die Interferenzen verschieben. Diese Interferenzverschiebung ist messtechnisch zugänglich. Ausgehend von der Grundgleichung der Röntgenografischen Spannungsanalyse (RSA), u. a. in [27], kann vielfach angenommen werden, dass innerhalb der Eindringtiefe der Röntgenstrahlung ein ebener Spannungszustand vorliegt [27], [173]-[175]. Die Grundgleichung der RSA vereinfacht sich dann zu:

$$\varepsilon_{\phi\psi}(hkl) = \frac{1}{2} s_2(hkl) \cdot \sigma_{\phi}^P \sin^2 \psi + s_1(hkl) \cdot (\sigma_{11}^P + \sigma_{22}^P)$$

Gleichung 2.10

Werden nun die Gitterebenenabstände d einer bestimmten Netzebenen-schar hkl unter einer Azimutrichtung ϕ unter unterschiedlichen Neigungswinkeln ψ messtechnisch ermittelt, können diese gegen den quadratischen Sinus des Neigungswinkels ψ aufgetragen werden. Der Anstieg der entsprechenden Regressionsgeraden ist proportional zur vorliegenden Spannung. Diese Methode wird als $\sin^2\psi$ -Methode [176] bezeichnet. Mit diesem Verfahren wird ein Spannungsmittelwert gewonnen, welcher der oberflächenparallelen Eigenspannungskomponente im Eindringbereich der Röntgenstrahlung entspricht. Dies gilt einschränkend nur für Spannungszustände, bei denen die Normalspannungskomponente σ_{33}^P zur Oberfläche gleich Null ist. Bei Vorliegen einer solchen Spannungskomponente liefert das beschriebene Vorgehen eine Spannungsdifferenz $\sigma_{\phi}^P - \sigma_{33}^P$. Dies ist insbesondere bei der vergleichsweise hohen Eindringtiefe energiereicher Synchrotronstrahlung zu berücksichtigen [27], [173]-[175].

Im Vergleich zu winkeldispersiven Methoden erlaubt es die Anwendung energiedispersiver Methoden, eine Vielzahl von Interferenzen aller beteiligten kristallinen Phasen innerhalb eines Experimentes auszuwerten, denn im Falle weißer (polychromatischer) Strahlung ergibt sich die Möglichkeit, ganze Beugungsspektren mit Hilfe eines energiedispersiven Detektors zu erfassen [27]. Der Beugungswinkel wird dabei an die experimentellen Bedingungen angepasst und konstant gehalten [27], [173]-[175]. *Bild 2.32* zeigt exemplarisch ein energiedispersives Spektrum, aufgenommen an der Beamline EDDI des HZB unter einem Beugungswinkel $2\Theta = 14^\circ$. Deutlich ist die Vielzahl an Beugungslinien der beiden enthaltenen Phasen Ferrit und Austenit auszumachen.

Mit Einsetzen der Beziehung

$$E = \frac{h \cdot c}{\lambda}$$

Gleichung 2.11

in die Bragg'sche Gleichung ergibt sich:

$$d_{hkl} = \frac{h \cdot c}{2 \cdot \sin \Theta_d} \cdot \frac{1}{E_{hkl}} = \text{const.} \cdot \frac{1}{E_{hkl}}$$

Gleichung 2.12.

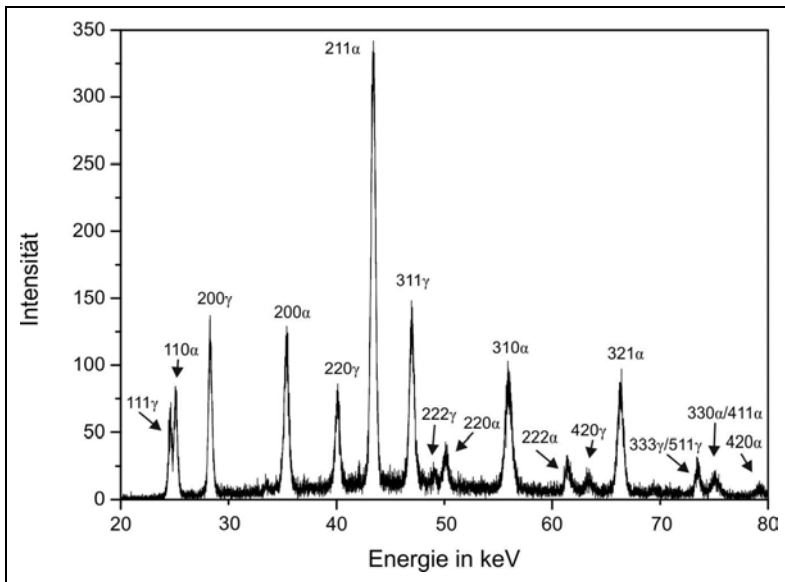


Bild 2.32: Energiedispersives Spektrum eines ferritisch/austenitischen Gefüges unter einem 2Θ -Winkel von 14° (eigene Untersuchung)

Die Eigenspannungsmessung ist analog zur winkeldispersiven Auswertung nach der $\sin^2\psi$ -Methode möglich. Jede Interferenz E_{hkl} entstammt zudem mit zunehmender Energie einer größeren mittleren Eindringtiefe $\langle\tau(hkl)\rangle$ gemäß Gleichung 2.13 [27], [173]-[175].

$$\langle\tau(hkl)\rangle = \frac{1}{2} [\tau(hkl)_{\psi=0} + \tau(hkl)_{\psi=\psi_{\max}}]$$

Gleichung 2.13

Die Eindringtiefe τ , aus der definitionsgemäß 63% der gebeugten Strahlungsintensität stammen (sog. $1 \cdot e^{-1}$ -Eindringtiefe), kann nach Gleichung 2.14 berechnet werden [27], [173]-[175].

$$\tau(hkl, \Theta_d) = \frac{\sin \Theta_d}{2\mu[E(hkl, \Theta_d)]} \cos \psi$$

Gleichung 2.14

Werden nun die so berechneten Eigenspannungswerte in Abhängigkeit zur zugehörigen mittleren Eindringtiefe erfasst, ergibt sich in guter Näherung der Spannungstiefengradient im Eindringbereich der Strahlung. Für weitere Ausführungen sei auf [173], [174] und [27] verwiesen.

Aktuelle Beispiele von Eigenspannungsmessungen in Schweißverbindungen unter Anwendung von Synchrotronstrahlung bzw. von energiedispersiven Beugungsmethoden finden sich u. a. in [177]-[184].

2.4 Schlussfolgerungen zum Kenntnisstand

Aus dem dargelegten Stand der Kenntnisse lassen sich zusammenfassend folgende Schlussfolgerungen ableiten:

1. Die Phasenumwandlung beim Schweißen hochfester Stähle hat einen erheblichen Einfluss auf die sich im unmittelbaren Nahtbereich einstellenden Eigenspannungen. Dazu wurden u. a. von Wohlfahrt qualitative Modellvorstellungen formuliert. Danach ist der Eigenspannungszustand nach dem Schweißen abhängig vom Temperaturintervall, in dem die Umwandlung stattfindet. Die Bildung von Martensit wirkt sich aufgrund der niedrigen Umwandlungstemperaturen M_s und M_f sowie der vorliegenden Umwandlungsplastizität entsprechend stark aus und kann zur Ausbildung von Druckeigenspannungen im umgewandelten Volumen führen. Die Mechanismen werden für das Schweißgut in Nahtquer- und Nahtlängsrichtung generell als ähnlich angesehen.
2. Alle Modellvorstellungen zum Einfluss der Umwandlung auf die Schweißeigenspannungen setzen homogene und vollständige Umwandlungen im betrachteten Volumen voraus. Unklar bleibt jedoch der Fall unvollständiger Umwandlung, d. h. die Auswirkung nur anteiliger Mengen Martensit und Restaustenit.
3. Erste Ansätze, den Effekt der Phasenumwandlung beim Schweißen kontrolliert zur Eigenspannungsabsenkung bzw. Druckeigenspannungserzeugung einzusetzen, finden sich bei Ohta et al. Diese Forschergruppe entwickelte einen martensitischen Low Transformation Temperature (LTT) Zusatzwerkstoff. Die chemische Zusammensetzung weist einen spezifischen Chrom- und Nickelgehalt von jeweils 10% auf. Aufgrund dieser chemischen Zusammensetzung ergibt sich eine M_s -Temperatur von ca. 180 °C. Die meist empirischen Untersuchungen beschränkten sich darauf, die Auswirkung der aus der Umwandlung und den damit verbundenen Eigenspannungen resultierenden Effekte, beispielsweise auf die Schwingfestigkeit oder den Verzug, zu dokumentieren. Der Nachweis von Druckeigenspannungen konnte dabei nur ansatzweise ohne ausreichende Ortsauflösung erbracht werden.
4. Die vielfach veröffentlichten Arbeiten zur Schwingfestigkeitsprüfung und Verzugsmessung verdeutlichen, dass diese Analysen nicht geeignet sind, die eigenspannungsbeeinflussende Wirkung von Chrom-Nickel-legierten LTT-Zusatzwerkstoffen nachzuweisen. Vielmehr muss direkt das Umwandlungsverhalten sowie die daraus resultierende Eigenspannungshöhe und -verteilung mit geeigneten Methoden erfasst werden.
5. Die Literatur belegt, dass die Kaltrissbildung in LTT-Schweißzusätzen im Einzelfall vermieden werden konnte. In welchem Maße das Vorhandensein von Druckeigenspannungen zu den dargelegten Ergebnissen beitrug, bleibt jedoch unklar, da deren Existenz im Schweißgut bisher nicht eindeutig nachgewiesen werden konnte. Eigenspannungsmessungen im angrenzenden Grundwerkstoff deuten zwar darauf hin, lassen aber grundlegende Aussagen über den Eigenspannungseinfluss auf die Kaltrissbildung nicht zu. Unklar ist auch der Einfluss des Einspanngrades. Das beobachtete Phänomen einer Kaltrissvermeidung auch bei hohem Einspanngrad gilt es zu validieren und gegebenenfalls zu erklären.

6. Es kann festgestellt werden, dass das Niveau und die Verteilung von Schweißeigen-
spannungen bei der Verwendung von LTT-Schweißzusätzen weitgehend unbekannt
sind. Einzelne Messungen, u. a. unter Anwendung von Neutronenbeugung, zeigen eine
Streuung der ermittelten Werte. Im Hinblick auf Eigenspannungen wurde der
austenitischen Phase dieser Werkstoffe bisher keine Bedeutung beigemessen. Es ist
jedoch zu bedenken, dass aufgrund vielfältiger Einflüsse, wie z. B. Seigerungs-
erscheinungen und unvollständig abgeschlossener Martensitumwandlung, nicht zu ver-
nachlässigende Restaustenitgehalte auftreten können, welche den Makroelastizitäts-
zustand beeinflussen. Ob die in einzelnen Messungen beobachteten Druckelastizitäts-
spannungen der Martensitphase ebenfalls auf andere Naht- und Bauteilkonfigura-
tionen übertragbar sind, bleibt zu klären.
7. Es bestehen erhebliche Bestrebungen, die Eigenspannungsentstehung beim Schwei-
ßen mit LTT-Zusätzen durch FE-Simulationen abzubilden. Gleichwohl bedürfen diese
Ergebnisse der Validierung durch entsprechende Messungen. Auch eine mangelnde
Kenntnis der Umwandlungskinetik und damit verbundener Restaustenitgehalte limitiert
die Aussagekraft solcher Berechnungen.
8. Alle bisherigen Ergebnisse belegen, dass auch bezüglich der Ermittlung der Reakti-
onskräfte bzw. -spannungen bei Verwendung spezifischer LTT-Zusatzwerkstoffe er-
heblicher Klärungsbedarf besteht, da insbesondere ein Einfluss der Phasenumwand-
lung bisher nicht aufgezeigt bzw. systematisiert werden konnte. Dies ist jedoch im
Hinblick auf den Einsatz solcher Zusätze unter realen Fertigungsbedingungen von
Bedeutung.
9. Untersuchungen zum Gefüge der LTT-Legierungen sind äußerst rar. Die Wechselwir-
kung zwischen chemischer Zusammensetzung, Erstarrung, Gefüge und Umwand-
lungstemperatur müssen demnach genauer analysiert werden.
10. Das Schrifttum zeigt, dass sich die meisten Untersuchungen zu LTT-Legierungen
einlagigen Schweißverbindungen, meist Kehlnähten, widmen. Nahezu ungeklärt ist
daher das Verhalten von LTT-Schweißzusätzen in Mehrlagenverbindungen. Es muss
ferner analysiert werden, inwieweit sich Erkenntnisse, die unter Laborbedingungen
gewonnen wurden, auf praxisnahe Bauteilschweißungen mit mehrlagigen Schweiß-
nähten unter konstruktiver Schrumpfbehinderung übertragen lassen.
11. Die Literatur offenbart ein weit gestreutes Bild der mechanischen Eigenschaften von
LTT-Schweißzusätzen. Die veröffentlichten Werte variieren sehr stark, lassen jedoch
einen Trend zu hohen Festigkeiten im Bereich der hochfesten Feinkornbaustähle er-
kennen. Es bedarf hier grundlegender Untersuchungen, um die mechanischen Kenn-
werte in Abhängigkeit von der chemischen Zusammensetzung zu bestimmen. Ob-
gleich zu Zugfestigkeiten und Streckgrenzen vereinzelte Werte vorliegen, sind Kennt-
nisse vor allem der Zähigkeitseigenschaften der LTT-Zusatzwerkstoffe weitgehend
unbekannt.
12. Wie das Schrifttum belegt, haben Experimente unter Verwendung von Röntgenstrah-
lung hinsichtlich der Untersuchung von Festphasenumwandlungen beim Schweißen
ein hohes Potential. Die bisherigen Pionierarbeiten der Forschergruppen um Elmer

und Terasaki beschränken sich jedoch auf die oberflächennahe Phasencharakterisierung ausgewählter Grundwerkstoffe.

13. Experimentelle Ansätze zur Analyse des Umwandlungsverhaltens während des Schweißens in Wechselwirkung mit den daraus resultierenden Eigenspannungen sind bisher nicht realisiert worden, wären jedoch für das grundlegende Verständnis von LTT-Legierungen von hohem Wert. Insbesondere hochenergetische Synchrotronstrahlung unter Anwendung energiedispersiver Methoden sollte, neben der zuverlässigen Analyse von Eigenspannungen, zur Ermittlung der Umwandlungskinetik während des Schweißens prädestiniert sein.
14. Das reproduzierbare, sichere Schweißen hochfester Stähle kommt nicht ohne die Einhaltung strikter Fertigungsbedingungen aus. Abweichungen von diesem mit steigender Festigkeit immer schmaleren Arbeitsfenster bedingen den Verlust von Festigkeit oder Zähigkeit. Vor diesem Hintergrund kann der Einsatz von höher legierten Zusatzwerkstoffen, deren martensitisches Gefüge relativ unabhängig von den Abkühlbedingungen einstellbar ist, als vorteilhaft erachtet werden. Die Entwicklung von LTT-Legierungen sollte demzufolge auf den Einsatz bei hochfesten Stahlqualitäten ausgerichtet sein.
15. Die Literaturlauswertung der bis dato veröffentlichten Forschungsarbeiten zum Thema der Low Transformation Temperature Zusatzwerkstoffe offenbart ein weit gefächertes Bild, vor allem in Bezug auf die möglichen Anwendungsfelder dieser Werkstoffgruppe. So existieren Ansätze zur Nutzbarmachung der vorliegenden Effekte auf den Gebieten der Schwingfestigkeitserhöhung, der Verbesserung der Kaltrissbeständigkeit und der Verminderung des Schweißverzugs. Jüngste Untersuchungen widmen sich auch der Eigenspannungscharakterisierung mit modernen Messmethoden wie Neutronen- oder Synchrotronstrahlung. Zudem finden sich im Schrifttum zunehmend Studien zur Klärung erweiterter Fragestellungen, so z. B. zur Korrosionsbeständigkeit, zum Erstarrungsverhalten oder zu alternativen Legierungszusammensetzungen. Allerdings fehlen grundlagenorientierte, systematische Untersuchungen zur Erklärung der Zusammenhänge zwischen Umwandlungsverhalten und Eigenspannungen. Vor allem die Qualifizierung und Quantifizierung des Eigenspannungszustandes in den zum Teil parallel vorliegenden Festphasen Martensit und Austenit ist von außerordentlicher Bedeutung für das Verständnis und damit einer effektiven Nutzbarmachung dieser Art von Werkstoffen.

Ausgehend von diesen Ausführungen werden im folgenden Kapitel die wissenschaftlichen Primärziele der vorliegenden Arbeit definiert.

2.5 Aufgabenstellung

Die übergeordnete Intention dieser Arbeit besteht darin, zu klären, ob und in welchem Maße Legierungskonzepte für hochfeste Schweißzusätze mit speziell abgesenkten M_s -Temperaturen dazu geeignet sind, gezielt Eigenspannungen durch eine entsprechende Gefügeumwandlung im Schweißgut zu erzeugen. Besonderes Augenmerk ist dabei der Klärung des Einflusses der Umwandlungstemperaturen auf die schweißbedingten Eigenspannungen zu schenken.

Aufbauend auf Literaturlauswertungen sollen unter gezielter Variation der chemischen Zusammensetzung LTT-Legierungen mit unterschiedlichen Umwandlungstemperaturen entwickelt werden. Diese sind hinsichtlich Umwandlungstemperatur, Gefüge und mechanischen Eigenschaften zu charakterisieren.

Ein wesentliches Ziel der Untersuchungen besteht auch darin, die Phasenumwandlungskinetik während des Schweißens in Echtzeit unter Anwendung von Beugungsmethoden zu ermitteln. Für die Untersuchungen soll am Standort Berlin u. a. auf den mit energiedispersiver Beugungsmethodik betriebenen Synchrotronmessplatz EDDI des HZB (Photonenenergien bis zu 150 keV) zurückgegriffen werden, der für zeitaufgelöste Beugungsanalysen von mehrphasigen Werkstoffsystemen prädestiniert ist.

Hinsichtlich dieser Aufgabe muss zunächst eine Vorrichtung nebst geeigneter Probenform verwirklicht werden, welche an die jeweiligen Versuchsbedingungen anzupassen sind. Im Vordergrund steht hierbei die praxisrelevante, zeitaufgelöste Bestimmung von Umwandlungstemperaturen und Phasengehalten während des realen Schweißprozesses der hier behandelten Werkstoffe. Begleitet werden sollen diese Messungen durch ortsaufgelöste Eigenspannungsmessungen in Mehrlagenverbindungen unterschiedlicher Probengeometrie.

Aufbauend auf diesen Untersuchungen zur Klärung der grundsätzlichen Zusammenhänge zwischen dem Umwandlungsverhalten und den Eigenspannungen im Nahtbereich sollen schließlich auch die Einflüsse zusätzlicher konstruktiver Schrumpfbehinderung untersucht werden. Dabei sind sowohl die Effekte einer gezielten schweißbedingten Phasenumwandlung auf das Eigenspannungsniveau in der Schweißnaht als auch die Effekte auf die global wirkenden Reaktionsspannungen systematisch zu analysieren. Mit der Absicht, eine weite Übertragbarkeit auf die in realen Schweißkonstruktionen vorliegenden Eigenspannungszustände zu erzielen, soll ein Großversuch in einer speziell dafür konzipierten Prüfanlage durchgeführt werden. Dieser Bauteilschweißversuch soll die Fertigungsbedingungen einer Schweißkonstruktion realitätsnah abbilden. Unter besonderer Berücksichtigung des umwandlungsbedingten mechanischen Werkstoffverhaltens sollen schließlich quantitative Aussagen über die reale Gesamteigenbeanspruchung eines geschweißten Bauteils getroffen werden.

Zur Erreichung dieser Hauptziele sind folgende Teilaufgaben zu lösen:

- Aufstellen einer Versuchsmatrix neuartiger hochfester Legierungen mit speziell abgesenkten M_s/M_f -Temperaturen basierend auf Literaturlauswertungen
- Realisierung dieser Legierungen als Schweißzusatzwerkstoff

- Ermittlung der Umwandlungstemperaturen und -kinetik der unbeeinflussten Legierungen sowie deren mechanische Eigenschaften und Gefügeausbildung
- Konzeption einer Vorrichtung zur Echtzeitanalyse der Umwandlungskinetik während des Schweißens
- In-situ-Ermittlung der Umwandlungskinetik und Phasenverteilungen an LTT-Schweißverbindungen mittels energiedispersiver Synchrotronbeugung
- experimentelle Ermittlung der Eigenspannungsverteilungen im Bereich der Schweißnaht an frei schrumpfenden Proben unterschiedlicher Geometrie
- Analyse der Reaktionskräfte, Reaktionsmomente und lokalen Eigenspannungen unter konstruktiver Schrumpfbehinderung im Bauteilschweißversuch

Es ist zu betonen, dass die hier verwendeten Werkstoffe primär zum Zwecke der Erzeugung variierender Umwandlungstemperaturen verwirklicht werden sollen. Der Fokus der Untersuchungen richtet sich auf das Umwandlungsverhalten und die damit eng verknüpften, resultierenden Eigenspannungen. Aufgrund des Experimentalcharakters der LTT-Legierungen kann das Ziel dieser Arbeit nicht darin bestehen, fertige „schweißbare“ Zusatzwerkstoffe (im Sinne praktisch anwendbarer Zusatzwerkstoffe) zu liefern. Vielmehr soll das Umwandlungs- und Eigenspannungsverhalten mittels geeigneter Methoden einer grundlegenden Deutung unterzogen werden.

3 Versuchsdurchführung

Bevor die experimentellen Bedingungen sowie die verwendeten Auswertemethoden erläutert werden, erfolgt eine Charakterisierung der verwendeten Werkstoffe.

3.1 Auswahl der Werkstoffe

In dieser Arbeit wird eine Matrix von LTT-Versuchswerkstoffen verwendet, welche auf einer systematischen Variation der chemischen Zusammensetzung zur Erreichung variierender M_s -Temperaturen beruht. Die chemische Zusammensetzung basiert in erster Linie auf Literaturauswertungen, berücksichtigt jedoch ebenso technische Gesichtspunkte des Herstellers.

3.1.1 Entwicklung der LTT-Legierungen

Auf Basis des von Ohta et al. [56]-[67] vorgeschlagenen LTT-Schweißzusatzes wurde eine Matrix von acht Legierungen auf Eisenbasis erstellt (vgl. *Tabelle 3.1*). Die Elemente Chrom und Nickel wurden zur gezielten Anpassung der M_s -Temperatur genutzt und zwischen 8% und 10% (Chrom) bzw. 6%, 8%, 10% und 12% (Nickel) variiert. Chrom allein ist zwar Ferritbildner, wirkt aber zusammen mit Nickel austenitstabilisierend und eignet sich damit zur M_s -Temperaturkontrolle. Nickel ist ein starker Austenitbildner und hat großen Einfluss auf die M_s -Temperatur. Diese wurde nach *Gleichung 2.8* abgeschätzt (vgl. *Abschnitt 2.2.7.1*). Weil in diesem Ansatz Chrom und Nickel gleich gewichtet werden, ergeben sich für variierende chemische Zusammensetzungen teilweise identische M_s -Temperaturen, da die Summe beider Anteile gleich ist. Zusätzlich konnte der bei Raumtemperatur zu erwartende Anteil an Restaustenit nach Koistinen und Marburger [185] anhand der M_s -Temperaturen abgeschätzt werden. Die Werte lassen erwarten, dass die M_f -Temperatur in einigen Fällen deutlich unter Raumtemperatur liegt. Der Kohlenstoffgehalt wurde mit 0,04% konstant gehalten, um auf der einen Seite eine ausreichende Festigkeit zu erreichen und auf der anderen Seite ein sprödes Gefüge zu vermeiden. Der Mangangehalt orientiert sich mit 0,7% genau wie der Siliziumgehalt mit 0,4% am Schrifftum. Aufgrund der unter *Abschnitt 2.2.7.2* diskutierten mechanischen Eigenschaften sind für die Legierungen Zugfestigkeiten im Bereich von 1000 MPa zu erwarten.

Die Festigkeit und Kerbschlagarbeit der einzelnen Legierungen wurden erst im Rahmen dieser Arbeit ermittelt. Ebenso sind die Betrachtungen der Legierungsgefüge Teil der Ergebnisse (vgl. *Abschnitt 4.1*). Die Legierungen wurden als Schweißzusatzwerkstoff in Form rutil-basisch umhüllter Stabelektroden der Dicke 3,2 mm realisiert. Diese Art der Umhüllung vereint gute Handhabbarkeit mit guter Schweißbarkeit. Der Kerndraht der Elektroden besteht aus unlegiertem Stahl. Die jeweiligen Legierungselemente sind Bestandteil der Umhüllung. Die Fertigung der jeweils ca. 50 Elektroden erfolgte in einer speziellen Pilotanlage für Versuchschargen des Herstellers.

3 Versuchsdurchführung

Tabelle 3.1: Legierungsmatrix der LTT-Legierungen (umhüllte Stabelektroden) mit chemischer Zusammensetzung, M_s -Temperatur (nach [134]) und Restaustenitgehalt (nach [185])

Bezeichnung	Chemische Zusammensetzung in Gew.-%						M_s in °C	Restaustenitgehalt bei 25 °C
	C	Cr	Ni	Si	Mn	Fe		
Cr8Ni6	0,04	8	6	0,4	0,7	Rest	281	6,0%
Cr8Ni8	0,04	8	8	0,4	0,7	Rest	247	8,7%
Cr8Ni10	0,04	8	10	0,4	0,7	Rest	213	12,6%
Cr8Ni12	0,04	8	12	0,4	0,7	Rest	179	18,4%
Cr10Ni6	0,04	10	6	0,4	0,7	Rest	247	8,7%
Cr10Ni8	0,04	10	8	0,4	0,7	Rest	213	12,6%
Cr10Ni10	0,04	10	10	0,4	0,7	Rest	179	18,4%
Cr10Ni12	0,04	10	12	0,4	0,7	Rest	145	26,7%

Für den in *Abschnitt 3.2.7* beschriebenen Bauteilschweißversuch stand zusätzlich ein Metallpulverfülldraht der in *Tabelle 3.2* vorgestellten chemischen Zusammensetzung zur Verfügung. Die chemische Zusammensetzung entspricht demnach der der LTT-Legierung Cr10Ni10. Ähnlich den Stabelektroden besteht der umhüllende Metallmantel aus unlegiertem Stahl, während die Metallpulverfüllung alle Hauptlegierungsbestandteile enthält. Der Draht hat einen Durchmesser von 1,6 mm und stand als Drahtspule für das automatisierte Mehrlagenschweißen mittels MSG-Prozess zur Verfügung.

Tabelle 3.2: LTT-Legierung (Metallpulverfülldraht) mit chemischer Zusammensetzung, M_s -Temperatur (nach [134]) und Restaustenitgehalt (nach [185])

Bezeichnung	Chemische Zusammensetzung in Gew.-%						M_s in °C	Restaustenitgehalt bei 25 °C
	C	Cr	Ni	Si	Mn	Fe		
M-Cr10Ni10	0,04	10	10	0,4	0,7	Rest	179	18,4%

3.1.2 Grundwerkstoffe

Aufgrund seiner Festigkeit und vergleichsweise guten Schweißbarkeit wurde vornehmlich der hochfeste Feinkornbaustahl S690QL als Grundwerkstoff in den Materialstärken 6 mm und 15 mm verwendet. *Tabelle 3.3* gibt Auskunft über die chemische Zusammensetzung sowie die wichtigsten mechanischen Eigenschaften. Das Gefüge ist bainitisch-martensitisch mit feinen Karbidausscheidungen.

Tabelle 3.3: Chemische Zusammensetzung (eigene Untersuchung) und mechanische Eigenschaften (Herstellerangabe) des Werkstoffes S690QL

Chemische Zusammensetzung in Gew.-%							
C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Nb	Fe
0,116	0,402	1,52	0,498	0,481	0,111	<0,005	Rest
Mechanische Eigenschaften							
Streckgrenze in MPa		Zugfestigkeit in MPa			Bruchdehnung		
767		801			17%		

Der Baustahl S355 kam als Grundwerkstoff der Plattendicke 20 mm ausschließlich im Bauteilschweißversuch (vgl. *Abschnitt 3.2.7*) aufgrund seiner sehr guten Schweißbarkeit zum Einsatz. *Tabelle 3.4* führt die chemische Zusammensetzung und wichtige mechanische Eigenschaften auf.

Tabelle 3.4: Chemische Zusammensetzung (eigene Untersuchung) und mechanische Eigenschaften (DIN EN 10025-2:2004) des Werkstoffes S355

Chemische Zusammensetzung in Gew.-%									
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Nb	Fe
0,14	0,2	0,67	0,008	0,012	0,033	<0,01	0,035	0,005	Rest
Mechanische Eigenschaften									
Streckgrenze in MPa			Zugfestigkeit in MPa				Bruchdehnung		
355			470-630				17%		

3.2 Experimentelles

Bevor auf die Umwandlungskinetik der LTT-Legierungen eingegangen wurde, widmete sich das experimentelle Vorgehen zunächst den Umwandlungstemperaturen und den mechanischen Eigenschaften sowie dem Gefüge der Legierungen. Anschließend wurde die Umwandlungskinetik im In-situ-Beugungsversuch während des Schweißens analysiert. Weitere Analysen erfolgten zur Eigenspannungshöhe und -verteilung nach dem Schweißen in der Oberfläche variierender Probengeometrien. Die experimentellen Untersuchungen mündeten schließlich in einem Bauteilschweißversuch unter realen Fertigungsbedingungen.

3.2.1 Bestimmung der Umwandlungstemperaturen mittels Einsensor-Differenz-Thermoanalyse

Zur Ermittlung der M_s -Temperaturen der LTT-Legierungen wurde die Einsensor-Differenz-Thermoanalyse (englisch SS-DTA) in Anlehnung an die Methode nach Alexandrov und Lippold [186] adaptiert und im Rahmen dieser Arbeit erstmals für LTT-Legierungen eingesetzt. Bei diesem Verfahren werden Start- und Endpunkt von Festphasenumwandlungen anhand der Veränderungen der Steigung dT/dt eines gemessenen Temperaturverlaufs T_{mess} aufgrund der Phasentransformation detektiert. Die Veränderung wird gegenüber umwandlungsfreien Referenzdaten durch Differenzbildung ermittelt. Die Referenzdaten entstammen, im Gegensatz zur herkömmlichen DTA, keinem Experiment, sondern werden durch eine mathematische Funktion beschrieben. In dieser Arbeit wurde eine Exponentialfunktion nach *Gleichung 3.1* genutzt:

$$T_{ref}(t) = A \cdot e^{B \cdot t} + C$$

Gleichung 3.1

Die Wahl der Parameter A, B und C erfolgte individuell für die jeweiligen Temperaturverläufe. Die Temperaturdifferenz ΔT (*Gleichung 3.2*) wurde als Funktion der Zeit (*Gleichung 3.3*) oder der Temperatur (*Gleichung 3.4*) dargestellt, um schließlich die Start- und Endpunkte der jeweiligen Phasenumwandlungen ablesen zu können.

$$\Delta T = T_{ref} - T_{mess}$$

Gleichung 3.2

$$\Delta T = f(t)$$

Gleichung 3.3

$$\Delta T = f(T_{mess})$$

Gleichung 3.4

Die M_s -Temperatur wurde während eines Aufheiz- bzw. Abkühlzyklus zwischen Raumtemperatur und 850 °C ermittelt. Es kamen Proben aus reinem Schweißgut zum Einsatz, welche durch Abschmelzen der umhüllten Stabelektroden auf Kupferblech gewonnen wurden. Da das Kupfer nicht aufgeschmolzen wurde, unterlag das Schweißgut keiner chemischen

Ent- oder Aufmischung. Die Probenmasse wurde bei 3 g +/- 0,5 g relativ konstant gehalten. Zum Zwecke der Temperaturmessung wurden die Proben mit einem Thermoelement Typ K (Drahtdurchmesser 0,8 mm) mittels Kondensatorentladung versehen. Ein Infrarotofen (Juve H-Mat 221) wurde zum Aufheizen der Proben auf 850 °C verwendet. Danach wurden die Proben unverzüglich in Härteöl bis auf Raumtemperatur abgeschreckt. Dieses Vorgehen stellte eine konstante Abkühlzeit von $t_{8/5} = 3$ s sicher und ermöglichte eine zuverlässige Ermittlung der M_s -Temperatur. Da die Martensitbildung in allen Fällen auch bei Raumtemperatur nicht abgeschlossen war, wurden keine M_f -Temperaturen ermittelt. Prinzipiell ähnlich wurden die Temperaturen Ac_1 (Beginn der Austenitisierung) und Ac_3 (Ende der Austenitisierung) während des Aufheizens ermittelt.

3.2.2 Untersuchung des Werkstoffgefüges

Das Gefüge wurde mittels optischer Mikroskopie sowie EBSD charakterisiert. Komplementär kamen Elektronenstrahlmikrosonde (JEOL-Mikrosonde JXA-8900 RL) sowie Funken-spektralanalyse zur Messung der Elementverteilungen zum Einsatz. Im Zuge der optischen Mikroskopie wurden neben makroskopischen Aufnahmen vorwiegend Farbätzungen nach Lichtenegger und Bloech I (LB I) eingesetzt, da hier das martensitisch-austenitische Duplexgefüge der LTT-Legierungen entsprechend kontrastiert werden konnte. Die EBSD-Untersuchungen wurden an der Legierung Cr10Ni12 durchgeführt, da diese den höchstlegierten Vertreter der betrachteten Legierungsmatrix darstellt und hinsichtlich der gefundenen Merkmale am aussagekräftigsten war. Für die EBSD-Untersuchungen wurde durch den Grundwerkstoff unbeeinflusstes Schweißgut aus automatisierten WIG-Wiederaufschmelzschweißungen herangezogen.

3.2.3 Ermittlung der mechanischen Eigenschaften

Die mechanischen Eigenschaften aller LTT-Legierungen wurden an reinem Schweißgut in Form von Zugversuchen und Kerbschlagbiegeversuchen bei Raumtemperatur ermittelt. Die Probenherstellung erfolgte in Anlehnung an DIN EN 876:1995 und DIN EN 1597-1:1997.

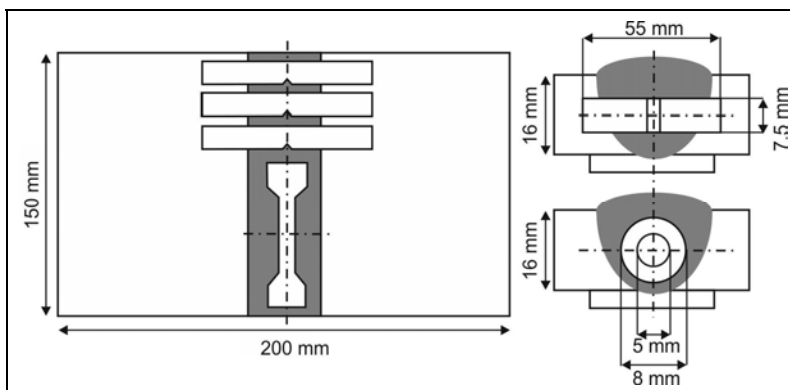


Bild 3.1: Lage von Zug- und Kerbschlagbiegeproben in der Schweißverbindung

Es wurden 16 mm dicke Bleche aus dem Baustahl S355 mit den jeweiligen LTT-Legierungen geschweißt. *Bild 3.1* zeigt die Lage der Probekörper sowie deren Abmessungen in den geschweißten Blechen. Für die Zugversuche wurden Rundproben mit einem Durchmesser von 5 mm verwendet. Die Kerbschlagbiegeversuche wurden aufgrund des Winkelverzuges der Probenschweißungen an querschnittsreduzierten Proben (7,5 mm · 10 mm) durchgeführt.

3.2.4 In-situ-Beugungsexperiment im Ofentemperaturzyklus

Die Ermittlung des Umwandlungsverhaltens anhand der Temperatur stellt nur eine indirekte Methode dar. Hingegen ermöglichen Beugungsmethoden die direkte Beobachtung des Umwandlungsverhaltens sowohl qualitativ als auch quantitativ. Aus diesem Grunde wurde das Umwandlungsverhalten der Legierungen Cr10Ni8, Cr10Ni10 und Cr10Ni12 zusätzlich mittels energiedispersiver Synchrotronbeugung im Ofenversuch untersucht. Die Legierungsauswahl erfolgte aufgrund der stark variierenden M_s -Temperaturen der genannten Legierungen und anhand des einzigen Unterscheidungsmerkmals Nickelgehalt. Es kamen Flachproben mit einer Dicke von 300 μm zum Einsatz. Der Durchmesser betrug 10 mm. Die Proben wurden aus mehrlagigem Auftragsschweißgut mittels Sägen, Drehen und Schleifen gewonnen.

Zur Erzeugung des Temperaturzyklus kam ein speziell für Diffraktometer entwickeltes Heizsystem (Antor Paar DHS 1100) zum Einsatz. Die Proben wurden mittels zweier Metallbügel auf einer AlN-Platte im Ofen fixiert. Die Temperaturkontrolle erfolgte über ein Thermoelement, welches sich in direktem Kontakt mit der Probe befand. Die Probenumgebung wurde durch eine Graphitkuppel von der Atmosphäre getrennt. Vor dem Versuch wurde die Probenkammer evakuiert und anschließend kontinuierlich mit Stickstoff gespült. Die für das Experiment relevanten Parameter sind in *Tabelle 3.5* angegeben. *Bild 3.2* zeigt das Heizsystem.



Bild 3.2: Heizsystem Antor Paar DHS 1100

Nach dem Aufheizen mit $500 \text{ K}\cdot\text{min}^{-1}$ auf $1100 \text{ }^\circ\text{C}$ wurde eine Abkühlrate von maximal $500 \text{ K}\cdot\text{min}^{-1}$ ($t_{8/5} = 70 \text{ s}$) angewendet. Die Messung erfolgte bis zu einer Temperatur von $40 \text{ }^\circ\text{C}$. Die Untersuchungen erfolgten in Reflexion, d. h. die Informationstiefe betrug etwa $100 \text{ }\mu\text{m}$. Die zeitliche Auflösung wurde maßgeblich vom Detektorsystem bestimmt und lag bei etwa $0,2 \text{ Hz}$. Als Ergebnis der Untersuchungen lagen die Umwandlungstemperaturen im Vergleich zur Einsensor-Differenz-Thermoanalyse sowie erstmals die Restaustenitgehalte und die Umwandlungskinetik vor. Die Experimente erfolgten an der Beamline EDDI des Helmholtz Zentrums Berlin. Detaillierte Informationen zum Instrument finden sich in *Abchnitt 2.3.2* und [173].

Tabelle 3.5: Mess- und Auswerteparameter des Ofenexperiments

Primärstrahl	$1 \cdot 1 \text{ mm}^2$
Sekundärstrahl	$0,03 \cdot 5 \text{ mm}^2$ (äquatorial-axial)
Beugungswinkel	$2\Theta = 6^\circ$
Messmodus	Reflexion
Zählzeit	5 s/Spektrum
Beugungslinien	Martensit: 110, 200, 211, 220 Austenit: 111, 200, 220, 311, 222
Kalibrierung	Wolframpulver
Schutzgas	Stickstoff
Maximale Heizrate	$500 \text{ K}\cdot\text{min}^{-1}$
Probendurchmesser	10 mm
Probendicke	$300 \text{ }\mu\text{m}$

3.2.5 In-situ-Beugungsexperiment während des Schweißens

Da ein wesentliches Ziel dieser Arbeit darin bestand, das Umwandlungsverhalten von LTT-Legierungen erstmals orts- und zeitaufgelöst während des Schweißens erfassen zu können, musste zunächst eine geeignete Probengeometrie ausgewählt werden. Dies geschah in Anlehnung an Arbeiten von Chihosky [187], welcher eine Flachprobe zur optischen Erfassung des Verformungsverhaltens während des Schweißens entwickelte. Des Weiteren wurde eine Vorrichtung konstruiert, welche die Positionierung der Proben beim Schweißen möglichst universell für variiere Strahleinrichtungen ermöglicht.

3.2.5.1 Auswahl einer geeigneten Probengeometrie

Aufgrund der Charakteristik der für die Untersuchungen zur Verfügung stehenden Beamline EDDI [173] des Helmholtz-Zentrums Berlin wurde entschieden, die Messungen im Transmissionsmodus durchzuführen. In dieser Messanordnung wird der gesamte Probenquerschnitt durchstrahlt, d. h. die gebeugte Strahlung enthält integrale Informationen aus dem Probenvolumen. Die Probendicke wurde zur Erreichung einerseits möglichst hoher Zeitauflösung und andererseits repräsentativer Abmessungen auf 6 mm festgelegt. Da die geplanten Messungen vollautomatisiert unter Gewährleistung hoher Reproduzierbarkeit und hoher Sicherheitsanforderungen realisiert werden mussten, kam das WIG-Schweißverfahren zum Einsatz. Da der Zusatzwerkstoff lediglich als Stabelektrode zur Verfügung stand, wurden die LTT-Legierungen zunächst auftragsgeschweißt und dann im Experiment wiederaufgeschmolzen. Zu diesem Zweck fungierte der hochfeste Werkstoff S690QL als Substrat,

auf dessen Längskante die jeweilige Legierung in mehreren Schichten aufgeschweißt wurde. Diese Schweißung erfolgte, wie in *Bild 3.3* schematisch darstellt, auf der Kante einer 100 mm · 100 mm großen Probe. Nach dem Schweißen wurden die Proben mittels Fräsen planparallel auf das entsprechende Endmaß gefertigt.

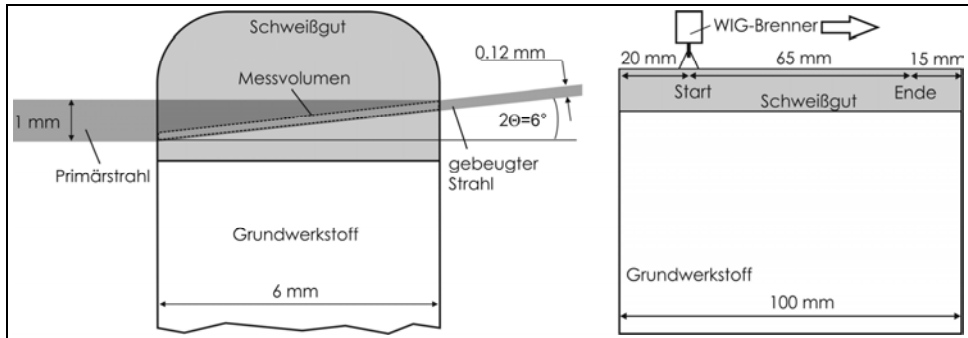


Bild 3.3: Probengeometrie, Messbereich und Strahlweg der In-situ-Beugungsexperimente während des Schweißens (schematisch)

Die Messungen erfolgten ausschließlich im Schweißgut in Abständen von 1 mm, 2 mm und 3 mm von der Schweißnahtoberkante. Das durch die primären und sekundären Strahleraperturen erzeugte Messvolumen erstreckte sich über die gesamte Probendicke und lieferte somit integrale Informationen aus dem aufgeschmolzenen Querschnitt. Die Messparameter sind in *Tabelle 3.6* angegeben. Die zeitliche Auflösung lag bei etwa 0,14 Hz.

Tabelle 3.6: Mess- und Auswerteparameter des Schweißexperiments

Primärstrahl	1 · 1 mm ²
Sekundärstrahl	0,12 · 5 mm ² (äquatorial-axial)
Beugungswinkel	2θ = 6°
Messmodus	Transmission
Zählzeit	7 s/Spektrum
Beugungslinien	Martensit: 110, 200, 211, 220 Austenit: 111, 200, 220, 311, 222
Schweißverfahren	WIG
Schutzgas	Argon 5.0
Schweißspannung	10 V
Schweißstrom	80 A
Schweißgeschwindigkeit	80 mm·min ⁻¹
Streckenenergie	0,6 kJ·mm ⁻¹
t _{8/5} -Zeit	12,8 s bis 15,8 s (abhängig von Messposition)

3.2.5.2 Konzeption und Entwicklung einer Schweiß- und Positioniereinheit

Die verwendete Schweiß- und Positioniereinheit ist eine Neukonstruktion speziell für den Einsatz an Strahlrohren von Großforschungseinrichtungen. *Bild 3.4* zeigt die einzelnen Komponenten. Aufgrund der Tatsache, dass die jeweilige Strahlquelle zumeist ortsfest ist, muss die gesamte Positionierung der Probe als auch des Schweißbrenners über die Vorrichtung erfolgen. Die Kontrolle des Systems erfolgt aus Strahlenschutzgründen fernge-

steuert mittels CNC-System. Auf der Grundplatte ist ein y-Schlitten montiert, welcher zur Höheneinstellung dient. Darauf sind zwei unabhängige x-Schlitten angebracht. Ein Schlitten trägt den WIG-Schweißbrenner. Dieser kann linear auf einer Bahn von 100 mm bewegt werden. Auf die gleiche Weise kann der andere Schlitten, welcher die Probe trägt, verfahren werden. Auf dem Probenschlitten befindet sich eine mit Kühlleitungen versehene mechanische Spannvorrichtung zur Probenaufnahme.

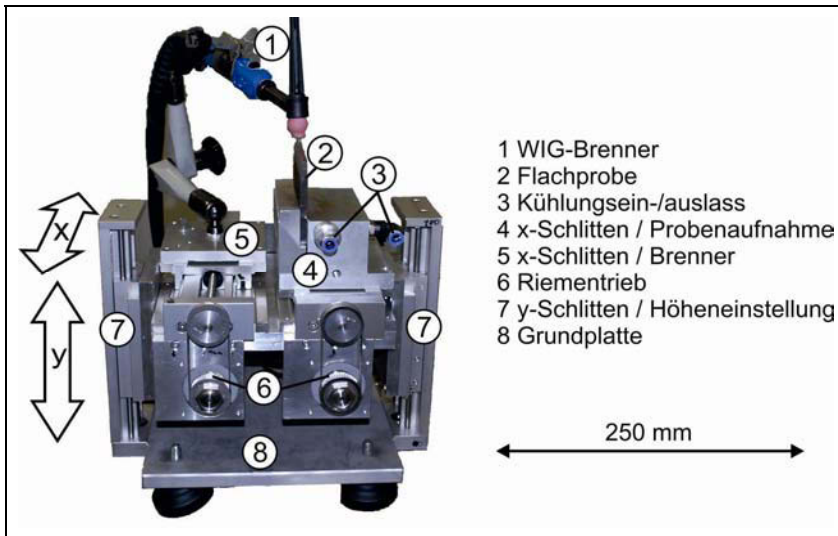


Bild 3.4: Komponenten der entwickelten Schweiß- und Positioniereinheit

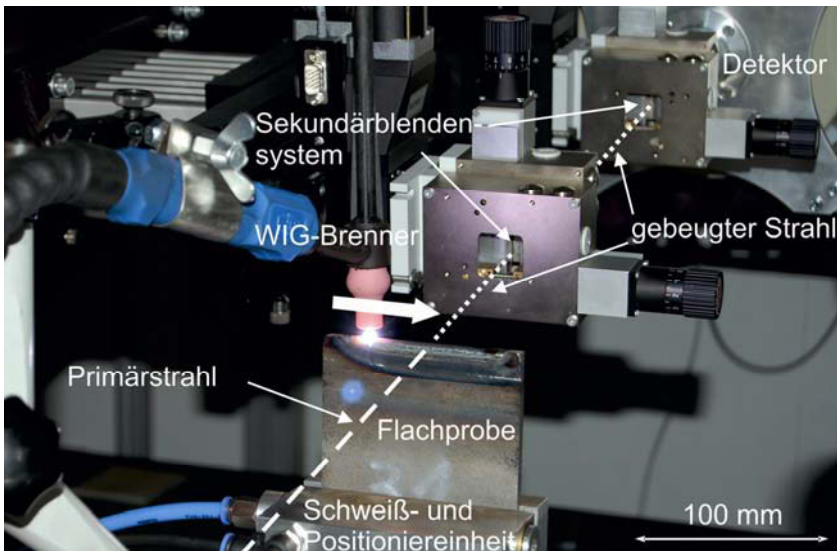


Bild 3.5: Experimenteller Aufbau des In-situ-Schweißversuchs an der Beamline EDDI des HZB Berlin mit schematischem Strahlengang

Sämtliche Messungen in dieser Arbeit mit dieser Vorrichtung wurden bei feststehender Probe und bewegtem Brenner durchgeführt. Prinzipiell bietet sich auch die Möglichkeit, quasistationäre Messungen bei fixiertem Brenner und bewegter Probe durchzuführen (vgl. *Abschnitt 2.3.1*). *Bild 3.5* zeigt die Vorrichtung während der experimentellen Durchführung. Der Strahlweg wurde schematisch ergänzt.

3.2.5.3 Ermittlung des Schweißtemperaturfeldes

Für die Messung der während der In-situ-Schweißversuche vorliegenden Temperaturen kam ein hochauflösendes, optisches Thermografiesystem (InfraTec VarioCAM®) zum Einsatz. Die Messungen wurden mit mehreren Thermoelementen des Typs K abgeglichen. *Bild 3.6* zeigt den Versuchsaufbau. Das Temperaturfeld der der Kamera 90° zugewandten Probe wurde auf diese Weise nahezu vollständig erfasst. Einzelne Bereiche von Interesse konnten nach dem Versuch mittels der Datenverarbeitungssoftware IRBIS® 3 (InfraTec) aus dem gemessenen Temperaturfeld entnommen werden und den Beugungsergebnissen zugeordnet werden. Es wurde angenommen, dass kein bzw. ein nur geringer Temperaturgradient über der Probendicke vorliegt. Die Temperaturermittlung erfolgte ex-situ identisch zu den Schweißbedingungen des In-situ-Versuchs. Zur Gewährleistung eines gleichmäßigen Emissionsgrades wurde die Probenoberfläche sandgestrahlt. *Tabelle 3.7* enthält wichtige Versuchsparameter.

Tabelle 3.7: Eigenschaften des Thermografiesystems sowie Versuchsparameter

Optische Auflösung	640 · 480 Infrarotpixel (300 µm)
Temperaturmessbereich	> 2000 °C
Thermische Auflösung	1,5 K (bis 100 °C) / 2% (> 100 °C)
Messabstand	1 m
Brennweite	50 mm
Messfrequenz	5 Hz

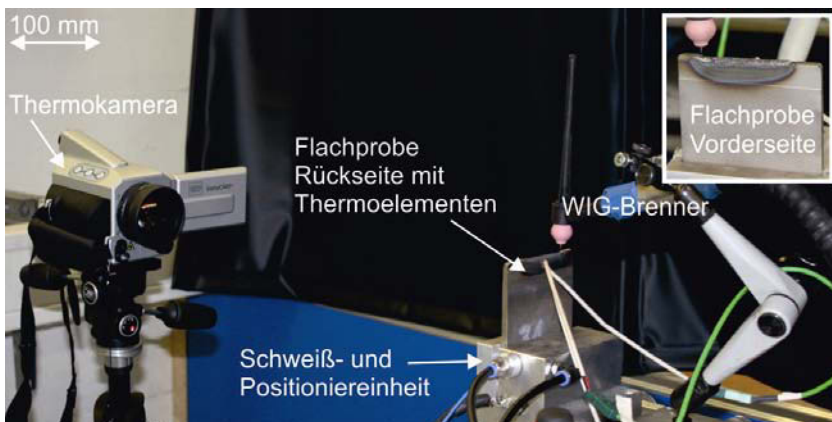


Bild 3.6: Versuchsaufbau zur Ex-situ-Temperaturermittlung mittels Thermografiesystem und Thermoelementen

3.2.5.4 Restaustenitbestimmung

Die Restaustenitbestimmung erfolgte nach der Methode der Intensitätsverhältnisse (*Gleichung 3.5*). Danach kann der Volumenanteil einer Phase (Martensit) p_α aus den Verhältnissen der Integralintensitäten der individuellen Netzebenen (hkl) gewichtet mit spezifischen Proportionalitätsfaktoren R ermittelt werden [27].

$$p_\alpha = \frac{1}{1 + \left(\frac{R_{\alpha(hkl)}}{R_{\gamma(hkl)}} \cdot \frac{I_{\gamma(hkl)}}{I_{\alpha(hkl)}} \right)}$$

Gleichung 3.5

Der Volumenanteil der zweiten Phase (Austenit) p_γ ergibt sich entsprechend *Gleichung 3.6* unter der Voraussetzung, dass keine weiteren Phasen (z. B. Karbide) vorhanden sind.

$$p_\gamma = 1 - p_\alpha$$

Gleichung 3.6

Die in *Gleichung 3.5* enthaltenen Proportionalitätswerte, die sogenannten R-Faktoren, können rechnerisch bestimmt werden. Für den hier vorliegenden energiedispersiven Fall wurde der Ansatz von Laine [188] genutzt. Danach ergibt sich der Wert R jeweils als Produkt mehrerer Faktoren, die vom betrachteten Material (Netzebene) als auch von der verwendeten Strahlung abhängen, wie *Gleichung 3.7* zeigt.

$$R = I_0(\lambda) \cdot \eta(\lambda) \cdot m \cdot |F_0|^2 \cdot e^{-2M} \cdot v^{-2} \cdot \mu^{-1}(\lambda) \cdot \lambda^3$$

Gleichung 3.7

Die netzebenenspezifischen Werte Flächenhäufigkeit m, Strukturfaktor $|F_0|$, Volumen der Elementarzellen v und Temperaturfaktor e^{-2M} lagen tabelliert vor [189] bzw. wurden gemäß *Gleichung 3.8* bis *Gleichung 3.11* bestimmt.

Der Wert M des Temperaturfaktors e^{-2M} kann für kubische Kristallstrukturen gemäß *Gleichung 3.8* und *Gleichung 3.9* abgeschätzt werden [189]. Die darin auftretenden Debye-Temperaturen entstammen [190] für Ferrit und [191] für Austenit. Da die in dieser Arbeit betrachteten Phasenumwandlungen lediglich unterhalb 230 °C auftraten, wurde der Temperaturfaktor e^{-2M} vereinfacht jeweils nur für Raumtemperatur ($T = 25$ °C) bestimmt.

$$M = \frac{6h^2T}{mk\Theta^2} \left[\phi \left(\frac{\Theta}{T} \right) + \frac{\Theta}{4T} \right] \cdot \left(\frac{\sin \Theta}{\lambda} \right)^2$$

Gleichung 3.8

mit

$$\frac{6h^2T}{mk\Theta^2} = \frac{1,15 \cdot 10^4 T}{A\Theta^2}$$

Gleichung 3.9

Die Strukturfaktoren $|F_{0\alpha}|$ und $|F_{0\gamma}|$ können nach Gleichung 3.10 und Gleichung 3.11 aus den Atomformfaktoren f bestimmt werden [189].

$$|F_{0\alpha}|^2 = 4f^2$$

Gleichung 3.10

$$|F_{0\gamma}|^2 = 16f^2$$

Gleichung 3.11

Die an der Beamline EDDI zur Verfügung stehende Auswertesoftware zur Bestimmung der Integralintensitäten der jeweiligen Beugungslinien enthält bereits Korrekturen der aufgenommenen Spektren hinsichtlich der variierenden Primärstrahlintensität $I_0(\lambda)$ und der linearen Absorptionskoeffizienten $\mu(\lambda)$ der Strahlung. Der Wirkungsgrad $\eta(\lambda)$ des Detektorsystems ist im betrachteten Energiespektrum als konstant angesehen worden [192]. Da in Gleichung 3.5 jeweils das Verhältnis zweier netzebenen-spezifischer R-Faktoren gebildet wird, muss dieser Wert bei der Auswertung nicht mehr berücksichtigt werden.

3.2.6 Eigenspannungsanalysen

3.2.6.1 Eigenspannungsmessung in Zweilagenschweißverbindungen

Die Eigenspannungsmessung erfolgte nach der $\sin^2\psi$ -Methode [176] (vgl. Abschnitt 2.3.2). Zunächst wurden die Eigenspannungen an zweilagig mit LTT-Legierungen geschweißten 6 mm dicken Blechen aus dem hochfesten Feinkornstahl S690QL mittels Laborröntgenstrahlung ermittelt. Die Bleche wurden im spannungsarmgeglühten Zustand unter den in Tabelle 3.8 aufgeführten Parametern mit 60° V-Nahtvorbereitung geschweißt.

Tabelle 3.8: Parameter des E-Handsweißens

Schweißverfahren	Lichtbogenhandschweißen
Schweißspannung (Mittelwert)	26 V
Schweißstrom	Wurzellage: 95 A Decklage: 115 A
Schweißgeschwindigkeit	ca. 2 mm·s ⁻¹
Streckenenergie	Wurzellage: ca. 1,2 kJ·mm ⁻¹ Decklage: ca. 1,5 kJ·mm ⁻¹

Zur Eigenspannungsmessung kam das in Bild 3.7 gezeigte mobile Röntgendiffraktometer (Stresstech G3) zum Einsatz. Die Mess- und Auswerteparameter sind in Tabelle 3.9 angeführt. Die Auswertung beschränkte sich aufgrund der verwendeten CrK_α -Strahlung auf den 211-Beugungsreflex des Ferrits/Martensits. Die Probenform und den Messbereich zeigt Bild 3.8.



Bild 3.7: Mobiles Röntgendiffraktometer Stresstech G3

Tabelle 3.9: Mess- und Auswerteparameter der Eigenspannungsmessung mittels mobilem Röntgendiffraktometer

Messmethode	$\sin^2\psi$
Fokus	2 mm (Rundblende)
Strahlung	CrK_α
Strom	30 kV
Spannung	9 mA
Beugungslinie	Ferrit/Martensit: 211
$E\{211\}$	220000 MPa
$v\{211\}$	0,28
Zählzeit	10 s
K_β -Filter	Vanadium
ψ -Bereich	-45° bis 45° (7 Kippungen)
Messrichtungen	$\phi = 0^\circ$ Schweißnahtlängsrichtung $\phi = 90^\circ$ Schweißnahtquerrichtung
Auswertung	Peak Fit: Pearson VII
Untergrundabzug	konstant 20%

Zusätzliche Messungen unter Anwendung energiedispersiver Synchrotronbeugung wurden an identischen Schweißnähten aller Legierungen mit Ausnahme von Cr8Ni6 und Cr10Ni6 an der Beamline EDDI des HZB durchgeführt. Die Eigenspannungsauswertung konnte hier auf die Austenitphase ausgedehnt werden. Durch Kenntnis der jeweiligen Phasengehalte wurden die Makro eigenspannungen nach *Gleichung 2.6* ermittelt.

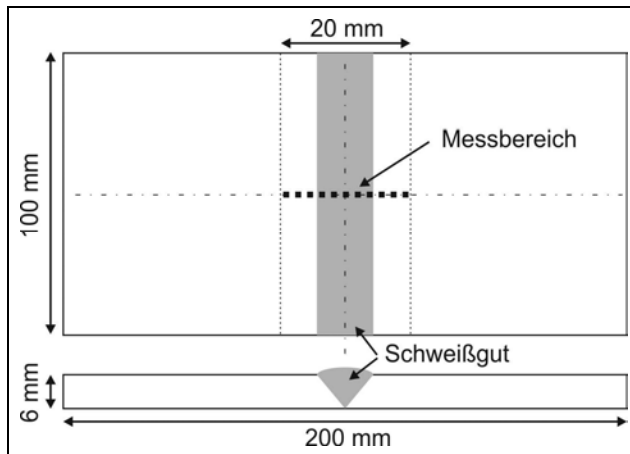


Bild 3.8: Probenform und Eigenspannungsmessbereich für zweilagige Schweißnähte am hochfesten Feinkornstahl S690QL mit einer Plattendicke von 6 mm

Außerdem wurde von der in *Abschnitt 2.3.2* erläuterten Möglichkeit der Erfassung von Eigenspannungstiefengradienten im Eindringbereich der Strahlung Gebrauch gemacht. Die Mess- und Auswerteparameter beinhaltet *Tabelle 3.10*. *Bild 3.9* zeigt exemplarisch eine Probe auf dem Diffraktometer mit schematisch angedeutetem Strahlweg. Für die Auswertung konnte auf eine an der Beamline vorliegende Mathematica®-basierte Software zurückgegriffen werden.

Tabelle 3.10: Mess- und Auswerteparameter der Eigenspannungsmessung mittels energiedispersiver Synchrotronbeugung (Zweilagenschweißungen)

Messmethode	$\sin^2\psi$
Primärstrahl	1 · 1 mm ²
Sekundärstrahl	0,03 · 5 mm ² (äquatorial · axial)
Beugungswinkel	$2\Theta = 6^\circ$ und $2\Theta = 14^\circ$
Messmodus	Reflexion
Beugungslinien	Ferrit/Martensit: 110, 200, 211, 220, 310, 321 Austenit: 111, 200, 220, 311, 400, 420
Diffraktionselastische Konstanten	$s_1(hkl)$ und $\frac{1}{2}s_2(hkl)$ berechnet aus Einkristallkonstanten nach Eshelby/Kröner-Modell
ψ -Bereich	0° bis 80° (23 Kippungen)
Zählzeit	100 s/Spektrum
Messrichtungen	$\phi = 0^\circ$ Schweißnahtlängsrichtung $\phi = 90^\circ$ Schweißnahtquerrichtung
Auswertung	Peak Fit: Pseudo Voigt, Gauß
Kalibrierung	Wolframpulver

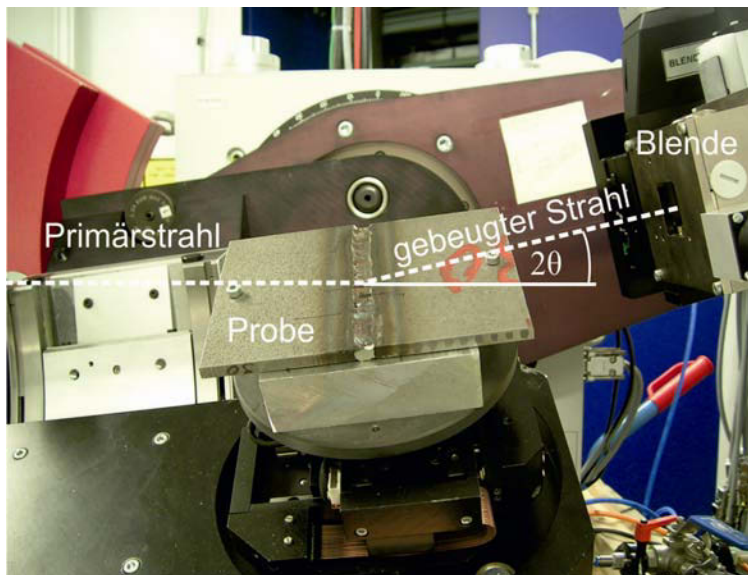


Bild 3.9: Geschweißte Probe auf dem Diffraktometer mit schematischem Strahlengang

3.2.6.2 Eigenspannungsmessung in Mehrlagenschweißverbindungen

Analog zu den Zweilagenschweißverbindungen wurden Mehrlagenschweißverbindungen der Legierungen Cr10Ni8 und Cr10Ni10 untersucht. Die Auswahl fiel auf diese Legierungen aufgrund der Möglichkeit, den Einfluss der Austenitphase mit deren ausgeprägtem Volumenanteil zu untersuchen. Die Schweißungen erfolgten nach den in *Tabelle 3.11* aufgeführten Parametern an 15 mm dicken Blechen mit 60° V-Nahtvorbereitung des Werkstoffes S690QL in sieben Lagen. Die Bleche wurden vor dem Schweißen gemäß den Herstellerempfehlungen spannungsarmgeglüht. Den Eigenspannungsmessbereich auf der Probe zeigt *Bild 3.10*. Die Mess- und Auswerteparameter enthält *Tabelle 3.12*.

Tabelle 3.11: Parameter des E-Handschweißens

Schweißverfahren	Lichtbogenhandschweißen	
Schweißspannung (Mittelwert)	26 V	
Schweißstrom	Wurzellage:	95 A
	Zwischenlagen und Decklage:	115 A
Schweißgeschwindigkeit	ca. 2 mm·s ⁻¹	
Streckenenergie	Wurzellage:	ca. 12 kJ·cm ⁻¹
	Zwischenlagen und Decklage:	ca. 15 kJ·cm ⁻¹

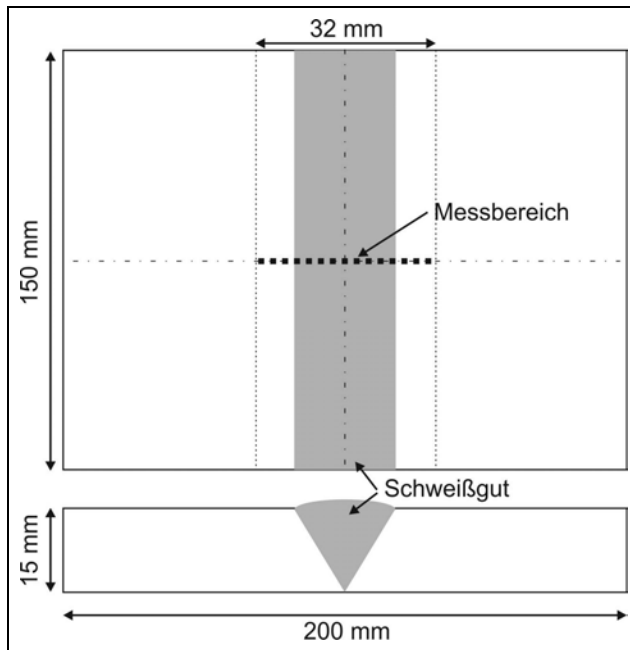


Bild 3.10: Probenform und Eigenspannungsmessbereich für mehrlagige Schweißnähte am hochfesten Feinkornstahl S690QL mit einer Plattendicke von 15 mm

Tabelle 3.12: Mess- und Auswerteparameter der Eigenspannungsmessung mittels energiedispersiver Synchrotronbeugung (Mehrlagenschweißungen)

Messmethode	$\sin^2\psi$
Primärstrahl	1 · 1 mm ²
Sekundärstrahl	0,03 · 5 mm ² (äquatorial · axial)
Beugungswinkel	$2\Theta = 14^\circ$
Messmodus	Reflexion
Beugungslinien	Ferrit/Martensit: 110, 200, 211, 220 Austenit: 111, 200, 220, 311, 222
Diffractionselastische Konstanten	$s_1(hkl)$ und $\frac{1}{2}s_2(hkl)$ berechnet aus Einkristallkonstanten nach Eshelby/Kröner-Modell
ψ -Bereich	0° bis 82° (23 Kippungen)
Zählzeit	100 s/Spektrum
Messrichtungen	$\phi = 0^\circ$ Schweißnahtlängsrichtung $\phi = 90^\circ$ Schweißnahtquerrichtung
Auswertung	Peak Fit: Pseudo Voigt, Gauß
Kalibrierung	Wolfraampulver

3.2.6.3 Eigenspannungsmessung in den Wiederaufschmelzschweißungen (In-situ-Beugungsexperiment)

Zusätzliche Eigenspannungsmessungen wurden gemäß *Bild 3.11* anhand der Proben der in *Abschnitt 3.2.5* beschriebenen In-situ-Schweißungen vollzogen. Beginnend bei 1 mm unterhalb der Schweißnahtoberkante wurden fünf Messungen in Schrittweiten von jeweils 0,5 mm durchgeführt. Die Messpunkte entsprechen somit den in den In-situ-Beugungsanalysen gewählten Orten, ergänzt durch jeweils einen zusätzlichen Punkt dazwischen. Die Mess- und Auswerteparameter finden sich zusammengefasst in *Tabelle 3.13*. Wie im In-situ-Beugungsexperiment während des Schweißens wurde der Probenquerschnitt vollständig durchstrahlt. Die Eigenspannungen repräsentieren somit integrale Werte aus dem Probenvolumen. Zu Vergleichszwecken wurden Eigenspannungsmessungen unter identischen Bedingungen von WIG-Blindschweißungen des Grundwerkstoffes S690QL herangezogen.

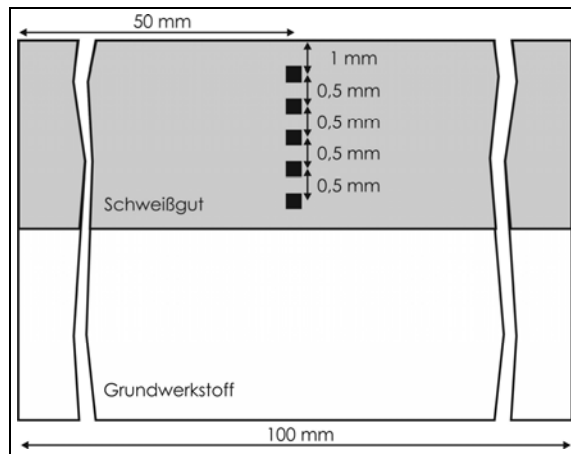


Bild 3.11: Lage der Eigenspannungsmesspunkte in der Schweißprobe, schematisch

Tabelle 3.13: Mess- und Auswerteparameter der Eigenspannungsmessung mittels energiedispersiver Synchrotronbeugung (Wiederaufschmelzschweißungen)

Messmethode	$\sin^2\psi$
Primärstrahl	1 · 1 mm ²
Sekundärstrahl	0,12 · 5 mm ² (äquatorial · axial)
Beugungswinkel	$2\Theta = 6^\circ$
Messmodus	Transmission
Beugungslinien	Ferrit/Martensit: 110, 200, 211, 220, 310, 321 Austenit: 111, 200, 220, 311, 400, 420
Diffractionselastische Konstanten	$s_1(hkl)$ und $\frac{1}{2}s_2(hkl)$ berechnet aus Einkristallkonstanten nach Eshelby/Kröner-Modell
ψ -Bereich	0° bis 90° (21 Kippungen)
Zählzeit	100 s/Spektrum
Messrichtungen	$\phi = 0^\circ$; Schweißnahtlängsrichtung
Auswertung	Peak Fit: Pseudo Voigt, Gauß
Kalibrierung	Wolframpulver

3.2.7 Großanlage zur Prüfung und Simulation von Bauteilschweißungen

Die Großanlage zur Prüfung und Simulation von Bauteilschweißungen, Prüfkraft ± 16 MN (GAPSI 16) ist eine unikale Prüfeinrichtung der Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung und dient vorrangig der dreidimensionalen Analyse des mechanischen Bauteilverhaltens während des Schweißens realitätsnaher Mehrlagenverbindungen. Das Prüfsystem arbeitet servohydraulisch und ist auf Kräfte bis 16 MN ausgelegt. *Bild 3.12* zeigt die Anlage schematisch.

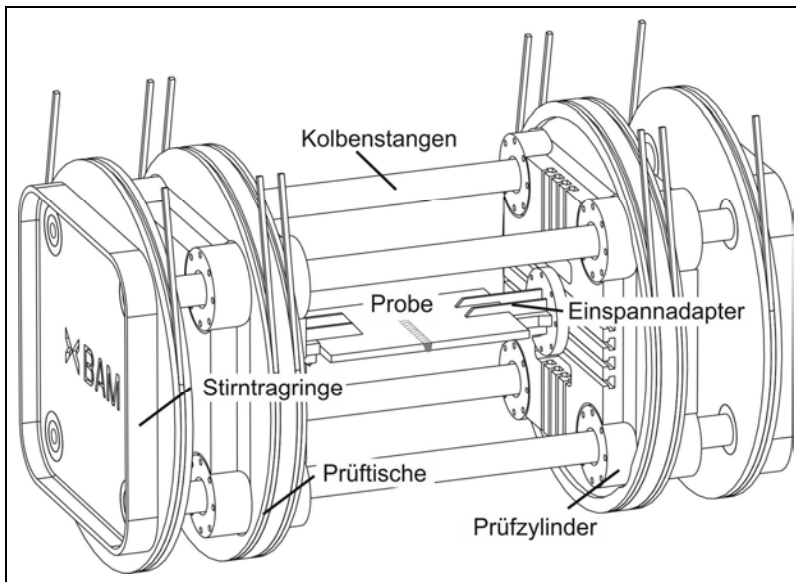


Bild 3.12: Schematischer Aufbau des Prüfsystems GAPSI 16

Die vier Kolbenstangen sind symmetrisch zwischen zwei Stirntragrings eingespannt und bilden einen steifen Rahmen. Die Probe wird über modulare Einspannadapter mit zwei Prüftischen verbunden. Die Probeneinspannung erfolgt durch Schweißen. Die Prüftische sind frei beweglich auf den Kolbenstangen angeordnet und mit acht unabhängig voneinander arbeitenden Zylindereinheiten versehen. Während des Versuchs arbeitet das System weggeregelt, d. h. der Abstand zwischen Prüftischen und Stirntragrings wird durch die unabhängig voneinander geregelten Prüfzylinder konstant gehalten. Die Probe wird so am Schrumpfen gehindert und damit fest eingespannt. Die Wärmeeinbringung des Schweißprozesses verursacht thermische Dehnungen, welche Reaktionskräfte im Gesamtsystem zur Folge haben. Diese Reaktionskräfte werden anhand der in den Kolbenstangen auftretenden elastischen Dehnungen registriert. Zusätzlich können die im System wirkenden Kräfte anhand des Öldrucks in den Prüfzylindern erfasst werden. Durch die Messung in allen vier Prüfzylindern kann neben den auftretenden Kräften auch auf Biegemomente um die Schweißnahtlängsachse sowie um die Achse in Dickenrichtung geschlossen werden. Die Steifigkeit des Prüfsystems beträgt $2143,37 \text{ kN}\cdot\text{mm}^{-1}$ [193]. Unter Berücksichtigung der verwendeten Schweißnahtlänge (500 mm) ergibt sich so ein Einspanngrad [194] in Nahtquerrichtung von $R_{Fy} = 4,29 \text{ kN}\cdot\text{mm}^{-1}\cdot\text{mm}^{-1}$.

3.2.7.1 Probengeometrie

Der Versuch erfolgte an Blechen des Stahls S355 mit den Abmessungen 500 mm · 270 mm · 20 mm (Länge · Breite · Dicke). Die V-Nahtvorbereitung (60° Öffnungswinkel, analog *Abschnitt 3.2.6*) wurde nach dem Einschweißen der Probenhälften durch Brennschneiden und Schleifen erzeugt. Der Versuchsaufbau wird in *Bild 3.13* gezeigt. Die Stirnseiten der Proben sind im Bereich der Schweißnaht mit An- und Auslaufstücken versehen worden, um einen konstanten Nahtquerschnitt über der Probenlänge zu gewährleisten. Das Schweißen erfolgte in 17 Raupen, wie in *Bild 3.14* schematisch dargestellt. Die während des Schweißens vorherrschenden Temperaturen wurden mittels vier Thermoelementen in der WEZ kontinuierlich aufgezeichnet. Der Abstand der Thermoelemente zur Schweißnahtflanke betrug 3 mm.

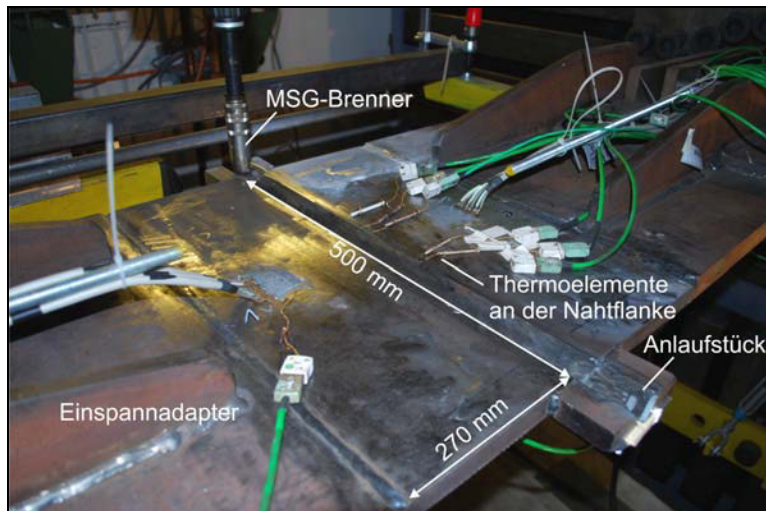


Bild 3.13: Probe vor dem Versuch in GAPS I 16 mit applizierten Thermoelementen

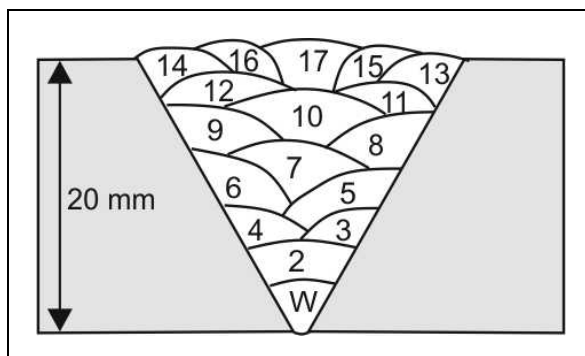


Bild 3.14: Schematischer Nahtaufbau mit 17 Raupen

3.2.7.2 Schweißparameter

Der zum Einsatz gekommene Metallpulverfülldraht (vgl. *Abschnitt 3.1.1*) wurde mit dem MSG-Verfahren geschweißt, wobei sich ein Argon-Sauerstoff-Gemisch als beste Schutzgasvariante in Vorversuchen herausstellte. Wichtige Schweißparameter gibt *Tabelle 3.14* wieder.

Tabelle 3.14: Parameter des MSG-Schweißens im Bauteilschweißversuch

Schweißverfahren	MSG
Schutzgas	99% Ar / 1% O ₂ (18 l·min ⁻¹)
Schweißspannung	11,4 V
Schweißstrom	314 A
Schweißgeschwindigkeit	65 cm·min ⁻¹
Streckenenergie	3,3 kJ·cm ⁻¹ (Mittelwert aus Einzelraupen)
Zwischenlagentemperatur	75 °C

3.2.7.3 Eigenspannungsmessung

Die röntgenografische Eigenspannungsmessung erfolgte mittels mobilem Röntgendiffraktometer (Stresstech G3) in der martensitischen Phase des Schweißgutes sowohl in Nahtquer- als auch Nahtlängsrichtung nach dem vollständigen Abkühlen der Probe unter wirkender Einspannung in der Probenoberfläche. Die Mess- und Auswerteparameter sind in *Tabelle 3.15* wiedergegeben.

Tabelle 3.15: Mess- und Auswerteparameter der Eigenspannungsmessung mittels mobilem Röntgendiffraktometer (Bauteilschweißversuch)

Messmodus	sin ² ψ
Fokus	2 mm (Rundblende)
Strahlung	CrK _α
Strom	30 kV
Spannung	9 mA
Beugungslinie	Ferrit/Martensit: 211
E{211}	220000 MPa
v{211}	0,28
Zählzeit	10 s
K _β -Filter	Vanadium
ψ-Bereich	-45° bis 45° (je 7 Kippungen)
Messrichtungen	φ = 0° Schweißnahtlängsrichtung φ = 90° Schweißnahtquerrichtung
Auswertung	Peak Fit: Pearson VII und Kreuzkorrelation
Untergrundabzug	linear 10%

3.3 Versuchsprogramm

Das Versuchsprogramm ist in *Tabelle 3.16* zusammenfassend dargestellt.

Tabelle 3.16: Versuchsprogramm (Grau hinterlegte Felder bedeuten durchgeführte Untersuchungen.)

Untersuchung		LTT-Legierung							
		Cr8Ni6	Cr8Ni8	Cr8Ni10	Cr8Ni12	Cr10Ni6	Cr10Ni8	Cr10Ni10	Cr10Ni12
Mechanische Eigenschaften	Gefüge								
	Zugversuch								
	Kerbschlagbiegeversuch								
Einsensor-Differenz-Thermoanalyse									
In-situ-Beugungsexperimente im Ofentemperaturzyklus	Umwandlungstemperatur								
	Umwandlungskinetik								
In-situ-Beugungsexperimente während des Schweißens	Umwandlungstemperatur								
	Umwandlungskinetik								
Eigenspannungen	WIG-Wiederaufschmelzung								
	Zweilagenschweißverbindung								
	Mehrlagenschweißverbindung								
Bauteilschweißversuch									

4 Ergebnisse und Diskussion

4.1 Einfluss der chemischen Zusammensetzung auf das Werkstoffgefüge

Im Folgenden wird zunächst das vorliegende Gefüge der verwendeten LTT-Legierungen allgemein diskutiert, bevor auf schweißnahtgeometrie- bzw. schweißprozessspezifische Merkmale eingegangen wird. *Bild 4.1* zeigt die resultierenden Gefüge der LTT-Legierungen nach dem Schweißen mit dem Lichtbogenhandprozess unbeeinflusst vom verwendeten Grundwerkstoff. Die einzelnen Schlibfbilder weisen übereinstimmend die Merkmale eines feinen martensitischen Gefüges auf (vgl. *Bild 4.2*). Mit zunehmendem Anteil an Nickel zeigen sich vermehrt hell angeätzte Bereiche, welche auf die lokale Ungleichverteilung der Hauptlegierungselemente Chrom und Nickel zurückgeführt werden können. Die Präsenz dieser Bereiche offenbart den überwiegend zellularen Charakter der Gefüge, wobei die Zellen selbst niedriger legiert sind als die interzellularen Regionen (vgl. *Bild 4.3*).

Die zellulare Ausprägung des Gefüges ist ein Indiz für eine primär austenitische Erstarrung. Dies ist im Einklang mit der Abschätzung nach Hammar und Svensson [195], welche es erlaubt, basierend auf Chrom-Nickel-Äquivalenten die Primärerstarrungsart vorherzusagen. Demnach zeigen alle Legierungen der vorliegenden Arbeit einen Quotienten der Chrom-Nickel-Äquivalente nach Hammar und Svensson kleiner 1,5, was der primär austenitischen Erstarrung entspricht. Die vorwiegend zellulare Struktur verbunden mit einer primär austenitischen Erstarrung wurde übereinstimmend von Martinez Diez [132] und Saida et al. [26] an entsprechend Cr-Ni-legierten Werkstoffen beobachtet.

Weiterhin zeigen die Kristalle eine stängelige Struktur, welche vornehmlich auf die gerichtete Wärmeableitung während des Schweißens zurückgeführt werden kann. Dies wird besonders in *Bild 4.3* deutlich. Darin zeigt das linke Teilbild eine ungefähr vertikale Orientierung der Kristalllängsachsen zur Schlibfebene. Demgegenüber sind die Kristalle im rechten Teilbild hauptsächlich senkrecht zur Schlibfebene orientiert. Der Grund liegt an der unterschiedlichen Wärmeflussrichtung in beiden Fällen, welche jeweils der Orientierung der Kristalllängsachsen entspricht.

Die primär austenitische Erstarrung ist durch eine gleichsinnige Seigerung von Chrom und Nickel gekennzeichnet. Diese Legierungselemente reichern sich während der Erstarrung bevorzugt in der unterkühlten Schmelze an. Dies führt dazu, dass die zuerst erstarrten Bereiche ärmer an Chrom und Nickel sind als die zuletzt erstarrende interzelluläre Restschmelze. Dieser chemische Gradient zeigt sich klar in den Farbätzungen nach *Bild 4.1* und *Bild 4.4*. Er nimmt mit steigendem Gesamtlegierungsgehalt (Cr+Ni) zu, was ab einem Nickelgehalt von 10% zur Ausprägung netzartiger Mikroseigerungszone im Gefüge führt. Das Auftreten von Deltaferrit ist aufgrund der hier betrachteten chemischen Zusammensetzungen nicht zu erwarten und dementsprechend nicht nachweisbar.

Es ist davon auszugehen, dass das ausgeprägte Seigerungsnetzwerk vorwiegend der austenitischen Phase zugeordnet werden kann. Die Chrom- und Nickelpräsenz ist an diesen Stellen so hoch, dass die Martensitbildung bis auf Raumtemperatur unterdrückt wird, was auch in [26] und [132] beobachtet wurde.

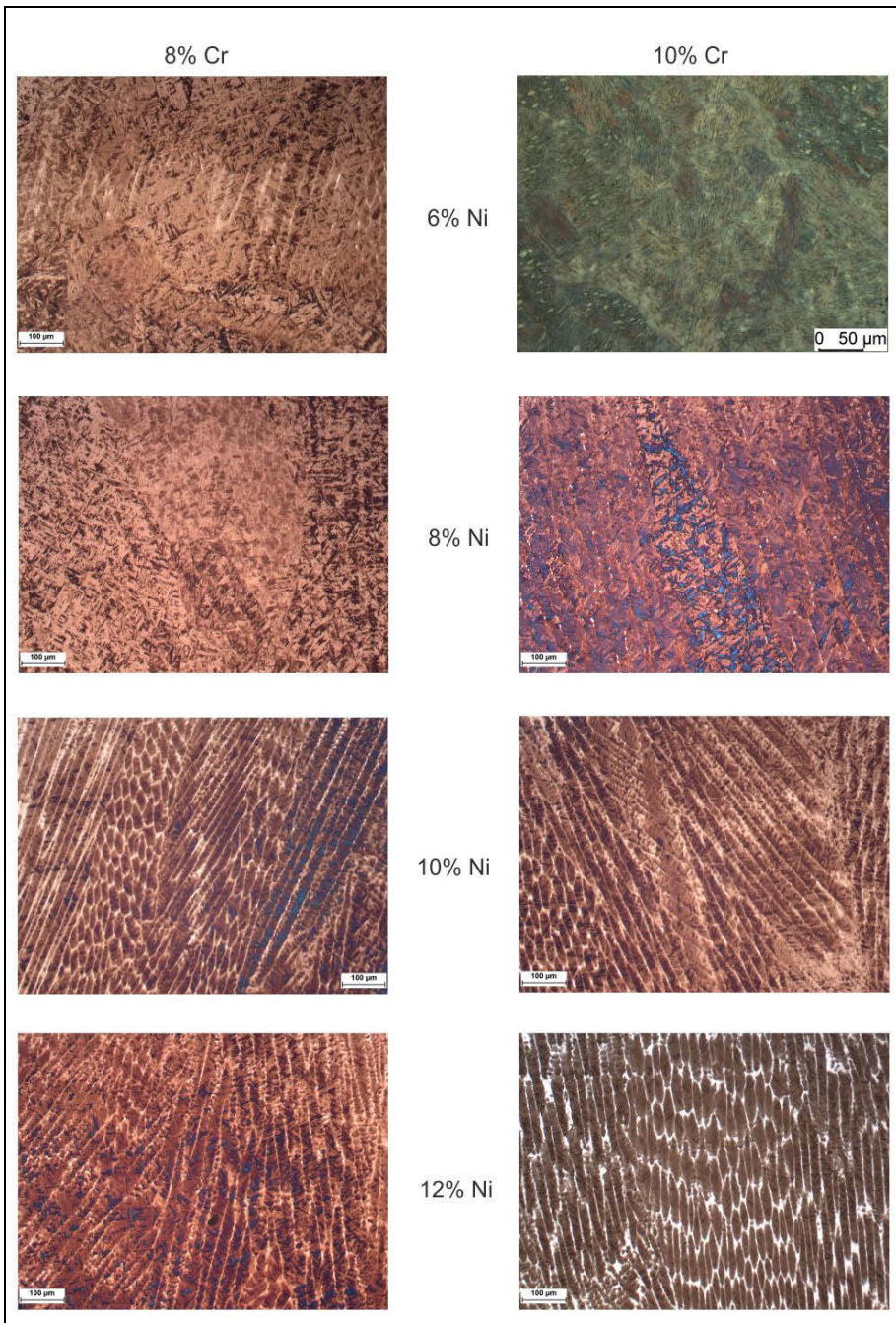


Bild 4.1: Übersichtsaufnahme der LTT-Schweißgüter nach dem Lichtbogenhandschweißen

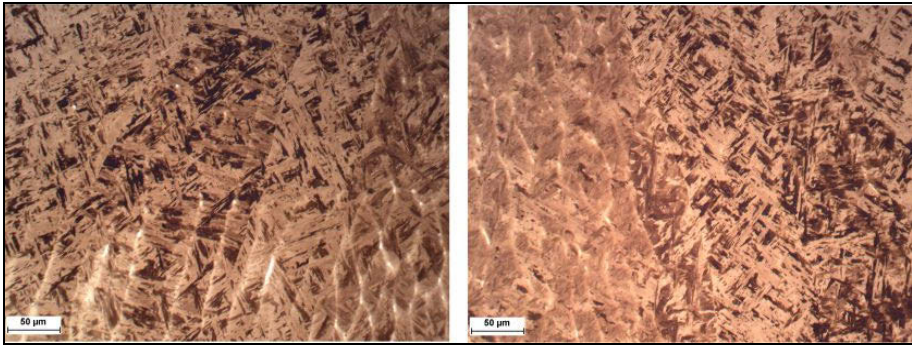


Bild 4.2: Detailaufnahmen des vorwiegend martensitischen Gefüges der Legierungen Cr8Ni6 (links) und Cr8Ni8 (rechts)

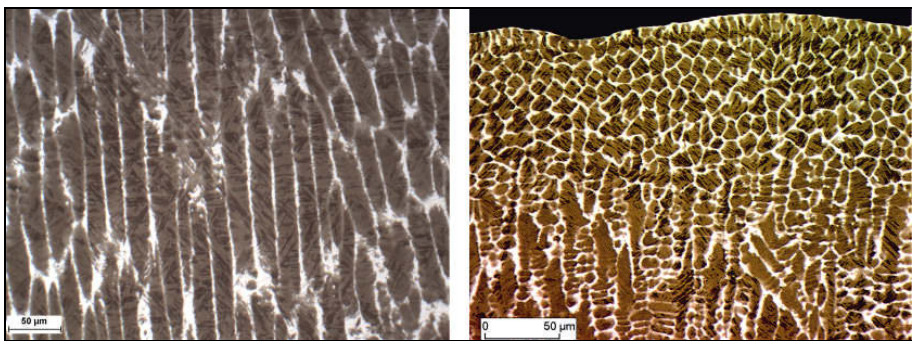


Bild 4.3: Detailaufnahmen der Zellstruktur unter variierenden Orientierungen mit dunklen Martensitbereichen und hellen Austenitbereichen der Legierung Cr10Ni12

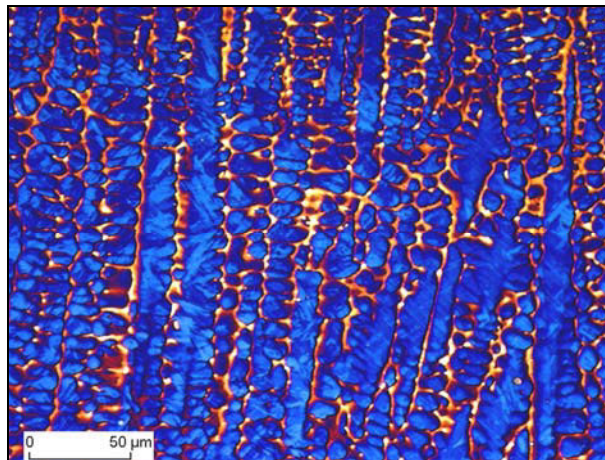


Bild 4.4: Ausgeprägte Mikrosegregationen zwischen dem Zellinneren und den interzellularen Bereichen der Legierung Cr10Ni10

4.1.1 Zweilagenschweißverbindungen

Die Verarbeitung der LTT-Legierungen in Form umhüllter Stabelektroden führte aufgrund des nicht automatisierbaren Lichtbogenhandschweißprozesses zu leicht variierenden Nahterscheinungsbildern. Dennoch lassen sich generelle Merkmale im Zusammenhang mit den verwendeten Schweißnahtgeometrien identifizieren. *Bild 4.5* zeigt den Querschliff einer zweilagigen Schweißnaht unter Verwendung der Legierung Cr10Ni10. Darin zeichnen sich, ebenso wie bei den anderen Legierungen, vier Bereiche differenter Ausprägung ab, welche im Folgenden anhand der Legierungen Cr10Ni8, Cr10Ni10 und Cr10Ni12 exemplarisch diskutiert werden.

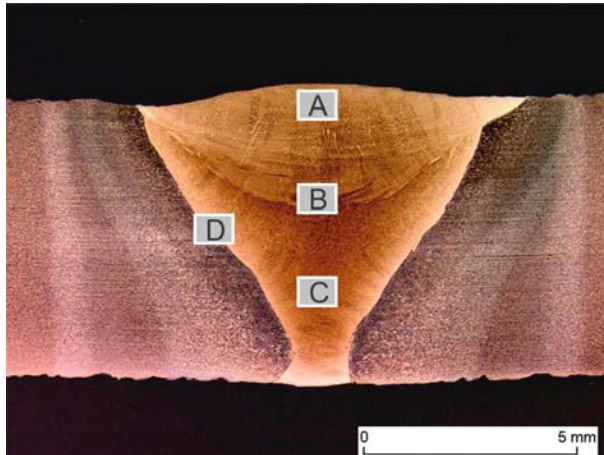


Bild 4.5: Übersichtsaufnahme einer Schweißnahtverbindung der Legierung Cr10Ni10 an 6 mm S690QL, Lage der Mikroschliffbilder: A) Decklage, B) Übergang Decklage-Wurzel, C) Wurzel, D) Übergang Schweißgut-WEZ

Der Bereich A in der Decklage zeigt die vom Grundwerkstoff unbeeinflussten Zonen, in denen sich die eingangs des *Abschnittes 4.1* diskutierten Merkmale deutlich zeigen. Das überwiegend zellulare, martensitische Gefüge ist von netzartigen Mikroseigerungen durchzogen. Mit höherem Nickelgehalt nimmt deren Ausprägung zu (vgl. *Bild 4.6*).

Der Übergang zur Wurzellage (Bereich B) zeichnet sich in den einzelnen Schliffbildern relativ scharf ab. Die Seigerungszonen sind in der Wurzel (Bereich C) erheblich schwächer ausgebildet, was auf die erneute Wärmeeinbringung während des Schweißens der Decklage zurückzuführen ist. Offenbar führt diese bekannte und in der praktischen Anwendung ausgenutzte Anlasswirkung während des Schweißens zur Auflösung bzw. Abschwächung der Seigerungszonen. Die dabei über Ac_1 bzw. Ac_3 erhitzten Bereiche wandeln bei Abkühlung erneut in Martensit um.

Auch die WEZ des Grundwerkstoffes grenzt sich zum Schweißgut scharf ab. *Bild 4.7* lässt in diesem Zusammenhang das bainitisch dominierte Gefüge gegenüber dem Martensit des Schweißgutes erkennen. Wie aus *Bild 4.5* hervorgeht, wird die Grenzfläche Schweißgut-WEZ (Bereich D) größtenteils durch die Wurzel gebildet. Nur in einem schmalen Bereich an der Blechoberseite tritt eine Grenzfläche Decklage-WEZ auf. Dieses besondere Merkmal ist

auf den manuellen Schweißprozess zurückzuführen, der nur eine geringe Variation der Abschmelzmenge zulässt.

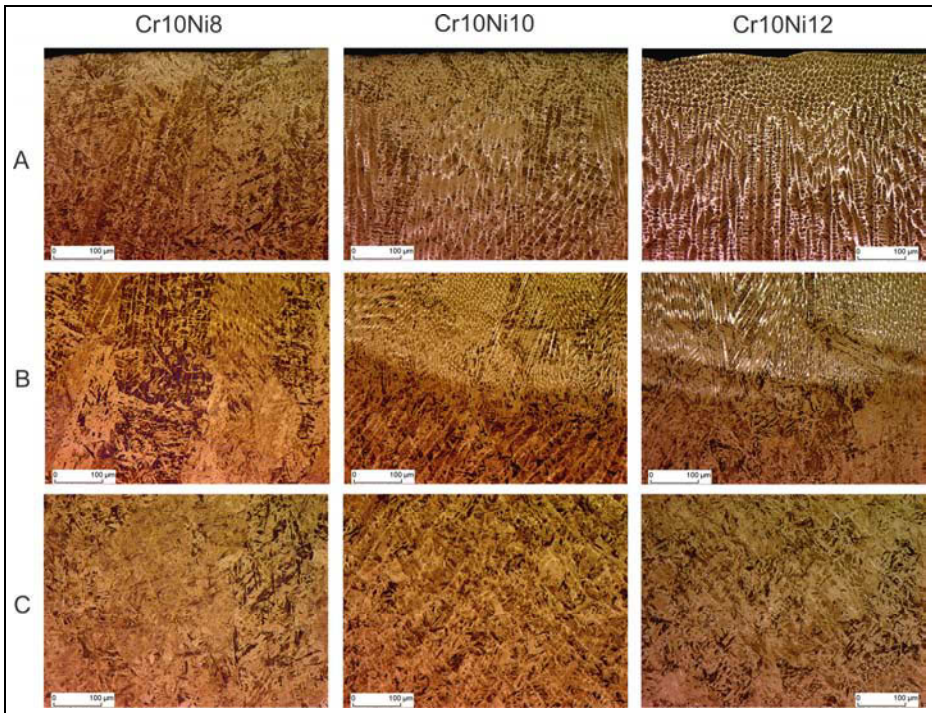


Bild 4.6: Detailaufnahmen der Legierungen Cr10Ni8, Cr10Ni10 und Cr10Ni12 in A) Decklage, B) Übergang Decklage-Wurzel und C) Wurzel

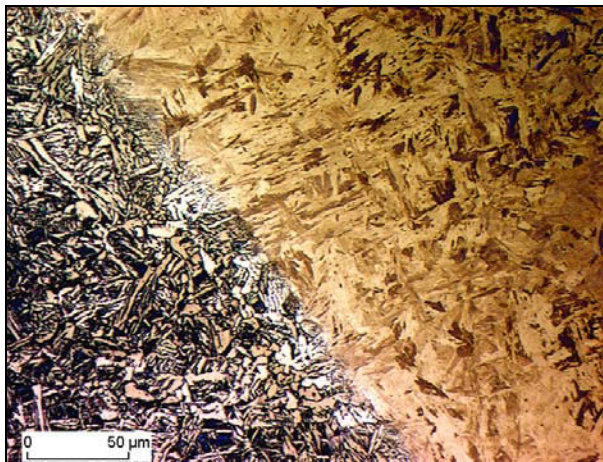


Bild 4.7: Übergang des Schweißgutes der Legierung Cr10Ni10 zur WEZ des Grundwerkstoffes (entspricht Bereich D in Bild 4.5)

Der Grundwerkstoff S690QL zeigt entsprechend der schweißtechnischen Verarbeitung und der damit verbundenen Wärmeeinbringung die Merkmale grob- und feinkörniger Wärmeeinflusszonen.

Komplementäre Untersuchungen widmeten sich der chemischen Zusammensetzung in den einzelnen Schweißgütern. Mittels Funkenspektralanalyse wurde entlang der Nahtoberfläche in acht Messpunkten der Gehalt der Hauptlegierungselemente Cr, Ni, C, Mn und Si gemessen. Die in *Tabelle 4.1* dargestellten Werte stellen Mittelungen dieser Messungen dar. Zusätzlich ist jeweils die Differenz zur Sollzusammensetzung (vgl. *Tabelle 3.1*) angegeben. Die Nahtüberhöhung wurde vor den Messungen mittels Schleifen abgetragen. Die Messwerte lassen erkennen, dass die Chromgehalte meist gegenüber den Sollwerten zurückgehen. Die maximale Abweichung wird mit -0,8 Gew.-% registriert. Auch die Nickelgehalte erfahren eine Abnahme. Deren Maximum beträgt -1,4 Gew.-%. Bedeutsam ist, dass die größten Nickelgehaltsabweichungen jeweils bei den Legierungen mit 12% Nickel zu verzeichnen sind. Alle anderen LTT-Legierungen zeigen etwa gleiche Abweichungen zwischen 0,5 Gew.-% und 0,7 Gew.-%. Die Abnahme der Legierungselemente Chrom und Nickel hängt mit der beim Schweißen nicht zu vermeidenden Aufmischung, genauer Entmischung, zusammen, da das Schweißgut aus hochlegiertem Zusatzwerkstoff und niedriglegiertem Grundwerkstoff gebildet wird. Auffallend ist, dass die Menge an Kohlenstoff im Mittel jeweils um etwa 0,03 Gew.-% zunimmt. Diese nahezu Verdopplung der Sollzusammensetzung kann ebenfalls auf die Aufmischung mit dem Grundwerkstoff zurückgeführt werden. Dessen C-Gehalt beträgt 0,116% (vgl. *Tabelle 3.3*). Aus dem gleichen Grund kommt es zu einer Zunahme des Mn-Gehaltes zwischen 0,2 Gew.-% und 0,4 Gew.-%. Der Si-Gehalt zeigt dagegen kaum Veränderungen.

Tabelle 4.1: Mittels Funkenspektralanalyse ermittelte chemische Zusammensetzung in der Decklage der zweilagigen Schweißverbindungen (in Klammern die Differenz zur Sollzusammensetzung)

LTT-Legierung	Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
	C	Cr	Ni	Si	Mn	Fe
Cr8Ni6	0,08 (+0,04)	7,6 (-0,4)	5,4 (-0,6)	0,3 (-0,1)	1,0 (+0,3)	Rest
Cr8Ni8	0,07 (+0,03)	8,1 (+0,1)	7,5 (-0,5)	0,4 (±0)	1,0 (+0,3)	Rest
Cr8Ni10	0,07 (+0,03)	7,8 (-0,2)	9,5 (-0,5)	0,4 (±0)	1,1 (+0,4)	Rest
Cr8Ni12	0,07 (+0,03)	7,3 (-0,7)	10,6 (-1,4)	0,4 (±0)	1,1 (+0,4)	Rest
Cr10Ni6	0,08 (+0,04)	9,2 (-0,8)	5,4 (-0,6)	0,3 (-0,1)	0,9 (+0,2)	Rest
Cr10Ni8	0,07 (+0,03)	9,5 (-0,5)	7,3 (-0,7)	0,4 (±0)	1,1 (+0,4)	Rest
Cr10Ni10	0,06 (+0,02)	9,6 (-0,4)	9,4 (-0,6)	0,4 (±0)	1,1 (+0,4)	Rest
Cr10Ni12	0,08 (+0,04)	9,2 (-0,8)	10,8 (-1,2)	0,4 (±0)	1,0 (+0,3)	Rest

Die Ergebnisse zeigen, dass beim Schweißen mit einer Abnahme der Hauptlegierungselemente Chrom und Nickel im Bereich von 1 Gew.-% im Vergleich zur Sollzusammensetzung der LTT-Legierungen gerechnet werden muss. Diese Veränderung sollte einerseits zu einer

Zunahme der M_s -Temperatur führen. Andererseits kann aufgrund der starken Kohlenstoffzunahme ein entgegengesetzter Effekt auf die M_s -Temperatur erwartet werden.

4.1.2 Mehrlagenschweißverbindungen

Die geschweißten Mehrlagenverbindungen an 15 mm dicken Blechen werden exemplarisch anhand der verwendeten Legierung Cr10Ni8 in *Bild 4.8* dargestellt. Ähnlich den zweilagigen Blechen zeigen sich Besonderheiten in den Gefügen der Decklage, Wurzel und im Übergang zur WEZ.

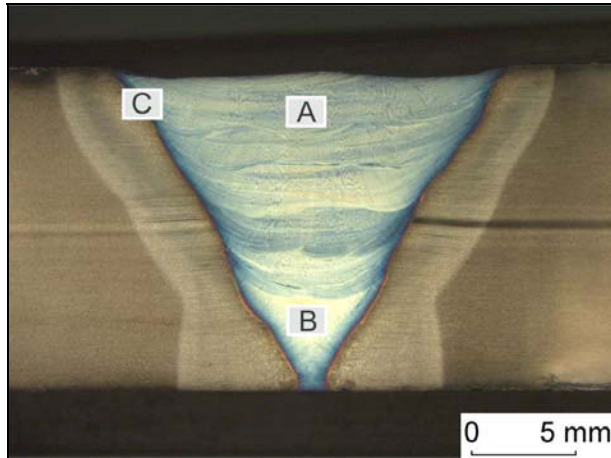


Bild 4.8: Übersichtsaufnahme einer Schweißnahtverbindung der Legierung Cr10Ni8 an 15 mm S690QL, Lage der Mikroschliffbilder: A) Decklage, B) Wurzel, C) Übergang Schweißgut-WEZ

Bild 4.9 zeigt die Merkmale der Deck- und Wurzellage anhand 500facher Vergrößerung des Gefüges. Die zellulare Struktur ist auch hier wiederzufinden, wobei die Mikroseigerungen wiederum vermehrt im Falle der Legierung Cr10Ni10 mit dem höheren Nickelgehalt auftreten und breitere Bereiche zwischen den Zellkernen ausfüllen. Der angelassene Wurzelbereich weist deutlich geringere Seigerungen auf, lässt jedoch den zellularen Aufbau des Gefüges in der 500fachen Vergrößerung noch erkennen.

Im Vergleich zur Zweilagenschweißung stellt die Wurzel im Falle der 15 mm dicken Bleche nur etwa ein Drittel der Grenzfläche zur WEZ des Grundwerkstoffes. Der in den Mehrlagenverbindungen zunehmend auftretende Übergang der Fülllagen zur WEZ ist in *Bild 4.10* dargestellt. Die Grenzflächen weisen einen schmalen Saum vergleichsweise niedrig legierten Gefüges (dunkel angeätzt) auf, an die sich unmittelbar die erstarrungsbedingte Zellstruktur anschließt. Epitaktisches Aufwachsen der Zellen ist nicht auszumachen, jedoch zeigen diese eine Ausrichtung übereinstimmend zum Wärmefluss in Richtung des Grundwerkstoffes.

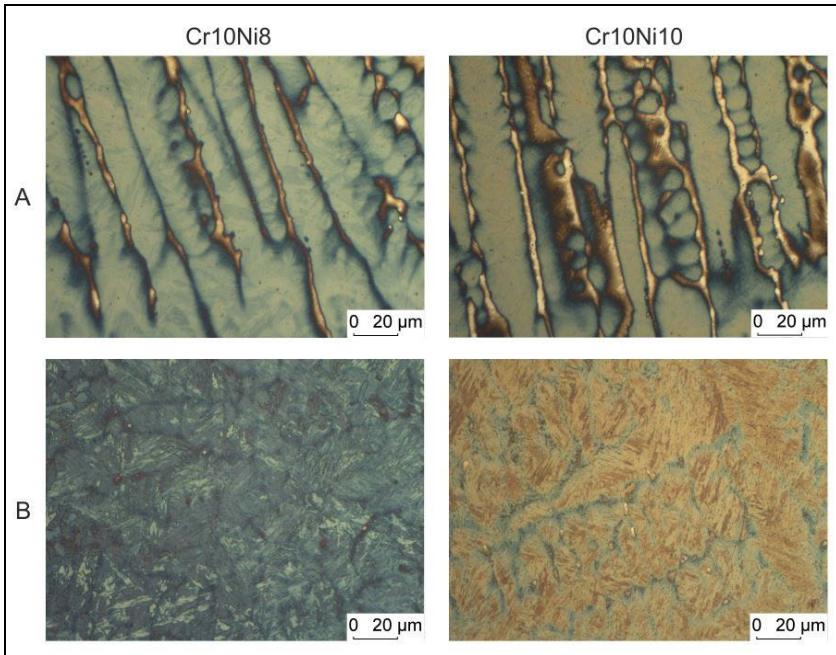


Bild 4.9: Detailaufnahmen der Legierungen Cr10Ni8 und Cr10Ni10 in A) Decklage und B) Wurzel.

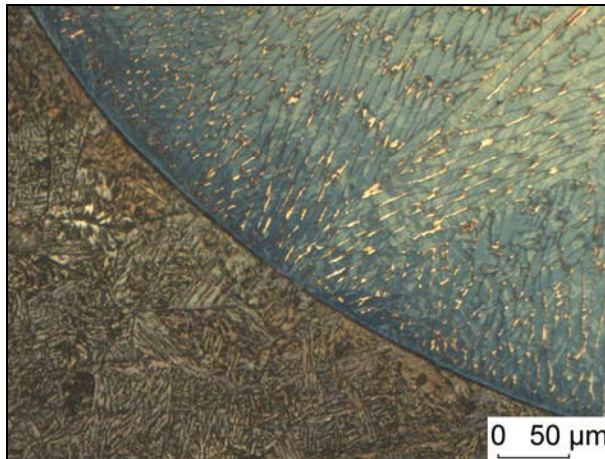


Bild 4.10: Übergang des Schweißgutes der Legierung Cr10Ni10 zur WEZ des Grundwerkstoffes (entspricht Bereich C in Bild 4.8)

4.1.3 Wiederaufschmelzschweißungen (In-situ-Beugungsexperiment)

Die in den In-situ-Beugungsversuchen durchgeführten WIG-Wiederaufschmelzschweißungen zeigt beispielhaft *Bild 4.11*. Durch die fehlende seitliche Stützwirkung des Grundwerkstoffes bildete sich aufgrund der Schwerkraft und der Oberflächenspannung der Schmelze die dargestellte runde Schweißgutform aus. Von Bedeutung für die In-situ-Untersuchungen sind die Bereiche an der Schweißgutoberfläche und in der Schweißgutmitte.

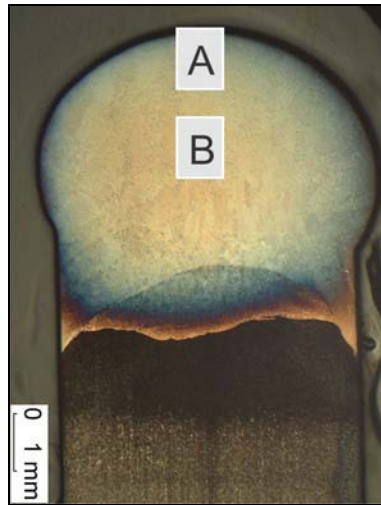


Bild 4.11: Übersichtsaufnahme der WIG-Wiederaufschmelzung der Legierung Cr8Ni12 (Probe aus In-situ-Beugungsexperiment), Lage der Mikroschliffbilder: A) Schweißgutoberfläche, B) Schweißgutmitte

Prinzipiell zeigten die nach dem Wiederaufschmelzen vorliegenden Gefüge die bereits nach dem Lichtbogenhandschweißen aufgetretenen Merkmale. So weist das in *Bild 4.12* gezeigte Gefüge an der jeweiligen Schweißgutoberseite die mit erhöhtem Legierungsgehalt korrelierende Seigerungsneigung auf. Die Zellstruktur ist klar erkennbar und orientiert sich stark in der Richtung des Wärmeflusses, welcher im betrachteten Bereich entgegengesetzt zur Schweißrichtung wirkt. Aufgrund der konstanten Schweißgeschwindigkeit des automatisierten WIG-Prozesses zeigt sich dieses Merkmal hier besonders deutlich. Demgegenüber variiert der manuelle Lichtbogenhandprozess, beispielsweise aufgrund von Pendelbewegungen, stärker, was teilweise abweichende Kristallwachstumsrichtungen bedingt.

Eine Zusammenfassung der Gefüge in Schweißgutmitte in Abhängigkeit von der Legierungszusammensetzung liefert *Bild 4.13*. Alle bereits erwähnten Merkmale zeigen sich auch in diesem Nahtbereich. Die Zellorientierung ist hier nicht so homogen wie im oberen Schweißgutbereich. Vielmehr zeigen sich wechselnde Zellausrichtungen aufgrund variierender Erstarrungsrichtungen. Insgesamt kann festgestellt werden, dass die WIG-Wiederaufschmelzschweißungen dem Lichtbogenhandschweißprozess hinsichtlich der Gefügeausbildung und den diskutierten mikrostrukturellen Merkmalen entsprechen.

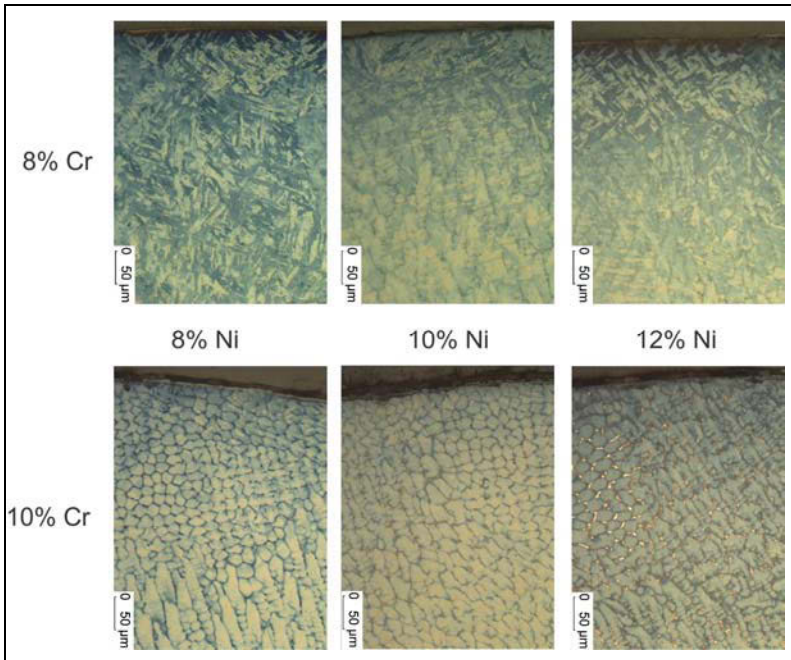


Bild 4.12: Oberer Bereich des WIG-Wiederaufschmelzschweißguts in Abhängigkeit der Legierungselemente Chrom und Nickel

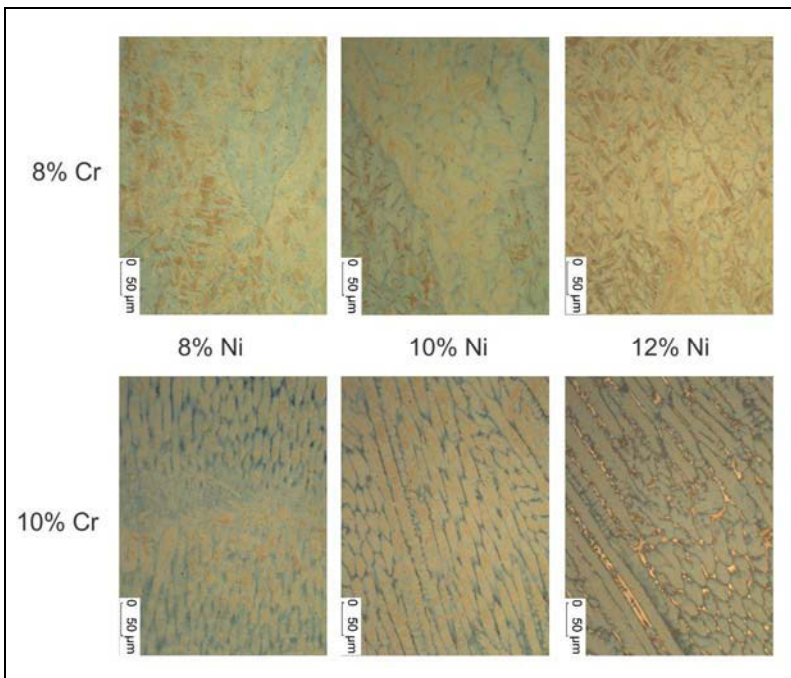


Bild 4.13: Schweißgutmitte nach WIG-Wiederaufschmelzung in Abhängigkeit der Legierungselemente Chrom und Nickel

4.1.4 Bestimmung der Elementverteilungen mittels Elektronenstrahlmikroanalyse

Zur Bestätigung der in den vorangegangenen Abschnitten diskutierten Mikroseigerungserscheinungen wurde die Elektronenstrahlmikroanalyse herangezogen. Neben der zellularen Struktur als Indiz für primär austenitische Erstarrung sollte die Verteilung der Elemente Chrom und Nickel als weiterer Hinweis darauf überprüft werden.

Bild 4.14 beinhaltet die Verteilung der Elemente Chrom und Nickel exemplarisch für das Schweißgut der Legierung Cr10Ni12. Zunächst fällt auf, dass die Verteilung ausgeprägten Schwankungen unterliegt. Es finden sich Regionen maximalen Chromgehalts von 8,5% und maximalen Nickelgehalts von 10%. Beide Werte liegen somit unterhalb der Sollzusammensetzung. Der Verlust von 1,5% Chrom ist zum einem auf den beim Schweißen typischen Abbrand zurückzuführen. Zum anderen ist mit Entmischung in den Grundwerkstoff zu rechnen. Für den Rückgang der chemischen Zusammensetzung um 2% Nickel trifft nur letzteres zu, da Abbrandverluste hier nicht auftreten.

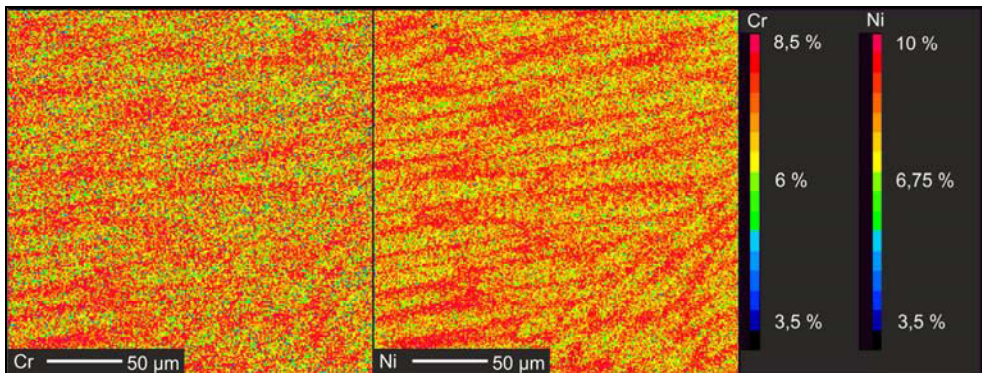


Bild 4.14: Verteilung der Hauptlegierungselemente Chrom und Nickel im Schweißgut der Legierung Cr10Ni12

Das Seigerungsbild gibt eindeutig die Zellstruktur des Schweißgutes wieder, was durch den Maßstab zusätzlich bestätigt wird. Dabei wird deutlich, dass die Zellkerne gegenüber den interzellularen Bereichen deutlich niedriger legiert sind. Die im Ätzbild indizierte gleichsinnige Seigerung der Hauptlegierungselemente Chrom und Nickel wird hierdurch bestätigt und weist in hohem Maße auf das Vorliegen einer primär austenitischen Erstarrung hin.

Bild 4.15 zeigt schließlich die Elementverteilung des Chroms und Nickels im Randbereich des Schweißgutes. Die WEZ des niedriglegierten Grundwerkstoffes zeigt keine Chrom- und Nickelsignale oberhalb 3,5%. Der in *Bild 4.10* bereits identifizierte schmale Saum im Grenzbereich zeigt deutlich abgesenkte Chrom- und Nickelgehalte gegenüber den weiter entfernten Bereichen des Schweißgutes. Die gleichsinnige Seigerung der betrachteten Legierungselemente ist auch im Randbereich des Schweißgutes auszumachen, wobei sich die Zellstruktur, wie im Schlifffbild festgestellt, unmittelbar an den schmalen Grenzbereich anschließt.

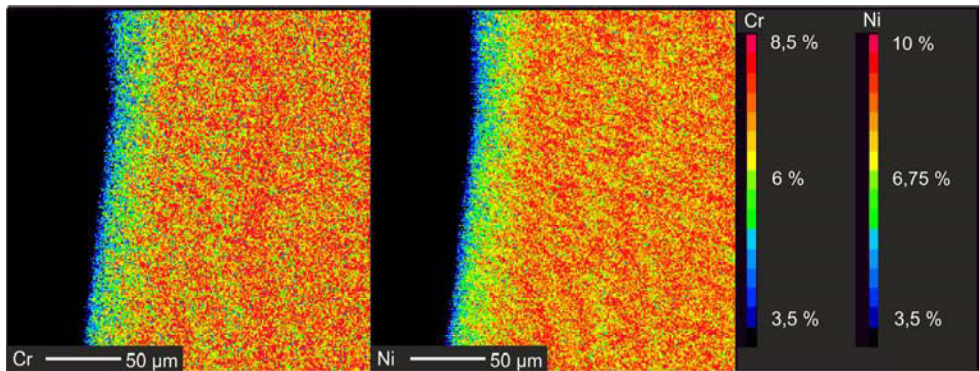


Bild 4.15: Verteilung der Hauptlegierungselemente Chrom und Nickel im Übergang vom Schweißgut der Legierung Cr10Ni12 in den Grundwerkstoff

4.1.5 Qualitative Phasenanalyse mittels EBSD

Der Einsatz von EBSD erlaubt eine Unterscheidung zwischen den im Messbereich vorliegenden Phasen. Bild 4.16 offenbart, dass sich das Gefüge der exemplarisch ausgewählten Legierung Cr10Ni12 aus Martensit und Austenit zusammensetzt. Aufgrund der Schlibfbilder (vgl. Bild 4.1 und Bild 4.2) kann die mittels EBSD gemessene krz-Phase als Martensit identifiziert werden. Die EBSD-Aufnahme zeigt zwei Bereiche unterschiedlicher Zellorientierung. Während das linke Teilbild in Bild 4.16 den bereits hinsichtlich mikrostruktureller Merkmale diskutierten Schweißgutrandbereich (vgl. Bild 4.12) darstellt, zeigt das rechte Teilbild einen Bereich in Schweißgutmitte (vgl. Bild 4.13). Der Randbereich weist dabei relativ homogen verteilte, punktuelle Austenitzonen auf. Diese liegen in den interzellularen, zuletzt erstarrten Bereichen. Die Austenitzonen sind teilweise untereinander verbunden.

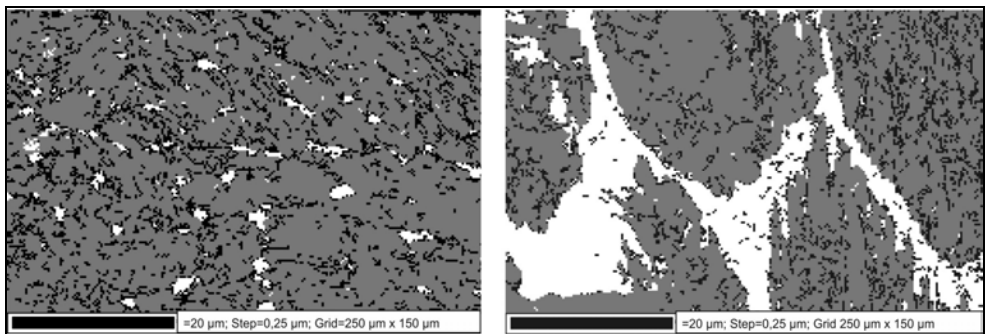


Bild 4.16: EBSD-Aufnahmen im Schweißgutrandbereich (links) und in Schweißgutmitte (rechts) der Legierung Cr10Ni12; Martensit (grau) und interzellulärer Austenit (weiß), nicht aufzulösende Bereiche (schwarz)

Die rechte Aufnahme in Bild 4.16 weist im Gegensatz dazu ein sehr breites Netzwerk interzellularen Austenits auf. Vereinzelt finden sich auch sehr feine Austenitinseln im Zellinneren. Die Austenitverteilung entspricht damit lokal den in den Farbätzungen und mittels Elektronenstrahlmikrosonde beobachteten Merkmalen einer gleichsinnigen Seigerung von Chrom und Nickel verbunden mit einer primär austenitischen Erstarrung. Es ist anzuneh-

men, dass der Restaustenitgehalt mit zunehmendem Chrom- und Nickelgehalt ebenfalls zunimmt, da die nachgewiesenen Seigerungserscheinungen ebenso dieses Verhalten zeigen.

Wie bereits erwähnt, ist das erstarrungsbedingte Auftreten eines chemischen Gradienten der Grund für den Erhalt von Restaustenit auch bei Raumtemperatur, da die Martensitbildung örtlich unterdrückt wird. Daraus folgt, dass sich bei Vorliegen eines chemischen Gradienten auch ein entsprechend gradueller Beginn der Martensitbildung einstellen sollte.

Zusammenfassend kann festgestellt werden, dass das Gefüge der untersuchten LTT-Legierungsmatrix in hohem Maße von der chemischen Zusammensetzung bestimmt wird. Die einzelnen Legierungen weisen graduelle Merkmale auf, die klar mit dem Legierungsgehalt korrelieren. Höhere Chrom- und Nickelgehalte führen demnach zu zunehmender Ausprägung eines interzellularen Seigerungsnetzwerkes aus Chrom und Nickel, welches vornehmlich austenitisch ist. Die Zellkerne sind dagegen martensitisch.

4.2 Einfluss der chemischen Zusammensetzung auf die mechanischen Eigenschaften

4.2.1 Zugversuch

Die Ergebnisse der einzelnen Zugversuche sind in *Bild 4.17* aus Gründen der Übersichtlichkeit zunächst nur für die Legierungen mit 8% Chrom dargestellt. Dabei bleibt festzuhalten, dass alle Legierungen ein ähnliches Spannungsdehnungsverhalten aufweisen. Die erreichten Zugfestigkeiten liegen alle oberhalb von 1000 MPa. Die Bruchdehnungen erreichen etwa 12%, die Gleichmaßdehnung liegt jeweils über 5%. Eine ausgeprägte Streckgrenze ist nicht auszumachen, jedoch ist für die Legierung Cr8Ni12 der Übergang vom elastischen in den plastischen Bereich durch eine kurze, überproportionale Dehnungszunahme gekennzeichnet.

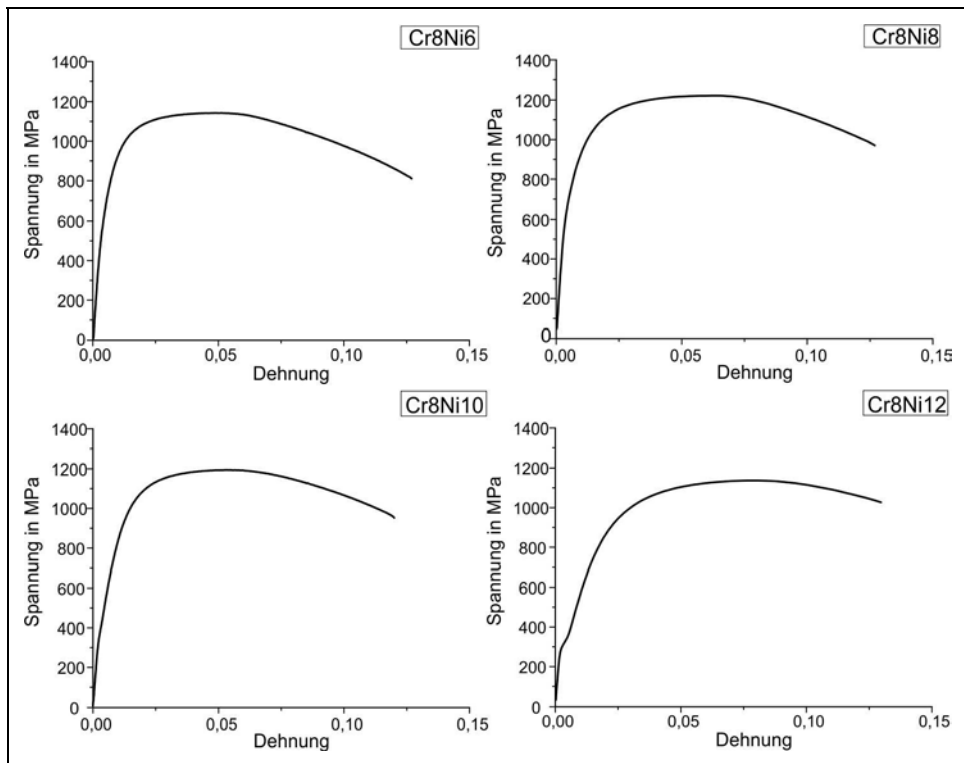


Bild 4.17: Spannungsdehnungsverhalten der LTT-Legierungen mit 8% Chrom

Ein ähnliches Spannungsdehnungsverhalten ist in *Bild 4.18* für die Legierungen mit 10% Chrom vorzufinden. Allerdings zeigt sich der eingangs beschriebene, ausgeprägte Übergang vom elastischen in das plastische Materialverhalten hier bereits ab einem Nickelgehalt von 10%. Die Legierung Cr10Ni12 weist das Merkmal einer ausgeprägten Streckgrenze mit einem Spannungsabfall zwischen oberer und unterer Streckgrenze auf. Dieses Fließverhalten kann auf die Versetzungsblockierung mit zunehmenden Anteil an Legierungselementen

zurückzuführen sein, obwohl substituierte Fremdatome wie Chrom und Nickel gegenüber interstitiell gelösten eine weitaus geringere Wirkung in Bezug auf die Bildung einer ausgeprägten Streckgrenze haben. Zudem ist dieses Verhalten auch für Nickellegierungen bekannt [196]. Die Zugfestigkeiten der Legierungen Cr10Ni6 und Cr10Ni8 zeigen hohe Werte über 1000 MPa.

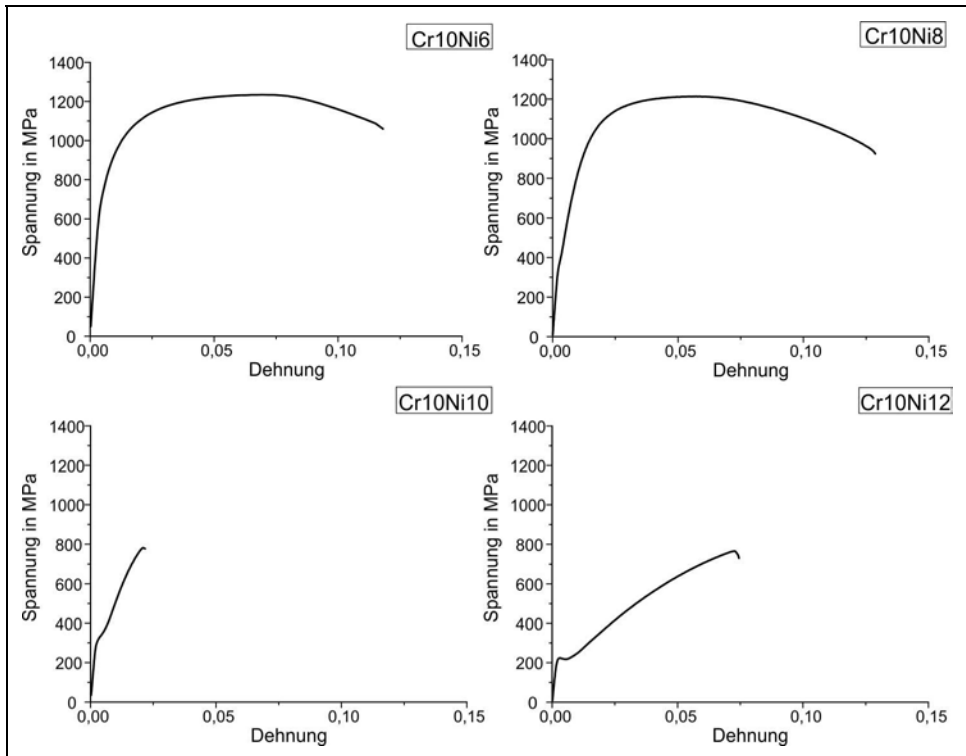


Bild 4.18: Spannungsdehnungsverhalten der LTT-Legierungen mit 10% Chrom, Die Legierungen Cr10Ni10 und Cr10Ni12 versagten vorzeitig.

Die beiden am höchsten legierten Werkstoffe Cr10Ni10 und Cr10Ni12 versagten im Zugversuch vorzeitig aufgrund mikroskopischer Imperfektionen, welche im REM als Erstarrungsrisse identifiziert werden konnten. Bild 4.19 zeigt einen Erstarrungsrisse im Schweißgut der Legierung Cr10Ni10. Aufgrund nur begrenzt zur Verfügung stehender Zusatzwerkstoffe wurde auf weitere Zugversuche verzichtet. In beiden Fällen konnte demnach nur die jeweilige Dehn- bzw. Streckgrenze erfasst werden. Die ermittelten Kurvenverläufe lassen allerdings darauf schließen, dass im Falle der Legierung Cr10Ni10 Zugfestigkeiten über 800 MPa erreicht werden würden. Die Legierung Cr10Ni12 lässt dagegen Zugfestigkeiten kleiner 800 MPa erwarten. Im weiteren Verlauf der Arbeit wurden Röntgendurchstrahlungsprüfungen aller Schweißnähte durchgeführt, um Fehlstellen in den untersuchten Proben zu vermeiden.

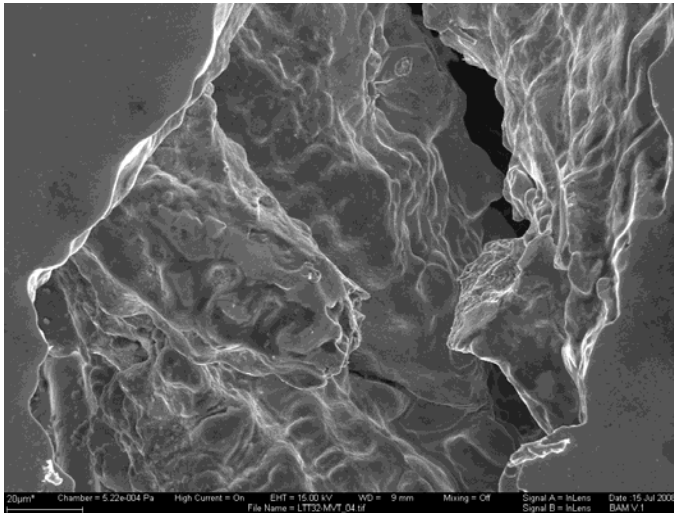


Bild 4.19: REM-Aufnahme eines Erstarrungsrissses (Heißriss) der Legierung Cr10Ni10 mit typischen abgerundeten Dendritenarmen.

Die mechanischen Kennwerte aus den Zugversuchen sind in *Tabelle 4.2* zusammengefasst. Daraus geht hervor, dass die Zugfestigkeit weitgehend unabhängig vom Legierungsgehalt ist, was auch die Literaturlauswertung zeigte (vgl. *Abschnitt 2.2.7.2*). Der gleiche Trend ist bei den Bruchdehnungen auszumachen. Dagegen zeigen die ermittelten Dehngrenzen mit zunehmendem Legierungsgehalt einen starken Rückgang, was ebenfalls im Einklang mit dem Schrifttum ist (vgl. *Abschnitt 2.2.7.2*). Dies kann vorrangig auf den zunehmenden Restaustenitgehalt der höher legierten Werkstoffe zurückgeführt werden.

Demgegenüber zeigten die Untersuchungen in [26], dass die Zugfestigkeit vergleichbarer Werkstoffe mit zunehmendem Nickel- bzw. Austenitgehalt abnahm, während in [145] keine Korrelation zwischen Zugfestigkeit bzw. Streck-/Dehngrenze und Restaustenitgehalt festgestellt werden konnte.

Tabelle 4.2: Kennwerte der Zugversuche

LTT-Legierung	Zugfestigkeit R_m in MPa	Dehngrenze $R_{p0,2}$ in MPa	Bruchdehnung A in %	Brucheinschnürung Z in %
Cr8Ni6	1143	778	13	52
Cr8Ni8	1222	752	13	36
Cr8Ni10	1193	584	10	40
Cr8Ni12	1137	323	12	26
Cr10Ni6	1234	784	11	31
Cr10Ni8	1213	540	14	48
Cr10Ni10	-	340	-	-
Cr10Ni12	-	R_{eH}	-	-
		224		

4.2.2 Kerbschlagbiegeversuch

Die Ergebnisse des Kerbschlagbiegeversuchs an querschnittsreduzierten Proben aus dem Schweißgut aller LTT-Legierungen zeigt zusammenfassend *Tabelle 4.3*. Daraus geht hervor, dass die Kerbschlagarbeit sowohl mit dem Chrom- als auch mit dem Nickelgehalt stetig zunimmt. Die höchsten Werte wurden demnach mit der Legierung Cr10Ni12 erreicht. Die Bruchflächen zeigten durchweg Merkmale verformungsarmen Versagens. Es ist anzunehmen, dass die mit zunehmendem Legierungsgehalt höheren Kerbschlagarbeiten auf den jeweils größeren Anteil Restaustenit zurückzuführen sind, wie bereits in *Abschnitt 4.1* in der Diskussion des Gefüges dargestellt wurde. Die Kerbschlagarbeiten wurden aufgrund der relativ niedrigen Werte ausschließlich bei Raumtemperatur erfasst.

Tabelle 4.3: Kennwerte der Kerbschlagbiegeversuche bei Raumtemperatur

LTT-Legierung	Kerbschlagarbeit A_v in J (bei 20 °C)
Cr8Ni6	11
Cr8Ni8	12,5
Cr8Ni10	13
Cr8Ni12	17,8
Cr10Ni6	17,6
Cr10Ni8	18
Cr10Ni10	23
Cr10Ni12	31,3

Die Ergebnisse entziehen sich einem direkten Vergleich zu den wenigen bisher veröffentlichten Kerbschlagarbeiten, da jeweils unterschiedliche Prüfbedingungen vorlagen. Die in [26] bei -30 °C ermittelten Kerbschlagarbeiten bestätigen jedoch die Zunahme der Messwerte mit größerem Austenitanteil. Der positive Einfluss höherer Restaustenitgehalte auf die ermittelten Kerbschlagarbeiten (Testtemperatur: 0 °C) wird auch in [145] bestätigt.

Zusammenfassend kann festgestellt werden, dass die bereits am Gefüge beobachteten Einflüsse des variierenden Chrom- bzw. Nickelgehalts sich letztlich auch in den mechanischen Eigenschaften Festigkeit und Zähigkeit bemerkbar machen. So führen vor allem zunehmende Nickelgehalte zu einer deutlichen Abnahme des Dehngrenzenverhältnisses der geprüften Legierungen, die durch den graduellen Rückgang der Dehngrenzen hervorgerufen wird. Der ausgeprägte Nickeleinfluss ist ebenso bei den Zähigkeiten festzustellen, wobei eine Erhöhung des Chromgehaltes zusätzlichen Einfluss hat. Beide Legierungselemente tragen zu einer Erhöhung der Kerbschlagarbeiten bei.

4.3 Umwandlungstemperaturen der LTT-Legierungen

4.3.1 Einsensor-Differenz-Thermoanalyse

4.3.1.1 Bestimmung der Martensitstarttemperatur

Die Ergebnisse der Einsensor-Differenz-Thermoanalyse finden sich in *Bild 4.20* und *Bild 4.21*. Dort ist jeweils die gemessene Temperatur während der Abkühlung im Vergleich zu einem analytischen Referenzverlauf dargestellt. Bereits in der gemessenen Temperaturkurve ist der Beginn der Martensitbildung durch eine Abnahme der Steigung wahrzunehmen. Eine genaue Lokalisierung der M_s -Temperatur erlaubt dies jedoch nicht. Durch Bildung der Differenz zu der in den einzelnen Teilbildern gestrichelt dargestellten Referenzkurve ist eine präzisere Bestimmung möglich. Die Differenz beider Temperaturkurven ist zusätzlich vergrößert im Bereich der jeweiligen Phasenumwandlung angegeben (vgl. *Bild 4.20*, Teilbild rechts oben).

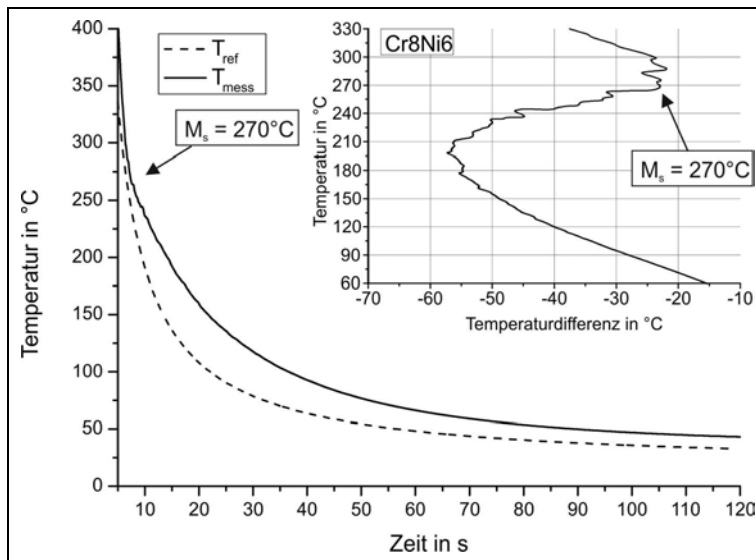


Bild 4.20: M_s -Temperaturermittlung der Legierung Cr8Ni6 mittels Einsensor-Differenz-Thermoanalyse, gemessene Temperatur und Referenzkurve als Funktion der Zeit, Teilbild mit der Temperaturdifferenz

Die einsetzende Martensitbildung zeigt sich anhand einer abrupten Änderung der Temperaturdifferenz, welche mit M_s gleichgesetzt wurde, wie *Bild 4.20* am Beispiel der Legierung Cr8Ni6 verdeutlicht. Je nach Temperaturgradient zum Zeitpunkt der Umwandlung ist diese Änderung unterschiedlich stark ausgeprägt, führt jedoch stets zu einer plötzlichen Zunahme des Betrags der Temperaturdifferenz. Eine nachfolgende, zweite oft zu beobachtende plötzliche Änderung der Temperaturdifferenz ist nach eigener Sicht nicht mit M_f gleichzusetzen, da die martensitische Umwandlung mit abnehmender Temperatur langsam abklingt und nicht plötzlich beendet ist. Da ferner stets mit geringen Mengen Restaustenit zu rechnen ist, wird M_f definitionsgemäß nicht erreicht.

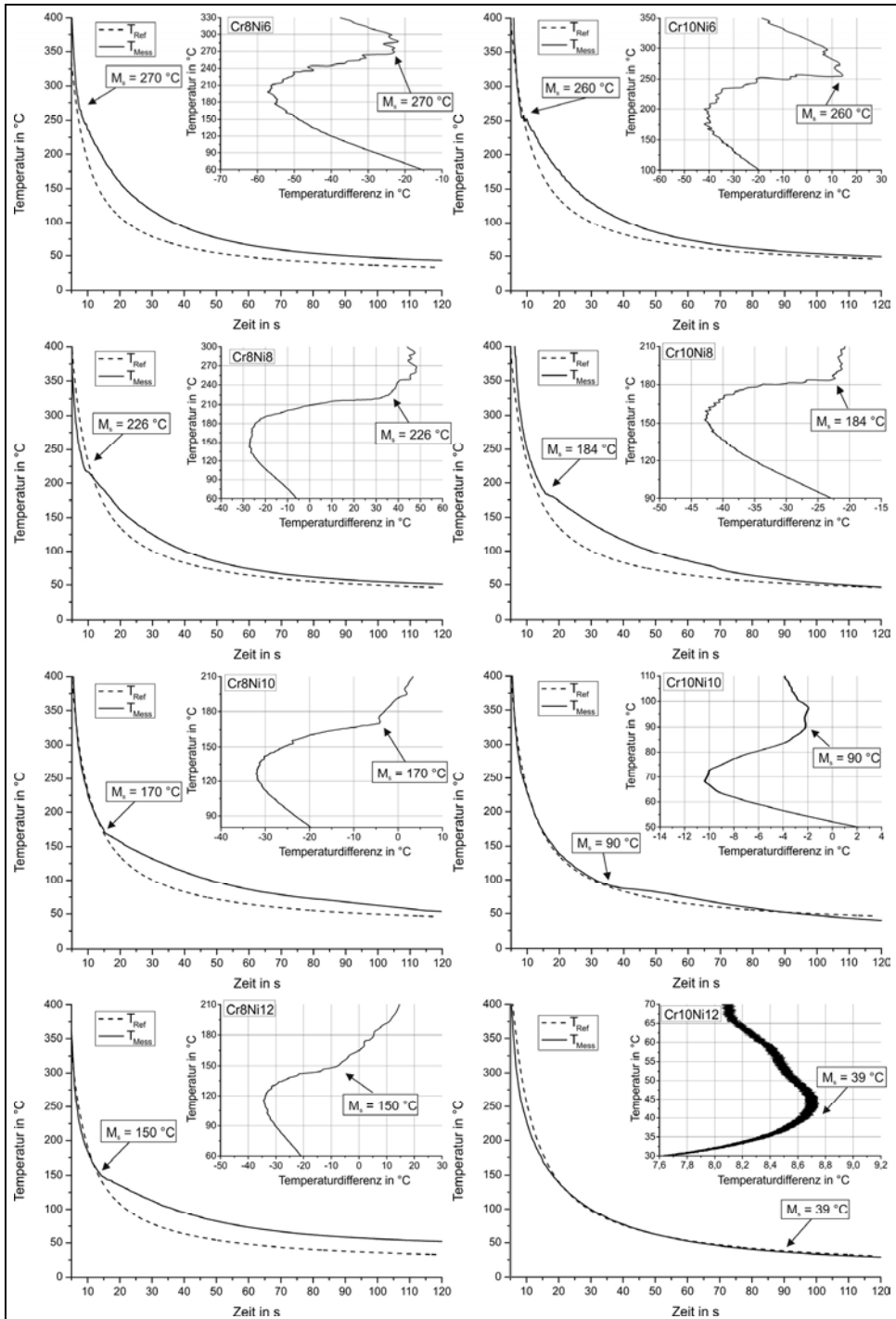


Bild 4.21: M_s -Temperaturermittlung mittels Einsensor-Differenz-Thermoanalyse aller LTT-Legierungen

Aus den Messungen geht hervor, dass M_s mit zunehmendem Nickel- als auch Chromgehalt signifikant abnimmt. Dabei ist die Wirkung des Nickels bei konstantem Chromgehalt etwa linear, wie das Diagramm in *Bild 4.22* verdeutlicht. Die M_s -Temperatur sinkt bei einem Chromgehalt von 8% etwa mit 20 °C pro 1% höherem Nickelgehalt (insgesamt um 120 °C bei 6% höherem Nickelgehalt). Bei einem Chromgehalt von 10% erhöht sich die Rate auf etwa 37 °C pro 1% höherem Nickelgehalt (insgesamt 225 °C bei 6% höherem Nickelgehalt). Auch die Wirkung von Chrom auf die M_s -Temperatur ist bei höheren Nickelgehalten größer. So beträgt die Veränderung bei 6% Nickel nur etwa 5 °C pro 1% höherem Chromgehalt. Bei 12% Nickel wird dagegen eine Veränderung von etwa 55,5 °C pro 1% Chrom registriert.

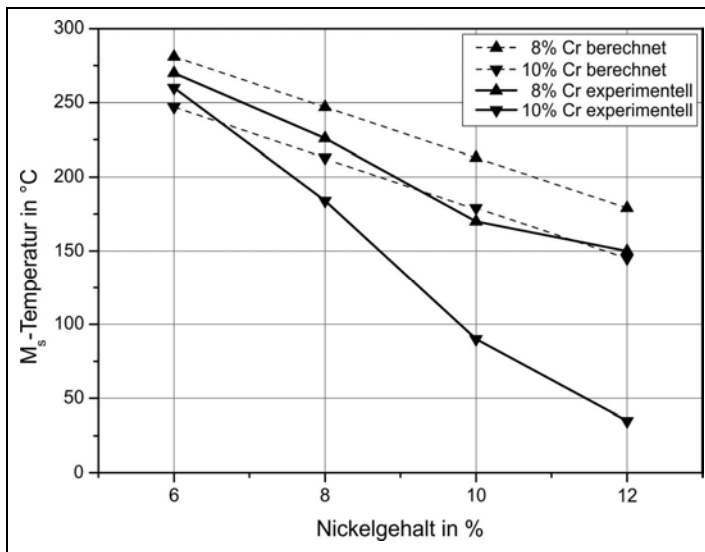


Bild 4.22: Abhängigkeit der M_s -Temperatur vom Chrom- und vom Nickelgehalt, Vergleich zwischen der Berechnung nach Steven und Haynes [134] und experimentellen Ergebnissen der Einsensor-Differenz-Thermoanalyse

Der Vergleich zwischen Messung und Berechnung macht deutlich, dass die Vorhersage nach Steven und Haynes [134] die Wirkung beider Legierungselemente unterbewertet. Die Abweichung zwischen berechneten und experimentellen Ergebnissen wird mit zunehmendem Chrom- als auch Nickelgehalt signifikant größer. Für die Legierung Cr10Ni12 beträgt die Abweichung bereits 106 °C. Die Abschätzung ist damit für die vorliegenden LTT-Legierungen nicht geeignet, was die experimentelle Ermittlung der M_s -Temperaturen erfordert.

Die nahezu lineare Abnahme der M_s -Temperatur stimmt gut mit den bisher beobachteten Ergebnissen zur Abhängigkeit des Gefüges und den mechanischen Eigenschaften vom Legierungsgehalt überein. Die vorliegenden M_s -Temperaturen bilden in ihrer Variation eine gute Basis für weitere Untersuchungen zum Umwandlungsverhalten und schließlich für die Eigenspannungsanalyse. Die prinzipiell gleiche Wirkung erhöhten Legierungsgehalts, d. h. die Absenkung der Umwandlungstemperaturen aufgrund der Stabilisierung des Austenitgebiets, ist im Falle der Rückumwandlung beim Aufheizen zu erwarten.

4.3.1.2 Austenitbildung

Auch die Austenitbildung konnte anhand der aufgezeichneten Temperaturverläufe erfasst werden. Allerdings ließ die Einsensor-Differenz-Thermoanalyse keine exakte Eingrenzung der Ac_1 -Temperaturen zu, da sich der Beginn der diffusionsgesteuerten Austenitbildung nicht so deutlich im Temperaturverlauf ausprägt, wie der Beginn der Martensitbildung. Aus diesem Grund konnte für die Temperatur Ac_1 nur ein Intervall ermittelt werden. Im Gegensatz dazu zeigt sich das Ende der Austenitbildung anhand einer signifikanten Änderung der Temperaturdifferenz, welche mit Ac_3 gleichgesetzt wurde. *Bild 4.23* zeigt die Auswertung exemplarisch anhand der Legierung Cr8Ni8. In diesem Beispiel liegt Ac_1 etwa im Bereich zwischen 680 °C und 720 °C. Ac_3 wurde mit 755 °C ermittelt. *Tabelle 4.4* beinhaltet zusammenfassend die Werte aller Legierungen. *Bild 4.24* zeigt eine Übersicht der Einzelauswertungen. Es kann festgestellt werden, dass die Austenitisierungstemperaturen insgesamt mit zunehmenden Legierungsgehalten sinken, da der Existenzbereich der Austenitphase bei niedrigeren Temperaturen stabilisiert wird. Dabei ist die Wirkung von Nickel gegenüber Chrom im Allgemeinen stärker, was bereits bei der Martensitbildung zu beobachten war.

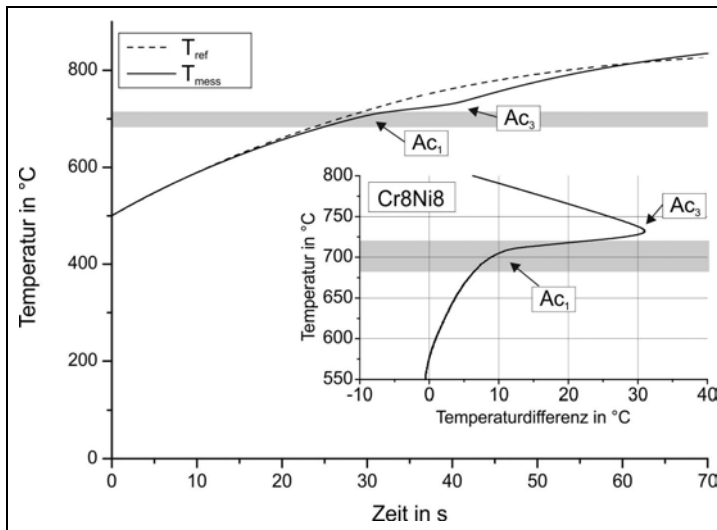


Bild 4.23: Ermittlung der Austenitisierungstemperatur der Legierung Cr8Ni8 mittels Einsensor-Differenz-Thermoanalyse, gemessene Temperatur und Referenzkurve als Funktion der Zeit

Tabelle 4.4: Austenitisierungstemperaturen der LTT-Legierungen ermittelt durch die Einsensor-Differenz-Thermoanalyse

LTT-Legierung	Ac_1 -Temperaturbereich in °C	Ac_3 -Temperatur in °C
Cr8Ni6	710-750	755
Cr8Ni8	680-720	730
Cr8Ni10	660-700	700
Cr8Ni12	650-690	700
Cr10Ni6	710-750	750
Cr10Ni8	660-700	710
Cr10Ni10	640-680	695
Cr10Ni12	610-650	650

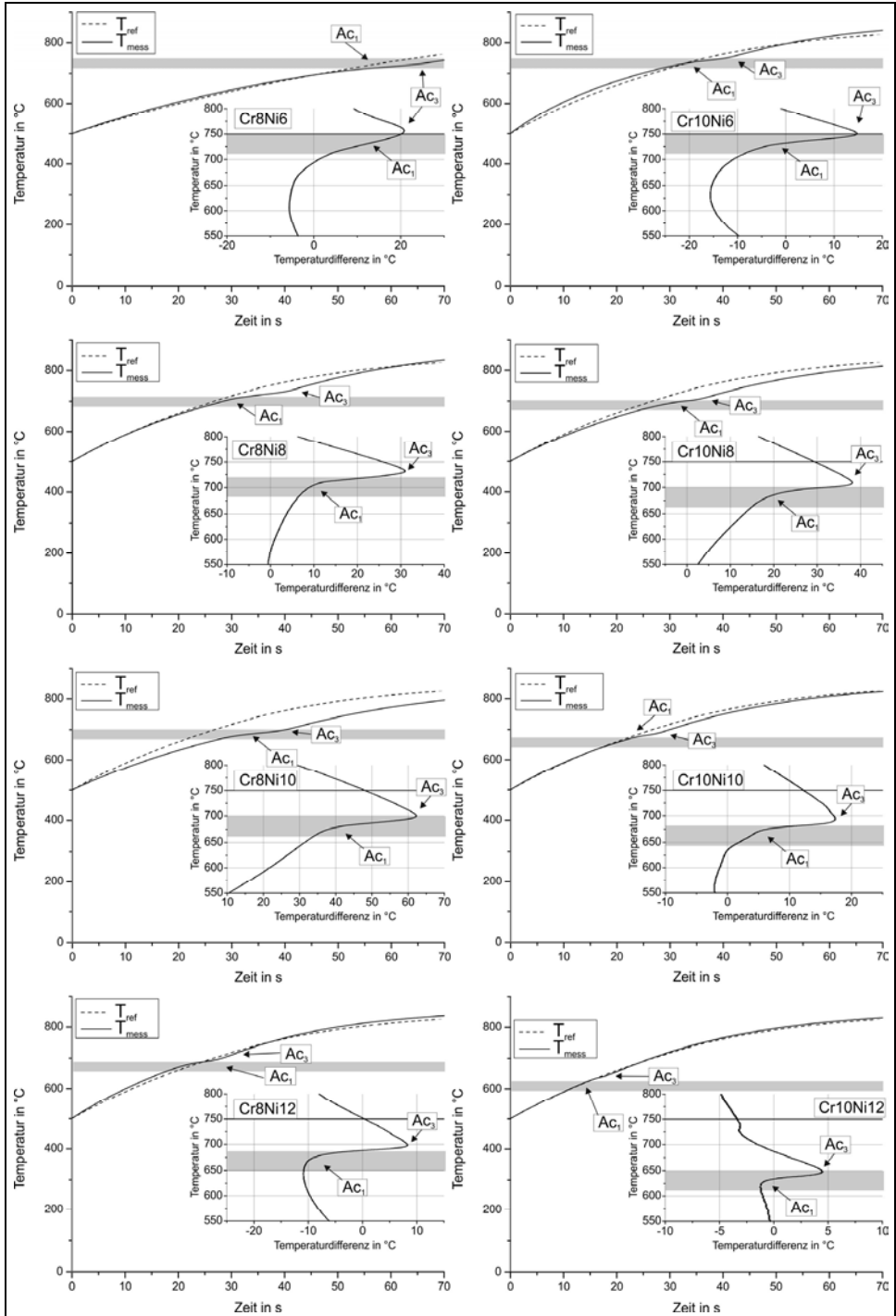


Bild 4.24: Ermittlung der Austenitisierungstemperaturen mittels Einsensor-Differenz-Thermoanalyse

4.3.2 In-situ-Beugungsexperiment im Ofentemperaturzyklus

4.3.2.1 Bestimmung der Martensitstarttemperatur

Die mittels Einsensor-Differenz-Thermoanalyse bestimmten M_s -Temperaturen konnten im Ofentemperaturzyklus für die ausgewählten Legierungen weitgehend bestätigt werden. *Bild 4.25* bis *Bild 4.27* zeigen die gemessenen Beugungsspektren (Energie) als Funktion der Zeit in sogenannten Density Plots. Eine hohe Intensität wird durch eine dunkle Färbung angezeigt. Die während des Versuchs vorliegende Temperatur ist oberhalb der Spektren angegeben. Die gewählte Darstellungsform eignet sich, jeweils den gesamten Versuch im Überblick abzubilden. Zur Ermittlung der M_s -Temperatur wurden die individuellen Spektren in zweidimensionaler Darstellung (vgl. *Bild 2.32*) herangezogen, auf deren Darstellung hier aus Gründen der Übersichtlichkeit verzichtet wird.

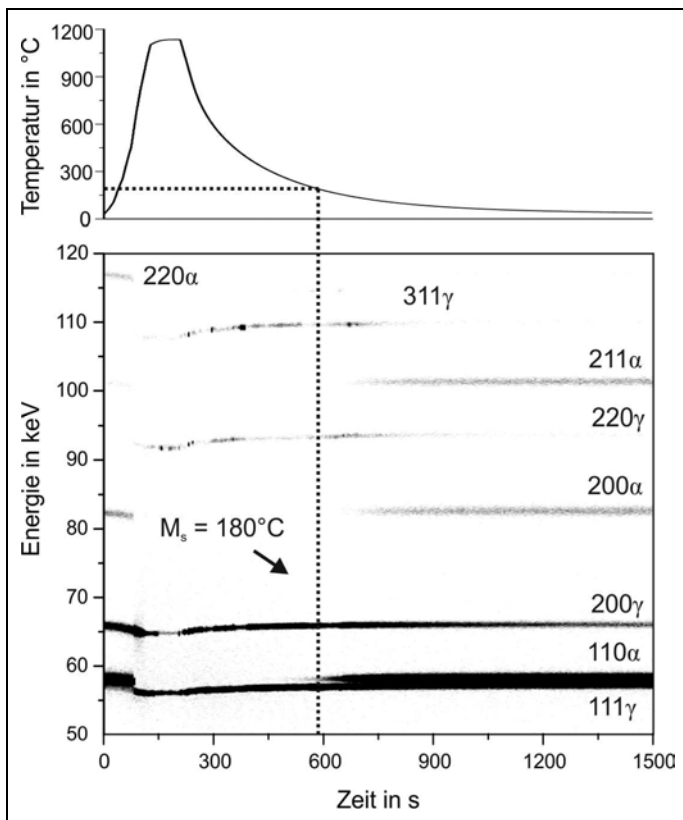


Bild 4.25: Beugungsspektren als Funktion der Zeit während des Aufheizens und Abkühlens der Legierung Cr10Ni8 im Ofenexperiment

Die anfangs vorliegenden martensitischen Beugungslinien verschwinden rasch mit ansteigender Temperatur. Fast gleichzeitig kommt es zu einer Intensitätszunahme der vorliegenden Austenitbeugungslinien. Die Austenitisierung vollzieht sich demnach in einem schmalen Temperaturbereich (vgl. *Abschnitt 4.3.2.2*).

Während des Aufheizens zeigen alle Beugungslinien eine Verschiebung auf der Energieachse. Dies ist auf die Veränderung der Netzebenenabstände aufgrund der Temperatur zurückzuführen. So liegen bei Erreichen der Spitzentemperatur von 1100 °C gemäß der Bragg-Bedingung (*Gleichung 2.12*) die niedrigsten Energien vor. Auch mit fortschreitender Abkühlung zeigen sich zunächst ausschließlich austenitische Beugungslinien, d. h. Anzeichen für Deltaferrit wurden nicht gefunden.

Der Beginn der Martensitbildung wird durch das erstmalige Auftreten martensitischer Beugungslinien angezeigt. Deren Intensitätszunahme und die gleichzeitige Intensitätsschwächung der austenitischen Beugungslinien indiziert eine rasch fortschreitende Martensitbildung. Die M_f -Temperaturen liegen stets unterhalb Raumtemperatur, da sich bis zum Erreichen von etwa 40 °C jeweils Austenitbeugungslinien zeigen.

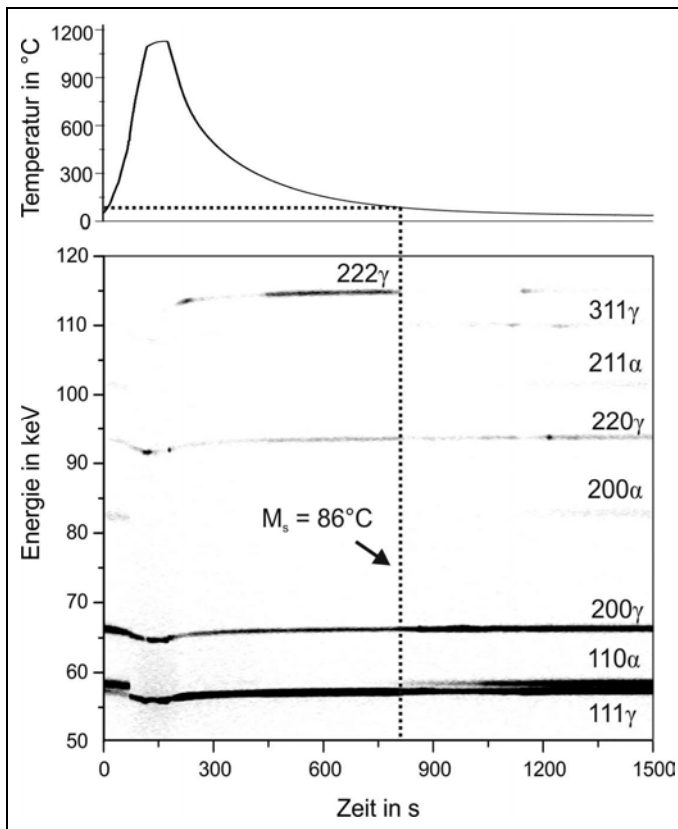


Bild 4.26: Beugungsspektren als Funktion der Zeit während des Aufheizens und Abkühlens der Legierung Cr10Ni10 im Ofenexperiment

Die Spektren der drei untersuchten Legierungen Cr10Ni8, Cr10Ni10 und Cr10Ni12 unterscheiden sich hinsichtlich der Intensität der auftretenden Beugungslinien, was auf unterschiedliche Phasenanteile hindeutet und im *Abschnitt 4.4.1* genauer untersucht wird. Zusätzlich wird die Intensität auch von der Kornstatistik und Textureffekten beeinflusst.

Aufgrund der Charakteristik des an der Beamline EDDI vorliegenden Primärenergiespektrums (Wiggler-Spektrum, vgl. [173], [174]) liefern die in niederenergetischen Bereichen liegenden Beugungslinien (z. B. 111γ und 110α) tendenziell höhere Intensitäten. Folglich zeigte sich die Martensitbildung anhand der 110α -Beugungslinie besonders ausgeprägt und wurde dort bevorzugt ermittelt. Im Verlauf der Martensitumwandlung treten dann in der Regel weitere Beugungslinien (200α und 211α) gemäß ihrer Lage auf der Energieskala auf. Im Falle der Legierung Cr10Ni12 mit der niedrigsten M_s -Temperatur zeigte sich aufgrund des nur niedrigen Martensitgehalts lediglich die 110α -Beugungslinie.

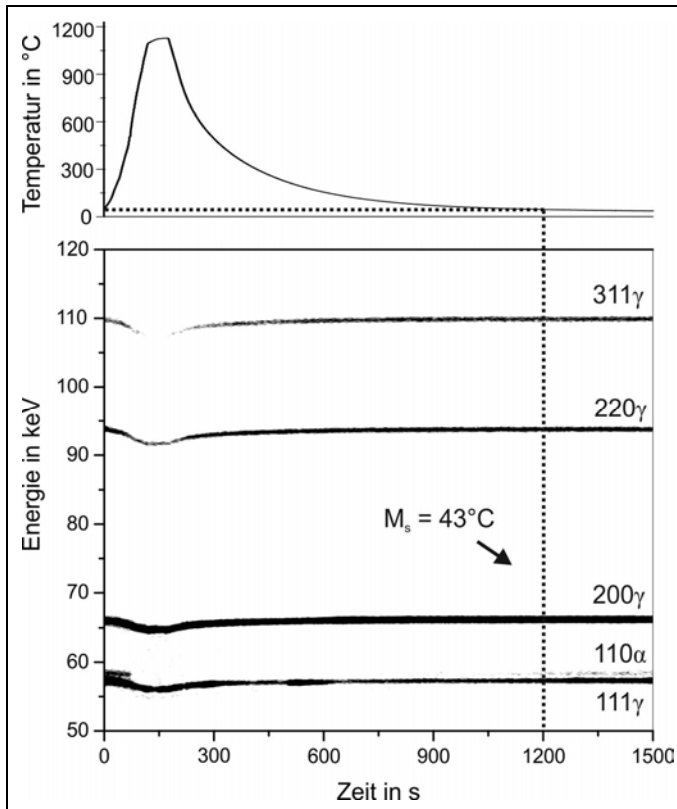


Bild 4.27: Beugungsspektren als Funktion der Zeit während des Aufheizens und Abkühlens der Legierung Cr10Ni12 im Ofenexperiment

Die in den Beugungsexperimenten ermittelten M_s -Temperaturen sind in Bild 4.28 denen aus der Einsensor-Differenz-Thermoanalyse gegenübergestellt. Dabei kann festgestellt werden, dass die Werte aller Legierungen eine gute Übereinstimmung zeigen. Die Abweichung liegt ungefähr bei 5°C . Dies kann auf die unterschiedlichen Messvolumina in den Versuchen zurückzuführen sein. Während die Einsensor-Differenz-Thermoanalyse die Umwandlung integral über dem gesamten Probenvolumen erfasst, wird im Beugungsexperiment nur ein stark lokalisiertes Volumen im Eindringbereich der Strahlung erfasst. Chemische als auch thermische Gradienten können so das Messergebnis beeinflussen. Zusätzlich trägt die im betrachteten Temperaturbereich geringe Abkühlrate dazu bei, dass die dort

sehr langsam fortschreitende Martensitbildung zu anfangs nur geringen Intensitätsänderungen führt, die ja als Indikator für M_s dienen. Demgegenüber verliert auch die Einsensor-Differenz-Thermoanalyse bei nur mehr geringen Abkühlraten an Sensitivität, was die M_s -Bestimmung ebenfalls beeinflusst.

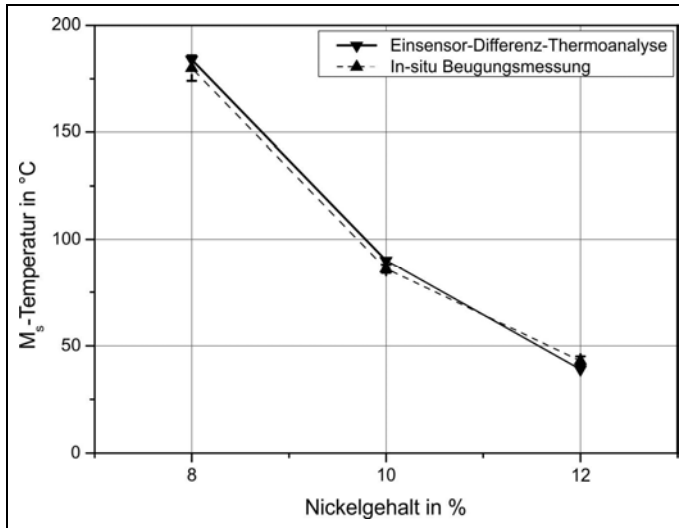


Bild 4.28: Vergleich der ermittelten M_s -Temperaturen im In-situ-Beugungsexperiment mit denen der Einsensor-Differenz-Thermoanalyse, LTT-Legierungen mit 10% Chrom

Die Messergebnisse bestätigen den bereits in *Abschnitt 4.3.1* festgestellten starken Einfluss des Legierungselements Nickel auf die M_s -Temperatur. Bedeutend ist, dass die in *Bild 4.28* verglichenen Werte aus Beugungsexperiment und Einsensor-Differenz-Thermoanalyse unter erheblich voneinander abweichenden Abkühlzeiten ermittelt wurden. So lag im Falle der Einsensor-Differenz-Thermoanalyse aufgrund der durchgeführten Ölabschreckung eine $t_{8/5}$ -Zeit von nur 3 s vor. Demgegenüber betrug die $t_{8/5}$ -Zeit im In-situ-Beugungsexperiment beträchtliche 70 s. Die gute Übereinstimmung der unter diesen Umständen ermittelten M_s -Temperaturen, gerade bei den höchstlegierten Vertretern der betrachteten Legierungsmatrix, deutet stark auf eine für praktische Fälle weitgehende Unabhängigkeit des Umwandlungsverhaltens von den Abkühlbedingungen hin, zumal neben Martensit und Austenit keine weiteren Phasen identifiziert wurden. Dies ist im Einklang mit veröffentlichten ZTU-Schaubildern, die eine weitgehende Unabhängigkeit des Umwandlungsverhaltens von LTT-Legierungen von der Abkühlrate zeigen (vgl. *Bild 2.15* und *Bild 2.16* bzw. [93] und [113]).

4.3.2.2 Austenitbildung

Die Austenitisierung konnte anhand der Beugungsinformationen während der Aufheizphase des Ofentemperaturzyklus in den in *Tabelle 4.5* gezeigten Intervallen eingegrenzt werden. Die Streuung ist hier verglichen mit den M_s -Temperaturen größer, da bei konstanter Messfrequenz von 0,2 Hz die Aufheizrate ($500 \text{ K}\cdot\text{min}^{-1}$) höher war. Gegenüber den Ergebnissen der Einsensor-Differenz-Thermoanalyse (vgl. *Tabelle 4.4*) sind die ermittelten Ac_1 - und Ac_3 -Temperaturen hier deutlich geringer, was auf in beiden Fällen vorliegende Messunsicherheiten zurückgeführt werden kann. Zudem lagen differente Messvolumina vor. Dennoch bestätigt sich die Beobachtung abnehmender Austenitisierungstemperaturen mit höherem Legierungsgehalt.

Tabelle 4.5: Austenitisierungstemperaturen der untersuchten LTT-Legierungen im In-situ-Ofenexperiment im Vergleich zur Einsensor-Differenz-Thermoanalyse

LTT-Legierung	In-situ-Beugungsexperiment		Einsensor-Differenz-Thermoanalyse	
	Ac_1 -Temperatur in °C	Ac_3 -Temperatur in °C	Ac_1 -Temperaturbereich in °C	Ac_3 -Temperatur in °C
Cr10Ni8	550 ± 45	638 ± 45	660-700	710
Cr10Ni10	491 ± 45	611 ± 45	640-680	695
Cr10Ni12	418 ± 45	491 ± 45	610-650	650

Zusammenfassend kann festgestellt werden, dass die M_s -Temperatur der untersuchten LTT-Legierungen in beträchtlichem Maße von der chemischen Zusammensetzung beeinflusst wird. Dabei führt die Zunahme sowohl von Nickel als auch Chrom stets zu einer Stabilisierung des Austenitexistenzbereiches. Die Legierungselemente verstärken sich in ihrer Wirkung, d. h. die gleichzeitige Erhöhung beider Elemente führt zur stärksten Absenkung der beobachteten Umwandlungstemperaturen M_s und Ac_1/Ac_3 . Die im Beugungsexperiment untersuchten Legierungen waren bei Raumtemperatur durch die Anwesenheit von Restaustenit gekennzeichnet. Der folgende *Abschnitt 4.4* befasst sich daher mit der Umwandlungskinetik, d. h. mit der Umwandlung als Funktion der Zeit bzw. Temperatur.

4.4 In-situ-Beugungsanalyse der Umwandlungskinetik

Bevor die Umwandlungskinetik während des Schweißens diskutiert wird, soll die Umwandlungskinetik des In-situ-Beugungsexperiments im Ofentemperaturzyklus betrachtet werden. Diese widmet sich exklusiv der Legierung Cr10Ni8, denn die Legierungen Cr10Ni10 und Cr10Ni12 konnten aufgrund der geringen Intensität der Martensitbeugungslinien hinsichtlich der Phasengehalte nicht zur Auswertung herangezogen werden. Es ist anzumerken, dass die Martensitumwandlung ausschließlich temperaturabhängig ist. Der Begriff Kinetik, welcher eine zeitabhängigkeit beschreibt, ist daher nicht zutreffend. Dennoch wird der Ausdruck im Zusammenhang mit der Martensitumwandlung vermehrt genutzt, z. B. [50], [197]-[202] und auch in dieser Arbeit verwendet.

4.4.1 In-situ-Beugungsexperiment im Ofentemperaturzyklus

Die Martensitumwandlung während der Abkühlung der Legierung Cr10Ni8 ist in *Bild 4.29* als Funktion der Zeit wiedergegeben. Die Fehlerbalken sind aus Übersichtsgründen nur für jede fünfte Messung angegeben.

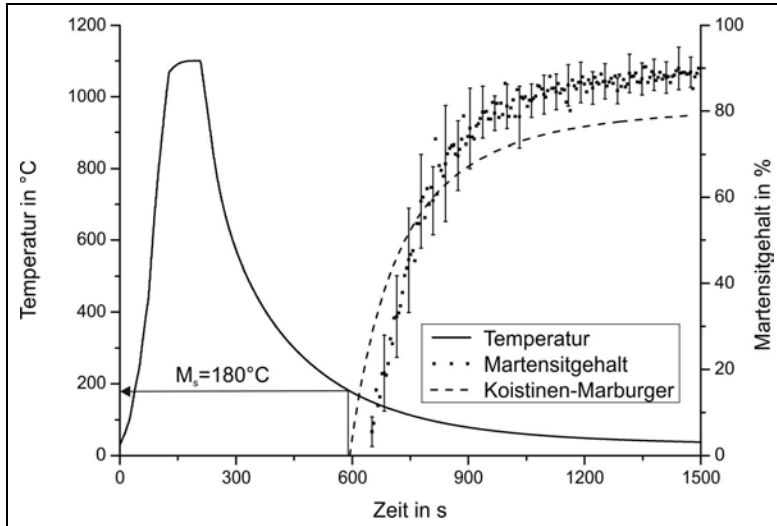


Bild 4.29: Martensitumwandlungskinetik während der Abkühlung der Legierung Cr10Ni8 mit einer M_s -Temperatur von 180 °C

Die Martensitumwandlung kann allgemein mit einer Exponentialfunktion wie dem Gesetz von Koistinen und Marburger [185] beschrieben werden. Für den Faktor k_{KM} wird hier ausschließlich der Wert $0,011 \text{ K}^{-1}$ nach [185] verwendet.

$$p_{\alpha}(T) = 1 - e^{-k_{KM}(M_s - T)}$$

Gleichung 4.1

Durch Einsetzen der im Beugungsversuch ermittelten M_s -Temperatur von 180 °C der Legierung Cr10Ni8 (vgl. *Bild 4.25*) ergibt sich der in *Bild 4.29* dargestellte Verlauf. Demnach würde bei Raumtemperatur ein Martensitanteil von 79% vorliegen. Tatsächlich lässt sich im Experiment bei Raumtemperatur ein Martensitanteil von 89% feststellen (vgl. *Bild 4.29*). Die experimentell ermittelten Werte zeigen bei Raumtemperatur unter Berücksichtigung der Messunsicherheit von etwa 5% absolut somit quantitativ geringe Unterschiede. Der Beginn der Martensitbildung wurde im *Abschnitt 4.3.2.1* mit erstmals auftretenden Martensitbeugungsreflexen gleichgesetzt und mit 180 °C bestimmt. Die geringe Intensität dieser ersten Reflexe macht eine Bestimmung des Phasenanteils zu diesem Zeitpunkt noch nicht möglich, da die jeweilige Beugungslinie mit einer Fitfunktion beschrieben werden muss. Dies gelingt zuverlässig erst ca. 50 s nach M_s , d. h. ab einer Temperatur von ca. 150 °C.

Während die Umwandlung im Bereich bis etwa absolut 50% Martensit, d. h. bis zu einer Temperatur von etwa 110 °C, vom Koistinen-Marburger-Gesetz überbewertet wird, zeigt sich bei niedrigeren Temperaturen der gegenteilige Fall. Ab etwa 80% Martensit zeigen die experimentell ermittelten Daten und der analytische Ansatz bis zur Raumtemperatur einen etwa parallelen Verlauf. Offenbar ist die real vorliegende Umwandlungsrate gerade zu Beginn der Umwandlung bis etwa 5% Martensitgehalt wesentlich geringer als vom Koistinen-Marburger-Gesetz vorhergesagt. Dieses Verhalten wurde auch schon von Nagayama et al. [197] und Antretter et al. [198] experimentell an einem Maragingstahl beobachtet. Skrotzki [135] berichtete ebenfalls von einem sanften Beginn der Umwandlung bei einem niedriglegierten Cr-Stahl. Der Schnittpunkt zwischen der Koistinen-Marburger-Vorhersage und dem experimentell bestimmten Datensatz wird auch dort beobachtet.

Bild 4.30 zeigt die Martensitbildung abschließend als Funktion der Temperatur. Daraus wird deutlich, dass der Verlauf zwischen 10% und etwa 70% Martensit nahezu linear mit einer Steigung von ca. 1 verläuft. Bei über 70% Martensit nimmt der Anstieg der Kurve etwas ab. Die Umwandlungsrate beträgt dann nur noch etwa 0,4% Martensit absolut pro 1 °C. Die Darstellung verdeutlicht die Abweichung vom Koistinen-Marburger-Gesetz insbesondere im Temperaturbereich zwischen M_s und 110 °C. Die Messwerte verdichten sich mit abnehmender Temperatur aufgrund der gleichzeitig sinkenden Abkühlrate.

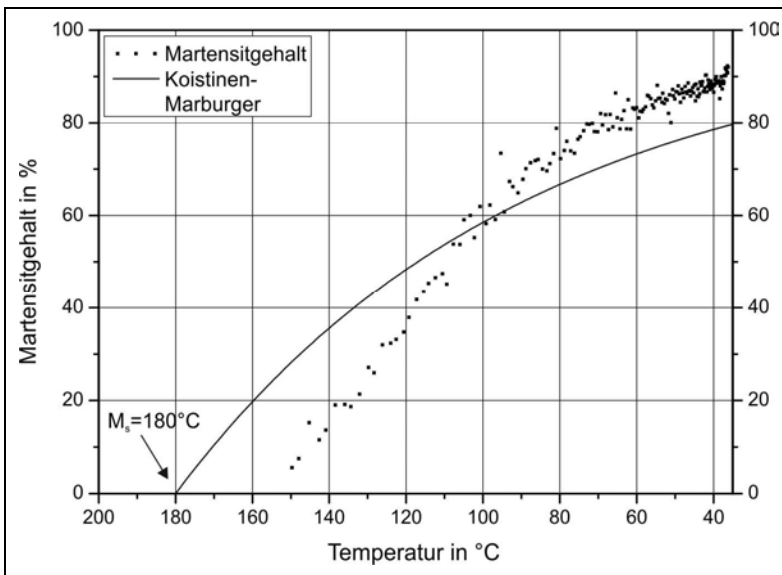


Bild 4.30: Martensitumwandlungskinetik der Legierung Cr10Ni8 als Funktion der Temperatur

Es kann festgestellt werden, dass die beobachtete Martensitumwandlungskinetik der Legierung Cr10Ni8 im Ofentemperaturzyklus von M_s bis auf Raumtemperatur qualitativ nicht mit dem Koistinen-Marburger-Gesetz beschrieben werden kann. Vor allem die im Experiment sehr langsam beginnende Martensitbildung wird vom Koistinen-Marburger-Gesetz überbewertet. Im weiteren Verlauf der Umwandlung zeigt sich experimentell eine starke lineare Zunahme des Martensitgehalts in Abhängigkeit von der Temperatur. Über 50% umgewan-

delten Volumens weist die Umwandlung eine geringere Steigung auf. Der bei Raumtemperatur vorliegende Restaustenitanteil beträgt etwa 11%.

4.4.2 In-situ-Beugungsexperiment während des Schweißens

Der folgende Abschnitt dient der Klärung, ob das im Ofenexperiment beobachtete Umwandlungsverhalten auch unter den beim Schweißen vorliegenden Bedingungen zutrifft. Bevor auf die Umwandlungskinetik eingegangen wird, werden zunächst die Umwandlungstemperaturen diskutiert.

4.4.2.1 Bestimmung der Martensitstarttemperaturen

Die Beugungsinformationen der In-situ-Schweißversuche mit den Legierungen Cr8Ni8, Cr8Ni10, Cr8Ni12, Cr10Ni8, Cr10Ni10 und Cr10Ni12 sind in *Bild 4.31* bis *Bild 4.36* in sogenannten Density Plots während des gesamten Schweißversuchs dargestellt. Die gemessenen Zyklen entstammen dem Schweißgut in einem Abstand von 1 mm unter der Schweißgutoberfläche. Der Messbereich wurde vollständig aufgeschmolzen. Zusätzlich ist über dem jeweiligen Density Plot der Temperaturverlauf angegeben. Dieser entstammt Ex-situ-Messungen mittels eines Thermografiesystems (vgl. *Abschnitt 3.2.5.3*) und weist zwischen 1860 °C und 1450 °C einen plötzlichen Abfall auf, welcher auf die Wirkung des Schweißlichtbogens zurückzuführen ist. Für die hier betrachteten Martensitumwandlungen unter 300 °C ist dieser Temperaturbereich jedoch irrelevant. Der Schweißprozess dauerte jeweils exakt 48,75 s und ist im Temperaturverlauf grau hinterlegt. Das in *Bild 4.31* bis *Bild 4.34* gezeigte Zeitfenster umfasst jeweils 225 s. Das heißt, die Abkühlung ist aus Gründen der Übersicht nur bis etwa 112 °C dargestellt. In *Bild 4.35* und *Bild 4.36* umfasst die Zeitachse 600 s (45 °C) aufgrund der sehr niedrigen Umwandlungstemperaturen der dort dargestellten Legierungen Cr10Ni10 und Cr10Ni12.

Aufgrund des schweißprozessbedingt sehr schnellen Aufheizens ist eine Bestimmung der Austenitisierungstemperaturen bei einer Messfrequenz von 0,14 Hz nicht zufriedenstellend möglich. Zudem führte die stark strahlabsorbierende Wirkung des Schutzgases Argon zu nur sehr geringen Intensitäten, solange der Schweißprozess aktiv war. Eine Anpassung der ausströmenden Gasmenge brachte Verbesserungen. Dies zeigt sich insbesondere in *Bild 4.31* bis *Bild 4.33*, da diese Versuchsreihen unter der angesprochenen Adaption des Gasstromes durchgeführt wurden.

Nach Beendigung des Schweißprozesses treten in Abhängigkeit der Mikrostruktur unterschiedliche Beugungsreflexe auf. Die Mikrostruktur, welche zudem eine erstarrungsbedingte Orientierung aufweist, führt dazu, dass im Falle der Legierung Cr8Ni8 (vgl. *Bild 4.31*) austenitische und martensitische Reflexe fast zeitgleich zu Beginn der Martensitbildung mit hoher Intensität sichtbar werden. Hingegen zeigen die Legierungen Cr8Ni10, Cr8Ni12 und Cr10Ni12 bereits bei Beendigung des Schweißprozesses vornehmlich die 311 γ -Beugungslinie (vgl. *Bild 4.32*, *Bild 4.33* und *Bild 4.36*). Bei der Legierung Cr10Ni8 (vgl. *Bild 4.34*) dominiert hingegen zuerst die 220 γ Beugungslinie. Sowohl 311 γ als auch 220 γ zeigen sich primär bei der Legierung Cr10Ni10 in *Bild 4.35*. Dieses Verhalten ist nicht als legierungsspezifisch einzustufen, sondern resultiert vielmehr aus den individuellen mikro-

strukturellen Gegebenheiten während des Schweißprozesses. Diese Charakteristik erlaubt es daher nur sehr eingeschränkt, Aussagen zur Primärerstarrungsart zu treffen. Aufgrund des kompletten Fehlens von Beugungsreflexen kubisch raumzentrierten Ferrits vor Beginn der Martensitbildung kann jedoch von einer primär austenitischen Erstarrung ausgegangen werden, was im Einklang mit den Beobachtungen des Gefüges steht (vgl. *Abschnitt 4.1*).

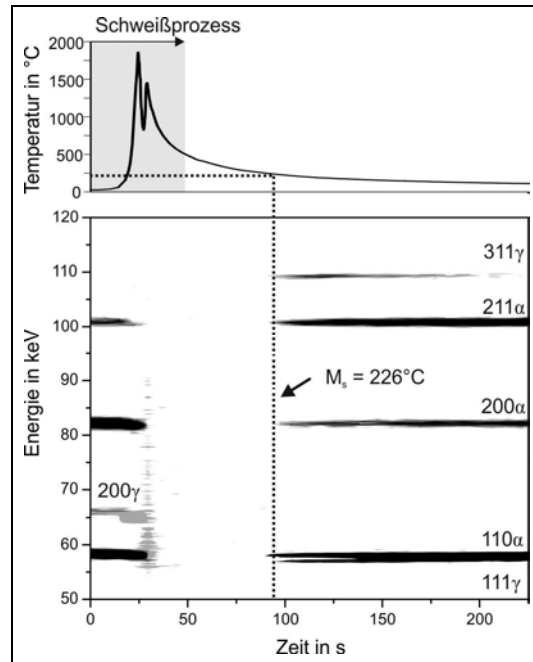


Bild 4.31: Beugungsspektren als Funktion der Zeit während des Schweißens und Abkühlens der Legierung Cr8Ni8

Wie bereits in *Abschnitt 4.4.1* erläutert, kann die Martensitbildung mit dem plötzlichen Erscheinen martensitischer Beugungslinien gedeutet werden. Die so ermittelten M_s -Temperaturen sind jeweils in die Density Plots (*Bild 4.31* bis *Bild 4.36*) eingetragen. Mit der Martensitbildung treten die Beugungslinien 110 α , 200 α und 211 α in allen Versuchen fast gleichzeitig auf. Die Intensität ist jedoch, aufgrund der bereits angesprochenen Charakteristik des Wignlerspektrums, mit zunehmender Energie geringer. Die fortschreitende Martensitbildung ist gekennzeichnet durch eine Zunahme der Intensitäten der entsprechenden Martensitbeugungslinien, wobei die Intensitäten der parallel vorliegenden Austenitreflexe vornehmlich abnehmen. Dies ist auf die Abnahme des Austenitanteils zugunsten des Martensits zurückzuführen und wird bei der Betrachtung der Umwandlungskinetik (*Abschnitt 4.4.2.2*) genauer betrachtet.

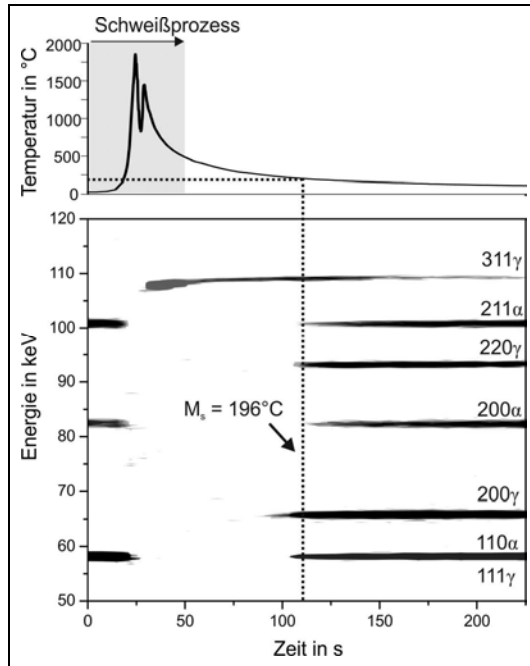


Bild 4.32: Beugungsspektren als Funktion der Zeit während des Schweißens und Abkühlens der Legierung Cr8Ni10

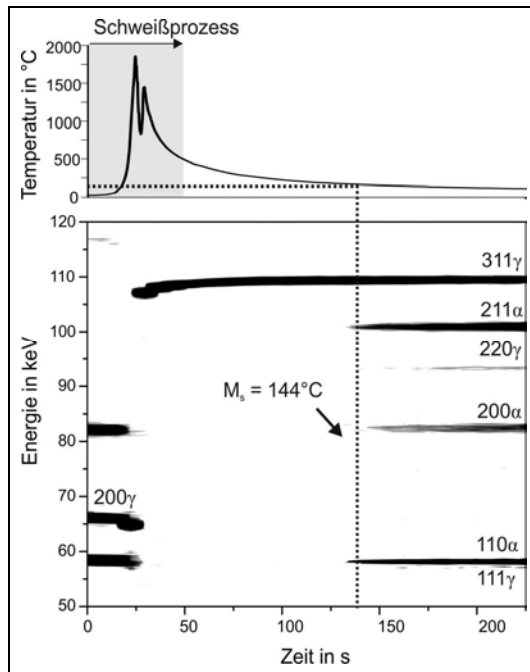


Bild 4.33: Beugungsspektren als Funktion der Zeit während des Schweißens und Abkühlens der Legierung Cr8Ni12

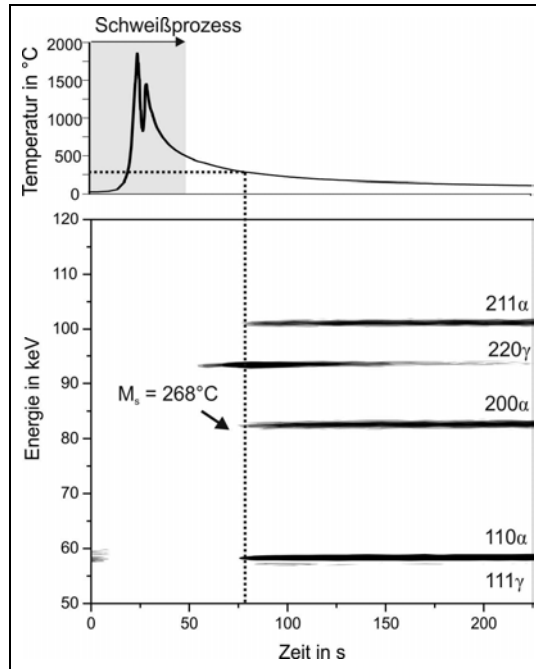


Bild 4.34: Beugungsspektren als Funktion der Zeit während des Schweißens und Abkühlens der Legierung Cr10Ni8

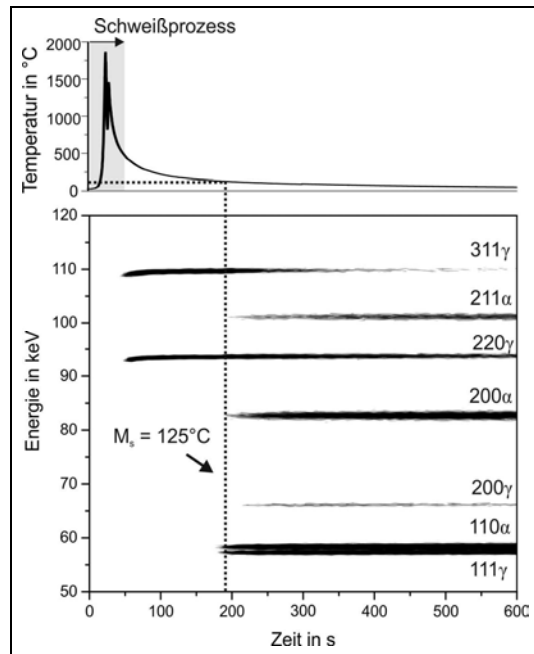


Bild 4.35: Beugungsspektren als Funktion der Zeit während des Schweißens und Abkühlens der Legierung Cr10Ni10

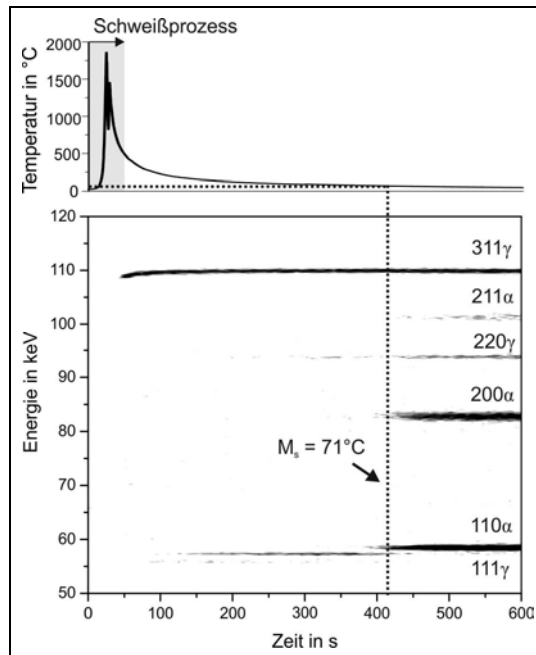


Bild 4.36: Beugungsspektren als Funktion der Zeit während des Schweißens und Abkühlens der Legierung Cr10Ni12

In allen Legierungen zeigen sich nach dem vollständigen Abkühlen unterschiedliche Restaustenitgehalte in Abhängigkeit der gemessenen M_s -Temperaturen. Eine Gegenüberstellung der ermittelten Restaustenitgehalte abhängig von der Legierung und somit der jeweiligen M_s -Temperatur findet sich in *Abschnitt 4.4.2.2*.

Die Bestimmung der Umwandlungstemperaturen wurde 1 mm und 2 mm unter der Schweißnahtoberfläche durchgeführt. Für die Legierungen mit einem Chromgehalt von 8% erfolgte zusätzlich eine Bestimmung in einem Abstand von 3 mm unter der Schweißnahtoberfläche. Vergleichsweise wurde auch die M_s -Temperatur des unter identischen Bedingungen geschweißten hochfesten Feinkornbaustahls S690QL ermittelt. Die M_s -Temperatur beträgt 1 mm unter der Schweißgutoberkante 378 °C. Sie wurde als konstant mit zunehmender Tiefe angenommen, da keine chemische Entmischung vorlag.

Im Weiteren erfolgt aus Gründen der Übersichtlichkeit eine Trennung dieser Ergebnisse nach den Chromgehalten der Legierungen. *Bild 4.37* fasst die ermittelten M_s -Temperaturen der Legierungen Cr8Ni8, Cr8Ni10 und Cr8Ni12 mit jeweils 8% Chrom zusammen. Die Verteilung zeigt, dass die M_s -Temperaturen der Legierungen relativ stabil bis zu einer Tiefe von 3 mm unabhängig vom Nickelgehalt vorliegen. Die Position 1 mm unter der Schweißnahtoberfläche zeigt die jeweils niedrigsten Werte. Der sich zwischen 1 mm und 2 mm unter der Oberfläche abzeichnende Gradient zeigt maximal einen Unterschied von 44 °C für die Legierung Cr8Ni8. Zwischen der Position 2 mm und 3 mm ergeben sich jeweils nur geringe Gradienten von maximal 4 °C. Die M_s -Temperaturen werden demnach auch während des Schweißens bzw. nachfolgendem Abkühlens eindeutig vom Legierungsgehalt bestimmt und

zeigen in den vorliegenden Fällen eine gute Übereinstimmung zu den in *Abschnitt 4.3* ermittelten Werten.

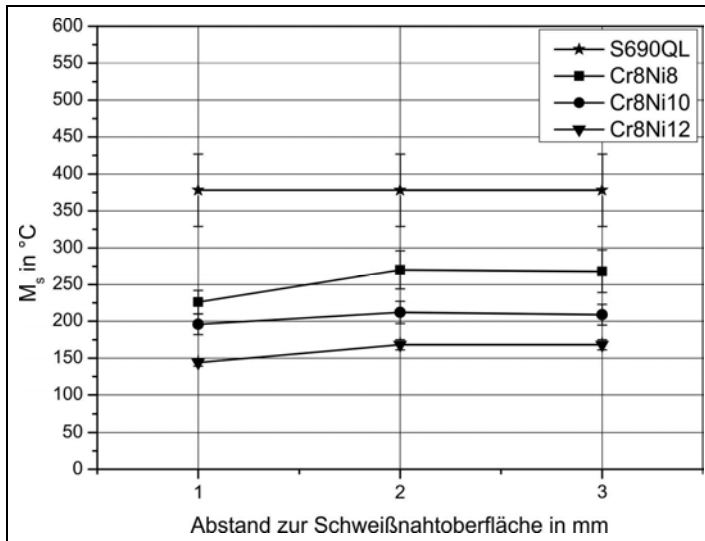


Bild 4.37: M_s -Temperaturen der Legierungen Cr8Ni8, Cr8Ni10 und Cr8Ni12 in Abhängigkeit der Schweißnahtposition im Vergleich zum hochfesten Feinkornbaustahl S690QL

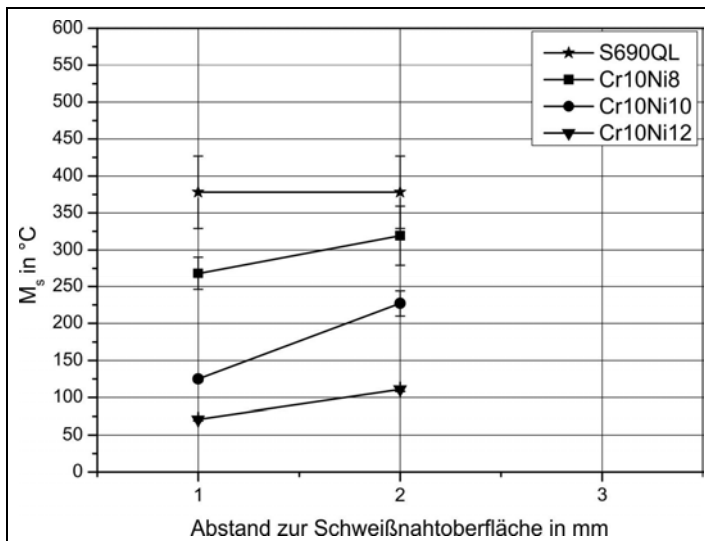


Bild 4.38: M_s -Temperaturen der Legierungen Cr10Ni8, Cr10Ni10 und Cr10Ni12 in Abhängigkeit der Schweißnahtposition im Vergleich zum hochfesten Feinkornbaustahl S690QL

Die Darstellung der ermittelten M_s -Temperaturen im Falle der mit 10% Chrom legierten Werkstoffe Cr10Ni8, Cr10Ni10 und Cr10Ni12 in *Bild 4.38* offenbart, dass im Gegensatz zu den 8% Chrom enthaltenden Schweißgütern die M_s -Temperaturen mit zunehmender Tiefe etwas stärker variieren. Zwischen den Positionen 1 mm und 2 mm unter der Schweißnaht-

oberfläche zeigt sich jeweils ein Gradient, der für die Legierung Cr10Ni10 mit 102 °C maximal ist. Trotz der beobachteten Gradienten kann festgestellt werden, dass die M_s -Temperaturen auch hier graduell mit zunehmendem Legierungsgehalt abnehmen.

Zur Klärung der vorliegenden M_s -Temperaturgradienten wurde an den Legierungen Cr10Ni8, Cr10Ni10 und Cr10Ni12 die chemische Zusammensetzung in Abhängigkeit vom Abstand zur Schweißnahtoberfläche mittels Elektronenstrahlmikroanalyse bestimmt. Anhand eines Rasters von jeweils neun Punkten (Abstand 50 μm) wurden durchschnittliche Werte im jeweiligen Messbereich des Beugungsversuchs ermittelt. Die Ergebnisse der Analyse fasst *Tabelle 4.6* zusammen. Demnach kann zunächst kein direkter Zusammenhang zwischen mittlerer chemischer Zusammensetzung und den beobachteten M_s -Temperaturen hergestellt werden, da die Elementverteilungen nur geringen Schwankungen von jeweils unter 1% Gew.-% ausgesetzt sind.

Tabelle 4.6: gemittelte chemische Zusammensetzung in den Messpunkten der In-situ-Schweißversuche

LTT-Legierung	Chemische Zusammensetzung in Gew.-%				
	Position 1 mm unter der Schweißnahtoberfläche				
	C	Cr	Ni	Mn	Si
Cr10Ni8	0,11	9,65	6,87	0,85	0,38
Cr10Ni10	0,11	9,35	8,76	0,93	0,47
Cr10Ni12	0,08	9,38	10,22	0,98	0,43
	Position 2 mm unter der Schweißnahtoberfläche				
	C	Cr	Ni	Mn	Si
	Cr10Ni8	0,11	10,58	7,53	0,95
Cr10Ni10	0,11	9,01	8,48	0,92	0,45
Cr10Ni12	0,07	9,3	10,18	0,93	0,42

Wie in *Abschnitt 4.1* gezeigt wurde, unterliegt das LTT-Schweißgut neben Makroseigerungen durch Entmischung und Abbrand in besonderem Maße Mikroseeigerungen, die dazu führen, dass die M_s -Temperaturen lokal sehr stark variieren können. Während des Beugungsexperiments wird integral ein Bereich erfasst, worin keine zeitlich und örtlich homogene Martensitbildung stattfindet. Die detektierten Werte für M_s entsprechen den zuerst auftretenden Intensitäten aus Bereichen, welche nicht unbedingt von der gemittelten chemischen Zusammensetzung repräsentiert werden. Es ist anzunehmen, dass dieser Effekt mit zunehmendem Legierungsgehalt aufgrund der am Gefüge identifizierten Merkmale (vgl. *Abschnitt 4.1*), d. h. erhöhter Mikroseeigerungsneigung sowie Zellausrichtung, umso stärker ausgeprägt ist.

Dennoch kann die Absenkung der M_s -Temperaturen aufgrund der chemischen Zusammensetzung anhand der Ergebnisse in *Bild 4.37* und *Bild 4.38* wie bereits im Ofenexperiment gezeigt, eindeutig belegt werden. *Tabelle 4.7* stellt die Ergebnisse der ermittelten M_s -Temperaturen mittels In-situ-Schweißversuch, Einsensor-Differenz-Thermoanalyse und In-situ-Ofenversuch gegenüber. Die Ergebnisse stimmen für die Legierungen mit 8% Chrom gut überein. Es ergeben sich Abweichungen von höchstens 26 °C. Die Legierungen mit 10% Chrom zeigen größere Abweichungen, wobei die M_s -Temperaturen während des Schweißens insbesondere im Falle der Legierung Cr10Ni8 höher ausfallen. Es ergibt sich eine maximale Abweichung von 84 °C.

Tabelle 4.7: M_s -Temperaturen der LTT-Legierungen im Vergleich

Legierung	In-situ-Schweißversuch, M_s in °C (Position 1 mm unter der Schweißnahtoberfläche)	Einsensor- Differenz- Thermoanalyse, M_s in °C	In-situ- Ofenversuch, M_s in °C
Cr8Ni8	226	226	-
Cr8Ni10	196	170	-
Cr8Ni12	144	150	-
Cr10Ni8	268	184	180
Cr10Ni10	125	90	86
Cr10Ni12	71	39	43

4.4.2.2 Martensitumwandlungskinetik

Die Auswertung der gemessenen Energiespektren hinsichtlich der Integralintensitäten der auftretenden Beugungslinien erlaubt auch während des Schweißens bzw. nachfolgenden Abkühlens den Martensitgehalt als Funktion der Zeit bzw. der Temperatur zu ermitteln. Die Umwandlungskinetik der untersuchten Legierungen ist in *Bild 4.39* bis *Bild 4.44* zusammen mit den vorliegenden Temperaturen für die Position 1 mm unter der Schweißnahtoberfläche dargestellt. Um die Übersichtlichkeit zu wahren, wurde nur jeder fünfte Fehlerbalken dargestellt. Zusätzlich ist jeweils das auf den unter Abschnitt 4.4.2.1 ermittelten M_s -Temperaturen basierende Koistinen-Marburger-Gesetz in den Diagrammen enthalten.

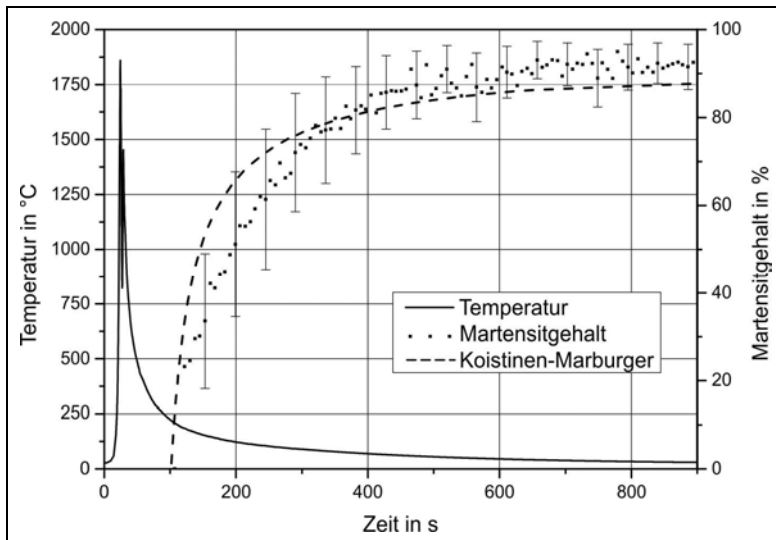


Bild 4.39: Martensitumwandlungskinetik während des Schweißens und Abkühlens der Legierung Cr8Ni8 mit einer M_s -Temperatur von 226 °C

In *Bild 4.39* wird deutlich, dass die Martensitbildung der Legierung Cr8Ni8 qualitativ weitgehend der im Ofenexperiment an der Legierung Cr10Ni8 beobachteten Umwandlungskinetik entspricht (vgl. *Bild 4.29*). Das heißt, die während des Schweißens gemessene Umwandlungskinetik weist die bereits beschriebenen qualitativen Abweichungen vom Koistinen-Marburger-Gesetz auf. Bei Raumtemperatur liegt eine geringe Abweichung unter 10%

Martensit absolut vor. Die Legierungen Cr8Ni10 und Cr8Ni12 in *Bild 4.40* und *Bild 4.41* lassen aufgrund der hohen Streuungen lediglich auf eine Zunahme des Martensitgehaltes zwischen M_s und Raumtemperatur schließen.

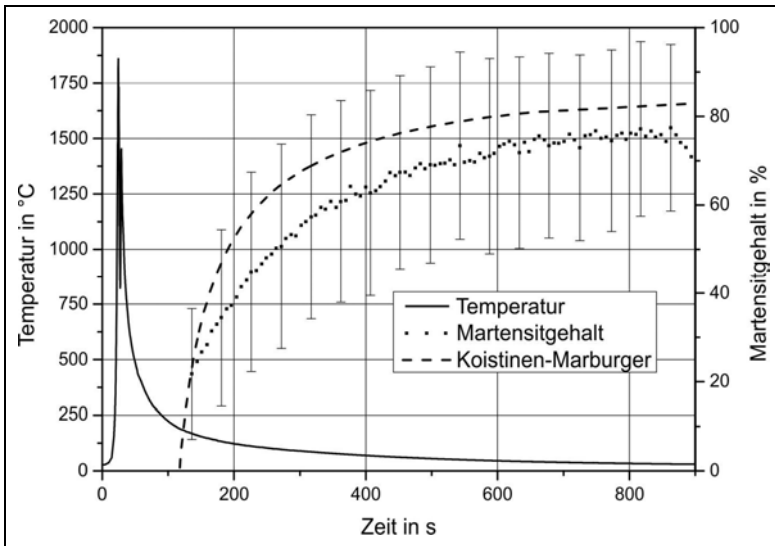


Bild 4.40: Martensitumwandlungskinetik während des Schweißens und Abkühlens der Legierung Cr8Ni10 mit einer M_s -Temperatur von 196 °C

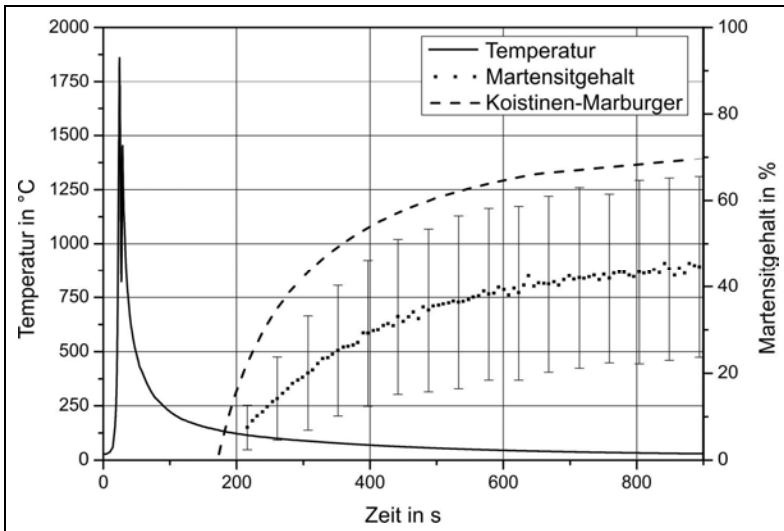


Bild 4.41: Martensitumwandlungskinetik während des Schweißens und Abkühlens der Legierung Cr8Ni12 mit einer M_s -Temperatur von 144 °C

Auch die Umwandlungskinetik der Legierungen mit 10% Chrom weist unter Berücksichtigung der Streuungen die angesprochenen Charakteristika auf, wie in *Bild 4.42* bis *Bild 4.44* zu erkennen ist.

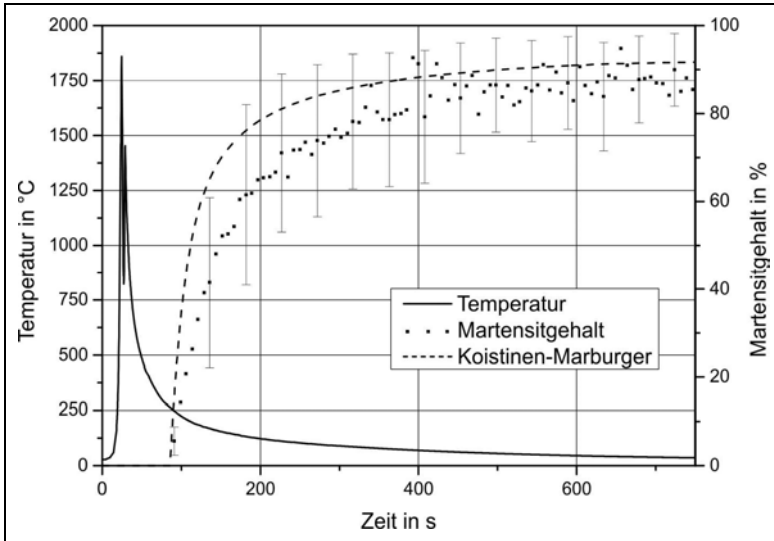


Bild 4.42: Martensitumwandlungskinetik während des Schweißens und Abkühlens der Legierung Cr10Ni8 mit einer M_s -Temperatur von 268 °C

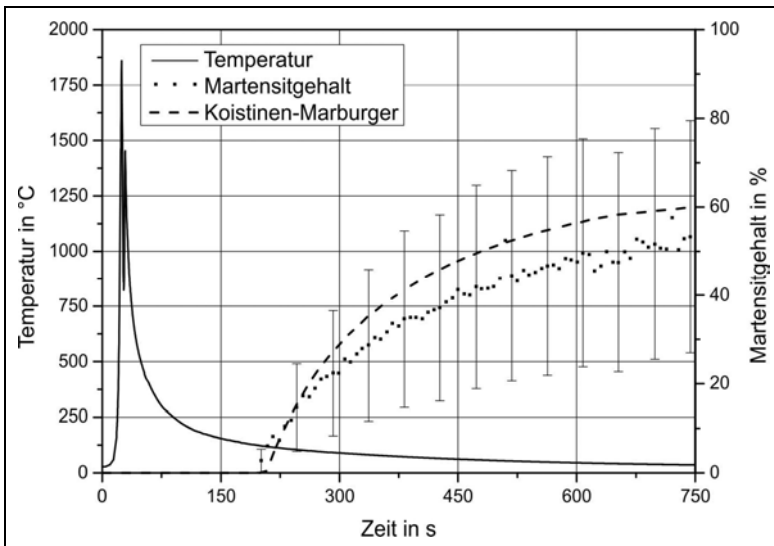


Bild 4.43: Martensitumwandlungskinetik während des Schweißens und Abkühlens der Legierung Cr10Ni10 mit einer M_s -Temperatur von 125 °C

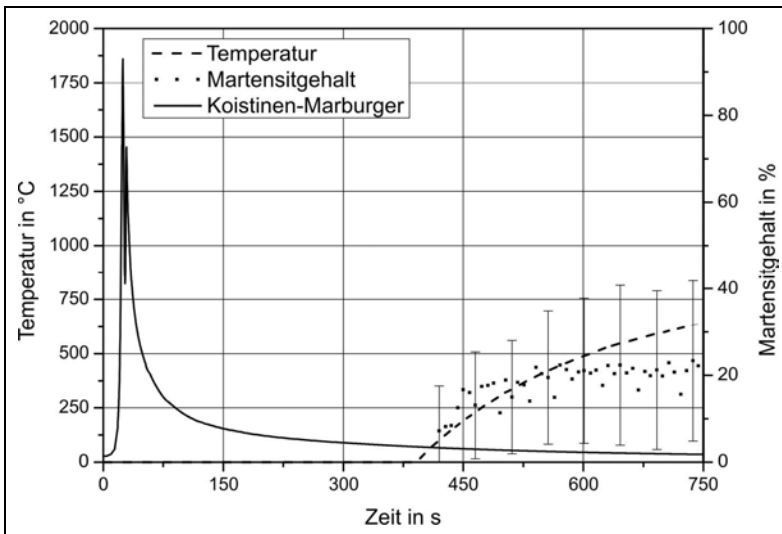


Bild 4.44: Martensitumwandlungskinetik während des Schweißens der Legierung Cr10Ni12 mit einer M_s -Temperatur von 71 °C

Um die Temperaturabhängigkeit der Martensitumwandlungskinetik genauer bewerten zu können, zeigen *Bild 4.45* und *Bild 4.46* die Umwandlungen als Funktion der Temperatur. Die nach Chromgehalt getrennten Diagramme verdeutlichen, dass die Martensitbildung im Detail keiner exponentiellen Gesetzmäßigkeit folgt, sondern vielmehr eine eher lineare Abhängigkeit von der Temperatur aufweist. Dies ist im Einklang mit dem im Ofenversuch beobachteten Verhalten. Die Umwandlungsrate beträgt für die Legierung Cr8Ni8 zunächst etwa 0,6% Martensit pro Abnahme um 1 °C. Ab etwa 80% Martensit halbiert sich die Steigung auf etwa 0,3% Martensit pro Abnahme um 1 °C. Dieser Trend ist in den Legierungen Cr8Ni10 und Cr8Ni12 nicht auszumachen. Diese Legierungen erreichen nur Martensitgehalte von etwa 75% bzw. 40%, womit der Punkt verringerter Steigung offenbar nicht erreicht wird (vgl. *Bild 4.40* und *Bild 4.41*). Zudem sind die Streuungen der ermittelten Martensitgehalte recht hoch.

Die mit 10% Chrom legierten Werkstoffe sind in ihrem Umwandlungsverhalten ähnlich zu beschreiben. Auch die Legierung Cr10Ni8, welche letztlich über 80% Martensit aufweist, lässt bei Überschreiten dieses Wertes einen leichten Abfall der vormals vorliegenden Umwandlungsrate von 0,6% Martensit pro Abnahme um 1 °C erkennen. Die Legierungen Cr10Ni10 und Cr10Ni12 zeigen dies aufgrund zu geringer Martensitgehalte nicht.

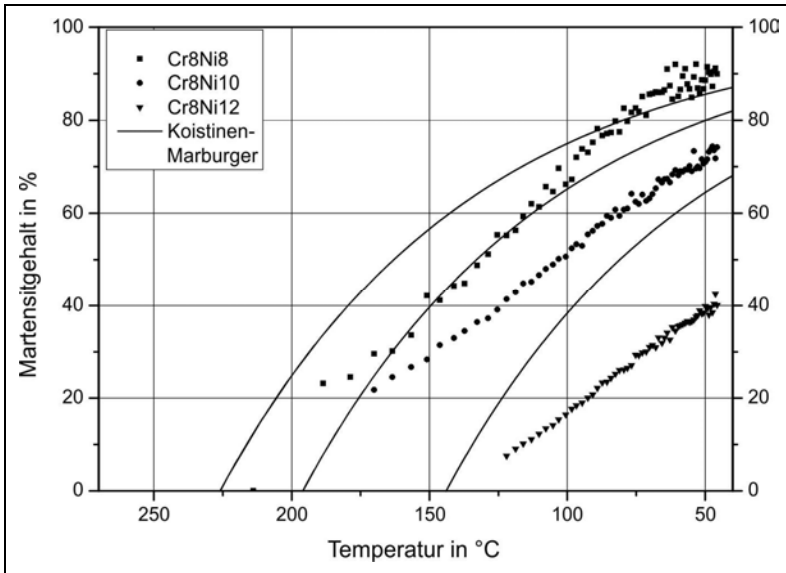


Bild 4.45: Martensitumwandlungskinetik der Legierungen Cr8Ni8, Cr8Ni10 und Cr8Ni12 als Funktion der Temperatur im Vergleich zum Koistinen-Marburger-Gesetz

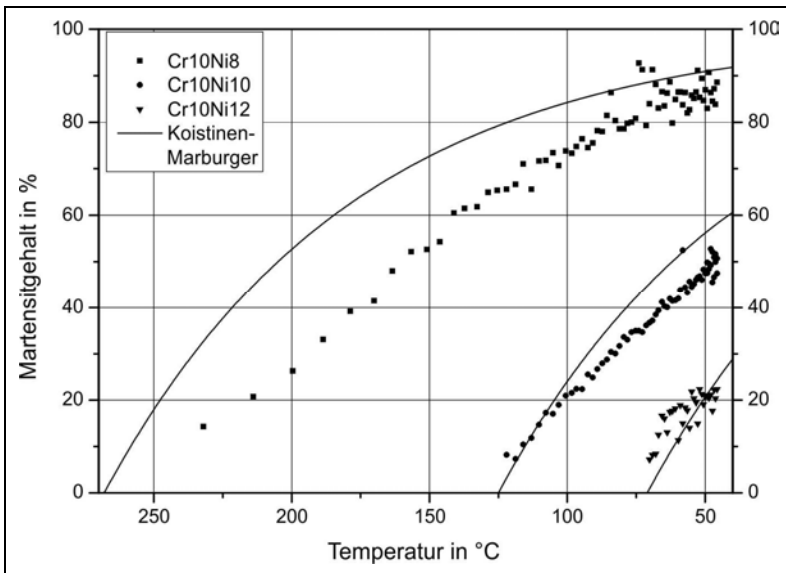


Bild 4.46: Martensitumwandlungskinetik der Legierungen Cr10Ni8, Cr10Ni10 und Cr10Ni12 als Funktion der Temperatur im Vergleich zum Koistinen-Marburger-Gesetz

Der nun folgenden Diskussion liegt eine genauere Bestimmung der jeweiligen Menge an Restaustenit bzw. Martensit bei Raumtemperatur zu Grunde. Dazu wurden an insgesamt fünf Positionen im Schweißgut der WIG-Wiederaufschmelzschweißungen Beugungsspektren unter 21 ψ -Kippungen zwischen 0° und 90° aufgenommen. Die 0° Kippung entspricht der Lage der Probe beim Schweißen. Die Phasengehalte wurden gemäß *Abschnitt 3.2.5.4*

bestimmt und über die einzelnen Kippungen gemittelt. So gelang es, die Einflüsse von mangelnder Statistik (Grobkorn) und Textur zu verringern. Die fünf Messstellen umfassten die Messpositionen der In-situ-Messungen, d. h. 1 mm, 2 mm und 3 mm unter der Schweißnahtoberfläche. Zusätzlich wurden zwei Messpunkte jeweils dazwischen gewählt, d. h. 1,5 mm und 2,5 mm unter der Schweißnahtoberfläche (vgl. *Abschnitt 3.2.6.3*).

Bild 4.47 enthält zunächst die berechneten Werte für die Legierungen Cr8Ni8, Cr8Ni10 und Cr8Ni12. Hier ergibt sich in Übereinstimmung mit den ermittelten M_s -Temperaturen ein erhöhter Restaustenitgehalt mit zunehmendem Nickelgehalt. Obschon die Werte einer Streuung unterliegen, ergeben sich relativ stabile Restaustenitgehalte mit zunehmendem Abstand zur Schweißnahtoberfläche. Dies ist in Übereinstimmung mit den bereits in *Bild 4.37* dargestellten nur geringen M_s -Temperaturgradienten in Tiefenrichtung.

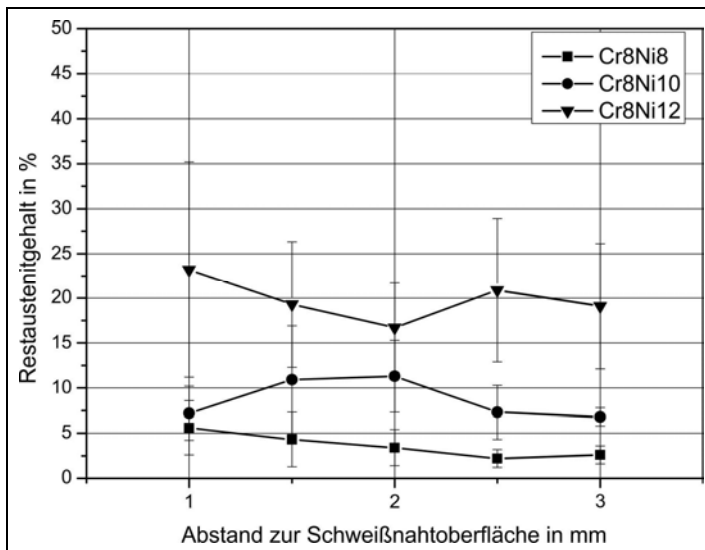


Bild 4.47: Restaustenitgehalte der Legierungen Cr8Ni8, Cr8Ni10 und Cr8Ni12 in Abhängigkeit der Schweißnahtposition

Schließlich sind in *Bild 4.48* die Restaustenitgehalte in Abhängigkeit der Tiefe im Schweißgut der Legierungen Cr10Ni8, Cr10Ni10 und Cr10Ni12 aufgeführt. Auch diese Legierungen bestätigen den unmittelbaren Zusammenhang zwischen Nickelgehalt, M_s -Temperatur und Restaustenitgehalt. Ebenso findet sich bei diesen Legierungen ein relativ stabiler Restaustenitgehalt unabhängig vom untersuchten Abstand zur Schweißnahtoberfläche. Den höchsten Restaustenitgehalt weist erwartungsgemäß die Legierung Cr10Ni12 auf. Trotz der in diesem Falle sehr niedrigen M_s -Temperatur von 71 °C findet sich nur zwischen 30% und 40% Restaustenit im Gefüge.

Bild 4.49 führt die Restaustenitgehalte abschließend als Funktion der ermittelten M_s -Temperatur auf. Der Trend zunehmender Restaustenitgehalte mit abnehmender M_s -Temperatur wird hieran noch einmal besonders deutlich. Die Legierung Cr10Ni8 weicht von diesem Verhalten ab. Es ist anzunehmen, dass die ermittelte M_s -Temperatur in erheblichem Maße auf chemische Inhomogenitäten zurückzuführen ist.

Der bei Raumtemperatur verbleibende Anteil an Austenit wird aber offenbar zusätzlich durch die chemische Zusammensetzung (Mikroseigerungsverhalten) des umwandelnden Volumens bestimmt. Denn aufgrund lokaler chemischer Gradienten muss auch das Umwandlungsverhalten, d. h. Umwandlungstemperatur und Menge variieren.

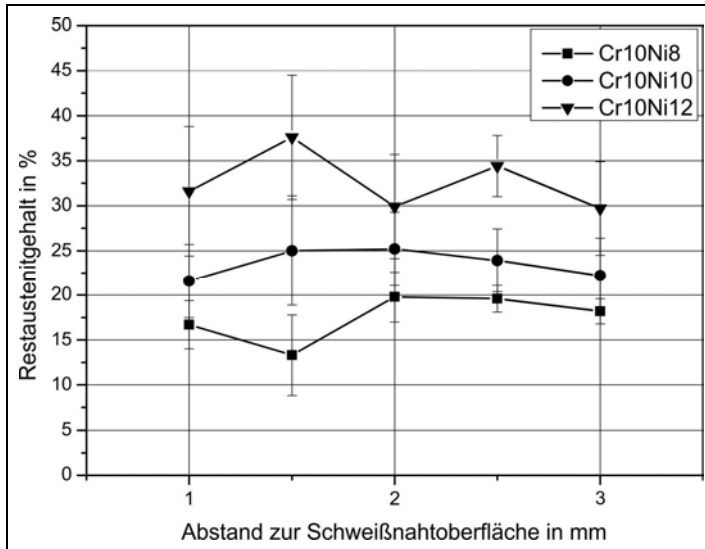


Bild 4.48: Restaustenitgehalte der Legierungen Cr10Ni8, Cr10Ni10 und Cr10Ni12 in Abhängigkeit der Schweißnahtposition

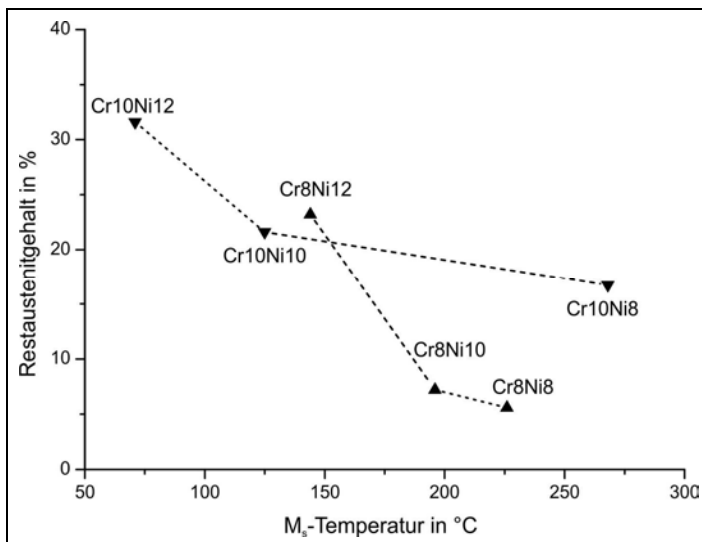


Bild 4.49: Restaustenitgehalte als Funktion der ermittelten M_s -Temperaturen während des Schweißens

Aufgrund der Ergebnisse der Untersuchung des Umwandlungsverhaltens ist es nun möglich, die in den Zugversuchen und Kerbschlagbiegeversuchen festgestellten Werte zu inter-

pretieren. Die Vermutung abnehmender Dehngrenzen (Streckgrenzen) aufgrund zunehmenden Restaustenitgehalts wird demnach bestätigt. Auch korreliert die nachgewiesene Restaustenitzunahme mit der zunehmenden Zähigkeit (Kerbschlagarbeit).

Zusammenfassend kann festgehalten werden, dass die Umwandlungskinetik sowohl im Ofentemperaturzyklus als auch während des Schweißens von LTT-Legierungen erstmals unter dem Einsatz energiedispersiver Methoden ermittelt werden konnte. Das Umwandlungsverhalten folgt qualitativ nicht dem Koistinen-Marburger-Gesetz. Vielmehr ergab sich eine weitgehend lineare Abhängigkeit des Martensitgehaltes von der Temperatur. Dies konnte nahezu unabhängig von der verwendeten Legierung nachgewiesen werden. Jedoch variiert die Umwandlungsrate in Abhängigkeit von der chemischen Zusammensetzung. Innerhalb des Schweißgutes muss für die betrachteten Legierungen mit chemischen Abweichungen und damit variierenden M_s -Temperaturen gerechnet werden. Diese Variation beeinflusst auch den vorliegenden Restaustenitgehalt. Übereinstimmend mit den mechanischen Eigenschaften und den im Gefüge beobachteten graduellen Ausprägungen, führt ein zunehmender Chrom- und vor allem Nickelgehalt zu einem zunehmenden Restaustenitgehalt.

4.5 Eigenspannungsanalyse

Die Eigenspannungsmessung erfolgte unter drei unterschiedlichen Schweißnahtgeometrien. Zunächst werden die Ergebnisse der Eigenspannungsmessung in den Wiederaufschmelzschweißungen der In-situ-Beugungsexperimente diskutiert. Danach widmet sich die Auswertung der im Stumpfstoß geschweißten Verbindungen zweier verschiedener Proben-dicken.

4.5.1 Einfluss des Umwandlungsverhaltens auf die Schweißeigenspannungen in den Wiederaufschmelzschweißungen (In-situ-Beugungsexperiment)

Die phasenspezifischen Eigenspannungen des Martensits sind in *Bild 4.50* und *Bild 4.51* aus Gründen der Übersichtlichkeit getrennt nach den Chromgehalten wiedergegeben. Die Darstellungen beinhalten die jeweiligen Gradienten der Eigenspannungen mit zunehmendem Abstand zur Schweißnahtoberfläche. Zum Vergleich ist auch der Eigenspannungsgradient einer unter identischen Bedingungen geschweißten Probe des hochfesten Feinkornbaustahls S690QL aufgeführt. Die Messpunkte sind mit denen aus den In-situ-Experimenten bzw. Restaustenitemittlungen identisch, wodurch ein direkter Zusammenhang zwischen Umwandlungsverhalten und Eigenspannungen hergestellt werden kann. Die dargestellten Eigenspannungen entsprechen der Differenz $\sigma_{11}^P - \sigma_{33}^P$ aus der Komponente in Nahtlängsrichtung abzüglich der Komponente in Nahttiefenrichtung (vgl. *Abschnitt 2.3.2*).

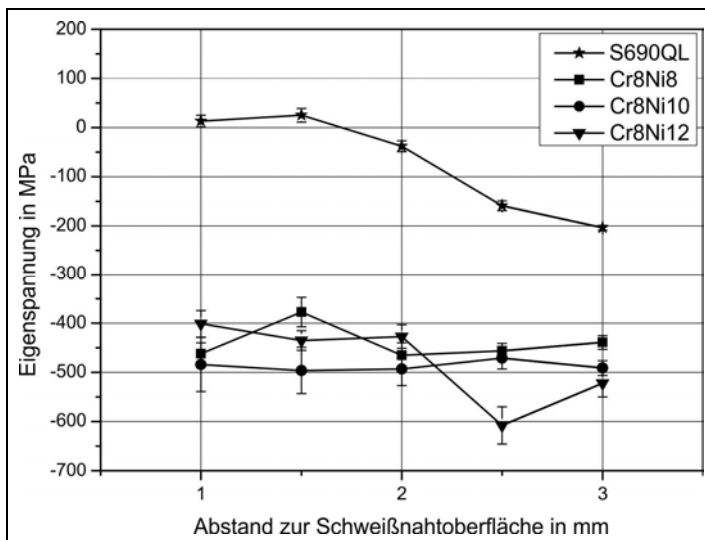


Bild 4.50: Eigenspannungen ($\sigma_{11}^P - \sigma_{33}^P$) der Martensitphasen der Legierungen Cr8Ni8, Cr8Ni10 und Cr8Ni12 im Vergleich zum hochfesten Feinkornbaustahl S690QL; Die Eigenspannungen sind gewichtete Mittelwerte mehrerer Netzebenen.

Die Eigenspannungsgradienten der Legierungen mit 8% Chrom zeigen nahezu unabhängig von der chemischen Zusammensetzung hohe Druckeigenspannungen im Bereich zwischen -400 MPa und -600 MPa. Die Verteilungen sind über der Tiefe relativ konstant. Der hoch-

festen Feinkornbaustahl S690QL ist demgegenüber durch ein vom Betrag sehr niedriges Eigenspannungsniveau zwischen 50 MPa und -200 MPa gekennzeichnet. Dabei nimmt die Spannung mit zunehmendem Abstand zur Schweißnahtoberfläche ab.

Das vom Betrag sehr geringe Spannungsniveau im hochfesten Feinkornbaustahl S690QL kann den bei der WIG-Blindschweißung vorliegenden Schrumpfbedingungen zugeschrieben werden. Aufgrund des Schweißens auf der Probenkante liegt sowohl in Nahtlängs- als auch in Nahtquerrichtung eine nur äußerst geringe Schrumpfbehinderung vor, welche die Ausbildung von schrumpfbedingten Zuglängseigenspannungen verhindert. Da die Messungen im Transmissionsmodus durchgeführt wurden, ergibt sich als Messwert immer eine Spannungsdifferenz $\sigma_{11}^P - \sigma_{33}^P$ (vgl. *Abschnitt 2.3.2*). Ein großer Einfluss der Komponente σ_{33}^P kann jedoch ausgeschlossen werden, da auch in Nahttieferichtung eine nahezu freie Schrumpfung vorlag, die daher nur sehr geringe Eigenspannungsanteile einbringen sollte. Diese Ansicht wird auch in [203] vertreten, wo eine ähnliche Probenform während des Schweißens zum Einsatz kam. Dennoch müssen mit zunehmendem Abstand zur Schweißnahtoberfläche Schrumpfspannungen in Tiefenrichtung (σ_{33}^P) wirksam sein. Somit bedingt die zunehmende Eigenspannungsdifferenz $\sigma_{11}^P - \sigma_{33}^P$ den gemessenen Eigenspannungsgradienten des hochfesten Feinkornbaustahls S690QL in Tiefenrichtung.

Bedeutend ist die hohe Eigenspannungsdifferenz zwischen S690QL und den jeweiligen LTT-Legierungen. Da die Schweißbedingungen identisch waren, muss das Umwandlungsverhalten vornehmlich für den großen Unterschied verantwortlich sein. Wie oben erläutert, liegt in Nahtlängs-, Nahtquer- als auch in Tiefenrichtung ein größtenteils freies Schrumpfen vor, weshalb die Beträge der Druckeigenspannungen zu weiten Teilen als umwandlungsbedingt bewertet werden können. Dies gilt für den gesamten untersuchten Tiefenbereich der LTT-Legierungen, da ein Eigenspannungsgradient wie im Falle des Stahls S690QL offenbar nicht vorliegt.

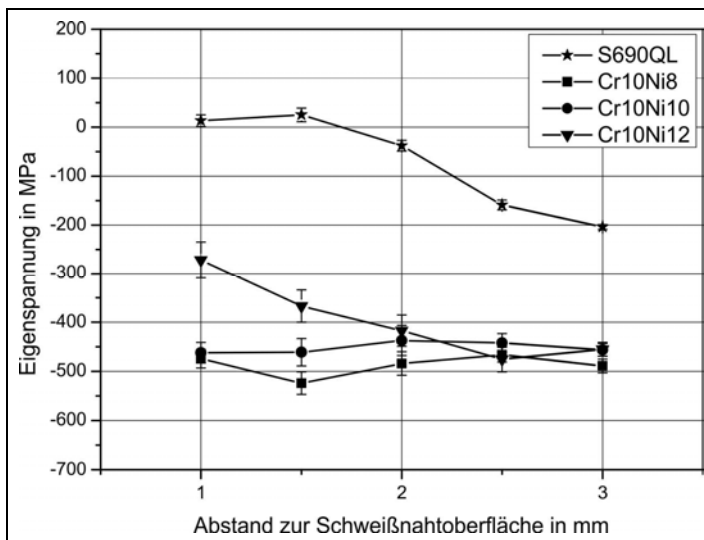


Bild 4.51: Eigenspannungen ($\sigma_{11}^P - \sigma_{33}^P$) der Martensitphasen der Legierungen Cr10Ni8, Cr10Ni10 und Cr10Ni12 im Vergleich zum hochfesten Feinkornbaustahl S690QL; Die Eigenspannungen sind gewichtete Mittelwerte mehrerer Netzebenen.

Anhand der Eigenspannungsgradienten in *Bild 4.51* kann festgestellt werden, dass die Legierungen mit 10% Chrom ein sehr ähnliches Verhalten zeigen. Auch hier liegt das Eigenspannungsniveau ungefähr zwischen -400 MPa und -600 MPa unabhängig vom Abstand zur Schweißnahtoberfläche. Eine Ausnahme bildet die Legierung Cr10Ni12. Hier zeigt sich ein Eigenspannungsgradient zwischen -250 MPa und -500 MPa mit zunehmender Tiefe. Interessant ist, dass der Gradient in seiner Verlaufsform in guter Übereinstimmung dem des hochfesten Feinkornbaustahls S690QL entspricht. Offenbar überlagern sich schrumpf- und umwandlungsbedingte Spannungen derart, dass der Umwandlungsanteil im Falle der Legierung Cr10Ni12 nicht gänzlich dominiert.

Die Besonderheit energiedispersiver Methoden besteht in der phasenspezifischen Auswertung des Eigenspannungszustandes. Nachfolgend werden daher die phasenspezifischen Eigenspannungen des Austenits diskutiert. Der hochfeste Feinkornbaustahl S690QL enthält kein Austenit. *Bild 4.52* enthält zunächst die Spannungsverteilungen über die Tiefe der 8% chromhaltigen Legierungen. Es ist festzustellen, dass das Eigenspannungsniveau verglichen mit der Martensitphase wesentlich geringer ausfällt. Mit zunehmendem Nickelgehalt nimmt auch das Eigenspannungsniveau vor allem bei den ersten drei Messpunkten unter der Schweißnahtoberfläche ab. So zeigt die Legierung Cr8Ni8 im Abstand von 1 mm zur Oberfläche noch Zugeigenspannungen größer 100 MPa, während die Legierungen Cr8Ni10 und Cr8Ni12 Druckeigenspannungen von unter -100 MPa bzw. -200 MPa aufweisen. Bedeutend ist, dass sich das Spannungsniveau in 3 mm Tiefe angleicht (etwa -100 MPa).

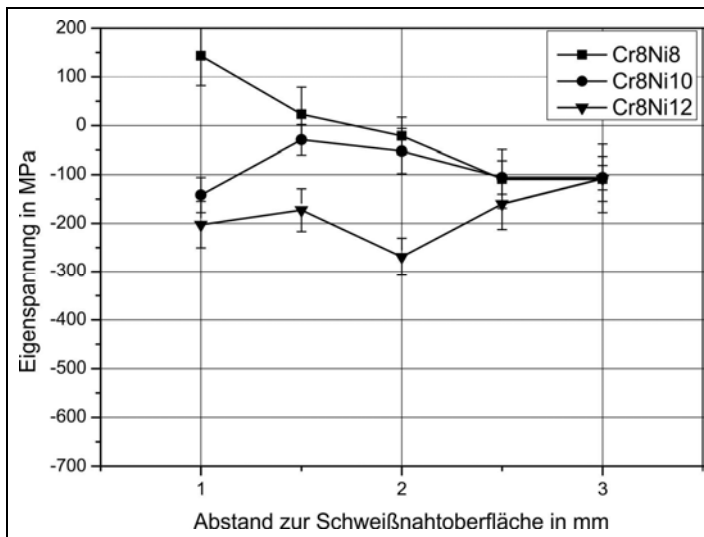


Bild 4.52: Eigenspannungen ($\sigma_{11}^P - \sigma_{33}^P$) der Austenitphasen der Legierungen Cr8Ni8, Cr8Ni10 und Cr8Ni12. Die Eigenspannungen sind gewichtete Mittelwerte mehrerer Netzebenen.

Die phasenspezifischen Eigenspannungen des Austenits der Legierungen mit 10% Nickel sind in *Bild 4.53* dargestellt. Die Eigenspannungen liegen übereinstimmend auf einem niedrigen Niveau zwischen 150 MPa und -300 MPa. Eine ausgeprägte Abhängigkeit vom Nickelgehalt liegt jedoch nicht vor. Allerdings weist die Legierung Cr10Ni12 die vom Betrag her größten Druckeigenspannungen bis -250 MPa auf. Der Trend sich angleichender

Spannungsniveaus mit zunehmender Tiefe trifft unter Berücksichtigung der Streuung auch hier weitgehend zu. Das Eigenspannungsniveau der Austenitphase ist anscheinend sowohl schrumpfungs- als auch umwandlungsbeeinflusst. Aufgrund der geringen Schrumpfbehinderung ist das Spannungsniveau insgesamt auf einem vom Betrag niedrigen Niveau. Die Überlagerung von Umwandlungsspannungen führt zu einer leichten Verschiebung in den Druckbereich in Abhängigkeit der Menge an Restaustenit. Offenbar führen größere Anteile Restaustenit dabei zu höheren Umwandlungsspannungen in dieser Phase.

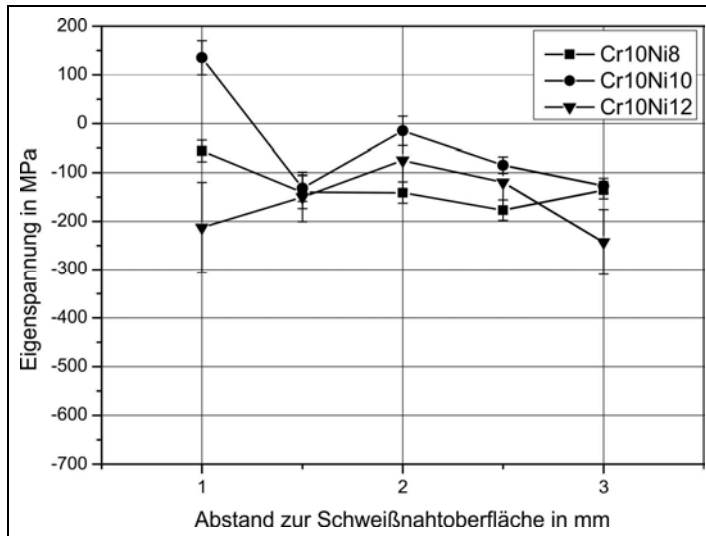


Bild 4.53: Eigenspannungen ($\sigma_{11}^P - \sigma_{33}^P$) der Austenitphasen der Legierungen Cr10Ni8, Cr10Ni10 und Cr10Ni12, Die Eigenspannungen sind gewichtete Mittelwerte mehrerer Netzebenen.

Um eine Aussage zum Gesamteigenspannungsniveau treffen zu können, müssen die phasenspezifischen Eigenspannungen gemäß der Anteile an Martensit und Austenit berücksichtigt werden. Dazu kann unter Annahme der Gültigkeit eines einfachen Hebelgesetzes der jeweilige Eigenspannungsanteil mit dem Phasenanteil gewichtet werden (vgl. Gleichung 2.6). Die Phasenanteile sind bereits im Abschnitt 4.4.2.2 ausgewertet worden (vgl. Bild 4.47 und Bild 4.48). Die daraus berechneten Makroeigenspannungen zeigt Bild 4.54 und Bild 4.55 getrennt nach den Chromgehalten. Ergänzt werden die Darstellungen jeweils von den Eigenspannungen des hochfesten Feinkornbaustahls S690QL.

Bedingt durch den nur geringen Restaustenitanteil der Legierungen Cr8Ni8 und Cr8Ni10 entsprechen die Makroeigenspannungen weitgehend denen der Martensitphase. Die Makroeigenspannungen weisen gegenüber der Martensitphase lediglich eine leichte Verschiebung zu niedrigeren Beträgen auf. Die Werte bleiben bei diesen beiden Legierungen fast ausschließlich unter -400 MPa. Bedeutsam ist, dass sich die Eigenspannungsverteilungen beider Legierungen im Makrofall annähern und qualitativ wie auch quantitativ ähnliche Verteilungen aufweisen. Das heißt, die Schwankung der Eigenspannungen des Martensits wird durch die Schwankungen der Eigenspannungen im Austenit teilweise kompensiert. Daher kann davon ausgegangen werden, dass sich die Eigenspannungen beider Phasen gegenseitig beeinflussen.

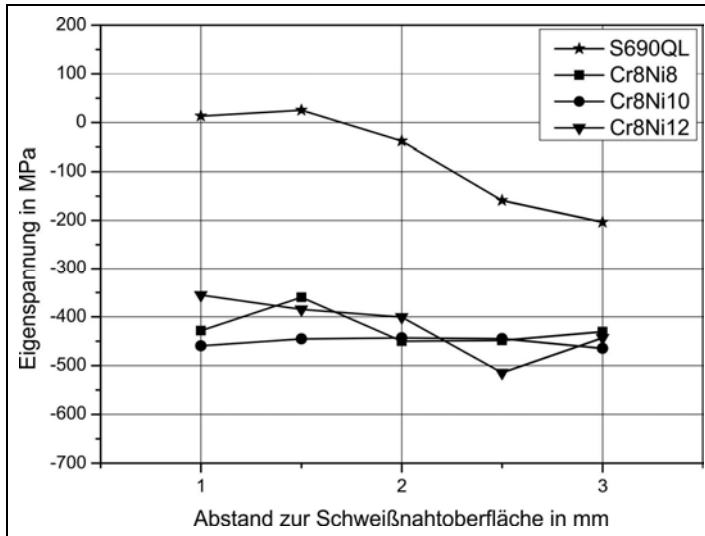


Bild 4.54: Makro-eigenstressen ($\sigma^P_{11}-\sigma^P_{33}$) der Legierungen Cr8Ni8, Cr8Ni10 und Cr8Ni12 im Vergleich zum hochfesten Feinkornbaustahl S690QL. Die Eigenstressen sind gewichtete Mittelwerte mehrerer Netzebenen.

Die Ausführungen gelten prinzipiell auch für die Legierung Cr8Ni12. Deren Schwankungen der Eigenstressen in Martensit und Austenit kompensieren sich teilweise zu einer etwa linearen Verteilung über die Tiefe. Zusätzlich deutet sich ein Eigenstressgradient mit zunehmendem Abstand zur Schweißnahtoberfläche an, ähnlich dem bereits beschriebenen Tiefengradienten des hochfesten Feinkornbaustahls S690QL.

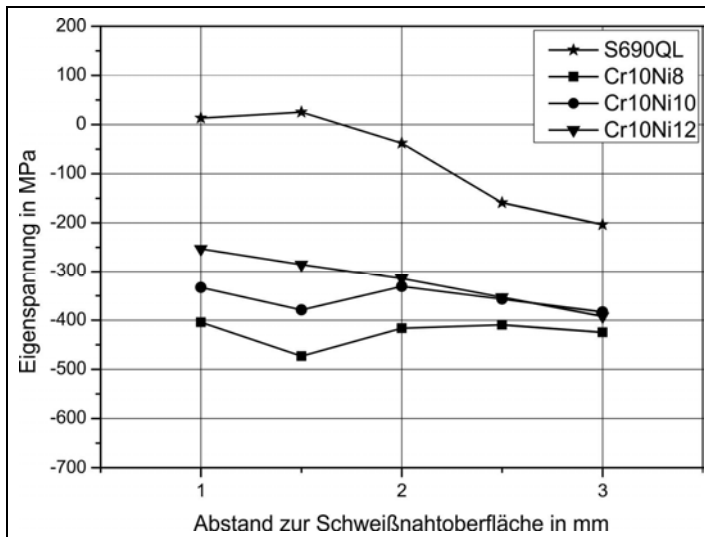


Bild 4.55: Makro-eigenstressen ($\sigma^P_{11}-\sigma^P_{33}$) der Legierungen Cr10Ni8, Cr10Ni10 und Cr10Ni12. Die Eigenstressen sind gewichtete Mittelwerte mehrerer Netzebenen.

Dieses Merkmal offenbart sich noch deutlicher, bei der Betrachtung der Makroeigenstressspannungen der Legierungen mit 10% Chrom in *Bild 4.55*. Mit zunehmendem Nickelgehalt gleicht sich der Makroeigenstressspannungsgradient in seiner Verlaufsform der graduellen Verteilung des hochfesten Feinkornbaustahl S690QL an. Dies lässt den Schluss zu, dass sich unter den gegebenen Bedingungen relativ unabhängig vom Werkstoff qualitativ sehr ähnliche Eigenstressspannungsgradienten bilden. Das Niveau der Eigenstressspannungsverteilung wird letztlich jedoch vom Umwandlungsverhalten in Wechselwirkung der beteiligten Phasen bestimmt. Dies entspricht im vorliegenden Fall einer einfachen Überlagerung schrumpfungs- und umwandlungsbedingter Eigenstressspannungen im Einklang mit den in [30]-[32] und [36]-[37] angenommenen Mechanismen.

Es bleibt festzuhalten, dass durch den Einsatz von LTT-Legierungen beim Schweißen tatsächlich Druckeigenstressspannungen hohen Betrags erzeugt werden können. Die Eigenstressspannungen sind eindeutig auf die Wirkung der martensitischen Phasenumwandlung zurückzuführen. Die Ergebnisse der Eigenstressspannungsanalyse sind für die martensitische Phase im Einklang mit den Messungen in [118], [123] und [133], wo ein ähnliches Eigenstressspannungsniveau relativ unabhängig von der M_s -Temperatur beobachtet wurde. Zudem konnten erstmals Eigenstressspannungsmessungen in der austenitischen Phase von LTT-Legierungen durchgeführt werden. Die Ergebnisse verdeutlichen, dass die erreichbaren (Druck-)Eigenstressspannungen in der Schweißnaht weitgehend von der Martensitphase bestimmt werden. Fast unabhängig von der M_s -Temperatur liegt dort ein relativ konstantes Druckeigenstressspannungsniveau vor. Die sich letztlich einstellende Makroeigenstressspannung wird vom relativ geringen Eigenstressspannungsniveau in der Austenitphase limitiert. Wie hoch das Eigenstressspannungsniveau letztlich ist, wird klar vom Restaustenitgehalt bestimmt. Dies erweitert die in [30]-[32] und [36]-[37] geäußerten Modellvorstellungen um den Fall unvollständiger Umwandlung. Der Einfluss der dabei zwangsläufig auftretenden Restaustenitphase konnte entsprechend aufgezeigt werden.

4.5.2 Eigenstressspannungsverteilung in den Zweilagenschweißverbindungen

Im weiteren Vorgehen wurden die Eigenstressspannungen erweiternd an realen Schweißverbindungen analysiert. Bei einer Blechdicke von 6 mm ergaben sich unter Einsatz des manuellen Lichtbogenhandschweißprozesses zweilagige Schweißnähte (vgl. *Abschnitt 4.1.1*). Deren oberflächennahe Eigenstressspannungsverteilung in der Martensitphase des Schweißgutes und in der Ferrit-(Bainit-)phase der angrenzenden WEZ wird im Folgenden diskutiert. Die Messungen erfolgten mittels CrK_α -Strahlung auf einem Laborröntgendiffraktometer an der 211α -Netzebene des Martensits bzw. Ferrits. Entsprechende Messungen in der Austenitphase des Schweißgutes wurden mittels Synchrotronbeugung vorgenommen. Komplementär wurde das Schweißgut auch in der Martensitphase mittels Synchrotronbeugung analysiert.

4.5.2.1 Decklage

Martensitphase

In *Bild 4.56* ist die Eigenspannungsverteilung der Martensitphase der Legierung Cr8Ni6 sowohl in Nahtlängs- (linkes Teilbild) als auch in Nahtquerrichtung (rechtes Teilbild) dargestellt. Die Eigenspannungsverteilung ist in beiden Richtungen weitgehend symmetrisch zur Nahtlängsachse. Längs zur Naht ergibt sich die sogenannte M-Form der Eigenspannungsverteilung (vgl. *Abschnitt 2.1*), wie sie laut [33] typisch für umwandlungsbeeinflusste Schweißgüter ist.

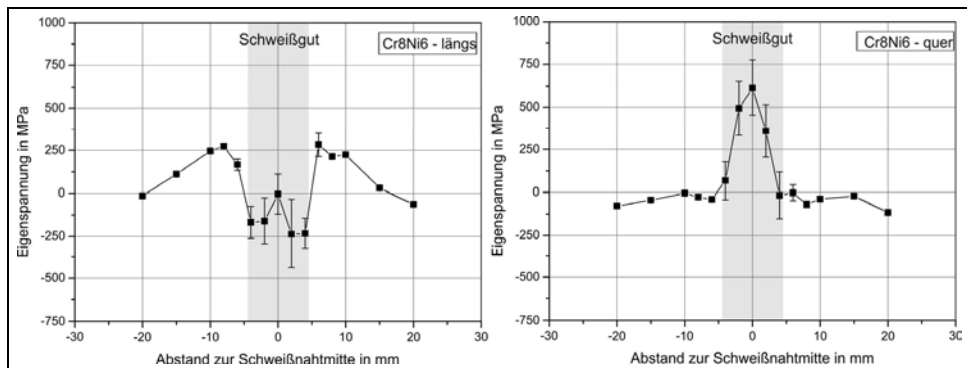


Bild 4.56: Längs- (links) und Quereigenspannungen (rechts) der Martensitphase der Legierung Cr8Ni6, Zweilagenschweißung an 6 mm S690QL

Demnach ist das Schweißgut in Nahtlängsrichtung durch Druckeigenspannungen bis zu -250 MPa gekennzeichnet, welche im Nahtzentrum gegen 0 MPa streben. In der WEZ finden sich die für Längseigenspannungsverteilungen typischen Zugeigenspannungsmaxima von etwa 250 MPa. Demgegenüber weist das Schweißgut in Nahtquerrichtung Zugeigenspannungen mit einem Maximum von etwa 625 MPa in Nahtmitte auf. Die Zugeigenspannungen zeigen im Schweißgutrandbereich einen hohen Spannungsgradienten und fallen bis auf 0 MPa ab. Dieses niedrigere Niveau kennzeichnet auch die WEZ.

Prinzipiell gelten diese Aussagen auch für die Eigenspannungsverteilungen der Legierungen Cr8Ni8, Cr8Ni10 und Cr8Ni12 in *Bild 4.57* bis *Bild 4.59*. Dort variiert das Niveau der Längsdruckeigenspannungen im Schweißgut vornehmlich zwischen 0 MPa und -250 MPa. Es existieren zum Teil jedoch einzelne Spannungsspitzen, die im Zug- (500 MPa) als auch im Druckeigenspannungsbereich (-500 MPa) liegen können. In Nahtquerrichtung sind im Wesentlichen Zugeigenspannungen bis 500 MPa zu verzeichnen. Einzelne Druckeigenspannungsspitzen sind im Übergang zur WEZ angesiedelt.

4 Ergebnisse und Diskussion

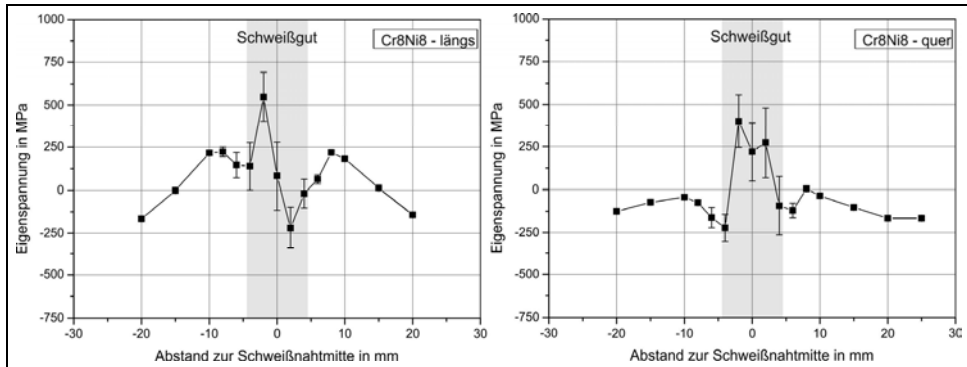


Bild 4.57: Längs- (links) und Quereigenspannungen (rechts) der Martensitphase der Legierung Cr8Ni8, Zweilagenschweißung an 6 mm S690QL

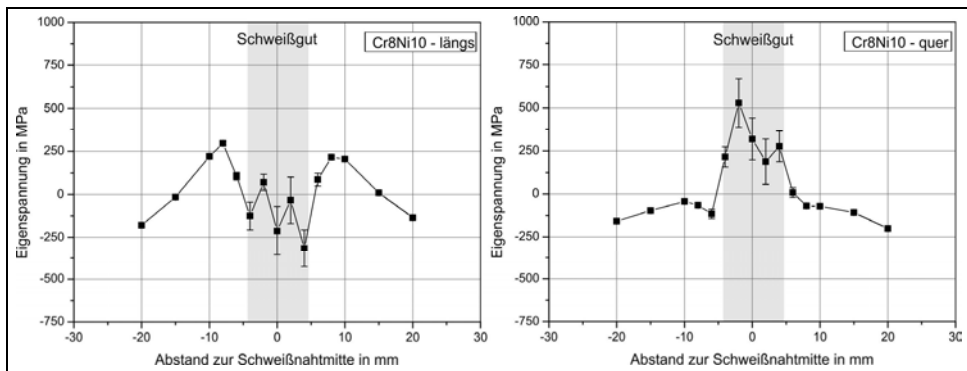


Bild 4.58: Längs- (links) und Quereigenspannungen (rechts) der Martensitphase der Legierung Cr8Ni10, Zweilagenschweißung an 6 mm S690QL

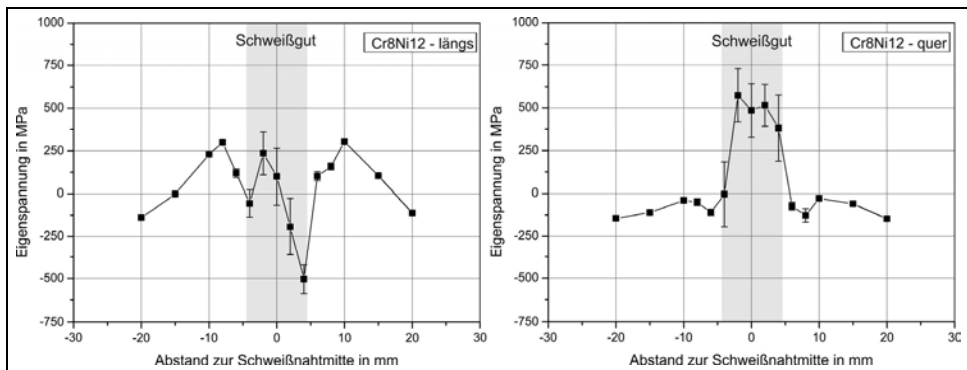


Bild 4.59: Längs- (links) und Quereigenspannungen (rechts) der Martensitphase der Legierung Cr8Ni12, Zweilagenschweißung an 6 mm S690QL

Der Einfluss der martensitischen Phasenumwandlung in der Schweißnaht ist offenbar nur in Nahtlängsrichtung wirksam. Dort finden sich vornehmlich Druckeigenspannungen, wobei einzelne Zugeigenspannungspike auftreten können. Verglichen mit den WIG-Wiederaufschmelzschweißungen ist das Druckeigenspannungsniveau der Zweilagenschweißverbindungen

dungen wesentlich geringer. Es ist anzunehmen, dass die Eigenspannungsverteilung in der zweilagigen Stumpfnah mit zwar von der Martensitbildung beeinflusst wird, jedoch durch Überlagerung schrumpfungsbedingter Spannungen im Niveau angehoben wird. Im Vergleich zu den Wiederaufschmelzschweißungen liegt hier aufgrund der Stützwirkung der Nahtflanken in Nahtlängsrichtung eine zusätzliche Schrumpfbegrenzung vor (Prinzip der zu kurzen Naht).

Die Eigenspannungen in Nahtquerrichtung weisen dagegen keine Merkmale eines Umwandlungseinflusses auf. Vielmehr entspricht die Eigenspannungsverteilung der Vorstellung alleiniger Wirksamkeit von Schrumpfspannungen (vgl. *Abschnitt 2.1*). Deshalb ist hier die W-Form der Eigenspannungsverteilung nach [33] vorzufinden. Die Ursachen der unerwartet hohen Zugeigenspannungen in Nahtquerrichtung sind wohl in Eigenspannungsumlagerungen aus Gründen des Kräftegleichgewichts in der Probe zu suchen. Obgleich die Bleche unter freier Schrumpfung geschweißt wurden, lag auch in Nahtquerrichtung eine lokale Schrumpfbegrenzung vor, welche zusätzlich zu einer Verschiebung des Eigenspannungsniveaus in Zugrichtung beigetragen haben sollte.

Schließlich zeigen *Bild 4.60* bis *Bild 4.62* die Eigenspannungsverteilungen der Martensitphase der Legierungen Cr10Ni6, Cr10Ni10 und Cr10Ni12. Die Schweißverbindung der Legierung Cr10Ni8 konnte aufgrund starker Textur bzw. Grobkorn nicht mittels $\sin^2\psi$ -Methode an der 211 α -Netzebene ausgewertet werden. Entsprechende Messungen erfolgten deshalb mittels Synchrotronbeugung (vgl. *Bild 4.66*).

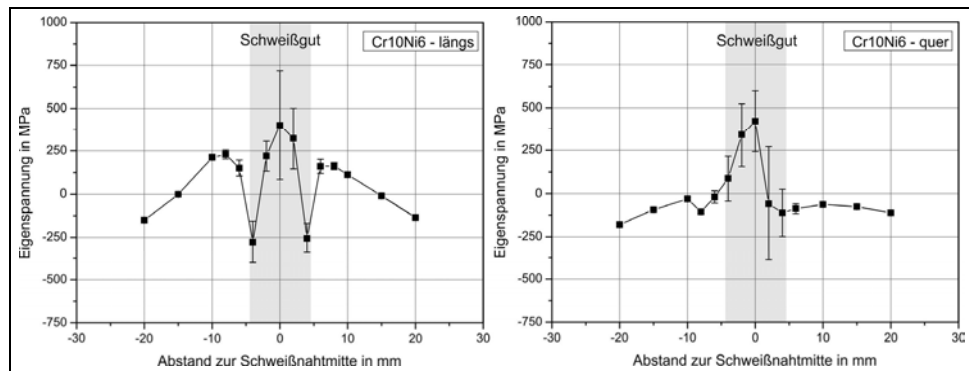


Bild 4.60: Längs- (links) und Quereigenspannungen (rechts) der Martensitphase der Legierung Cr10Ni6, Zweilagenschweißung an 6 mm S690QL

Auch bei den untersuchten Legierungen mit 10% Chrom ist in Nahtlängsrichtung der Umwandlungseinfluss zu erkennen. Wie in Nahtquerrichtung sind jedoch sowohl Zug- als auch Druckeigenspannungen präsent. Die recht stark schwankenden Eigenspannungsverteilungen lassen keine expliziten Aussagen zu. Aus diesem Grunde wurden alle Schweißgüter, mit Ausnahme der beiden 6% nickelhaltigen Legierungen, zusätzlich mittels Synchrotronbeugung unter Anwendung energiedispersiver Methoden hinsichtlich der Eigenspannungsverteilungen in Martensit und Austenit analysiert. Der Vorteil liegt dabei in der Möglichkeit mehrere Beugungslinien je Phase auszuwerten. Dadurch kann eine mittlere Eigenspannung durch Gewichtung der $\sin^2\psi$ -Verteilungen einzelner Netzebenen gemäß den Flächen-

häufigkeiten bestimmt werden. Als Ergebnis liegt ein robuster Eigenspannungswert der jeweiligen Phase vor.

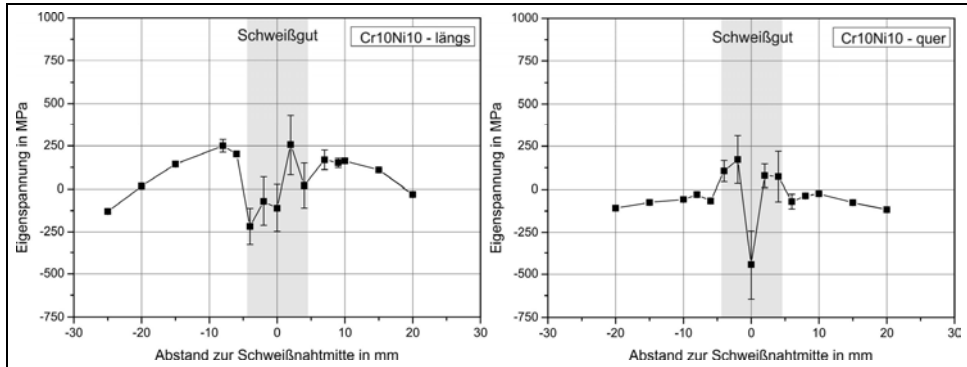


Bild 4.61: Längs- (links) und Quereigenspannungen (rechts) der Martensitphase der Legierung Cr10Ni10, Zweilagenschweißung an 6 mm S690QL

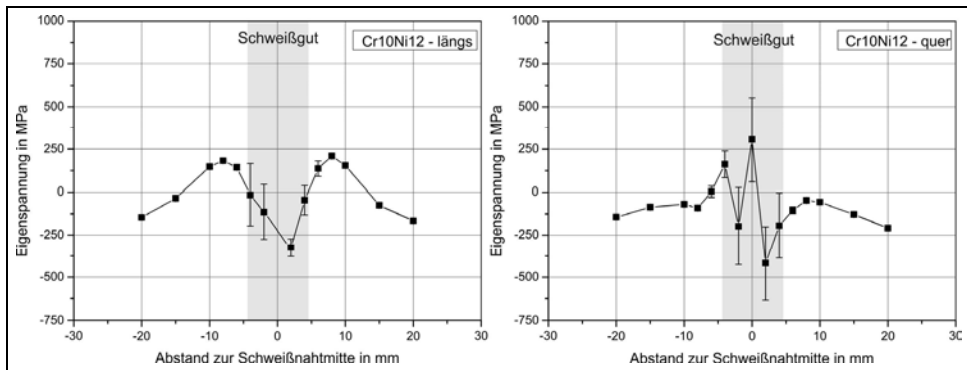


Bild 4.62: Längs- (links) und Quereigenspannungen (rechts) der Martensitphase der Legierung Cr10Ni12, Zweilagenschweißung an 6 mm S690QL

Im Folgenden wird zunächst die mittels Synchrotronbeugung untersuchte Martensitphase im Schweißgut der Legierungen Cr8Ni8, Cr8Ni10 und Cr8Ni12 entsprechend *Bild 4.63* bis *Bild 4.65* betrachtet. Aufgrund der Annahme weitgehender Symmetrie der Eigenspannungsverteilungen bezüglich der Schweißnahtlängsachse stellen die nachfolgend gezeigten Eigenspannungen an der Nahtmitte gespiegelte Verteilungen dar.

Wie bereits festgestellt wurde, ist das Eigenspannungsniveau in Nahtlängsrichtung umwandlungsbedingt relativ niedrig. Die Beträge der Eigenspannungen sind vornehmlich kleiner als 250 MPa. Die meisten Messpunkte lassen Druckeigenspannungen erkennen. Im Schweißgutrandbereich liegen jeweils Gradienten in Zugrichtung vor, wobei ein Anstieg auf etwa 250 MPa zu erkennen ist. Dies ist im Einklang mit den Labormessungen in *Bild 4.56* bis *Bild 4.58*, wo charakteristische Zugeigenspannungsmaxima in der WEZ bei etwa 250 MPa vorlagen.

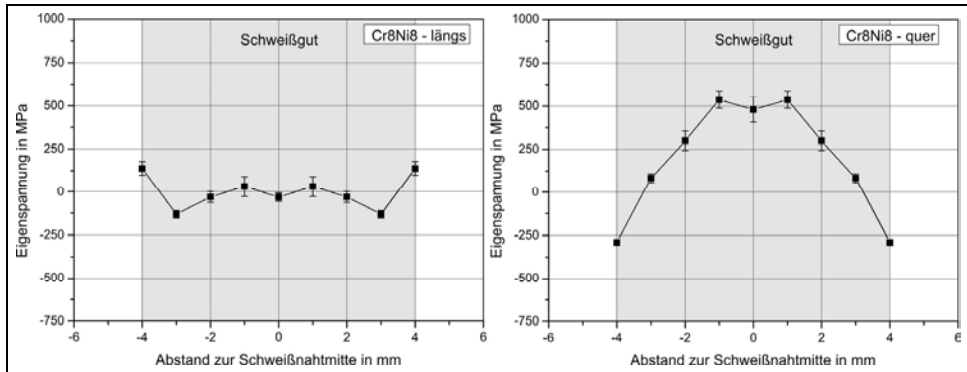


Bild 4.63: Längs- (links) und Quereigenspannungen (rechts) der Martensitphase der Legierung Cr8Ni8 aus gewichteten Mittelwerten mehrerer Netzebenen, Zweilagenschweißung an 6 mm S690QL, an der Nahtmitte gespiegelte Verteilung

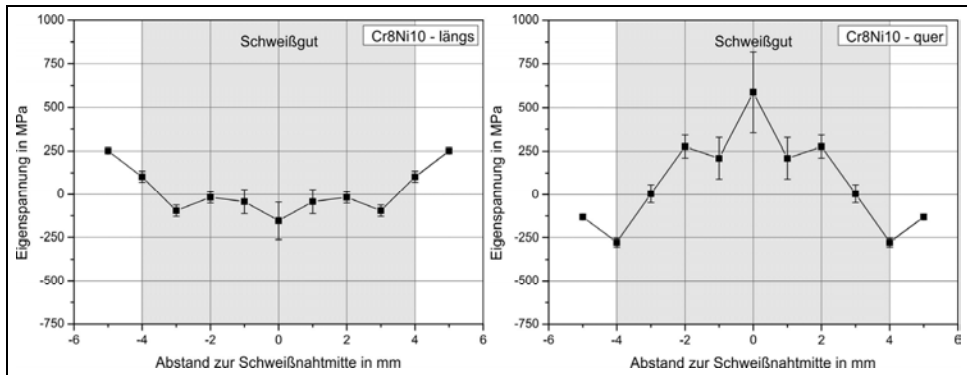


Bild 4.64: Längs- (links) und Quereigenspannungen (rechts) der Martensitphase der Legierung Cr8Ni10 aus gewichteten Mittelwerten mehrerer Netzebenen, Zweilagenschweißung an 6 mm S690QL, an der Nahtmitte gespiegelte Verteilung

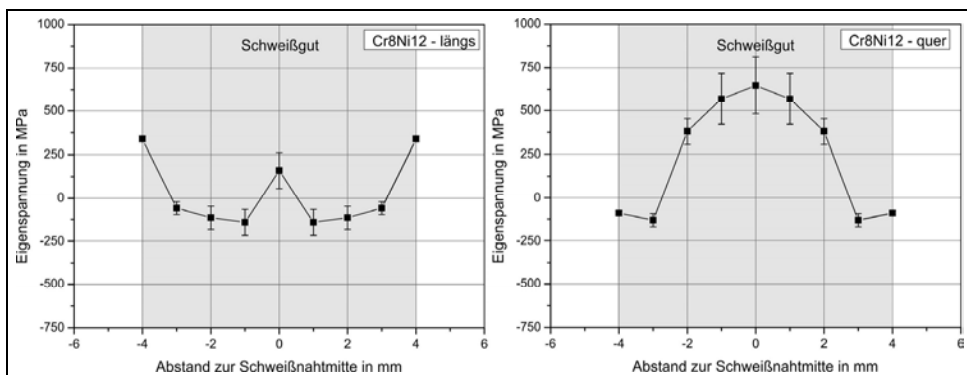


Bild 4.65: Längs- (links) und Quereigenspannungen (rechts) der Martensitphase der Legierung Cr8Ni12 aus gewichteten Mittelwerten mehrerer Netzebenen, Zweilagenschweißung an 6 mm S690QL, an der Nahtmitte gespiegelte Verteilung

Die Eigenspannungsverteilung in Nahtquerrichtung ist demgegenüber durch Zugeigenspannungsmaxima in der Schweißgutmitte gekennzeichnet, deren Niveau etwa zwischen 500 MPa und 625 MPa liegt. Ein hoher Eigenspannungsgradient in Richtung WEZ führt zu Druckeigenspannungen bis etwa -250 MPa im Schweißnahrandbereich.

Der Vergleich mit den Eigenspannungsverteilungen der Legierungen Cr10Ni8, Cr10Ni10 und Cr10Ni12 in *Bild 4.66* bis *Bild 4.68* offenbart, dass in Nahtlängsrichtung qualitativ als auch quantitativ relativ ähnliche Verhältnisse vorliegen. Die einzelnen Werte zeigen zumeist Druckeigenspannungen zwischen 0 MPa und -250 MPa. Der beobachtete Spannungsgradient in Richtung der WEZ wird besonders in *Bild 4.67* deutlich, da hier zusätzliche Messwerte außerhalb der Naht zur Verfügung stehen. Das Zugeigenspannungsmaximum der WEZ ist, wie bereits erwähnt, bei etwa 250 MPa angesiedelt.

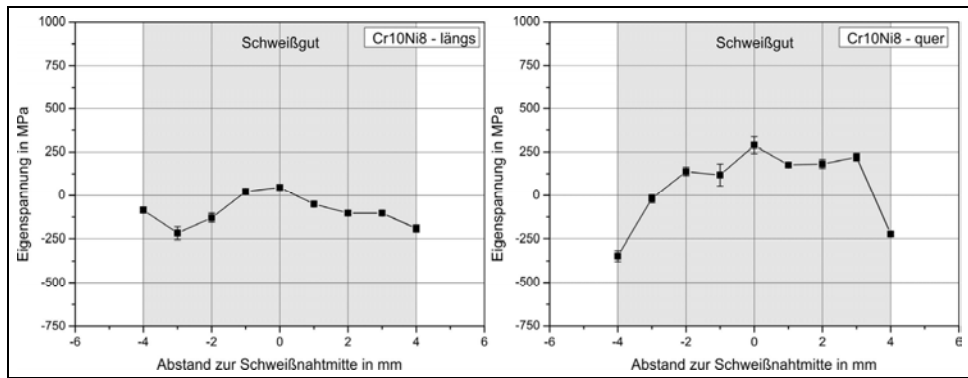


Bild 4.66: Längs- (links) und Quereigenspannungen (rechts) der Martensitphase der Legierung Cr10Ni8 aus gewichteten Mittelwerten mehrerer Netzebenen, Zweilagenschweißung an 6 mm S690QL

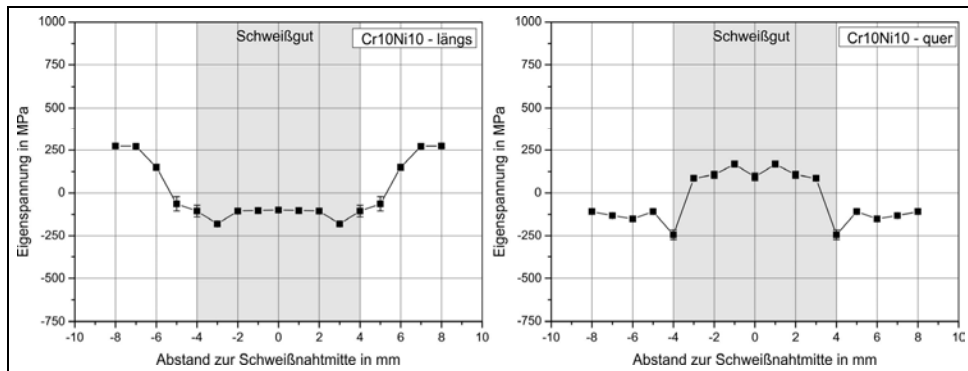


Bild 4.67: Längs- (links) und Quereigenspannungen (rechts) der Martensitphase der Legierung Cr10Ni10 aus gewichteten Mittelwerten mehrerer Netzebenen, Zweilagenschweißung an 6 mm S690QL, an der Nahtmitte gespiegelte Verteilung

Bedeutsam für die 10% Chrom aufweisenden Legierungen ist, dass deren Nahtquereigenspannungen ein deutlich niedrigeres Niveau als die 8% chromhaltigen Legierungen aufweisen. Mit höherem Nickelgehalt kommt es zu einer zunehmenden Nivellierung des Spannungslevels bis auf etwa 0 MPa im Falle der Legierung Cr10Ni12. Die Legierung Cr10Ni8 und Cr10Ni10 weisen derweil Zugeigenspannungen von etwa 250 MPa bzw. etwa 130 MPa

auf. Die Eigenspannungen zeigen im Übergang zur WEZ die höchsten Druckeigenspannungen bis zu -350 MPa. Wie *Bild 4.67* erkennen lässt, finden sich in der WEZ in Querrichtung recht stabile Druckeigenspannungen auf einem Level von rund -125 MPa.

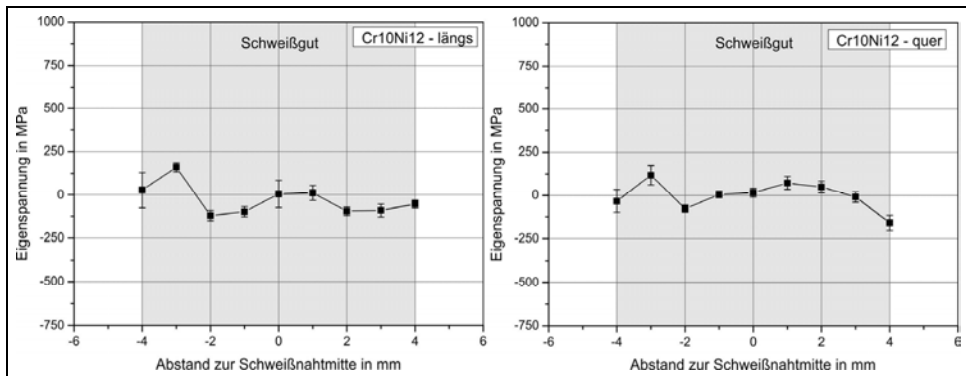


Bild 4.68: Längs- (links) und Quereigenspannungen (rechts) der Martensitphase der Legierung Cr10Ni12 aus gewichteten Mittelwerten mehrerer Netzebenen, Zweilagenschweißung an 6 mm S690QL

Austenitphase

Die Ermittlung der phasenspezifischen Eigenspannungen der Austenitphase wurde an den Schweißgütern der Legierungen mit 10% Chrom vorgenommen. Denn die Legierungen mit nur 8% Chrom ließen nur eine Auswertung an der 200 γ -Netzebene zu, welche zu nichtlinearen $\sin^2\psi$ -Verteilungen führte und demnach keine zulässigen Eigenspannungswerte lieferte.

Bild 4.69 bis *Bild 4.71* verdeutlichen, dass die Eigenspannungsverteilungen der Austenitphase sowohl in Nahtlängs- als auch in Nahtquerrichtung auf einem sehr niedrigen Niveau nahe 0 MPa liegen. Vereinzelt zeigen sich Zugeigenspannungen kleiner 250 MPa bzw. Druckeigenspannungen gleichen Betrags. Einzig die Legierung Cr10Ni12 weist etwas stärker um die Nulllage alternierende Eigenspannungen auf. Die Ergebnisse sind konform zu den Eigenspannungen welche bei den Wiederaufschmelzschweißungen registriert wurden (vgl. *Abschnitt 4.5.1*). Die Restaustenitgehalte betragen für die Legierungen Cr10Ni8, Cr10Ni10 zwischen 10% und 30% sowie für die Legierung Cr10Ni12 etwa 50%. Diese Werte wurden unter Bildung von Mittelwerten über alle ψ -Kippungen errechnet. Sie zeigen hohe Streuungen bis zu $\pm 23\%$.

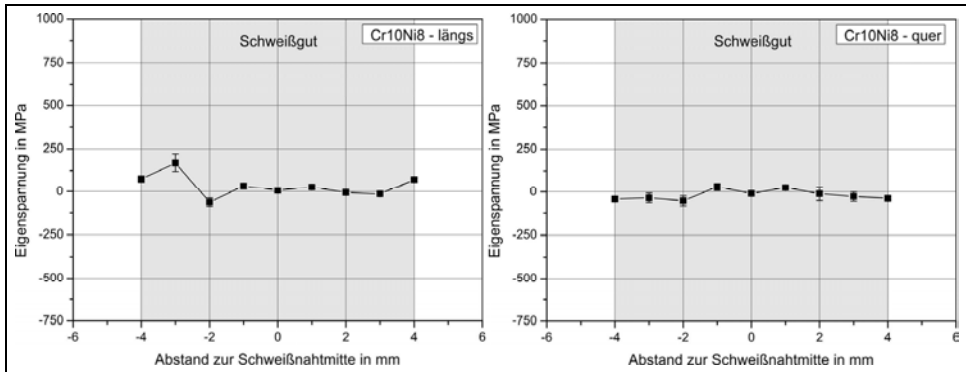


Bild 4.69: Längs- (links) und Quereigenspannungen (rechts) der Austenitphase der Legierung Cr10Ni8 aus gewichteten Mittelwerten mehrerer Netzebenen, Zweilagenschweißung an 6 mm S690QL

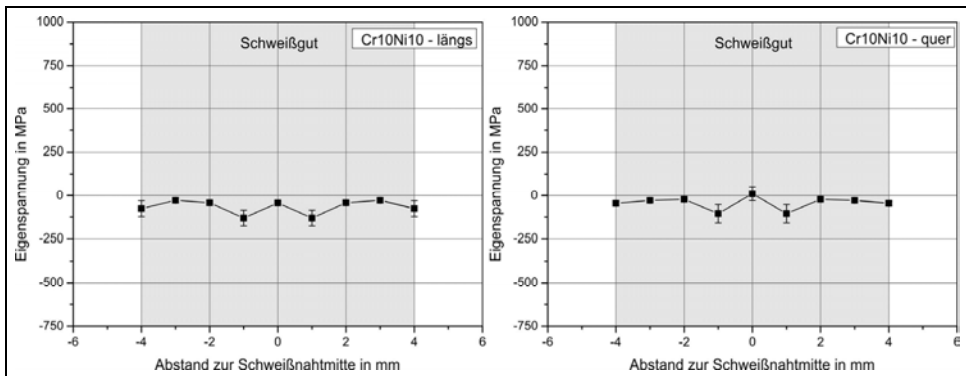


Bild 4.70: Längs- (links) und Quereigenspannungen (rechts) der Austenitphase der Legierung Cr10Ni10 aus gewichteten Mittelwerten mehrerer Netzebenen, Zweilagenschweißung an 6 mm S690QL

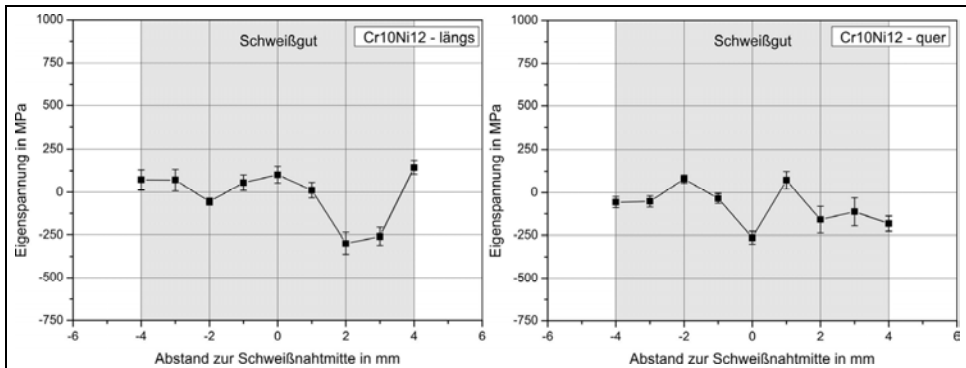


Bild 4.71: Längs- (links) und Quereigenspannungen (rechts) der Austenitphase der Legierung Cr10Ni12 aus gewichteten Mittelwerten mehrerer Netzebenen, Zweilagenschweißung an 6 mm S690QL

Makrospannungen

Aufgrund der jeweils nur sehr geringen phasenspezifischen Eigenspannungen in Martensit und Austenit weisen die Makrospannungen der Legierungen Cr10Ni8, Cr10Ni10 und Cr10Ni12 entsprechend *Bild 4.72* bis *Bild 4.74* ebenfalls nur geringe Werte auf. Die Makrospannungen werden gegenüber den Eigenspannungen im Martensit leicht verringert. Eine Ausnahme bilden die Übergänge in die WEZ in Nahtquerrichtung. Der ausgeprägte Eigenspannungsgradient bleibt hier präsent.

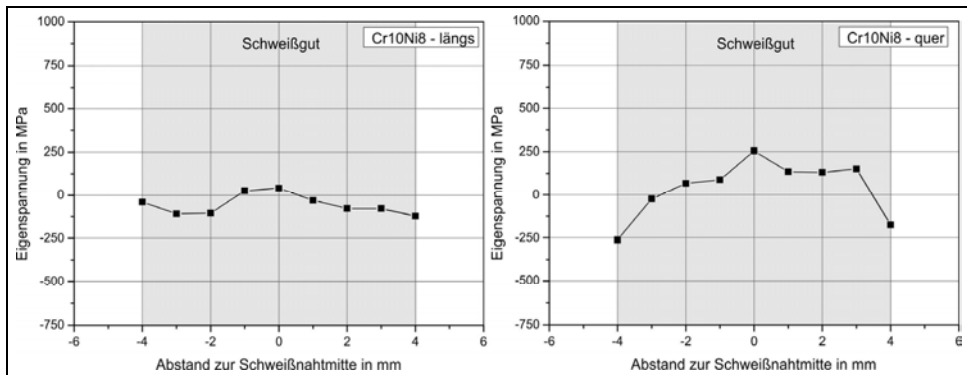


Bild 4.72: Makrospannungen längs (links) und quer (rechts) zur Schweißnaht gemäß den Phasenanteilen der Legierung Cr10Ni8, Zweilagenschweißung an 6 mm S690QL

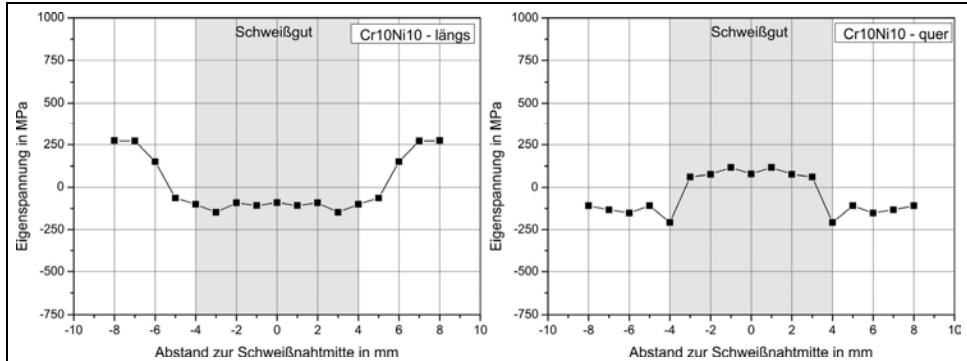


Bild 4.73: Makrospannungen längs (links) und quer (rechts) zur Schweißnaht gemäß den Phasenanteilen der Legierung Cr10Ni10, Zweilagenschweißung an 6 mm S690QL

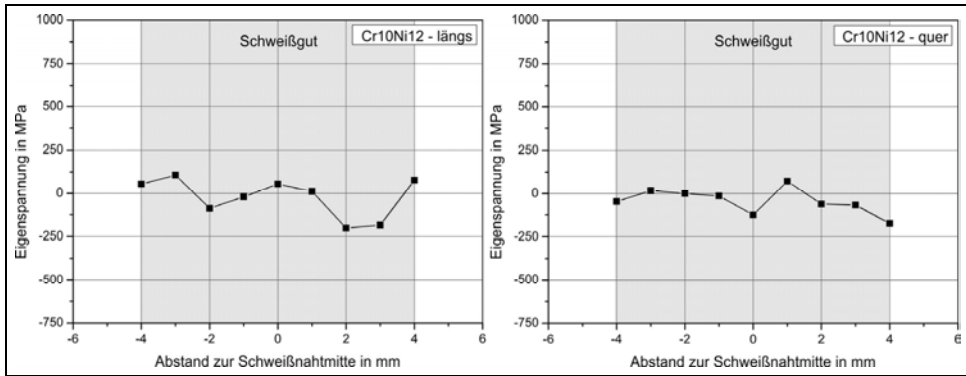


Bild 4.74: Makroeigenspannungen längs (links) und quer (rechts) zur Schweißnaht gemäß denn Phasenteilen der Legierung Cr10Ni12, Zweilagenschweißung an 6 mm S690QL

4.5.2.2 Wurzellage

Zusätzliche Messungen des Eigenspannungszustandes an der Wurzelseite der Schweißverbindung der Legierung Cr10Ni10 sind in Bild 4.75 dargestellt. Das Schweißgut umfasst aufgrund der V-Nahtgeometrie hier nur etwa eine Breite 1 mm. Gleich den Verteilungen in der Decklage liegt in Nahtlängsrichtung ein sehr niedriges Eigenspannungsniveau vor. Im Schweißgut findet sich ein Zugeigenspannungspeak von knapp 250 MPa, während die WEZ nahezu eigenspannungsfrei ist. In Nahtquerrichtung liegen ebenfalls etwa 250 MPa Zugeigenspannungen vor. Die WEZ bzw. der Grundwerkstoff weisen in Nahtquerrichtung einen Eigenspannungsgradienten bis hin zu etwa 400 MPa auf, welcher durch den Winkelverzug der Bleche und damit verbundener Biegespannungen hervorgerufen werden kann. Der Winkelverzug ergibt sich vornehmlich durch das Querschrumpfen der im Vergleich zur Wurzel breiteren Decklage.

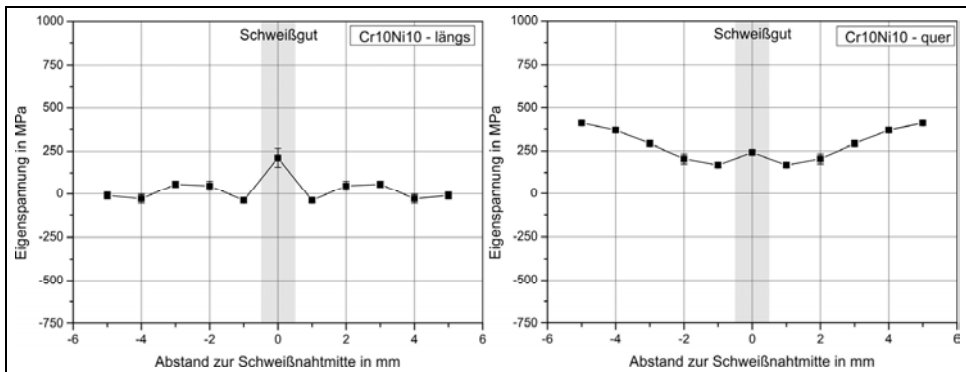


Bild 4.75: Längs- (links) und Quereigenspannungen (rechts) der Martensitphase der Legierung Cr10Ni10, Zweilagenschweißung an 6 mm S690QL, Wurzelseite

Zusammenfassend kann festgestellt werden, dass die in den Zweilagenschweißungen vorherrschenden Eigenspannungsverteilungen charakteristische Merkmale aufweisen, welche auf den Einfluss der martensitischen Phasenumwandlung hindeuten. Vor allem in Nahtlängsrichtung ist im Martensit ein sehr niedriges Eigenspannungsniveau vorzufinden,

was übereinstimmend mit der Literatur [30]-[32] und [36]-[37] auf das Wirken von Umwandlungsspannungen zurückzuführen ist. Dagegen finden sich in Nahtquerrichtung vornehmlich Zugeigenspannungen mit einem ausgeprägten Maximum in Schweißgutmitte. Es ist anzunehmen, dass die Ursache dafür im globalen Kräftegleichgewicht zu suchen ist, d. h. das Spannungsumlagerungen wirksam werden. Die vergleichsweise niedrigen Eigenspannungen in Nahtlängsrichtung sind weitgehend unabhängig von der eingesetzten Legierung. Dies ist konform zu den Ergebnissen der Messungen in WIG-Wiederaufschmelzschweißungen in *Abschnitt 4.5.1*. Allerdings ist das Eigenspannungsniveau in den Zweilagenerbindungen vom Betrag her deutlich abgesenkt. Dies kann auf die Überlagerung durch zusätzliche Schrumpfspannungen zurückgeführt werden. Auch in Nahtquerrichtung ist mit einem entsprechenden Einfluss zusätzlicher Schrumpfbehinderung zu rechnen, welcher das Eigenspannungsniveau in Zugrichtung anhebt. Ebenfalls konform zu den WIG-Wiederaufschmelzschweißungen zeigt die austenitische Phase ein vergleichsweise geringes Spannungsniveau.

4.5.3 Eigenspannungsverteilung in den Mehrlagenschweißverbindungen

Der Einfluss der Schrumpfbehinderung auf die Eigenspannungsverteilungen sollte anhand von Mehrlagenschweißungen an 15 mm dicken Blechen validiert werden. Exemplarisch wurden dazu die Legierungen Cr10Ni8 und Cr10Ni10 ausgewählt. Die folgenden Betrachtungen widmen sich zunächst der martensitischen Phase. Die austenitische Phase wird lediglich anhand der Legierung Cr10Ni10 diskutiert, da die Legierung Cr10Ni8 sowohl bei der Bestimmung der phasenspezifischen Eigenspannungen des Austenits als auch bei der Bestimmung des Restaustenitanteils hohe Streuungen aufwies. Schließlich werden auch die Makro eigenspannungen der Legierung Cr10Ni10 betrachtet.

Die Legierung Cr10Ni8 weist nach dem Schweißen die in *Bild 4.76* dargestellte Eigenspannungsverteilung auf. Ähnlich der zweilagigen Schweißverbindung (vgl. *Bild 4.66*) findet sich in Nahtlängsrichtung ein niedriges Eigenspannungsniveau. Die Verteilung weist jedoch geringfügig höhere Eigenspannungsbeträge auf, d. h. in Nahtmitte herrschen geringe Zugeigenspannungen kleiner als 100 MPa vor, während im Randbereich Druckeigenspannungsspitzen von bis zu -250 MPa vorzufinden sind. In der WEZ treten übereinstimmend Zugeigenspannungsmaxima von etwa 250 MPa auf.

Die Eigenspannungen der Martensitphase in Nahtquerrichtung entsprechen ebenfalls qualitativ dem in der Zweilagenerbindung festzustellenden Verlauf (vgl. *Bild 4.66*). Demnach befinden sich hohe Zugeigenspannungen in Nahtmitte, während die Randbereiche durch niedrige Druckeigenspannungen gekennzeichnet sind. Der bedeutende Unterschied liegt darin, dass im Mehrlagenfall das Eigenspannungsmaximum um etwa 250 MPa auf 500 MPa angehoben ist. Die Nahtrandbereiche sind davon jedoch nicht betroffen. Die Druckeigenspannungen sind hier bei Werten von etwa -250 MPa angesiedelt.

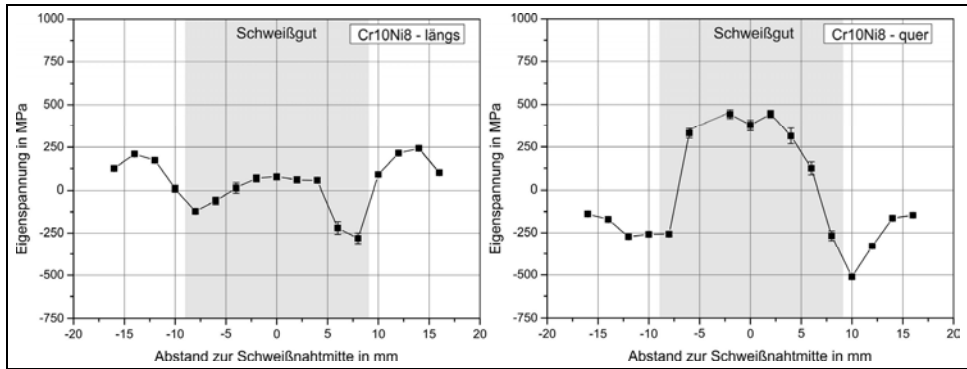


Bild 4.76: Längs- (links) und Quereigenspannungen (rechts) der Martensitphase der Legierung Cr10Ni8 aus gewichteten Mittelwerten mehrerer Netzebenen, Mehrlagenschweißung an 15 mm S690QL

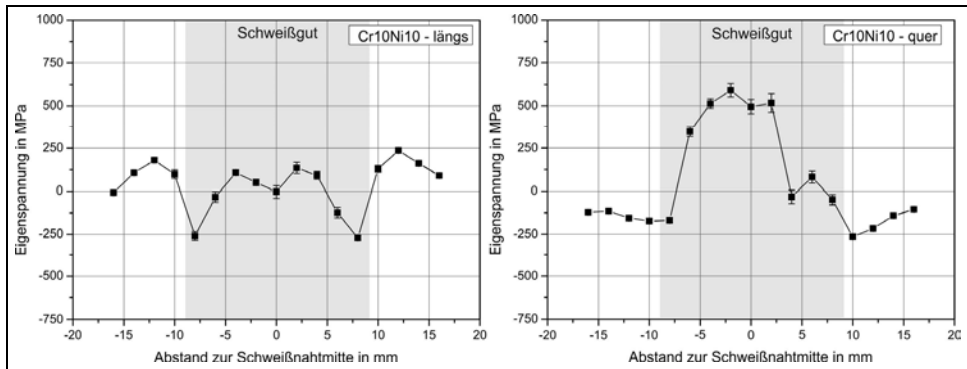


Bild 4.77: Längs- (links) und Quereigenspannungen (rechts) der Martensitphase der Legierung Cr10Ni10 aus gewichteten Mittelwerten mehrerer Netzebenen, Mehrlagenschweißung an 15 mm S690QL

Grundsätzlich gelten die Ausführungen auch für die Mehrlagenschweißverbindung der Legierung Cr10Ni10 in Bild 4.77. In Nahtlängsrichtung treten ebenfalls markante Druckeigenspannungsspitzen von etwa -250 MPa auf. Die Eigenspannungen in Nahtmitte weisen größtenteils Werte kleiner als 100 MPa auf. Dies ist konform zu den Eigenspannungsverteilungen in der zweilagigen Schweißverbindung (vgl. Bild 4.67).

Entsprechendes gilt auch für die Nahtquerrichtung. Hier erreicht das Eigenspannungsniveau sogar Werte größer 500 MPa, was eine Erhöhung gegenüber der Zweilagigenverbindung um etwa 350 MPa bedeutet. Der in der Querverteilung auftretende unsymmetrische Eigenspannungsabfall in der rechten Nahthälfte ist in Längsrichtung nicht zu erkennen und kann in einer Nahtunebenheit aufgrund des manuellen Schweißens begründet sein.

Offenbar ist die in der Mehrlagenverbindung gegenüber der Zweilagigenverbindung höhere Schrumpfbehinderung dafür verantwortlich, dass das Eigenspannungsniveau in Zugrichtung angehoben wird. Deutlich wirkt sich dies jedoch vor allem in Nahtquerrichtung aus. Demgegenüber zeigt sich in Nahtlängsrichtung nur eine geringe Eigenspannungsverschiebung in Richtung positiver Werte. Die höhere Schrumpfbehinderung ist vor allem auf die

höhere Blechdicke zurückzuführen. Zusätzlich führt die V-nahtgeometriebedingte breitere Decklage zu höherem Schrumpfbestreiben in Nahtquerrichtung. Auch in Nahtlängsrichtung führt die längere Schweißnaht zu einem erhöhten Schrumpfbestreiben. Dazu kommt eine zusätzliche Schrumpfbehinderung in Dickenrichtung durch die bereits eingebrachten Zwischenlagen.

Diese Faktoren bedingen auch eine Anhebung der Eigenspannungen der austenitischen Phase in den Zugbereich, wie *Bild 4.78* für das Schweißgut der Legierung Cr10Ni10 belegt. Gegenüber der zweilagigen Verbindung (vgl. *Bild 4.70*) zeigen sich um bis zu 300 MPa höhere Werte. Die größte Veränderung ist in Nahtmitte wahrzunehmen. Die Nahrandbereiche sind weniger betroffen. Dies gilt für Nahtlängs- und Nahtquerrichtung gleichermaßen.

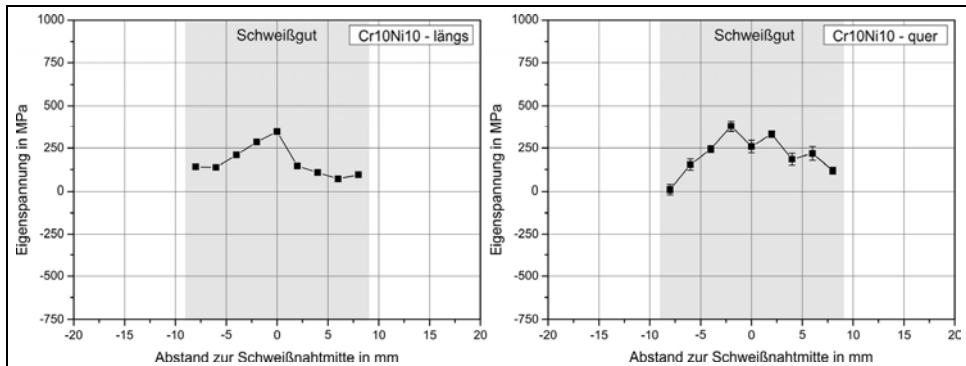


Bild 4.78: Längs- (links) und Quereigenspannungen (rechts) der Austenitphase der Legierung Cr10Ni10 aus gewichteten Mittelwerten mehrerer Netzebenen, Mehrlagenschweißung an 15 mm S690QL

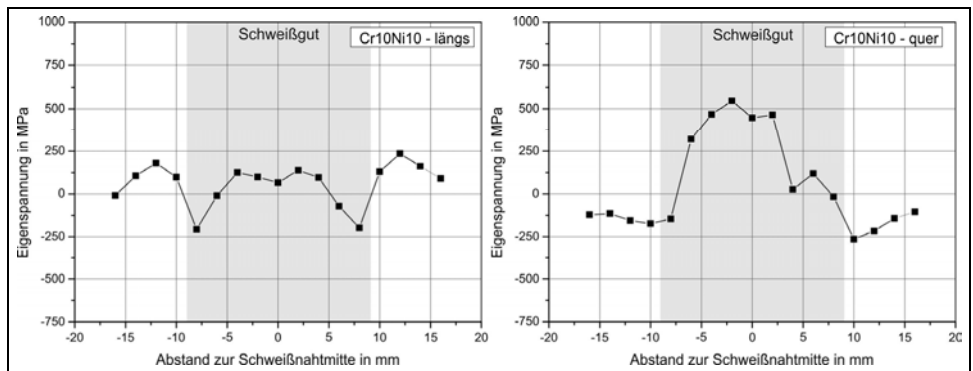


Bild 4.79: Makroeigenspannungen längs (links) und quer (rechts) zur Schweißnaht als Mittelwert aus Martensit und Austenit gewichtet gemäß den Phasenanteilen der Legierung Cr10Ni10, Mehrlagenschweißung an 15 mm S690QL

Schließlich beinhaltet *Bild 4.79* die Makroeigenspannungen der Legierung Cr10Ni10. Der unter mehreren ψ -Winkeln ermittelte Restaustenitgehalt variiert über der Naht und erreicht im Mittel etwa $21\% \pm 25\%$. Die jeweiligen phasenspezifischen Eigenspannungen führen in Nahtlängsrichtung zu einem stabilen Makroeigenspannungsniveau von etwa 125 MPa im Nahtzentrum. Offenbar mittelt sich das im Martensit auftretende Minimum (vgl. *Bild 4.77*)

mit dem im Austenit vorliegenden Maximum (vgl. *Bild 4.78*) ungefähr aus. Dieser Effekt war auch schon in den Wiederaufschmelzschweißungen zu beobachten (vgl. *Abschnitt 4.5.1*). In Nahtquerrichtung führt die niedrigere Zugeigenspannung des Austenits gegenüber den Eigenspannungen des Martensits zu leicht abgesenkten Makro eigenspannungen im Vergleich zur Martensitphase. Dies konnte übereinstimmend auch in den zweilagigen Schweißnähten beobachtet werden.

Es kann festgestellt werden, dass die Eigenspannungsverteilungen in den Mehrlagenverbindungen qualitativ denen der Zweilagenvverbindungen entsprechen. Die dort festgestellten Charakteristika sind auch hier in der Naht und in der WEZ zu registrieren. Jedoch sind die Eigenspannungsverteilungen der Mehrlagenverbindungen gegenüber den zweilagigen Verbindungen in Nahtlängs- und Nahtquerrichtung zu höheren Zugeigenspannungen verschoben. Dies gilt sowohl für den Martensit als auch für den Austenit. Die Ursache ist in der erhöhten Schrumpfbehinderung zu suchen, was zur Überlagerung der Umwandlungsspannungen mit zusätzlichen Schrumpfspannungen führt.

4.5.4 Eigenspannungsgradienten in Tiefenrichtung

Der abschließende Abschnitt zum Thema Eigenspannungen beinhaltet die Diskussion ausgewählter Eigenspannungstiefengradienten in Nahtlängs- als auch Nahtquerrichtung. Diese wurden, wie in *Abschnitt 2.3.2* erläutert, mit Hilfe energiedispersiver Methoden im Eindringbereich der Strahlung ermittelt. Die nachfolgend präsentierten Gradienten entstammen den Schweißgütern der Legierungen Cr10Ni8 und Cr10Ni10 aus den Zwei- und Mehrlagenschweißverbindungen. Die Eigenspannungen sind nachfolgend über der mittleren Eindringtiefe $\langle t \rangle$ aufgetragen. Zudem ist jeder Eigenspannungswert mit der entsprechenden Netzebene gekennzeichnet, die diese Eindringtiefe repräsentiert (vgl. *Abschnitt 2.3.2*). Da es sich um eine mittlere Eindringtiefe gemäß *Gleichung 2.13* handelt, kann der Wert $\langle t \rangle$ für unterschiedliche Messungen variieren.

Bild 4.80 stellt die Eigenspannungstiefengradienten im Martensit der Legierungen Cr10Ni8 und Cr10Ni10 in Nahtlängs- (linkes Teilbild) und Nahtquerrichtung (rechtes Teilbild) für eine Zweilagenschweißung gegenüber. Die Eigenspannungen entstammen dem jeweiligen Messpunkt in Nahtmitte (vgl. *Bild 4.66* und *Bild 4.67*). Auffällig ist der für beide Legierungen qualitativ gut übereinstimmende Eigenspannungsgradient in beiden Messrichtungen. Es liegen jeweils um den Wert 0 MPa alternierende Eigenspannungen zwischen 250 MPa und -800 MPa in Längsrichtung bzw. 600 MPa und -600 MPa in Querrichtung vor. Die Betragssmaxima im Druckbereich befinden sich ungefähr in einer mittleren Tiefe von 10 μm , während die höchsten Zugeigenspannungen übereinstimmend bei etwa 25 μm zu verzeichnen sind. Im weiteren Tiefenverlauf kommt es zu einer annähernden Nivellierung der Eigenspannungen, wobei sich in beiden Messrichtungen letztlich etwa der Wert 0 MPa in einer mittleren Tiefe von 100 μm einstellt. Bedeutsam ist, dass der gesamte Eigenspannungsgradient in Nahtquerrichtung in guter Näherung eine Parallelverschiebung in Zugrichtung gegenüber der Nahtlängsrichtung erfährt. Dies führt letztlich dazu, dass die einzelnen Eigenspannungswerte in Nahtquerrichtung gegenüber den entsprechenden Werten in Nahtlängsrichtung in der Regel erhöht sind.

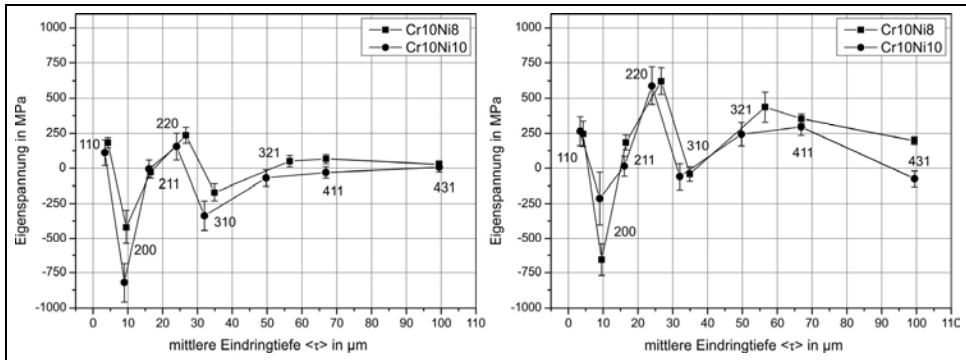


Bild 4.80: Eigen Spannungstiefengradienten in Schweißnahtmitte der Martensitphase längs (links) und quer (rechts) zur Schweißnaht der Legierungen Cr10Ni8 und Cr10Ni10, Zweilagenschweißung an 6 mm S690QL

Die ermittelten Eigen Spannungstiefengradienten lassen erkennen, dass die Eigen Spannungsentstehung in der Schweißnaht ein komplexer Vorgang ist, welcher nicht zur Ausbildung gleichmäßiger Eigen Spannungsgradienten in zunehmender Tiefe führt. Die qualitativ gleichen Eigen Spannungsgradienten in Längs- und Querrichtung lassen den Schluss zu, dass die Mechanismen der Eigen Spannungsentstehung der hier betrachteten Legierungen längs und quer zur Schweißnaht ähnlich sind. Das bedeutet, die Überlagerung von Umwandlungs- und von Schrumpfspannungen führt – zumindest im Rahmen der hier untersuchten Legierungen – letztlich zu vergleichbaren Eigen Spannungsgradienten. Deren Niveau wird jedoch durch die jeweils dominierenden Umwandlungs- oder Schrumpfspannungen bestimmt.

Dies wird besonders bei der Betrachtung der in den Mehrlagenverbindungen vorliegenden Eigen Spannungsgradienten deutlich. Bild 4.81 zeigt für die Mehrlagenverbindungen die Eigen Spannungstiefengradienten im Martensit der Legierungen Cr10Ni8 und Cr10Ni10 für Nahtlängs- (linkes Teilbild) und Nahtquerrichtung (rechtes Teilbild) in der Nahtmitte (vgl. Bild 4.76 und Bild 4.77). Erneut gelten hier die für die Zweilagenschweißverbindungen getroffenen Aussagen. Die jeweiligen Eigen Spannungsgradienten sind jedoch deutlich in Richtung positiver Werte angehoben. Dies kann im Fall der Mehrlagenschweißung an 15 mm dicken Blechen der erhöhten Schrumpfbehinderung zugeschrieben werden, wie bereits erläutert wurde.

In Bild 4.82 sind die Eigen Spannungsgradienten der Legierung Cr10Ni10 beider untersuchten Blechdicken noch einmal vergleichend gegenübergestellt. Die Verschiebung in den Zugbereich ist in Nahtquerrichtung (Teilbild rechts) besonders ausgeprägt. Die qualitativ gut übereinstimmenden Eigen Spannungsgradienten differenter Schweißnahtgeometrien unterstreichen die Annahme des Wirkens gleicher Mechanismen bei der Eigen Spannungsentstehung. Das Niveau der letztlich vorliegenden Verteilungen wird hingegen von der sich überlagernden Schrumpfbehinderung bestimmt.

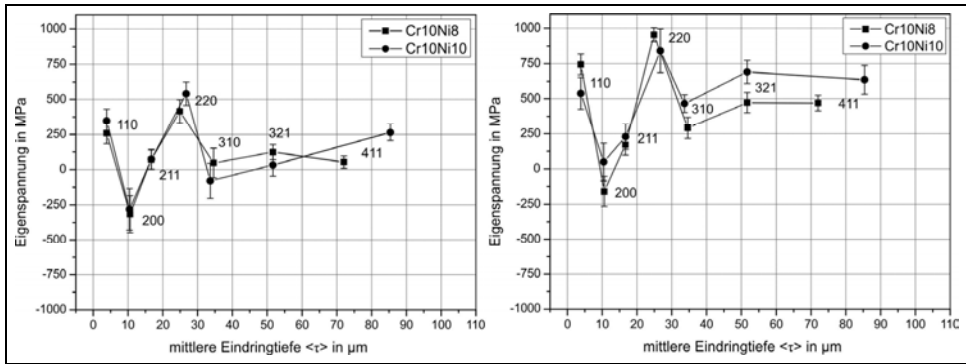


Bild 4.81: Eigenspannungstiefengradienten in Schweißnahtmitte der Martensitphase längs (links) und quer (rechts) zur Schweißnaht der Legierungen Cr10Ni8 und Cr10Ni10, Mehrlagenschweißung an 15 mm S690QL

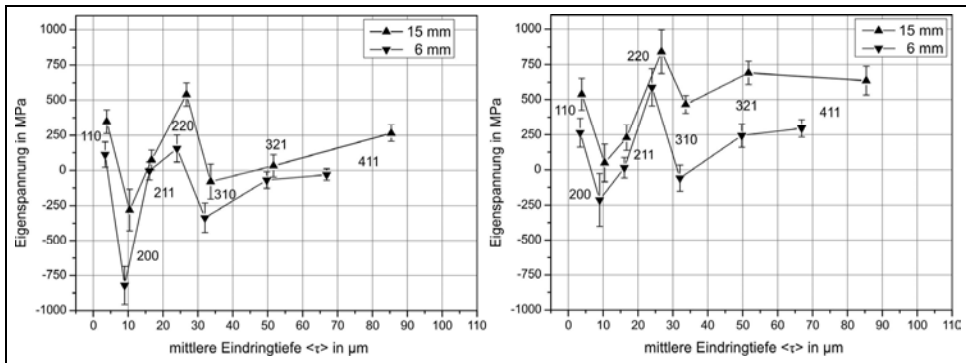


Bild 4.82: Vergleich der Eigenspannungstiefengradienten in der Martensitphase der Legierung Cr10Ni10 in Schweißnahtmitte der 6 mm und der 15 mm Schweißverbindungen, Nahtlängsrichtung (links) und Nahtquerrichtung (rechts),

Die Aussagen für die Schweißnahtmitte lassen sich nur bedingt auf die Nahtrandbereiche übertragen. Bild 4.83 und Bild 4.84 zeigen jeweils den Nahtrandbereich für die zweilagigen und mehrlagigen Schweißverbindungen der Legierung Cr10Ni10. Die Tiefenprofile entstammen den Messpunkten 3 mm bzw. 8 mm entfernt von der Schweißnahtmitte (vgl. Bild 4.67 und Bild 4.77). In Nahtlängs- wie auch in Nahtquerrichtung liegt in den ersten 10 µm ein stark steigender Gradient in Zugrichtung vor, welcher im Falle der zweilagigen Schweißverbindung dann in ein relativ stabiles Eigenspannungsniveau von 125 MPa (quer) und -250 MPa (längs) in Tiefenrichtung übergeht. In einer mittleren Tiefe von ca. 70 µm gleichen sich die Eigenspannungen ungefähr bei 0 MPa an.

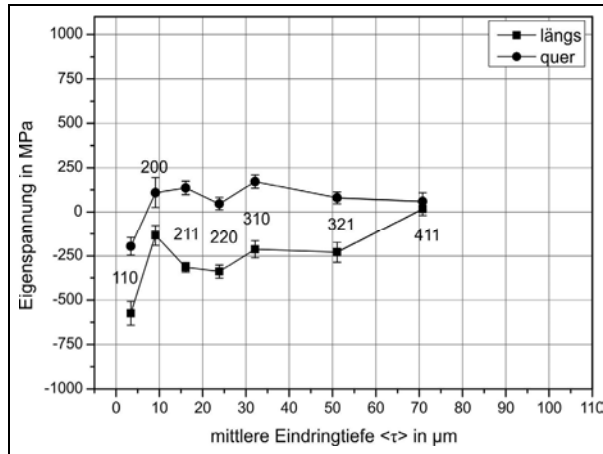


Bild 4.83: Eigenspannungstiefengradienten im Schweißnahttrandbereich der Martensitphase der Legierung Cr10Ni10, Zweilagenschweißung an 6 mm S690QL

Der Eigenspannungstiefenverteilung in der Mehrlagenschweißverbindung (vgl. Bild 4.84) zeigt nach dem anfänglichen Zugeigenspannungsgradienten einen Abfall in den Druckeigenspannungsbereich, woran sich ein geringfügig alternierender Eigenspannungsverlauf anschließt. In einer mittleren Tiefe von 70 μm finden sich geringe Druckeigenspannungen zwischen 0 MPa und -125 MPa.

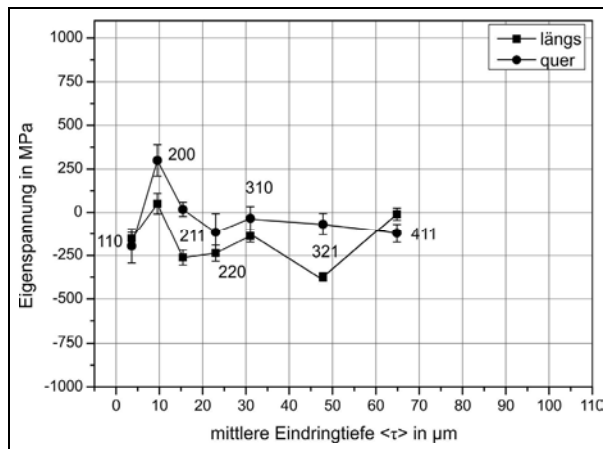


Bild 4.84: Eigenspannungstiefengradienten im Schweißnahttrandbereich der Martensitphase der Legierung Cr10Ni10, Mehrlagenschweißung an 15 mm S690QL

In der WEZ, d. h. in einem Abstand von 5 mm bzw. 10 mm zur Schweißnahtmitte, liegen für die Zwei- und Mehrlagenschweißverbindungen der Legierung Cr10Ni10 qualitativ ähnliche Eigenspannungstiefengradienten vor, wie Bild 4.85 und Bild 4.86 verdeutlichen. Kennzeichnend sind vornehmlich stark steigende Eigenspannungsgradienten in den ersten 10 μm . Danach ist der Eigenspannungslevel weitestgehend konstant.

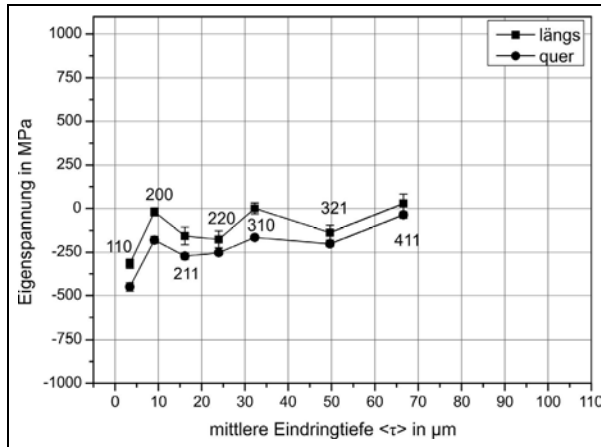


Bild 4.85: Eigenspannungstiefengradienten in der WEZ, Zweilagenschweißverbindung der Legierung Cr10Ni10 an 6 mm S690QL

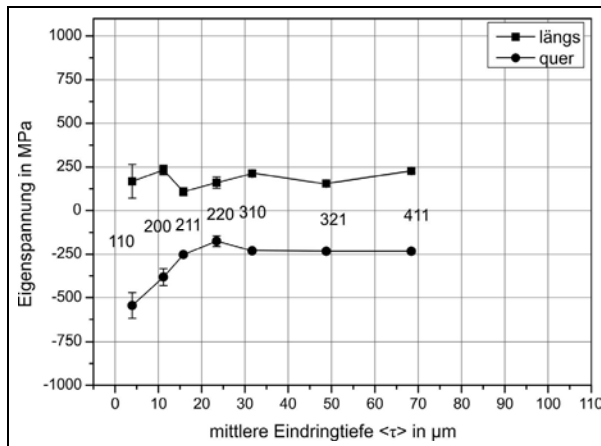


Bild 4.86: Eigenspannungstiefengradienten in der WEZ, Mehrlagenschweißverbindung der Legierung Cr10Ni10 an 15 mm S690QL

Schließlich offenbart das Eigenspannungstiefenprofil der austenitischen Phase der Legierung Cr10Ni10 in Nahtmitte der Mehrlagenschweißverbindung in *Bild 4.87* die Präsenz eines ausgeprägten Eigenspannungsgradienten der in Längsrichtung innerhalb der ersten 5 μm mittlerer Tiefe vom Druck- in den Zugbereich wechselt. Die tiefer vorliegenden Eigenspannungen zeigen sowohl für die Längs- als auch Querrichtung etwa konstante Werte im Zugbereich zwischen 0 MPa und 250 MPa.

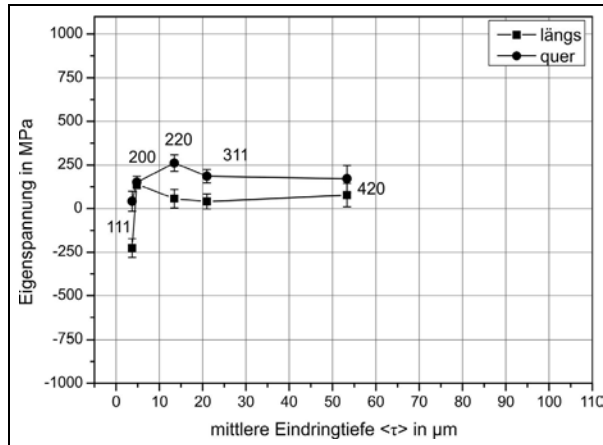


Bild 4.87: Eigenspannungstiefengradienten in der Austenitphase der Legierung Cr10Ni10, Mehrlagenschweißung an 15 mm S690QL

Die Ergebnisse zeigen, dass die sich ausprägenden Eigenspannungstiefengradienten in den betrachteten Fällen von der individuellen Position im Schweißgut bzw. in der WEZ abhängen. Der in Nahtmitte vergleichsweise komplexe Tiefengradient der Martensitphase ist im Nahrandbereich nicht zu beobachten. Dort finden sich weniger stark alternierende Eigenspannungsverteilungen. In Abhängigkeit der Blechdicke und der jeweiligen Schrumpfbehinderung stellt sich ein entsprechend abweichendes Eigenspannungsniveau ein.

4.6 Bauteilschweißversuch

Die Ergebnisse des Bauteilschweißversuchs umfassen die während des Schweißens und Abkühlens der jeweiligen Raupen registrierten Reaktionskräfte und -momente der als Metallpulverfülldraht vorliegenden Legierung M-Cr10Ni10. Die Bestimmung der Reaktionsspannungen während des Schweißens verlangt die Kenntnis der jeweiligen Nahtquerschnitte, deren Ermittlung jedoch nicht ohne weiteres möglich ist. Die Reaktionsspannung wird daher nur für die sich nach dem Schweißen einstellenden Verhältnisse angegeben. Auch eine genaue Zuordnung der auftretenden Phänomene zu den jeweiligen Temperaturen ist nur bedingt möglich, da der Temperaturverlauf lediglich in der Oberfläche der WEZ erfasst werden kann. Im Kontext der detaillierten Untersuchungen zum Einfluss konstruktiver Schrumpfbinderung auf die Reaktionskräfte und -momente in [28] können die Ergebnisse dieser Arbeit hinsichtlich des Einflusses der Phasenumwandlung als gesichert interpretiert werden.

4.6.1 Einfluss der martensitischen Phasenumwandlung auf die Reaktionskräfte und -momente während des Schweißens

Die Reaktionskraftentwicklung ist in *Bild 4.88* als Funktion der Zeit während des Schweißens und anschließenden Abkühlens dargestellt. Der Kraftverlauf lässt deutlich die Einbringung der einzelnen Schweißraupen erkennen. Mit dem Schweißen der Wurzel (W) und der nachfolgenden, zweiten Raupe steigt der Kraftverlauf zunächst an. Mit Einbringen der folgenden Raupen ist dagegen ein leichter Krafrückgang zu verzeichnen. Danach pendelt der Kraftverlauf um ein Kraftniveau von etwa 160 kN. Nach dem Schweißen der 17. Raupe schließt sich die Abkühlung der gesamten Probe bis auf Raumtemperatur an. Dieser Vorgang dauert etwa 24 h und ist aus Übersichtsgründen nur im Anfangsstadium dargestellt. Während des Abkühlens steigt die Reaktionskraft bis auf einen Endwert von 587 kN an.

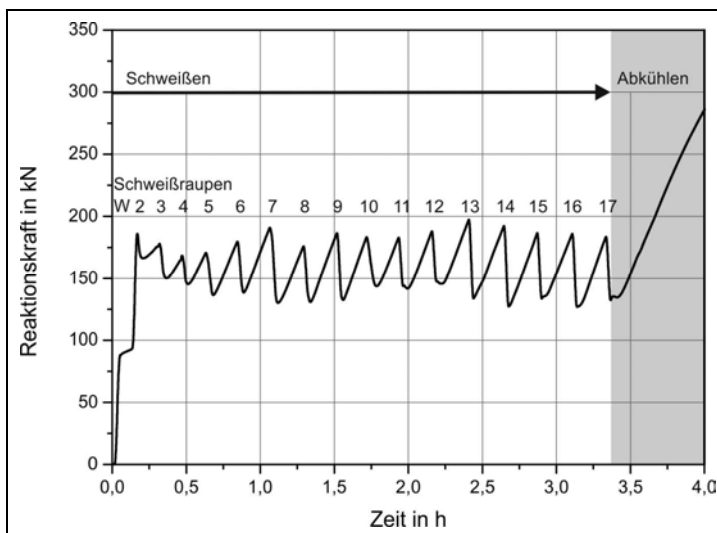


Bild 4.88: Reaktionskraft während des Schweißens und Abkühlens der Legierung M-Cr10Ni10

Die weitgehende Konstanz der Reaktionskraft während des Schweißens wird in [28] nicht beobachtet. Ungeachtet eines ebenso mit den einzeln eingebrachten Lagen pendelnden Kraftverlaufs, stieg das Gesamtkraftniveau dort sukzessive an und zeigte erst ab einer bestimmten Anzahl eingebrachter Lagen einen abflachenden Kraftverlauf.

Die detaillierte Betrachtung des Kraftverlaufes individueller Schweißraupen des in dieser Arbeit untersuchten Bauteilschweißversuchs offenbart, dass die Kraftentwicklung unmittelbar von der martensitischen Phasenumwandlung beeinflusst wird. So zeigt sich bereits beim Abkühlen der Wurzel in *Bild 4.89* kurz nach Schweißprozessende eine geringe Reduktion der Reaktionskraft um 3 kN, welche etwa 15 s andauert. Danach beginnt der schrumpfbedingte Anstieg der Reaktionskraft. Die Wärmeeinbringung durch den Schweißprozess führt vorher zu einem signifikanten Kraftanstieg in der Probe. Dies ist darauf zurückzuführen, dass die anfangs hohe Wärmeableitung des noch kalten Grundwerkstoffes eine Schrumpfung bereits abkühlender Nahtbereiche noch während des Schweißens verursacht.

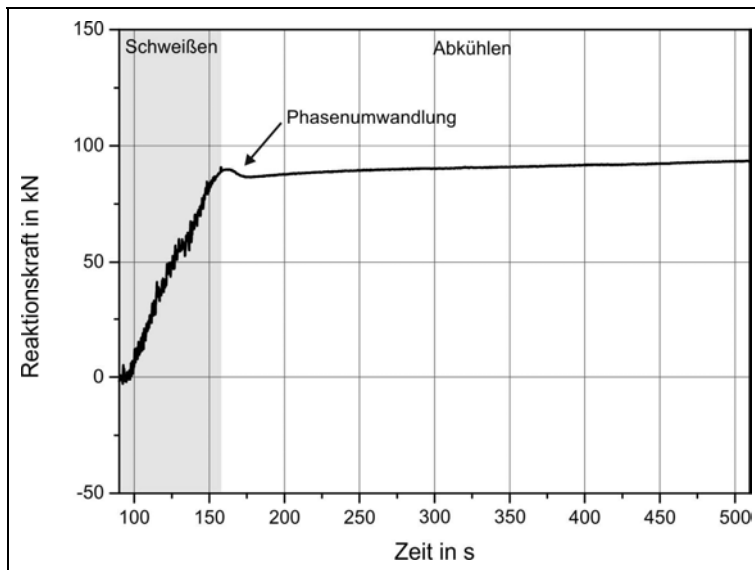


Bild 4.89: Reaktionskraft während des Schweißens und Abkühlens der Wurzel

Dieses Verhalten kann übereinstimmend mit [28] auch noch während des Einbringens der 2. Schweißraupe beobachtet werden (vgl. *Bild 4.90*). Im Unterschied zur Wurzel ist der nachfolgende Kraftabbau kurz nach Schweißprozessende aufgrund der martensitischen Umwandlung jedoch erheblich stärker ausgeprägt. So wird nach kurzem, schrumpfbedingtem Kraftanstieg ein Kraftabbau von etwa 30 kN in einem Zeitraum von gut 15 s registriert. Die Ursache für die signifikantere Kraftreduktion gegenüber der Wurzel ist im zunehmenden Schweißgutvolumen zu suchen. Es ist anzunehmen, dass die Wurzel aufgrund der relativ niedrigen Austenitisierungstemperaturen nahezu vollständig zur Martensitumwandlung beiträgt. Der Übergang in den anschließend schrumpfbedingten Kraftanstieg erfolgt sehr moderat.

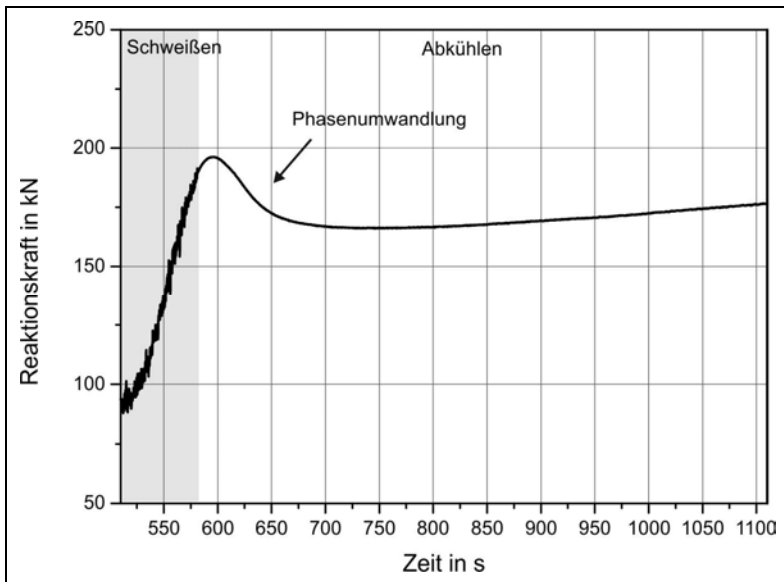


Bild 4.90: Reaktionskraft während des Schweißens und Abkühlens der 2. Raupe

Der in Bild 4.91 aufgeführte Kraftverlauf der 3. Schweißraupe lässt nun eine weitgehende Kraftkonstanz während der Wärmeeinbringung des Schweißens erkennen. Offenbar ist die Gesamtwärmemenge in der Probe nun so hoch, dass die eingebrachte Schweißwärme und die in den Grundwerkstoff abgeführte Wärme nahezu gleich sind. Die sich dem Schweißen der 3. Raupe anschließende Abkühlung zeigt erneut die Merkmale eines umwandlungsbedingten Krafrückganges nach kurzer schrumpfbedingter Kraftzunahme. Die Kraftabnahme weist etwa 35 kN in einem Zeitfenster von 150 s auf. Das Schweißen der Folgeraupen zeigt eine vergleichbare Kraftentwicklung, wobei die Wärmeeinbringung des Schweißens zunehmend zu einem Kraftabbau in Übereinstimmung mit [28] führt.

Bemerkenswert ist ferner, dass unmittelbar nach dem Schweißen der 7. Raupe der durch die Phasenumwandlung bedingte Kraftabbau sein Maximum erreicht. Bild 4.92 verdeutlicht, dass die Reaktionskraft in 120 s um 49 kN abnimmt. Die Begründung ist erneut im eingebrachten Schweißgutvolumen zu suchen. So sind nach dem Einbringen der Hälfte aller Raupen ungefähr zwei Drittel der Nahhöhe mit Schweißgut gefüllt. Unter Berücksichtigung, dass einige bereits vorher eingebrachte Raupen wiederholt an der Martensitumwandlung beteiligt sind, ist das Verhältnis der umwandelnden zu den gleichzeitig nur schrumpfenden Bereichen zu diesem Zeitpunkt maximal.

Der mit den nachfolgenden Schweißraupen zu verzeichnende umwandlungsbedingte Krafrückgang nimmt graduell ab. Das Nahtvolumen nimmt zwar weiter zu, austenitisiert aber nicht mehr vollständig und wandelt somit nicht erneut in Martensit um, trägt jedoch zur Gesamtschrumpfung bei.

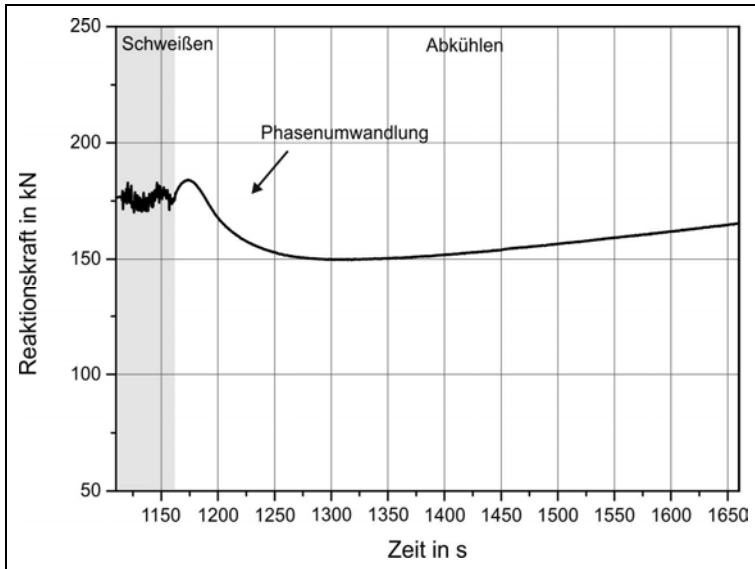


Bild 4.91: Reaktionskraft während des Schweißens und Abkühlens der 3. Raupe

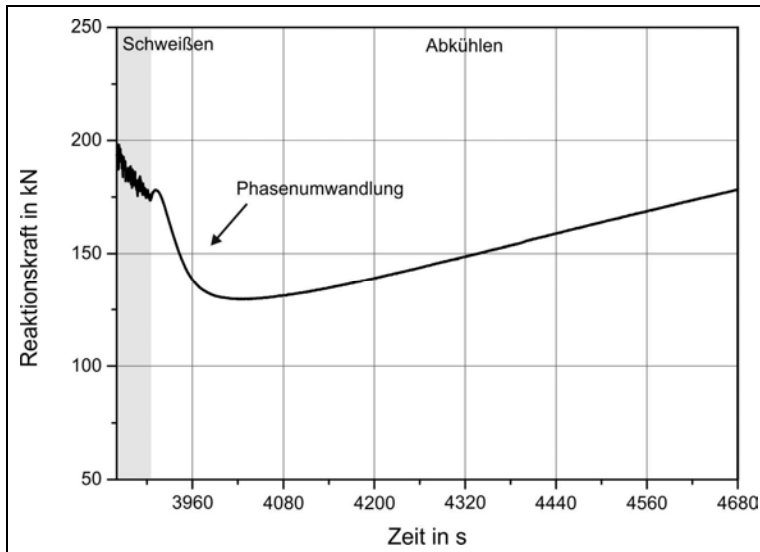


Bild 4.92: Reaktionskraft während des Schweißens und Abkühlens der 7. Raupe, maximaler Kraftabbau

Bild 4.93 schließlich zeigt den Reaktionskraftverlauf während des Einbringens und Abkühlens der 17. Raupe, die gleichzeitig die letzte Raupe ist. Nach significantem Krafterückgang aufgrund der Wärmeeinbringung während des Schweißens, steigt die Kraft nach Beendigung des Schweißprozesses zunächst schumpfbedingt wieder an. Von der auftretenden Phasenumwandlung zeugt nur ein geringer Kraftabbau von 1 kN in 100 s. Der in der WEZ der Probenoberseite aufgezeichnete Temperaturverlauf erlaubt eine grobe Abschätzung der möglichen Umwandlungstemperatur im Schweißgut. So liegen in der WEZ in 3 mm

Entfernung zum Schweißgut zu Beginn des Kraftabbaus und somit zu Beginn der Phasenumwandlung etwa 120 °C vor. Die Temperatur im Schweißgut ist zu diesem Zeitpunkt höher. Das bedeutet, die M_s -Temperatur ist auf jeden Fall oberhalb von 120 °C anzunehmen. Die M_s -Temperatur der Legierung M-Cr10Ni10 liegt somit während des Schweißens wesentlich über der chemisch unbeeinflussten Legierung (vgl. *Abschnitt 4.3.1.1*). Jedoch zeigt sich mit den In-situ-Schweißversuchen eine gute Übereinstimmung.

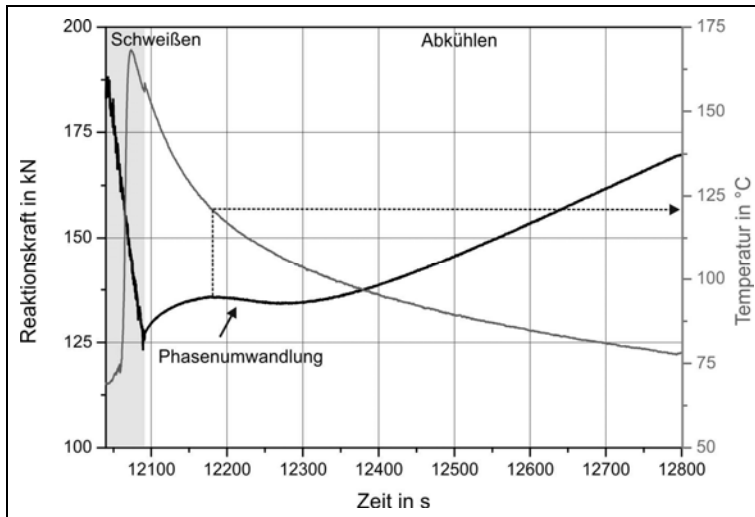


Bild 4.93: Reaktionskraft während des Schweißens und Abkühlens der 17. Raupe (Decklage) und in der WEZ gemessener Temperaturverlauf

Die Betrachtung des insgesamt durch die Phasenumwandlungen während des kompletten Schweißzyklus von 17 Raupen erreichten Kraftabbaus zeigt, dass dieser sich bis auf 246 kN summiert. Das sind etwa 42% der nach dem vollständigen Abkühlen vorliegenden Endreaktionskraft von 587 kN. Unter Annahme eines konstanten Nahtlängsquerschnitts ($1 \cdot 10^4 \text{ mm}^2$) entspricht dies bei alleiniger Berücksichtigung der Querkraft einer Endreaktionsspannung von $\sigma_y = 59 \text{ MPa}$.

Wie auch in [28] berichtet wurde, verursacht die Abkühlung bis auf Raumtemperatur nach Einbringung der letzten Schweißraupe den größten Reaktionskraftanstieg während einer Mehrlagenschweißung. Die martensitische Phasenumwandlung wirkt sich hier nicht mehr kraftreduzierend aus, obwohl deren Fortschreiten bis auf Raumtemperatur im In-situ-Versuch beobachtet werden konnte (vgl. *Abschnitt 4.4*). Die Ursache ist in dem zu diesem Zeitpunkt nur noch geringen umwandelnden Volumen zu suchen. Die signifikante Kraftreduzierung aufgrund der Phasenumwandlung ist daher primär während des Abkühlens der individuellen Schweißraupen zu beobachten. Die Reaktionskraft kann so, abgesehen von den allerersten Raupen, auf einem recht konstanten Niveau gehalten werden. Dies trägt im Vergleich zum Schweißen konventioneller hochfester Schweißgüter ähnlicher Blechdicken (vgl. [28]) erheblich zur Reduktion der letztlich vorliegenden Gesamtbeanspruchung bei.

Allerdings müssen bei der Betrachtung der Gesamtbeanspruchung der geschweißten Probe neben der wirkenden Reaktionskraft auch die vorliegenden Biegemomente M_x um die

Schweißnahtlängsachse und M_z um die Achse in Dickenrichtung Berücksichtigung finden. Das Biegemoment M_x resultiert aus exzentrischem Querverformungsbestreben der eingebrachten Schweißraupen in Dickenrichtung, unterstützt von der nicht symmetrischen V-Nahtform. Praktisch würde das wirkende Biegemoment M_x zur Winkelschrumpfung der Probe führen, was im vorliegenden Versuch aufgrund der festen Einspannung verhindert wird. Hingegen resultiert das Biegemoment M_z aus exzentrischer Querschrumpfung entlang der Schweißnahtlängsachse. Es ist umso ausgeprägter, je länger die Schweißnaht ist und es wird durch eine konstant gehaltene Schweißrichtung weiter erhöht. Unter freier Schrumpfmöglichkeit kann sich dieses Verhalten in der sogenannten Verwerfung der geschweißten Probe äußern.

Das gemessene Biegemoment M_x ist in *Bild 4.94* während des gesamten Schweißzyklus dargestellt. Die Momentenentwicklung ist zunächst durch negative Werte gekennzeichnet, da die Wurzel und die 2. Raupe eine starke außermittige Schrumpfung im unteren Nahtbereich verursachen. Mit Einbringen der 3. Raupe kehrt sich dieser Trend um, weil aufgrund der unsymmetrischen V-Naht die Breite des schrumpfenden Schweißgutes im Vergleich zur Wurzel überproportional zunimmt. Nachdem etwa zwei Drittel des Nahtvolumens eingebracht sind, erfährt das Niveau des Momentes nur noch schwache Zunahmen. Der Momentenverlauf vom Beginn des Abkühlens bis auf Raumtemperatur ist durch einen geringen Anstieg gekennzeichnet und zeigt nach etwa 24 h einen Wert von $M_x = 3,38 \text{ kNm}$. Unter Annahme eines konstanten Nahtlängsquerschnittes ergibt sich daraus eine Biegespannung an der Plattenober- bzw. -unterseite von $\sigma_{B,M_x} = \pm 101 \text{ MPa}$.

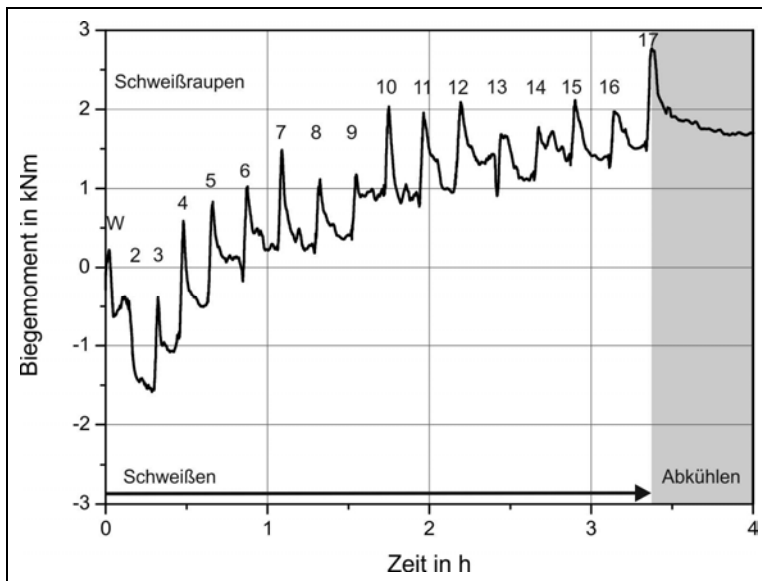


Bild 4.94: Reaktionsmoment M_x während des Schweißens und Abkühlens

Im Vergleich zu den in [28] beim Schweißen von V-Nähten hochfester Stähle festgestellten Momentenverläufen ist der qualitative Verlauf hier ähnlich. Allerdings ist das in der vorliegenden Arbeit beobachtete Momentenniveau um etwa eine Zehnerpotenz geringer. Ob dieser

erhebliche Unterschied neben der höheren Anzahl an Schweißraupen und der verminderten Blechdicke (im Vergleich zu [28]) zusätzlich auch auf das Wirken der martensitischen Phasenumwandlung zurückzuführen ist, kann letztlich anhand der Ergebnisse nicht eruiert werden. Die detaillierte Analyse der einzelnen Schweißraupen ergab im Vergleich zur Reaktionskraft keine signifikanten Änderungen aufgrund der Phasenumwandlung.

Auch der gemessene Biegemomentverlauf um die Nahtdickenachse lässt keine eindeutigen Schlüsse hinsichtlich der Wirkung einer Phasenumwandlung zu. *Bild 4.95* zeigt den Verlauf des Reaktionsmomentes über der Zeit. Zunächst ist ein hoher Anstieg zu beobachten, was auf die bei den ersten beiden Raupen auftretende schnelle Wärmeabführung zurückzuführen ist. Das Schweißgut beginnt noch unmittelbar während des Schweißprozesses stark zu schrumpfen und führt so zu unsymmetrischer Kraftverteilung. Dieser Effekt schwächt sich mit zunehmender Raupenzahl ab, da die Gesamtwärmemenge in der Probe ansteigt. Entsprechend stellt sich während der letzten vier Raupen ein recht konstantes Niveau ein, was konform zu Beobachtungen in [28] ist. Auch für das Reaktionsmoment M_z ist eine fortschreitende Änderung nach dem Gesamtschweißprozess bis auf Raumtemperatur zu verzeichnen. Allerdings nimmt das Niveau stetig bis auf einen Endwert von $M_z = 5,35 \text{ kNm}$ ab. Daraus kann, unter Voraussetzung eines konstanten Nahtlängsquerschnitts, auf eine maximale Biegespannung von $\sigma_{B,Mz} = \pm 6 \text{ MPa}$ geschlossen werden. Aus den ermittelten Werten kann abschließend die maximal in der Probe vorliegende Gesamtreaktionsspannung vereinfacht als Summe aus den Biegespannungen und der Querspannung berechnet werden. Es ergibt sich ein Wert von $\sigma_G = 166 \text{ MPa}$, der im Vergleich zu Untersuchungen in [28] sehr gering ausfällt. Im Reaktionskraftanteil (etwa 35%) dieses Wertes konnte die lastabbauende Wirkung der martensitischen Phasenumwandlung eindeutig nachgewiesen werden.

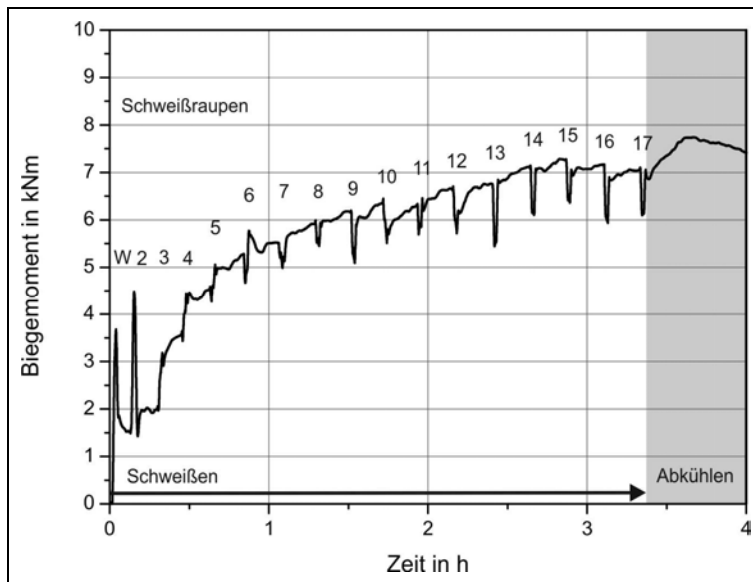


Bild 4.95: Reaktionsmoment M_z während des Schweißens und Abkühlens

4.6.2 Eigenspannungsverteilung über der Schweißnaht

Die Eigenspannungen der martensitischen Phase der Legierung M-Cr10Ni10 sind in *Bild 4.96* für die Schweißnahtlängsrichtung und *Bild 4.97* für die Schweißnahtquerrichtung als Funktion des Abstandes zur Schweißnahtmitte dargestellt. Die Decklage der Schweißnaht setzt sich gemäß dem Nahtaufbau (vgl. *Bild 3.14*) aus fünf Schweißraupen zusammen. Die 17. und letzte Raupe befindet sich genau in der Schweißnahtmitte. Die Reihenfolge des Einbringens dieser letzten fünf Raupen führt zu einer unsymmetrischen Eigenspannungsverteilung in Nahtlängs- als auch Nahtquerrichtung. Als Folge ist in Nahtlängsrichtung (vgl. *Bild 4.96*) neben den charakteristischen Zugeigenspannungsspitzen in der WEZ rechts und links zur Schweißnaht eine dritte Zugeigenspannungsspitze in der 15. Raupe zu erkennen. Es ist anzunehmen, dass dies, ähnlich den Mechanismen der Eigenspannungsausbildung in der WEZ, als Reaktion auf die Umwandlungsvorgänge in den letzten Raupen zurückzuführen ist. Dafür spricht auch das im Vergleich zur WEZ etwa gleiche Eigenspannungsniveau von 375 MPa. Abgesehen von diesem Umstand liegt die Eigenspannungsverteilung in der restlichen Schweißnaht in Nahtlängsrichtung auf einem niedrigen Level. Die Eigenspannungen alternieren etwa um den Wert Null. Dabei werden Druckeigenspannungen bis zu -125 MPa registriert. Zu Beginn der WEZ zeigt sich beiderseitig der Schweißnaht ein recht steiler Gradient, welcher die Eigenspannungen gleichgewichtsbedingt in den Druckbereich abfallen lässt.

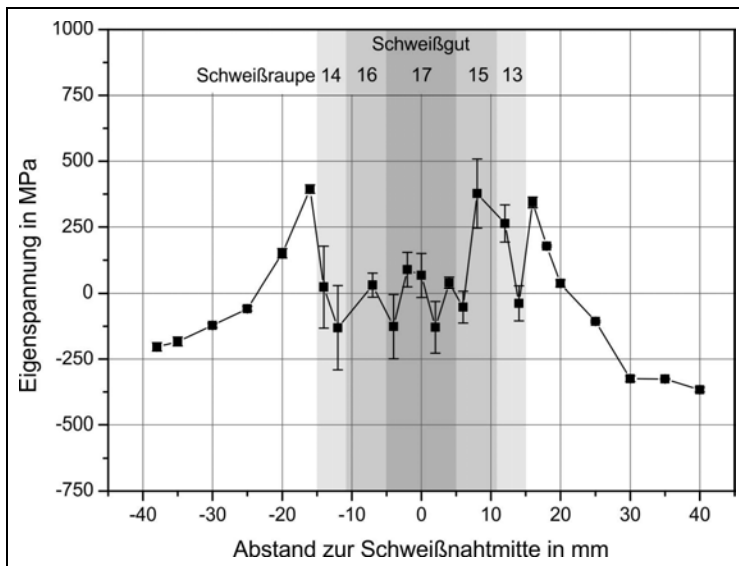


Bild 4.96: Längseigenspannungen der martensitischen Phase der Legierung M-Cr10Ni10 im Bauteilschweißversuch, Plattendicke 20 mm, Grundwerkstoff S355

Der Längseigenspannungsverlauf entspricht qualitativ gut den an den Zwei- und Mehrlagenverbindungen (6 mm und 15 mm Plattendicke) festgestellten Verteilungen (vgl. *Bild 4.67* und *Bild 4.77*). Damit bekräftigt sich die Feststellung, dass die Längseigenspannungsverteilung in der Oberfläche der Schweißverbindungen nur unwesentlich von der Plattendicke und damit der Schrumpfbehinderung abhängt, da jeweils nur ein geringer Eigenspan-

nungsanstieg im Schweißgut zu verzeichnen war. Lediglich die Höhe der charakteristischen Zugeigenspannungsspitzen in der WEZ weicht im Bauteilschweißversuch ab. Die bei einer Plattendicke von 15 mm festgestellten Druckeigenspannungsspitzen im Übergang zur WEZ können im Bauteilversuch nicht beobachtet werden, was vornehmlich im Nahtaufbau (fünf Raupen in der Decklage) begründet sein kann.

Im Gegensatz zur Nahtlängsrichtung finden sich in Nahtquerrichtung eindeutig die Anzeichen erhöhter Schrumpfbehinderung. Die Eigenspannungsverteilung ist gekennzeichnet durch hohe Zugeigenspannungen in Nahtmitte. Die letzte Raupe beinhaltet die höchsten Werte bis zu 750 MPa. In der übrigen Decklage treten hohe Gradienten auf. Im Ergebnis sind die äußeren Raupen 13, 14 und 15 durch Druckeigenspannungen bis zu -375 MPa gekennzeichnet. Aufgrund der bereits geschilderten unsymmetrischen Einbringung der Decklage kommt es in der rechtsseitigen WEZ zur Ausbildung einer Zugeigenspannungsspitze von etwa 200 MPa. Der Grundwerkstoff ist sonst von einem sehr niedrigen Eigenspannungsniveau gekennzeichnet.

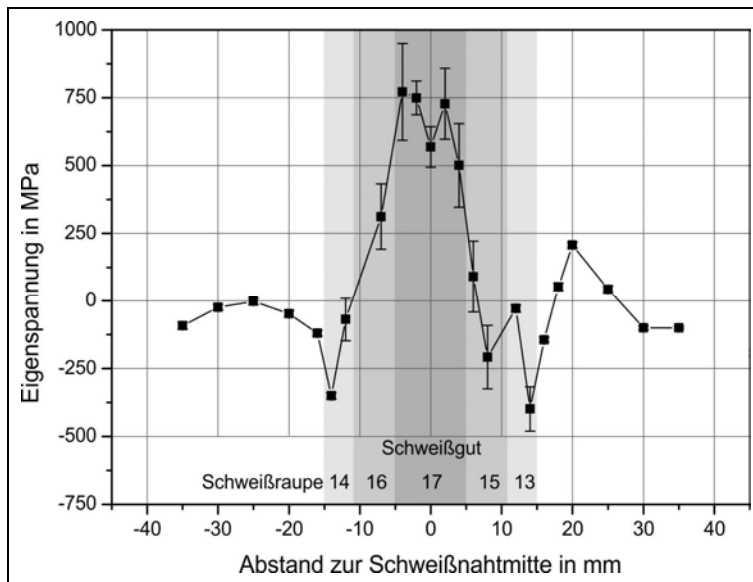


Bild 4.97: Quereigenspannungen der martensitischen Phase der Legierung M-Cr10Ni10 im Bauteilschweißversuch, Plattendicke 20 mm, Grundwerkstoff S355

Im Vergleich mit den Schweißungen an dünneren Platten ist die hier nochmals zu beobachtende Eigenspannungserhöhung in der Nahtmitte der Nahtquerrichtung bemerkenswert. Wurde das Eigenspannungsniveau bereits zwischen der 6 mm Zweilagenv Verbindung und der 15 mm Mehrlagenverbindung nahezu verdoppelt, liegt im 20 mm Bauteilschweißversuch gegenüber der 15 mm Schweißverbindung eine weitere Anhebung des Eigenspannungsniveaus um 250 MPa vor. Dies ist neben der höheren Plattendicke von 20 mm vor allem auf die zusätzliche Schrumpfbehinderung aufgrund der Prüfcharakteristik von GAPS1 16 zurückzuführen, wie unter *Abschnitt 4.6.1* anhand wirkender Kräfte und Momente diskutiert wurde.

5 Zusammenfassung und Schlussfolgerungen

Die vorliegende Arbeit befasste sich mit der Fragestellung, ob und in welchem Maße eine Eigenspannungskontrolle beim Schweißen durch den Einsatz neuartiger Legierungen mit speziell angepasster martensitischer Phasenumwandlung möglich ist.

Die Literatursauswertung zu diesem Thema offenbarte, dass die Schweiß Eigenspannungsentstehung aus der Wechselwirkung von Schrumpfung, Umwandlung und Abschreckung resultiert. Entsprechende Modelle führen zu dem Schluss, dass eine möglichst niedrige Umwandlungstemperatur anzustreben ist, um größtmögliche Umwandlungseigenspannungen hervorzurufen. Die Umwandlung in Martensit sollte demnach zu größtmöglicher Spannungskompensation führen.

Die vor diesem Hintergrund zum Zwecke der Eigenspannungskontrolle beim Schweißen konzipierten Low Transformation Temperature (LTT) Schweißzusätze weisen charakteristische Chrom- und Nickelgehalte auf, welche eine Martensitumwandlung bei hinlänglich abgesenkter Temperatur hervorrufen. Ein tatsächlicher Nachweis entsprechend reduzierter Schweiß Eigenspannungen konnte bislang jedoch nur ansatzweise erbracht werden. Ähnlich verhält es sich mit Informationen zu Gefüge, mechanischen Eigenschaften und Umwandlungsverhalten. Zudem beschäftigen sich die meisten Untersuchungen zu diesem Thema mit einlagig geschweißten Modellproben, die nur bedingt Rückschlüsse auf das tatsächliche Umwandlungs- und Eigenspannungsverhalten in Mehrlagenschweißverbindungen erlauben.

In einem ersten Schwerpunkt der vorliegenden Arbeit wurde eine Matrix von acht LTT-Legierungen konzipiert. Vor dem Hintergrund der Realisierung einer möglichst großen Bandbreite von M_s -Temperaturen wurden die Chrom- und Nickelgehalte gezielt variiert. In Form legierter Stabelektroden konnten die Legierungen schließlich als Schweißzusatzwerkstoff verwirklicht werden. Nachdem Gefüge und mechanische Eigenschaften ermittelt wurden, gelang es, die Einsensor-Differenz-Thermoanalyse (SS-DTA) zur Ermittlung der Umwandlungstemperaturen der LTT-Legierungen einzusetzen.

Im weiteren Vorgehen wurden erstmalig In-situ-Beugungsexperimente während des Schweißens von LTT-Legierungen realisiert. Zu diesem Zweck wurde eine Vorrichtung konzipiert, welche es ermöglicht, die Phasenumwandlungskinetik während des Schweißens an speziellen Flachproben im Transmissionsmodus unter Nutzung energiedispersiver Methoden zu erfassen.

Ortsaufgelöste, phasenselektive Eigenspannungsmessungen an variierenden Probenformen dienten der Klärung der Fragestellung, welche Auswirkungen das festgestellte Umwandlungsverhalten auf das Niveau und die Verteilung der Schweiß Eigenspannungszustandes hat. Im Rahmen der Untersuchungen konnte die Wechselwirkung der Umwandlung mit der Schrumpfbehinderung anhand charakteristischer Eigenspannungsverteilungen herausgestellt werden.

Schließlich gelang es erstmals, die lastabbauende Wirkung der Phasenumwandlung unter konstruktiver Schrumpfbehinderung im Bauteilschweißversuch anhand signifikanter Reaktionsspannungsreduktion und mittels lokaler Eigenspannungsmessungen in unmittelbarer Nahtumgebung nachzuweisen.

Aus den Untersuchungsergebnissen lassen sich folgende Schlussfolgerungen ziehen:

1. Das Gefüge der untersuchten LTT-Legierungsmatrix wird in hohem Maße von der chemischen Zusammensetzung bestimmt. Die untersuchten Werkstoffe weisen graduelle Gefügemerkmale auf, die mit dem Legierungsgehalt korrelieren. Höhere Chrom- und Nickelgehalte führen demnach zu einer zunehmenden Ausprägung eines interzellularen Seigerungsnetzwerkes, welches vornehmlich austenitisch ist. Die Zellkerne sind dagegen martensitisch.
2. Die untersuchten mechanischen Eigenschaften der betrachteten Legierungsmatrix variieren mit der chemischen Zusammensetzung. Dabei führt eine Erhöhung der Chrom- und vor allem der Nickelgehalte zu einer Abnahme der Streckgrenzen, während die Zugfestigkeit weitgehend unbeeinflusst bleibt. Dies zeigt gute Übereinstimmung mit den bisher veröffentlichten Werten. Der Einfluss der Legierungselemente zeigt sich auch bei den ermittelten Zähigkeiten. Hier führt ein erhöhter Nickelgehalt zu höheren Kerbschlagarbeiten. Die Ursachen sind jeweils auf die Präsenz von zunehmenden Anteilen an Restaustenit zurückzuführen.
3. Die Anwendung der Einsensor-Differenz-Thermoanalyse erlaubt die Bestimmung des Beginns der Phasenumwandlung sowohl während des Aufheizens als auch während des Abkühlens. Erstmals konnte diese Methode für die Ermittlung der M_s -Temperaturen von LTT-Legierungen adaptiert werden. Im Vergleich zu den ermittelten Werten unter Zuhilfenahme von Röntgenbeugung konnte hier eine gute Übereinstimmung trotz erheblich differenter Abkühlraten erzielt werden. Es ist daher anzunehmen, dass die Martensitumwandlung der betrachteten Legierungen auch für praktische Fälle unabhängig von den Abkühlbedingungen ist.
4. Die M_s -Temperatur wird in beträchtlichem Maße von der chemischen Zusammensetzung beeinflusst. Dabei führt in der betrachteten Legierungsmatrix die Zunahme von Nickel und Chrom stets zu einer Stabilisierung des Austenits. Die M_s -Temperatur nimmt dabei etwa linear mit der Erhöhung des jeweiligen Elements ab. Die Legierungselemente verstärken sich in ihrer Wirkung, d. h. die gleichzeitige maximale Erhöhung beider Elemente führt zu der stärksten Absenkung der beobachteten Umwandlungstemperaturen M_s und Ac_1/Ac_3 . Die im Beugungsexperiment untersuchten Legierungen sind bei Raumtemperatur durch die Anwesenheit von Restaustenit gekennzeichnet.
5. Die Umwandlungskinetik der LTT-Legierungen konnte sowohl in einem Ofentemperaturzyklus als auch erstmals während des Schweißens unter dem Einsatz energiedispersiver Methoden ermittelt werden. Das Umwandlungsverhalten folgt qualitativ nicht dem Koistinen-Marburger-Gesetz. Vielmehr ergibt sich eine lineare Abhängigkeit des Martensitgehaltes von der Temperatur. Dies konnte nahezu unabhängig von der verwendeten Legierung nachgewiesen werden. Die Umwandlungsrate variiert jedoch in Abhängigkeit von der chemischen Zusammensetzung.
6. Innerhalb des Schweißgutes muss für die betrachteten Legierungen mit chemischen Abweichungen und damit variierenden M_s -Temperaturen gerechnet werden. Diese Variation beeinflusst auch den vorliegenden Restaustenitgehalt. Übereinstimmend

mit den mechanischen Eigenschaften und den im Gefüge beobachteten graduellen Ausprägungen, führt ein zunehmender Chrom- und vor allem Nickelgehalt zu einem zunehmenden Restaustenitgehalt.

7. Durch den Einsatz der LTT-Legierungen beim Schweißen können Druckeigenspannungen erzeugt werden, wie anhand der WIG-Wiederaufschmelzschweißungen nachgewiesen wurde. Die Eigenspannungen sind auf die Wirkung der martensitischen Phasenumwandlung zurückzuführen. Die Ergebnisse der Eigenspannungsanalysen sind für die martensitische Phase im Einklang mit den Messungen in [118], [123] und [133], wo auch ein ähnliches Eigenspannungsniveau beobachtet worden ist. Zudem konnten erstmals Eigenspannungsmessungen in der austenitischen Phase der LTT-Legierungen durchgeführt werden. Die Ergebnisse zeigen, dass das Eigenspannungsniveau des Austenits von geringen Beträgen gekennzeichnet ist.
8. Die Ergebnisse der Eigenspannungsanalyse an den frei schrumpfenden Proben verdeutlichen, dass das Niveau der erreichbaren (Druck-)Eigenspannungen weitgehend von der Martensitphase bestimmt wird. Fast unabhängig von der chemischen Zusammensetzung und der M_s -Temperatur liegt ein relativ konstantes Druckeigenspannungsniveau in dieser Phase vor. Die sich letztlich einstellende Makro eigenspannung wird durch das relativ geringe Eigenspannungsniveau in der Austenitphase limitiert. Wie hoch das Makro eigenspannungsniveau letztlich ist, wird eindeutig vom Restaustenitgehalt bestimmt. Dies erweitert die in [30]-[32] und [36]-[37] geäußerten Modellvorstellungen um den Fall der unvollständiger Umwandlung.
9. Die in den Zweilagenschweißverbindungen vorherrschenden Eigenspannungsverteilungen weisen charakteristische Merkmale auf, die auf den Einfluss der martensitischen Phasenumwandlung zurückzuführen sind. Vor allem in der Nahtlängsrichtung ist im Martensit ein vergleichsweise niedriges Eigenspannungsniveau vorzufinden, was übereinstimmend mit der Literatur [30]-[32] und [36]-[37] auf das Wirken von Umwandlungsspannungen zurückzuführen ist. Dagegen finden sich für den Martensit in der Nahtquerrichtung vornehmlich Zugeigenspannungen, die ein ausgeprägtes Maximum in Schweißnahtmitte aufweisen. Es ist anzunehmen, dass die Ursache dafür im globalen Kräftegleichgewicht zu suchen ist. Bedeutsam ist auch, dass die Höhe der phasenspezifischen Eigenspannungen des Martensits in Nahtquerrichtung mit zunehmendem Legierungsgehalt abnimmt. Die vergleichsweise niedrigen Eigenspannungen dieser Phase in der Nahtlängsrichtung sind dagegen weitgehend unabhängig von der eingesetzten Legierung, konform zu den Wiederaufschmelzschweißungen.
10. Die Eigenspannungsbeträge der Zweilagenschweißungen sind gegenüber den Wiederaufschmelzschweißungen deutlich niedriger. Dies kann auf die Überlagerung der Umwandlungsspannungen durch zusätzliche Schrumpfspannungen zurückgeführt werden, welche das Eigenspannungsniveau in Zugrichtung anheben. Konform zu den WIG-Wiederaufschmelzschweißungen zeigt die austenitische Phase hier auch ein vergleichsweise geringes Spannungsniveau, was hinsichtlich der Makro eigenspannungen zu einer Verringerung der Druckeigenspannungen gegenüber der Martensitphase führt.

11. In den Mehrlagenverbindungen ist das Makroelastizitätsspannungsniveau gegenüber den zweilagigen Verbindungen zu höheren Zugeigenspannungen angehoben. Die Ursache ist in der höheren Schrumpfbehinderung zu suchen, was zur Überlagerung der Umwandlungsspannungen durch zusätzliche Schrumpfspannungen führt. Die erhöhte Schrumpfbehinderung ist auch die Ursache für höhere Zugeigenspannungen im Austenit.
12. Die ermittelten Eigenspannungstiefengradienten im Schweißgut lassen erkennen, dass die Eigenspannungsentstehung ein komplexer Vorgang ist, welcher nicht zur Ausbildung gleichmäßiger Eigenspannungsgradienten in zunehmender Tiefe führt. Die qualitativ gleichen Eigenspannungsgradienten in Längs- und Querrichtung lassen den Schluss zu, dass die Mechanismen der Eigenspannungsentstehung der hier betrachteten Legierungen längs und quer zur Schweißnaht ähnlich sind. Das bedeutet, die Überlagerung von Umwandlungs- und von Schrumpfspannungen führt – zumindest im Rahmen der hier untersuchten Legierungen – letztlich zu vergleichbaren Eigenspannungsgradienten. Deren Niveau wird jedoch durch die jeweils dominierenden Umwandlungs- oder Schrumpfspannungen bestimmt.
13. In dem durchgeführten Bauteilschweißversuch unter konstruktiver Schrumpfbehinderung konnte die lastabbauende Wirkung der martensitischen Phasenumwandlung beim Schweißen jeder einzelnen Raupe erstmals anhand eines signifikanten Reaktionsspannungsabbaus belegt werden. Es ist somit davon auszugehen, dass der Einsatz von LTT-Legierungen in realitätsnahen Mehrlagenverbindungen unter konstruktiver Schrumpfbehinderung erheblich zur Reduzierung der Gesamtbeanspruchung der Konstruktion beiträgt.
14. Eigenspannungsmessungen in der Oberfläche der im Bauteilversuch unter konstruktiver Schrumpfbehinderung geschweißten Probe belegen, dass eine Reduktion der lokalen Eigenspannungen in Nahtlängsrichtung unabhängig von der vorliegenden Schrumpfbehinderung erreicht werden kann. Die Eigenspannungsverteilung entspricht qualitativ und auch quantitativ denen der Zwei- und Mehrlagenschweißungen unter freier Schrumpfung. Demgegenüber ist in Nahtquerrichtung von einer deutlichen Zunahme des Eigenspannungsniveaus auszugehen. Denn die Überlagerung zusätzlicher schrumpfbedingter Spannungen äußert sich vornehmlich in Schweißnahtquerrichtung. In der WEZ ist dagegen keine Signifikanz der Schrumpfbehinderung auf die Eigenspannungshöhe festzustellen.
15. Die in dieser Arbeit gewonnenen Ergebnisse bestätigen, dass die Entwicklung von LTT-Legierungen zur Kontrolle der Schweißelastizitäten eine komplexe Aufgabe ist. Denn nicht allein die Realisierung möglichst niedriger Umwandlungstemperaturen ist für die letztlich vorliegenden Eigenspannungen maßgeblich. Vielmehr ist die Interaktion aus Erstarrungsverhalten, Gefüge, mechanischen Eigenschaften, Umwandlungstemperatur und Restaustenitgehalt zu berücksichtigen. Bedeutenden Einfluss haben ferner die Schweißbedingungen. Mit zunehmender Schrumpfbehinderung ist mit einer deutlichen Überlagerung der umwandlungsbedingten Eigenspannungen durch schrumpfbedingte Eigenspannungsanteile zu rechnen. Die generelle Existenz von Druckelastizitäten ist daher nicht vorherzusagen, sondern bedarf der Analyse im jeweiligen Anwendungsfall.

Die hier vorgestellten Erkenntnisse können als Basis für weiterführende Untersuchungen an LTT-Zusatzwerkstoffen dienen. Die zweifelsfrei vorliegende „Wirkung“ dieser Art von Werkstoffen sollte zukünftig anhand repräsentativer Schweißverbindungen weiter quantifiziert werden. Sicherlich sind die hier betrachteten Legierungszusammensetzungen nur als erster Ansatz zu verstehen. Welche chemische Zusammensetzung sich letztlich durchsetzen wird, hängt stark vom jeweilig zu fügenden Grundwerkstoff ab. Beim Einsatz alternativer Legierungskonzepte bleibt zu klären, wie sich die veränderten Festigkeiten bei einem vergleichbaren Umwandlungsverhalten auf das Eigenspannungsniveau und die -verteilung auswirken. Von großer Bedeutung scheint, die bisher unbekannte Rolle der Umwandlungsplastizität zu qualifizieren und zu quantifizieren. Die Frage, ob die Umwandlungsplastizität legierungsabhängig als limitierender oder fördernder Faktor für die Eigenspannungskontrolle von Bedeutung ist, sollte von einem großen wissenschaftlichen Interesse sein. Die Ergebnisse der vorliegenden Untersuchungen können auch Eingang in die numerische Simulation finden. Einerseits kann so der resultierende Eigenspannungszustand komplexer Füge­teile genauer vorhergesagt werden. Auf der anderen Seite könnten FEM-Berechnungen auch dazu beitragen, die Mechanismen während der Eigenspannungsentstehung besser nachzuvollziehen.

Literaturverzeichnis

- [1] Gerster, P.: Erfahrungen mit der Anwendung hochfester, wasservergüteter Feinkornbaustähle beim Bau von Teleskop-Autokranen. DVS - Berichte 112, Düsseldorf: DVS - Verlag, 1988, S. 61-64.
- [2] Kuhlmann, U.; Dürr, A.; Schröter, F.: Hochfeste Feinkornbaustähle im Stahlbau: Anwendung im Stahlbau insbesondere unter der Berücksichtigung der Ermüdungsfestigkeit geschweißter Konstruktionen. DVS - Berichte 236, Düsseldorf: DVS - Verlag, 2005, S. 130-135.
- [3] van der Mee, V.J.H.M.; Jansen, H.; Kalfsbeek, B.; van Etteger, P.: Consumables and Practices for Welding High Strength Steels. Proceedings of the IIW International Conference, Welding & Materials, Technical, Economic and Ecological Aspects, 1-8 July Dubrovnik & Cavtat, Croatia, ISBN: 978-953-7518-00-4, 2007, S. 271-282.
- [4] Svensson, L.E.: Consumables for welding high strength steels. *Svetsaren*, 1-2, 1999, S. 29-32.
- [5] Baune, E.; Chovet, C.; Leduey, B.; Bonnet, C.: Consumables for welding of (very) high strength steels - mechanical properties of weldments in as-deposited and stress-relieved applications. IIW-Doc. II-1596-06, 2006.
- [6] Lord, M.; Bhadeshia, H.: Scatter in High Strength Steel Weld properties due to Interpass Temperature. Trends in Welding Research, ASM International, Ohio: 1999, S. 870-875.
- [7] Lord, M.: Interpass temperature and the welding of strong steels. *Welding in the World*, Vol. 41, 1998, S. 452-459.
- [8] Schröter, F.: Höherfeste Stähle für den Stahlbau - Auswahl und Anwendung. *Schweiß- und Prüftechnik*, 10, 2004, S. 135-140.
- [9] de Payrebrune, J.: Vermeidung von Kaltrissen beim Unterpulverschweißen von hochfesten Feinkornbaustählen der Qualität S890QL und S960QL. Dissertation, Aachener Berichte Fügetechnik, Shaker Verlag, ISBN 3-8265-7077-4, 1999.
- [10] von Selle, H.; Fricke, W.: Festigkeitsgesichtspunkte beim Einsatz von hochfestem Stahl in der Schiffskonstruktion. DVS - Berichte 236, Düsseldorf: DVS - Verlag, 2005, S. 125-129.
- [11] Sampath, K.: How to Choose Electrodes for Joining High-Strength Steels. *Welding Journal*, July, 2007, S. 26-28.
- [12] Göklü, S.; Wegmann, H.: Fügen hochfester Stähle, *MP Materialprüfung*, 44, 10, 2002, S. 385-394.
- [13] Widgery, D.J.: High strength weld metals - routes for development. IIW-Doc. II-1459-02, 2002, S. 1-10.
- [14] Keehan, E.; Karlsson, L.; Muruganath, M.; Andren, H.-O.; Bhadeshia, H.K.D.H.: High Strength Steel Weld Metals - Developments with Ni and Mn. Today and Tomorrow

- row in the Science and Technology of Welding and Joining, Proceedings of the 7th International Welding Symposium, Japan Welding Society, 20-22 November 2001, Kobe, Japan. Edited by T. Ohji, published by the Japan Welding Society, Tokyo, 2001, S.797-802.
- [15] Bhadeshia, H.K.D.H.: Frontiers in the Modelling of Steel Deposits. *Journal of the Japan Welding Society*, vol. 76, no. 2, 2007, S. 24-30.
- [16] Widgery, D.J.; Karlsson, L.; Muruganath, M.; Keehan, E.: Approaches to the development of high strength weld metals. Proceedings 2nd International Symposium on High Strength Steel, Norway, 2002, S. 1-10.
- [17] Karlsson, L.; Keehan, E.; Andren, H.-O.; Bhadeshia, H. Development of High Strength Steel Weld Metals - Potential of novel high-Ni compositions. Eurojoin 5, Vienna, 13 - 14 May, 2004, S. 1-8.
- [18] Metzbower, E.; DeLoach, J.; Lalam, S.; Bhadeshia, H.K.D.H.: Neural network analysis of strength and ductility of welding alloys for high strength low alloy shipbuilding steels. *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 6, No. 2, 1999, S. 116-124.
- [19] Keehan, E.; Karlsson, L.; Andrén, H.-O.: Influence of carbon, manganese and nickel on microstructure and properties of strong steel weld metals - Part 1 - Effect of nickel content. *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 11, No. 1, 2006, S. 1-8.
- [20] Keehan, E.; Karlsson, L.; Andrén, H.-O.: 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*, Vol. 11, No. 1, 2006, S. 9-18.
- [21] Keehan, E.; Karlsson, L.; Andrén, H.-O.: 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*, Vol. 11, No.1, 2006, S. 19-24.
- [22] Lord, M.; Jennings G.; Every, G.: Effect of interpass temperature on properties of high-strength weld metals. *Svetsaren*, no. 1, 1999, S. 53-58.
- [23] de Meester, B.: Development of Base Materials for Welding. *Welding in the World*, Vol. 44, Supplement, 2000, S. 9-25.
- [24] Militzer, M.: A Synchrotron Look at Steel. *Science*, Vol. 298, 1 November, 2002, S. 975-976.
- [25] Bhadeshia, H.: Developments in Martensitic and Bainitic Steels: Role of the Shape Deformation, *Materials Science and Engineering A*, A378, 2004, S. 34-39.
- [26] Saida, K.; Nishimoto, K.; Ogawa, K.; Okaguchi, S.; Fujiwara, K.: Proposal of welding consumable of triplex stainless steel for ultrahigh strength steel. *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 15, no. 3, 2010, S. 185-193.

- [27] Spieß, L.; Teichert, G.; Schwarzer, R.; Behnken, H.; Genzel, C.: Moderne Röntgenbeugung. Röntgendiffraktometrie für Materialwissenschaftler, Physiker und Chemiker, 2. überarbeitete und erweiterte Auflage, Vieweg+Teubner Verlag, Wiesbaden, ISBN 978-3-8351-0166-1, 2009.
- [28] Kannengießler, Th.: Untersuchungen zur Entstehung schweißbedingter Spannungen und Eigenspannungen im Bauteilschweißversuch. Dissertation, Shaker Verlag, Aachen, ISBN 3-8265-8008-7, 2000.
- [29] Karlsson, L.: Thermal Stresses in Welding. In: Thermal Stresses I, Hrsg.: R.B. Hetnarski, Amsterdam: Elsevier Science Ltd, ISBN: 0444877282, S. 299-389, 1986.
- [30] Wohlfahrt, H.: Die Bedeutung der Austenitumwandlung für die Eigenspannungsentstehung beim Schweißen. *Härterei Technische Mittelungen*, 41, Heft 5, 1986, S. 248-257.
- [31] Heesch, J.; Nitschke, Th.; Theiner, W.A.; Wohlfahrt, D.H.: Schweiß Eigenspannungen - Grundlagen, Bedeutung und Auswirkung in geschweißten Bauwerken. DVS Berichte 112, DVS Verlag, Düsseldorf, 1988, S. 109-115.
- [32] Wohlfahrt, H.; Nitschke-Pagel, Th.; Kaßner, M.: Schweißbedingte Eigenspannungen - Entstehung und Erfassung, Auswirkung und Bewertung. DVS Berichte 187, DVS Verlag, Düsseldorf, 1997, S. 6-13.
- [33] Christian, H.; Elfinger, F.-X.; Schüller, H.-J.: Eigenspannungen - ihre Bedeutung in der Praxis. DVS Berichte 107, DVS Verlag, Düsseldorf, 1987, S. 67-81.
- [34] Canale, L.C.F.; Totten G.E.: Overview of distortion and residual stress due to quench processing part I: factors affecting quench distortion. *Int. J. Materials and Product Technology*, vol.24, nos.1-4, 2005, S. 4-45.
- [35] Bühler, H.; Scheil, E.: Zusammenwirken von Wärme- und Umwandlungsspannungen in abgeschreckten Stählen. *Archiv des Eisenhüttenwesens*. 6. Jahrgang, Heft 7 / Januar, 1933, S. 283-288.
- [36] Nitschke-Pagel, T.; Dilger, K.: Eigenspannungen in Schweißverbindungen - Teil 1: Ursachen der Eigenspannungsentstehung beim Schweißen. *Schweißen und Schneiden*, 58, 9, 2006, S. 466-479.
- [37] Krull, P.; Nitschke-Pagel, T.; Wohlfahrt, H.: Einfluß von Schweißparametern auf die Eigenspannungen in Schweißnahten. Internationale Konferenz Schweißtechnik, Werkstoffe und Werkstoffprüfung, Bd. 1, Wien, 1997, S. 187-196.
- [38] Bhadeshia, H.K.D.H.: Developments in Martensitic and Bainitic Steels: Role of the Shape Deformation. *Materials Science and Engineering A*, A378, 2004, S. 34-39.
- [39] Jones, W.K.C.; Alberry, P.J.: A model for stress accumulation in steels during welding. Residual stresses in welded construction and their effects. International conference, London, 15-17 November 1977, Volume 1 – papers, The Welding Institute, Abington Hall, Abington, Cambridge, 1977, S. 15-26.

- [40] Boellinghaus, Th.; Kannengiesser, Th.: Steps to more conclusive testing of welded supermartensitic Stainless steel pipes, paper 009 Supermartensitics 2002, Brüssel, KCI Publishing BV, S. 71-76.
- [41] Boellinghaus, Th.; Kannengiesser, Th.; Jochum, C.; Stiebe-Springer, I.: Effect of Filler Material Selection on Stress Strain Build Up and Stress Corrosion Cracking Resistance of Welded Supermartensitic Stainless Steel Pipes. Corrosion 2002. paper 02061. Nace-International 2002, 7.-11.4. 02, Denver, USA.
- [42] Wassermann, G.: Untersuchungen an einer Eisen-Nickel-Legierung über die Verformbarkeit während der γ - α -Umwandlung. *Archiv des Eisenhüttenwesens*. 10. Jahrgang, Heft 7, 1937, S. 321-325.
- [43] Fischer, F. D.; Oberaigner, E.R.; Tanaka, K.; Nishimura, F.: Transformation Induced Plasticity Revised an Updated Formulation. *Int. J. Solids Structures*, vol. 35, no. 18, 1998, S. 2209-2227.
- [44] Mitter, W.: Umwandlungsplastizität und ihre Berücksichtigung bei der Berechnung von Eigenspannungen, Berlin, Borntraeger Verlag, ISBN: 9783443230081, 1987.
- [45] Chatterjee, S.; Bhadeshia, H.K.D.H.: Transformation induced plasticity assisted steels: stress or strain affected martensitic transformation? *Materials Science and Technology*, vol. 23, no. 9, 2007, S. 1101-1104.
- [46] Maalekian, M.; Kozeschnik, E.: Modelling the Effect of Stress and Plastic Strain on Martensite Transformation. *Materials Science Forum*, vols. 638-642, 2010, S. 2634-2639.
- [47] Volkov, A.E.; Likhachev, V.A.; Nikolaev, P.I.: Theory of transformation plasticity. *Russian Physics Journal*, vol. 27, no. 3, 1984, S. 223-225.
- [48] Ahrens, U.: Beanspruchungsabhängiges Umwandlungsverhalten und Umwandlungsplastizität niedrig legierter Stähle mit unterschiedlich hohen Kohlenstoffgehalten. Dissertation, Universität Paderborn, Fakultät für Maschinenbau, 2003.
- [49] Greenwood, G.W.; Johnson, R.H.: The deformation of metals under small stresses during phase transformations. *Proc. Royal Soc., A* 283, 1959, S. 403-422.
- [50] Magee, C.L.: Transformation Kinetics, Microplasticity and Aging of Martensite in Fe-3Ni. Ph.D.-Dissertation, Carnegie Institute of Technology, College of Engineering and Science, Pittsburgh, 1966.
- [51] Kundu, S.: Transformation Strain and Crystallographic Texture in Steels. Ph.D.-Dissertation, University of Cambridge, 2007.
- [52] Bhadeshia, H.K.D.H.; Abreu, H.; Kundu, S.: Calculation of Crystallographic Texture due to Displacive Transformations. *International Journal of Materials Research*, vol. 99, 2008, S. 342-346.
- [53] Persönliche Mitteilung: Prof. Philip J. Withers, 22. Januar 2010.

- [54] Ohta, A.; Suzuki, N.; Maeda, Y.; Hiraoka, K.; Nakamura, T.: Superior fatigue crack growth properties in newly developed weld metal. *International Journal of Fatigue*, vol. 21, 1999, S. 113-118.
- [55] Ohta, A.; Suzuki, N.; Maeda, Y.: Effective means for improving the fatigue strength of welded structures, *Welding in the World*. Vol. 37, No. 2, 1996, S. 84-89.
- [56] Ohta, A.; Suzuki, N.; Maeda, Y.: Means for Producing High Strength Weldments against Fatigue Loading. *Quarterly Journal of the Japan Welding Society*, Vol. 12, No. 3, 1994, S. 440-444.
- [57] Ohta, A.; Watanabe, O.; Matsuoka, K.; Siga, C.; Nishijima, S.; Maeda, Y.; Suzuki, N.; Kubo, T.: Fatigue Strength improvement by using newly developed low transformation temperature welding material. *Welding in the World*. Vol. 43, No. 6, 1999, S. 38-42.
- [58] Ohta, A.; Watanabe, O.; Matsuoka, K.; Siga, C.; Nishijima, S.; Maeda, Y.; Suzuki, N.; Kubo, T.: Fatigue Strength improvement of Box Welded Joints by Using Low Transformation Temperature Welding Material. *Quarterly Journal of the Japan Welding Society*, Vol. 18, No. 1, 2000, S. 141-145.
- [59] Ohta, A.; Maeda, Y.; Nguyen, T.; Suzuki, N.: Fatigue Strength improvement of Box Section Member by Using Low Transformation Temperature Material. *Quarterly Journal of the Japan Welding Society*, Vol. 18, No. 4, 2000, S. 628-633.
- [60] Ohta, A.; Suzuki, N.; Maeda, Y.: Doubled Fatigue Strength of Box Welds by using Low Transformation Temperature Welding Material. *Properties of Complex Inorganic Solids 2*, edited by A. Meike, A. Gonis, P. Turchi, K. Rajan, Kluwer Academic/Plenum Publishers, ISBN 0306464985, 2000, S. 401-408.
- [61] Ohta, A.; Watanabe, O.; Matsuoka, K.; Maeda, Y.; Suzuki, N.; Kubo, T.: Fatigue Strength improvement of Box Welds by Low Transformation Temperature Welding Wire and PWHT. *Welding in the World*, Vol. 44, No. 3, 2000, S. 52-56.
- [62] Ohta, A.; Watanabe, O.; Matsuoka, K.; Maeda, Y.; Suzuki, N.; Kubo, T.: Fatigue Strength improvement of Box Welded Joints by Using Low Transformation Temperature Material. *Quarterly Journal of the Japan Welding Society*, Vol. 19, No. 2, 2001, S. 373-376.
- [63] Ota, A.; Maeda, Y.; Suzuki, N.; Watanabe, O.; Kubo, T.; Katsuoka, K.: Fatigue strength improvement of box welds using low transformation temperature welding material. Tripled fatigue strength by post weld heat treatment. *Welding International*, Vol. 16, No. 1, 2002, S. 44-47.
- [64] Ohta, A.; Matsuoka, K.; Nguyen, T.; Maeda, Y.; Suzuki, N.: Fatigue Strength Improvement of Lap Joints of Thin Steel Plate for Automobile Use by Low Transformation Temperature Welding Wire. *IIW-Doc.*, XIII-1869-01, 2001, S. 1-11.
- [65] Ohta, A.; Matsuoka, K.; Nguyen, N.; Maeda, Y.; Suzuki, N.: Fatigue Strength Improvement of Lap Joints of Thin Steel Plate Using Low Transformation-Temperature Welding Wire. *Welding Journal*, April, 2003, S. 78-83.

- [66] Ohta, A.; Suzuki, N.; Maeda, Y.; Maddox, S.: Fatigue Strength Improvement of Lap Welded Joints by Low Transformation Temperature Welding Wire - Superior Improvement with Strength of Steel. *Welding in the World*, Vol. 47, No. ¾, 2003, S. 38-43.
- [67] Ohta, A.; Maeda, Y.; Suzuki, N.: Fatigue Life Extension by Repairing Fatigue Cracks Initiated around Box Welds with Low Transformation Temperature Welding Wire. *Welding in the World*, Vol. 45, No. 5/6, 2001, S. 3-8.
- [68] Suzuki, N.; Ohta, A.; Maeda, Y.: Repair of fatigue cracks initiated around a box welds using low transformation temperature welding material. *Welding International*, 18, 2, 2004, S. 112-117.
- [69] Nitschke-Pagel, Th.: Eigenspannungen und Schwingfestigkeitsverhalten geschweißter Feinkornbaustähle, Dissertation, TU Braunschweig, Clausthal-Zellerfeld: Papierflieger, ISBN 3-931443-05-1, 1995.
- [70] Sasaki, E.; Miki, C.: The Effects of the Fatigue Strength Improvement Method by Additional Welding with Low Temperature Transformation Weld Materials. IIW-Doc. XIII-2127-06, 2006, S. 1-3.
- [71] Tominaga, T.; Miki, C.: Effect of Steel Strength and Ms temperature on Fatigue Performance of Low Temperature Transformation Electrode. IIW-Doc. XIII-1953-02, 2002, S. 1-9.
- [72] Miki, C.; Anami, K.: Fatigue Strength Improvement of Welded Joints using Low Temperature Transformation Welding Materials. Festigkeit von Schweissverbindungen; Forschungsberichte des Instituts für Schweissttechnik; Technische Universität Braunschweig, Band 1, Shaker Verlag, Aachen, 2001, ISBN 3-8265-8598-4, S. 161-173.
- [73] Miki, C.; Homma, K.; Tominaga, T.: High strength and high performance steels and their use in bridge structures. *Journal of Constructional Steel Research*. Vol. 58, 2002, S. 3-20.
- [74] Mohri, M.; Sakano, M.; Arakawa, K.; Kubo, T.; Morikage, Y.: Fatigue Strength Improvement on Non-Load Carrying Type Cruciform Welded Joint by the Low Transformation Welding Wire and Effect of Compressive Over-Loading. *Welding Research Abroad*, Vol. XLX, No. 1, 2004, S. 32-33.
- [75] Wang, W.; Huo, L.; Zhang, Y.; Wang, D.; Jing, H.: New Developed Welding Electrode for Improving the Fatigue Strength of Welded Joints. *J. Mater. Sci. Technol.*, Vol. 18, No. 6, 2002, S. 527-531.
- [76] Wang, W.; Huo, L.; Wang, D.; Zhang, Y.; Jing, H.; Yang, X.: Improving the fatigue performance of longitudinal welded joints by low transformation temperature electrodes. *China Welding*, Vol. 12, No. 1, 2003, S. 34-38.
- [77] Lixing, H.; Dongpo, W.; Wenxian, W.; Yufeng, Z.: Ultrasonic Peening and Low Transformation Temperature Electrodes used for improving the Fatigue Strength of Welded Joints. *Welding in the World*, Vol. 48, No. 3/4, 2004, S. 26-31.

- [78] Eckerlid, J.; Nilsson, T.; Karlsson, L.: Fatigue properties of longitudinal attachments welded using low transformation temperature filler. *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 8, No. 5, 2003, S. 353-359.
- [79] Karlsson, L.: Improving fatigue life with Low Temperature Transformation (LTT) welding consumables, *Svetsaren the ESAB welding and cutting journal*, vol.64, no.1, 2009, S. 27-31.
- [80] Barsoum, Z.; Gustafsson, M.: Fatigue of high strength steel joints welded with low temperature transformation consumables. *Engineering Failure Analysis*, vol. 16, no. 7, 2009, S. 2186-2194.
- [81] Barsoum, Z.; Gustafsson, M.: Spectrum fatigue of high strength steel joints welded with low temperature transformation consumables. International Conference on Fatigue Design, November 21-22, 2007, Senlis, France, 2007, S. 1-10.
- [82] Barsoum, Z.: Residual Stress Analysis and Fatigue Assessment of Welded Steel Structures. Doctoral Thesis, Kunglia Tekniska Högskolan (KTH) Department of Aeronautical and Vehicle Engineering, Stockholm, Sweden, 2008, ISSN: 1651-7660, S. 1-36.
- [83] Darcis, Ph. P.; Katsumoto, H.; Payares-Asprino, M.C.; Liu, S.; Siewert, T.A.: Cruci-form fillet welded joint fatigue strength improvement by weld metal phase transformations. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, vol. 31, no. 2, 2007, S. 125-136.
- [84] Payares-Asprino, M.C.; Katsumoto, H.; Liu, S.: Effect of Martensite Start and Finish Temperature on Residual Stress Development in Structural Steel Welds. *Welding Journal*, Vol. 87, November, 2008, S. 279-289.
- [85] Shiga, C.: Systematic approach to solution of welding problems in STX21 project: aiming for remarkable advances in welded joints. *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 5, No. 6, 1999, S. 356-364.
- [86] Böllinghaus, Th.; Kannengiesser, Th.: Cold Cracking Test Procedures – Overview. IIW-Doc., II-1587-07, 2007, S. 1-22.
- [87] DIN EN ISO 17642-3, Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen - Kaltrissprüfungen für Schweißungen - Lichtbogenschweißprozesse-Teil 3: Fremdbeanspruchte Prüfungen. September, 2005.
- [88] Zenitani, S.; Hayakawa, N.; Yamamoto, J.; Hiraoka, K.; Shiga, C.; Morikage, Y.; Kubo, T.; Yasuda, K.: Prevention of cold Cracking in high Strength Steel Welds by Applying Newly Developed Low Transformation-Temperature Welding Consumables. 6th International Trends in Welding Research Conference Proceedings, 15-19 April 2002, Pine Mountain, USA, ASM International, 2003, S. 569-574.
- [89] Zenitani, S.; Hayakawa, N.; Yamamoto, J.; Hiraoka, K.; Morikage, Y.; Kubo, T.; Yasuda, K.; Amano, K.: Development of New Low Transformation-Temperature Welding Consumable to Prevent Cold Cracking in High Strength Steel Welds. *Quarterly Journal of the Japan Welding Society*, Vol. 23, No. 1, 2005, S. 95-102.

- [90] Hayakawa, N.; Zenitani, S.; Yamamoto, J.; Nakamura, T.; Hiraoka, K.; Morikage, Y.; Kubo, T.; Yasuda, K.: Applicability of Low Transformation-Temperature Welding Consumables to High strength welded Joint. *Welding Research Abroad*, Vol. XLX, No. 2, 2004, S. 21-27.
- [91] Hayakawa, N.: Characteristics of Low Temperature-Transformation Welding Consumables. Pre-Prints of the National Meeting of JWS, Vol. 72, 2003, S. 9-12.
- [92] Zenitani, S.; Hayakawa, N.; Yamamoto, J.; Hiraoka, K.; Morikage, Y.; Kubo, T.; Yasada, K.; Amano, K.: Development of New Low Transformation-Temperature Welding Consumable to Prevent Cold Cracking in High Strength Steel Welds. *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 12, No. 6, 2007, S. 516-522.
- [93] Mikami, Y.; Mochizuki, M.; Toyoda, M.: In-process control of weld distortion by using phase transformation effects. *Mathematical Modelling of Weld Phenomena 8*, eds. Cerjak, H.; Bhadeshia, H.K.D.H.; Kozeschnik, E., Verlag der Technischen Universität Graz, ISBN 978-3-902465-69-6, 2007, S. 981-1001.
- [94] Mikami, Y.; Morikage, Y.; Mochizuki, M.; Toyoda, M.: Numerical Simulation of Welding Distortions of T-joints with low-temperature Transformation Welding Wire. 1st International Conference on Distortion Engineering 2005, 2005, S. 453-460.
- [95] Mikami, Y.; Morikage, Y.; Mochizuki, M.; Toyoda, M.: Evaluation of Relationship between Transformation Expansion of Weld Metal and Welding Distortion through Numerical simulation Considering Phase Transformation Effect, IIW-Doc., X-1582-05, 2005, S. 1-15.
- [96] Mikami, Y.; Morikage, Y.; Mochizuki, M.; Toyoda, M.: Measurement and Numerical Simulation of Angular Distortion of Fillet Welded T-joints. –Welding Angular Distortion Control by Transformation Expansion of Weld Metals (Report 1)-. *Quarterly Journal of the Japan Welding Society*, Vol. 24, No. 4, 2006, S. 312-323.
- [97] Mikami, Y.; Mochizuki, M.; Toyoda, M.; Morikage, Y.: Measurement and numerical simulation of angular distortion of fillet welded T-joints - Welding angular distortion control by transformation expansion of weld metals (Report 1) -. *Welding International*, Vol. 21, No. 8, 2006, S. 547-560.
- [98] Mikami, Y.; Morikage, Y.; Mochizuki, M.; Toyoda, M.: Effect of Characteristics of Transformation Expansion of Weld Metals on Angular Distortion Behavior of Welded Joints. – Welding Angular Distortion Control by Transformation Expansion of Weld Metals (Report 2)-. *Quarterly Journal of the Japan Welding Society*, Vol. 25, No. 1, 2007, S. 59-67.
- [99] Mikami, Y.; Morikage, Y.; Mochizuki, M.; Toyoda, M.: Angular distortion of fillet welded T joint using low transformation temperature welding wire. *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 14, no. 2, 2009, S. 97-105.
- [100] Mikami, Y.: Numerical Analysis of Weld Distortion Considering Phase Transformation Effects. IIW-Doc. X-1620-07, 2007, S. 1-11.
- [101] Morikage, Y.; Kubo, T.; Yasuda, K.; Amano, K.; Mikami, Y.; Mochizuki, M.; Toyoda, M.: Welding-distortion phenomena of T-joint using low-temperature transformation

- welding wire. 1st International Conference on Distortion Engineering 2005, 2005, S. 447-452.
- [102] Nakashima, Y.; Kumon, Y.; Inose, K.; Nakanishi, Y.; Morikage, Y.; Kubo, T.; Amano, K.; Mikami, Y.; Mochizuki, M.: Welding Distortion Behavior of Steel Welds with Low-temperature Transformation Welding Wire, IIW-Doc., XV-1196-05, 2005, S. 1-9.
- [103] Mikami, Y.; Morikage, Y.; Mochizuki, M.; Toyoda, M.: Effect of Heat Input Condition on Reduction of Angular Distortion by Transformation Expansion of Weld Metal. – Welding Distortion Control by Transformation Expansion of Weld Metals (Report 3)-. *Quarterly Journal of the Japan Welding Society*, Vol. 25, No. 1, 2007, S. 68-73.
- [104] Mikami, Y.; Morikage, Y.; Mochizuki, M.; Toyoda, M.: Reduction of Angular Distortion by Transformation Expansion of Weld Metals in Joints with External Restraints. – Welding Angular Distortion Control by Transformation Expansion of Weld Metals (Report 4)-. *Quarterly Journal of the Japan Welding Society*, Vol. 25, No. 1, 2007, S. 74-79.
- [105] Shirzadi, A.A.; Bhadeshia, H.K.D.H.; Karlsson, L.; Withers, P.J.: Stainless steel weld metal designed to mitigate residual stresses. *Science and Technology of Welding and Joining*, vol.14, no.6, 2009, S. 559-565.
- [106] Kim, Y.C.; Lee, S.H.: Mechanical Characteristics of Welds Joined by Newly Developed Welding Wire with a Phase Transformation at Low Temperature (I). *Transactions of JWRI*, Vol. 36, No. 1, 2007, S. 97-102.
- [107] Kim, Y.C.; Lee, S.H.: Mechanical Characteristics of Welds Joined by Newly Developed Welding Wire with a Phase Transformation at Low Temperature (II). *Transactions of JWRI*, Vol. 36, No. 2, 2007, S. 73-79.
- [108] Muramatsu, Y.; Kuroda, S.; Yamamoto, J.; Kim, Y.: Low Transformation Temperature Materials and Welding Residual Stress, *Quarterly Journal of the Japan Welding Society*, Vol. 22, No. 1, 2004, S. 107-116.
- [109] Yamamoto, J.; Muramatsu, Y.; Zenitani, S.; Hayakawa, N.; Hiraoka, K.; Morikage, Y.; Kubo, T.: Effect of Transformation-Temperature of Weld Metal on Residual Stress Distribution in Welded Joints. 6th International Trends in Welding Research Conference Proceedings, 15-19 April 2002, Pine Mountain, USA, ASM International, S. 902-905.
- [110] Yamamoto, J.; Meguro, S.; Muramatsu, Y.; Hayakawa, N.; Hiraoka, K.: Analysis of martensite transformation behaviour in welded joints of low transformation-temperature materials. *Welding International*, vol. 23, no. 6 (June), 2009, S. 411-421.
- [111] Yamamoto, J.; Hayakawa, M.; Zenitani, S.; Muramatsu, Y.; Hiraoka, K.: Effect of transformation expansion of weld metal and restraint intensity of weld joint on residual stress distribution. *Welding Research Abroad*, Vol. XLX, No. 1, 2004, S. 34-35.
- [112] Yamamoto, J.; Hiraoka, K.; Mochizuki, M.: Analysis of martensite transformation behaviour in welded joint using low transformation-temperature welding wire. *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 15, no. 2, 2010, S. 104-110.

- [113] Mochizuki, M.; Toyoda, M.; Kubo, T.; Morikage, Y.: Residual Stress Reduction by Using Weld Metal with Property of Low-Temperature Phase Transformation. Residual Stress, Fracture, and Stress Corrosion Cracking, San Diego, July 25-29 2004, USA, PVP-Vol. 479, PVP2004-2650, ASME, S. 77-83.
- [114] Mochizuki, M.; Matsushima, S.; Toyoda, M.; Morikage, Y.; Kubo, T.: Study of residual stress reduction in welded joints using phase transformation behaviour of welding material. Studies on numerical simulation of temperature, microstructure, and thermal stress histories during welding and their application to welded structures (2nd report). *Welding International*, Vol. 19, No. 10, 2005, S. 773-782.
- [115] Mochizuki, M.; Matsushima, S.; Morikage, Y.; Kubo, T.; Toyoda, M.: Study on Residual Stress Reduction by Using Phase Transformation Phenomena in Welding Material – Studies on Numerical Simulation of Temperature, Microstructure, and Thermal Stress Histories during Welding Process and Their Application to Welded Structures (Report 2). *Quarterly Journal of the Japan Welding Society*, Vol. 23, No. 1, 2005, S. 112-121.
- [116] Murakawa, H.; Beres, M.; Davies C.M.; Rashed, S.; Vega, A.; Tsunori, M.; Nikbin, K.M.; Dye, D.: Effect of low transformation temperature weld filler metal on welding residual stress. *Science and Technology of Welding and Joining*. vol. 15, no. 5, 2010, S. 393-398.
- [117] Murakawa, H.; Beres, M.; Vega, A.; Rashed, S.; Davies C.M.; Dye, D.; Nikbin, K.M.: Effect of Phase Transformation onset Temperature on Residual Stress in Welded Thin Steel Plates. *Transactions of JWRI*, vol.37, no.2, 2008, S. 75-80.
- [118] Francis, J.A.; Stone, H.J.; Kundu, S.; Rogge, R.B.; Bhadeshia, H.K.D.H.; Withers, P.J.: Transformation Temperatures and Welding Residual Stresses in Ferritic Steels. Proceedings of PVP2007, ASME Pressure Vessels and Piping Division Conference, San Antonio, July 22-26 2007, USA, PVP2007-26544, ASME, S. 1-8.
- [119] Francis, J.A.; Kundu, S.; Bhadeshia, H.K.D.H.; Stone, H.J.; Rogge, R.B.; Withers, P.J.; Karlsson, L.: The Effects of Filler Metal Transformation Temperature on Residual Stresses in a High Strength Steel Weld Intervening Transformations. *Journal of Pressure Vessel Technology*, vol.131, 2009, S. 1-15.
- [120] Dai, H.; Francis, J.A.; Stone, H.J.; Bhadeshia, H.K.D.H.; Withers, P.J.: Characterizing Phase Transformations and Their Effect on Ferritic Weld Residual Stresses with X-rays and Neutrons. *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 39A, 2008, S. 3070-3078.
- [121] Stone, H.J.; Bhadeshia, H.K.D.H.; Withers, P.J.: In situ monitoring of weld transformations to control weld residual stresses. *Materials Science Forum*, vols. 571-572, 2008, S. 393-398.
- [122] Bhadeshia, H.K.D.H.; Francis, J.A.; Stone, H.J.; Kundu, S.; Rogge, R.B.; Withers, P.J.; Karlsson, L.: Transformation Plasticity in Steel Metals. Proceedings of the 10th International Aachen welding Conference Welding and Joining, Key Technologies for the Future, 24-25 October 2007, Eds. Uwe Reisgen, ISBN: 978-3-8322-6644-8, 2007, S. 171-179.

- [123] Shiga, C.; Yasuda, H.Y.; Hiraoka, K.; Suzuki, H.: Effect of Ms temperature on residual stress in welded joints of high- strength steels. *Welding in the World*, vol. 54, no. 3/4, 2010, S. 71-79.
- [124] Mraz, L.; Karlsson, L.; Mikula, P.; Vrana, M.: Stress build-up and residual stress distribution in high strength steel welds. IIW-Doc., II-1692-08, 2008, S. 1-16.
- [125] Shiga, C.; Mraz, L.; Bernasovsky, P.; Hiraoka, K.; Mikula, P.; Vrana, M.: Residual Stress Distribution of Steel Welded Joints With Weld Metal of Low Martensite Transformation Temperature. *Welding in the World*, Vol. 51, No. 11/12, 2007, S. 11-19.
- [126] Shiga, C.; Mraz, L.; Bernasovsky, P.; Hiraoka, K.; Mikula, P.; Vrana, M.: Improvement of welded joints with low martensite transformation temperature weld consumables. *Zvaranie – Svarovani*, 3, 2006, S. 65-70.
- [127] Mraz, L.; Shiga, C.; Hiraoka, K.; Hamak, I.: Identification of the influence of weld metal and HAZ phase transformation on stresses during and after welding. *Zvaranie – Svarovani*, 9, 2004, S. 229-232.
- [128] Tabatchikov, A.S.; Pryakhin, A.V.; Barmin, L.N.: Effect of alloying elements on the thermal stress relaxation in filler metal. *Metal Science and Heat Treatment*, vol. 27, no. 10, 1985, S. 778-781.
- [129] Akselsen, O.M.; Aune, R.; Olden, V.: Effects of Phase Transformation on Residual Stresses in Welding of Stainless Steels. *International Journal of Offshore and Polar Engineering*, vol. 17, no. 2, 2007, S. 145-151.
- [130] Martinez, F.; Liu, S.; Edwards, G.: The Development of a Compressive Residual Stress Around a Structural Steel Weld by Means of Phase Transformation. Proceedings from Joining of Advanced and Speciality Materials, October 18-20, Columbus, Ohio, 2004, S. 42-48.
- [131] Martinez Diez, F.: Development of Compressive Residual Stress in Structural Steel Weld Toes by Means of Weld Metal Phase Transformations. *Welding in the World*, Vol. 52, No. 7/8, 2008, S. 63-78.
- [132] Martinez Diez, F.: Development of Compressive Residual Stress in Structural Steel Weld Toes by Means of Weld Metal Phase Transformations. Thesis (Ph.D.), Colorado School of Mines, 2004.
- [133] Martinez, F.; Liu, S.: Development of Compressive Residual Stress in Structural Steel Weld Toes by Means of Weld Metal Phase Transformations. Proceedings of the 7th International Conference on Trends in Welding Research, May 16-20, Callaway Gardens Resort, Pine Mountain, Georgia, USA, 2005, S. 583-588.
- [134] Steven, W.; Haynes, A.G.: The Temperature of Formation of Martensite and Bainite in Low-alloy Steels. *Journal of the Iron and Steel Institute*, August, 1956, S. 349-359.
- [135] Skrotzki, B.: Temperaturen und Verlauf der martensitischen Umwandlung in Eisenlegierungen. Dissertation, Fortschr.-Ber. VDI, Reihe 5, Nr. 269, Düsseldorf, VDI-Verlag, ISBN 3-18-146905-X, 1992.

- [136] Krauss, G.: Steels: Heat Treatment and Processing Principles. ASM International, Materials Park, Ohio, ISBN 087170370X, 1990.
- [137] Béres, L.; Béres, Zs.: Neue Beziehung zur Bestimmung der Martensitbildungstemperatur der Stähle. *Schweißtechnik*, 12, 1993, S. 186-188.
- [138] Kung, C.Y.; Rayment, J.J.: An Examination of the Validity of Existing Empirical Formulae for the Calculation of M_s Temperature. *Metallurgical Transactions A*, Vol. 13A, February, 1982, S. 328-331.
- [139] Andrews, K.W.: Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures. *Journal of the Iron and Steel Institute*, July, 1965, S. 721-727.
- [140] Gunic, F.; Hayakawa, N.; Hiraoka, K.; Katabami, M.: Improvement of mechanical properties of LTT weld metal. *Preprints of the National Meetings of the J.W.S.*, Vol. 76, Spring, 2005, S. 10-11.
- [141] Zenitani, S.; Nishimura, T.; Hayakawa, N.; Hiraoka, K.: Atmospheric Corrosion Behavior of High Strength Steel Weld Joints Formed by Low Transformation-Temperature Welding Consumables. *Quarterly Journal of the Japan Welding Society*, Vol. 24, No. 4, 2006, S. 291-298.
- [142] Nakamura, T.; Hiraoka K.: Improvement of welded joint properties by new welding technology -Development of Hybrid Low Transformation-Temperature welding wire-. Asia Steel International Conference 2006, 2006, S. 734-739.
- [143] Nakamura, T.; Hiraoka, K.: Development of stable MIG welding in pure Ar gas by New-Hybrid Wire. IIW Doc., 212-1080-05, 2005, S. 1-8.
- [144] Nakamura, T.; Hiraoka, K.: Osvajanje i razvoj stabilnog MIG zavarivanja novom hibridnom zicom u čistom argonu. *Zavarivanje i Zavarene Konstrukcije*, 2, 2007, S. 73-79.
- [145] N.N.: Development of welding materials which can reduce welding deformation. *Welding International*, Vol. 22, No. 7, 2008, S. 446-453.
- [146] Mayr, P.: Evolution of microstructure and mechanical properties of the heat affected zone in B-containing 9% chromium steels. IIW-Doc. IX-2289-08, 2008, S. 1-15.
- [147] Mayr, P.; Palmer, T.A.; Elmer, J.W.; Cerjak, H.: In situ Observation of Phase Transformations and their Effects in 9-12%Cr Steels during Welding. *Advanced Materials Research*, Vols. 15-17, 2007, S. 1014-1019.
- [148] Mayr, P.; Palmer, T.A.; Elmer, J.W.; Specht, E.D.: Direct observation of phase transformations in the simulated heat-affected zone of a 9Cr martensitic steel. *Int. J. Mat. Res. (ehemalige Z. Metallkd.)*, Vol.99, No.4, 2008, S. 1-6.
- [149] Elmer, J.W.; Palmer T.A.; Babu, S.S.; Specht, E.D.: In situ observations of lattice expansion and transformation rates of alpha and beta phases in Ti-6Al-4V. *Materials Science and Engineering*, A 391, 2005, S. 104-113.

- [150] Rocha, da S.A.; Hirsch, T.: Fast X-ray diffraction phase and stress analysis during complete heat treatment cycles of steel. *Materials Science and Engineering A*, vol. 395, 2005, S. 195-207.
- [151] Hirsch, T.; Rocha, da S.A.: Fast In Situ X-ray Diffraction Analysis during Quenching of a Ball Bearing Steel. *Advances in X-ray Analysis*, Vol. 48, 2005, S. 130-135.
- [152] Elmer, J.W.: A New Path Forward for Understanding Microstructural Evolution during Welding. *Welding Journal*, Vol. 87, June, 2008, S. 149-166.
- [153] Elmer, J.W.; Wong, J.; Fröba, M.; Waide, P.A.; Larson, E.M.: Analysis of Heat-Affected Zone Phase Transformations Using In Situ Spatially Resolved X-Ray Diffraction with Synchrotron Radiation. *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 27a, March, 1996, S. 775-783.
- [154] Elmer, J.W.; Wong, J.; Ressler, Th.: 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*, vol. 29A, 1998, S. 2761-2773.
- [155] Elmer, J.W.; Palmer, T.A.; Wong, J.: Observations of Phase Transformations in Ti-6Al-4V Alloy Welds using Spatially Resolved X-ray Diffraction, *J. of Applied Physics*, vol. 93, 2003, S. 1941-1947.
- [156] Wong, J.; Fröba, M.; Elmer, J.W.; Waide, P.A.; Larsson, E.M.: Phase Mapping and Transformation Study in Fusion Welds, *Journal of Material Science*, vol. 32, 1997, S. 1493-1500.
- [157] Elmer, J.W.; Palmer, T.A.; Babu, S.S.; Zhang, W.; DebRoy, T.: Phase Transformation Dynamics During Welding of Ti-6Al-4V, *J. of Applied Physics*, vol. 95, 2004, S. 8327-8339.
- [158] Elmer, J.W.; Palmer, T.A.: Phase Mapping and Direct Observations of Phase Transformations during Arc Welding of 1045 Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 37A, July, 2006, S. 2171-2182.
- [159] Elmer, J.W.; Wong, J.; Ressler, Th.: Spatially X-ray Diffraction Mapping of Phase Transformations in the Heat Affected Zone of Carbon-Manganese Arc Welds, *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 32A, 2001, S. 1175-1187.
- [160] Zhang, W.; Elmer, J.W.; DebRoy, T.: Kinetics of Ferrite to Austenite Transformation During Welding of 1005 Steel, *Scripta Materialia*, vol. 46, 2002, S. 753-757.
- [161] Elmer, J.W.; Palmer, T.A.; Zhang, W.; Wood, B.; DebRoy, T.: Kinetic modeling of phase transformations occurring in the HAZ of C-Mn steel welds based on direct observations. *Acta Materialia*, 51, 2003, S. 3333-3349.
- [162] Palmer, T.A.; Elmer, J.W.; Wong, J.: Insitu observations of ferrite-austenite transformations in duplex stainless steel weldments using synchrotron radiation. *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 7, no. 3, S. 159-171.
- [163] Babu, S.S.; Elmer, J.W.; Vitek, J.M.; David, S.A.: Time-resolved X-ray diffraction in Fe-C-Al-Mn steel welds. *Acta Materialia*, vol. 50, 2002, S. 4763-4781.

- [164] Babu, S.S., Elmer, J.W.; David, S.A.; Quintana, M.A.: In situ observations of non-equilibrium austenite formation during weld solidification of an Fe-C-Al-Mn low-alloy steel. *Proceedings of the Royal Society London, A* 458, 2002, S. 811-821.
- [165] Elmer, J.W.; Wong, J.; Ressler, Th.: Observations of phase transformations during solidification and cooling of austenitic stainless steel welds using time-resolved X-ray diffraction, *Scripta Materialia*, vol. 43, 2000, S. 751-755.
- [166] Terasaki, H.; Komizo, Y.; Yonemura, M.; Osuki, T.: Time-Resolved Analysis of Phase Evolution for the Directional Solidification of Carbon Steel Weld Metal. *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 37A, 2006, S. 1261-1266.
- [167] Komizo, Y.; Terasaki, H.; Yonemura, M.; Osuki, T.: In-situ observation of Steel Weld Solidification and Phase Evolution using Synchrotron Radiation. *Transactions of JWRI*, vol. 34, no. 2, 2005, S. 51-55.
- [168] Yonemura, M.; Osuki, T.; Terasaki, H.; Komizo, Y.; Sato, M.; Kitano, A.: In-Situ Observation for Weld Solidification in Stainless Steels Using Time-Resolved X-ray Diffraction, *Materials Transactions*, vol. 47, no. 2, 2006, S. 310-316.
- [169] Komizo, Y.; Terasaki, H.; Saiki, K.; Ikeda, M.: Direct Observation of Solidification and Phase Transformation in Pure Titanium. *Transactions of JWRI*, vol. 38, no. 1, 2009, S. 43-47.
- [170] Komizo, Y.; Terasaki, H.: in-situ Observation of Solidification Behavior during Welding. *Materials Science Forum*, vols. 638-642, 2010, S. 3722-3726.
- [171] Zhang, S.; Terasaki, H.; Komizo, Y.: In-situ observation of martensite transformation and retained austenite in supermartensitic stainless steel. Visual-JW 2010 The international symposium on Visualization in Joining & Welding Science through Advanced Measurements and Simulations. 11-12 November, Osaka, Japan, 2010, S. 125-126.
- [172] Terasaki, H.; Komizo, Y.: Developments of hybrid in-situ observation system to study the microstructural change of metallic alloys. Visual-JW 2010 The international symposium on Visualization in Joining & Welding Science through Advanced Measurements and Simulations. 11-12 November, Osaka, Japan, 2010, S. 349-350.
- [173] Genzel, Ch.; Denks, I.A.; Gibmeier, J.; Klaus, M.; Wagener, G.: The materials science synchrotron beamline EDDI for energy-dispersive diffraction analysis. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research. A* 578, 2007, S. 23-33.
- [174] Genzel, Ch.; Stock, C.; Wallis, B.; Reimers, W.: The application of white radiation to residual stress analysis in the intermediate zone between surface and volume. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research. A* 467-468, 2001, S. 1253-1256.
- [175] Genzel, Ch.; Stock, C.; Reimers, W.: Application of energy-dispersive diffraction to the analysis of multiaxial residual stress fields in the intermediate zone between surface and volume. *Materials Science and Engineering. A* 372, 2004, S. 28-43.

- [176] Macherauch, E.; Müller, P.: Das $\sin^2\psi$ - Verfahren der röntgenographischen Spannungsmessung. *Zeitschrift für angewandte Physik*. 13, 1961, S. 305-312.
- [177] Genzel, Ch.; Denks, I.A.; Klaus, M.: The Materials Science Beamline EDDI for Energy-Dispersive Analysis of Subsurface Residual Stress Gradients. Residual Stresses VII, 7th European Conference on Residual Stresses, Proceedings, ECRS 7, Berlin 13.-15. September 2006, ISBN 0-87849-414-6, S. 193-198, 2006.
- [178] Denks, I.A.; Klaus, M.; Genzel, Ch.: Determination of real space residual stress distributions $\sigma_{ij}(z)$ of surface treated materials with diffraction methods. Part II: energy dispersive approach. Residual Stresses VII, 7th European Conference on Residual Stresses, Proceedings, ECRS 7, Berlin 13.-15. September 2006, ISBN 0-87849-414-6, S. 37-42, 2006.
- [179] Paradowska, A.M.; Price, J.W.H.; Finlayson, T.R.; Lienert, U.; Ibrahim, R.: Residual stress measurements of welded components using synchrotron and neutron diffraction. Proceedings of the IIW International Conference, Welding & Materials, Technical, Economic and Ecological Aspects, 1-8 July Dubrovnik & Cavtat, Croatia, ISBN 978-953-7518-00-4, S. 475-484, 2007.
- [180] Van der Aa, E.M.; Hermans, M.J.M.; Richardson, I.M.; van der Pers, N.M.; Delhez, R.: Experimental study of the influence of a trailing heat sink on the welding residual stress distribution. Residual Stresses VII, 7th European Conference on Residual Stresses, Proceedings, ECRS 7, Berlin 13.-15. September 2006, ISBN 0-87849-414-6, S. 479-484, 2006.
- [181] Pinto, H.; Pyzalla, A.; Hackl, H.; Bruckner, J.: A Comparative Study of Microstructure and Residual Stresses of CMT-, MIG- and Laser-Hybrid Welds. Residual Stresses VII, 7th European Conference on Residual Stresses, Proceedings, ECRS 7, Berlin 13.-15. September 2006, ISBN 0-87849-414-6, S. 628-632, 2006.
- [182] Ganguly, S.; Stelmukh, V.; Edwards, L.; Fitzpatrick, M.E.: Analysis of residual stress in metal-inert-gas-welded Al-2024 using neutron and synchrotron X-ray diffraction. *Materials Science and Engineering A*, 491, 2008, S. 248-257.
- [183] Price, J.W.H.; Paradowska, A.M.; Finlayson, T.: Neutron Diffraction Residual Stress Measurements of Steel Welded Repairs and Comparison with Current Fitness-For-Purpose Assessments. Proceedings of the IIW International Conference - Safety and Reliability of Welded Components in Energy and Processing Industry - 10-11 July 2008 Graz, Austria, Verlag der Technischen Universität Graz, ISBN 978-1-85125-019-0, S. 693-700, 2008.
- [184] Owen, R.A.; Preston, R.V.; Withers, P.J.; Shercliff, H.R.; Webster, P.J.: Neutron and synchrotron measurements of residual strain in TIG welded aluminium alloy 2024. *Materials Science and Engineering A*, 346, 2003, S. 159-167.
- [185] Koistinen, D.P.; Marburger, R.E.: A general equation prescribing the extent of the austenite martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels. *Acta Metallurgica*, no. 7, 1959, S. 59-60.

- [186] Alexandrov, B.T.; Lippold, J.C: A New Methodology for Studying Phase Transformations in High Strength Steel Weld Metal. 7th International Trends in Welding Research Conference Proceedings, 16-20 May 2005, Pine Mountain, USA, ASM International, 2006, S. 975-980.
- [187] Chihosky, R.A.: Expansion and Stress around Aluminum Weld Puddles. *Welding Research Supplement*, September, 1979, S. 263-276.
- [188] Laine, E.: A high-speed determination of the volume fraction of ferrite in austenitic stainless steel by EDXRD. *J. Phys. F: Metal Phys.*, no. 8, 1978, S. 1343-1348.
- [189] Cullity, B.D.; Stock, S.R.: Elements of X-ray diffraction, 3rd ed., Upper Saddle River NJ, Prentice Hall, 2001, ISBN: 9780201610918.
- [190] Weiss, R.J.; Tauer, K.J.: Components of the Thermodynamic Functions of Iron. *Physical Review*, vol. 102, no. 6, 1956, S. 1490-1495.
- [191] Darken, L.S.; Smith, R.P.; Thermodynamic Functions of Iron. *Industrial and Engineering Chemistry*, vol. 43, no. 8, 1951, S. 1816-1820.
- [192] Persönliche Mitteilung: Prof. Christoph Genzel, 29.03.2010.
- [193] Neuhaus, M.: Zum Einfluss der Schrumpfbehinderung auf das thermomechanische Verhalten geschweißter Bauteile. Dissertation, Shaker Verlag, Aachen, ISBN 3-8322-4126-4, 2005.
- [194] Satoh, K.; Ueda, Y.; Kihara, H.: Recent trends of research into restraint stresses and strains in relation to weld cracking. *Welding in the World*, vol. 11, no. 5/6, 1973, S. 133-156.
- [195] Hammar Ö.; Svensson, U.: Influence of steel composition on segregation and microstructure during solidification of austenitic stainless steels. In: Solidification and Casting of Metals, The Metals Society, London, 1979, S. 401-410.
- [196] Bergmann, W.: Werkstofftechnik, Teil 1: Grundlagen, 3. neubearbeitete Auflage, Carl Hanser Verlag, München, Wien: 2000. ISBN 3-446-21409-7.
- [197] Nagayama, K.; Terasaki, T.; Tanaka, K.; Fischer, F.D.; Antretter, T., Cailletaud, G.; Azzouz, F.: Mechanical properties of a Cr-Ni-Mo-Al-Ti maraging steel in the process of martensitic transformation. *Materials Science and Engineering A*, 308, 2001, S. 25-37.
- [198] Antretter, T.; Fischer, F.D.; lube, T.; Tanaka, K.; Cailletaud, G.: The Thermo-mechanical Response to a General Loading Path of a Martensitically Transforming Steel. *Journal of Intelligent Material Systems and Structures*, vol. 13, December, 2002, S. 811-815.
- [199] Babu, S.S.; Thermodynamic and kinetic models for describing microstructure evolution during joining of metals and alloys. *International Materials Reviews*, vol. 54, no. 6, 2009, S. 333-367.

- [200] Wolf, M.; Böhm, M.; Dalgic, M.; Hüßler, I.: Evaluation of models for TRIP and stress-dependent transformation behavior for the martensitic transformation of the steel 100Cr6. *Computational Materials Science*, vol. 43, 2008, S. 108-114.
- [201] Samek, L.; de Moor, E.; Penning, J.; de Cooman, B.C.: Influence of Alloying Elements on the Kinetics of Strain-Induced Martensitic Nucleation in Low-Alloy, Multi-phase High-Strength Steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 37A, January, 2006, S. 109-124.
- [202] Denis, S.; Simon, A.; Beck, G.: Estimation of the Effect of Stress/Phase Transformation Interaction when Calculating Internal Stress during Martensitic Quenching of Steel. *Transactions ISIJ*, vol. 22, 1982, S. 504-513.
- [203] Warren, A.P.; Bate, S.K.; Charles, R.; Watson, C.T.: The Effect of Phase Transformations on Predicted Values of Residual Stresses in Welded Ferritic Components. *Materials Science Forum*, vols. 524-525, 2006, S. 827-832.

Bildverzeichnis

Bild 1.1:	Teleskopausleger von Mobilkränen sind ein typisches Anwendungsfeld hochfester Stähle.....	1
Bild 1.2:	Schweißarbeitsbereich des hochfesten Stahls S960Q [8]	2
Bild 2.1:	Einflussgrößen auf die Eigenbeanspruchung einer geschweißten Konstruktion nach [29].....	6
Bild 2.2:	Überlagerung von Umwandlungs- und Schrumpfspannungen zu den resultierenden Schweißeigenstressungen [32].....	8
Bild 2.3:	Typische Eigenspannungsverteilungen nach dem Schweißen in der Oberfläche: a) M-Form, b) W-Form und c) W-Form mit Einsattelung [33]	9
Bild 2.4:	Einfluss der Umwandlungstemperatur auf die Eigenspannungsentstehung [30] 10	
Bild 2.5:	Reaktionsspannungen während der Abkühlung eines austenitischen Stahls, eines bainitischen Stahls und eines martensitischen Stahls unter fester Einspannung [39].....	11
Bild 2.6:	Verschiebung der M_s -Temperatur zu höher Temperatur T_1 durch zusätzliche mechanische Energie ΔG_{mech} bzw. zu niedriger Temperatur T_2 durch mechanische Stabilisierung U_2 nach [46].....	14
Bild 2.7:	Formänderung bei unbehinderter Martensitbildung (schematisch). a) Ausgangszustand/Austenit, b) Volumendehnung durch Martensitbildung (isotrope Umwandlung), c) Volumendehnung und Scherung durch Martensitbildung (anisotrope Umwandlung) [25]	15
Bild 2.8:	Eigenspannungen längs (oben) und quer (unten) jeweils 3 mm entfernt vom Schweißgut (Kehlnaht) im Grundwerkstoff [57]-[58]	17
Bild 2.9:	Eigenspannungen längs und quer im Schweißgut ermittelt mit der Bohrlochmethode für Schweißzusätze variierender M_s -Temperatur [75].....	19
Bild 2.10:	Längseigenspannungsverläufe im Grundwerkstoff nach [77]	20
Bild 2.11:	Quereigenspannungen im Grundwerkstoff nach [78]	20
Bild 2.12:	Kaltrissverhalten (Querschnittsrisskoeffizient) in Abhängigkeit vom Einspanngrad [90]	22
Bild 2.13:	Vergleich der FE-Berechnung der Längs- (links) Quereigenspannungen (rechts) zwischen konventionellem und LTT-Schweißgut an einem T-Stoß [93] 23	
Bild 2.14:	Winkelverzug der Grundplatte an geschweißten T-Stößen in Abhängigkeit von der M_s -Temperatur [102].....	24
Bild 2.15:	Schweiß-ZTU-Schaubild eines LTT-Zusatzes mit einer M_s -Temperatur von 380 °C nach [93].....	24
Bild 2.16:	Schweiß-ZTU-Schaubild eines LTT-Zusatzes mit einer M_s -Temperatur von 200 °C nach [113].....	26
Bild 2.17:	Vergleich der FE-Berechnung der Längs- und Quereigenspannungen zwischen konventionellem und LTT-Schweißgut an einem T-Stoß [114]	27
Bild 2.18:	Vergleich der Reaktionsspannungen von reinem Schweißgut im Satoh-Test in Abhängigkeit von der M_s -Temperatur [118]	28
Bild 2.19:	Vergleich der Längseigenspannungen zwischen konventionellem und zwei LTT-Schweißverbindungen [118] (Teilbilder rechts: Bereiche unterhalb des Schweißgutes).....	29
Bild 2.20:	Vergleich der Längs- (oben) und Quereigenspannungen (unten) zweier LTT-Schweißverbindungen (Martensitphase) mit einer konventionellen hochfesten Schweißverbindung zwischen 2 mm und 5 mm unter der Oberfläche [123].....	30
Bild 2.21:	Reaktionsspannungen von konventioneller und LTT-Schweißverbindung in Abhängigkeit von der Temperatur während des Schweißens im Vergleich.....	32
Bild 2.22:	Abhängigkeit der M_s - und M_f -Temperatur vom Gehalt an Legierungselementen [128]	33

Bild 2.23: Einfluss der M_T -Temperatur auf die Reaktionsspannungen nach dem Abkühlen [128].....	34
Bild 2.24: Einfluss des Mn- und Ni-Gehaltes auf die Umwandlungstemperaturen von LTT-Schweißgut [132]	35
Bild 2.25: Quereigenspannungen im Übergang Schweißnaht / WEZ in Abhängigkeit von der M_S -Temperatur bzw. Gehalt an Mn [132].....	36
Bild 2.26: M_S - und M_T -Temperaturen in Abhängigkeit der Legierungselemente Chrom und Nickel (Literaturangaben) und nach der Berechnung aus [134].....	38
Bild 2.27: Zugfestigkeiten ausgewählter LTT-Zusatzwerkstoffe auf Eisen-Chrom-Nickel-Basis (Literaturangaben), fehlende Werte sind linear inter- bzw. extrapoliert worden.....	39
Bild 2.28: Streckgrenzen ausgewählter LTT-Zusatzwerkstoffe auf Eisen-Chrom-Nickel-Basis (Literaturangaben), fehlende Werte sind linear inter- bzw. extrapoliert worden.....	40
Bild 2.29: Versuchsaufbau zur ortsaufgelösten Beugungsanalyse unter quasistationären Bedingungen nach [152].....	42
Bild 2.30: Versuchsaufbau zur ortsaufgelösten Beugungsanalyse nach [166]	43
Bild 2.31: Schematischer Aufbau der energiedispersiven Beamline EDDI nach [173]	46
Bild 2.32: Energiedispersives Spektrum eines ferritisch/austenitischen Gefüges unter einem 2θ -Winkel von 14° (eigene Untersuchung)	48
Bild 3.1: Lage von Zug- und Kerbschlagbiegeproben in der Schweißverbindung	59
Bild 3.2: Heizsystem Antor Paar DHS 1100	60
Bild 3.3: Probengeometrie, Messbereich und Strahlweg der In-situ-Beugungsexperimente während des Schweißens (schematisch)	62
Bild 3.4: Komponenten der entwickelten Schweiß- und Positioniereinheit	63
Bild 3.5: Experimenteller Aufbau des In-situ-Schweißversuchs an der Beamline EDDI des HZB Berlin mit schematischem Strahlengang.....	63
Bild 3.6: Versuchsaufbau zur Ex-situ-Temperaturermittlung mittels Thermografiesystem und Thermoelementen	64
Bild 3.7: Mobiles Röntgendiffraktometer Stresstech G3	67
Bild 3.8: Probenform und Eigenspannungsmessbereich für zweilagige Schweißnähte am hochfesten Feinkornstahl S690QL mit einer Plattendicke von 6 mm.....	68
Bild 3.9: Geschweißte Probe auf dem Diffraktometer mit schematischem Strahlengang.....	69
Bild 3.10: Probenform und Eigenspannungsmessbereich für mehrlagige Schweißnähte am hochfesten Feinkornstahl S690QL mit einer Plattendicke von 15 mm.....	70
Bild 3.11: Lage der Eigenspannungsmesspunkte in der Schweißprobe, schematisch.....	71
Bild 3.12: Schematischer Aufbau des Prüfsystems GAPS1 16	72
Bild 3.13: Probe vor dem Versuch in GAPS1 16 mit applizierten Thermoelementen	73
Bild 3.14: Schematischer Nahtaufbau mit 17 Raupen	73
Bild 4.1: Übersichtsaufnahme der LTT-Schweißgüter nach dem Lichtbogenhandschweißen.....	78
Bild 4.2: Detailaufnahmen des vorwiegend martensitischen Gefüges der Legierungen Cr8Ni6 (links) und Cr8Ni8 (rechts).....	79
Bild 4.3: Detailaufnahmen der Zellstruktur unter variierenden Orientierungen mit dunklen Martensitbereichen und hellen Austenitbereichen der Legierung Cr10Ni12.....	79
Bild 4.4: Ausgeprägte Mikrosegierungen zwischen dem Zellinneren und den interzellularen Bereichen der Legierung Cr10Ni10.....	79
Bild 4.5: Übersichtsaufnahme einer Schweißnahtverbindung der Legierung Cr10Ni10 an 6 mm S690QL, Lage der Mikroschliffbilder: A) Decklage, B) Übergang Decklage-Wurzel, C) Wurzel, D) Übergang Schweißgut-WEZ	80
Bild 4.6: Detailaufnahmen der Legierungen Cr10Ni8, Cr10Ni10 und Cr10Ni12 in A) Decklage, B) Übergang Decklage-Wurzel und C) Wurzel	81

Bild 4.7:	Übergang des Schweißgutes der Legierung Cr10Ni10 zur WEZ des Grundwerkstoffes (entspricht Bereich D in Bild 4.5)	81
Bild 4.8:	Übersichtsaufnahme einer Schweißnahtverbindung der Legierung Cr10Ni8 an 15 mm S690QL, Lage der Mikroschliffbilder: A) Decklage, B) Wurzel, C) Übergang Schweißgut-WEZ	83
Bild 4.9:	Detailaufnahmen der Legierungen Cr10Ni8 und Cr10Ni10 in A) Decklage und B) Wurzel.....	84
Bild 4.10:	Übergang des Schweißgutes der Legierung Cr10Ni10 zur WEZ des Grundwerkstoffes (entspricht Bereich C in Bild 4.8)	84
Bild 4.11:	Übersichtsaufnahme der WIG-Wiederaufschmelzung der Legierung Cr8Ni12 (Probe aus In-situ-Beugungsexperiment), Lage der Mikroschliffbilder: A) Schweißgutoberfläche, B) Schweißgutmitte	85
Bild 4.12:	Oberer Bereich des WIG-Wiederaufschmelzschweißguts in Abhängigkeit der Legierungselemente Chrom und Nickel.....	86
Bild 4.13:	Schweißgutmitte nach WIG-Wiederaufschmelzung in Abhängigkeit der Legierungselemente Chrom und Nickel.....	86
Bild 4.14:	Verteilung der Hauptlegierungselemente Chrom und Nickel im Schweißgut der Legierung Cr10Ni12	87
Bild 4.15:	Verteilung der Hauptlegierungselemente Chrom und Nickel im Übergang vom Schweißgut der Legierung Cr10Ni12 in den Grundwerkstoff	88
Bild 4.16:	EBSD-Aufnahmen im Schweißgutrandbereich (links) und in Schweißgutmitte (rechts) der Legierung Cr10Ni12; Martensit (grau) und interzellularer Austenit (weiß), nicht aufzulösende Bereiche (schwarz)	88
Bild 4.17:	Spannungsdehnungsverhalten der LTT-Legierungen mit 8% Chrom.....	90
Bild 4.18:	Spannungsdehnungsverhalten der LTT-Legierungen mit 10% Chrom, Die Legierungen Cr10Ni10 und Cr10Ni12 versagten vorzeitig.	91
Bild 4.19:	REM-Aufnahme eines Erstarrungsrisse (Heißriss) der Legierung Cr10Ni10 mit typischen abgerundeten Dendritenarmen.	92
Bild 4.20:	M _s -Temperaturermittlung der Legierung Cr8Ni6 mittels Einsensor-Differenz-Thermoanalyse, gemessene Temperatur und Referenzkurve als Funktion der Zeit, Teilbild mit der Temperaturdifferenz	94
Bild 4.21:	M _s -Temperaturermittlung mittels Einsensor-Differenz-Thermoanalyse aller LTT-Legierungen.....	95
Bild 4.22:	Abhängigkeit der M _s -Temperatur vom Chrom- und vom Nickelgehalt, Vergleich zwischen der Berechnung nach Steven und Haynes [134] und experimentellen Ergebnissen der Einsensor-Differenz-Thermoanalyse	96
Bild 4.23:	Ermittlung der Austenitisierungstemperatur der Legierung Cr8Ni8 mittels Einsensor-Differenz-Thermoanalyse, gemessene Temperatur und Referenzkurve als Funktion der Zeit	97
Bild 4.24:	Ermittlung der Austenitisierungstemperaturen mittels Einsensor-Differenz-Thermoanalyse.....	98
Bild 4.25:	Beugungsspektren als Funktion der Zeit während des Aufheizens und Abkühlens der Legierung Cr10Ni8 im Ofenexperiment.....	99
Bild 4.26:	Beugungsspektren als Funktion der Zeit während des Aufheizens und Abkühlens der Legierung Cr10Ni10 im Ofenexperiment.....	100
Bild 4.27:	Beugungsspektren als Funktion der Zeit während des Aufheizens und Abkühlens der Legierung Cr10Ni12 im Ofenexperiment.....	101
Bild 4.28:	Vergleich der ermittelten M _s -Temperaturen im In-situ-Beugungsexperiment mit denen der Einsensor-Differenz-Thermoanalyse, LTT-Legierungen mit 10% Chrom.....	102
Bild 4.29:	Martensitumwandlungskinetik während der Abkühlung der Legierung Cr10Ni8 mit einer M _s -Temperatur von 180 °C	104

Bild 4.30: Martensitumwandlungskinetik der Legierung Cr10Ni8 als Funktion der Temperatur	105
Bild 4.31: Beugungsspektren als Funktion der Zeit während des Schweißens und Abkühlens der Legierung Cr8Ni8.....	107
Bild 4.32: Beugungsspektren als Funktion der Zeit während des Schweißens und Abkühlens der Legierung Cr8Ni10.....	108
Bild 4.33: Beugungsspektren als Funktion der Zeit während des Schweißens und Abkühlens der Legierung Cr8Ni12.....	108
Bild 4.34: Beugungsspektren als Funktion der Zeit während des Schweißens und Abkühlens der Legierung Cr10Ni8.....	109
Bild 4.35: Beugungsspektren als Funktion der Zeit während des Schweißens und Abkühlens der Legierung Cr10Ni10.....	109
Bild 4.36: Beugungsspektren als Funktion der Zeit während des Schweißens und Abkühlens der Legierung Cr10Ni12.....	110
Bild 4.37: M_s -Temperaturen der Legierungen Cr8Ni8, Cr8Ni10 und Cr8Ni12 in Abhängigkeit der Schweißnahtposition im Vergleich zum hochfesten Feinkornbaustahl S690QL	111
Bild 4.38: M_s -Temperaturen der Legierungen Cr10Ni8, Cr10Ni10 und Cr10Ni12 in Abhängigkeit der Schweißnahtposition im Vergleich zum hochfesten Feinkornbaustahl S690QL	111
Bild 4.39: Martensitumwandlungskinetik während des Schweißens und Abkühlens der Legierung Cr8Ni8 mit einer M_s -Temperatur von 226 °C	113
Bild 4.40: Martensitumwandlungskinetik während des Schweißens und Abkühlens der Legierung Cr8Ni10 mit einer M_s -Temperatur von 196 °C	114
Bild 4.41: Martensitumwandlungskinetik während des Schweißens und Abkühlens der Legierung Cr8Ni12 mit einer M_s -Temperatur von 144 °C	114
Bild 4.42: Martensitumwandlungskinetik während des Schweißens und Abkühlens der Legierung Cr10Ni8 mit einer M_s -Temperatur von 268 °C	115
Bild 4.43: Martensitumwandlungskinetik während des Schweißens und Abkühlens der Legierung Cr10Ni10 mit einer M_s -Temperatur von 125 °C	115
Bild 4.44: Martensitumwandlungskinetik während des Schweißens der Legierung Cr10Ni12 mit einer M_s -Temperatur von 71 °C	116
Bild 4.45: Martensitumwandlungskinetik der Legierungen Cr8Ni8, Cr8Ni10 und Cr8Ni12 als Funktion der Temperatur im Vergleich zum Koistinen-Marburger-Gesetz ..	117
Bild 4.46: Martensitumwandlungskinetik der Legierungen Cr10Ni8, Cr10Ni10 und Cr10Ni12 als Funktion der Temperatur im Vergleich zum Koistinen-Marburger-Gesetz	117
Bild 4.47: Restaustenitgehalte der Legierungen Cr8Ni8, Cr8Ni10 und Cr8Ni12 in Abhängigkeit der Schweißnahtposition.....	118
Bild 4.48: Restaustenitgehalte der Legierungen Cr10Ni8, Cr10Ni10 und Cr10Ni12 in Abhängigkeit der Schweißnahtposition.....	119
Bild 4.49: Restaustenitgehalte als Funktion der ermittelten M_s -Temperaturen während des Schweißens	119
Bild 4.50: Eigenspannungen (σ_{P11} - σ_{P33}) der Martensitphasen der Legierungen Cr8Ni8, Cr8Ni10 und Cr8Ni12 im Vergleich zum hochfesten Feinkornbaustahl S690QL; Die Eigenspannungen sind gewichtete Mittelwerte mehrerer Netzebenen.	121
Bild 4.51: Eigenspannungen (σ_{P11} - σ_{P33}) der Martensitphasen der Legierungen Cr10Ni8, Cr10Ni10 und Cr10Ni12 im Vergleich zum hochfesten Feinkornbaustahl S690QL; Die Eigenspannungen sind gewichtete Mittelwerte mehrerer Netzebenen.	122

Bild 4.52: Eigenspannungen (σ_{P11} - σ_{P33}) der Austenitphasen der Legierungen Cr8Ni8, Cr8Ni10 und Cr8Ni12, Die Eigenspannungen sind gewichtete Mittelwerte mehrerer Netzebenen.	123
Bild 4.53: Eigenspannungen (σ_{P11} - σ_{P33}) der Austenitphasen der Legierungen Cr10Ni8, Cr10Ni10 und Cr10Ni12, Die Eigenspannungen sind gewichtete Mittelwerte mehrerer Netzebenen.	124
Bild 4.54: Makro eigenspannungen (σ_{P11} - σ_{P33}) der Legierungen Cr8Ni8, Cr8Ni10 und Cr8Ni12 im Vergleich zum hochfesten Feinkornbaustahl S690QL, Die Eigenspannungen sind gewichtete Mittelwerte mehrerer Netzebenen.	125
Bild 4.55: Makro eigenspannungen (σ_{P11} - σ_{P33}) der Legierungen Cr10Ni8, Cr10Ni10 und Cr10Ni12, Die Eigenspannungen sind gewichtete Mittelwerte mehrerer Netzebenen.	125
Bild 4.56: Längs- (links) und Quereigenspannungen (rechts) der Martensitphase der Legierung Cr8Ni6, Zweilagenschweißung an 6 mm S690QL	127
Bild 4.57: Längs- (links) und Quereigenspannungen (rechts) der Martensitphase der Legierung Cr8Ni8, Zweilagenschweißung an 6 mm S690QL	128
Bild 4.58: Längs- (links) und Quereigenspannungen (rechts) der Martensitphase der Legierung Cr8Ni10, Zweilagenschweißung an 6 mm S690QL	128
Bild 4.59: Längs- (links) und Quereigenspannungen (rechts) der Martensitphase der Legierung Cr8Ni12, Zweilagenschweißung an 6 mm S690QL	128
Bild 4.60: Längs- (links) und Quereigenspannungen (rechts) der Martensitphase der Legierung Cr10Ni6, Zweilagenschweißung an 6 mm S690QL	129
Bild 4.61: Längs- (links) und Quereigenspannungen (rechts) der Martensitphase der Legierung Cr10Ni10, Zweilagenschweißung an 6 mm S690QL	130
Bild 4.62: Längs- (links) und Quereigenspannungen (rechts) der Martensitphase der Legierung Cr10Ni12, Zweilagenschweißung an 6 mm S690QL	130
Bild 4.63: Längs- (links) und Quereigenspannungen (rechts) der Martensitphase der Legierung Cr8Ni8 aus gewichteten Mittelwerten mehrerer Netzebenen, Zweilagenschweißung an 6 mm S690QL, an der Nahtmitte gespiegelte Verteilung	131
Bild 4.64: Längs- (links) und Quereigenspannungen (rechts) der Martensitphase der Legierung Cr8Ni10 aus gewichteten Mittelwerten mehrerer Netzebenen, Zweilagenschweißung an 6 mm S690QL, an der Nahtmitte gespiegelte Verteilung	131
Bild 4.65: Längs- (links) und Quereigenspannungen (rechts) der Martensitphase der Legierung Cr8Ni12 aus gewichteten Mittelwerten mehrerer Netzebenen, Zweilagenschweißung an 6 mm S690QL, an der Nahtmitte gespiegelte Verteilung	131
Bild 4.66: Längs- (links) und Quereigenspannungen (rechts) der Martensitphase der Legierung Cr10Ni8 aus gewichteten Mittelwerten mehrerer Netzebenen, Zweilagenschweißung an 6 mm S690QL	132
Bild 4.67: Längs- (links) und Quereigenspannungen (rechts) der Martensitphase der Legierung Cr10Ni10 aus gewichteten Mittelwerten mehrerer Netzebenen, Zweilagenschweißung an 6 mm S690QL, an der Nahtmitte gespiegelte Verteilung	132
Bild 4.68: Längs- (links) und Quereigenspannungen (rechts) der Martensitphase der Legierung Cr10Ni12 aus gewichteten Mittelwerten mehrerer Netzebenen, Zweilagenschweißung an 6 mm S690QL	133
Bild 4.69: Längs- (links) und Quereigenspannungen (rechts) der Austenitphase der Legierung Cr10Ni8 aus gewichteten Mittelwerten mehrerer Netzebenen, Zweilagenschweißung an 6 mm S690QL	134

Bild 4.70: Längs- (links) und Quereigenspannungen (rechts) der Austenitphase der Legierung Cr10Ni10 aus gewichteten Mittelwerten mehrerer Netzebenen, Zweilagenschweißung an 6 mm S690QL	134
Bild 4.71: Längs- (links) und Quereigenspannungen (rechts) der Austenitphase der Legierung Cr10Ni12 aus gewichteten Mittelwerten mehrerer Netzebenen, Zweilagenschweißung an 6 mm S690QL	134
Bild 4.72: Makroigenspannungen längs (links) und quer (rechts) zur Schweißnaht gemäß denn Phasenanteilen der Legierung Cr10Ni8, Zweilagenschweißung an 6 mm S690QL	135
Bild 4.73: Makroigenspannungen längs (links) und quer (rechts) zur Schweißnaht gemäß denn Phasenanteilen der Legierung Cr10Ni10, Zweilagenschweißung an 6 mm S690QL	135
Bild 4.74: Makroigenspannungen längs (links) und quer (rechts) zur Schweißnaht gemäß denn Phasenanteilen der Legierung Cr10Ni12, Zweilagenschweißung an 6 mm S690QL	136
Bild 4.75: Längs- (links) und Quereigenspannungen (rechts) der Martensitphase der Legierung Cr10Ni10, Zweilagenschweißung an 6 mm S690QL, Wurzelseite ..	136
Bild 4.76: Längs- (links) und Quereigenspannungen (rechts) der Martensitphase der Legierung Cr10Ni8 aus gewichteten Mittelwerten mehrerer Netzebenen, Mehrlagenschweißung an 15 mm S690QL	138
Bild 4.77: Längs- (links) und Quereigenspannungen (rechts) der Martensitphase der Legierung Cr10Ni10 aus gewichteten Mittelwerten mehrerer Netzebenen, Mehrlagenschweißung an 15 mm S690QL	138
Bild 4.78: Längs- (links) und Quereigenspannungen (rechts) der Austenitphase der Legierung Cr10Ni10 aus gewichteten Mittelwerten mehrerer Netzebenen, Mehrlagenschweißung an 15 mm S690QL	139
Bild 4.79: Makroigenspannungen längs (links) und quer (rechts) zur Schweißnaht als Mittelwert aus Martensit und Austenit gewichtet gemäß den Phasenanteilen der Legierung Cr10Ni10, Mehrlagenschweißung an 15 mm S690QL	139
Bild 4.80: Eigenspannungstiefengradienten in Schweißnahtmitte der Martensitphase längs (links) und quer (rechts) zur Schweißnaht der Legierungen Cr10Ni8 und Cr10Ni10, Zweilagenschweißung an 6 mm S690QL	141
Bild 4.81: Eigenspannungstiefengradienten in Schweißnahtmitte der Martensitphase längs (links) und quer (rechts) zur Schweißnaht der Legierungen Cr10Ni8 und Cr10Ni10, Mehrlagenschweißung an 15 mm S690QL	142
Bild 4.82: Vergleich der Eigenspannungstiefengradienten in der Martensitphase der Legierung Cr10Ni10 in Schweißnahtmitte der 6 mm und der 15 mm Schweißverbindungen, Nahtlängsrichtung (links) und Nahtquerrichtung (rechts),	142
Bild 4.83: Eigenspannungstiefengradienten im Schweißnahttrandbereich der Martensitphase der Legierung Cr10Ni10, Zweilagenschweißung an 6 mm S690QL	143
Bild 4.84: Eigenspannungstiefengradienten im Schweißnahttrandbereich der Martensitphase der Legierung Cr10Ni10, Mehrlagenschweißung an 15 mm S690QL	143
Bild 4.85: Eigenspannungstiefengradienten in der WEZ, Zweilagenschweißverbindung der Legierung Cr10Ni10 an 6 mm S690QL	144
Bild 4.86: Eigenspannungstiefengradienten in der WEZ, Mehrlagenschweißverbindung der Legierung Cr10Ni10 an 15 mm S690QL	144
Bild 4.87: Eigenspannungstiefengradienten in der Austenitphase der Legierung Cr10Ni10, Mehrlagenschweißung an 15 mm S690QL	145
Bild 4.88: Reaktionskraft während des Schweißens und Abkühlens der Legierung M-Cr10Ni10	146

Bild 4.89: Reaktionskraft während des Schweißens und Abkühlens der Wurzel.....	147
Bild 4.90: Reaktionskraft während des Schweißens und Abkühlens der 2. Raupe	148
Bild 4.91: Reaktionskraft während des Schweißens und Abkühlens der 3. Raupe	149
Bild 4.92: Reaktionskraft während des Schweißens und Abkühlens der 7. Raupe, maximaler Kraftabbau	149
Bild 4.93: Reaktionskraft während des Schweißens und Abkühlens der 17. Raupe (Decklage) und in der WEZ gemessener Temperaturverlauf.....	150
Bild 4.94: Reaktionsmoment M_x während des Schweißens und Abkühlens	151
Bild 4.95: Reaktionsmoment M_z während des Schweißens und Abkühlens	152
Bild 4.96: Längseigenspannungen der martensitischen Phase der Legierung M- Cr10Ni10 im Bauteilschweißversuch, Plattendicke 20 mm, Grundwerkstoff S355	153
Bild 4.97: Quereigenspannungen der martensitischen Phase der Legierung M-Cr10Ni10 im Bauteilschweißversuch, Plattendicke 20 mm, Grundwerkstoff S355	154

Tabellenverzeichnis

Tabelle 2.1:	Chemische Zusammensetzung des LTT-Zusatzwerkstoffes nach [57]-[68]..	16
Tabelle 3.1:	Legierungsmatrix der LTT-Legierungen (umhüllte Stabelektroden) mit chemischer Zusammensetzung, M _s -Temperatur (nach [134]) und Restaustenitgehalt (nach [185])	56
Tabelle 3.2:	LTT-Legierung (Metallpulverfülldraht) mit chemischer Zusammensetzung, M _s -Temperatur (nach [134]) und Restaustenitgehalt (nach [185])	56
Tabelle 3.3:	Chemische Zusammensetzung (eigene Untersuchung) und mechanische Eigenschaften (Herstellerangabe) des Werkstoffes S690QL	57
Tabelle 3.4:	Chemische Zusammensetzung (eigene Untersuchung) und mechanische Eigenschaften (DIN EN 10025-2:2004) des Werkstoffes S355	57
Tabelle 3.5:	Mess- und Auswerteparameter des Ofenexperiments	61
Tabelle 3.6:	Mess- und Auswerteparameter des Schweißexperiments	62
Tabelle 3.7:	Eigenschaften des Thermografiesystems sowie Versuchsparameter	64
Tabelle 3.8:	Parameter des E-Handschweißens	66
Tabelle 3.9:	Mess- und Auswerteparameter der Eigenspannungsmessung mittels mobilem Röntgendiffraktometer	67
Tabelle 3.10:	Mess- und Auswerteparameter der Eigenspannungsmessung mittels energiedispersiver Synchrotronbeugung (Zweilagenschweißungen)	68
Tabelle 3.11:	Parameter des E-Handschweißens	69
Tabelle 3.12:	Mess- und Auswerteparameter der Eigenspannungsmessung mittels energiedispersiver Synchrotronbeugung (Mehrlagenschweißungen)	70
Tabelle 3.13:	Mess- und Auswerteparameter der Eigenspannungsmessung mittels energiedispersiver Synchrotronbeugung (Wiederaufschmelzschweißungen)	71
Tabelle 3.14:	Parameter des MSG-Schweißens im Bauteilschweißversuch	74
Tabelle 3.15:	Mess- und Auswerteparameter der Eigenspannungsmessung mittels mobilem Röntgendiffraktometer (Bauteilschweißversuch)	74
Tabelle 3.16:	Versuchsprogramm (Grau hinterlegte Felder bedeuten durchgeführte Untersuchungen.)	75
Tabelle 4.1:	Mittels Funkenspektralanalyse ermittelte chemische Zusammensetzung in der Decklage der zweilagigen Schweißverbindungen (in Klammern die Differenz zur Sollzusammensetzung)	82
Tabelle 4.2:	Kennwerte der Zugversuche	92
Tabelle 4.3:	Kennwerte der Kerbschlagbiegeversuche bei Raumtemperatur	93
Tabelle 4.4:	Austenitisierungstemperaturen der LTT-Legierungen ermittelt durch die Einsensor-Differenz-Thermoanalyse	97
Tabelle 4.5:	Austenitisierungstemperaturen der untersuchten LTT-Legierungen im In-situ-Ofenexperiment im Vergleich zur Einsensor-Differenz-Thermoanalyse	103
Tabelle 4.6:	gemittelte chemische Zusammensetzung in den Messpunkten der In-situ-Schweißversuche	112
Tabelle 4.7:	M _s -Temperaturen der LTT-Legierungen im Vergleich	113
Tabelle A.1:	Eigenschaften des LTT-Zusatzwerkstoffes nach [57]-[68]	193
Tabelle A.2:	Eigenschaften des LTT-Zusatzwerkstoffes nach [70]	193
Tabelle A.3:	Eigenschaften des LTT-Zusatzwerkstoffes nach [71]	194
Tabelle A.4:	Eigenschaften des LTT-Zusatzwerkstoffes nach [72]-[73]	194
Tabelle A.5:	Eigenschaften der LTT-Zusatzwerkstoffe nach [75]-[76]	195
Tabelle A.6:	Eigenschaften der LTT-Zusatzwerkstoffe nach [78]	196
Tabelle A.7:	Eigenschaften des LTT-Zusatzwerkstoffes (kommerziell) nach [80], [81]	196
Tabelle A.8:	Eigenschaften des LTT-Zusatzwerkstoffes nach [83], [84]	196
Tabelle A.9:	Eigenschaften der LTT-Zusatzwerkstoffe nach [85]	196

Tabelle A.10: Eigenschaften der LTT-Zusatzwerkstoffe nach [88],[89]. Die kursiv angegebenen Werte sind nach dem Schweißen aus dem Schweißgut gewonnen worden.....	197
Tabelle A.11: Eigenschaften der LTT-Zusatzwerkstoffe nach [90].....	197
Tabelle A.12: Eigenschaften des LTT-Zusatzwerkstoffes nach [99]. Die kursiv angegebenen Werte sind nach dem Schweißen aus dem Schweißgut gewonnen worden.....	197
Tabelle A.13: Eigenschaften der LTT-Zusatzwerkstoffe nach [102].....	198
Tabelle A.14: Eigenschaften des LTT-Zusatzwerkstoffes nach [105]	198
Tabelle A.15: Eigenschaften der LTT-Zusatzwerkstoffe nach [106]-[107].....	199
Tabelle A.16: Eigenschaften der LTT-Zusatzwerkstoffe nach [108]-[110].....	199
Tabelle A.17: Eigenschaften der LTT-Zusatzwerkstoffe nach [118], [119].....	200
Tabelle A.18: Eigenschaften der LTT-Zusatzwerkstoffe nach [124].....	201
Tabelle A.19: Eigenschaften zweier LTT-Zusatzwerkstoffe unbekannter chemischer Zusammensetzung nach [125].....	202
Tabelle A.20: Eigenschaften eines LTT-Zusatzwerkstoffes unbekannter mechanischer Eigenschaften nach [125]	202
Tabelle A.21: Eigenschaften der LTT-Zusatzwerkstoffe nach [132].....	203
Tabelle A.22: Eigenschaften des LTT-Zusatzwerkstoffes nach [140]	204
Tabelle A.23: Eigenschaften der LTT-Zusatzwerkstoffe nach [141].....	205
Tabelle A.24: Eigenschaften des LTT-Zusatzwerkstoffes nach [142]	205

Symbolverzeichnis

Abkürzung	Einheit	Bezeichnung
A	[kg]	Atomgewicht
α	[-]	Phase, allgemein
α	[-]	Ferrit
α'	[-]	Martensit
c	[m·s ⁻¹]	Lichtgeschwindigkeit
CNC	[-]	Computerized Numerical Control (computerisier- te numerische Steuerung)
d_{hkl}	[mm]	Netzebenenabstand
E	[keV]	Energie
e^{-2M}	[-]	Debye-Waller- oder Temperaturfaktor
EDDI	[-]	energy dispersive diffraction
$\varepsilon_{\phi\psi}$	[-]	Gitterdehnung in Richtung ϕ, ψ
F_0	[m ⁻¹]	Strukturfaktor
f	[m ⁻¹]	Atomformfaktor
ϕ, ψ	[°]	Orientierungswinkel der Messrichtung bezüglich des Probenkoordinatensystems
GAPSI 16	[-]	Großanlage zur Prüfung und Simulation von Bauteilschweißungen, Prüfkraft ± 16 MN
γ	[-]	Austenit
h	[eV·s]	Planck'sche Konstante
HCF	[-]	High Cycle Fatigue
$\eta(\lambda)$	[-]	Wirkungsgrad des Detektorsystems
$I_{\alpha(hkl)}$	[keV]	Integralintensität der Netzebene hkl der Ferrit- phase
$I_{\gamma(hkl)}$	[keV]	Integralintensität der Netzebene hkl der Austenit- phase
$I_0(\lambda)$	[W·m ⁻²]	Intensität der Primärstrahlung
k	[eV·K ⁻¹]	Boltzmann-Konstante
k_{KM}	[-]	Parameter des Koistinen-Marburger-Gesetzes
kfz	[-]	kubisch flächenzentriert

Symbolverzeichnis

krz	[-]	kubisch raumzentriert
LTT	[-]	Low Transformation Temperature
λ	[mm]	Wellenlänge
M_s	[K]	Martensitstarttemperatur
M_f	[K]	Martensitfinishtemperatur
M_x	[N·m]	Biegemoment um die Schweißnahtlängsachse
M_z	[N·m]	Biegemoment um die Achse in Schweißnahtdickenrichtung
m	[-]	Flächenhäufigkeit
MSG	[-]	Metallschutzgas
μ	[mm ⁻¹]	linearer Absorptionskoeffizient
n	[-]	Beugungsordnung
v	[mm ³]	Volumen der Elementarzelle
P	[-]	Probenkoordinatensystem
p	[-]	Volumenanteil einer Phase
R_{Fy}	[kN·mm ⁻¹ ·mm ⁻¹]	Einspanngrad in Nahtquerrichtung
REM	[-]	Rasterelektronenmikroskop
SRXRD	[-]	spatial resolved x-ray diffraction (orts aufgelöste Röntgenbeugung)
$s_1, \frac{1}{2}s_2$	[mm ² ·N ⁻¹]	diffraktionselastische Konstanten (DEK)
σ^I	[N·mm ⁻²]	Eigenspannung I. Art
σ^{II}	[N·mm ⁻²]	Eigenspannung II. Art
σ^{III}	[N·mm ⁻²]	Eigenspannung III. Art
σ^α	[N·mm ⁻²]	Phaseneigenspannung
$\sigma(x)$	[N·mm ⁻²]	Eigenspannung am Ort x
$\langle \sigma^\alpha \rangle$	[N·mm ⁻²]	gemittelte Eigenspannung des Volumens der Phase α
σ^P	[N·mm ⁻²]	Komponenten des Spannungstensors im Probenkoordinatensystem P
$\sigma_{B,Mx}$	[N·mm ⁻²]	Reaktionsspannung infolge Biegemoment M_x
$\sigma_{B,Mz}$	[N·mm ⁻²]	Reaktionsspannung infolge Biegemoment M_z
σ_G	[N·mm ⁻²]	Gesamtreaktionsspannung

σ_y	[N·mm ⁻²]	Reaktionsspannung infolge Schrumpfkraft quer zur Naht
T	[K]	absolute Temperatur
T _{mess}	[K]	gemessene Temperatur
T _{ref}	[K]	Referenztemperatur
t _{8/5}	[s]	Zeitintervall zwischen 800 °C und 500 °C beim Abkühlen
Θ	[K]	Debye Temperatur
<T>	[mm]	mittlere Eindringtiefe
TRXRD	[-]	time resolved x-ray diffraction (zeitaufgelöste Röntgenbeugung)
Θ _{hkl}	[°]	Beugungswinkel
V	[mm ³]	Volumen
WEZ	[-]	Wärmeeinflusszone
WIG	[-]	Wolfram Inert Gas

Anhang

Tabellen A.1 bis A.24 enthalten die in der gesichteten Literatur zugänglichen chemischen Zusammensetzungen der dort verwendeten LTT-Zusätze. Zudem sind in den Tabellen, soweit verfügbar, mechanische Eigenschaften aufgeführt.

Tabellen A.1: Eigenschaften des LTT-Zusatzwerkstoffes nach [57]-[68]

Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,025	10	10	0,32	0,7	0,13
M _s -Temperatur					
180 °C					
Mechanische Eigenschaften [57]-[58]					
Streckgrenze	Zugfestigkeit	Bruchdehnung	Kerbschlagarbeit	Härte	
k. A.	k. A.	k. A.	k. A.	321 HV	
Mechanische Eigenschaften [58]-[60]					
Streckgrenze	Zugfestigkeit	Bruchdehnung	Kerbschlagarbeit	Härte	
763 MPa	868 MPa	21%	30 J (-20 °C)	380 HV	
Mechanische Eigenschaften [60]-[63]					
Streckgrenze	Zugfestigkeit	Bruchdehnung	Kerbschlagarbeit	Härte	
708 MPa	1021 MPa	7%	30 J (-20 °C)	380 HV	
Mechanische Eigenschaften [64]-[66]					
Streckgrenze	Zugfestigkeit	Bruchdehnung	Kerbschlagarbeit	Härte	
822 MPa	1192 MPa	36%	39 J (-20 °C)	414 HV	
Mechanische Eigenschaften [67]-[68]					
Streckgrenze	Zugfestigkeit	Bruchdehnung	Kerbschlagarbeit	Härte	
882 MPa	1192 MPa	36%	48 J (-20 °C)	380 HV	

Tabellen A.2: Eigenschaften des LTT-Zusatzwerkstoffes nach [70]

Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,054	10,2	10,3	0,55	0,90	0,28
M _s -Temperatur					
250 °C					

Tabelle A.3: Eigenschaften des LTT-Zusatzwerkstoffes nach [71]

Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,037	9,78	11,02	0,2	0,7	0,28
M _s -Temperatur					
250 °C					
Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,029	7,07	15,66	0,15	0,19	-
M _s -Temperatur					
250 °C					
Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,05	9,94	15,2	0,43	0,27	-
M _s -Temperatur					
200 °C					

Tabelle A.4: Eigenschaften des LTT-Zusatzwerkstoffes nach [72]-[73]

Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,029	7,07	15,66	0,15	0,19	-
M _s -Temperatur					
250 °C (M _f = 50 °C)					
Mechanische Eigenschaften					
Streckgrenze		Zugfestigkeit		Bruchdehnung	
495 MPa		1051 MPa		7%	
Kerbschlagarbeit				Härte	
20 J (0 °C)				k. A.	
Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,024	8,9	12,98	0,15	0,19	-
M _s -Temperatur					
250 °C (M _f = 50 °C)					
Mechanische Eigenschaften					
Streckgrenze		Zugfestigkeit		Bruchdehnung	
617 MPa		1117 MPa		7,7%	
Kerbschlagarbeit				Härte	
20 J (0 °C)				k. A.	

Tabelle A.5: Eigenschaften der LTT-Zusatzwerkstoffe nach [75]-[76]

Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,04	10,01	11,69	0,17	0,27	0,04
M _s -Temperatur					
80 °C					
Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,04	9,62	10,51	0,17	0,30	0,05
M _s -Temperatur					
138 °C					
Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,07	8,46	9,10	0,23	1,25	0,05
M _s -Temperatur					
191 °C					
Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,08	6,88	7,78	0,17	1,35	0,06
M _s -Temperatur					
242 °C					
Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,07	5,29	6,30	0,23	1,30	0,04
M _s -Temperatur					
287 °C					
Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,09	4,43	5,07	0,47	1,51	0,06
M _s -Temperatur					
325 °C					
Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,08	3,23	3,91	0,17	1,50	0,04
M _s -Temperatur					
408 °C					

Tabelle A.6: Eigenschaften der LTT-Zusatzwerkstoffe nach [78]

Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
<0,01	6,7	12,5	0,4	1,8	2,5
M _s -Temperatur					
<150 °C					
Mechanische Eigenschaften					
Streckgrenze	Zugfestigkeit	Bruchdehnung	Kerbschlagarbeit	Härte	
700-850 MPa	950-1050 MPa	>15% (A5)	>100 J (-40 °C) / >110 J (0 °C)	k. A.	
Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,04	7,3	12,3	0,5	0,8	2,2
M _s -Temperatur					
<150 °C					
Mechanische Eigenschaften					
Streckgrenze	Zugfestigkeit	Bruchdehnung	Kerbschlagarbeit	Härte	
680 MPa	1050 MPa	15% (A5)	30 J (-40 °C) 36 J (0 °C)	k. A.	

Tabelle A.7: Eigenschaften des LTT-Zusatzwerkstoffs (kommerziell) nach [80], [81]

Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,051	8,8	10,1	0,25	0,73	0,3
M _s -Temperatur					
k. A.					

Tabelle A.8: Eigenschaften des LTT-Zusatzwerkstoffs nach [83], [84]

Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,05	13,2	3,0	0,22	0,41	0,35
M _s -Temperatur					
270 °C (M _f = 120 °C)					
Mechanische Eigenschaften					
Streckgrenze	Zugfestigkeit	Bruchdehnung	Kerbschlagarbeit	Härte	
702 MPa	1155 MPa	k. A.	14 J (20 °C) 14 J (0 °C)	393-400	

Tabelle A.9: Eigenschaften der LTT-Zusatzwerkstoffe nach [85]

Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,042	9,37	10,91	0,22	0,65	0,26
M _s -Temperatur					
131 °C					
Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,043	6,60	11,27	0,22	0,64	0,28
M _s -Temperatur					
223 °C					

Tabelle A.10: Eigenschaften der LTT-Zusatzwerkstoffe nach [88],[89]. Die kursiv angegebenen Werte sind nach dem Schweißen aus dem Schweißgut gewonnen worden.

Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,042	9,37	10,91	0,22	0,65	0,26
<i>0,051</i>	<i>8,80</i>	<i>10,10</i>	<i>0,25</i>	<i>0,73</i>	<i>0,30</i>
M _s -Temperatur					
190 °C					
235 °C					
Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,035	5,26	12,00	0,25	0,43	0,46
<i>0,065</i>	<i>4,40</i>	<i>9,90</i>	<i>0,28</i>	<i>0,55</i>	<i>0,40</i>
M _s -Temperatur					
320 °C					
350 °C					

Tabelle A.11: Eigenschaften der LTT-Zusatzwerkstoffe nach [90]

Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,051	8,8	10,1	0,25	0,73	0,3
M _s –Temperatur					
210 °C					
Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,047	8,6	11,1	0,4	1,5	0,3
M _s -Temperatur					
94 °C					

Tabelle A.12: Eigenschaften des LTT-Zusatzwerkstoffes nach [99]. Die kursiv angegebenen Werte sind nach dem Schweißen aus dem Schweißgut gewonnen worden.

Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,02	10,14	9,76	0,39	0,19	0,17
<i>0,076</i>	<i>6,13</i>	<i>6,14</i>	<i>0,43</i>	<i>0,55</i>	<i>0,1</i>
M _s –Temperatur					
205 °C (M _f < 0)					
380 °C (M _f = 130 °C)					

Tabelle A.13: Eigenschaften der LTT-Zusatzwerkstoffe nach [102]

Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,02	8,61	8,68	0,34	0,18	k. A.
M _s -Temperatur					
316 °C					
Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,024	9,4	8,71	0,36	0,18	k. A.
M _s -Temperatur					
281 °C					
Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,024	10,1	9,53	0,39	0,17	k. A.
M _s -Temperatur					
206 °C					
Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,022	10,76	10,07	0,41	0,17	k. A.
M _s -Temperatur					
162 °C					
Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,022	11,72	11,44	0,46	0,24	k. A.
M _s -Temperatur					
120 °C					

Tabelle A.14: Eigenschaften des LTT-Zusatzwerkstoffes nach [105]

Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,014	5,24	12,66	0,76	1,36	0,1
M _s -Temperatur					
220 °C					
Mechanische Eigenschaften					
Streckgrenze	Zugfestigkeit	Bruchdehnung	Kerbschlagarbeit	Härte	
838 MPa	1069 MPa	17,6%	72 J (20 °C) 53 J (-20 °C)	342 HV (gemittelt)	

Tabelle A.15: Eigenschaften der LTT-Zusatzwerkstoffe nach [106]-[107]

Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,057	3,00	12,10	0,49	1,71	k. A.
M _s -Temperatur					
260 °C					
Mechanische Eigenschaften					
Streckgrenze	Zugfestigkeit	Bruchdehnung	Kerbschlagarbeit	Härte	
1130 MPa	1180 MPa	10%	18 J	409 HV	
Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,058	3,26	11,97	0,40	1,67	k. A.
M _s -Temperatur					
260 °C					
Mechanische Eigenschaften					
Streckgrenze	Zugfestigkeit	Bruchdehnung	Kerbschlagarbeit	Härte	
1070 MPa	1126 MPa	9%	20 J	415 HV	

Tabelle A.16: Eigenschaften der LTT-Zusatzwerkstoffe nach [108]-[110]

Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,048	6,49	11,03	0,23	0,67	0,307
M _s -Temperatur					
245 °C ^a , 250 °C ^b , 220 °C ^c , A _{c1} = 600 °C					
Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,046	9,51	11,05	0,22	0,69	0,296
M _s -Temperatur					
145 °C ^a , 122 °C (22% Restaustenit) ^c , A _{c1} = 596 °C					
Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,046	9,48	12,54	0,22	0,7	0,298
M _s -Temperatur					
104 °C ^a , 80 °C ^b , 60 °C ^c , A _{c1} = 575 °C					
Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,025	10	10	0,32	0,7	0,13
M _s -Temperatur					
210 °C ^c , A _{c1} = 590 °C					

^a[108], ^b[109], ^c[110]

Tabelle A.17: Eigenschaften der LTT-Zusatzwerkstoffe nach [118], [119]

Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,07	8,5	9,1	0,2	1,3	-
M _s -Temperatur					
200 °C ^a / 280 °C ^b (330 °C bei 50% Aufmischung)					
Mechanische Eigenschaften					
Streckgrenze	Zugfestigkeit	Bruchdehnung	Kerbschlagarbeit	Härte	
1135 MPa	1287 MPa	6%	20 J (20 °C) 15 J (-20 °C) 17 J (-40 °C) 15 J (-60 °C)	k. A.	
Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,03	12,0	1,0	0,65	0,5	0,5
M _s -Temperatur					
275 °C ^a / 250 °C ^b (320 °C bei 50% Aufmischung)					
Mechanische Eigenschaften					
Streckgrenze	Zugfestigkeit	Bruchdehnung	Kerbschlagarbeit	Härte	
1100 MPa (aus der Härte abgeschätzt)	k. A.	17,6%	28 J (20 °C) 27 J (-20 °C) 22 J (-40 °C) 28 J (-60 °C)	k. A.	

^a[118], ^b[119]

Tabelle A.18: Eigenschaften der LTT-Zusatzwerkstoffe nach [124], Die kursiv angegebenen Werte sind nach dem Schweißen aus dem Schweißgut gewonnen worden. Die M_s -Temperatur wurde aus diesen Werten berechnet.

Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,058	7,00	0,15	0,34	0,60	0,38
<i>0,102</i>	<i>3,94</i>	<i>0,27</i>	-	<i>0,76</i>	<i>0,24</i>
M _s -Temperatur					
398 °C					
Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,035	12,30	0,89	0,73	0,55	0,48
<i>0,070</i>	<i>7,25</i>	<i>0,77</i>	-	<i>0,74</i>	<i>0,34</i>
M _s -Temperatur					
347 °C					
Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,034	14,8	0,34	0,55	0,57	0,34
<i>0,089</i>	<i>7,77</i>	<i>0,37</i>	-	<i>0,76</i>	<i>0,21</i>
M _s -Temperatur					
335 °C					
Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,039	10,80	10,10	0,69	0,59	0,07
<i>0,085</i>	<i>6,59</i>	<i>6,37</i>	-	<i>0,70</i>	<i>0,04</i>
M _s -Temperatur					
283 °C					
Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,089	8,56	8,98	0,28	1,35	0,04
<i>0,106</i>	<i>5,81</i>	<i>6,29</i>	-	<i>1,29</i>	<i>0,02</i>
M _s -Temperatur					
276 °C					
Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,025	7,10	12,40	0,42	0,86	2,00
<i>0,079</i>	<i>4,55</i>	<i>7,97</i>	-	<i>0,85</i>	<i>1,19</i>
M _s -Temperatur					
294 °C					

Tabelle A.19: Eigenschaften zweier LTT-Zusatzwerkstoffe unbekannter chemischer Zusammensetzung nach [125]

M _s -Temperatur				
ca. 100 °C				
Mechanische Eigenschaften				
Streckgrenze	Zugfestigkeit	Bruchdehnung	Kerbschlagarbeit	Härte
k. A.	900-1000 MPa	k. A.	k. A.	k. A.
M _s -Temperatur				
ca. 200 °C				
Mechanische Eigenschaften				
Streckgrenze	Zugfestigkeit	Bruchdehnung	Kerbschlagarbeit	Härte
k. A.	900-1000 MPa	k. A.	k. A.	k. A.

Tabelle A.20: Eigenschaften eines LTT-Zusatzwerkstoffes unbekannter mechanischer Eigenschaften nach [125]

Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,03	10	10	0,32	0,7	0,13
M _s -Temperatur					
180 °C					

Tabelle A.21: Eigenschaften der LTT-Zusatzwerkstoffe nach [132]

Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,048	0,08	12,3	0,31	1,76	0,006
M _s -Temperatur					
533 °C (M _f = 400 °C)					
Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,048	0,07	11,8	0,31	3,68	0,006
M _s -Temperatur					
520 °C (M _f = 400 °C)					
Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,048	0,07	11,2	0,31	5,93	0,006
M _s -Temperatur					
370 °C (M _f = 270 °C)					
Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,048	0,07	11,3	0,31	7,6	0,006
M _s -Temperatur					
272 °C (M _f = 160 °C)					
Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,048	0,07	10,8	0,31	9,02	0,006
M _s -Temperatur					
150 °C (M _f = 50 °C)					
Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,048	0,07	11,2	0,31	12,8	0,006
M _s -Temperatur					
< RT					
Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,048	0,08	10,74	0,31	14,4	0,006
M _s -Temperatur					
25 °C (M _f < RT)					
Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,048	0,1	10,52	0,31	0,09	0,006
M _s -Temperatur					
537 °C (M _f = 486 °C)					
Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,048	3,41	11	0,31	0,2	0,006
M _s -Temperatur					
293 °C (M _f = 147 °C)					
Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,048	6,17	11,3	0,31	0,22	0,006
Fortsetzung nächste Seite					

<i>Fortsetzung Tabelle A.21</i>					
M _s -Temperatur					
220 °C (M _f = 113 °C)					
Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,048	9,99	12	0,31	0,28	0,006
M _s -Temperatur					
170 °C (M _f = 135 °C)					
Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,048	11,2	9,8	0,31	0,2	0,006
M _s -Temperatur					
< RT					
Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,048	12,19	10,4	0,31	0,21	0,006
M _s -Temperatur					
< RT					

Tabelle A.22: Eigenschaften des LTT-Zusatzwerkstoffes nach [140]

Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,05	9,60	11,00	0,3	1,00	0,15
M _s -Temperatur					
160 °C					

Tabelle A.23: Eigenschaften der LTT-Zusatzwerkstoffe nach [141]

Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,08	1,89	0,43	0,40	1,59	0,53
M _s -Temperatur					
695 °C					
Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,08	3,57	3,41	0,42	1,25	0,14
M _s -Temperatur					
639 °C					
Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,06	7,09	7,81	0,34	0,49	0,12
M _s -Temperatur					
527 °C					
Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,06	9,73	11,42	0,45	1,60	0,12
M _s -Temperatur					
< 323 °C					
Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,07	10,06	13,29	0,50	1,54	0,11
M _s -Temperatur					
< 323 °C					
Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,07	14,87	19,22	0,42	1,59	0,08
M _s -Temperatur					
< 323 °C					

Tabelle A.24: Eigenschaften des LTT-Zusatzwerkstoffes nach [142]

Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,02	10,69	13,47	0,37	0,88	k. A.
M _s -Temperatur					
70 °C					
<i>Mantelwerkstoff</i>					
Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,02	-	12,94	0,40	0,52	k. A.
<i>Kernwerkstoff</i>					
Chemische Zusammensetzung in Gew.-%					
C	Ni	Cr	Si	Mn	Mo
0,03	73,94	18,38	0,19	2,98	k. A.

Lebenslauf

Persönliche Daten:

Name, Vorname	Kromm, Arne
Geburtsdatum, -ort	5. September 1978 in Strausberg
Familienstand	ledig
Staatsangehörigkeit	deutsch

Ausbildung und berufliche Tätigkeiten:

09/1985 – 08/1991	Einstein-Oberschule in Neuenhagen
09/1991 – 06/1998	Einstein-Gymnasium in Neuenhagen, Abitur
07/1998 – 04/1999	Wehrdienst, Transportbataillon 143 in Strausberg
06/1999 – 08/1999	Grundpraktikum bei Fa. Ludwig Freytag GmbH, Kaarstoe Pipeline Contractors in Norwegen
10/1999 – 03/2006	Studium des Maschinenbaus mit der Studienrichtung Werkstofftechnik an der TU Berlin, Abschluss als Dipl.-Ing., Diplomprüfung am 6. März 2006, Diplomarbeit: Untersuchungen zum Einfluss schweißbadnaher Deformationen auf die Heißrissneigung am Beispiel hochlegierter Stähle
05/2006 – 12/2008	Wissenschaftlicher Mitarbeiter an der BAM Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung, Fachgruppe V.5 Sicherheit gefügter Bauteile in Berlin
01/2009 – 12/2010	Wissenschaftlicher Mitarbeiter an der TU Berlin, Fachgebiet Sicherheit gefügter Bauteile
01/2011 – z. Zt.	Wissenschaftlicher Mitarbeiter an der BAM Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung, Fachgruppe 5.7 in Berlin