

Simulationsgestützte Einflussanalyse der Eigenspannungs- und Verzugsausbildung beim Schweißen mit artgleichen und nichtartgleichen Zusatzwerkstoffen

vorgelegt von
Dipl.-Ing.
Sebastian Neubert
geb. in Weimar

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

Doktor der Ingenieurwissenschaften
- Dr.-Ing. -

genehmigte Dissertation

Promotionsausschuss:

Vorsitzender: Prof. Dr.-Ing. Kai Hilgenberg

Gutachter: Prof. Dr.-Ing. Michael Rethmeier

Gutachter: Assoz. Prof. DI. Dr. techn. Norbert Enzinger

Tag der wissenschaftlichen Aussprache: 09. Oktober 2018

Berlin 2018

„Wahrheit ist, was den Test der Praxis besteht.“

(Albert Einstein)

Inhaltsverzeichnis

1 Einleitung	1
2 Kenntnisstand	3
2.1 Schweißen hochfester Stähle.....	3
2.2 Wärmewirkung beim Metallschweißen	5
2.2.1 Mikrostrukturelle Veränderungen und Festphasenumwandlungen	5
2.2.2 Einflüsse auf die Schweißspannungen und den Schweißverzug	7
2.2.2.1 Umwandlungstemperatur und begleitende Effekte	9
2.2.2.2 Umwandlungsplastizität	10
2.3 Numerische Schweißstruktursimulation	14
2.3.1 Thermophysikalische Modellierung	16
2.3.2 Thermomechanische Modellierung	17
2.3.3 Bestimmung von Werkstoffkennwerten	19
2.4 Einsatz hochlegierter Zusatzwerkstoffe.....	21
2.4.1 Werkstoffcharakterisierung	21
2.4.2 Einflüsse auf die Eigenspannungs- und Verzugsausbildung.....	22
2.4.2.1 Schweißexperimente - Schweißspannungen.....	23
2.4.2.2 Schweißexperimente - Schweißverzug	28
2.4.2.3 Numerische Experimente	31
2.4.3 Schweißeignung von LTT-Zusatzwerkstoffen	36
2.5 Zielsetzung der Arbeit	39
3 Versuchsdurchführung	40
3.1 Experimentelle Versuche	40
3.1.1 Materialspezifikation.....	40
3.1.2 Schweißexperimente.....	41
3.1.3 Untersuchungen an Nahtquerschliffen	43
3.1.4 Werkstoffkennwerte	44
3.1.4.1 Linear elastische Kenngrößen	44
3.1.4.2 <i>Gleeble</i> [®] -Experimente	44

3.1.5	Eigenspannungsanalysen	48
3.1.5.1	Röntgenbeugung	48
3.1.5.2	Neutronenbeugung	49
3.1.6	Schweißverzug	50
3.2	Numerische Versuche	51
3.2.1	Modellaufbau	51
3.2.1.1	Grundsätzliche Berechnungsstrategie	51
3.2.1.2	Gittergeometrie	51
3.2.1.3	Thermophysikalische Modellierung	52
3.2.1.4	Thermomechanische Modellierung	56
3.2.2	Einflussanalysen	61
3.2.2.1	Warmzugkurven	61
3.2.2.2	Umwandlungsplastizität	63
3.2.2.3	Martensitische Umwandlung des LTT-Schweißguts	63
3.2.2.4	Aufmischungseffekt	64
4	Ergebnisse	67
4.1	Materialspezifikation	67
4.1.1	Kerbschlagbiegeprüfung	67
4.1.2	Chemische Zusammensetzung der eingesetzten Werkstoffe	67
4.2	Untersuchungen an Nahtquerschliffen	68
4.3	Werkstoffkennwerte	73
4.3.1	Linear elastische Kenngrößen	73
4.3.2	Umwandlungsverhalten	74
4.3.3	Thermische Dehnungen	76
4.3.4	Umwandlungsplastizität	77
4.3.5	Verfestigungsverhalten	77
4.4	Experimentelle Schweißeigenspannungen	88
4.5	Experimenteller Schweißverzug	92
4.6	Modellvalidierung	95
4.6.1	Globales Temperaturfeld	95

4.6.2 Umwandlungsverhalten.....	96
4.6.3 Zyklisches Verfestigungsverhalten.....	98
4.6.4 Berechnete Schweißeigenspannungen.....	99
4.6.5 Berechneter Schweißverzug.....	105
5 Diskussion	107
5.1 Warmzugkurven.....	107
5.1.1 Dehnratenabhängiges Verfestigungsverhalten.....	107
5.1.2 Warmzugkurveneigenschaften und Warmzugkurvenanzahl.....	109
5.2 Umwandlungsplastizität.....	113
5.2.1 k -Variation bei latenter Schrumpfung.....	113
5.2.2 k -Variation bei äußerer Schrumpfbehinderung.....	116
5.3 Martensitische Umwandlung des LTT-Schweißguts.....	118
5.4 Aufmischungseffekt.....	122
5.4.1 Transiente Ausbildung der Volumeneigenspannungen.....	122
5.4.2 Vergleich zu den experimentellen Messergebnissen.....	123
5.4.3 Variable Einspannbedingungen.....	126
5.4.4 Einsatz höherlegierter Zusatzwerkstoffe.....	129
5.4.5 Inhomogener Aufmischungsgrad.....	131
5.4.6 Restaustenitgehalt.....	133
6 Zusammenfassung	135
Abbildungsverzeichnis	140
Tabellenverzeichnis	144
Literaturverzeichnis	146

1 Einleitung

Als Konstruktionswerkstoff findet Stahl Einsatz im Bau von Automobilen, Schiffen, Gebäuden, Brücken, Pipelines, Kraftwerken und in vielen anderen Bereichen [1-3]. Die Ansprüche Ressourcen effektiver zu nutzen, die Stabilität und Lebensdauer von Stahlkonstruktionen zu erhöhen und dabei gleichzeitig das Konstruktionsgewicht zu reduzieren führte unter Anwendung neuartiger Technologieprozesse zur Entwicklung hoch-/höchstfester Feinkornbaustähle. Zur Ausnutzung des vollen Belastungspotentials dieser Stähle wird zur Verbindung von Halbzeugen und Bauteilen hauptsächlich das stoffschlüssige Fügeverfahren Schmelzschweißen mit Schweißzusatzwerkstoffen eingesetzt. Allerdings beeinflusst die durch die Schweißquelle eingebrachte Wärme die mechanischen Bauteileigenschaften auf unerwünschte Weise. Zum einen resultieren durch die inhomogene Temperaturverteilung im Verlauf des Aufheiz- und Abkühlprozesses Dehnungen im Werkstoffinneren, wodurch letztendlich Schweißzugspannungen und ungewollte Schweißverzüge resultieren. Zusätzlich treten in Abhängigkeit der Schweißzeittemperaturzyklen Gefügeumwandlungen auf, welche zum Teil zu einer lokalen Erhöhung der Härte führen können. Dies führt im Bereich der hoch-/höchstfesten Feinkornbaustähle zur großen Problematik von Versprödung und in Verbindung mit den Schweißzugspannungen zur Gefahr der Kaltrissbildung.

Im Gegensatz zum Schweißverzug, dessen Auftreten und Beseitigung mittels zeitaufwendiger und kostenintensiver Richtarbeiten hauptsächlich einen wirtschaftlichen Aspekt darstellt, sind die in Folge des Schweißprozesses gebildeten Gefüge und Schweißzugspannungen auch von sicherheitsrelevanter Bedeutung. Letztere sind meist höher als die äußeren Lastspannungen und überlagern sich mit diesen und schwächen somit die Bauteile durch Verringerung der Tragfähigkeit und Lebensdauer, was wiederum die Einsatzfähigkeit von hoch-/höchstfesten Stählen limitiert. Um diese dennoch effektiv einsetzen zu können werden verschiedene, zum Teil zeit- und kostenintensive Maßnahmen ergriffen, wobei die Minimierung der Schweißzugspannungen und deren Auswirkungen als vordergründige Ziele anzusehen sind. In konstruktiver Hinsicht werden zum Beispiel Wandstärkenerhöhungen oder auch eine weiträumige Verlagerung von Schweißnähten in Bereiche geringerer Belastung vorgenommen. Weiterhin werden die Schweißzugspannungen durch kontrollierte Überbeanspruchungen des Bauteils, gezielte Glühbehandlungen und mechanische Schweißnahtnachbehandlungsmaßnahmen [4] nachträglich verändert. Zudem sollen vermehrt hochlegierte Zusatzwerkstoffe eingesetzt werden [5, 6], deren Umwandlungsverhalten die Schweißzugspannungen im und um den Bereich der Schweißnaht bis in den Druckspannungsbereich hinein verringern können. Letzteres soll zu einer Minderung der Kaltrissanfälligkeit und des Schweißverzugs führen und neben der Erhöhung der Langzeit-schwingfestigkeit auch einen positiven Einfluss auf die Korrosionsbeständigkeit haben. Trotz dieser Maßnahmen ist es dennoch notwendig an den Bauteilen aufwendige messtechnische Untersuchungen zur Zugspannungsverteilung, Tragfähigkeit und Lebensdauer durchzuführen.

Unter Einsatz der heutzutage verfügbaren Rechenkapazitäten ist es mit Hilfe der Schweißstruktursimulation jedoch möglich, bereits in der virtuellen Planungsphase der Produktentwicklung von komplexen und großen Bauteilen Erkenntnisse über die qualitative und quantitative Verteilung der Schweißzugspannungen, Gefügezusammensetzungen und des Schweißverzugs rechnerisch zu gewinnen. Diese Erkenntnisse fließen dann in die Bauteil-

optimierung ein, dienen zur Abschätzung von den die Bauteilsicherheit beeinflussenden Faktoren und führen letztendlich zur Verkürzung der Entwicklungszeiten. Neben hausintern entwickelten Softwarepaketen stehen auch kommerzielle Programme, wie zum Beispiel *SYSWELD*[®], *ANSYS*[®] und *SIMUFACT*[®], zur Verfügung. Allen gemein ist jedoch, dass deren Bedienung sehr komplex ist und vom Anwender ein hohes Maß an numerischen und werkstoffphysikalischen Spezialkenntnissen voraussetzt [7]. Auch wenn die kommerziellen Softwarepakete bereits auf praxiserprobten Numerik- und Werkstoffmodellen basieren, so müssen vom Anwender dennoch fallspezifische Werkstoffkennwerte vorgegeben und zahlreiche Modellierungsschritte ausgeführt werden um vertrauenswürdige Berechnungsergebnisse zu erzielen. Dabei bildet die Bereitstellung der temperaturabhängigen Werkstoffkennwerte einen Hauptschwerpunkt in der Schweißstruktursimulation [8].

Im Vergleich zu den thermometallurgischen /-mechanischen Kennwerten ist der experimentelle und finanzielle Aufwand zur Ermittlung der thermophysikalischen Kennwerte verhältnismäßig gering. Letztere hängen hauptsächlich von der chemischen Zusammensetzung ab, weshalb diese auch durch Berechnungsprogramme und vorhandene Datenbanken hinreichend approximierbar sind. Im Gegensatz dazu hängen die thermometallurgischen /-mechanischen Eigenschaften nicht nur von der chemischen Zusammensetzung ab, sondern unterliegen stark dem Einfluss des jeweiligen Fabrikations- und Verarbeitungsprozesses der Werkstoffe. Auch hier kann auf vorhandene Datenbanken ähnlicher Werkstoffe zurückgegriffen oder Berechnungsprogramme eingesetzt werden. Leider tun sich hierbei zusätzlich zu den Chargenschwankungen vor allem bei neu entwickelten Werkstoffen große Unsicherheiten auf, deren Auswirkungen auf die mechanische Spannungsantwort der Schweißverbindung im Voraus nicht abzuschätzen sind. Um diese Unsicherheiten auszuschließen, verbleibt letztendlich nur die experimentelle Bestimmung der thermomechanischen Kennwerte. Auf Grund der teilweisen Komplexität der Probenkörper, der Vielzahl an durchzuführenden Experimenten und der Nutzung verschiedener Versuchsanlagen gestaltet sich dies jedoch als äußerst zeit- und kostenintensiv.

Bezugnehmend auf die vorangegangenen Fakten stellt die Schweißstruktursimulation ein wichtiges Analysewerkzeug dar, deren Handhabung ein hohes Maß an personellen, zeitlichen und finanziellen Ressourcen erfordert. Schlussfolgernd muss es ein grundsätzliches Hauptanliegen sein den Modellierungsaufwand zu reduzieren und das Verständnis zu den komplexen nichtlinearen Wirkungsmechanismen zu verbessern. Somit zielen die Erkenntnisse der vorliegenden Untersuchung darauf ab, den Einsatz der Schweißstruktursimulation durch eine Reduzierung des werkstoffbezogenen Modellierungsaufwandes zu fördern und einen Beitrag zum Verständnis der Anwendung von hochfesten hochlegierten Zusatzwerkstoffen beim Schweißen hochfester niedriglegierter Feinkornbaustähle zu liefern.

2 Kenntnisstand

Der Fokus dieser Arbeit richtet sich auf die Wärmewirkung des einlagigen MAG-Schmelzschweißens von hochfesten niedriglegierten Feinkornbaustählen unter Verwendung artgleicher und nichtartgleicher Schweißzusatzwerkstoffe und die damit verbundene Auswirkung der Phasenumwandlung auf die Schweißseignispannungen und den Schweißverzug. Deshalb wird sich in diesem Kapitel darauf beschränkt den hierfür notwendigen Kenntnisstand aufzubereiten. Für die Klärung weiterführender Fragestellungen zur Wärmewirkung und Metallurgie des Metallschweißens wird die Literatur in [9-12] empfohlen.

2.1 Schweißen hochfester Stähle

Die durch den Wärmeintrag des Schweißprozesses hervorgerufenen Schweißzeittemperaturzyklen (SZTZ) beeinflussen die werkstofflichen Gütewerte im Bereich des schweißgutnahen Grundwerkstoffs. Die SZTZ sind gekennzeichnet durch die Aufheizrate, die maximal erreichte Spitztemperatur, durch die Verweilzeit oberhalb des Temperaturbereichs in welchem die Austenitbildung stattfindet und durch die Abkühlzeit. Das Gebiet der durch diese Merkmale hervorgerufenen metallurgischen Vorgänge [9, 11] und somit geänderten mechanischen Eigenschaften beschreibt die Wärmeeinflusszone (WEZ) mit der benachbarten Anlasszone (Bild 2.1). Die Festigkeitseigenschaften von thermomechanisch behandelten (wasservergüteten) Feinkornbaustählen beruhen auf der Feinkörnigkeit („Hall-Petch-Effekt“), auf der Ausscheidungshärtung und auf dem eingestellten bainitischen-martensitischen Vergütungsgefüge. Auch wenn diese Stähle auf Grund ihres geringen Kohlenstoffgehaltes eine gute Schweißbeignung besitzen, so ist es dennoch möglich, dass die in der WEZ auftretenden SZTZ den Ausscheidungszustand ungünstig beeinflussen und unerwünschtes Kornwachstum hervorrufen. Zudem müssen die in der WEZ auftretenden SZTZ solche Abkühlzeiten aufweisen, so dass ein zähfestes bainitisches-martensitisches Mischgefüge auftritt, welches eine geringe Neigung zum Spröbruch aufweist. Eine Nachbehandlung durch Normalglühen würde die Festigkeitseigenschaften verschlechtern, denn der während der Herstellung des Feinkornbaustahls erzeugte thermomechanische Behandlungszustand ginge verloren und kann nicht wiederhergestellt werden. Jedoch kann durch die Steuerung der Abkühlzeiten mittels kontrollierten Wärmeeintrags die Erweichung und die Versprödung der WEZ eingedämmt und ein optimaler Gefügezustand eingestellt werden. Zur Einhaltung der geforderten mechanischen Gütewerte müssen die Schweißparameter wie Vorwärmtemperatur und Wärmeintrag, welche die Abkühlzeiten beeinflussen, umso genauer eingestellt werden je höher die Streckgrenze des verschweißten Werkstoffes ist [13-18]. Zu hohe Abkühlzeiten führen zu einer nicht hinnehmbaren Abnahme der Festigkeit, wohingegen zu niedrige Abkühlzeiten eine schädliche Versprödung des Gefüges verursachen. Auf Grund des hohen Mechanisierungsgrades und des gut kontrollierbaren (geringen) Wärmeeintrags wird in der Praxis häufig das konventionelle Schmelzschweißverfahren „Metall-Aktivgas-Schweißen (MAG)“ eingesetzt. Richtlinien und Hinweise auf die sachgerechte schweißtechnische Verarbeitung der hochfesten Feinkornbaustähle sind in [19], und insbesondere für das MAG-Verfahren in [20] zu finden. Zur Überbrückung unregelmäßiger Schweißspalte und zur Vermeidung/Reduzierung der Porosität und Mikrorisse im Nahtbereich werden dabei niedriglegierte, artähnliche Schweißzusatzwerkstoffe mit der gleichen oder etwas höheren Festigkeitsklasse eingesetzt [21-23].

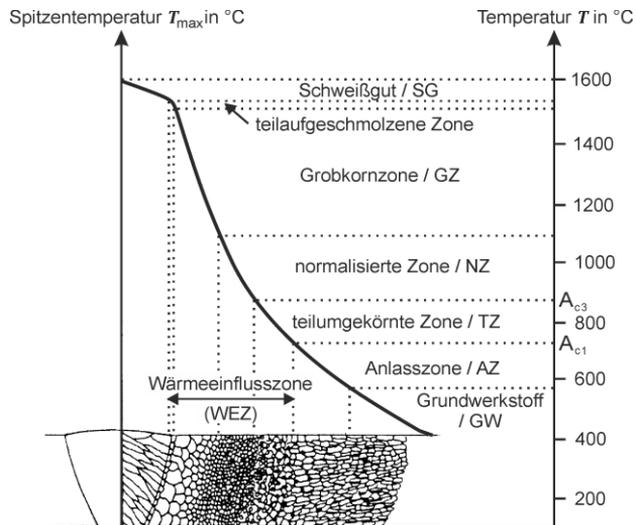


Bild 2.1 Untergliederung der Wärmeeinflusszone (WEZ) [11]

Trotz der Wahl eines geeigneten Schweißverfahrens und somit der Kontrolle des Wärmeeintrages tritt beim Schweißen hochfester Feinkornbaustähle eine erhöhte Gefahr der Spannungsrisskorrosion und der wasserstoffinduzierten Kaltrissbildung auf [24, 25]. Für beide Rissarten sind neben der chemischen Zusammensetzung des Werkstoffs und dem Wärmeeintrag die auf Grund der hohen Werkstoffstreckgrenzen durch das Schweißen eingebrachten (Zug)Eigenspannungen die hauptverantwortlichen Triebkräfte [25-28]. Zum Zwecke der Reduzierung dieser Schweiß eigenspannungen wird seit Mitte der 1990er Jahre versucht, sogenannte Low Transformation Temperature (LTT) Legierungen für die Schweißzusatzwerkstoffe einzusetzen, um die Ausbildung der Schweiß eigenspannungen durch ein gezieltes Herabsetzen der Umwandlungstemperatur zu kontrollieren [29-31]. Das somit verzögerte Einsetzen der Festphasenumwandlung führt bei Anwendung dieser hochlegierten, supermartensitischen LTT-Zusatzwerkstoffe zu einer Verringerung der Schweiß eigenspannungen im und um den Bereich der Schweißnaht bis in den Druckspannungsbereich hinein. Diese Druckeigenspannungen sollen zu einer Minderung der Kaltrissanfälligkeit und des Schweißverzugs führen und zusätzlich die Langzeitschwingfestigkeit erhöhen. Zudem haben die erhöhten Legierungsgehalte auch einen positiven Einfluss auf die Korrosionsbeständigkeit [32, 33]. Die beim Schweißen mit Zusatzwerkstoffen stets auftretende Vermischung des Zusatzwerkstoffs mit dem Grundwerkstoff [34] ist insbesondere beim Einlagenschweißen, Reparaturschweißen und beim Schweißen der Wurzellage im Mehrlagenschweißen von hochlegierten LTT-Zusatzwerkstoffen mit niedriglegierten Grundwerkstoffen zu beachten. Dieses als Verdünnung oder auch als Aufmischung bezeichnete Phänomen sorgt dafür, dass sich der zur Herabsetzung der Umwandlungstemperatur verantwortliche Legierungsgehalt des LTT-Zusatzwerkstoffs im Schmelzbadbereich verringert und sich damit die erwünschte LTT-Wirkung reduziert. Zugleich muss wegen der inhomogenen Schmelzbadströmung von einer diskontinuierlichen Verteilung dieser Legierungselemente innerhalb der Schweißnaht ausgegangen werden.

Bevor in dem Kenntnisstand der vorliegenden Arbeit weiter auf das Schweißen hochfester Stähle unter Einsatz hochlegierter Zusatzwerkstoffe eingegangen wird, wird im nun folgen-

den Abschnitt die Wärmewirkung beim Metallschweißen erläutert, wobei der Einfluss der Festphasenumwandlung bei der Entstehung von Schweißzugspannungen und Schweißverzug im Mittelpunkt steht. Nachfolgend werden die Kenntnisse zur numerischen Schweißstruktursimulation dargelegt, wobei diese im Rahmen der vorliegenden Arbeit nur als Werkzeug zur numerischen Einflussanalyse zum Einsatz kommt. Da im Zuge dieser Arbeit auch Materialkennwerte experimentell ermittelt wurden, wird auch der hierfür notwendige Kenntnisstand aufgearbeitet.

2.2 Wärmewirkung beim Metallschweißen

Beim Schmelzschweißen werden die Ränder der zu fügenden Grundwerkstoffe durch die von einer Wärmequelle lokal eingebrachten Wärme über ihren Schmelzpunkt hinaus erwärmt. Ein zur Überbrückung des Fügspalts simultan aufgeschmolzener Zusatzwerkstoff stellt dabei mit dem geschmolzenen Grundwerkstoff eine stoffschlüssige Verbindung über ein Schmelzbad her. Im Zuge der Abkühlung erstarrt dieses Schmelzbad und bildet über die so entstandene Schweißnaht eine feste Verbindung zwischen den gefügten Grundwerkstoffen. Die örtlich und zeitlich stark konzentriert eingebrachte Wärme wird auf Grund der für Metalle typisch hohen Wärmeleitfähigkeit rasch in die kälteren Werkstoffbereiche abgeleitet und verursacht somit ein für den Schmelzschweißprozess charakteristisch steiles und transientes Temperaturgefälle längs und quer zur Fügestelle. Dieses transiente und extrem inhomogene Temperaturfeld verursacht in der WEZ (Bild 2.1) mikrostrukturelle Veränderungen des Ausgangsgefüges und der damit verbunden thermomechanischen Eigenschaften. Zudem resultiert aus der Inhomogenität des Temperaturfeldes dass über weite Werkstoffbereiche lokal unterschiedlich verteilte thermische Dehnungen existieren. In Verbindung mit den bei umwandlungsfähigen Stählen in der WEZ auftretenden Festphasenumwandlungen führen diese durch den Schweißprozess hervorgerufenen Phänomene zu einem komplexen Spannungs- und Dehnungszustand, was nach dem Erkalten der Schweißverbindung zu Schweißzugspannungen und Schweißverzug führt.

2.2.1 Mikrostrukturelle Veränderungen und Festphasenumwandlungen

Im Laufe des Schweißprozesses wird der im Nahbereich der Fügestelle liegende Werkstoff örtlich variierenden SZTZ unterworfen, wodurch mikrostrukturelle Veränderungen resultieren. Der Werkstoffbereich, in welchem Spitzentemperaturen oberhalb von A_{c1} bis nahe zur Schmelztemperatur auftreten, wird als Wärmeeinflusszone (WEZ) bezeichnet (Bild 2.1) und ist Gegenstand der folgenden Betrachtungen.

• Einfluss der Austenitisierungsbedingungen

Die während des Aufheizvorgangs stattfindende ($\alpha \rightarrow \gamma$)-Festphasenumwandlung, kurz Austenitisierung, ist ein diffusionsgesteuerter Prozess. Sie beginnt mit dem Überschreiten der A_{c1} -Temperatur und ist bei Erreichen der A_{c3} -Temperatur vollständig abgeschlossen. Bei weiterem Verbleib im Temperaturbereich oberhalb von A_{c3} nimmt das Wachstum der Austenitkörner zu und die Homogenisierung schreitet voran. Da sich nach den Diffusionsgesetzen eine geringe Zeit nur durch eine erhöhte Temperatur ausgleichen lässt, verschiebt sich mit zunehmender Aufheizrate das Gebiet der Austenitbildung ($A_{c1} \leftrightarrow A_{c3}$) zu höheren Temperaturen [35-37]. In [38] wurde durch die Anwendung verschiedener Lichtbo-

genprozesse bestätigt, dass die Homogenisierung und das Kornwachstum durch eine Erhöhung der Spitztemperatur und/oder durch die Erhöhung der Haltezeit oberhalb von A_{c1} maßgeblich verstärkt werden. Da Korngrenzen eine Barriere für Versetzungsbewegungen darstellen, muss die Korngröße einen erheblichen Einfluss auf die Festigkeit und das Fließverhalten des Werkstoffs einnehmen (Korngrenzenverfestigung). Die damit in Zusammenhang stehenden Auswirkungen der Austenitisierungsbedingungen auf das thermomechanische Werkstoffverhalten wurden in [39-41] nachgewiesen. Mit zunehmendem Abstand vom Schmelzbad verringern sich die lokal vorherrschenden Spitztemperaturen und Haltezeiten, wodurch sich in der WEZ eine für den jeweiligen Schweißprozess typische Austenitkorngrößenverteilung einstellt (Bild 2.1). Dies und die von der Austenitkorngröße abhängige Art der Rückumwandlung des Austenits [42-44] sorgen dafür, dass die thermomechanischen Werkstoffeigenschaften über den Bereich der WEZ variieren.

• Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit

Die nun folgenden Erläuterungen basieren auf Erkenntnissen der in [9-11] gegebenen Sachverhalte. Während der Abkühlung wandelt die γ -Festphase (Austenit) in die bei tieferen Temperaturen thermodynamisch stabilere Kristallgitterform der α -Festphase um, welche jedoch eine gegenüber der γ -Festphase stark herabgesetzte Löslichkeit für Kohlenstoff und sonstige Legierungselemente besitzt. Ist die Abkühlgeschwindigkeit gering genug, so kann dieser thermodynamisch extreme Ungleichgewichtszustand durch rein thermisch aktivierte Platzwechsellvorgänge (Diffusion) beseitigt werden. Die sich dabei einstellenden α -Festphasen werden als Ferrit oder Perlit bezeichnet. Mit zunehmender Abkühlgeschwindigkeit nimmt die Umwandlungsneigung auf Grund des größer werdenden thermodynamischen Ungleichgewichts zu. Ab dem Überschreiten einer ‚unteren‘ kritischen Abkühlgeschwindigkeit spielen sich die Platzwechsellvorgänge nur noch im Größenordnungsbereich der Gitterkonstante ab, so dass sich nun erstmalig α -Festphasenanteile durch Umklappvorgänge (ohne Diffusion) bilden. Das durch den zwangsgelösten Kohlenstoff verspannte α -Kristallgitter wird als Martensit bezeichnet und zeichnet sich durch seine extreme Härte und Festigkeit aus. Die Temperatur bei Einsetzen der Martensitbildung wird als Martensitstarttemperatur M_s und die bei Ende der martensitischen Umwandlung vorherrschende Temperatur wird als Martensitfinishtemperatur M_f benannt. Ab dem Überschreiten der ‚oberen‘ kritischen Abkühlgeschwindigkeit wandelt der Austenit ausschließlich in Martensit um. Zusätzlich kann der Austenit in einer Kombination aus diffusionsgesteuerter Umwandlung und diffusionslosen Umklappvorgängen in die Zwischenstufe Bainit zerfallen. Der entsprechende Temperaturbereich befindet sich dabei unterhalb der ferritisch/perlitischen Festphasenbildung und oberhalb der M_s -Temperatur. Die Anfangs- und Endtemperaturen der Bainitstehung werden als B_s bzw. B_f gekennzeichnet.

Als Abschätz- bzw. Berechnungsgrundlage für die resultierenden Gefügeänderungen werden Schweiß-Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubilder (SZTU) erstellt. Hierzu werden Werkstoffproben einem dem entsprechenden Schweißprozess typischen SZTZ ausgesetzt. Unter Konstanz der Austenitisierungsbedingungen wird pro Werkstoffprobe die Abkühlgeschwindigkeit durch Vorgabe einer konstanten Abkühlrate, meist $t_{8,5}$, variiert. Die temperatur- und zeitabhängigen Umwandlungspunkte werden häufig durch das relativ einfache Messverfahren der Dilatometrie erfasst [45]. Anschließend werden die erzeugten Gefügezusammensetzungen und deren zugehörige Härtewerte metallografisch ermittelt. Unter Angabe der Spitztemperatur, der Werkstoffbezeichnung, der chemischen Zusammensetzung

zung und zum Teil der A_{c1} - und A_{c3} -Temperaturen werden die so ermittelten Werte in Abhängigkeit der Abkühlgeschwindigkeiten in einem SZTU zusammengetragen. SZTU's unterschiedlichster Stahlwerkstoffe sind beispielsweise in [46, 47] gegeben.

2.2.2 Einflüsse auf die Schweißeigenspannungen und den Schweißverzug

Die Gesamtheit der durch einen Schweißprozess hervorgerufenen makroskopischen Formänderungen wird als Schweißverzug (SV) bezeichnet, dessen Ursache im Vorhandensein von Schweißeigenspannungen (SE) liegt. Somit reicht es aus, die Einflüsse auf die Entstehung des SV anhand der SE zu begründen.

Eine Definition von Eigenspannungen wird in [48] vorgenommen. In [12, 49] findet sich eine grundlegende Skizzierung zur SE-Entstehung, wobei angenommen wird, dass sich der gesamte SE-Zustand vereinfacht als eine lineare Überlagerung von Schrumpf-, Abschreck- und Umwandlungseigenspannungen gedacht werden kann. Es muss an dieser Stelle jedoch betont werden, dass die lineare Superposition der eben aufgeführten SE-Anteile nur einen idealisierten Näherungsansatz bedeuten kann, da sich in der Realität die jeweiligen SE-Anteile schon allein durch die Querkontraktion gegenseitig beeinflussen.

Tabelle 2.1 Einflussgrößen auf die Schrumpf-, Abschreck- und Umwandlungseigenspannungen [49]

Schrumpfspannungen wachsen mit	
$R_e \uparrow \quad dR_e/dT \uparrow \quad \alpha \uparrow \quad E \uparrow \quad \lambda \downarrow \quad dT/dx \uparrow \quad s \downarrow \quad D \uparrow$	
Abschreckeigenspannungen wachsen mit	
$R_{e, \Delta T_{max}} \downarrow \quad R_e - R_{e, \Delta T_{max}} \uparrow \quad \alpha \uparrow \quad E \uparrow \quad \lambda \downarrow \quad \Delta T_{max} \uparrow \quad dT/dt \uparrow \quad D \uparrow$	
Umwandlungseigenspannungen wachsen mit	
$R_{e, T_u} \uparrow \quad R_{e, T_u, min} - R_{e, T_u, max} \uparrow \quad \Delta V_u \uparrow \quad E \uparrow \quad \lambda \downarrow \quad T_s \downarrow \quad dT/dt \uparrow \quad s \downarrow$	
R_e	- Streckgrenze
$R_{e, \Delta T_{max}}$	- Warmstreckgrenze im Temperaturbereich mit max. Temperaturdifferenz
R_{e, T_u}	- Warmstreckgrenzen im Temperaturbereich
α	- Thermischer Ausdehnungskoeffizient
E	- Elastizitätsmodul
λ	- Wärmeleitfähigkeit
s	- Nahtbreite
D	- Naht- bzw. Blechdicke
ΔT_{max}	- Maximale Temperaturdifferenz zwischen Kern und Rand
dT/dt	- Abkühlgeschwindigkeit
dT/dx	- Temperaturgradient in senkrechter Richtung zur Naht
ΔV_u	- Volumenänderung bei der ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Phasenumwandlung
T_s	- Starttemperatur der ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Phasenumwandlung

Die Entstehung und das Ausmaß der Schrumpf-, Abschreck- und Umwandlungseigenstressungen (Zwängungsspannungen) hängt nach [49] hauptsächlich von den in Tabelle 2.1 aufgeführten wichtigen Einflussgrößen ab. Diese werden vor allem durch die Werkstoffeigenschaften, aber auch durch das Schweißverfahren und dessen Parameter, sowie den geometrischen und thermischen Randbedingungen vorgegeben. Eine separate Betrachtung der aufgeführten Einflussgrößen und deren wechselseitige Beeinflussung ist dabei kaum möglich, weshalb die durch Pfeilrichtung angegebenen Auswirkungen nur qualitativ beziehungsweise tendenziell zu beurteilen sind.

In der Praxis liegen oftmals komplizierte Konstruktionen in Form von verschachtelt verschweißten Baugruppen vor. Die hohen Eigensteifigkeiten dieser Konstruktionen beeinflussen die globalen Steifigkeitsverhältnisse hinsichtlich der Schweißnähte derart, dass Wärme- und Volumendehnungen zusätzlich behindert werden. Diese mit den globalen Steifigkeitsverhältnissen in Zusammenhang stehende (Schrumpf-)Behinderung wird in [50] erstmalig durch den Einspanngrad quantifiziert, dessen Berechnung als Richtwert für eine symmetrische Stumpfstoßschweißverbindung in [51] gegeben ist. In [52-54] wird gezeigt, dass mit zunehmendem Einspanngrad die SE in ihrem Ausmaß wachsen und sich der SV verringert. Ein qualitativer Zusammenhang zwischen Einspanngrad und SE/SV ist in Bild 2.2 schematisch dargestellt. Zudem konnte in [53] nachgewiesen werden, dass die Nahtkonfiguration von latent und behindert schrumpfenden Schweißverbindungen einen starken Einfluss auf die SE-Entstehung nimmt.

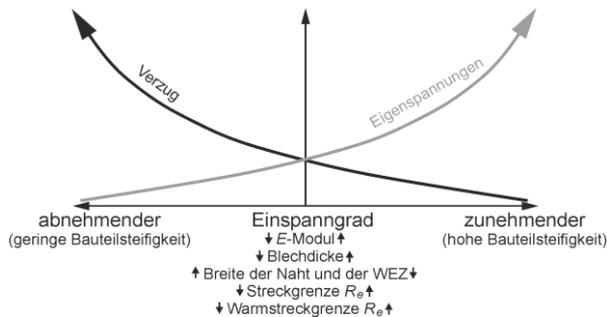


Bild 2.2 Einfluss des Einspanngrades auf die Schweißspannungen und den Schweißverzug [54]

In Bild 2.3 sind Einflussgrößen auf die Zwängungs- und Reaktionsspannungen, und somit auf die SE schematisch dargestellt [55]. Hieraus geht hervor, dass neben der Schrumpfbehinderung und der Werkstofffestigkeit l -zähigkeit vor allem die Phasenumwandlungstemperatur und die Umwandlungsplastizität einen großen Einfluss auf den Eigenbeanspruchungszustand einer geschweißten Konstruktion nehmen.

Auch wenn die bis hier gewonnen Erkenntnisse hauptsächlich auf qualitativen Zusammenhängen beruhen, so lässt sich Schlussfolgernd sagen, dass der Zustand der SE und damit des SV von einem komplexen Wechselspiel vielzähliger Einflussgrößen abhängt und im Vorab nicht abgeschätzt werden kann. Mit dem Fokus dieser Arbeit die Auswirkungen der $(\gamma \rightarrow \alpha)$ -Phasenumwandlung auf die SE und den SV zu analysieren, werden die Phasenumwandlungstemperatur und die Umwandlungsplastizität bei weitgehender Konstanz des restlichen Einflussgrößenverbands variiert. Deshalb wird im Folgenden auf die Einflüsse der Phasenumwandlungstemperatur und der Umwandlungsplastizität eingegangen.

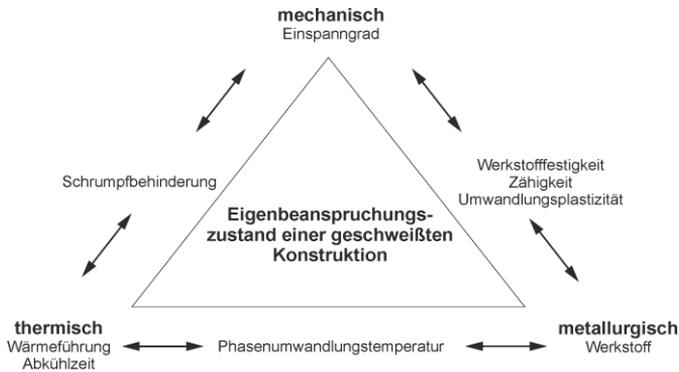


Bild 2.3 Einflussgrößen auf die Eigenbeanspruchung einer geschweißten Konstruktion nach [55]

2.2.2.1 Umwandlungstemperatur und begleitende Effekte

Praktische Erkenntnisse über die Beeinflussung des Eigenspannungszustands in Stahlwerkstoffen durch die gezielte Einstellung der ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlungstemperatur beruhen auf ersten Arbeiten zu Abschreckvorgängen in den 1930er Jahren [56] und führten unabhängig von der Methodik zur Einstellung der Umwandlungstemperatur zu einer ersten grundlegenden Modellentwicklung zur Entstehung der SE während der Abkühlung umwandlungsfähiger Stähle [57-59].

Hierzu wurde in [57] basierend auf theoretischen Überlegungen die Ausbildung der SE im Nahtbereich analysiert, welche sich auf Grund unterschiedlicher ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlungstemperaturen und den sich daraus ergebenden Gefügezusammensetzungen einstellt. Es folgt, dass solange die ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlung bei Erreichen der Raumtemperatur vollständig abgeschlossen ist, zunehmend niedrigere Umwandlungstemperaturen zu einem höheren Ausmaß von Druckeigenspannungen führen. Zudem wurde geschlossen, dass die Höhe der durch Umwandlungseigenspannungen beeinflussten SE maßgeblich von den Warmstreckgrenzen während der ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlung und dem bis zur vollständigen Abkühlung auf Raumtemperatur noch zu durchlaufenden Temperaturintervall abhängt.

In [60] werden die in [57] angeführten theoretischen Überlegungen durch erste experimentelle Untersuchungen zur Spannungsentstehung beim Abkühlen während der ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlung unterstützt. In Anlehnung zum Stabmodell der eindimensionalen Spannungsausbildung einer idealisierten Schweißverbindung wurden Werkstoffproben austenitisiert und die thermische Schrumpfung während der Abkühlung durch eine beidseitig feste Einspannung blockiert. Das ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlungsverhalten und/oder die Umwandlungstemperaturen wurden durch Variation der Legierungselemente eingestellt. Die gegenüber dem bainitisch umwandelnden Werkstoff niedrigere Umwandlungstemperatur ($\Delta M_s \approx -150 \text{ K}$) und der danach auftretende, für den hohen (Schrumpf-)Spannungsaufbau verantwortliche Temperaturintervall des martensitisch umwandelnden Werkstoffs führt bei Raumtemperatur im Vergleich zum bainitisch umwandelnden Werkstoff auf bis zu $\sim 300 \text{ MPa}$ geringere Eigenspannungen. Da im Allgemeinen Martensit gegenüber Bainit eine wesentlich höhere Warmstreckgrenze aufweisen muss, fällt die Spannungsdifferenz der maximal erreichten Druckspannungen mit nur etwa -50 MPa (Martensit) unerwartet gering aus. Dies weist darauf hin, dass die während der ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlung vorliegende Warmstreckgrenze nicht der einzig

limitierende Einflussfaktor auf die erreichbare Druckspannungshöhe ist. Da die Bildung der martensitischen Festphase durch erhöhtes Auflegieren mittels Chrom erreicht wurde, liegen zwischen den beiden *Cr-Mo*-Stählen stark unterschiedliche chemische Zusammensetzungen vor. Leider geben die Autoren keine Stellungnahme, ob sich die Variation in den chemischen Zusammensetzungen auf das Ausmaß der für einen Spannungsabbau verantwortlichen Umwandlungsplastizität niederschlagen könnte

In Analogie zu den in [60] durchgeführten Untersuchungen werden seit Mitte der 1990er Jahre Schweißzusatzwerkstoffe gezielt in ihrer chemischen Zusammensetzung variiert, um die Ausbildung der SE durch Verringerung der Phasenumwandlungstemperatur zu kontrollieren [29-31]. Auf den weiterführenden Einsatz dieser hochlegierten Schweißzusatzwerkstoffe wird in Abschnitt 2.4 detailliert eingegangen. Dennoch seien an dieser Stelle die aktuellen und sehr umfangreichen experimentellen Arbeiten in [61] erwähnt, in welchen der Autor hochlegierte Zusatzwerkstoffe entsprechend ihrem Verwendungszweck als sogenannte Low Temperature Transformation (LTT) Legierungen definiert. Er kommt zu dem Schluss, dass zwar durch den Einsatz der LTT-Legierungen Druckspannungen erzeugt werden können, jedoch deren Existenz nicht generell vorher zu sagen ist und in jedem Anwendungsfall analysiert werden sollte. Ferner wird der Einfluss des Restaustenitgehalts herausgestellt, welcher bei hinreichend niedrigen Umwandlungstemperaturen, das heißt bei unvollständiger ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlung in die martensitische Festphase, das Niveau der verbleibenden Makroelastizitäten bestimmt. Zusätzlich schreibt der Autor der Rolle der Umwandlungsplastizität eine große Bedeutung zu und stellt die Frage, ob die Umwandlungsplastizität als limitierender oder fördernder Faktor für die SE-Kontrolle von Bedeutung ist, als wissenschaftlich hoch interessant heraus.

Weiterhin betonen die Autoren in [57] und [61] die Bedeutung der homogenen beziehungsweise der inhomogenen ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlung bei der SE-Entstehung. Beim Vorliegen inhomogener Umwandlung können die in den jeweils zuerst umwandelnden Bereichen bereits aufgebauten Druckspannungen bis in den Zugspannungsbereich hinein abgebaut werden. Hierfür verantwortlich ist die durch die Volumenzunahme der später umwandelnden Bereiche verursachte Werkstoffdehnung der angrenzenden, bereits umgewandelten Zonen. Ob die zeitlich verzögerte Umwandlung der angrenzenden Bereiche durch räumliche Temperaturgradienten oder durch unterschiedliche Umwandlungstemperaturen verursacht wird ist dabei unerheblich.

2.2.2.2 Umwandlungsplastizität

Die erste belegte Beobachtung des physikalischen Phänomens Umwandlungsplastizität (UP) geht auf das Jahr 1919 zurück [62] und wurde in [63] begrifflich definiert. Dabei bezeichnet die UP das Auftreten von plastischen Verformungen während der Gefügeumwandlungen, wenn gleichzeitig durch äußere mechanische Belastungen Spannungen unterhalb der eigentlichen Warmstreckgrenze der weicheren der beteiligten Festphasen (Austenit) wirken. Zwar ist die UP bei allen Gefügeumwandlungen zu beobachten, doch wird sich im Folgenden auf die für die Umwandlungseigenstressungen relevanten Vorgänge während der ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlungen beschränkt, da hier ein erheblicher Einfluss auf die Spannungsentwicklung durch die verstärkt auftretenden plastischen Dehnungsanteile zu erwarten ist. Die UP tritt sowohl bei diffusionskontrollierten und diffusionslosen Umwandlungen auf und

wurde bereits durch eine Vielzahl verschiedener Erklärungsansätze und kontinuumsmechanischer Modelle beschrieben [64]. Werden nur isotrope Anpassungseffekte an die Volumenänderungen des Kristalls während der Phasenumwandlung betrachtet, so hat sich das Modell nach *Leblond* und *Devaux* [65, 66], basierend auf dem *Greenwood-Johnson-Effekt* [67], etabliert. Dieses Modell ist sowohl für die UP-Modellierung der diffusionskontrollierten, und unter Vernachlässigung der lastbedingten Vorzugsorientierung der Martensitkristalle (Scherung) für die diffusionslosen Umwandlungen geeignet. Werden zusätzlich die durch Scherung verursachten anisotropen plastischen Dehnungsanteile berücksichtigt, so finden auf dem *Magee-Effekt* [68] basierende Modelle ihre praktische Anwendung.

Die plastische dehnungsinduzierende Wirkung der UP kann beispielhaft an Ausschnitten von Dilatometerkurven während der Abkühlung in Bild 2.4 aufgezeigt werden [69]. Neben dem lastfreien Fall (0 MPa) werden vor dem Einsetzen der ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlung äußere Drucklastspannungen (-42 MPa, -85 MPa) unterhalb der austenitischen Warmstreckgrenze auf einer ansonsten frei schrumpfenden Werkstoffprobe axial aufgeprägt und im Zuge der Abkühlung aufrechterhalten. Die nach Erreichen der Raumtemperatur und anschließendem lösen der Drucklast irreversibel verbleibenden plastischen Dehnungen werden als umwandlungsplastische Dehnungen klassifiziert und nehmen mit wachsenden Druckspannungen zu. Im Fall äußerer Zuglasten (Zugspannungen) kehrt sich die UP-plastische Dehnung dem Vorzeichen entsprechend um. Die Wirkung dieser UP-Dehnungen auf die Reaktionsspannungen eines umwandlungsfähigen und beidseitig fest eingespannten Stabs sind anhand von Berechnungsergebnissen [70] in Bild 2.5 dargestellt. Dabei wurde der gesamte Stab austenitisiert und anschließend auf Raumtemperatur abgekühlt. Die Berechnungen mit und ohne Berücksichtigung der UP weisen Unterschiede in den verbleibenden Reaktionsspannungen mit bis zu 400 MPa auf. Grund hierfür ist, dass sich die Druckspannungen unter der Präsenz der UP wegen des Auftretens der zusätzlich wirksamen UP-plastischen Dehnungen nicht voll entwickeln können, beziehungsweise durch die UP-plastische Verformung ein nahezu vollständiger Druckspannungsabbau während der ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlung auftritt.

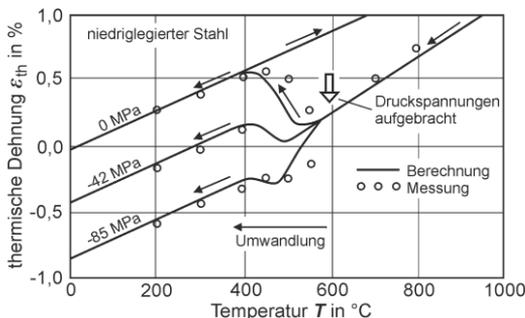


Bild 2.4 Dilatometerkurven für einen niedriglegierten Stahl mit Druckspannungen während der Umwandlung nach [67]

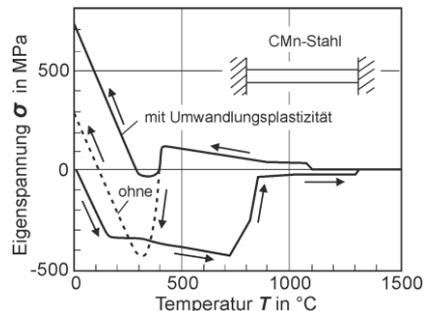


Bild 2.5 Eigenspannungen in einem fest eingespannten Stab mit und ohne Umwandlungsplastizität nach [70]

Die soeben beispielhaft aufgezeigten Wirkungen verdeutlichen die Wichtigkeit die UP-Dehnungen in der numerischen Berechnung von Umwandlungseigenspannungen zu berücksichtigen. Da das Ausmaß der UP vom jeweiligen Werkstoff abhängt, gilt es die UP durch entsprechende Materialparameter zu charakterisieren und in den Datenbanken zu

hinterlegen. Hierzu werden wie eben beschrieben Werkstoffproben austenitisiert und während der Abkühlung, jedoch vor dem Einsetzen der ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlung jeweils mit unterschiedlich hohen Druck- und Zuglasten konstant beaufschlagt. Unter Annahme einer uniaxial wirkenden Lastspannung σ und eines materialabhängigen UP-Parameters K lässt sich die nach vollständiger ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlung verbleibende UP-Dehnung ε_{up} durch eine lineare Beziehung wie folgt berechnen [71]:

$$\varepsilon_{up} = K \cdot \sigma \quad \text{Gleichung 2.1}$$

mit ε_{up} - umwandlungsplastische Dehnung, K - UP-Parameter, σ - uniaxiale Lastspannung

Für unterschiedliche Metalle und Legierungen kann ein konstanter Materialparameter K bei Aufprägung von in Richtung und Höhe variierender Lastspannungen mit Beträgen bis etwa der halben Warmstreckgrenze der weicheren Festphase nach [67] bestimmt werden:

$$K = \left. d\varepsilon_{up}(\sigma) / d\sigma \right|_{\sigma \rightarrow 0} \quad \text{Gleichung 2.2}$$

Die experimentell bestimmten UP-Parameter K werden oftmals durch Einbindung in das auf dem *Greenwood-Johnson-Effekt* basierende Modell nach [65] zur Berechnung der UP-Dehnungen innerhalb numerischer Simulationen eingesetzt. Neben der folgerichtigen Berechnung von (Schweiß-)Eigenspannungen und (Schweiß-)Verzug umwandlungsfähiger Stähle sind numerische Einflussanalysen der UP auf die Berechnungsergebnisse von großem Interesse [71-78].

Für das Wärmebehandlungsproblem des Härtens eines Stahlzylinders wurden in [71] die radialen Eigenspannungen mit und ohne UP numerisch berechnet. Die unter Verwendung des experimentell bestimmten UP-Parameters K berechneten radialen Eigenspannungen sind gegenüber den Berechnungen unter Vernachlässigung der UP stark verringert und verbesserten im Vergleich mit den gemessenen Eigenspannungen die Berechnungsergebnisse. Die Berechnung des radialen Verzugs unter Einsatz des experimentell bestimmten UP-Parameters K lieferten sehr gute Übereinstimmungen mit den Messergebnissen. Da leider die Präsentation der Berechnungsergebnisse des Verzugs ohne UP fehlt, ist diesbezüglich kein Einfluss der UP abzuschätzen.

Ein weitaus komplexerer Fall liegt in [72, 73] vor. Hier wurde ein thermisch und mechanisch teilweise validiertes FEM-Modell einer Laser-Blindnahtschweißung am Stahl S355J2+N entwickelt und zur Berechnung der SE und SV eingesetzt. Die numerische Analyse mit und ohne UP führte in der Schweißnahtnähe auf der Unterseite zu Unterschieden in den Längseigenspannungen von bis zu 400 MPa. In diesem Fall lieferten die Berechnungen unter Einbindung der UP erhöhte SE, deren Richtigkeit jedoch auf Grund der in diesem Bereich fehlenden Messergebnisse nicht beurteilt werden kann. Eine Betrachtung der berechneten Quereigenspannungen sowie der SE im Volumen der Schweißverbindung findet nicht statt. Weiterhin wurde der SV mit Hinblick auf die Längs- und Querschrumpfung mit und ohne UP berechnet. Für beide Verformungsarten führen die Berechnungen mit UP zu einem verstärkten Ausmaß der Schrumpfungen, wodurch gegenüber den Berechnungen ohne UP eine bessere Übereinstimmung mit den gemessenen Verzügen erreicht werden konnte. Eine Darstellung des berechneten Winkel- und Biegeverzugs wurde nicht vorgenommen.

In [74] wurde ein ähnliches Problem an einem anderen Stahlwerkstoff (10 CD 9.10) untersucht, wobei hinsichtlich der Längseigenspannungen die gleichen Beobachtungen wie in [72, 73] gemacht werden konnte. Das gleiche qualitative Resultat konnte in [75] an Unter-

suchungen zum Stahlwerkstoff HY80 in erreicht werden. Im Gegensatz dazu zeigen die in [76] an einem martensitischen Stahlwerkstoff durchgeführten numerischen Berechnungen einen umgekehrten Einfluss der UP auf die Längseigenstressungen auf. Leider fehlen in den eben angeführten Untersuchungen die Bewertungen beziehungsweise die Darstellungen der Quer-, sowie der SE im Volumen der Schweißverbindungen. Ebenso wurden weder Einflussanalysen der UP auf den SV durchgeführt, noch beruhen die durchgeführten Berechnungen auf hinreichenden Validierungen.

Numerische Untersuchungen zum Einfluss der UP auf die SE eines LTT-Grundwerkstoffs wurden mittels einer simulierten Blindnahtschweißung in [77, 79] durchgeführt. Hier konnte ein signifikanter Einfluss der UP-Variation auf die SE insoweit aufgezeigt werden, als dass das Spannungsniveau der Längs- und Quereigenstressungen auf den Oberflächen unter Einbindung der UP abnahmen. Leider können die Ergebnisse auf Grund des Fehlens einer sowohl thermischen als auch mechanischen Validierung nur in einer rein akademischen Hinsicht beurteilt werden und erlauben somit keine stringenten Schlussfolgerungen zu realen Schweißungen. Auch hier fehlen die Berechnungsergebnisse zum SV und den SE im Volumen der Schweißverbindung.

In [78] kam ein experimentell umfangreich validiertes FEM-Modell einer S355J2+N-MAG-Schweißverbindung mit artgleichem Zusatzwerkstoff zur Anwendung, um eine Einflussanalyse der UP auf die SE durchzuführen. Es konnte gezeigt werden, dass im Übergangsbereich zwischen Schweißnaht und Grundwerkstoff alle SE-Komponenten durch die Variation des UP-Parameters K signifikant beeinflusst werden. So führte ein erhöhter K -Wert zu einer generellen Zunahme der Längseigenstressungen. Hinsichtlich der Quereigenstressungen verursacht die Zunahme des K -Wertes einen Anstieg der Spannungswerte im Volumen und zu einer Abnahme der Spannungswerte auf den Oberflächen der Schweißverbindung, wohingegen für die Normaleigenstressungen eine generelle Relaxation der Spannungswerte bei Zunahme des K -Parameters zu beobachten ist. Im Vergleich zu den übrigen SE-Komponenten zeigte die Normalspannung die größten quantitativen Änderungen unter der K -Variation. Leider findet auch hier keine UP-Analyse zur Ausbildung des SV statt. Die Autoren kommen zu dem Schluss, dass zur SE-Berechnung für solche latent schrumpfenden Stumpfstoßschweißverbindungen der S355J2+N-Festigkeitsklasse der K -Parameter zumindest in der richtigen Größenordnung berücksichtigt werden muss.

Fazit „Einflüsse auf die Schweißspannungen und den Schweißverzug“

Es bleibt festzuhalten, dass der Zustand der SE und damit des SV von einem komplexen Wechselspiel vielzähliger Einflussgrößen abhängt und im Vorab nicht abgeschätzt werden kann. Insbesondere wird der SE/SV-Zustand immens durch das Ausmaß der Umwandlungseigenstressungen beeinflusst, welches durch eine gezielte Herabsetzung der Umwandlungstemperatur von LTT-Zusatzwerkstoffen verstärkt werden kann. Zu niedrige Umwandlungstemperaturen führen jedoch zu unvollständigen ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlungen und somit zu Restaustenit, dessen geringe Warmfließgrenze in Verbindung mit der nicht vollständig ausgenutzten ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Volumenexpansion die SE-Reduktion limitiert. Weitere Einflussfaktoren beziehen sich auf die Homogenität der ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlung und auf das die Umwandlungen stets begleitende Phänomen der UP. Es ist offensichtlich, dass die Wirkung der UP-Dehnungen in der Berechnung von SE und SV umwandlungsfähiger Stähle zu berücksichtigen ist. Auf Grund des derzeit noch mangelhaften Verständnisses zur Sensitivität der notwendigen Genauigkeit des UP-Parameters K zur folgerichtigen Berechnung von SE und

SV muss der materialabhängige K -Parameter fallspezifisch experimentell bestimmt werden. Weiterhin zeigt die durchgeführte Literaturrecherche, dass ein großer Bedarf an konsistenten numerischen Einflussanalysen der UP auf die SE und den SV realer Schweißverbindungen besteht. Ein Hauptaugenmerk ist dabei auf die Verwendung experimentell validierter Berechnungsmodelle mit abgesicherten Materialkennwerten zu richten, da nur dadurch ein folgerichtiges Verständnis zur Wirkungsweise der UP im Verbund mit der Vielzahl von komplex miteinander verknüpften Einflussgrößen möglich ist. Auch wenn einige zumindest qualitativ zu bewertende numerische Einflussanalysen hochfester Stähle existieren, so sind zum derzeitigen Forschungsstand in der Literatur keine experimentell abgesicherten numerischen UP-Einflussanalysen auf die SE und den SV hochfester Schweißverbindungen unter Verwendung von Stählen der Festigkeitsklasse des Werkstoffs S960QL zu finden.

2.3 Numerische Schweißstruktursimulation

In dieser Arbeit wird die Schweißstruktursimulation unter Anwendung des kommerziell verfügbaren und bereits etablierten FEM-Softwarepakets *SYSWELD* nur als Werkzeug eingesetzt, um werkstoffbezogene Einflussanalysen auf die SE und den SV durchzuführen. Zuerst wird eine grundlegende Klassifikation der Schweißsimulation in Teilbereiche vorgenommen und diesbezüglich ein Abriss über die derzeit erreichten Erkenntnisse gegeben. Anschließend werden die in der vorliegenden Arbeit zur thermophysikalischen und thermo-mechanischen Modellierung eingesetzten Berechnungsgrundlagen aufgezeigt.

Für die Berechnungen des globalen Temperaturfeldes und der Gefügezusammensetzung, und darauf aufbauend der SE und des SV hat es sich nach [12] bewährt, die Schweißsimulation in die Teilbereiche der Prozess-, Struktur- und der Werkstoffsimulation mit eigenständigen Zielgrößen zu unterteilen (Bild 2.6). Die gegenseitige Beeinflussung der drei Teilbereiche beruht auf dem Ein- und Ausgang von Koppelgrößen.

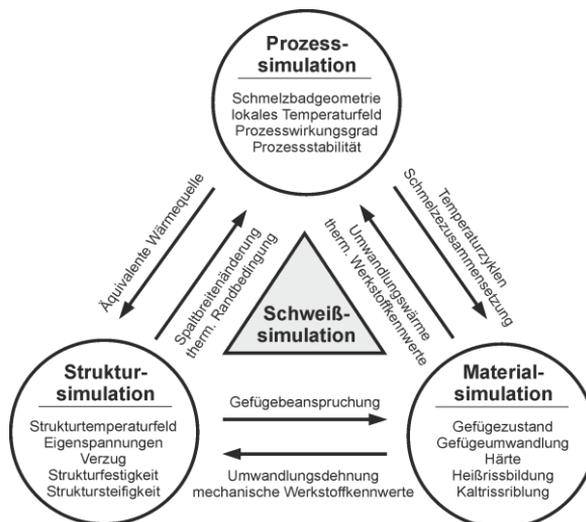


Bild 2.6 Teilbereiche der Schweißsimulation mit den wichtigsten Ziel- und Koppelgrößen - Radaj [12]

• Prozesssimulation

Die Prozesssimulation umfasst die detaillierte Modellierung der miteinander komplex verbundenen Phänomene wie des Temperatur- und Geschwindigkeitsfelds im Schmelzbad, der Wechselwirkung der Wärmequelle mit der Schweißverbindung und resultierendem Wirkungsgrad, sowie der Stabilität des Schweißprozesses. Basierend auf der Theorie der Wärmeleitung in Festkörpern [80] lieferten [81] und [82, 83] erste Forschungsbeiträge auf diesem Gebiet. Unter Einsatz wachsender Rechenleistungen und fortgeschrittener Software stellt die Prozesssimulation heutzutage ein stetig wachsendes Forschungsgebiet dar [84]. Die Forschungsschwerpunkte konzentrieren sich dabei hauptsächlich auf den Wärme- und Materialfluss im Schmelzbad und die Lichtbogenphysik. Einen Überblick über die mathematische Modellierung der in diesem Zusammenhang stehenden Erhaltungsgleichungen von Masse, Energie und Impuls ist in [85, 86] gegeben.

In der Praxis hat es sich als effektiv erwiesen, den Schweißprozess durch ein reines Wärmeleitungsmodell zu approximieren und die Erzeugung der Schweißwärme und die Schmelzbadbildung auf pauschalisierte Größen der Wärmequelle zu reduzieren. Somit wird mit Hilfe der in [87] eingeführten Methode der Eintrag und die geometrische Verteilung der Schweißwärme oftmals durch äquivalente Wärmequellen mit volumetrischer Energieverteilung umgesetzt. Darauf basierend haben sich in der FEM-Anwendung für Laserstrahlverfahren entwickelte gaußverteilte [87] und für Lichtbogenverfahren entwickelte doppelellipsoide [88] Wärmequellenmodelle bewährt.

• Materialsimulation

Aspekte der mikrostrukturellen Eigenschaften wie die Härte, Zähigkeit, Festphasentransformation und die Heiß- und Kaltrissneigung werden über die Materialsimulation abgedeckt. Eine Zusammenfassung von Forschungsarbeiten zur metallurgischen Modellierung ist in [89-91] zu finden.

Modelle zu schweißbedingten Mikrostrukturänderungen wie die sich einstellende Gefügezusammensetzung unter Einbindung der Austenitkorngröße sind bereits in kommerziellen Softwareprogrammen implementiert, beruhen jedoch auf starken Vereinfachungen der physikalischen Zusammenhänge. Unter der möglichen Berücksichtigung der Austenitkorngröße finden dabei effektive umwandlungskinetische Modelle zur diffusionsgesteuerten ($\alpha \leftrightarrow \gamma$)-Umwandlung [92, 93] und zur diffusionslosen martensitischen ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlung [94, 95] ihre Anwendung.

• Struktursimulation

Die Struktursimulation umspannt die Berechnung des globalen Temperaturfelds und der thermomechanischen Wärmewirkungen des Schweißens. Dies betrifft neben den SE und SV auch die Schweißgut- und WEZ-Festigkeit und die Bewertung der Struktursteifigkeit.

Hinweise zur generellen Modellierungsmethodik numerischer Schweißstruktursimulationen zur folgerichtigen Berechnung von SE und SV gibt [96]. Eine Zusammenfassung möglicher Berechnungsverfahren von SE und SV wurde in [69, 97] vorgenommen. Der Einfluss des im Hochtemperaturbereich auftretenden visko-plastischen Werkstoffverhaltens auf die berechneten SE und SV wurde in [98] untersucht. Der Autor kommt zu dem Schluss, dass visko-plastische Modelle bei der Berechnung der SE vernachlässigt werden können, dies jedoch zu einem merklichen Einfluss auf den SV führt. Verantwortlich gemacht wird hierfür die durch visko-plastische Effekte verursachte Erhöhung der austenitischen Warmfließ-

grenzen. Einflussanalysen zur Variation thermomechanischer Werkstoffeigenschaften und verschiedener Verfestigungsmodelle auf die Ausbildung der SE und dem SV sind in [99, 100] und [101] zu finden. Oftmals wird zur Erhöhung der Recheneffizienz zuerst die Temperaturfeldberechnung vollständig abgeschlossen und darauf aufbauend das Verschiebungsfeld berechnet (schwache Kopplung), wodurch die Änderung der Nahtgeometrie und der somit verursachte Einfluss auf die Verteilung der Schweißwärme vernachlässigt wird. In [102] konnte gezeigt werden, dass die Schmelzbadgeometrie davon kaum beeinflusst wird, aber Unterschiede im SV um bis zu 20 % auftreten.

2.3.1 Thermophysikalische Modellierung

• Thermisch

Die physikalische Berechnungsgrundlage des transienten Temperaturfelds basiert auf der Verknüpfung des ersten Hauptsatzes der Thermodynamik mit dem *Fourierschen* Grundgesetz der Wärmeleitung. Die nichtlineare Feldgleichung der Wärmeleitung mit der Erweiterung eines Produktionsterms in Form von volumetrischen Wärmequellen lautet:

$$\rho(T) \cdot c_p(T) \cdot \frac{\partial T}{\partial t} + \nabla(-\lambda(T) \cdot \nabla T) = q_{\text{Vol}}(x, y, z, t) \quad \text{mit } T = T(x, y, z, t)$$

mit den Rand- und Anfangsbedingungen:

Gleichung 2.3

$$-\lambda \cdot \left. \frac{\partial T}{\partial n} \right|_{\Omega} = q_{\Omega} \quad \text{und} \quad T(x, y, z, t = 0) = T(x, y, z)|_{t=0}$$

mit ρ - spezifische Dichte, c_p - spezifische Wärmekapazität, T - Temperatur, λ - Wärmeleitfähigkeit, q_{Vol} - volumetrische Wärmestromdichte, q_{Ω} - flächenbezogene Gesamtwärmestromdichte

Der Eintrag und die geometrische Verteilung der Schweißwärme wird durch Ersatzwärmequellen gewährleistet, deren jeweilige Verteilung der volumetrischen Wärmestromdichten von den in Gleichung 2.4-2.6 enthaltenen freien Parametern abhängt. Diese müssen im Zuge der Temperaturfeldkalibrierung mit Hilfe experimenteller Daten vom Benutzer angeglichen werden.

Volumetrische Wärmestromdichte der gaußverteilten Wärmequelle nach [87]:

$$q_{\text{Vol}} = \frac{9 \cdot e^5 \cdot Q}{\pi(e^3 - 1) \cdot (z_0 - z_u) \cdot (r_0^2 + r_o \cdot r_u + r_u^2)^2} \cdot e^{-M \cdot \left(\frac{r}{r_0}\right)^2}$$

Gleichung 2.4

$$r_0 = r_o - (r_o - r_u) \cdot \frac{z_0 - z}{z_0 - z_u} \quad ; \quad r = \sqrt{(x - x_0 - v_s \cdot t)^2 + (y - y_0)^2}$$

mit q_{Vol} - volumetrische Wärmestromdichte, Q - gesamte Wärmeleistung im Doppelellipsoid, M - Abklingkoeffizient, r_o, u - obere/untere Radien, t - Zeit, v_s - Schweißgeschwindigkeit, x - globale Koordinate, z_o, u - oberer/unterer Abstand von der Referenzebene

Volumetrische Wärmestromdichte der doppelellipsoiden Wärmequelle nach [88]:

$$q_{\text{Vol, f}} = \frac{6 \cdot \sqrt{3} \cdot f_f \cdot Q}{a_f \cdot b \cdot c \cdot \pi \sqrt{\pi}} \cdot e^{-M \cdot \left(\frac{x - x_0 - v_s \cdot t}{a_f}\right)^2} \cdot e^{-M \cdot \left(\frac{y - y_0}{b}\right)^2} \cdot e^{-M \cdot \left(\frac{z - z_0}{c}\right)^2}$$

Gleichung 2.5

$$q_{\text{vol}, r} = \frac{6 \cdot \sqrt{3} \cdot f_r \cdot Q}{a_r \cdot b \cdot c \cdot \pi \sqrt{\pi}} \cdot e^{-M \cdot \left(\frac{x-x_0-v_s \cdot t}{a_r}\right)^2} \cdot e^{-M \cdot \left(\frac{y-y_0}{b}\right)^2} \cdot e^{-M \cdot \left(\frac{z-z_0}{c}\right)^2} \quad \text{Gleichung 2.6}$$

mit, f_r , r - Wichtungsfaktoren, $\{a_r, r, b, c\}$ - Halbachsen des Ellipsoids, $\{x, y, z\}$ - globale Koordinaten

• Metallurgisch

Die Grundlagen für die mathematische Beschreibung der diffusionsgesteuerten Umwandlungen (austenitische, ferritisch-perlitische und bainitische Umwandlungen) beruhen auf dem semi-empirischen Modell von *Leblond-Devaux*. Mit der daraus folgenden Evolutionsgleichung ist es anhand von Parameteranpassung möglich, die Daten aus isothermen und kontinuierlichen SZTU-Schaubildern direkt in die FE-Software zu implementieren. Die Formulierung ohne Berücksichtigung des Einflusses der Austenitkorngröße auf die Umwandlungskinetik bei kontinuierlichem Temperaturverlauf lautet [93]:

$$\frac{dp}{dt} = f(\dot{T}) \cdot \frac{p_{\text{eq}}(T) - p(T)}{\tau(T)} \quad \text{Gleichung 2.7}$$

mit p - Phasenanteil, t - Zeit, f - Faktor zur Berücksichtigung der Abkühlrate, T - Temperatur, p_{eq} - Phasenanteil im Gleichgewichtszustand, τ - Zeit für die Bildung eines Phasenanteils

Das phänomenologische Umwandlungsmodell für die diffusionslose Martensitumwandlung wird durch *Koistinen-Marburger* gegeben [94]:

$$p(T) = 1 - \exp(-KM \cdot (M_s - T)) \quad \text{Gleichung 2.8}$$

mit KM - *Koistinen-Marburger-Koeffizient*, M_s - *Martensitstarttemperatur*

Liegt ein Gemisch aus Gefügebestandteilen vor, so werden die thermophysikalischen und thermomechanischen Kennwerte des Mischwerkstoffs mit Hilfe einer linearen Mischungsregel gebildet:

$$X = \sum_{i=1}^n p_i \cdot X_i \quad \text{mit} \quad \sum_{i=1}^n p_i = 1 \quad \text{Gleichung 2.9}$$

mit X - *thermophysikalische oder thermomechanische Kennwerte des Mischwerkstoffs*, X_i - *Kennwerte der Gefügebestandteile*, n - *Anzahl aller Gefügebestandteile des Mischwerkstoffs*, i - *jeweiliger Gefügebestandteil*, p_i - *Volumenanteil des jeweiligen Gefügebestandteils*

2.3.2 Thermomechanische Modellierung

Die Berechnung der Spannungen und Verformungen erfolgt über die zeitabhängige Gesamtdehnung und beruht auf der klassischen Theorie des isotropen elastisch-plastischen Werkstoffverhaltens. Das Gesamtdehnungsinkrement setzt sich aus der Summe der einzelnen Dehnungsinkremente zusammen:

$$d\varepsilon_{ij} = d\varepsilon_{a,ij} + d\varepsilon_{el,ij} + d\varepsilon_{pl,ij} + d\varepsilon_{th,ii} + d\varepsilon_{up,ij} \quad \text{Gleichung 2.10}$$

mit $d\varepsilon_{ij}$ - *differentielle Gesamtdehnung*, $d\varepsilon_{a,ij}$ - *Anfangsdehnung*, $d\varepsilon_{el,ij}$ - *elastische Dehnung*, $d\varepsilon_{pl,ij}$ - *deviatorische plastische Dehnung*, $d\varepsilon_{th,ii}$ - *Wärmedehnung*, $d\varepsilon_{up,ij}$ - *deviatorische Umwandlungsplastische Dehnung*

Im linear elastischen Verformungsbereich wird das elastische Dehnungsinkrement mit Hilfe des *Hookeschen-Gesetzes* berechnet:

$$d\varepsilon_{el,ij} = \frac{1}{2 \cdot G} \cdot \sigma_{d,ij} + \frac{1}{2 \cdot K} \cdot \sigma_{h,ii} \quad \text{Gleichung 2.11}$$

mit G - Schubmodul, $\sigma_{d,ij}$ - deviatorischer Spannungsanteil, K - Kompressionsmodul, $\sigma_{h,ii}$ hydrostatischer Spannungsanteil

Für die Festlegung des Übergangs zwischen elastischem und plastischem Werkstoffverhalten wird eine Fließbedingung benötigt. In der Plastizitätstheorie wird diese über eine Fließfunktion F (Plastizitätskriterium) gebildet, welche aus der Differenz einer Vergleichsspannung σ_V und der Fließgrenze σ_F gebildet wird. Es gilt:

$$\text{elastisches Verhalten: } F = \sigma_V - \sigma_F < 0 \quad \text{und plastisches Verhalten: } F = \sigma_V - \sigma_F = 0$$

Ist das Plastizitätskriterium mit $F = 0$ erfüllt, so ist basierend auf der Normalhypothese das plastische Dehnungsinkrement nach Erreichen der Fließbedingung durch folgendes Fließgesetz berechenbar:

$$d\varepsilon_{pl,ij} = d\lambda \cdot \frac{\partial F}{\partial \sigma_{ij}} \quad \text{Gleichung 2.12}$$

mit λ - Größenordnungsparameter der plastischen Dehnung, F - Plastizitätskriterium, σ_{ij} - Spannungsanteil

Zur Anwendung des Fließgesetzes muss die Fließfunktion an das Werkstoffverhalten angepasst werden. Unter Nutzung der *Mises-Vergleichsspannung* (Gestaltänderungshypothese) lautet die *Mises-Fließfunktion* für isotropes Verfestigungsverhalten:

$$F_{iso} = \sigma_{VM} - \sigma_F = \sqrt{\frac{3}{2} \cdot \sigma_{d,ij} \cdot \sigma_{d,ij}} - \sigma_F(k) = 0 \quad \text{Gleichung 2.13}$$

mit F_{iso} - isotropes Plastizitätskriterium, σ_{VM} - Mises-Vergleichsspannung, σ_F - Fließgrenze, k - skalarer Verfestigungsparameter

Im Fall rein kinematischen Werkstoffverhaltens wird die *Mises-Fließfunktion* nach *Prager* modifiziert [103], was zur Fließfunktion für lineare kinematische Verfestigung führt:

$$F_{kin} = \sqrt{\frac{3}{2} \cdot \left(\sigma_{d,ij} - \frac{2}{3} \cdot c \cdot \varepsilon_{pl,ij} \right) \cdot \left(\sigma_{d,ij} - \frac{2}{3} \cdot c \cdot \varepsilon_{pl,ij} \right)} - \sigma_F = 0 \quad \text{Gleichung 2.14}$$

mit F - isotropes Plastizitätskriterium, $\varepsilon_{pl,ij}$ - plastische Dehnung, c - Anstieg der Fließkurve

Zur Modellierung eines gemischt isotrop-kinematischen Werkstoffverhaltens werden die Plastizitätskriterien der Gleichungen 2.13/2.14 durch einen skalaren Parameter gewichtet, welcher vom Benutzer im Vergleich mit experimentellen Daten angepasst werden muss:

$$F_{gew}(P_{iso}) = P_{iso} \cdot F_{iso} + (1 - P_{iso}) \cdot F_{kin} \quad \text{mit } 0 \leq P_{iso} \leq 1 \quad \text{Gleichung 2.15}$$

mit F_{gew} - gewichtetes Plastizitätskriterium (gemischt isotrop-kinematisch), P_{iso} - skalarer Parameter als Wichtungsfaktor

Das Inkrement der Wärmedehnung ist beschränkt auf volumetrische (dilatatorische) Dehnungskomponenten und berechnet sich über den thermischen Ausdehnungskoeffizient zu:

$$d\varepsilon_{th,ij} = 3 \cdot d\varepsilon_{th} = 3 \cdot \alpha \cdot dT \quad \text{Gleichung 2.16}$$

mit $d\varepsilon_{th}$ - volumetrische Dehnungskomponenten, α - thermischer Ausdehnungskoeffizient

Für den Fall des nicht-linearen plastischen Verfestigungsverhaltens (multi-lineare Fließkurven) geschieht die Modellierung des umwandlungsplastischen Dehnungsinkrements mit dem von *Leblond* formulierten Ansatz [66], welcher den materialabhängigen UP-Parameter K (Abschnitt 2.2.2.2) einbindet:

$$d\varepsilon_{up,ij} = -\frac{3}{2} \cdot K \cdot \sigma_{d,ij} \cdot \ln(p) \cdot p \left(\frac{\sigma_{VM}}{\sigma_F} \right) \quad \text{Gleichung 2.17}$$

mit K - umwandlungsplastischer Parameter, $\sigma_{d,ij}$ - deviatorischer Spannungsanteil, p - Anteil der α -Phase, σ_{VM} - Mises-Vergleichsspannung, σ_F - Fließgrenze

2.3.3 Bestimmung von Werkstoffkennwerten

Die Durchführung der numerischen Schweißstruktursimulation erfordert die Vorgabe von temperaturabhängigen thermophysikalischen und thermomechanischen Werkstoffkennwerten, deren Bereitstellung den „Flaschenhals“ [8] im Bereich des Modellaufbaus bildet. Zu den thermophysikalischen Kennwerten gehören die thermodynamischen Größen wie die Wärmeleitfähigkeit, Dichte und Wärmekapazität, sowie die thermometallurgischen Größen, welche das Verhalten der Festphasenumwandlungen charakterisieren. Werkstoffeigenschaften wie die thermische Ausdehnung, das Elastizitätsmodul, die Querkontraktion, das Spannungs-Dehnungsverhalten und die Umwandlungsplastizität werden den thermomechanischen Kennwerten zugeordnet.

Im Vergleich zu den thermomechanischen /-metallurgischen Kennwerten stellt die Bereitstellung der thermodynamischen Größen ein untergeordnetes Problem dar. Mit Messverfahren wie zum Beispiel der Kalorimetrie gestaltet sich der experimentelle und finanzielle Aufwand zur Ermittlung der zugehörigen Größen verhältnismäßig gering. Da diese Größen hauptsächlich der chemischen Zusammensetzung des Werkstoffs unterliegen, können diese davon abhängig durch Berechnungsprogramme [104] oder vorhandene Datenbanken hinreichend approximiert werden. Zudem können etwaige Fehlerstreunungen dieser Größen im Zuge der Temperaturfeldkalibrierung durch eine zweckmäßige Anpassung der Wärmequellenparameter (Abschnitt 2.3.1) kompensiert werden.

Im Gegensatz dazu hängen die thermometallurgischen /-mechanischen Eigenschaften neben der chemischen Zusammensetzung auch vom jeweiligen Fabrikations- und Verarbeitungsprozess, sowie vom Beanspruchungszustand des Werkstoffs ab. Zwar kann auch hier auf Berechnungsprogramme und konstitutive Modelle [105] oder vorhandene Datenbanken ähnlicher Werkstoffe zurückgegriffen werden, jedoch tun sich hierbei zusätzlich zu den Chargenschwankungen vor allem bei neu entwickelten Werkstoffen große Unsicherheiten auf, deren Auswirkungen auf die mechanische Spannungsantwort der Schweißverbindung im Voraus nicht abzuschätzen sind. Diesbezüglich heben vor allem die Autoren in [8, 12, 99, 106] den starken Einfluss der thermometallurgischen /-mechanischen Werkstoffkenn-

werte in Hinblick auf die mechanische Berechnung der SE und des SV hervor, was durch beispielhafte Untersuchungen in [41, 78, 98-100] bestätigt wird. Um die durch Approximation dieser Werkstoffkennwerte verursachte Unsicherheit in den Berechnungsergebnissen auszuschließen, verbleibt letztendlich deren Bestimmung nur auf experimentellem Weg.

Während die Kennwerte der thermischen Dehnung, des Elastizitätsmoduls und der Querkontraktion mit Hilfe von Ofenversuchen hinreichend genau ermittelt werden können, erfordert die Bestimmung des Umwandlungsverhaltens, des Spannungs-Dehnungsverhaltens und der Umwandlungsplastizität Austenitisierungs- und Abkühlbedingungen, welche denen eines SZTZ entsprechen (Abschnitt 2.2.1). Nur somit ist gewährleistet, dass die ermittelten, von der Mikrostruktur abhängigen Werkstoffkennwerte weitestgehend den Eigenschaften der unter Schweißprozesswirkung ausgesetzten Werkstoffbereiche der Schweißverbindung gleichen [37, 39-41]. Für die Nachbildung der SZTZ von Lichtbogenprozessen bieten sich hierfür Versuchsanlagen mit aktiver Erwärmung an, da die entsprechenden Aufheizraten mit bis zu 1000 °K/s, Haltezeiten von wenigen Sekunden und gewünschte Abkühlzeiten einstellbar sind.

Zur Nachbildung von WEZ-Mikrostrukturen wurde basierend auf Forschungsarbeiten von *Nippes* und *Savage* [107, 108] das *Gleeble*[®]-System am *Rensselaer Polytechnic Institute* (RPI) entwickelt. Hiermit ist es möglich, Stahlwerkstoffe definierten SZTZ auszusetzen und mechanisch gezielt zu belasten. Basierend auf dem im Jahr 1957 erstmalig kommerziell produzierten System wurde die *Gleeble*[®]-Technik sukzessive verbessert und ermöglichte nun auf Basis einer experimentell hergestellten WEZ-Mikrostruktur Untersuchungen zu Warmzugeigenschaften, Umwandlungsverhalten und Ermüdungsverhalten.

Das Spannungs-Dehnungsverhalten hängt neben den mikrostrukturellen Eigenschaften auch von der Dehnratenbeanspruchung ab. Beispielsweise wurde hierzu die Dehnratenabhängigkeit der Spannungs-Dehnungsantwort hochfester Werkstoffe in [41, 106, 109] experimentell untersucht. Die Autoren konnten zeigen, dass insbesondere bei erhöhten Temperaturen über 400 °C ein signifikanter Dehnrateneinfluss auftritt. Da die Dehnraten eng mit der Temperaturänderungsrate korreliert, werden die WEZ-Werkstoffbereiche während der schnellen Aufheizphase hohen Dehnraten ausgesetzt. Für Lichtbogenprozesse mit typischen Aufheizraten von 100 K/s bis 1000 K/s ergeben sich thermisch induzierte Dehnraten von $0,0015 \text{ s}^{-1}$ bis $0,015 \text{ s}^{-1}$ [41]. Hieraus folgt, dass der Dehnrateneinfluss bei der experimentellen Bestimmung des Spannungs-Dehnungsverhaltens zum Zwecke der numerischen Schweißstruktursimulation berücksichtigt werden muss. Dies erfordert, dass von der Normvorgabe für Zugversuche bei erhöhter Temperatur (DIN EN 10002-5) mit Beanspruchungsdehnraten von $1,7 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ bis $8,3 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ deutlich abgewichen werden muss.

Zusammenfassend lässt sich sagen, dass die im Rahmen der numerischen Schweißstruktursimulation vorzugebenden thermometallurgischen /-mechanischen Werkstoffkennwerte einen starken Einfluss auf die Berechnung der SE und SV nehmen und zur Sicherstellung der Vertrauenswürdigkeit der Berechnungsergebnisse auf fallspezifische, experimentell bestimmte Werkstoffkennwerte zurückgegriffen werden muss. Hierbei sollte die Bestimmung des Umwandlungsverhaltens, des Spannungs-Dehnungsverhaltens und der Umwandlungsplastizität auf einer thermischen Wärmebehandlung entsprechender SZTZ beruhen. Zudem ist bei der Bestimmung des Spannungs-Dehnungsverhaltens der bei Schweißprozessen hohe Dehnrateneinfluss zu beachten.

2.4 Einsatz hochlegierter Zusatzwerkstoffe

Die Idee der Kompensation von Schrumpf- und Abschreckspannungen mittels Umwandlungsspannungen führte Mitte der 1990er Jahre erstmalig zur Entwicklung von Schweißzusatzwerkstoffen mit gezielt herabgesetzter Phasenumwandlungstemperatur [29-31]. Dabei wurden den Zusatzwerkstoffen die Legierungselemente Chrom (*Cr*) und Nickel (*Ni*) im bestimmten Maß beigemischt und somit die martensitische ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlung hin zu tieferen Temperaturen verzögert. Diese Zusatzwerkstoffe werden sinnhaft als Low Transformation Temperature (LTT) Legierungen bezeichnet, wobei zur Umwandlungsverzögerung austenitstabilisierende Elemente eingesetzt werden können.

2.4.1 Werkstoffcharakterisierung

• Begriffsdefinition

Eine phänomenologische Definition des Begriffs ‚LTT-Legierung‘ gibt der Autor in [61]:

„Low Transformation Temperature (LTT) Legierungen sind hochlegierte Schweißzusatzwerkstoffe, welche eine martensitische Phasenumwandlung mit einer M_s -Temperatur oberhalb der Raumtemperatur aufweisen, die allein der Eigenspannungskontrolle in der Schweißnaht und angrenzenden Bereichen dient. Der sich einstellende SE-Zustand 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.“

Es wird nun davon ausgegangen, dass im Folgenden alle involvierten hochlegierten Zusatzwerkstoffe der eben angeführten Begriffsdefinition unterliegen und somit als LTT-Legierungen bezeichnet werden können.

• Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit auf die M_s - und M_f -Temperatur

Im Fall der diffusionslosen martensitischen Umwandlung klappt die Gitterstruktur von der kubisch flächenzentrierten in die tetragonal raumzentrierte Form um. Die Induzierung dieser Umklappvorgänge hängt dabei entscheidend von der Höhe der Aktivierungsenergie beziehungsweise vom Maß der Unterkühlung ab und sollte sich somit im Wesentlichen unabhängig von der Abkühlgeschwindigkeit zeigen. Dies veranlasst die Autoren von Veröffentlichungen zum Thema LTT-Legierungen dazu, die M_s - und M_f -Temperaturen der untersuchten Legierungen unabhängig von der Abkühlgeschwindigkeit anzugeben. In [61] und [110] führen die Autoren die Ermittlung der M_s -Temperaturen von LTT-Legierungen mit variierenden *Cr-Ni*-Gehalten durch. Die Ergebnisse untermauern die Annahme einer Unabhängigkeit der martensitischen ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Phasenumwandlung von der Abkühlgeschwindigkeit.

• *Cr-Ni*-Einfluss auf die M_s - und M_f -Temperatur

In [111] wurden einem Basiswerkstoff *Cr* und *Ni* einzeln beigemischt. Anhand der hiermit hergestellten Werkstoffproben wurden die M_s - und M_f -Temperaturen in Abhängigkeit der beigemischten Legierungselemente bestimmt. Die resultierenden Werte entsprechend der zugesetzten Elemente *Cr* oder *Ni* sind Bild 2.7 dargestellt. Neben einer nahezu linearen

Abhängigkeit der M_s - und M_f -Temperaturen vom Cr - oder Ni -Gehalt, zeigt sich mit $\Delta T \approx 100$ K eine konstante Differenz zwischen M_s und M_f .

Zur Abschätzung der M_s -Temperaturen in Abhängigkeit der chemischen Zusammensetzung bietet die Literatur verschiedene empirische Formeln. Für den niedrig- und hochlegierten Bereich weist die durch Gleichung 2.18 dargestellte lineare Beziehung von *Steven* und *Haynes* [112] die geringsten Streuungen bei hohen Cr -Gehalten auf:

$$M_s = 561 - 474 \cdot C - 33 \cdot Mn - 21 \cdot Mo - 17 \cdot Ni - 17 \cdot Cr \quad \text{Gleichung 2.18}$$

mit M_s - Martensitstarttemperatur, C - Kohlenstoff, Mn - Mangan, Mo - Molybdän, Ni - Nickel, Cr - Chrom

Eine experimentelle Analyse der M_s -Temperatur unter Variation der Cr - Ni -Gehalte wurde in [61] durchgeführt (Bild 2.8). Es folgt eine nahezu lineare Abhängigkeit der M_s -Temperatur vom Cr - Ni -Gehalt, was mit den Beobachtungen in [111] übereinstimmt. Es ist ersichtlich, dass mit wachsendem Cr - Ni -Gehalt die experimentell bestimmten M_s -Temperaturen zunehmend von den nach Gleichung 2.18 berechneten Werten abweichen. Dennoch, für den untersuchten geringsten Gehalt an Cr und Ni besitzt Gleichung 2.18 Gültigkeit.

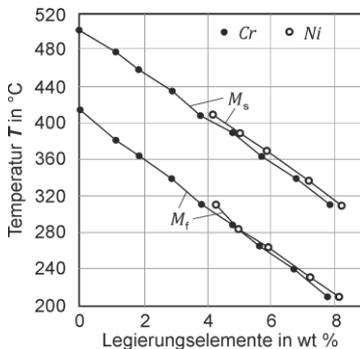


Bild 2.7 M_s - und M_f -Temperaturen in Abhängigkeit der Legierungselemente Cr und Ni nach [111]

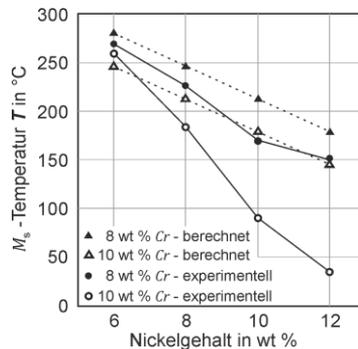


Bild 2.8 M_s -Temperatur in Abhängigkeit der Legierungselemente Cr und Ni . Experimentell nach [61], berechnet nach Gleichung 2.18 [112]

2.4.2 Einflüsse auf die Eigenspannungs- und Verzugsausbildung

Experimentelle Untersuchungen zur beabsichtigten Reduktion von SE und SV unter Einsatz von LTT-Legierungen sind in der Literatur zahlreich vertreten und werden zum Beispiel in [5, 6, 61] ausführlich diskutiert. In [61] kommt der Autor zum Schluss, dass eine generelle Existenz von Druckeigenspannungen nicht vorherzusagen ist und deren Nachweis eine Analyse im jeweiligen Anwendungsfall bedarf. Neben den interagierenden Einflüssen aus Erstarrungsverhalten, Gefüge, Schrumpfbehinderung und mechanischen Eigenschaften werden hier explizit die Einflüsse der Umwandlungstemperatur, des Restaustenitgehalts, der Aufmischung und der Einfluss der Umwandlungsplastizität herausgestellt.

Mit dem Fokus der vorliegenden Arbeit eine simulationsgestützte Einflussanalyse der Ausbildung von SE und SV durchzuführen, werden nun einige Schweißexperimente mit Hinblick auf die Einflüsse der M_s -Temperatur und des Restaustenits, jedoch insbesondere der Einfluss der Aufmischung diskutiert. Anschließend werden diesbezüglich Betrachtungen

zum derzeitigen Stand numerischer Untersuchungen vorgenommen, welche ebenso den Einfluss der Umwandlungsplastizität einbeziehen.

2.4.2.1 Schweißexperimente - Schweißeigenspannungen

Bereits vor der erstmalig gezielten Entwicklung von LTT-Legierungen [29-31] führte die Forschergruppe in [113, 114] eine systematische Analyse des M_s -Einflusses auf die sich ausbildenden SE und SV durch. Hierzu wurden kommerziell verfügbare hochlegierte Zusatzwerkstoffe mit verschiedenen M_s -Temperaturen in mehrlagigen hochfesten Dickblechschweißungen (20 mm, U-Naht) eingesetzt. Der nach Aufbringung der letzten Schweißlage verbleibende Winkelverzug zeigt ein Minimum bei $M_s \approx 250 \text{ }^\circ\text{C}$ (Bild 2.9). Die mit Hilfe der Bohrlochmethode in Nahtmitte ermittelten SE weisen bezüglich der Längs- und Querkomponente ein ausgeprägtes Druckmaximum für $M_s \approx 250 \text{ }^\circ\text{C}$ auf (Bild 2.10).

Circa zehn Jahre später wurden in [115] ebenso mehrlagige hochfeste Dickblechschweißungen (20 mm, U-Naht) hergestellt, wobei nun speziell entwickelte LTT-Legierungen zum Einsatz kamen. Die auch hier mit Hilfe der Bohrlochmethode in Nahtmitte ermittelten SE besitzen unter M_s -Variation einen ähnlichen qualitativen Verlauf in den Längs- und Quereigenspannungen, wobei das Druckmaximum für $M_s = 191 \text{ }^\circ\text{C}$ ausgemacht wurde.

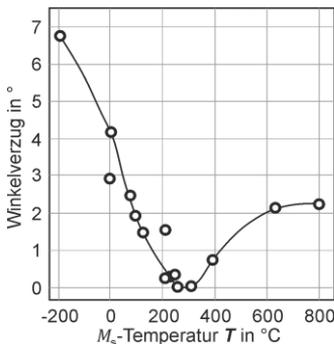


Bild 2.9 Winkelverzug für Schweißzusätze variierender M_s -Temperatur nach [113]

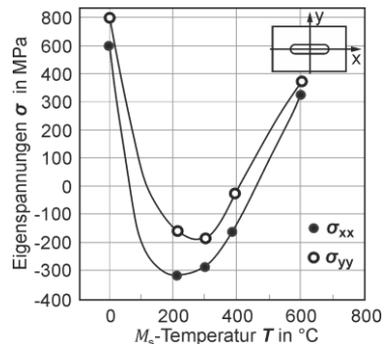


Bild 2.10 Eigenspannungen für Schweißzusätze variierender M_s -Temperatur nach [114]

Während das in Bild 2.9 auftretende Minimum für den Winkelverzug einer Mehrlagenschweißung wohl hauptsächlich auf die mit fallender Umwandlungstemperatur erst zunehmenden martensitischen Volumenanteile und mit Einsetzen der unvollständigen Umwandlung abnehmenden Volumenanteile zurückzuführen ist, liegen für das Auftreten der Druckmaxima komplexere Vorgänge zugrunde. Bei zu hoher M_s -Temperatur ist die Martensitumwandlung zwar abgeschlossen, jedoch ist zum einen die Volumenexpansion geringer und zum anderen werden die Umwandlungsspannungen während des noch zu durchlaufenden Temperaturintervalls bis auf Raumtemperatur durch zunehmende Schumpfspannungsanteile bis in den Zugspannungsbereich hinein kompensiert (Abschnitt 2.2.2). Bei zu niedriger M_s -Temperatur ist die Umwandlung bei Erreichen der Raumtemperatur nicht abgeschlossen. Dies hat zur Folge, dass die Menge des umgewandelten Volumens gering ausfällt und sich die Druckspannungen nicht voll ausbilden können. Zudem verursacht eine zunehmend unvollständige Umwandlung einen anwachsenden Anteil von Restaustenit, dessen gegen-

über der martensitischen Phase geringere Warmstreckgrenze einen erheblichen Einfluss auf das erreichbare Spannungsniveau erwarten lässt.

Weitere umfangreiche Untersuchungen zur SE-Ausbildung in Mehrlagenschweißungen unter Einsatz verschiedener LTT-Legierungen mit variierenden M_s -Temperaturen (Bild 2.8) wurden in [61] durchgeführt. Auch hier führen sinkende M_s -Temperaturen zur Ausbildung eines Druckmaximums. Im Gegensatz zu den Untersuchungen in [114] stellte sich jedoch eine geringere Abhängigkeit des Druckspannungsniveaus von den M_s -Temperaturen ein. In [61] gelang es erstmals, die martensitischen und austenitischen Eigenspannungsanteile des sich einstellenden Festphasengemischs mit Hilfe von winkeldispersiven In-Situ-Beugungsexperimenten getrennt zu ermitteln. Der Autor schlussfolgert, dass der sich einstellende Makro eigenspannungszustand durch das relativ geringe Eigenspannungsniveau der Austenitphase limitiert wird und die Höhe des letztendlich verbleibenden Markoeigenspannungsniveaus eindeutig vom Restaustenitgehalt bestimmt wird.

Beim Schweißen mit Zusatzwerkstoff tritt im Schmelzbadbereich stets eine Aufmischung des Zusatzwerkstoffs mit dem Grundwerkstoff auf [34]. Werden also niedriglegierte Grundwerkstoffe mit LTT-Werkstoffen verschweißt, so weist das Schweißgut gegenüber dem reinen LTT-Werkstoff einen niedrigeren Legierungsgehalt und somit eine differente M_s -Temperatur auf. Deshalb liegt es nahe, dass die Aufmischung in die Bewertung der Eigenspannungs- und Verzugsausbildung beim Einsatz von LTT-Legierungen einbezogen werden sollte, da ja gerade diese Werkstoffe auf Grund ihrer gezielt eingestellten M_s -Temperaturen zur Verringerung der SE und SV verwendet werden sollen.

Im Folgenden wird nun zuerst der Einfluss der Aufmischung auf die sich einstellenden M_s -Temperaturen betrachtet. Da bis dato in der Literatur keine hinreichend experimentell abgesicherten Untersuchungen zum Einfluss der Aufmischung auf die SE und SV zu finden sind, wird anschließend versucht über entsprechende Analogien die möglichen Auswirkungen aufzuzeigen.

In [116] weisen chemische Analysen am Schweißgut einlagig und zweilagig hergestellter Schweißverbindungen eine erhebliche Reduktion der Legierungselemente Cr und Ni auf. Als Grundwerkstoff diente ein hochfester, niedriglegierter (HSLA) Feinkornbaustahl *Weldox 700*. Für die einlagigen Schweißungen wurde diesbezüglich eine Reduktion im Schweißgut mit bis zu -35 % ausgemacht. Im Fall der zweilagigen Schweißverbindungen ist ebenso eine Aufmischung zu beobachten, welche jedoch mit -11 % geringer ausfällt. Eine Gegenüberstellung der M_s -Temperaturen mit und ohne Aufmischung wurde leider nicht durchgeführt. Wendet man jedoch die in [116] vorgeschlagene M_s -Gleichung auf die jeweiligen chemischen Zusammensetzungen an, so folgt für die einlagige Schweißung eine gegenüber dem reinen LTT-Schweißgut erhöhte M_s -Temperatur um $\Delta M_s = +96$ K und für die zweilagige Schweißverbindung eine Erhöhung um $\Delta M_s = +17$ K. Auf Grund der verwendeten Methode der Funkenspektalanalyse, welche nur eine integrale Erfassung der chemischen Elemente im aufgemischten Schweißgut ermöglicht, wurde im Fall der zweilagigen Schweißverbindung nicht zwischen den Legierungsgehalten der ersten und der zweiten Schweißraupe unterschieden. Neben der Veränderung der M_s -Temperaturen muss an dieser Stelle auch auf die möglichen unterschiedlichen Aufmischungsgrade zwischen den einzelnen Schweißraupen in Mehrlagenschweißungen hingewiesen werden. Eine separate Bewertung des Aufmischungseinflusses auf die Verteilung der SE im Volumen der

Schweißverbindungen wurde nicht vorgenommen. Der SV wurde nicht untersucht.

Ein weiteres Beispiel für den immensen Einfluss der Aufmischung auf die effektive M_s -Temperatur lässt sich in [117] finden. Hier wurden drei der in [61] (Bild 2.8) entwickelten LTT-Legierungen mit variierendem Nickelgehalt zur Herstellung von einlagigen Proben für den Tekken-Test [118] eingesetzt. Als Grundwerkstoff diente der HSLA-Feinkornbaustahl S960Q. Die $Cr-Ni$ -Gehalte des einlagigen Schweißguts der mit zwei von diesen LTT-Werkstoffen hergestellten Tekken-Proben wurden mittels energiedispersiver Röntgenspektroskopie bestimmt. Auch hier tritt die Aufmischung mit -25 % beziehungsweise mit -17 % verhältnismäßig stark auf, was zu signifikant veränderlichen M_s -Temperaturen zwischen dem reinen und aufgemischten Schweißgut führt. Da hier keine separate Bestimmung der M_s -Temperatur des aufgemischten Schweißgutes stattfand, wird die für diese $Cr-Ni$ -Gehalte noch gültige Gleichung 2.18 angewandt (Tabelle 2.2). Eine Eigenspannungsanalyse am Tekken-Probenmaterial wurde nicht durchgeführt.

Die eben angeführten Betrachtungen zur Aufmischung bezogen sich auf eine angenommene $Cr-Ni$ -Gleichverteilung im jeweilig aufgemischten Schweißgut. Dies liegt einerseits an den nur punktuell vorgenommenen chemischen Analysen mittels energiedispersiver Röntgenspektroskopie oder an den nur integral erfassbaren $Cr-Ni$ -Werten durch Anwendung der oft eingesetzten Funkenspektralanalyse. Da jedoch während des Schweißprozesses von einer inhomogenen Schmelzbadströmung ausgegangen werden muss, liegt es nahe, eine makroskopisch diskontinuierliche Verteilung der Legierungselemente innerhalb einer Schweißraupe anzunehmen. Diese Diskontinuität würde letztendlich zu einer inhomogenen, zeitlich und örtlich versetzten martensitischen Umwandlung innerhalb der einzelnen Schweißraupe führen und somit unerwartete, lokale Eigenspannungsausprägungen verursachen. Einen Hinweis auf die Richtigkeit dieser Annahme könnte das nun folgende Fallbeispiel liefern.

Tabelle 2.2 Aufmischung von Tekken-Schweißgutproben [117]

reines Schweißgut	gemessene M_s -Temperatur	aufgemischtes Schweißgut	berechnete M_s -Temperatur	Aufmischung	ΔM_s	
$Cr = 10 \text{ wt } \%$ $Ni = 8 \text{ wt } \%$	184 °C	$Cr = 7,59 \text{ wt } \%$ $Ni = 5,89 \text{ wt } \%$	247 °C	-25 %	+63 K	a
$Cr = 10 \text{ wt } \%$ $Ni = 10 \text{ wt } \%$	90 °C	$Cr = 8,15 \text{ wt } \%$ $Ni = 8,51 \text{ wt } \%$	204 °C	-17 %	+114 K	b

Unter Anwendung von drei verschiedenen Zusatzwerkstoffen mit zunehmenden Legierungsgehalt wurden am *Welding Research Institute* (VUC) einlagige ERC-Proben (ERC - elastic rigid cracking) an einem HSLA-Grundwerkstoff *Weldox 700* angefertigt [119]. Die per Funkenspektralanalyse an den Nahtquerschliften ermittelten chemischen Zusammensetzungen (Tabelle 2.3) führen bezüglich der $Cr-Ni$ -Summen auf Aufmischungen mit -34 % (a), -39 % (b) und -31 % (c), was wie in den vorherigen Fallbeispielen auf stark unterschiedliche M_s -Temperaturen zwischen reinem und aufgemischtem Schweißgut führen muss. Am unbelasteten Probenmaterial wurden auf Höhe der in Bild 2.11 eingezeichneten Messposition SE-Messungen mit Hilfe von Neutronenbeugung durchgeführt. Die mit einem Messvolumen von $2 \times 2 \times 2 \text{ mm}^3$ erfassten SE-Komponenten sind in Bild 2.12 dargestellt. Die Anwendung des am höchsten legierten Zusatzwerkstoffs ‚c‘ sollte im Vergleich zu den Fällen

,a' und ,b' theoretisch auf eine Verringerung des Eigenspannungsniveaus im Schmelzbadbereich führen. Jedoch weist diese Schweißverbindung hier ausgeprägte Zugspannungsmaxima für alle drei SE-Komponenten auf. Bei genauerer Betrachtung des Schweißguts in Bild 2.11 fällt auf, dass sich durch die (unbekannte) Ätzung zwei diskret getrennte Bereiche (Grenzfläche) mit unterschiedlichen Graustufen ergeben, welche in den aufgemischten Schweißgütern ,a' und ,c' nicht zu beobachten sind [119]. Unter der Annahme, dass hierfür signifikant unterschiedliche Legierungsverteilungen innerhalb des Schweißguts verantwortlich sind, würden für die durch die Grenzfläche getrennten Bereiche unterschiedliche M_s -Temperaturen resultieren, was wiederum während der Abkühlung zu inhomogenen, das heißt zeitlich und räumlich versetzten martensitischen Umwandlungen führt. Nach [57] können die in den jeweils zuerst umwandelnden Bereichen bereits aufgebauten Druckspannungen durch die nachfolgende, in den später umwandelnden angrenzenden Bereichen auftretende Volumenexpansion bis in den Zugspannungsbereich abgebaut werden. Auf Grund der 60 °-V-Nahtvorbereitung liegt es nahe, für den unteren Bereich des Schweißguts eine gegenüber dem oberen Bereich höhere Aufmischung mit dem Grundwerkstoff anzunehmen. Dies führt zu einer höheren M_s -Temperatur und somit zu einem gegenüber dem oberen Bereich früheren Einsetzen der martensitischen Phasenumwandlung. Die hieraus theoretisch zu erwartenden Zugspannungen [57] werden durch die im unteren Bereich des Schweißguts durchgeführten SE-Messungen der ,c'-Probe bestätigt. Ein Nachweis für die im oberen Bereich zu erwartenden geringeren (Druck-)Spannungen wurde auf Grund fehlender SE-Messungen nicht erbracht.

Tabelle 2.3 Chemische Zusammensetzung der VUC-ERC-Proben aus [119], reines und aufgemischtes Schweißgut

		C	Mn	Mo	Cr	Ni
a	rein	0,045	2,2	0,63	0,45	3,1
	aufgemischt	0,1	1,85	0,39	0,42	1,94
b	rein	0,035	0,55	0,48	0,89	12,3
	aufgemischt	0,07	0,74	0,34	0,77	7,25
c	rein	0,089	1,35	0,04	8,98	8,56
	aufgemischt	0,106	1,29	0,02	6,29	5,81
Weldox 700		0,14	1,0	0,019	0,37	0,057

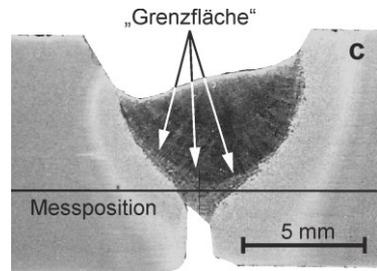


Bild 2.11 Nahtquerschliff einer LTT-VUC-ERC-Probe [119] (Tabelle 2.3)

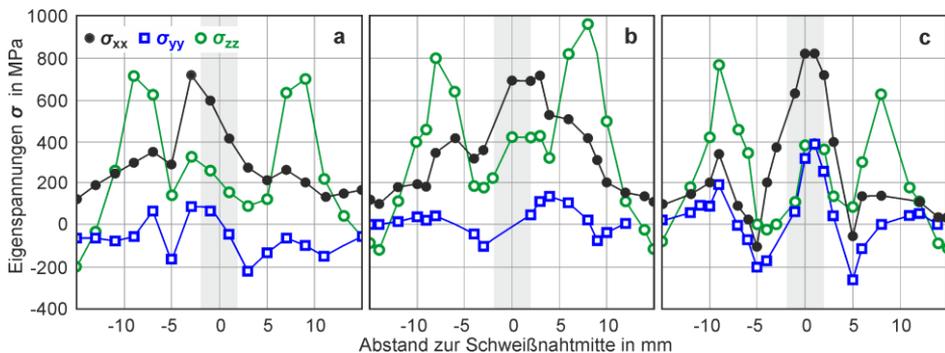


Bild 2.12 Eigenspannungsverteilung in VUC-ERC-Proben [119] durch Neutronenbeugung auf Höhe der Messposition in Bild 2.11 ermittelt

Einen weiteren Hinweis für die Auswirkung eines innerhalb von Schweißnähten zeitlich und örtlich variierenden martensitischen Umwandlungsverhaltens auf die SE lässt sich beispielhaft in [120] finden, wo dreilagige U-Nahtschweißungen an einem 15 mm starken HSLA-Grundwerkstoff *Weldox 700* mit 8 mm Fugentiefe realisiert wurden. Zwar lässt die dort genannte Thematik eine systematische Untersuchung bezüglich Aufmischung vermuten, doch kann dies bei genauerer Betrachtung nicht bestätigt werden, da es nicht zu chemischen Analysen an den aufgemischten Schweißgütern kam. Weiterhin ist auffällig, dass der Autor zwar den Einsatz eines stark hochlegierten LTT-Werkstoffs zur Kompensation der Aufmischung empfiehlt, dieser jedoch nicht als Wurzellage in Kombination mit den ebenfalls in dieser Arbeit eingesetzten niedriger legierteren LTT-Werkstoffen für die Zwischen- und Decklage eingesetzt wurde. Dennoch können die mittels Neutronenbeugung ermittelten SE an zwei Schweißungen mit dem Lagenaufbau aus Tabelle 2.4 zur Bewertung des inhomogenen Umwandlungsverhaltens heran gezogen werden. Die Neutronenmessungen wurden mit variierenden Messvolumen von $2 \times 2 \times 2 \text{ mm}^3$ und $3 \times 3 \times 3 \text{ mm}^3$ durchgeführt (Bild 2.13). Die resultierenden Längseigenstressungen sind in Bild 2.14 dargestellt. Während sich im Schweißnahtbereich der Schweißverbindung ‚a‘ bereits für eine Messtiefe von -2,5 mm Zugspannungen einstellen, so ist für die Schweißverbindung ‚b‘ die druckspannungserzeugende Wirkung der oberen, höher legierten LTT-Decklage deutlich ersichtlich. Bemerkenswert ist, dass sich hier abweichend zu Fall ‚a‘ bereits in der Messtiefe von -5 mm um ~200 MPa höhere Zugspannungen ergeben, was ebenso für die Messtiefe von -7,5 mm zu beobachten ist. Die in Bild 2.13 eingezeichneten Messpositionen lassen den Schluss zu, dass die in der Schweißnaht durchgeführten Messungen in der Tiefe von -5 mm knapp unterhalb der Grenzfläche und somit im Austenitisierungsbereich der oberen Decklage liegen, womit zumindest der obere Teilbereich der Zwischenlage im Zuge der Abkühlung der Decklage erneut martensitisch umwandelte. Auf Grund der differierenden Legierungsgehalte (Tabelle 2.4) musste das Einsetzen der martensitischen Umwandlung im betroffenen Bereich der Zwischenlage zeitlich versetzt und bei höheren Temperaturen erfolgen. In Analogie zu dem vorhergehenden erläuterten Fallbeispiel aus [119] (Bild 2.11/2.12) sollten demnach für -5 mm erhöhte (Zug-)Spannungen resultieren, was durch die Messergebnisse in Bild 2.14 bestätigt wird. Auch zeigen die in [120] dargestellten Kontourplots der Quereigenstressungen für diese Messtiefe im Vergleich zu Fall ‚a‘ stark erhöhte Zugspannungen.

Tabelle 2.4 Chemische Zusammensetzung des reinen Schweißguts einer 3-lagigen U-Naht [120]

		C	Mn	Mo	Cr	Ni
a	Decklage	0,12	1,5	0,85	0,7	2,8
b		< 0,02	< 2	< 0,1	15-18	6 - 8
a	Zwischenlage	0,12	1,5	0,85	0,7	2,8
b		0,12	1,5	0,85	0,7	2,8
a	Wurzellage	0,12	1,5	0,85	0,7	2,8
b		0,12	1,5	0,85	0,7	2,8
Weldox 700		0,15	0,98	0,15	0,25	0,043

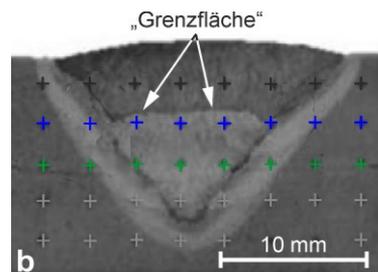


Bild 2.13 Querschliff einer 3-lagigen U-Naht [120] (Tabelle 2.4)

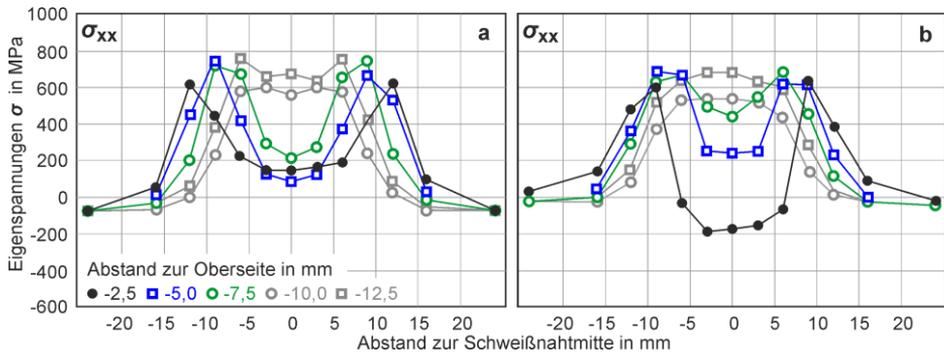


Bild 2.14 Eigenspannungsverteilung 3-lagiger U-Nähte [120] durch Neutronenbeugung auf Höhe der Messposition in Bild 2.13 ermittelt

2.4.2.2 Schweißexperimente - Schweißverzug

Die ausgeprägte Volumenexpansion während der martensitischen Umwandlung von LTT-Legierungen legt nahe, diese als Zusatzwerkstoffe zum Zwecke der Verzugsminimierung einzusetzen. Bezüglich des Winkelverzugs ist nach den in [113] (Bild 2.9) erstmals an Mehrlagenschweißungen (U-Naht) systematisch durchgeführten Untersuchungen von einer zunehmenden Verzugsreduktion mit geringer werdender M_s -Temperatur auszugehen. Bei weiter abnehmender M_s -Temperatur kann der LTT-Werkstoff bis zum Erreichen der Raumtemperatur nicht mehr vollständig umwandeln, wodurch die verbleibende Volumenexpansion zunehmend geringer ausfällt und sich somit eine geringere Reduktion des Winkelverzugs einstellt. Dies führt letztendlich nach der in Bild 2.9 dargestellten Ausbildung eines Winkelverzugsminimums.

Die mögliche Wirkung der ausgeprägten martensitischen Volumenexpansion des Zusatzwerkstoffs zur Reduktion des Winkelverzugs lässt sich durch Untersuchungen in [121] bestätigen. Hier wurden 6 mm starke Grundwerkstoffbleche per latent schrumpfender Stumpfstoßkonfiguration ohne Nahtvorbereitung und mit vernachlässigbarem Spaltmaß mittels einlagigem MAG-Verfahren verschweißt (Blindnaht). Als Grundwerkstoff kam entweder der austenitische Stahl 304L oder ein mittelfester niedriglegierter Stahl zum Einsatz. Diese wurden jeweils mit einem rein austenitischen Zusatzwerkstoff und einer LTT-Legierung mit gleicher Streckenenergie von 1 kJ/mm verschweißt. Für den LTT-Werkstoff folgt mit dem für das reine Schweißgut angegebenen Cr-Ni-Gehalt von Cr = 12,7 wt % und Ni = 5,2 wt % eine nach Gleichung 2.18 berechnete M_s -Temperatur von $M_s = 203$ °C. Für den Fall des austenitischen Grundwerkstoffs fällt die Reduktion des Winkelverzugs durch Anwendung des LTT-Werkstoffs mit -4 % wesentlich geringer aus wie für den Fall des mittelfesten Grundwerkstoffs. Bei Letzterem ergab sich unter Anwendung des austenitischen Zusatzwerkstoffs ein verbleibender Winkelverzug mit 3,6°, während der Einsatz der LTT-Legierung mit einem verbleibenden Winkelverzug von 1° eine Reduktion um -72 % bewirkt. Diese Extrembeispiele zeigen das Potential der verzugsreduzierenden Wirkung durch die Volumenexpansion von LTT-Zusatzwerkstoffen auf. Zudem wird offensichtlich, dass neben der reinen LTT-Wirkung auch das Umwandlungsverhalten beziehungsweise die Volumenexpansion der Grundwerkstoffe einbezogen werden muss, wenn die verzugsreduzierende Wirkung von LTT-Legierungen eingeschätzt werden soll. Auf Grund fehlender Nahtquerschliffe ist es

leider nicht möglich festzustellen, ob es jeweils zu einer Durchschweißung und gleichmäßigen Schmelzbadgeometrie kam, deren mögliche Variation ebenso einen Einfluss auf die Verzugsausbildung nehmen kann.

Der gesamte SV setzt sich aus einer Überlagerung von mehreren Grundtypen der Schweißformänderung zusammen. Auf Grund der in allen Raumrichtungen auftretenden Volumenexpansion müsste der Einsatz von LTT-Legierungen auch zu einer signifikanten Reduktion der Längsschrumpfung führen. Für den Fall der eben erläuterten Blindnaht muss die Volumenexpansion des LTT-Zusatzwerkstoffs auf der Oberseite der Schweißverbindung eine Schubwirkung in Längsrichtung verursachen, welche auf der Unterseite nicht auftritt. Die hieraus resultierenden, über die Blechdicke unterschiedlichen Volumendehnungen des Schweißguts und des Grundwerkstoffs müssten somit in diesem Fall theoretisch zu einer Verstärkung des Biegeverzugs führen, welcher jedoch in [121] nicht untersucht wurde.

Eine Analyse zum Einfluss der M_s -Temperaturen von LTT-Zusatzwerkstoffen auf den verbleibenden Winkelverzug von Blindnahtschweißungen wurde in [122, 123] durchgeführt. Als Grundwerkstoff diente der mittelfeste niedriglegierte Stahl ASTM A36, welcher in unterschiedlichen Blechstärken zum Einsatz kam. Die in Tabelle 2.5 aufgeführten Zusatzwerkstoffe wurden mit der gleichen Streckenenergie per Blindschweißung auf den in der Blechstärke variierenden Grundwerkstoff aufgetragen, während die zweckmäßig angepassten Schweißparameter eine vollständige Durchschweißung der Bleche verhinderten. Die Änderung der Winkelverzüge sind in Bild 2.15 dargestellt. Da es nicht zur Bestimmung der chemischen Zusammensetzung des aufgemischten Schweißguts kam, werden die in Bild 2.15 eingetragenen M_s -Temperaturen durch Anwendung von Gleichung 2.18 an den in Tabelle 2.5 eingetragenen Zusammensetzungen (mehrlagiges Schweißgut) berechnet.

Tabelle 2.5 Chemische Zusammensetzung von Schweißgutproben nach [122]

	C	Mn	Mo	Cr	Ni
konventionell	0,09	1,02	0,01	0,05	0,03
LTT-1	0,08	1,28	1,74	1,12	1,92
LTT-2	0,06	1,19	1,79	3,57	0,45
LTT-3	0,11	1,07	2,11	0,97	5,83
LTT-4	0,11	1,09	0,5	9,04	2,98

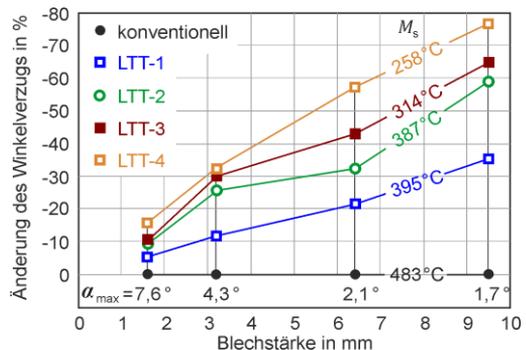


Bild 2.15 Änderung des Winkelverzugs von Blindnahtschweißungen nach [122] (Tabelle 2.5)

In Bild 2.15 ist es offensichtlich, dass sich der Winkelverzug mit abnehmender M_s -Temperatur der LTT-Zusatzwerkstoffe verringert. Zugleich vergrößert sich die relative Änderung des Winkelverzugs mit zunehmender Blechstärke. Die teilweise sehr geringen Differenzen der M_s -Temperaturen lassen den Schluss zu, dass die zugehörigen, relativ großen Änderungen des Winkelverzugs nicht allein bei den Umwandlungstemperaturen zu suchen sind. Eine Analyse der Schweißparameter offenbart, dass zwischen den einzelnen Schweißprozessen eine Varianz von bis zu 20 % in den Abschmelzleistungen besteht, was mithin zu ungleichförmigen Schmelzbadflächen und unterschiedlichen Wärmeverteilungen unter den einzel-

nen Blindnahtschweißungen führt. Eine Analyse des Biegeverzugs wurde auch hier nicht vorgenommen.

In [124] wurde mit einer latent schrumpfenden T-Stoßkonfiguration ein komplexerer Fall zur Ausbildung des Winkelverzugs untersucht. Hierbei kam es mittels WIG-Verfahrens zur Verschweißung von Grundwerkstoffblechen eines HSLA-Stahls in unterschiedlichen Blechstärken. Die einlagigen Schweißraupen wurden nacheinander erst in einer Richtung und dann in der gegenläufigen Richtung aufgetragen, wobei je Stoßkonfiguration Zusatzwerkstoffe mit variierenden Umwandlungstemperaturen zum Einsatz kamen. Zudem wurden je nach Zusatzwerkstoff die Schweißparameter wie Schweißgeschwindigkeit und Wärmeinput variiert, wodurch eine flächige Anbindung des T-Stegs gewährleistet werden sollte.

In Bild 2.16 ist der optosensorisch erfasste transiente Winkelverzug eines 9 mm starken T-Stoßes gegeben, welcher aus der Anwendung der in Tabelle 2.6 enthaltenen Werkstoffe resultiert. Unter den gegebenen Schweißbedingungen bildet der LTT-Zusatzwerkstoff mit dem Grundwerkstoff ein Overmatching und der konventionelle Zusatzwerkstoff mit dem Grundwerkstoff ein Undermatching (Tabelle 2.6). Der LTT-Einsatz erwirkt dabei eine Reduktion des verbleibenden Winkelverzugs von -25 %. Mit Hilfe der Optosensorik wurden auch die Verschiebungen der Eckpunkte der Grundplatte vermessen, was in Verbindung mit dem mittig auftretenden Winkelverzug auf die Durchbiegung schließen lässt. Die Analyse der Messdaten zeigt keinen signifikanten Unterschied in den verbleibenden Durchbiegungen bei Einsatz der beiden unterschiedlichen Zusatzwerkstoffe auf.

Wie in Bild 2.9 bildet sich ein Minimum im Winkelverzug bei Variation der M_s -Temperaturen aus, wobei dieses jedoch im Bereich von $M_s \approx 400 \text{ °C} \pm 50 \text{ K}$ auftritt (Bild 2.17). Der verbleibende Winkelverzug bei zusätzlicher Variation der Blechstärke ist in Bild 2.18 über einen Wärmeparameter aufgetragen, welcher aus dem Quotienten der jeweiligen Streckenenergie und dem Quadrat der Blechstärke gebildet wird. Vor dem Erreichen des eingezeichneten Winkelverzugsmaximums ist die Reduktionswirkung der LTT-Legierungen gegenüber dem konventionellen Zusatzwerkstoff klar zu erkennen. Mit weiter abnehmender Blechstärke ab $d = 6 \text{ mm}$ geht die verzugskompensierende Wirkung der LTT-Legierungen verloren. Bemerkenswert ist, dass sich für $d = 4,5 \text{ mm}$ sogar erhöhte Winkelverzüge durch den LTT-Einsatz ergeben.

Tabelle 2.6 Eigenschaften des aufgemischten T-Stoß-Schweißgutes und Grundwerkstoffs (Bild 2.16) nach [124]

	M_s in °C	$R_{p,0,2}$ in MPa
konventionell	„720“	≈ 450
LTT-a	380	≈ 1000
Grundwerkstoff	„520“	≈ 750

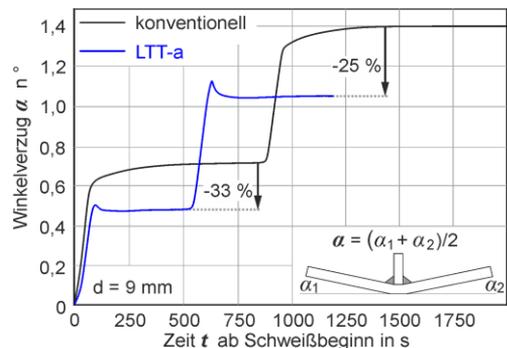


Bild 2.16 Winkelverzug eines T-Stoßes nach [124] mit Zusatzwerkstoffen aus

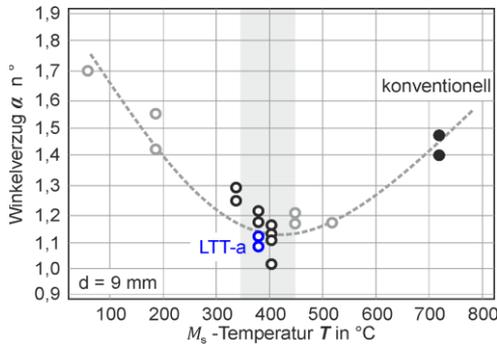


Bild 2.17 Winkelverzug der T-Stöße in Abhängigkeit der M_s -Temperatur der Zusatzwerkstoff [124]

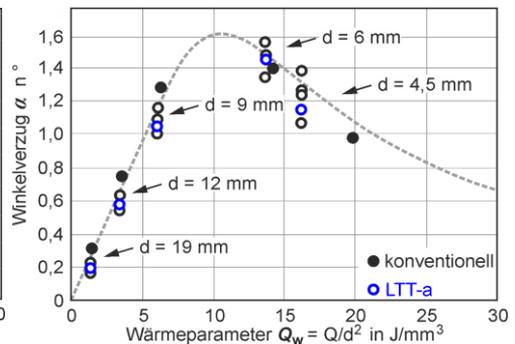


Bild 2.18 Winkelverzug der T-Stöße in Abhängigkeit des Wärmeparameters nach [124]

2.4.2.3 Numerische Experimente

Die Qualität numerischer Schweißexperimente hängt entscheidend von der experimentellen Validierung und dem vollzogenen Modellaufbau ab [8, 12]. Als Validierungskriterien sollten dabei die SZTZ, die Schmelzbadgeometrie, die Festphasenverteilung und insbesondere die SE in Verbindung mit dem SV herangezogen werden. In den Modellaufbau fließen die Materialkennwerte, Materialmodelle, Gittergeometrie sowie die gewählte Berechnungsmethodik ein, deren Offenlegung erst die Nachvollziehbarkeit der erzielten Ergebnisse gewährleistet. Es ist wohl sicherlich der Komplexität und dem Aufwand geschuldet, dass die in der Literatur verfügbaren numerischen Untersuchungen zum Thema LTT-Einsatz hinsichtlich Validierung und realitätsnahe Modellaufbau große Defizite aufweisen. Somit sind die Aussagen der folgenden Literaturschau stets kritisch zu betrachten.

Die materialspezifischen UP-Dehnungsanteile werden umso größer, je größer die vorhandenen Zwängungs- und Reaktionsspannungen sind (Gleichung 2.1). Da die ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlung von LTT-Legierungen bei relativ niedrigen Temperaturen stattfindet, ist in Verbindung mit den in diesen Temperaturbereichen erhöhten Warmfließgrenzen und mit dem bereits hohem Maß an akkumulierten plastischen Dehnungen von einem hohen Spannungszustand auszugehen. Somit scheint es zwingend, den umwandlungsplastischen Dehnungsanteil innerhalb der thermomechanischen Modellierung (Gleichung 2.10/2.17) für Schweißstruktursimulationen unter Einsatz von LTT-Legierungen zu berücksichtigen. Hierzu lassen sich in [77, 79] numerische Untersuchungen zum Einfluss der UP finden, wobei es in beiden Fällen mit eigens entwickelter FEM-Software zur Nachbildung von zusatzwerkstofffreien Blindschweißungen mit LTT-Legierungen als Grundwerkstoff kam.

Die validierungsfreie Analyse in [77] bezieht sich auf den Einfluss der UP unter Variation des UP-Parameters K auf die SE. Durch die K -Variation wurde festgestellt, dass mit größer werdendem K -Wert die an der Blechoberseite ausgewerteten Längs- und Quereigenspannungen im Schmelzbadbereich verstärkt relaxieren und somit die UP einen signifikanten Einfluss auf das verbleibende SE-Niveau ausübt. Ein merklicher UP-Einfluss innerhalb der WEZ konnte nicht ausgemacht werden. Der Autor schlussfolgert, dass es notwendig ist den K -Parameter materialabhängig zu bestimmen und die UP im Modellaufbau zu berücksichtigen. Weiterhin wird die Wichtigkeit betont, zukünftige Berechnungen an validierten Modellen durchzuführen.

In [79] kam ebenso ein nicht validiertes Modell zur Anwendung, wobei es dieses Mal nur zu Berechnungen mit und ohne UP kam und ein realitätsnaher K -Parameter verwendet wurde. Ohne UP wurden auf der Blechoberseite im Schmelzbadbereich maximale Längseigen-
spannungen mit $\sigma_{xx} = -500$ MPa und maximale Quereigen-
spannungen mit $\sigma_{yy} = +300$ MPa berechnet. Die Berücksichtigung der UP führte mit $\sigma_{xx} = -150$ MPa und $\sigma_{yy} = +50$ MPa auf eine wesentlich stärkere Relaxation der Maximalwerte als in [77]. Da die Auswertung mittig in Nahtlängsrichtung erfolgte, sind keine Rückschlüsse zum UP-Einfluss in der WEZ möglich. Zudem wurde der SV berechnet. Die Kontourplots lassen erkennen, dass der Einfluss der UP zu einer starken Reduzierung des Winkelverzugs und der Durchbiegung führt.

Der Einfluss der M_s -Temperatur von LTT-Zusatzwerkstoffen auf die SE-Ausbildung einer einlagig verschweißten und latent schrumpfenden Stumpfstoßkonfiguration wurde in [125] per eigens entwickelter FEM-Software untersucht. Hier wurde ein MIG-Prozess an einem HSLA-Grundwerkstoff mit 4 mm Blechstärke und 3 mm Schweißnahttiefe nachgeahmt, wobei der Grundwerkstoff und die LTT-Zusatzwerkstoffe bis auf die M_s -Temperatur gleiche thermophysikalische Materialkennwerte aufweisen und bei Raumtemperatur eine Streckgrenze von ~ 500 MPa besitzen. Ob das Phänomen der UP berücksichtigt wurde und wie das Umwandlungsverhalten des Grundwerkstoffs modelliert wurde ist nicht angegeben. Experimentelle Validierungsdaten werden nicht aufgezeigt. Die auf der Oberseite in Mitte der Schweißverbindung quer zur Naht verlaufenden SE-Komponenten σ_{xx} und σ_{yy} sind in Bild 2.19 aufgezeigt, wobei die grauen Flächen den Schmelzbadbereich darstellen. Die M_s -Variation im Bereich von $100\text{ °C} \leq M_s \leq 750\text{ °C}$ führt bei sinkender M_s -Temperatur zu einer deutlichen Abnahme von σ_{xx} im Schmelzbadbereich bis zu einem Druckspannungsniveau von $\sigma_{xx} \approx -450$ MPa, während die maximalen Zugspannungswerte von σ_{xx} innerhalb der WEZ davon kaum beeinflusst werden. Zudem ist eine Verschmälerung des Bereichs der maximalen Zugspannungen innerhalb der WEZ mit fallender M_s -Temperatur vorhanden. Im Gegensatz dazu ist σ_{yy} innerhalb des Schmelzbadbereichs mit $\Delta\sigma_{yy} \approx -50$ MPa nur schwach veränderlich, während in der WEZ mit $\Delta\sigma_{yy} \approx -150$ MPa ein stärkerer M_s -Einfluss sichtbar wird. Es zeigt sich, dass für σ_{xx} und σ_{yy} das Druckmaximum bei $M_s = 150\text{ °C}$ auftritt, da hier mit $M_f = 35\text{ °C}$ noch eine vollständige Umwandlung vorliegt.

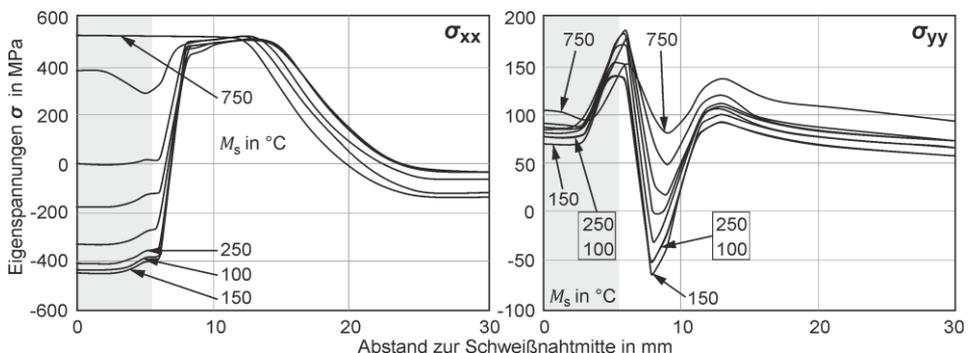


Bild 2.19 Eigenspannungen unter M_s -Variation einer einlagigen Stumpfstoßverbindung [125]

Der bereits in Bild 2.15 diskutierte Fall zum experimentell bestimmten Einfluss der M_s -Temperaturen von LTT-Zusatzwerkstoffen auf den verbleibenden Winkelverzug von Blindnahtschweißungen wurde mit Hilfe des FEM-Softwarepakets **SYSWELD**[®] auch simulativ

nachgebildet [122, 123]. Es zeigen sich zum Teil exzellente Übereinstimmungen zwischen den experimentell und numerisch berechneten Winkelverzügen. Auf Grund des vollständigen Fehlens von sonstigen Validierungen und einem völligen Unterlass zu Angaben der Modellbildung bleibt eine Wertung der Ergebnisse fragwürdig. Weiterhin wurden die berechneten Längseigenspannungen beispielhaft durch Konturplots auf der Blechoberseite gezeigt. Mehr als die qualitative Aussage, dass die Längseigenspannungen im Bereich der Schweißnaht mit geringer werdender M_s -Temperatur der LTT-Zusatzwerkstoffe bis in den Druckspannungsbereich hinein abnehmen, ist nicht möglich. Zudem zeigen sich die maximal erreichbaren Druckeigenspannungen weitestgehend unabhängig von der Blechstärke. Die geringsten Winkelverzüge und die größten Druckspannungswerte wurden mit dem LTT-4-Zusatzwerkstoff mit $M_s = 258 \text{ °C}$ erreicht (Bild 2.15, Tabelle 2.5).

Das in [124] untersuchte Schweißexperiment eines T-Stoßes (Tabelle 2.6, Bild 2.16) wurde mit Hilfe einer FEM-Software numerisch nachgebildet und die Ergebnisse zur Winkelverzugsanalyse unter anderem in [126] veröffentlicht. Als Berechnungsgrundlage dienten am T-Stoß-Probenmaterial erfasste Materialkennwerte. Die Analysen der aufgemischten Schweißgüter lieferten gegenüber den reinen Zusatzwerkstoffen Aufmischungen um bis zu -35 %, was zu den messtechnisch erfassten Umwandlungstemperaturen aus Tabelle 2.6 führt. Im Rahmen der thermischen Validierung kam es zur Nachbildung der jeweiligen Schmelzbadgeometrien der unterschiedlichen Zusatzwerkstoffe, wobei der konventionelle Zusatzwerkstoff eine größere Querschnittsfläche und eine größere Eindringtiefe bezüglich des Schmelzbades in den Grundwerkstoff aufweist. Ein Abgleich der auf den Oberseiten experimentell erfassten SZTZ wurde nicht durchgeführt. Innerhalb der mechanischen Berechnungen kam es zur Vernachlässigung der UP und zur Implementierung eines ideal plastischen Verfestigungsverhaltens.

Die in Bild 2.16 dargestellten transienten Verläufe konnten für beide Fälle qualitativ hervorragend validiert beziehungsweise nachgebildet werden, wobei sich in der Simulation durch den LTT-Einsatz nur eine Reduktion des Winkelverzugs von -12 % nach der ersten Schweißraupe und -12 % bei der zweiten gegenläufigen Schweißraupe einstellte. Ebenso wurde die verbleibende Durchbiegung ausgewertet. Abweichend zum realen Schweißfall, wo kein LTT-Einfluss auf die Durchbiegung ersichtlich war, zeigte sich im numerischen Fall eine 50 %ige Reduktion der Durchbiegung bei Verwendung des LTT-Zusatzwerkstoffs. Ob dies auf die unterschiedlichen Streckgrenzen (Overmatching, Undermatching - Tabelle 2.6) der verwendeten Zusatzwerkstoffe zurückzuführen ist bleibt unklar. Der Autor gibt hierzu keine Stellungnahme ab. Ein Vergleich der berechneten Längsschrumpfungen wies diesbezüglich eine Reduktion von 90 % im LTT-Einsatz auf. An den Oberflächen wurden quer zur Schweißnaht die Längs- und Quereigenspannungen ohne Validierung aufgezeigt. Im Kehlnahtbereich zeigt sich unter LTT-Einsatz eine starke Reduzierung der Eigenspannungskomponenten bis in den Druckspannungsbereich hinein.

Der numerische Modellaufbau der T-Stoß-Konfiguration wurde weiterhin genutzt, um den Einfluss der M_s -Temperatur auf die Winkelverzugsausbildung einer einlagigen Blindnahtschweißung zu untersuchen. Das Schmelzbad wurde mit den gleichen Parametern wie für die T-Stoß-Konfiguration unter LTT-Einsatz nachgebildet, was bei den 9 mm starken Grundwerkstoffen auf eine Schmelzbadtiefe von zirka 3 mm führte. Die unter Variation der Umwandlungstemperaturen der Zusatzwerkstoffe resultierenden transienten Winkelverzüge sind in Bild 2.20-links, und die verbleibenden Winkelverzüge in Bild 2.20-rechts dargestellt. Auch hier tritt wie im Fall des experimentell untersuchten Winkelverzugs des T-Stoßes

[124] (Bild 2.17) ein Verzugsminimum bei $M_s = 405 \text{ }^\circ\text{C}$ auf, was in diesem Fall auf eine Reduktion des Winkelverzugs um bis zu -20% führt. Es ist offensichtlich, dass sich trotz fallender M_s -Temperatur unter gleichzeitig vollständiger Umwandlung nicht zwangsläufig eine zunehmende Verringerung des SV ergibt. Dies steht im Gegensatz zur Ausbildung maximaler Druckeigenspannungsniveaus, bei welcher erst ab Einsetzen unvollständiger Umwandlung eine Spannungsrelaxation zu erwarten ist. Die in Bild 2.20-links dargestellten transienten Verläufe der Winkelverzüge zeigen, dass der letztendlich verbleibende Winkelverzug auch maßgeblich von dem erreichten Maximalwert abhängt, welcher wiederum größer ist, je später die Umwandlung des Zusatzwerkstoffs einsetzt. Die globale Verzugsgröße Winkelverzug hängt also auch von dem durch die Schweißverbindungsgeometrie bedingte globale Schrumpfungsmöglichkeit ab. Weiterhin bleibt festzuhalten, dass die hier ermittelte Entwicklung der Winkelverzüge in Abhängigkeit der Umwandlungstemperaturen in Kontrast zu den anhand einer Blindnahtschweißung in [122] experimentell (Bild 2.15) beziehungsweise in [122, 123] numerisch durchgeführten Analysen steht. In Letzteren ist eine stetige und größer werdende Abnahme des Winkelverzugs bis zu der maximal niedrigsten untersuchten Umwandlungstemperatur von $M_s = 258 \text{ }^\circ\text{C}$ zu beobachten. In [127] wurde das eben betrachtete Modell der Blindnahtschweißung [126] verwendet, um die Ausbildung des Winkelverzugs in Abhängigkeit des Wärmeeintrags unter Vernachlässigung der Nahtgeometrie zu untersuchen. Es folgt, dass die Reduktion des Winkelverzugs umso größer wird je größer das Verhältnis von Einschweißtiefe zur Plattenstärke ist.

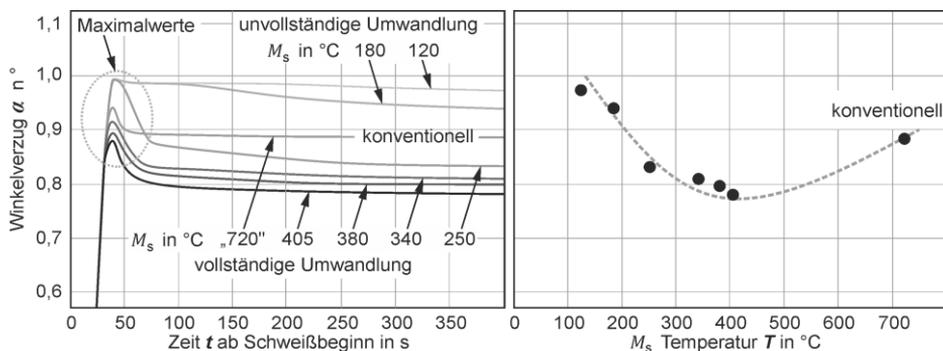


Bild 2.20 Winkelverzug von Blindnahtschweißungen unter M_s -Variation nach [126]. Links – transiente Ausbildung des Winkelverzugs, rechts – verbleibender Winkelverzug

Fazit „Einflüsse auf die Eigenspannungs- und Verzugsausbildung“

Aus dem Schrifttum geht hervor, dass für die Verringerung von Schrumpfeigenspannungen bis in den Druckspannungsbereich hinein der Einsatz von LTT-Legierungen als zielführend anzusehen ist. Dabei sollte die M_s -Temperatur des aufgemischten Schweißgutes bei $200 \text{ }^\circ\text{C} \leq M_s \leq 300 \text{ }^\circ\text{C}$ liegen, damit bei Abkühlung auf Raumtemperatur eine noch möglichst vollständige Umwandlung vorliegt. Bei niedrigeren M_s -Temperaturen ist zum einen der Anteil des schrumpfungsspannungskompensierenden Umwandlungsvolumens zu gering und zum anderen wird der sich einstellende Makro eigenspannungszustand zunehmend vom Restaustenitgehalt limitiert.

Die während der ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlung auftretende Volumenexpansion der LTT-Zusatzwerkstoffe kann gezielt zur Reduktion des SV eingesetzt werden. Da sich die globale Schweiß-

formänderung aus der Überlagerung einzelner Grundtypen des SV zusammensetzt, muss dabei unterschieden werden, welcher Grundtyp reduziert werden soll. Experimentelle und numerische Untersuchungen bestätigen, dass die Reduktionswirkung nicht allein vom Ausmaß der Volumenexpansion des Zusatzwerkstoffs abhängt. Hier fließen zusätzliche Aspekte wie das Umwandlungsverhalten des Grundwerkstoffs, die Nahtgeometrie, die Geometrie der Schweißkonfiguration, die Blechstärke, die Einschweißtiefe und der Wärmeintrag ein. Bei einem vorgegebenen Ensemble dieser Aspekte scheint es teilweise möglich, durch die Wahl einer bestimmten M_s -Temperatur der LTT-Zusatzwerkstoffe einzelne SV-Grundtypen um bis zu 33 % zu reduzieren.

Die beim Schmelzschweißen stets auftretende Aufmischung zwischen niedriglegiertem Grundwerkstoff und hochlegierten Zusatzwerkstoff führt zu einem im Schmelzbadbereich niedrigeren Legierungsgehalt als er in den reinen LTT-Zusatzwerkstoffen enthalten ist. Im einlagigen Schweißen führt diese Aufmischung auf eine Verringerung der Legierungselemente um bis zu 40 %, was einen erheblichen Einfluss auf die im Schmelzbadbereich auftretenden M_s -Temperaturen nach sich zieht. Wegen der inhomogenen Schmelzbadströmung muss zudem mit einer makroskopisch diskontinuierlichen Verteilung der Legierungselemente innerhalb einer jeden Schweißraupe gerechnet werden.

Durch Aufmischung verursachte inhomogene, das heißt zeitlich und räumlich versetzte Phasenumwandlungen innerhalb des Schweißguts führen auf nah beieinander liegende Bereiche mit jeweils hohen Druck- und Zugspannungen, wodurch sich innerhalb des Schweißgutes steile SE-Gradienten ausbilden können. Da diese möglicherweise sehr großen SE-Werte im Volumen des Schweißgutes innerhalb kleiner Bereiche auftreten, sind für deren quantitativen Nachweis integrale Messverfahren wie zum Beispiel die Neutronenbeugung wegen ihres räumlich begrenzten Auflösungsvermögens problematisch. Zum Einfluss der durch Aufmischung verursachten inhomogenen Verteilung der LTT-Legierungselemente innerhalb von einzelnen Schweißlagen auf die Ausbildung von SE und SV sind derzeit weder experimentelle noch numerische Untersuchungen zu finden.

Mittels validierungsfreier Untersuchungen wurde gezeigt, dass die UP bei der Simulation von LTT-Schweißungen einen großen Einfluss auf die Ausbildung der SE und des SV hat und somit im Modellaufbau berücksichtigt werden muss. Die derzeit verfügbaren numerischen Untersuchungen zum Einfluss der LTT-Zusatzwerkstoffe auf die SE und den SV vernachlässigen jedoch die Einbindung der UP in den Modellaufbau.

Die Literaturschau belegt, dass ein großer Mangel an konsistent aufgebauten numerischen Modellen besteht. Entweder sind die Modellierungsschritte nicht ausreichend aufgezeigt oder es werden zu starke Vereinfachungen angenommen, deren Wirkungsweise bis dato nicht geklärt ist. Weiterhin werden die meisten Simulationen ohne ausreichende oder gar vollständig fehlende Validierung ausgeführt, was zu teilweise widersprüchlichen Untersuchungsergebnissen führt. Finden dennoch Validierungen statt, so sind diese entweder nur auf die Nachbildung der SE oder auf die Reproduktion des SV ausgelegt. Durch die gegenseitig bedingte Ausbildung von SE und SV sollten beide Phänomene gleichzeitig validiert werden, um die Aussagekraft der numerischen Untersuchung zu verstärken.

Als wichtiges, jedoch zugleich sehr aufwendiges Validierungskriterium ist die Nachbildung des globalen Temperaturfeldes mit zugehöriger metallurgischer Modellierung anzusehen. Diese wird jedoch meist nur grob angenähert, außer Acht gelassen oder nicht offen gelegt.

2.4.3 Schweißseignung von LTT-Zusatzwerkstoffen

Zur Ausnutzung des vollen Belastungspotentials von hochfesten Baustählen werden Zusatzwerkstoffe eingesetzt, welche nach dem Schweißprozess martensitische Gefüge mit entsprechend hohen Festigkeitseigenschaften aufweisen. Martensitische Gefüge unterliegen jedoch auf Grund ihrer hohen Härte und geringen Duktilität einer verstärkten Gefahr der Kaltrissbildung, welche zusätzlich von der lokalen mechanischen Beanspruchung und der lokalen Wasserstoffkonzentration beeinflusst wird [128].

Die Wärmewirkung des Schweißens verursacht vor allem im Nahtbereich durch thermische Schrumpfung bedingte Zugeigenspannungen, deren Vorhandensein das Gefüge insoweit mechanisch beansprucht, als dass die damit einhergehenden elastischen oder gar plastischen Dehnungsanteile das effektive Verformungsvermögen des Werkstoffs herabsetzen. Hieraus motiviert folgte die Entwicklung von LTT-Legierungen als martensitisch umwandelnde Zusatzwerkstoffe [29-31], deren bis in den Druckspannungsbereich hinein eigenspannungsreduzierende Wirkung der Kaltrissanfälligkeit entgegenwirken sollen.

Die schädigende Wirkung des Wasserstoffs in Metallen wird meist als Wasserstoffversprödung bezeichnet [129] und meint im Wesentlichen die durch Wasserstoff hervorgerufene Duktilitätsabnahme des Werkstoffs, welche wiederum die Kaltrissanfälligkeit erhöht. Das Ausmaß dieser wasserstoffunterstützten Kaltrissbildung hängt dabei entscheidend von der lokalen Wasserstoffkonzentration ab. Der bereits bestehende Wasserstoffgehalt in metallischen Gefügen kann in Verbindung mit den Umgebungsbedingungen durch den Schweißprozess erhöht werden. Auf Grund der gegenüber der martensitischen tetragonalen raumzentrierten Gitterstruktur höheren Wasserstofflöslichkeit der in kubisch flächenzentrierter Gitterstruktur vorliegenden austenitischen Festphase, ist im Zuge der ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlung eine Wasserstoffübersättigung in der martensitischen Festphase möglich. Da die Wasserstoffdiffusion neben einem Konzentrationsgradienten auch einem Spannungsgradienten (Druck \rightarrow Zug) folgt [128, 130, 131], können sich selbst bei einem global ungesättigten Gefüge lokal auftretende überkritische Wasserstoffkonzentrationen einstellen, welche die Werkstoffduktilität enorm herabsetzen.

Zur Klassifizierung der Kaltrissanfälligkeit von Schweißverbindungen liegt eine Vielzahl von statischen und dynamischen Testverfahren vor [118], wobei die Kaltrissuntersuchung oft an einlagig hergestellten Schweißnähten durchgeführt wird. Als Bewertungskriterium hat sich der Querschnittsrisseffizient („Crack ratio“) etabliert, welcher das Verhältnis von der aufgetretenen Risstiefe im Nahtquerschnitt zur Nahtdicke angibt.

Die folgenden Betrachtungen beziehen sich auf die in Bild 2.21 zusammengefassten Ergebnisse, welche allesamt an einlagigem Probenmaterial gewonnen wurden. In Bild 2.21-links wird deutlich, dass für alle Zusatzwerkstoffe mit $M_s \geq 223$ °C ein Totalversagen der Schweißnaht auftritt. Erst ab $M_s \leq 210$ °C ist eine zunehmende Verbesserung der Rissanfälligkeit mit weiter fallender M_s -Temperatur zu beobachten. Während die Autoren in [132] den Rückgang der Kaltrissanfälligkeit bei geringer werdender M_s -Temperatur alleine dem Auftreten zunehmender (Druck-)Umwandlungsspannungen zuordnen, wird in [117, 133] erweiternd der durch unvollständige Umwandlung verbleibende Restaustenitgehalt einbezogen. Zum einen sollen die austenitischen Gefügeanteile auf Grund ihrer gegenüber dem Martensit höheren Duktilität das Verformungsvermögen der austenitisch-martensitischen Mischphase erhöhen und somit die Sprödigkeit verringern. Zum anderen wird angenom-

men, dass der Austenit wegen seiner größeren Wasserstofflöslichkeit den martensitischen Gefügeanteilen zum Teil den Wasserstoff entzieht und deshalb die wasserstoffunterstützte Kaltrissbildung verringert wird, was wiederum zu einer Verbesserung der Kaltrissanfälligkeit führt. Diesbezüglich wurden in [133] ergänzende Messungen zum diffusiblen Wasserstoffgehalt durchgeführt, deren inkonsistente Messergebnisse jedoch keine Rückschlüsse zulassen. Die Autorengruppe in [117] verweist auf die Notwendigkeit zukünftiger Untersuchungen zum Einfluss des Wasserstoffgehalts in Verbindung mit dem Restaustenitgehalt auf das Kaltrissverhalten.

In [134] kam es zu Untersuchungen zur Kaltrissanfälligkeit unter variablem Einspanngrad (Bild 2.21-rechts). Während der LTT-Zusatzwerkstoff mit $M_s = 94$ °C (Restaustenitgehalt ≈ 13 %) nahezu keine Abhängigkeit vom Einspanngrad aufweist, zeigt der konventionelle Zusatzwerkstoff mit $M_s = 400$ °C eine mit zunehmenden Einspanngrad erhöhte Kaltrissneigung. Bemerkenswert ist das hierzu gegenläufige Verhalten des LTT-Zusatzwerkstoffs mit $M_s = 210$ °C (Restaustenitgehalt < 1 %), welcher mit zunehmenden Einspanngrad eine Verbesserung aufweist. Die Autoren begründen dies mit der Annahme, dass sich bei zunehmenden Einspanngrad die freie Schrumpflänge reduziert und somit das umwandelnde Volumen relativ zunimmt, wodurch sich wiederum die $(\gamma \rightarrow \alpha)$ -Volumenexpansion verstärkt auswirkt und es zur erhöhten Ausbildung von Druckeigenspannung kommt. Hierzu ergänzend ausgeführte FEM-Berechnungen bestätigen diese Annahme, da für den Zusatzwerkstoff mit $M_s = 210$ °C verstärkt ausgebildete Druckeigenspannungen in Längsrichtung im Wurzelbereich der Schweißverbindung bei maximalem Einspanngrad nachgewiesen wurden. Ein experimenteller Nachweis wurde nicht erbracht.

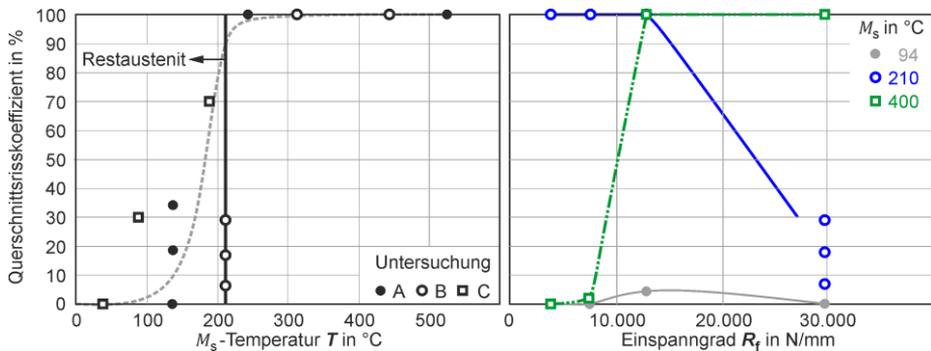


Bild 2.21 Querschnittsrissskoeffizient für einlagig geschweißtes Probenmaterial mit unterschiedlichen M_s -Temperaturen der Zusatzwerkstoffe. Links – „Tekken-Test“ an Y-Typ-Proben mit Untersuchung: A [132], B [133], C [117]. Rechts – H-Typ-Risstest unter variablem Einspanngrad [134]

Unter Einbezug der in Abschnitt 2.4.2 durchgeführten Betrachtungen sollte bereits der Einsatz von Zusatzwerkstoffen mit M_s -Temperaturen von $M_s \leq 310$ °C zu einer verstärkten Reduzierung der SE bis in den Druckspannungsbereich hinein führen. Hier stellt sich die Frage, warum diese Spannungsverringern im Vergleich zu den Zusatzwerkstoffen mit $M_s > 310$ °C zu keiner Verbesserung der Kaltrissneigung führt (Bild 2.21). Da alle Versuche an einlagigem Probenmaterial durchgeführt wurden, könnte auch hier wie die in [122] (Bild 2.11) vermutete, durch diskontinuierliche Aufmischung verursachte signifikant unterschiedliche Verteilung der (LTT-)Legierungselemente innerhalb des Schweißguts zu einer inhomogenen martensitischen Umwandlung führen. Neben den möglicherweise lokal auftreten-

den hohen Zugeigenspannungen, welche schon für sich alleine die Kaltrissanfälligkeit erhöhen, könnten auch die hieraus folgenden Spannungsunterschiede oberhalb und unterhalb der Grenzfläche (Bild 2.11/2.13) steile SE-Gradienten verursachen. Diese SE-Gradienten könnten wiederum zu lokal auftretenden überkritischen Wasserstoffkonzentrationen führen [128, 130, 131] und die Kaltrissanfälligkeit trotz eines global vorherrschenden verringerten (Druck-)Spannungszustands erhöhen. Bis zum heutigen Zeitpunkt gibt es keinerlei Untersuchungen zu diesem innerhalb einer Schweißraupe möglicherweise auftretenden Aufmischungseffekt (SE-Gradienten).

Ein weiterer, bis jetzt noch nicht diskutierter aber ausschlaggebender Punkt stellt die Schweißseignung von LTT-Legierungen hinsichtlich ihrer Heißrissneigung dar. Hierzu wurden in [135] erstmalig systematische Untersuchungen an LTT-Legierungen mit variablen *Cr-Ni*-Gehalten durchgeführt. Die MVT-Tests (*Modified Vareststraint Transvareststraint*) [136] zeigen deutlich, dass eine zunehmende Heißrissanfälligkeit mit steigendem *Cr-Ni*-Gehalt in Korrelation steht. Bei der kleinsten untersuchten Biegedehnung waren nur die getesteten Proben rissfrei, welche unter Anwendung von reinen Schweißgütern mit *Cr-Ni*-Summen von $Cr + Ni \leq 17 \text{ wt } \%$ hergestellt wurden. Da der in Bild 2.21-links aufgezeigte Rückgang der Kaltrissanfälligkeit durch Anwendung von reinen Zusatzwerkstoffen mit *Cr-Ni*-Summen als $Cr + Ni > 17 \text{ wt } \%$ erzielt wurde, ist deren industrieller Einsatz außerhalb von Laborbedingungen stark in Frage zu stellen. Zudem muss erwähnt werden, dass der ‚erzwungene‘ Restaustenitgehalt auch die Gesamtfestigkeit des austenitisch-martensitischen Festphasengemischs herabsetzt und somit eventuell nicht das volle Belastungspotential von hochfesten Baustählen ausgenutzt werden kann.

Fazit „Schweißbarkeit von LTT-Zusatzwerkstoffen“

Experimentelle Untersuchungen belegen, dass der Einsatz von LTT-Zusatzwerkstoffen mit *Cr-Ni*-Summen kleiner als 17 wt % eine sehr hohe Kaltrissemmpfindlichkeit einlagiger Schweißverbindungen nach sich zieht. Warum diese LTT-Zusatzwerkstoffe trotz ihrer eigenspannungsreduzierenden Wirkung keine Verbesserung gegenüber konventionellen Schweißgütern aufweisen ist bis heute ungeklärt.

Zur Verbesserung der Kaltrissanfälligkeit sollen LTT-Zusatzwerkstoffe mit *Cr-Ni*-Summen größer als 17 wt % eingesetzt werden, deren ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlung bei Erreichen der Raumtemperatur noch nicht abgeschlossen ist. Dies führt zu Restaustenit, welcher als „Wasserstoffalle“ fungiert und im Zusammenspiel mit seiner gegenüber der martensitischen Festphase höheren Duktilität das Verformungsvermögen der austenitisch-martensitischen Mischphase erhöht und somit die Kaltrissanfälligkeit verringert. Da dieser erzwungene Restaustenitgehalt jedoch die Gesamtfestigkeit der Schweißverbindung herabsetzt, kann das volle Belastungspotential von hochfesten Baustählen nicht ausgenutzt werden, wofür jedoch LTT-Zusatzwerkstoffe gezielt entwickelt werden. Zudem sind diese sehr hoch legierten LTT-Zusatzwerkstoffe wegen ihrer hohen Heißrissanfälligkeit bis jetzt nur unter Laborbedingungen schweißgeeignet. Es besteht also ein großer Bedarf den Einsatz von LTT-Legierungen mit *Cr-Ni*-Summen größer als 17 wt % zu forcieren, deren Umwandlung bei Raumtemperatur vollständig abgeschlossen ist und die zugleich keine erhöhte Heißrissneigung aufweisen.

2.5 Zielsetzung der Arbeit

Die Hauptanliegen dieser Arbeit bestehen darin, den Einsatz der Schweißstruktursimulation durch eine Reduzierung des werkstoffbezogenen Modellierungsaufwandes zu fördern und einen Beitrag zum Verständnis der Anwendung von hochfesten hochlegierten Zusatzwerkstoffen beim Verschweißen hochfester, niedriglegierter Feinkornbaustähle zu liefern. Im Fokus stehen dabei numerische Einflussanalysen zur Ausbildung von Schweißzugspannungen (SE) und des Da aktuell ein noch mangelhaftes Verständnis bezüglich der Wirkungsmechanismen zur SE- und SV-Ausbildung beim Schweißen unter Einsatz von LTT-Legierungen besteht, orientiert sich diese Arbeit an dem recht einfachen Fall einer einlagigen latent schrumpfenden Stumpfstoßkonfiguration um bereits schon im Vorfeld zukünftiger Studien die wesentlichsten Einflussgrößen separieren zu können.

Ein wichtiges Ziel dieser Arbeit bezieht sich auf den Aufbau konsistenter thermomechanischer Modelle, welche in der Lage sind, die SE, den SV und die Festphasenverteilung echter Schweißreferenzfälle experimentell abgesichert wiederzugeben. Die in den Datenbanken zu hinterlegenden Materialkennwerte sollen dabei an den gleichen Stahlchargen der Referenzfälle ermittelt werden. Die Grundwerkstoffe bestehen aus hochfesten Feinkornbaustählen, deren Fügeseit unter Einsatz von artgleichen und nicht artgleichen Zusatzwerkstoffen mittels MAG-Verfahrens überbrückt wird. Da das MAG-Verfahren beim verschweißen hochfester Stähle häufig in der Praxis eingesetzt wird, können somit die hier gewonnenen Erkenntnisse ein breites und anwendernahes Publikum erreichen.

Zur Reduktion des experimentellen Aufwandes soll die Charakterisierung des thermometallurgischen /-mechanischen Werkstoffverhaltens unter Einsatz von nur einer Testanlage (*Gleeble*[®]3500) mit Hilfe einer einheitlichen und zugleich geometrisch einfachen Flachprobengeometrie vollzogen werden.

Die an den Referenzfällen validierten thermomechanischen Modelle sollen für numerische Einflussanalysen werkstoffbezogener Kenngrößen genutzt werden, wobei die Änderungen der SE und des SV im Mittelpunkt stehen. Es wird beabsichtigt, als Einflussgrößen die Genauigkeit und Anzahl der vorzugebenden Warmzugkurven, die umwandlungsplastischen Parameter und die martensitischen LTT-Umwandlungstemperaturen zu betrachten.

Ein weiterer Analyseschwerpunkt soll auf dem Phänomen der diskontinuierlichen Aufmischung liegen, indem zum einen der Einsatz höher legierter LTT-Zusatzwerkstoffe simuliert und zum anderen der inhomogene Aufmischungsgrad variiert wird. Es gilt zu prüfen, in welchem Ausmaß die SE-Gradienten innerhalb des Schweißgutes durch die inhomogene Umwandlung auftreten können und inwieweit sich diese zwischen latent schrumpfenden und fest eingespannten Schweißverbindungen unterscheiden können.

3 Versuchsdurchführung

3.1 Experimentelle Versuche

3.1.1 Materialspezifikation

Die verwendeten Werkstoffe sind in Tabelle 3.1 aufgeführt. Die niedriglegierten Grundwerkstoffe S355J2+N und S960QL liegen im Lieferzustand als 6 mm dicke Rohbleche vor und sind nach DIN EN ISO 10025 als hochfeste Feinkornbaustähle deklariert. Als niedriglegierte Zusatzwerkstoffe finden die Schweißgüter WEKO 4[®] und ED-FK 1000[®] und als hochlegierter Zusatzwerkstoff das Schweißgut BOEHLER CN 13/4-IG[®] ihren Einsatz. Die Schweißgüter liegen im Lieferzustand als Rolldraht mit einem Durchmesser von $\varnothing = 1,2$ mm vor.

Tabelle 3.1 Relevante Normen und Lieferzeugnisangaben der Werkstoffe

	DIN EN ISO	Lieferzeugnis	
		R _{p, 0,2} in MPa	R _m in MPa
S355J2+N	10025-2	423	554
S960QL	10025-6	1040	1079
WEKO 4[®]	14341-A G 46 4 M21 4Sil	460	560
ED-FK 1000[®]	16834-A G Mn4 Ni2 Cr Mo	885	940
BOEHLER CN 13/4-IG[®]	14343-A G 13 4	680	800

• Chemische Analyse

Die chemische Elementverteilung der verwendeten Grundwerkstoffe S355J+N und S960QL wurde mit Hilfe einer Funkenspektralanalyse (*Funkemissionsspektrometer OBLF QSL 1500*, Spotdurchmesser $\varnothing = 5$ mm) an Probenmaterial der Rohbleche bestimmt. Eine Gegenüberstellung der Werkszeugnisse, Normvorgaben und der durch die mehrfach wiederholten Funkenspektralanalysen gewonnenen Durchschnittswerte der chemischen Elemente sind in Tabelle 4.2-4.4 aufgeführt. Eine chemische Elementanalyse der verschweißten Zusatzwerkstoffe wird in Abschnitt 3.1.3 vorgenommen.

• Kerbschlagbiegeprüfung

Die Zähigkeitseigenschaften wurden mittels (Charpy-)Kerbschlagbiegeversuchen nach DIN EN ISO 148-1 mit einem Pendelschlagwerkwerk nach DIN EN ISO 148-2 an den in Tabelle 3.2 gelisteten Werkstoffen bestimmt. Dazu wurden aus den Grundwerkstoffblechen jeweils vier V-Untermaßproben (DIN EN ISO 148) quer und längs zur Walzrichtung herausgearbeitet. Der Zusatzwerkstoff CN 13/4-IG[®] wurde an Schweißgutprobenmaterial (Abschnitt 3.1.2) getestet, wobei hierzu vier V-Normalproben quer zur Schweißrichtung herausgearbeiteten wurden. Die Ergebnisse finden sich in Tabelle 4.1.

Tabelle 3.2 Geprüfte Werkstoffe - Kerbschlagbiegeprüfung

Werkstoff	S355J2+N	S960QL	CN 13/4-IG [®]
Prüftemperatur	-20 °C	-40 °C	-20 °C

3.1.2 Schweißexperimente

Zur Schaffung einer Validierungsgrundlage wurden Referenzschweißungen angefertigt. Zudem wurden Schweißgutproben des hochlegierten Zusatzwerkstoffs CN 13/4-IG[®] hergestellt, aus welchen Probenmaterial zur thermophysikalischen /-mechanischen Werkstoffkennwertermittlung gewonnen wurde. Die hierfür notwendigen Schweißexperimente wurden an den in Tabelle 3.3 aufgeführten Materialkombinationen durchgeführt.

Tabelle 3.3 Materialkombinationen der Schweißexperimente

	Referenzschweißungen			Schweißgutproben
	R1	R2	R3	
Grundwerkstoff	S355J2+N	S960QL	S960QL	S960QL
Zusatzwerkstoff	WEKO 4 [®] (artgleich)	ED-FK 1000 [®] (artgleich)	CN 13/4-IG [®] (hochlegiert)	CN 13/4-IG [®] (hochlegiert)

• Handhabungstechnik der Schweißexperimente

- Schweißstromquelle der EWM-Group[®] *Phoenix 521 Expert Plus*
- Schweißbrenner *METZ 560*
- Roboterschweißanlage der Firma Cloos[®]: Werkstückpositionierer (Drehkipptisch) in Kombination mit einem 6-Achs-Industrieroboter (*Kuka Kr-30*)

• Referenzschweißungen

Die 6 mm dicken Grundwerkstoffbleche (S355J2+N, S960QL) wurden per Wasserstrahl auf die Maße 300 x 60 x 6 mm³ zugeschnitten und in Schweißrichtung mit einer 15°-V-Nahtvorbereitung nach DIN EN ISO 9692-1 präpariert. Anschließend wurden jeweils zwei Bleche mittels Heftstellen auf der Blechunterseite bei $x = \{0, 150, 300\}$ zu einer Stumpfstoßkonfiguration mit einer Spaltweite von 0,4 mm verbunden (Bild 3.1).

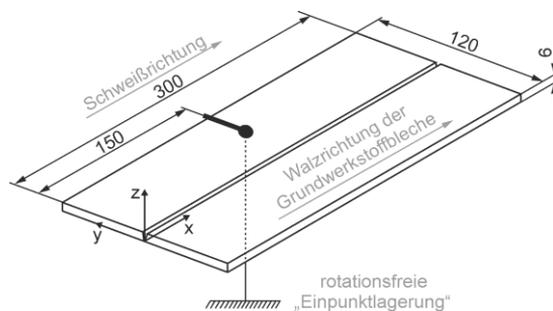


Bild 3.1 Geometrie und Lagerung der Schweißverbindungen (Maße in mm)

Zur Erfassung der transienten Temperaturverläufe wurden auf den Ober- und Unterseiten der gehefteten Bleche Thermoelemente des Typ K mit dem Durchmesser $\varnothing = 0,127$ mm appliziert (Tabelle 3.4). Die Aufnahmefrequenz der Messsignale betrug 50 Hz. Die resultierenden Temperaturverläufe sind in Bild 4.42 anhand der gestrichelten Kurven gezeigt, wobei aus Gründen der Übersicht die Temperaturverläufe zeitlich verschoben dargestellt sind.

Tabelle 3.4 Position der applizierten Thermoelemente

	Oberseite					Unterseite		
x	175	185	195	205	215	180	190	200
y	5	6	7	8	5	2	3	4

Eine Darstellung der für die optische Verzugmessung präparierten Schweißverbindungen ist in Bild 3.2 gegeben. Für eine gleichmäßige Ausbildung der Schweißwurzel kamen Keramikbadstützen zum Einsatz. Der mittig angebrachte Klemmhebel leistet eine nahezu punktförmige Fixierung, welche im Rahmen der numerischen Schweißstruktursimulation nachgebildet wird (Abschnitt 3.2.1.2). Dadurch wird eine direkte Vergleichbarkeit der gemessenen und berechneten Oberflächenverschiebungen gewährleistet.

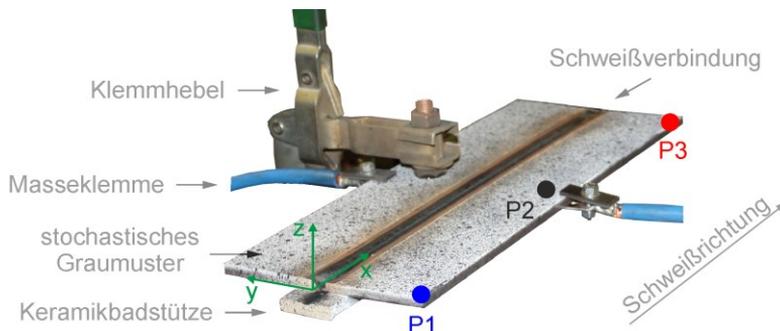


Bild 3.2 Fixierte Referenzschweißverbindung mit ARAMIS®-Auswertepositionen P1, P2 und P3

Die Referenzschweißungen wurden ohne Vorwärmung mit Hilfe eines gepulsten MAG-Prozesses einlagig ausgeführt und jeweils zwei Mal wiederholt. Die Mittelwerte der Schweißparameter sind in Tabelle 3.5 gezeigt. Als Schutzgas kam eine Mischung aus 92 % Ar und 8 % CO₂ mit einem Volumenstrom von 25 l/min zum Einsatz.

Tabelle 3.5 Schweißparameter der Schweißverbindungen

V _s in cm/min	V _{Draht} in m/min	Stick out in mm	Schutzgas in l/min	Ø I in A	Ø U in V	Ø E in J/mm
S355J2+N - WEKO 4®						
55	9	13	25	248,7	27,3	740,7
S960QL – ED-FK 1000®						
55	9	13	25	254,6	27,0	749,9
S960QL – CN 13/4-IG®						
55	9	13	25	241,4	28,2	742,6

• Schweißgutproben

Die Herstellung der Schweißgutproben richtet sich nach DIN EN ISO 15792-1 (Tabelle 3.6). Die V-Fuge des Prüfstücks wurde mit Hilfe eines gepulsten MAG-Prozesses durch Einsatz des hochlegierten Zusatzwerkstoffs CN 13/4-IG® 33-lagig aufgefüllt (Tabelle 3.7). Die Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur betrug 150 °C. Als Schutzgas kam eine Mischung aus 92 % Ar und 8 % CO₂ mit einem Volumenstrom von 25 l/min zur Anwendung.

Tabelle 3.6 Geometrieparameter der Schweißgutproben nach DIN EN ISO 15792-1 (Maße in mm)

a	b	l	t	u	β
125	25	500	30	12	10°

Tabelle 3.7 Schweißparameter der Schweißgutproben

v_s in cm/min	v_{Draht} in m/min	Stick out in mm	Schutzgas in l/min	$\varnothing I$ in A	$\varnothing U$ in V	$\varnothing E$ in J/mm
S960QL - CN 13/4-IG®						
40	10	15	25	254,6	30,0	1145,7

3.1.3 Untersuchungen an Nahtquerschliffen

Anhand der in Abschnitt 3.1.2 hergestellten Referenzschweißungen wurden bei $x = \{200; 220\}$ Nahtquerschliffe der y - z -Ebene (Bild 3.1) angefertigt, welche zur Ermittlung der Schmelzbadkontur, der Härtewertverteilungen, der Gehalte und Verteilungen der chemischen Elemente und der Mikrostruktur des verschweißten Grundwerkstoffs S960QL dienen. Zudem sind an den 33-lagigen Schweißgutproben chemische Analysen hinsichtlich der Elemente Chrom und Nickel durchgeführt worden.

• Schmelzbadkontur

Zur Bestimmung der Schmelzbadkonturen wurden von je zwei Referenzschweißungen gleicher Materialkombination zwei Nahtquerschliffe angefertigt und diese mit Hilfe einer 2 %igen Nitallösung geätzt. An diesen wurden die Schmelzbadkonturen visuell erfasst und die zugehörige Geometrie vermessen. Die so ermittelte Schmelzbadkontur ist beispielhaft an je einem Nahtquerschliff in Bild 4.1-links gezeigt. Anschließend wurden pro Materialkombination die vier separaten Schmelzbadkonturen überlagert und eine mittlere Schmelzbadkontur abgeleitet (Bild 4.1-rechts).

• Härtewertverteilungen

Pro Materialkombination wurde an je einem Nahtquerschliff der Schweißverbindungen die qualitative Härtewertverteilung bestimmt. Hierzu wurden mit Hilfe des UCI-Verfahrens (*BAQ Härtescanner UT200*) in Anlehnung nach DIN 50159 Vickers-Kleinkrafthärteprüfungen (HV0,5) durchgeführt. Die resultierenden Härtewertverteilungen sind mittels Konturplots in Bild 4.2-links dargestellt. Das hierdurch ableitbare Gebiet der Austenitisierung dient als Validierungskriterium zur Nachbildung der Festphasenverteilung. An je einem weiteren Nahtquerschliff pro Materialkombination kam es auf Höhe der Linien L1 und L2 (Bild 4.2) zu einer nach DIN EN ISO 6507-1 genormten Vickers-Härteprüfung (HV10) (*Zwick Härteprüfgerät 3202*), deren Ergebnisse in Bild 4.2-rechts aufgezeigt sind. Anhand dieser Ergebnisse wird im Rahmen der Modellvalidierung die Festphasenzuordnung im und um den Schmelzbadbereich der Schweißverbindungen vorgenommen.

• Chemische Analyse

Die chemische Analyse der verschweißten Zusatzwerkstoffe wurde an jeweils einer Referenzschweißung pro Materialkombination (Tabelle 3.3) mit Hilfe einer Funkenspektroanaly-

se (*Funkenemissionsspektrometer OBLF QSL 1500*) vorgenommen. Geprüft wurde dabei die Schweißgutfläche in der x - z -Ebene bei $y = 0$ (Bild 3.1). Die Messergebnisse sind in Tabelle 4.5 gegeben. Die Messergebnisse dienen dabei auch als Vergleichswerte zur separat ausgeführten ESMA-Analyse des Nahtquerschliffs der Schweißverbindung S960QL – CN 13/4-IG[®], auf welche im Folgenden eingegangen wird.

Zur Bestimmung der chemischen Elemente Chrom und Nickel wurde das elektrooptische Prüfverfahren ‚Elektronenstrahlmikroanalyse (ESMA)‘ mit Hilfe eines wellenlängendispersiven Röntgenspektrometers (*JOEL-Mikrosonde JXA-8900RL*) angewandt.

Die resultierende Elementverteilung eines im Schmelzbadbereich der Schweißverbindung S960QL – CN 13/4-IG[®] durchgeführten qualitativen Elementmappings ist in Bild 4.3-links dargestellt. Auf Höhe der Linien L1 ($z = 5$) und L2 ($z = 1$) (Bild 4.3) wurden anschließend quantitative Reihenanalysen vorgenommen. Die Messwerte sind in Bild 4.3-rechts aufgezeigt.

Des Weiteren wurde ein Nahtquerschliff der Schweißgutproben des Zusatzwerkstoffs CN 13/4-IG[®] (Abschnitt 3.1.2) angefertigt. An diesem erfolgte auf Höhe der Linien L1 und L2 (Bild 4.4-links) eine quantitative Reihenanalyse zur Bestimmung der Cr - Ni -Anteile. Die Messwerte sind in Bild 4.4-rechts präsentiert.

3.1.4 Werkstoffkennwerte

3.1.4.1 Linear elastische Kenngrößen

Die Ermittlung der linear elastischen Kenngrößen E-Modul - E und *Poisson-Zahl* - ν beruht auf der Resonanzmethode [137] und ist durch ASTM E1875 geregelt. Zur Versuchsdurchführung kam die Resonanzfrequenzvorrichtung *Elastotron 2000* zum Einsatz.

Aus denen in Tabelle 3.8 aufgeführten Werkstoffen wurden stabförmige Proben mit den Abmaßen $5 \times 8 \times 80 \text{ mm}^3$ angefertigt. Die Probenentnahme erfolgte hierbei längsseitig in Walzrichtung der 6 mm starken Rohbleche (S355J2+N, S960QL). Das Probenmaterial für den Werkstoff CN 13/4-IG[®] wurde aus dem Schweißgutbereich der Schweißgutproben (Abschnitt 3.1.2) längsseitig in Schweißrichtung entnommen. Die Versuche wurden gemäß dem Versuchsplan nach Tabelle 3.8 durchgeführt und pro Werkstoff zwei Mal wiederholt. Die Ergebnisse sind in Bild 4.5 dargelegt.

Tabelle 3.8 Versuchsplan - elastische Kenngrößen

Werkstoff	Temperatur in °C
S355J2+N	25 → Erwärmung → 900 → Abkühlung → 25
S960QL	
CN 13/4-IG [®]	

3.1.4.2 Gleeble[®]-Experimente

Unter Einsatz der *Gleeble*[®]3500-Anlage (Bild 3.3) der *Otto-von-Guericke-Universität* (IWF) wurden für die Werkstoffe S355J2+N, S960QL und CN 13/4-IG[®] das Umwandlungsverhalten, die Umwandlungsplastizität und das Verfestigungsverhalten analysiert.

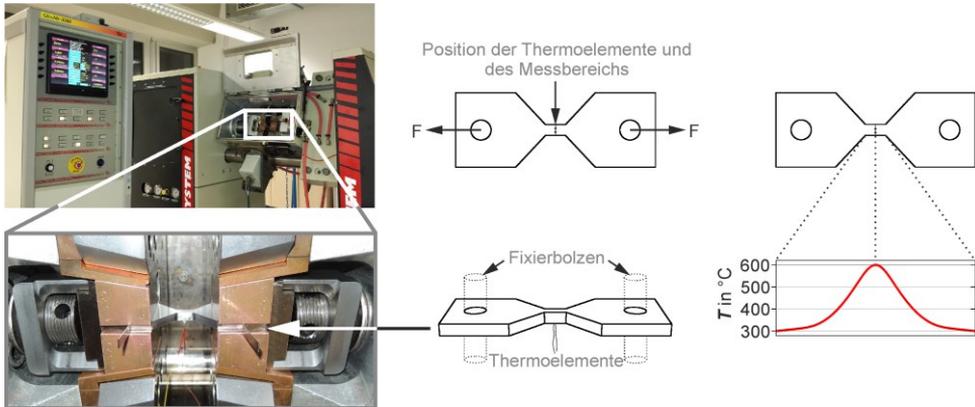


Bild 3.3 Gleeble@3500-Anlage mit in der Vakuummesskammer eingebauter Flachprobe

Als Mess- und Regelgrößen dienen die im Messbereich (Bild 3.3) der Probengeometrien ermittelte Temperatur und Querdehnung. Die Temperaturerfassung erfolgte mit Thermoelementen des Typ K mit einem Durchmesser von $\varnothing = 0,25$ mm. Zur Erfassung der Querdehnung wurde ein taktiles Messgerät ‚C-Gauge‘ der Firma GSI (Strain-Crosswise Transducer - Type LVDT) im Messbereich auf Höhe der Thermoelemente angebracht.

Die zur Austenitisierung der Werkstoffe notwendige Temperaturführung erfolgte auf Basis schweißtypischer MAG-Wärmebehandlungen. Hierbei wurde der im Messbereich der Flachprobe (Bild 3.3) befindliche Werkstoff mit einem SZTZ beaufschlagt, welcher den in der WEZ der MAG-Referenzschweißungen (Tabelle 3.3) auftretenden durchschnittlichen Temperaturverlauf wiedergibt. Somit wurde sichergestellt, dass die Ausmaße des austenitischen Kornwachstums und der Ausscheidungsvorgänge des getesteten Probenmaterials denen in der WEZ der Referenzschweißungen bestmöglich gleichen. Eine detaillierte Beschreibung zur thermischen Modellierung der Gleeble[®]-Experimente findet sich in [138, 139]

• Probengeometrie der Gleeble[®]-Experimente

Das Probenmaterial der Grundwerkstoffe wurde mittels Wasserstrahlschneiden aus Rohblechen heraus getrennt, wobei die axiale Probenlängsrichtung der Walzrichtung der Bleche entspricht. Da auf Grund der Betriebssicherheit des Gleeble[®]-Systems ein minimaler Probenquerschnitt einzuhalten ist und die Rohbleche im Anlieferungszustand eine Blechstärke von 6 mm aufweisen, wurde eine Flachprobengeometrie mit einem quadratischen Querschnitt von $5,5 \times 5,5$ mm³ im Messbereich (Bild 3.3) gewählt. Um eine minimale Abkühlzeit von $t_{8,5} \approx 6$ s der Proben unter den gegebenen thermischen Randbedingungen einer passiven Kühlung zu gewährleisten, wurde mittels numerischer Simulation die Flachprobengeometrie variiert und das Abkühlverhalten analysiert. Die anhand dieser Methodik ermittelte Flachprobengeometrie ist in Bild 3.4 gezeigt. Aus Gründen der Vergleichbarkeit der Ergebnisse wurde für das Schweißgut CN 13/4-IG[®] die gleiche Flachprobengeometrie für das zu testende Material gewählt. Letzteres wurde aus den Schweißgutproben (Abschnitt 3.1.2) quer zur Schweißrichtung per Wasserstrahlschneiden heraus getrennt. In Bild 4.4-links sind die Entnahmepositionen des Flachprobenmaterials anhand der grauen Bereiche markiert, wobei die Flachprobenmitte durch das Schweißgut verläuft.

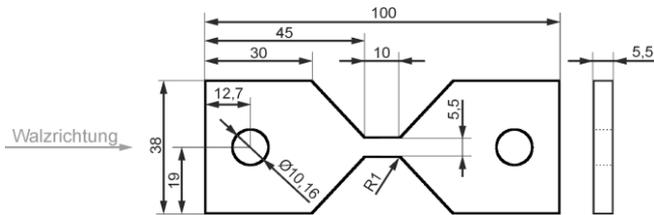


Bild 3.4 Gleeble®-Flachprobengeometrie, Maße in mm, Toleranzklasse *f* nach DIN ISO 2768-1

• Umwandlungsverhalten und thermische Dehnungen

Nach der Austenitisierung des Probenmaterials im Messbereich wurden während der Abkühlung ab $T \leq 800$ °C Abkühlzeiten entsprechend dem Versuchsplan (Tabelle 3.9) realisiert. Die resultierenden Querdehnungen wurden taktil erfasst (,C-Gauge').

Für den Werkstoff S355J2+N sind die resultierenden Dilatometerkurven in Bild 4.6 gezeigt. Weitere Beispiele vollständiger Dilatometerkurven sind für die Werkstoffe S960QL und CN 13/4-IG® für eine Abkühlzeit von $t_{8,5} = 10$ s in Bild 4.46/4.47 zu finden. In Bild 4.7 sind für den Werkstoff S960QL Ausschnitte der experimentell erfassten Dilatometerkurven im Bereich der ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Festphasenumwandlung präsentiert.

Am Probenmaterial des Werkstoffs S960QL wurden unter Anwendung einer 2 %igen Nitalösung Mikroschliffbilder der Messbereichsquerschnitte für $t_{8,5} \geq 10$ s angefertigt. Anschließend wurde an den Querschliffen genommene Vickers-Härteprüfungen (HV10) (Zwick Härteprüfgerät 3202) nach DIN EN ISO 6507-1 in Kreuzmusteranordnung durchgeführt. Die resultierenden Mittelwerte sind in den Mikroschliffbildern eingetragen (Bild 4.8).

Unter Verwendung der ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlungstemperaturen und zugehörigen Abkühlzeiten konnte in Kombination mit den Mikroschliffbildern und den Härtewerten ein SZTU für den Werkstoff S960QL erstellt werden (Bild 4.9).

Ebenso wurde für den Werkstoff CN 13/4-IG® das Umwandlungsverhalten gemäß Tabelle 3.9 bestimmt. Die resultierenden transienten Temperaturverläufe im Bereich der Abkühlung sind in Bild 4.10-links dargestellt. Nach Analyse der zugehörigen Dilatometerkurven wurden die ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlungstemperaturen ermittelt und sind in dem zugehörigen SZTU in Bild 4.10-rechts dargestellt.

Im Zuge der Versuchsauswertung zum Umwandlungsverhalten wurden für die getesteten Werkstoffe (Tabelle 3.9) die thermischen Dehnungen ermittelt (Tabelle 4.8, Bild 4.11).

Tabelle 3.9 Versuchsplan - Umwandlungsverhalten

Werkstoff	Abkühlzeiten $t_{8,5}$ in s / je 2 Wiederholungen								
S355J2+N	6	/	/	/	14	/	/	/	/
S960QL	6	8	10	12	14	20	35	50	100
CN 13/4-IG®	6	8	10	/	14	20	35	50	/

• Umwandlungsplastizität

Die Experimente zur Umwandlungsplastizität basieren auf dem durch Tabelle 3.10 vorgegebenen Versuchsplan und sind inklusive Versuchsauswertung in [138] ausführlich beschrieben. Pro Lastfall wurden die Versuche zwei Mal wiederholt. Die jeweils resultierenden

Ausläufer der Abkühlkurven sind anhand von Ausschnitten im Bereich der ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Festphasenumwandlung in Bild 4.12 präsentiert. Basierend auf der in [138] erläuterten Auswertemethodik wurden die nach Abkühlung und Entlastung verbleibenden plastischen Dehnungsanteile in umwandlungsplastische Dehnungen umgerechnet. Anschließend wurden die Mittelwerte der betragsgleichen Lastwerte über den jeweiligen Betrag der uniaxialen Spannungsantwort aufgetragen und der UP-Parameter K abgeleitet (Bild 4.12).

Tabelle 3.10 Versuchsplan - UP-Parameter K

Werkstoff	maximal aufgeprägte Last F_{\max} in N					
	S355J2+N	+2000	-2000	+1500	-1500	+800
S960QL	+2400	-2400				
CN 13/4-IG [®]						
Lastfall	±66		±50		±26	
(A, B, C)	±80		B		C	
uniaxiale Spannungsantwort σ in MPa						

• Verfestigungsverhalten

Für die Werkstoffe S960QL und CN 13/4-IG[®] wurde das isotrope Verfestigungsverhalten mittels einfacher Warmzugversuche basierend auf zwei verschiedenen Dehnratenkonzepten bestimmt (Tabelle 3.11). Hierzu wurden zum einen Warmzugversuche unter Anwendung einer temperaturunabhängigen „niedrigen“ Dehnraten mit $\dot{\epsilon}_I = 0,05$ %/s durchgeführt. Zum anderen wurden, um die vor allem bei erhöhter Temperatur in der WEZ vorherrschenden hohen Dehnraten zu berücksichtigen, Warmzugversuche mit temperaturabhängigen „erhöhten“ Dehnraten $\dot{\epsilon}_{II}$ absolviert. Die Kontrolle der Längsdehnraten erfolgte dabei unter Vorgabe der transversalen Dehnraten. Dazu wurde das zur Erfassung der im Messbereich der Flachprobe auftretenden Querdehnung eingesetzte „C-Gauge“ gleichzeitig als Mess- und Steuergerät für die Querdehnungsänderung pro Zeiteinheit eingesetzt. Die Entwicklung der Dehnratenkonzepte, die Versuchsdurchführung und die zugehörige Auswertemethodik sind für den Werkstoff S960QL in [139] erläutert, wobei diese ebenso für den Werkstoff CN 13/4-IG[®] angewandt wurden. Die hieraus folgenden vollständigen Warmzugkurven, die Dehn-/ Streckgrenzen und die plastischen Fließkurven sind in Abschnitt 4.3.5 gezeigt.

Zur exemplarischen Charakterisierung des isotrop-kinematischen Verfestigungsverhaltens wurden für den Werkstoff S960QL vereinzelte zyklische Warmzug-/ Warmstauchversuche durchgeführt (Tabelle 3.11), wobei auch hier die Dehnratenkontrolle auf dem in [139] erläuterten Konzept basiert. Die hieraus resultierende wahre Spannung ist in Bild 4.48/4.49 über die wahre Querdehnung aufgetragen.

Tabelle 3.11 Versuchsplan - Verfestigungsverhalten

Temperatur T in °C	Grund- werkstoff	S960QL			CN 13/4-IG®		Dehnrate in %/s	
		Bainit	Martensit	Austenit	Martensit	Austenit	$\dot{\epsilon}_I$	$\dot{\epsilon}_{II}$
einfache Warmzugversuche								
25	x	x	x		x		0,05	0,1
100	x	x	x		x			0,19
200	x	x	x		x			0,31
300	x	x	x		x	x		0,43
400	x	x	x		x	x		0,55
500	x	x	x		x	x		0,67
600	x	x	x	x	x	x		0,79
700	x		x	x	x	x		0,91
800				x		x		1,03
900				x		x		1,14
1000				x		x		1,26
1100				x		x		1,38
1200				x		x	1,5	
zyklische Warmzug-/ Warmstauchversuche								
20	x						0,05	/
400	x							
800				x				
1200				x				

3.1.5 Eigenspannungsanalysen

3.1.5.1 Röntgenbeugung

Die röntgenographischen Eigenspannungsmessungen erfolgten mit einem mobilen Röntgendiffraktometer (*Stresstech G3*). Die Auswertung der Messergebnisse beruht auf der $\sin^2\psi$ -Methode [140]. Pro Materialkombination (Tabelle 3.3) wurden die Ober- und Unterseiten je einer Schweißverbindung quer zur Schweißrichtung bei $x = \{80, 150, 220\}$ vermessen (Bild 3.1). Hierdurch ist es möglich, das Vorliegen von etwaigen Abweichungen in der Schweißprozessführung oder der Materialvorbereitung aufzudecken. Als Position der Eigenspannungsvalidierung der numerischen Schweißstruktursimulation wurde $x = 220$ gewählt, weshalb hier eine erhöhte Messpunktdichte im Bereich der Schweißnaht gewählt wurde. In Tabelle 3.12 sind die Mess- und Auswerteparameter aufgeführt.

Eine detaillierte Beschreibung der Berechnungsgrundlagen und der Auswertemethodik ist in [61] gegeben. Die ermittelten Eigenspannungsverläufe sind in Bild 4.33-4.35 dargestellt und werden zur Eigenspannungsvalidierung und zur Planung der Neutronenbeugungsexperimente verwendet.

Tabelle 3.12 Mess- und Auswerteparameter der Eigenspannungsmessung - Röntgen

Messmethode	$\sin^2\psi$	v{211}	0,28
Fokus	1 mm (Rundblende)	E{211}	220 GPa
Strahlung	CrK α	Zählzeit	5 s bis 10 s
Strom	6,7 mA	Ψ-Bereich	-45° bis 45°
Spannung	30 kV	Messrichtungen	$\Phi = 0^\circ$ (längs) $\Phi = 90^\circ$ (quer)
Beugungslinie	Ferrit / Martensit: 211	Auswertung	Peak Fit: Pearson VII

3.1.5.2 Neutronenbeugung

Die Beugungsmessungen wurden an den S960QL-Referenzschweißungen (Tabelle 3.3) durchgeführt. Diese erfolgten mit dem winkeldispersiven Neutronendiffraktometer E3 des nuklearen Forschungsreaktors BER-II im Helmholtz-Zentrum Berlin (Antragsnummer 14100383-ST) und sind in Übereinstimmung mit der Vorgabe nach DIN ISO/TS 21432. Die Experimente wurden mit einer verbesserten Instrumentierung hinsichtlich der Strahlzeiteffizienz vollzogen [141]. Zudem kam es zum Einsatz eines neu entwickelten horizontal und vertikal fokussierenden perfekten Si-Kristall-Monochromators mit der spezifischen (100)-Ebene, wodurch die bisherige Messgenauigkeit um eine Größenordnung verbessert wurde [142]. Der Monochromator bietet eine Neutronenwellenlänge von $\lambda \approx 1.471 \text{ \AA}$ und der Abstrahlwinkel (take-off angle) wurde auf $2\Theta_M = 65^\circ$ eingestellt. Die Messung der ferritischen/martensitischen {211}-Beugungslinie beruht auf einem Streuwinkel von $2\Theta_S \approx 77.8^\circ$. Der Versuchsaufbau zur Messung der {211}-Gitterdehnungen zur Erfassung der Dehnungskomponente ε_{xx} ist in Bild 3.5 gezeigt, wobei das (x-y-z)-Koordinatensystem zur Verbindungsschweißung (Bild 3.1) und das (\tilde{x} - \tilde{y} - \tilde{z})-Koordinatensystem am einfallenden Beugungsstrahl E orientiert ist.

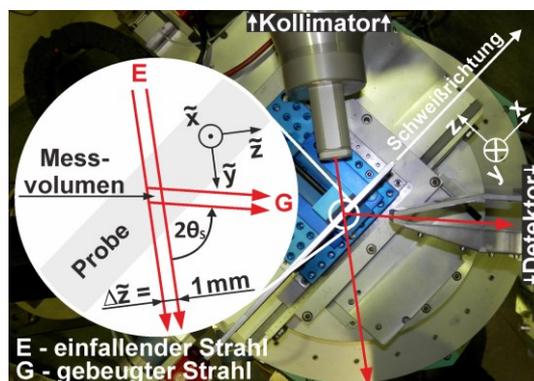


Bild 3.5 Versuchsaufbau der Neutronenmessung zur Erfassung der Dehnungskomponente ε_{xx}

Im Bereich des Schweißgutes und des angrenzenden Grundwerkstoffbereiches wurde auf Höhe von $z = \{1,5; 3; 4,5\}$ (Bild 3.1) eine Schrittweite von $\Delta y = 1$ zur Erfassung der Eigenspannungsgradienten eingestellt und das Messvolumen (Bild 3.5/3.6) an die Größenord-

nung der Schrittweite angepasst. Unter der Annahme einer in Schweißrichtung konstanten SE-Verteilung wurde zur Erfassung der Quer- (ε_{yy}) und Normaldehnungen (ε_{zz}) ein Messvolumen von $10 \times 1 \times 1 \text{ mm}^3$ ($\bar{x}-\bar{y}-\bar{z}$) verwendet (Bild 3.6-links). Zur Erfassung der Längsdehnungen (ε_{xx}) musste ein verkleinertes Messvolumen von $1 \times 1 \times 1 \text{ mm}^3$ ($\bar{x}-\bar{y}-\bar{z}$) eingesetzt werden, wodurch sich die erforderlichen Messzeiten für ε_{xx} pro Messposition erheblich verlängerten (Tabelle 3.13).

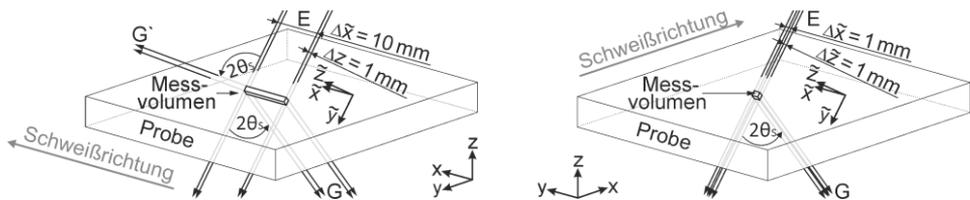


Bild 3.6 Messvolumen zur Erfassung der Dehnungskomponenten

Tabelle 3.13 Dimensionen der Messvolumen und resultierende Messzeiten (Bild 3.6)

Gitterdehnung der {211}-Ebene	$\Delta\bar{x}$ in mm	$\Delta\bar{z}$ in mm	Zeit in min
ε_{xx}	1	1	50
ε_{yy}	10	1	7
ε_{zz}	10	1	7

Die Auswertemethodik der Messergebnisse basierte auf DIN ISO/TS 21432 und ist am Beispiel der Referenzschweißung S960QL – ED-FK 1000® in [143] detailliert gegeben. Zur Bestimmung dehnungsfreier Referenzwerte für den Beugungsnetzebenenabstand wurden mittels Wasserstrahlschnitt 2 mm dicke Scheiben parallel zur y - z -Ebene im Bereich der Schweißnaht herausgearbeitet und an diesen Referenzmessungen durchgeführt. Die Messergebnisse sind in Bild 4.36-4.38 dargestellt und werden zur Eigenspannungvalidierung verwendet

3.1.6 Schweißverzug

Die transiente Verzugserfassung basiert auf dem Einsatz des optischen Verzugsmesssystems ARAMIS® [144] der Firma GOM. Die Graumusterverschiebung der Oberseite (Bild 3.2) wurde durch ein Stereokamerasystem während und nach dem Schweißprozess erfasst. Die Aufnahmeobjektive des Kamerasystems wurden mit einem Blaulichtfilter versehen und die Bildaufnahme Frequenz betrug während des Schweißprozesses 8 Hz und danach 2 Hz. Die Oberflächenverschiebungen wurden anhand der Grauwertverschiebungen der Bildpixel von Bild zu Bild mittels digitaler Bildkorrelation (DIC) bestimmt. Pro verschweißter Materialkombination (Tabelle 3.3) wurden zwei Schweißverbindungen ausgewertet. Dabei kam es zu einer Extraktion der transienten z -Verschiebungen an den in Bild 3.2 gezeigten Positionen P1, P2 und P3, wobei diese auf Grund der Auswertemöglichkeit zwischen den einzelnen Schweißverbindungen leicht variieren. Mit Hilfe der transienten z -Verschiebungen $z(P1, t)$, $z(P2, t)$ und $z(P3, t)$ wurde der transiente Winkelverzug sowie

die transiente Durchbiegung $\Delta z(t)$ (Gleichung 3.1) der Schweißverbindung für den Punkt P2 berechnet.

$$\Delta z(t) = z(P2, t) - \frac{z(P1, t) + z(P3, t)}{2} \quad \text{Gleichung 3.1}$$

Die somit ermittelten Messergebnisse des z -Verzuges, der transienten Durchbiegung und des transienten Winkelverzugs sind in Bild 4.39-4.41 gezeigt und bilden die Validierungsgrundlage des berechneten transienten SV.

3.2 Numerische Versuche

Die im Folgenden benutzte Indizierung der Referenzfälle lautet wie folgt (Tabelle 3.3):

R1:= S355J2+N – WEKO 4[®] | **R2**:= S960QL – ED-FK 1000[®] | **R3**:= S960QL – CN 13/4-IG[®]

3.2.1 Modellaufbau

3.2.1.1 Grundsätzliche Berechnungsstrategie

Basierend auf der Methode der finiten Elemente wird mit der kommerziell verfügbaren Schweißsimulationssoftware **YSWELD**[®] die numerische Schweißstruktursimulation durchgeführt. Die thermischen und mechanischen Berechnungen finden schwach gekoppelt auf einem dreidimensional vernetzten Rechengebiet statt, dessen Gittergeometrie und Randbedingungen den realen einlagigen MAG-Schweißverbindungen (Tabelle 3.3) entsprechen. Hierbei kommt das Lastschrittverfahren zum Einsatz. Der in die Nahtöffnung eingebrachte Zusatzwerkstoff wird über „stille Elemente“ realisiert [145]. Die für R2 und R3 benötigten thermomechanischen Materialkennwerte beruhen vollends auf den in Abschnitt 3.1.4 ermittelten Werkstoffkennwerten.

3.2.1.2 Gittergeometrie

Unter Einsatz von linearen Volumenelementen wurde die Geometrie der einlagigen MAG-Schweißverbindungen manuell nachgebildet (Bild 3.7). Da ein signifikanter Einfluss der Heftstellen auf den sich ausbildenden SV zu vermuten ist [146], wurden im Zuge der Vernetzung die Heftstellen auf der Blechunterseite als Bestandteil der Grundwerkstoffbleche nachgebildet. Die Vernetzung der Grundwerkstoffbleche ist für alle Materialkombinationen gleich. Im Bereich der Schweißnaht und der Wärmeeinflusszone wurde eine strukturierte Vernetzung mit einer maximalen Elementkantenlänge von 0,5 mm in der (y - z)-Ebene gewählt, wobei es in den äußeren Bereichen der Schweißverbindung zu einer schrittweisen Vergrößerung des Rechengitters kam. Um das Werkstoffverhalten des im Schmelzbadbereich vorliegenden Materials separat modellieren zu können, wurden die experimentell ermittelten Schmelzbadgeometrien (Bild 4.1-rechts) mittels eines lokal verfeinerten, unstrukturierten Gitters in der (y - z)-Ebene nachgebildet (Bild 3.7-blaue Kurven). In x -Richtung wurde eine konstante Elementkantenlänge von 2 mm gewählt. Die Rechengitter der Vollmodelle bestehen aus annähernd 117.000 Knoten und 132.000 linearen Elementen.

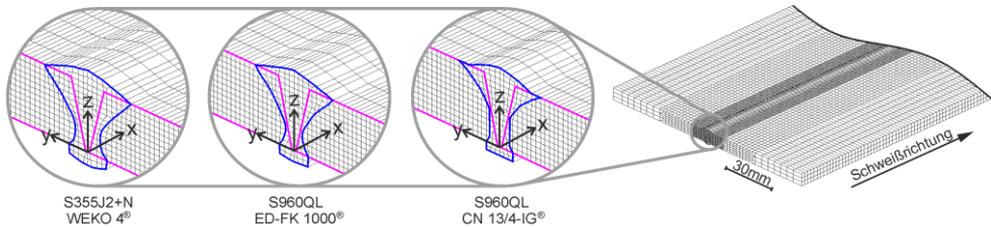


Bild 3.7 Gittergeometrie der einlagigen MAG-Schweißverbindungen (FE-Vollmodelle). Blau - separat modellierte Schmelzbadgeometrie, Magenta - Geometrie der Stumpfstoßkonfiguration

3.2.1.3 Thermophysikalische Modellierung

• Thermische Modellierung

Die Wärmeleitungsgleichung (Gleichung 2.3) wird unter manueller Vorgabe von Anfangs- und Randbedingungen auf den in Abschnitt 3.2.1.2 eingeführten Rechengebieten gelöst. Die nahezu adiabate Wirkung der Keramikbadstütze (Bild 3.2) wurde durch die thermischen Randbedingung (Bild 3.8) insoweit berücksichtigt, als dass der konvektive Wärmetransport vollständig und der radiative Wärmetransport teilweise unterbunden wurde.

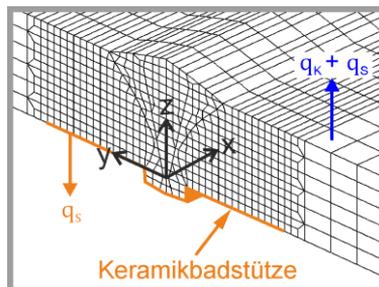


Bild 3.8 Thermische Randbedingungen am Beispiel von R2

Der Eintrag und die geometrische Verteilung der Schweißwärme wird durch den Einsatz gaußverteilter [87] und doppelellipsoider [88] Wärmequellen geleistet. Die während der ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Festphasenumwandlung frei werdende Umwandlungswärme (latente Wärme) wurde durch eine dem Schweißprozess nachlaufende doppelellipsoide Wärmequelle modelliert.

Für den Werkstoff S355J2+N entstammen die thermodynamischen Werkstoffkennwerte aus der SYSWELD®-Datenbank entsprechend dem Werkstoff S355J2G3 [147]. Auf Grund der chemischen Ähnlichkeit (Tabelle 4.3-4.4) wurden für die Werkstoffe S960QL, WEKO 4® und ED-FK 1000® die gleichen Werte verwendet. Für den Zusatzwerkstoff CN 13/4-IG® wurden diese im Zuge der Temperaturfeldkalibrierung zweckmäßig angepasst (Bild 3.9).

Die berechneten Temperaturverläufe und Schmelzbadgeometrien sind in Bild 4.42/4.43 den experimentell erfassten Größen gegenübergestellt. Aus Gründen der Übersichtlichkeit wurde eine bezüglich der Auswertepositionen zweckmäßige Verschiebung auf der Zeitachse gewählt. Ein Vergleich der experimentellen und numerischen Energieeinträge ist durch Tabelle 4.17 gegeben.

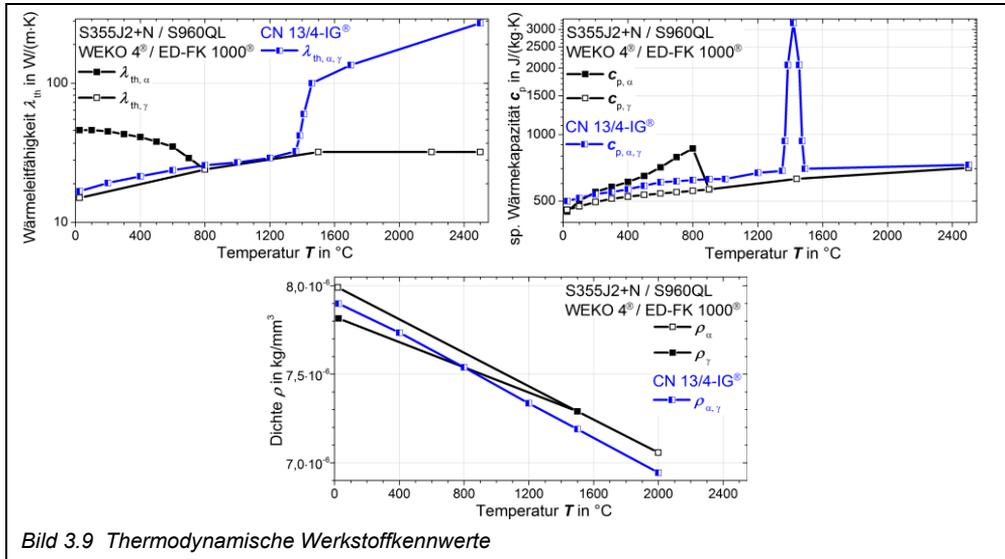


Bild 3.9 Thermodynamische Werkstoffkennwerte

• Metallurgische Modellierung

Die Modellierung der diffusionsgesteuerten ($\alpha \leftrightarrow \gamma$)-Gefügeumwandlungen beruht auf der Anwendung des Modells von *Leblond-Devaux* (Gleichung 2.7) [93], während die martensitische ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Gefügeumwandlung auf dem Modell nach *Koistinen-Marburger* (Gleichung 2.8) basiert. Die Anpassung der zugehörigen freien Modellparameter wurde manuell vorgenommen. Die Ableitung der eingesetzten Umwandlungskinetiken beruht auf den Erkenntnissen der Experimente zum Umwandlungsverhalten (Abschnitt 4.3.2, Bild 4.6-4.10). Die Modellierung angelassener Werkstoffbereiche wurde vernachlässigt

WEZ und Schmelzbadbereich von R1

Zur Modellierung der ($\alpha \rightarrow \gamma$)-Umwandlung von R1 wurde angenommen, dass nur der innerhalb der grauen Kurven liegende Werkstoffbereich in Bild 4.2 mit Härtewerten größer 180 HV0,5 einer Austenitisierung unterlag. Um dieses Austenitisierungsgebiet numerisch nachzubilden, wurden die durch *Gleeble*[®]-Dilatometerversuche bestimmten A_{c1} -/ A_{c3} -Temperaturen (Bild 4.6) zweckmäßig zu höheren Temperaturen verschoben. Das sich somit einstellende Austenitisierungsgebiet ist Bild 4.44 gegeben.

Im Zuge der Temperaturfeldnachbildung wurde eine Abkühlzeit von $t_{8,5} \approx 13,5\text{ s}$ berechnet (Bild 4.42). In Übereinstimmung mit einem dem Grundwerkstoff entsprechenden SZTU-Diagramm aus *Seyffarth* [46] wurde für den umwandelnden WEZ-Bereich eine 80 %ige bainitische und 20 %ige ferritische ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlung modelliert. Dementsprechend wurde mittels eines FEM-Stabmodells eine Dilatometerkurve für das WEZ-Umwandlungsverhalten berechnet. Diese ist in Bild 4.45 einer experimentellen *Gleeble*[®]-Dilatometerkurve gegenüber gestellt. Die Modellierung der ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlung des Schmelzbadbereichs wird in [78] detailliert beschrieben. Im Wesentlichen weisen die mit $\sim 220\text{ HV}_{10}$ (Bild 4.2) niedrigen Härtewerte des Schmelzbadbereichs im Vergleich mit der lokalen Mikrostruktur auf eine Variation von allotriomorphischem und nadelferritischem Mischgefüge hin [148]. Darum wurde von einer rein ferritischen ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlung ausgegangen.

WEZ von R2/R3

Der in Bild 4.2-links durch die magentafarbenen Kurven umschlossene Bereich umfasst die TZ und einen Teilbereich der NZ (Bild 2.1) und wird im Folgenden als Feinkornzone (FZ) zusammengefasst. Der zwischen dem Schmelzbad und der FZ liegende Bereich wird hier zweckmäßig als durchschnittliche Kornzone (DZ) bezeichnet (Bild 3.10).

Die in Abschnitt 4.3.2 durchgeführten Untersuchungen zum Umwandlungsverhalten (Dilatometerkurven-Bild 4.7, Mikrostruktur-Bild 4.8) zeigen auf, dass sich für die in der DZ auftretenden Austenitkorngrößen für $t_{8,5} \leq 14$ s rein martensitische Festphasenanteile ergeben. Im Zuge der Temperaturfeldnachbildung wurde ein mittlerer WEZ-Temperaturzyklus mit $t_{8,5} = 10$ s extrahiert und in das S960QL-SZTU (Bild 4.9) eingezeichnet, wobei dieser WEZ-Temperaturzyklus gerade noch nicht das bainitische-martensitische Mischphasengebiet schneidet. Nach [43, 44] würde jedoch das in der FZ befindliche und gegenüber der DZ kleinere Austenitkorn unter der Wirkung des mittleren WEZ-Temperaturzyklus zu bainitischen Festphasenanteilen führen. Da in dieser Arbeit jedoch von einer korngößenabhängigen Modellierung des ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlungsverhaltens abgesehen wurde und die Zusammensetzung der FZ unbekannt ist, wird die FZ als umwandlungsfrei angenommen und nur die DZ bei der Modellierung der ($\alpha \leftrightarrow \gamma$)-Umwandlung berücksichtigt. Um dies zu bewerkstelligen wurden auch hier wie im Fall von R1 die durch Gleeble[®]-Dilatometerversuche bestimmten A_{c1} -/ A_{c3} -Temperaturen zweckmäßig zu höheren Temperaturen verschoben, wodurch sich die in Bild 4.44 gezeigten Austenitisierungsgebiete einstellten.

Basierend auf dem S960QL-SZTU (Bild 4.9) wurde mit einer Abkühlzeit des mittleren WEZ-Temperaturzyklus von $t_{8,5} = 10$ s eine rein martensitische ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlung für die DZ angenommen. Dabei wurden die freien Parameter der Gleichung 2.8 zu $M_s = 420$ °C und $KM = 0,02856$ gesetzt.

Mit den eben aufgeführten Modellierungsannahmen wurde mittels eines FEM-Stabmodells eine Dilatometerkurve für das Umwandlungsverhalten der DZ (WEZ) berechnet. Diese ist in Bild 4.46 der experimentellen Gleeble[®]-Dilatometerkurve gegenüber gestellt.



Bild 3.10 WEZ-Einteilung in Fein- und durchschnittliche Kornzone (FZ, DZ), links – R2, rechts – R3

Schmelzbadbereich von R2

Da der Grundwerkstoff unter Einsatz des chemisch ähnlichen, artgleichen Zusatzwerkstoffs ED-FK 1000[®] verschweißt wurde und die quantitativen Härtewerte des Schmelzbadbereichs (Bild 4.2) hauptsächlich innerhalb der eingezeichneten Härtewertstreuung der S960QL-Gleeble[®]-Probe für $t_{8,5} = 14$ s liegen, wurde auch hier von einer rein martensitischen ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlung ausgegangen.

Die ($\alpha \leftrightarrow \gamma$)-Umwandlungsmodellierung des Schmelzbadbereichs entspricht vollständig der Modellierung der soeben erläuterten ($\alpha \leftrightarrow \gamma$)-Umwandlung der WEZ von R2 und R3.

Schmelzbadbereich von R3

Das qualitative Elementmapping (Bild 4.3-links) weist eine durch Aufmischung verursachte diskontinuierliche Cr-Ni-Verteilung innerhalb des Schmelzbadbereichs auf, deren Einfluss auf die ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlung berücksichtigt wurde. Zur Berechnung der M_s -Temperaturen der Bereiche A und B wurde Gleichung 2.18 angewandt, deren Gültigkeit zunächst an dem Probenmaterial der 33-lagigen Schweißgutproben des Zusatzwerkstoffs CN 13/4-IG® (Abschnitt 3.1.2) wie folgt nachgewiesen wurde.

Die am Nahtquerschliff der 33-lagigen Schweißgutproben entlang der Linien L1 und L2 durchgeführten ESMA-Analysen (Bild 4.4) führen auf die in Tabelle 3.14 aufgeführten Cr-Ni-Mittelwerte. In Zusammenhang mit den Lieferzeugnisangaben des Zusatzwerkstoffs CN 13/4-IG® (Tabelle 4.2) folgt eine nach Gleichung 2.18 berechnete M_s -Temperatur von $\bar{M}_s \approx 244 \text{ °C}$, welche eine Abweichung zu experimentellen Ergebnissen von $\bar{M}_s \approx 252 \text{ °C}$ (CN 13/4-IG®-SZTU, Bild 4.10-links) mit $\Delta T \approx -8 \text{ K}$ aufweist. Die Anwendbarkeit von Gleichung 2.18 zur Berechnung der M_s -Temperaturen für die Bereiche A/B ist somit plausibel.

Die auf Höhe der Linien L1 und L2 mittels ESMA-Analysen (Bild 4.3-rechts) quantitativ bestimmten Cr-Ni-Mittelwerte des R3-Schmelzbadbereichs sind in Tabelle 3.14 gegeben. Mit Hilfe der Ergebnisse begleitender Funkenspektralanalysen am R3-Nahtquerschliff (Abschnitt 3.1.3) führt Gleichung 2.18 auf $\bar{M}_{s, L1} \approx 330 \text{ °C}$ und $\bar{M}_{s, L2} \approx 260 \text{ °C}$.

Tabelle 3.14 Berechnete M_s -Temperaturen

chem. Elemente in wt %					
C	Mn	Mo	Cr	Ni	
33-lagige Schweißgutprobe (Bild 4.4)					
Lieferzeugnis			ESMA		Gleichung 2.18
0,01	0,7	0,4	12	4,5	$M_s \approx 244 \text{ °C}$
R3-Schmelzbad (Bild 4.3)					
Funkenspektralanalyse			ESMA		Gleichung 2.18
0,09	0,95	0,25	L1: 6,5 L2: 9,5	L1: 2,5 L2: 3,5	$M_{s, L1} \approx 330 \text{ °C} = M_{s, A}$ $M_{s, L2} \approx 260 \text{ °C} = M_{s, B}$

Ausgehend von dem qualitativen Elementmapping (Bild 4.3-links) wird das Schmelzbad des numerischen Modells in einen oberen Bereich A und einen unteren Bereich B aufgeteilt (Bild 3.11-links). Hierzu wird dem Bereich A eine M_s -Temperatur von $M_{s, A} = M_{s, L1} \approx 330 \text{ °C}$ und dem Bereich B eine M_s -Temperatur von $M_{s, B} = M_{s, L2} \approx 260 \text{ °C}$ zugewiesen.

Für die Einflussanalysen wird ein weiteres numerisches Schmelzbadmodell benötigt (Bild 3.11-rechts), in welchem unter der Annahme einer über den gesamten Schmelzbadbereich homogenen Cr-Ni-Verteilung der Aufmischungseffekt vernachlässigt wird. Die durchschnittliche $M_{s, \emptyset}$ -Temperatur dieses Schmelzbadbereichs wurde wie folgt berechnet:

$$M_{s, \emptyset} = 0,5 \cdot (M_{s, A} + M_{s, B})$$

Gleichung 3.2

mit $M_{s, \emptyset}$ - durchschnittliche Martensitstarttemperatur

Zur Modellierung der ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlungskinetik werden die soeben abgeleiteten M_s -Temperaturen mit $KM = 0,038$ in Gleichung 2.8 eingesetzt. Eine mit $KM = 0,038$ und $M_s = 252 \text{ }^\circ\text{C}$ berechnete Dilatometerkurve ist einer experimentell bestimmten Gleeble[®]-Dilatometerkurve des Zusatzwerkstoffs CN 13/4-IG[®] in Bild 4.47 gegenüber gestellt.

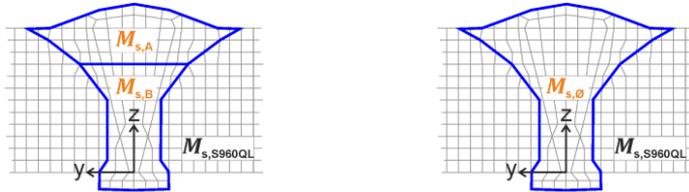


Bild 3.11 Schmelzbadaufteilung S960QL – CN 13/4 IG[®], links - Berücksichtigung des Aufmischungseffektes durch verschiedene M_s -Bereiche, rechts - Schmelzbad mit homogenem M_s -Bereich

3.2.1.4 Thermomechanische Modellierung

• Berechnungsmethodik

Die Berechnung der Gesamtdehnung (Gleichung 2.10) beruht auf der klassischen Theorie des elastisch-plastischen isotropen Materialverhaltens (Abschnitt 2.3.2). Der Ausgangszustand der Grundwerkstoffbleche wurde als eigenspannungs- und beanspruchungsfrei angenommen. Die Berechnung der elastischen Dehnungen basiert auf dem Gesetz von Hooke (Gleichung 2.11). Als Fließgesetz zur Berechnung der plastischen Dehnungen kommt Gleichung 2.12 zur Anwendung. Die Fließbedingung zur Trennung des elastischen und plastischen Werkstoffverhaltens wurde über das gewichtete Plastizitätskriterium F_{gew} realisiert (Gleichung 2.15). Zur Modellierung eines gemischt isotrop-kinematischen Verfestigungsverhaltens wurde der Skalierungsfaktor P_{iso} (Gleichung 2.15) auf alle Festphasen und Werkstoffbereiche einer Referenzschweißung gleichermaßen angewandt.

Das nicht-lineare plastische Verfestigungsverhalten wird an in der Materialdatenbank hinterlegten festphasen- und temperaturabhängigen multi-linearen Fließkurven abgeleitet. Bei der Präsenz von Mischgefügen wurden die zur Berechnung der elastischen und plastischen Dehnungsanteile notwendigen Fließgrenzen und die Fließkurven entsprechend der momentan vorliegenden Gefügeanteile unter Anwendung der linearen Mischungsregel nach Gleichung 2.9 gewichtet.

Die volumetrischen Dehnungskomponenten (Gleichung 2.16) wurden anhand von in der Datenbank hinterlegten gefügespezifischen thermischen Dehnungswerten direkt vorgegeben. Die während der ($\alpha \leftrightarrow \gamma$)-Festphasenumwandlung resultierende volumetrische Dehnung wurde entsprechend der momentan vorliegenden Gefügebestandteile durch die in Gleichung 2.9 aufgeführte lineare Mischungsregel berechnet.

Die Berechnung der umwandlungsplastischen Dehnung basiert auf dem von Leblond formulierten Ansatz (Gleichung 2.17). Hierfür wurden konstante, von Temperatur und Spannungszustand unabhängige materialspezifische UP-Parameter K vorgegeben.

Im Temperaturbereich oberhalb der Solidustemperatur wurde für das vorliegende thermo-mechanische Modell das Konzept der Abschneidetemperatur verfolgt, wobei letztere mit der Solidustemperatur gleichgesetzt wurde.

Die durch die martensitische Festphasenumwandlung starke Reduzierung der in der austenitischen Festphase akkumulierten plastischen Dehnungen wurde insoweit berücksichtigt, als dass die im Austenit akkumulierten plastischen Dehnungen im Zuge der martensitischen Umwandlung vollständig zurückgesetzt wurden.

Das Volumen des Zusatzwerkstoffs wurde in der Gitterstruktur (Bild 3.7) bereits bei Schweißbeginn berücksichtigt und wurde als künstliche Festphase deklariert („ruhige Elementmethode“ [145]).

Zur Berücksichtigung des nichtlinearen Materialverhaltens und nichtlinearer (großer) Verformungen wurde der *Lagrange*-Ansatz zur Berechnung der elastisch-plastischen Steifigkeitsmatrix des masseverbundenden Elementnetzes eingesetzt. Die Steifigkeitsmatrix wurde für die innerhalb eines Zeitinkrements notwendigen Iterationsschritte mit Hilfe einer impliziten Rückwärtselementspannungsintegration jeweils neu berechnet.

• **Mechanische Randbedingungen**

Zur Nachbildung der rotationsfreien „Einpunktlagerung“ (Bild 3.1/ 3.2) wurden auf der linken Blechunterseite die Knoten a - g (Bild 3.12) so ausgewählt, dass diese in Position und Abstand den realen Lagerungspunkt bestmöglich widerspiegeln. Durch die in Tabelle 3.15 definierten Beschränkungen der translatorischen Freiheitsgrade werden zum einen die Rotationsbewegungen des FE-Vollmodells um den Lagerungspunkt vollständig blockiert und zum anderen eine lagerungsbedingte Entstehung von Biegemomenten unterbunden.

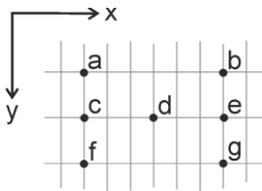


Bild 3.12 Lagerung des FE-Vollmodells

Tabelle 3.15 Mech. Randbedingungen - FE-Vollmodell

Knoten	a	b	c	d	e	f	g	
Koordinate	x	144	156	144	150	156	144	156
	y	30,5	30,5	34,5	34,5	34,5	38,5	38,5
	z	0	0	0	0	0	0	0
Verschiebung blockiert in	z	z	y	x	y	z	z	

Die für die FE-Halbmodelle (Bild 3.13) zugehörigen mechanischen Randbedingungen werden unter Ausnutzung von Symmetriebedingungen in der (x-z)-Spiegelebene formuliert. In Tabelle 3.16 sind die Beschränkungen der translatorischen Freiheitsgrade für die Knoten a/b und für die in der (x-z)-Spiegelebene liegenden Knoten c definiert. Dies ermöglicht die rechnerische Nachbildung von Schweißungen ohne äußerliche Schrumpfbinderungen.

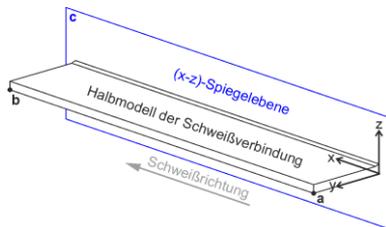


Bild 3.13 Lagerung des FE-Halbmodells

Tabelle 3.16 Mech. Randbedingungen - FE-Halbmodell

Knoten	a	b	c
Koordinate	x	0	300
	y	60	60
	z	0	0
Verschiebung blockiert in	x & z	z	y

(x-z)-Spiegelebene bei y = 0

Für die Variationsrechnungen mit äußerer Schrumpfbehinderung wurden die mechanischen Randbedingungen für $R2$ und $R3$ so modifiziert, dass diese die Einspannbedingungen einer starren (Box-)Konstruktion approximieren (Tabelle 3.17). Zur Nachbildung eines maximal möglichen Einspanngrades wurden die im Bereich der grauen Fläche liegenden Knoten (Bild 3.14) der Blechober- und Unterseite mit Federsteifigkeiten von $k_x = k_y = k_z = 1,54$ MN/mm versehen. Mit einem Oberflächeninhalt der grauen Flächen von $A = 8850$ mm² folgt mit einer Gesamtanzahl der in diesen Bereichen liegenden Knoten von $n = 1208$ eine mittlere Knotendichte pro Fläche von $\approx 0,1365$ Knoten/mm². Unter der Annahme einer äquidistanten Knotenverteilung der in den betreffenden Bereichen liegenden Oberflächenknoten folgt hieraus eine ‚flächenbezogene Federsteifigkeit‘ in x -, y - und z -Richtung von $k \approx 210$ GPa, was wiederum dem E -Modul des betrachteten Werkstoffs S960QL bei Raumtemperatur entspricht. Die so modifizierten Randbedingungen vor Beginn des Schweißprozesses aufgeprägt und bis zur Abkühlung der Schweißverbindung aufrechterhalten.

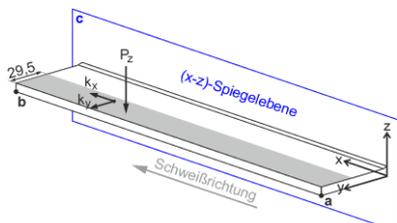


Bild 3.14 Lagerung des FE-Halbmodells unter Einspannung

Tabelle 3.17 Mech. Randbedingungen unter Einspannung

Blockierung der Verschiebungen der Knoten a, b und c nach Tabelle 3.16
Federkonstante der in den grauen Flächen liegenden Knoten: $k_x, k_y, k_z = 1,54$ MN·mm ⁻¹

• Bereitstellung der thermomechanischen Materialkennwerte

Für $R2/R3$ wurden alle verwendeten thermomechanischen Kennwerte auf experimentellem Weg bestimmt (Abschnitt 3.1.4), wobei die zugrunde liegenden Probenwerkstoffe mit denen in den Schweißexperimenten (Abschnitt 3.1.2) verwendeten Werkstoffen übereinstimmen. Für $R1$ entstammen die Dehngrenzen und die Fließkurven der SYSWELD[®]-Materialdatenbank für den Werkstoff S355J2G3 [109]. Die in dieser Arbeit verwendete Bereitstellung der Materialkennwerte ist durch Tabelle 3.18 gegeben.

Tabelle 3.18 Bereitstellung der thermomechanischen Materialkennwerte

Schweißverbindungen	thermomechanische Kennwerte			
	$R_e(\dot{\epsilon})$	$\sigma(\epsilon, \dot{\epsilon})$	E	ν ϵ_{th} K
S355J2+N – WEKO 4 [®] / R1	SYSWELD [®] -Datenbank [109]			
S960QL – ED-FK 1000 [®] / R2	experimentell ermittelte Kennwerte (Abschnitt 3.1.4)			
S960QL – CN 13/4-IG [®] / R3				

• Zuweisung der thermomechanischen Materialkennwerte

Die Verwendung unterschiedlicher Grund- und Zusatzwerkstoffe, die lokal auftretenden unterschiedlichen Temperaturhistorien und die Berechnungsmethodiken erfordern für die in Bild 3.15 gezeigten Bereiche 1 und 2 die Vorgabe differenter Werkstoffkennwerte.

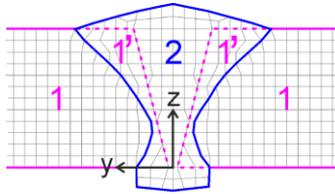


Bild 3.15 Zuweisung der thermomechanischen Materialkennwerte am Beispiel von R2, 1 und 1' - Bereiche der Grundwerkstoffe, 2 - Bereich des Schmelzbades

R1

Für die Bereiche 1 und 2 (Bild 3.15) werden die für den Grundwerkstoff S355J2+N in Abschnitt 3.1.4 experimentell bestimmten Kennwerte ε_{th} , E und ν (Tabelle 4.7/4.8) und der UP-Parameter mit $K = 7,3 \cdot 10^{-5} \text{ MPa}^{-1}$ (Bild 4.12) gleichermaßen vorgegeben. Für den Bereich 1 werden die Kennwerte R_e und $\sigma(\varepsilon)$ der *SYSWELD*[®]-Datenbank [109] entnommen. Wie in [78] ausführlich argumentiert, bedurfte es im Bereich 2 für die im Zuge der ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Festphasenumwandlung entstehenden Festphase Nadelferrit einer separaten Anpassung der Kennwerte R_e und $\sigma(\varepsilon)$. Hier wurde mit Hilfe der in der *SYSWELD*[®]-Datenbank hinterlegten Kennwerte R_e und $\sigma(\varepsilon)$ ein Verfestigungsverhalten entsprechend 40 % Ferrit und 60 % Bainit modelliert. Für R1 wird ein rein isotropes Verfestigungsverhalten angenommen.

Abschätzung des isotrop-kinematischen Verfestigungsverhaltens von R2/R3

Im Rahmen von Voruntersuchungen wurden unter Einsatz der in Abschnitt 3.1.4 ermittelten Kennwerte für den Werkstoff S960QL zyklische Warmzug-/ Warmstauchversuche simuliert. Zur Modellierung des gemischt isotrop-kinematische Verfestigungsverhaltens wurde der Skalierungsfaktor P_{iso} (Gleichung 2.15) mit $\Delta P_{iso} = 0,2$ zwischen $0 \leq P_{iso} \leq 1$ variiert. Die so simulierten zyklischen Warmzug-/ Warmstauchkurven (Bild 4.48/4.49) zeigen auf, dass der Werkstoff S960QL mit abnehmender Temperatur zunehmend kinematisch entfestigt. Schlussfolgernd wird bei Einsatz des Werkstoffs S960QL ein gemischt isotrop-kinematisches Verfestigungsverhalten im Zuge der Schweißstruktursimulation berücksichtigt.

Zur Anpassung des vorzugebenden Faktors P_{iso} wurden an den Referenzfällen R2/R3 Variationsrechnungen bezüglich P_{iso} durchgeführt, wobei für die Bereiche 1 und 2 (Bild 3.15) der gleiche Wert eingestellt wurde. Es zeigte sich, dass mit $P_{iso} = 0,2$ die bei Raumtemperatur berechneten Längseigenstressen bestmöglich mit denen durch Neutronendiffraktometrie ermittelten Werten übereinstimmen. Somit wurde zur thermomechanischen Modellierung der Referenzfälle R2/R3 von $P_{iso} = \text{konstant} = 0,2$ ausgegangen.

R2

Für beide Bereiche 1 und 2 (Bild 3.15) wurden die für den Grundwerkstoff S960QL experimentell bestimmten Kennwerte ε_{th} , E und ν (Tabelle 4.7/4.8) und der UP-Parameter mit $K = 6,9 \cdot 10^{-5} \text{ MPa}^{-1}$ (Bild 4.12) gleichermaßen vorgegeben. Für die Bereiche 1 und 2 wurden die für den Grundwerkstoff S960QL und seine zugehörigen Festphasen ermittelten Kennwerte $R_e(\dot{\varepsilon})$ und $\sigma(\varepsilon, \dot{\varepsilon})$ (Abschnitt 4.3.5) berücksichtigt, wobei für den Bereich 1 das Verfestigungsverhalten für hohe Dehnraten ($\dot{\varepsilon}_{II}$) und für den Bereich 2 das Verfestigungsverhalten für niedrige Dehnraten ($\dot{\varepsilon}_I$) angenommen wurde (Tabelle 3.11).

Für die Bereiche 1 und 2 wurde ein gemischt isotrop-kinematisches Verfestigungsverhalten mit den gewichteten Plastizitätskriterium $F_{gew}(P_{iso} = 0,2)$ (Gleichung 2.15) berücksichtigt.

R3

Die Kennwertzuweisungen für den Bereich 1 (Bild 3.15) entsprechen denen im direkt vorhergehenden Teilabschnitt für R2 vorgenommenen Zuweisungen und berücksichtigt das Verfestigungsverhalten für hohe Dehnraten ($\dot{\epsilon}_{II}$). Für den Bereich 2 wurden die für den Zusatzwerkstoff CN 13/4-IG[®] experimentell bestimmten Kennwerte ϵ_{th} , E und ν (Tabelle 4.7/4.8) und der UP-Parameter mit $K = 5,3 \cdot 10^{-5} \text{ MPa}^{-1}$ (Bild 4.12) vorgegeben. Zudem wurden für den Bereich 2 die für den Zusatzwerkstoff CN 13/4-IG[®] ermittelten Kennwerte $R_e(\dot{\epsilon})$ und $\sigma(\epsilon, \dot{\epsilon})$ (Abschnitt 4.3.5) berücksichtigt und ein Verfestigungsverhalten für niedrige Dehnraten ($\dot{\epsilon}_I$) angenommen (Tabelle 3.11).

Für die Bereiche 1 und 2 wurde mit $F_{gew}(P_{iso} = 0,2)$ (Gleichung 2.15) das gleiche gemischt isotrop-kinematische Verfestigungsverhalten wie für R2 angenommen.

• Validierung der SE und des SV

Die in den nächsten Teilabschnitten vollzogenen Auswertungen wurden an FE-Vollmodellen durchgeführt (Bild 3.7) und erfolgten bei $x = 220$ (Bild 3.1).

SE auf den Oberflächen

Zur Auswertung der SE auf den Oberflächen wurden die an den Gaußpunkten berechneten Werte der Längs- und Quereigenspannungen auf die Position der Oberflächenknoten extrapoliert. Die experimentellen und berechneten SE-Komponenten der Referenzfälle R1, R2 und R3 sind in Bild 4.50-4.52 gegenübergestellt.

SE im Volumen

Um eine Vergleichbarkeit der berechneten und auf experimentellem Weg über ein Messvolumen hinweg integral erfassten SE-Komponenten zu gewährleisten, wurden die an den Gaußpunkten berechneten SE im Volumen der jeweils übereinander liegenden FE-Volumenelemente (graue Flächen-Bild 3.16) genutzt um den Mittelwert der SE-Komponenten auf Höhe der Messpositionen (z -Richtung) der Beugungsexperimente zu berechnen. Die so für R2 und R3 bei $z = \{1,5; 3; 4,5\}$ berechneten SE-Komponenten sind zusammen mit den experimentellen Ergebnissen in Bild 4.53-4.58 zu finden.

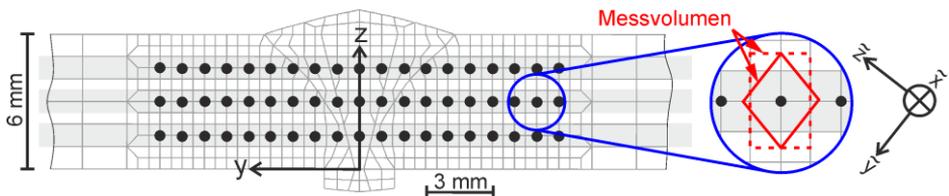


Bild 3.16 Auswertepositionen der Volumeneigenspannungen bei $x = 220$ (Bild 3.1), schwarze Punkte – Zentrum der Messvolumen der Neutronenbeugung, graue Flächen – in Auswertung einbezogene FE-Volumenelemente, rot – Messvolumen der Neutronenbeugung (Bild 3.5/3.6)

Winkelverzug und Durchbiegung

An den über eine „Einpunktlagerung“ fixierten FE-Vollmodellen (Bild 3.7) wurden die transienten z -Verschiebungen an den Positionen der Punkte P1, P2 und P3 (Bild 3.2) extrahiert. Anschließend kam es mit Hilfe von Gleichung 3.1 zur Berechnungen der transienten

Durchbiegung $\Delta z(t)$. Die berechneten transienten z -Verschiebungen der Punkte P1, P2 und P3 und die hieraus folgenden Durchbiegungen $\Delta z(t)$ sowie der transiente Winkelverzug sind denen durch das optische Messsystem ARAMIS[®] experimentell ermittelten Schweißverzügen in Bild 4.59-4.61 gegenübergestellt.

3.2.2 Einflussanalysen

Anhand der im Modellaufbau (Abschnitt 3.2.1) vorgenommenen Modellierungsschritte und zugehöriger Validierung der Referenzfälle $R1$ - $R3$ konnte gezeigt werden, dass die entwickelten Modelle zur Schweißstruktursimulation in der Lage sind, die verbleibenden SE und die sich ausbildenden SV realitätsnah nachzubilden. Darauf aufbauend wurden die FE-Halbmodelle (Abschnitt 3.2.1.2, Bild 3.13) der Referenzfälle $R2$ und $R3$ genutzt um die Änderung der SE und des SV durch werkstoffspezifische Modellvariationen zu untersuchen. In Bezug zu den Hauptanliegen dieser Arbeit (Abschnitt 2.5) wurde hierbei auf die Reduzierung der erforderlichen Anzahl von Materialkennwerten zur Datenbankgenerierung und auf die Reduzierung des Modellierungsaufwandes abgezielt. Weiterhin wird das Phänomen des Aufmischungseffektes untersucht, um einen Beitrag zum Verständnis der Rissproblematik beim nichtartgleichen Schweißen umwandlungsfähiger hochlegierter Zusatzwerkstoffe zu leisten.

Die Einflussanalysen untergliedern sich in Untersuchungen zum Einfluss der Warmzugkurven, zum Umwandlungsverhalten und auf das Phänomen des Aufmischungseffektes. Innerhalb der Analysen zum Einfluss der Warmzugkurven wurden der Einfluss des dehnratenabhängigen Warmzugverhaltens ($R2$, $R3$) und der Einfluss der Warmzugkurvenvariation ($R2$, $R3$) untersucht. Die Untersuchungen zum Umwandlungsverhalten beziehen sich dabei auf die Umwandlungsplastizität ($R2$, $R3$) und auf die martensitische Umwandlung des hochlegierten Zusatzwerkstoffs CN 13/4-IG[®] ($R3$). Abschließend wurde der durch die diskontinuierliche Cr - Ni -Verteilung im Schmelzbadbereich der Schweißverbindung S960QL – CN 13/4-IG[®] ($R3$) verursachte Aufmischungseffekt analysiert und darauf aufbauend der Einsatz höherlegierter Zusatzwerkstoffe simuliert und der inhomogene Aufmischungsgrad variiert. Als Analyse Kriterien dienen die SE und der SV. Dabei wurden die verbleibenden SE und der verbleibende SV ausschließlich an den nach dem Schweißprozess auf Raumtemperatur abgekühlten Schweißverbindungen ausgewertet. Hierbei wurde der SV an der Position P2 (Bild 3.2) durch die nach Gleichung 3.1 berechnete Durchbiegung Δz und dem zur Position P2 gehörenden Winkelverzug α wiedergegeben.

3.2.2.1 Warmzugkurven

Für die Referenzfälle $R2$ und $R3$ kam es innerhalb der thermomechanischen Modellierung (Abschnitt 3.2.1.4) für die Bereiche 1 und 2 (Bild 3.15) zu einer Zuweisung werkstoffabhängiger Warmzugkurven, welche auf einem Verfestigungsverhalten bezüglich unterschiedlicher Dehnraten basieren (Tabelle 3.11). Dabei wurde für den Bereich 1 das Verfestigungsverhalten für hohe Dehnraten ($\dot{\epsilon}_{II}$ - temperaturabhängig) und für den Bereich 2 das Verfestigungsverhalten für niedrige Dehnraten ($\dot{\epsilon}_I$ - konstant) angenommen.

Es wurde nun untersucht, welchen Einfluss die Implementierung der in Abschnitt 3.1.4.2 auf unterschiedlichen Dehnratenkonzepten ermittelten Warmzugkurven auf die SE und den SV ausüben. Hierzu wurden für die Bereiche 1 und 2 der Referenzfälle $R2$ und $R3$ verschiede-

ne Warmzugkurven hinsichtlich ihrer Dehnratenabhängigkeit vorgegeben (Tabelle 3.19). Das zugehörige Verfestigungsverhalten beruht auf den für die Dehnraten $\dot{\epsilon}_I$ und $\dot{\epsilon}_{II}$ bestimmten Warmzugkurven nach Tabelle 3.11.

SE: Bild 5.1/5.2 | SV: Bild 5.3

Tabelle 3.19 Variation des dehnratenabhängigen Verfestigungsverhaltens

		dehnratenabhängiges Warmzugverhalten $\sigma(\dots)$		
Bereich (Bild 3.15)	1	$\dot{\epsilon}_I$	$\dot{\epsilon}_{II}$	$\dot{\epsilon}_{II}$
	2	$\dot{\epsilon}_I$	$\dot{\epsilon}_I$	$\dot{\epsilon}_{II}$

Die (experimentelle) Bereitstellung von Materialkennwerten, insbesondere zur Beschreibung des Verfestigungsverhaltens, ist wegen des Zeit- und Kostenaufwands eine Hauptproblematik im Modellaufbau von numerischen Schweißstruktursimulationen [12]. Es liegt somit nahe den experimentellen Aufwand für die in der Materialdatenbank hinterlegten Kennwerte insoweit zu reduzieren, als dass die hiermit berechneten SE und der SV noch folgerichtig wiedergegeben werden können. Diesbezüglich wurden die Modelle von R2 und R3 genutzt, um die Auswirkungen einer schrittweisen Vereinfachung und Reduktion der das Verfestigungsverhalten beschreibenden Warmzugkurven auf die SE und den SV zu analysieren.

Abweichend zu den während und nach dem Schweißprozess auftretenden kontinuierlichen Temperaturzyklen erfordert die Durchführung von Warmzugversuchen eine isotherme Temperaturführung. Im Fall der in dieser Arbeit untersuchten hochfesten Werkstoffe verursacht diese isotherme Temperaturführung ab $T > 600$ °C Entfestigungen, welche auf Anlassvorgänge und einen durch temperaturinduzierte atomare Gitterschwingungen verursachten Versetzungsabbau zurückzuführen sind. Somit weichen die experimentell ermittelten Warmzugeigenschaften zwangsläufig von denen in der Schweißverbindung auftretenden Warmzugeigenschaften ab. Weiterhin liefern die Ergebnisse zum dehnratenabhängigen Warmzugverhalten (Abschnitt 5.1.1, Bild 5.1/5.2) den Hinweis, dass die innerhalb der zugehörigen Einflussanalyse durchgeführte Variation der Verfestigungseigenschaften ab $T \geq 600$ °C nahezu keinen Einfluss auf die verbleibenden SE nimmt. Deshalb wurden in einem ersten Schritt (Var1/2, Tabelle 3.20) die Warmzugeigenschaften ab $T \geq 600$ °C schrittweise vereinfacht um deren Einfluss auf die SE und den SV zu analysieren. Im zweiten Schritt (Var3/4, Tabelle 3.20) wurde die Anzahl der in der Materialdatenbank hinterlegten Warmzugkurven in zwei Stufen reduziert.

SE: Bild 5.4-5.7 | SV: Bild 5.8

Tabelle 3.20 Variation der Warmzugkurveneigenschaften und der Warmzugkurvenanzahl

Var1	$\sigma(T \geq 600 \text{ °C}) := \sigma_{\text{ideal plastisch}}$
Var2	$\sigma(T \geq 600 \text{ °C}) := \sigma_{\text{ideal plastisch}}(T = 600 \text{ °C})$
Var3	$\sigma(T) ; T[\text{°C}] := \{20; 200; 400; 600; 800; 1000; 1200; 1400\}$
Var4	$\sigma(T) ; T[\text{°C}] := \{20; 300; 600; 900; 1200; 1500\}$

3.2.2.2 Umwandlungsplastizität

Die unter Einsatz der in Abschnitt 3.1.4.2 für die Werkstoffe S960QL und CN 13/4-IG[®] experimentell bestimmten, materialspezifischen UP-Parameter K (Bild 4.12) wurden variiert um den Einfluss der Umwandlungsplastizität auf die SE und den SV zu untersuchen. Dabei wurden die nach Tabelle 3.21 variierten UP-Parameter K in die Evolutionsgleichung 2.17 eingesetzt und die Berechnungen unter Verwendung der Modelle für $R2$ und $R3$ erneut durchgeführt. Anschließend wurden die mechanischen Randbedingungen der Modelle so modifiziert (Bild 3.14, Tabelle 3.17), dass die Schweißverbindungen äußeren Schrumpfbegrenzungen ausgesetzt sind. Anhand dieser so modifizierten Modelle wurden vereinzelt Variationsrechnungen bezüglich der UP-Parameter K nach Tabelle 3.21 durchgeführt.

Tabelle 3.21 Variation des UP-Parameters K

Werkstoff	UP-Parameter K in MPa^{-1}	$i =$				
		1	2	3	4	5
S960QL	$K_{i, \text{S960QL}} = 6,9 \cdot \dots$	0	10^{-6}	10^{-5} (Experiment)	10^{-4}	10^{-3}
CN 13/4-IG [®]	$K_{i, \text{CN 13/4-IG}} = 5,3 \cdot \dots$					

• K -Variation bei latenter Schrumpfung

Für die Variationsrechnungen wurden die UP-Parameter K für das Material im Schmelzbadbereich (Bereich 2, Bild 3.15) und für den angrenzenden Grundwerkstoff (Bereich 1, Bild 3.15) einzeln vorgegeben und nach Tabelle 3.21 gleichermaßen variiert. Bei $R2$ wurden für die Bereiche 1 und 2 der gleiche UP-Parameter K des Werkstoffs S960QL eingesetzt. Für die Schweißverbindung $R3$ wurde für den Bereich 1 der K -Wert des Werkstoffs S960QL und für den Bereich 2 der K -Wert des Werkstoffs CN 13/4-IG[®] angewandt.

SE: Bild 5.9/5.10 | SV: Bild 5.11

• K -Variation bei äußerer Schrumpfbegrenzung

Die Bereichszuweisungen der UP-Parameter K entsprechen denen der Variationsrechnungen für die latente Schrumpfung, wobei die UP-Parameter K anhand der Fälle $i = \{1; 3\}$ (Tabelle 3.21) variiert wurden.

SE: Bild 5.12/5.13

3.2.2.3 Martensitische Umwandlung des LTT-Schweißguts

Zur SE-Reduzierung sollen in der Praxis vermehrt hochlegierte Zusatzwerkstoffe eingesetzt werden [61], welche auf Grund variierender Cr-Ni -Gehalte unterschiedliche M_s -Temperaturen aufweisen. Zudem wird die effektive M_s -Temperatur des Schmelzbadbereichs durch die Aufmischung mit den Grundwerkstoffen beeinflusst (Abschnitt 3.2.1.3, „Schmelzbadbereich von $R3^a$ “). Es galt zu untersuchen, inwieweit die M_s -Variation die verbleibenden SE und den SV beeinflussen. Deshalb wurde in diesem Abschnitt eine Einflussanalyse der martensitischen Umwandlungskinetik des LTT-Schweißguts am Referenzfall $R3$ durchgeführt. Unter der Annahme einer über den gesamten Schmelzbadbereich homogenen Cr-Ni -

Verteilung wurde der Aufmischungseffekt vernachlässigt (Bild 3.11-rechts) und die martensitische Umwandlungskinetik durch die Variation der mittleren $M_{s,\varnothing}$ -Temperatur des Schmelzbadbereichs nach Tabelle 3.22 geändert (Gleichung 2.8).

SE: Bild 5.14/5.15 | SV: Bild 5.17

Tabelle 3.22 Variation der $M_{s,\varnothing}$ -Temperatur

$M_{s,\varnothing}$ in °C ($ \Delta M_s = 62,5$ K)					
107,5	170	232,5	295	357,5	420

3.2.2.4 Aufmischungseffekt

Die diskontinuierliche $Cr-Ni$ -Verteilung (Aufmischung) im Schmelzbadbereich der Schweißverbindung R3 (Bild 4.3) verursacht zwischen den Bereichen A und B einen Unterschied in den M_s -Temperaturen. Dieser wurde im Rahmen der metallurgischen Modellierung zu $\Delta M_{s,A-B} = M_{s,A} - M_{s,B} = -70$ K berechnet (Gleichung 2.18) und ist im numerischen Modelaufbau des Referenzfalls R3 berücksichtigt (Bild 3.11-links). Die Auswirkung der hierdurch beeinflussten martensitischen ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlungskinetik auf die SE wird als Aufmischungseffekt bezeichnet und bildet den Untersuchungsgegenstand der im Folgenden durchgeführten Einflussanalysen. Als Vergleichskriterien dienen Berechnungsergebnisse, bei welchen durch die Annahme einer über den gesamten Schmelzbadbereich konstanten $Cr-Ni$ -Verteilung die inhomogene Aufmischung vernachlässigt wurde (Bild 3.11-rechts). Die Berechnungsgrundlage der $M_{s,\varnothing}$ -Temperatur im Schmelzbadbereich mit homogener Aufmischung liefert Gleichung 3.2. Alle nun folgenden Variationsrechnungen basieren auf dem numerischen Modell des Referenzfalls R3, wobei ausschließlich die im Schmelzbad relevante martensitische Umwandlungskinetik variiert wird.

• Transiente Ausbildung der Volumeneigenspannungen

Im präsenten FE-Modell bilden die auf Höhe von $z = 4,75$ und $z = 4,25$ liegenden Volumenelemente die Grenzschicht der Bereiche A und B des Schmelzbad und unterscheiden sich in ihren M_s -Temperaturen um $\Delta M_s = -70$ K. Um einen möglichen Zusammenhang zwischen der hierdurch verursachten unterschiedlichen martensitischen ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlungskinetik und den sich aufbauenden Eigenspannungen zu analysieren, wurde die transiente Ausbildung der Eigenspannungskomponenten im Grenzschichtbereich betrachtet. Dazu wurde der zeitliche Verlauf der bei $\{x; y; z\} = \{220; 0,25; 4,75\}$ und $\{x; y; z\} = \{220; 0,25; 4,25\}$ (Punkte in Bild 3.17) berechneten Eigenspannungskomponenten mit den momentan vorliegenden martensitischen Festphasenanteilen in Bild 5.19/5.20 dargestellt.

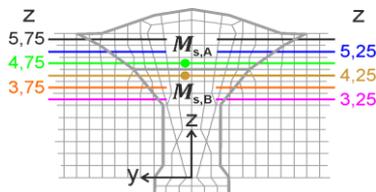


Bild 3.17 Auswertepositionen der Schweißverbindung R3 bei $x = 220$, Punkte - Extraktionsposition der transienten Eigenspannungsläufe und martensitischen Festphasenanteile

• **Vergleich zu den experimentellen Messergebnissen**

Die mit homogener und inhomogener Aufmischung berechneten SE wurden denen durch Röntgenbeugung und durch Neutronenbeugung ermittelten Messergebnissen (Abschnitt 3.1.5) gegenübergestellt. Die Auswertung der SE im Volumen basiert auf der in Bild 3.16 erläuterten Methode.

SE: Bild 5.21-5.24 | SV: Bild 5.25/5.26

• **Variable Einspannbedingungen**

Die Betrachtung der transienten SE-Ausbildung (Bild 5.19) weist zwischen den Berechnungen mit homogener und inhomogener Aufmischung auf steile SE-Gradienten im Grenzschichtbereich der Schweißnaht hin. Wie in Abschnitt 2.4.3 erläutert, können steile SE-Gradienten eine überkritische Wasserstoffkonzentration fördern und somit die Kaltrissanfälligkeit erhöhen. Mit Hinblick auf die Kaltrissanfälligkeit wurden in [134] einlagige LTT-Schweißverbindungen unter variablem Einspanngrad untersucht. Es stellte sich heraus, dass sich die Kaltrissanfälligkeit mit zunehmenden Einspanngrad verbesserte. Deshalb wurde untersucht, inwieweit sich die durch inhomogene Aufmischung verursachten SE-Gradienten zwischen der Einspannbedingungen der latenten Schrumpfung und der äußeren Schrumpfbehinderung (Bild 3.14, Tabelle 3.17) unterscheiden. Hierzu wurden an den in Bild 3.17 gezeigten Positionen die an den Gaußpunkten der FE-Volumenelemente berechneten SE-Komponenten ausgewertet.

SE: Bild 5.27/5.28

• **Einsatz höherlegierter Zusatzwerkstoffe**

Ergänzend zu dem in dieser Arbeit untersuchten hochlegierten Zusatzwerkstoff CN 13/4-IG[®] sollen in der Praxis auch vermehrt Zusatzwerkstoffe mit höheren *Cr-Ni*-Werten eingesetzt werden [61], was wiederum zu einer weiteren Absenkung der *M_s*-Temperaturen führt. Es ist zu erwarten, dass beim einlagigen MAG-Schweißen unter Einsatz dieser höherlegierten Zusatzwerkstoffe ebenso eine diskontinuierliche *Cr-Ni*-Verteilung innerhalb des Schmelzbadbereichs auftritt und somit ein Aufmischungseffekt vorliegt.

Um den bei Verwendung von höherlegierten Zusatzwerkstoffen vermuteten Aufmischungseffekt zu analysieren, wurden im Folgenden die *M_s*-Temperaturen *M_{s,A}*, *M_{s,B}* und somit *M_{s,∅}* um $\Delta T = -100$ K verschoben und die numerischen Berechnungen für *VR3₁* basierend auf Tabelle 3.23 erneut durchgeführt. Für die beiden Fälle *R3₁* und *VR3₁* wurden an den in Bild 3.17 gezeigten Positionen jeweilig die Differenzen zwischen den berechneten SE-Komponenten mit homogener und inhomogener Aufmischung gebildet.

SE: Bild 5.29 | SV: Bild 5.30

Tabelle 3.23 Absenkung der *M_s*-Temperaturen

	<i>M_{s,∅}</i>	<i>M_{s,A}</i>	<i>M_{s,B}</i>	$\Delta M_{s,A-B}$
<i>R3₁</i>	295 °C	330 °C	260 °C	-70 K
<i>VR3₁</i>	195 °C	230 °C	160 °C	

• **Inhomogener Aufmischungsgrad**

Die durch die Höhe des inhomogenen Aufmischungsgrades hervorgerufene Temperaturdifferenz $\Delta M_{s,A-B}$ kann unter anderem durch Abweichungen in der Schweißprozessführung, durch unterschiedliche Nahtvorbereitungen und Blechstärken, oder auch durch unterschiedliche Cr-Ni-Gehalte der hochlegierten Zusatzwerkstoffe variieren. Das hierdurch beeinflusste Ausmaß des Aufmischungseffektes wurde exemplarisch untersucht, indem die Temperaturdifferenz $\Delta M_{s,A-B}$ nach Tabelle 3.24 vergrößert ($R3_0$ und $VR3_0$) beziehungsweise verkleinert ($R3_{2/3}$ und $VR3_{2/3}$) wurde. Nach Implementierung der in Tabelle 3.24 aufgeführten M_s -Temperaturen in das numerische Modell des Referenzfalls $R3$ wurden die Berechnungen erneut durchgeführt. Anschließend wurden jeweils die SE-Differenzen zwischen den Auswertepositionen bei $z = 4,75$ und $z = 4,25$ (Bild 3.17) für die Fälle der inhomogenen und homogenen Aufmischung gebildet und voneinander subtrahiert.

SE: Bild 5.31 | SV: Bild 5.33

Tabelle 3.24 Variation der $\Delta M_{s,A-B}$ -Temperaturdifferenz

	$R3_i$				$VR3_i$			
	$M_{s,\emptyset}$	$M_{s,A}$	$M_{s,B}$	$\Delta M_{s,A-B}$	$M_{s,\emptyset}$	$M_{s,A}$	$M_{s,B}$	$\Delta M_{s,A-B}$
$i=0$	295 °C	365 °C	225 °C	-140 K	195 °C	265 °C	125 °C	-140 K
$i=1$		330 °C	260 °C	-70 K		230 °C	160 °C	-70 K
$i=2$		312,5 °C	277,5 °C	-35 K		212,5 °C	177,5 °C	-35 K
$i=3$		303,8 °C	286,3 °C	-17,5 K		203,8 °C	186,3 °C	-17,5 K

• **Restaustenitgehalt**

Aus Bild 5.19 geht hervor, dass die transiente Ausbildung der im Grenzschichtbereich des Schmelzbades auftretenden SE maßgeblich vom Fortschritt der martensitischen Festphasenbildung abhängt. Es stellt sich die Frage, inwieweit eine unvollständige martensitische Festphasentransformation beziehungsweise ein verbleibender Restaustenitgehalt den Aufmischungseffekt beeinflusst.

Da bereits für den Fall $VR3_0$ (Tabelle 3.24) im Bereich B des Schmelzbades ein bei Raumtemperatur verbleibender Restaustenitgehalt von $Ra \approx 2\%$ vorliegt, wurde die Analyse zur Ra -Variation an dem zu $VR3_0$ gehörenden M_s -Parametersatz durchgeführt. Zur Ra -Modellierung wurde die ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlung im Schmelzbadbereich B durch eine Kalibrierung des *Koistinen-Marburger*-Koeffizienten KM (Gleichung 2.8) nach Tabelle 3.25 angepasst.

SE: Bild 5.34 | SV: Bild 5.35

Tabelle 3.25 Variation des Restaustenitgehalts

		KM	Ra	$M_{s,\emptyset}$	$M_{s,A}$	$M_{s,B}$	$\Delta M_{s,A-B}$
$VR3_0$ (Tabelle 3.24)	$Ra-1$	0,038	$\approx 2\%$	195 °C	265 °C	125 °C	-140 K
	$Ra-2$	0,0132	25 %				
	$Ra-3$	0,0066	50 %				

4 Ergebnisse

4.1 Materialspezifikation

4.1.1 Kerbschlagbiegeprüfung

Tabelle 4.1 zeigt die Ergebnisse der genormten (Charpy-)Kerbschlagbiegeprüfungen, welche an den Grundwerkstoffen S355J2+N und S960QL und am Schweißgutprobenmaterial des Zusatzwerkstoffs CN 13/4-IG[®] durchgeführt wurden. Die Messergebnisse erfüllen alle die Normvorgabe nach DIN EN ISO 10025-2/6 und DIN EN ISO 14343-A G 13 4.

Tabelle 4.1 Ergebnisse der Kerbschlagprüfung

	Walzrichtung/ Schweißrichtung	S355J2+N $T_{\text{prüf}} = -20\text{ °C}$				S960QL $T_{\text{prüf}} = -40\text{ °C}$				CN 13/4-IG [®] $T_{\text{prüf}} = -20\text{ °C}$			
Kerbschlagzähigkeit in J/cm^2	längs	130	145	146	155	142	144	142	150	/	/	/	/
	quer	63	67	67	65	54	78	56	72	43	46	44	43
Kerbschlagarbeit in J	längs	104	116	116	104	142	144	142	150	/	/	/	/
	quer	52	54	54	52	54	78	56	72	34	37	35	34
Normvorgabe der Kerbschlagarbeit in J	längs	/				/				/			
	quer	≥ 27				≥ 27				≥ 27			

4.1.2 Chemische Zusammensetzung der eingesetzten Werkstoffe

In Tabelle 4.2/4.3 sind die chemischen Zusammensetzungen der verwendeten Werkstoffe nach den Werkszeugnissen beziehungsweise nach den Normvorgaben aufgelistet, wobei die in Tabelle 4.4 durch Funkenspektralanalyse ermittelten chemischen Zusammensetzungen mit den Werkszeugnisangaben korrespondieren und die geforderten Normen erfüllen.

Tabelle 4.2 Chemische Elemente der Werkstoffe (Werkszeugnis) in wt %

C	P	S	N	B	Cu	Nb	Ti	V	Al	Si	Mn	Cr	Mo	Ni
S355J2+N														
0,17	0,013	/	/	/	0,068	0,004	0,002	0,002	0,04	0,022	1,44	0,067	0,004	0,03
S960QL														
0,17	0,01	0,001	0,006	0,0001	0,03	0,012	0,003	0,045	/	0,295	0,89	0,49	0,52	0,52
WEKO 4[®]														
0,08	0,01	0,011	0,003	/	0,01	/	0,009	0,001	0,001	0,95	1,64	0,03	/	0,02
ED-FK 1000[®]														
0,09	0,011	0,012	/	/	/	/	/	/	/	0,79	1,77	0,33	0,55	2,2
CN 13/4-IG[®]														
0,01	/	<0,01	/	/	<0,1	/	/	/	/	0,7	0,7	12,4	0,4	4,7

Tabelle 4.3 Chemische Elemente der Werkstoffe (Normvorgabe) in wt %

C	P	S	N	B	Cu	Nb	Ti	V	Al	Si	Mn	Cr	Mo	Ni
S355J2+N														
0,23	0,035	0,035	/	0,0008	0,6	0,06	0,05	0,1	0,3	0,6	1,7	0,3	0,08	0,3
max.														
S960QL														
0,22	0,025	0,012	0,016	0,0006	0,55	0,07	0,07	0,14	≥0,01	0,86	1,8	1,6	0,74	2,1
max.														
WEKO 4[®]														
0,06 ↔ 0,15	0,025	0,035	/	/	0,5	/	/	/	/	0,45 ↔ 0,75	0,9 ↔ 1,4	/	/	/
max.														
min. ↔ max.														
ED-FK 1000[®]														
0,12	0,015	0,018	/	/	0,3	/	0,1	0,03	0,12	0,6 ↔ 0,9	1,6 ↔ 2,1	0,2 ↔ 0,45	0,45 ↔ 0,7	1,8 ↔ 2,3
max.														
min. ↔ max.														

Tabelle 4.4 Chemische Elemente der Werkstoffe (Funkenspektralanalyse) in wt %

C	P	S	N	B	Cu	Nb	Ti	V	Al	Si	Mn	Cr	Mo	Ni
S355J2+N														
0,16	0,012	0,008	0,009	/	0,062	/	0,002	/	0,045	0,028	1,47	0,057	/	0,03
S960QL														
0,14	0,009	0,001	0,01	0,0001	0,03	0,013	0,038	0,046	0,03	0,3	0,87	0,49	0,53	0,52

4.2 Untersuchungen an Nahtquerschliffen

• Schmelzbadkonturen

In Bild 4.1-links sind beispielhaft die mittels 2 %iger Nitallösung geätzten Nahtquerschliffe und die zugehörigen Schmelzbadgeometrien der Schweißverbindungen *R1-R3* gezeigt. In Bild 4.1-rechts sind die anhand von jeweils 4 Nahtquerschliffen ermittelten Schmelzbadkonturen und die daraus abgeleiteten mittleren Schmelzbadkonturen dargestellt.

Für *R1-R3* ist quer zur Schweißnaht eine symmetrische Ausbildung der Schmelzbadkontur ersichtlich. Zudem zeigt sich für *R1-R3* eine zueinander gleichförmig ausgebildete WEZ, deren Begrenzung durch die äußeren Ränder der durch die Ätzung schwarz gefärbten Bereiche (teilumgekörnte Zone, Bild 2.1) gegeben ist. Weiterhin weisen die pro Referenzfall jeweils vier vermessenen Schmelzbadgeometrien sehr geringe Abweichungen untereinander auf. Somit sind die angefertigten Schweißreferenzfälle *R1-R3* als Berechnungs- und Validierungsgrundlage für die numerische Simulation geeignet, da letztere auf einer symmetrischen Ausbildung der Schmelzbadgeometrien und WEZ beruht und Prozessabweichungen nicht berücksichtigt.

Im Unterschied zu *R1* und *R2* weist der Schmelzbadbereich der nichtartgleichen Schweißverbindung *R3* eine farblich auffällige Trennung in einen oberen und einen unteren Bereich auf (Bild 4.1-links). In Bild 2.11 [119] ist eine ebenso scharfe Grenzfläche auszumachen.

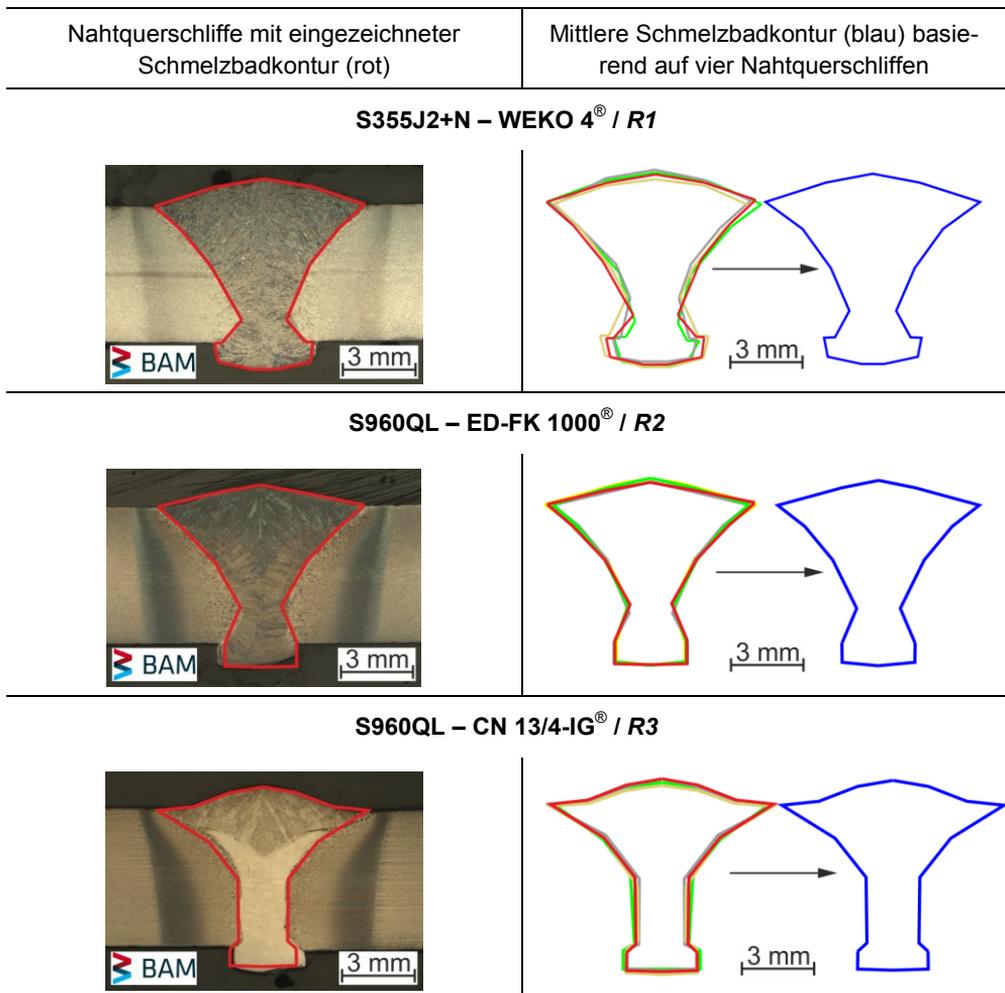


Bild 4.1 Nahtquerschliffe und mittlere Schmelzbadkonturen

• **Härtewerteverteilungen**

Zur Ableitung des Austenitisierungsgebiets und der Festphasenzuordnung im und um den Schmelzbadbereich der Referenzschweißungen *R1*-*R3* wurden an den in Bild 4.1 bereits gezeigten Nahtquerschliffen qualitative und quantitative Härtemessungen durchgeführt (Bild 4.2).

In Bild 4.2-links begrenzen die äußeren eingezeichneten Kurven die von Austenitisierung betroffenen Gebiete. Die durch die magentafarbene Kurven umschlossenen Bereiche umfassen die teilumgekörnten Zone und Teile der Normalkornzone (Bild 2.1).

Für *R1/R2* zeigen sich in dem schmelzbadnahen WEZ-Bereich ausgeprägte Härtespitzen, während für *R3* die Härtewerte im Schmelzbadbereich und im direkt angrenzenden WEZ-Bereich ein annähernd gleichhohes Niveau aufweisen. In Bild 4.2-rechts sind für *R2/R3* bereits die anhand der *S960QL-Gleeble*[®]-Proben ermittelten *Vickers*-Härtewerte nach Bild 4.8 eingezeichnet (orange). Die im *R2/R3*-Austenitisierungsgebiet resultierenden Härtewerte der quantitativen *Vickers*-Härteprüfung befinden sich nahezu alle innerhalb des Streubandes der *Gleeble*[®]-Proben für eine Abkühlzeit $t_{8,5} = 14$ s.

Für den *R3*-Schmelzbadbereich offenbart das qualitative Härtemapping einen deutlichen Härtewertsprung, welcher den Schmelzbadbereich bezüglich der auftretenden Härtewerte in einen oberen und unteren Bereich aufteilt.

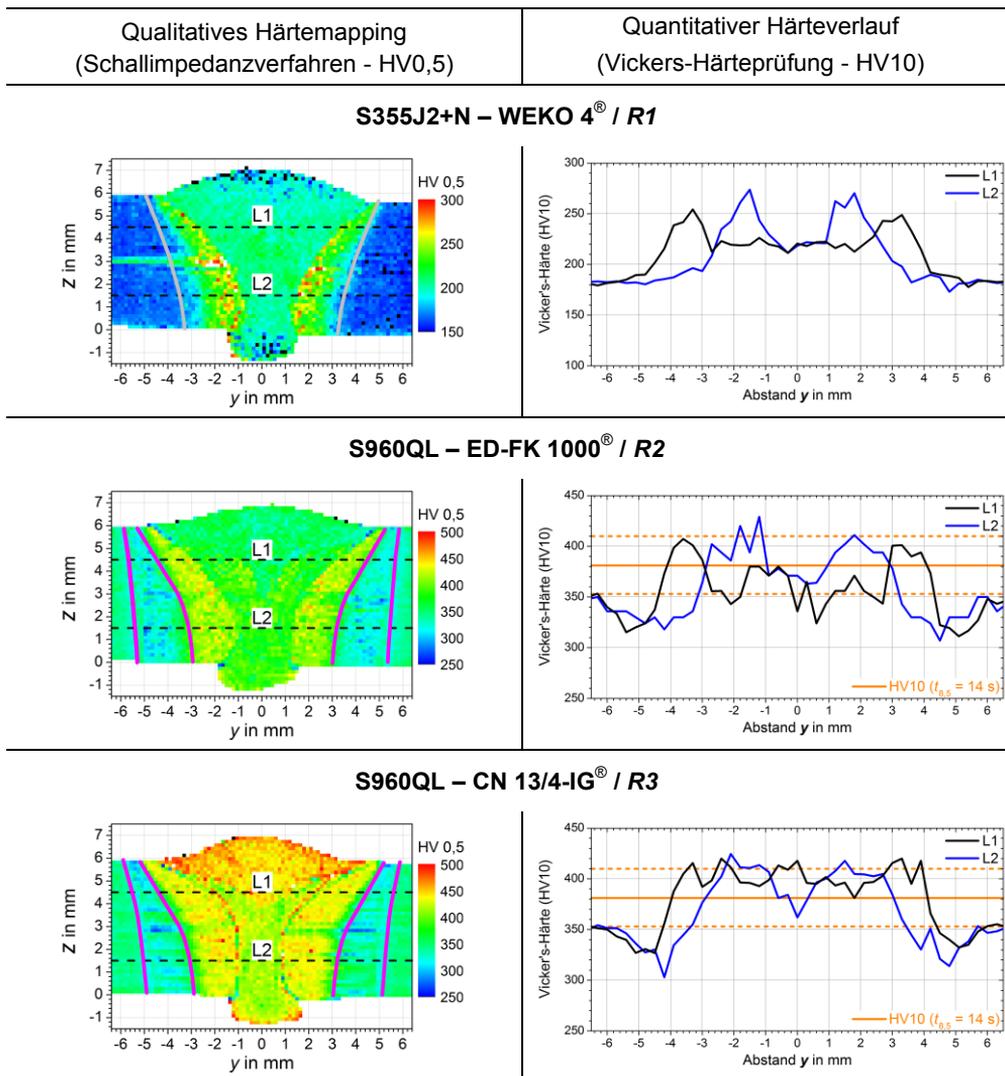


Bild 4.2 Härtemapping und -linienmessungen der Nahtquerschiffe aus Bild 4.1

• Chemische Zusammensetzung der Schweißnähte

Funkenspektralanalyse

An den Schweißnähten von *R1-R3* wurde die chemische Zusammensetzung unter Anwendung der Funkenspektralanalyse integral über die Schweißnahtfläche bestimmt (Tabelle 4.5). Die Abweichungen zu Tabelle 4.2 sind auf Abbrandverluste und Aufmischungen zwischen den Grundwerk- und Zusatzwerkstoffen zurückzuführen.

Tabelle 4.5 Chemische Elemente der Schweißnähte in wt %

C	P	S	N	B	Cu	Nb	Ti	V	Al	Si	Mn	Cr	Mo	Ni
S355J2+N – WEKO 4® / R1														
0,12	0,009	0,014	0,0048	0,0001	0,06	0,005	0,005	0,001	0,014	0,49	1,47	0,04	0,01	0,03
S960QL – ED-FK 1000® / R2														
0,13	0,012	0,007	0,0044	0,0001	0,08	0,007	0,038	0,021	0,013	0,57	1,35	0,43	0,55	1,51
S960QL – CN 13/4-IG® / R3														
0,09	0,009	0,006	0,0082	0,0001	0,06	0,008	0,001	0,048	0,016	0,4	0,72	7,05	0,25	2,71

Wellendispersive Röntgenspektroskopie - ESMA

Die *Cr-Ni*-Zusammensetzung /-verteilung wurde an den Nahtquerschliffen von *R3* (Bild 4.3) und der 33-lagigen CN 13/4-IG®-Schweißgutprobe (Bild 4.4) mit Hilfe des ESMA-Verfahrens bestimmt.

Die an *R3* durchgeführte qualitative ESMA-Messung weist eine diskontinuierliche *Cr-Ni*-Verteilung auf (Bild 4.3-links), welche den Schmelzbadbereich in einen oberen und unteren Bereich aufteilt. Diese Unterteilung des Schmelzbadbereichs konnte bereits im Zuge der Bestimmung der Schmelzbadkonturen (Bild 4.1-links) und der Härteverteilung (Bild 4.2-links) beobachtet werden. Die auf Höhe der Linien L1 und L2 durchgeführten qualitativen Messungen zeigen auf, dass sich die *Cr-Ni*-Zusammensetzung des oberen Bereichs A und des unteren Bereichs B signifikant unterscheiden (Bild 4.3-rechts, Tabelle 4.6). Hiermit konnte erstmals eine makroskopisch diskontinuierliche Aufmischung innerhalb von LTT-Schweißgütern nachgewiesen und zugleich lokal hochaufgelöst quantifiziert werden.

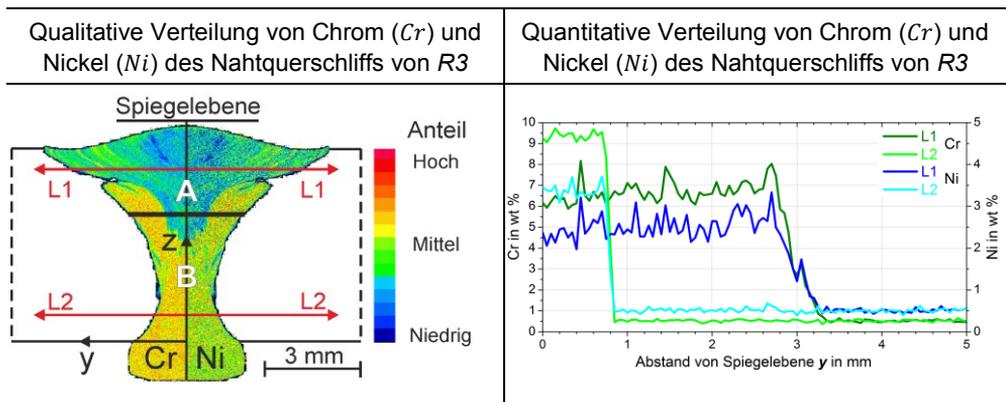


Bild 4.3 *Cr-Ni*-Verteilung im Nahtquerschliff S960QL – CN 13/4-IG®

Die *Cr-Ni*-Zusammensetzung des Schmelzbades der 33-lagigen CN 13/4-IG[®]-Schweißgutprobe ist innerhalb des Schmelzbadbereichs nahezu konstant und nimmt erst im Übergangsbereich zum Grundwerkstoff ab, wobei letzteres auf die Aufmischung zwischen Schweißgut und Grundwerkstoff zurückzuführen ist (Bild 4.4). Die Unterschiede der *Cr-Ni*-Anteile zwischen dem reinen Schweißgut und der 33-lagigen Schweißgutprobe sind auf Abbrandverluste zurückzuführen (Tabelle 4.6).

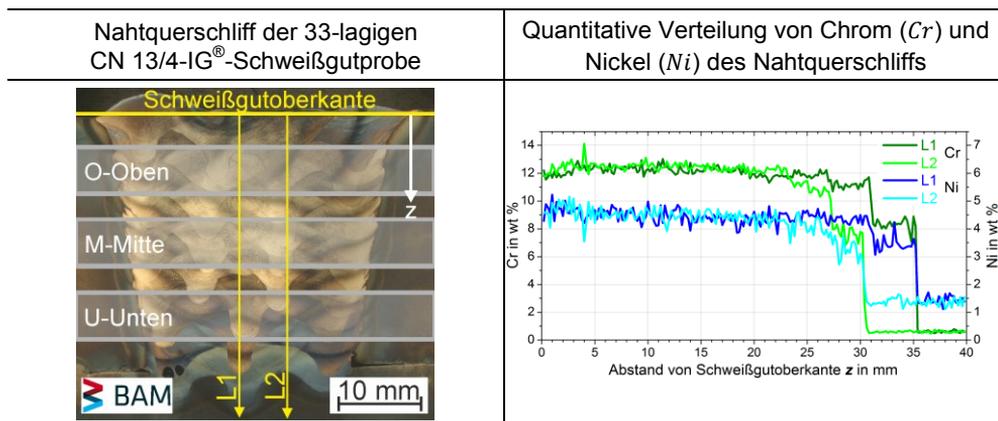


Bild 4.4 *Cr-Ni*-Verteilung im Nahtquerschliff der CN 13/4-IG[®]-Schweißgutprobe

Das an der Schweißnaht von R3 durchgeführte integrale Messverfahren der Funkenspektalanalyse (Tabelle 4.5) liefert im Vergleich mit der chemischen Zusammensetzung der 33-lagigen Schweißgutprobe (Bild 4.4) eine Aufmischung bezüglich der *Cr-Ni*-Summe von -40,8 % (Tabelle 4.6). Im Gegensatz dazu liefern die hochaufgelösten quantitativen ESMA-Untersuchungen an R3 für die Auswerteposition L1 eine Aufmischung von -45,5 % und für L2 eine Aufmischung von -21,2 %. Die starke Abnahme der Legierungselemente ist auf die Aufmischung zurückzuführen, da der Vergleich der *Cr-Ni*-Summen zwischen dem im Lieferzustand vorliegenden Zusatzwerkstoff CN 13/4-IG[®] und der *Cr-Ni*-Summen der 33-lagigen Schweißgutprobe nur Abbrandverluste von -3,5 % aufweisen (Tabelle 4.6).

Tabelle 4.6 Aufmischungsgrade bei Anwendung des LTT-Zusatzwerkstoffs CN 13/4-IG[®]

	Lieferzustand (Tabelle 4.2)	ESMA / reine Schweiß- gutprobe (Tabelle 3.14)	ESMA / R3 (Tabelle 3.14)	Funkenspektalanalyse / R3 (Tabelle 4.5)
<i>Cr+Ni</i> in wt %	12,4 + 4,7	12 + 4,5	L1: 6,5 + 2,5 L2: 9,5 + 3,5	7,05 + 2,71
Aufmischungs- grad in %	/	/	L1: -45,5 L2: -21,2	-40,8

4.3 Werkstoffkennwerte

Bis auf Ausnahme der linear elastischen Werkstoffkennwerte wurden alle übrigen Experimente ausschließlich mit Hilfe des thermophysikalischen Simulators *Gleeble*[®]3500 durchgeführt (Abschnitt 3.1.4.2) und basieren auf dem Einsatz der einheitlichen Flachprobengeometrie aus Bild 3.4. Die ermittelten Werkstoffkennwerte wurden in die Materialdatenbank zur numerischen Schweißstruktursimulation eingebunden und dienen als Berechnungsgrundlage zur Modellvalidierung und für die numerischen Einflussanalysen.

4.3.1 Linear elastische Kenngrößen

Für den Temperaturbereich von $25\text{ °C} \leq T \leq 900\text{ °C}$ beruht die Bestimmung der linear elastischen Kenngrößen E-Modul - E und *Poisson*-Zahl - ν auf Anwendung der Resonanzmethode. Für die Temperaturen oberhalb von $T \geq 900\text{ °C}$ wurde für ν eine zweckmäßige Extrapolation vorgenommen und für E Messergebnisse genutzt, welche im Rahmen der *Gleeble*[®]-Experimente zustande kamen. Im Fall von ν zeigen sich im erhöhten Temperaturbereich sprunghafte Änderungen der experimentellen Messwerte, welche im Zuge der ($\alpha \leftrightarrow \gamma$)-Umwandlung auftreten. Diese sprunghaften Änderungen wurden im Datensatz zur numerischen Schweißstruktursimulation nicht berücksichtigt.

Tabelle 4.7 E-Modul in GPa und Poissonzahl

T in °C	S355J2+N		S960QL		CN 13/4-IG [®]	
	E	ν	E	ν	E	ν
25	211	0,293	211	0,298	202	0,274
100	207	0,296	207	0,302	197	0,278
200	200	0,299	200	0,307	188	0,282
300	192	0,303	192	0,312	180	0,287
400	184	0,307	184	0,317	171	0,291
500	174	0,311	171	0,322	162	0,296
600	162	0,314	160	0,328	150	0,300
700	140	0,318	144	0,333	140	0,305
800	118	0,322	128	0,338	130	0,310
900	108	0,326	111	0,343	120	0,314
1000	100	0,329	100	0,348	104	0,320
1100	90	0,333	90	0,353	94	0,324
1200	80	0,337	80	0,358	82	0,328
1300	70	0,340	70	0,363	70	0,332
1400	60	0,344	60	0,368	60	0,337
1500	50	0,348	50	0,373	50	0,341

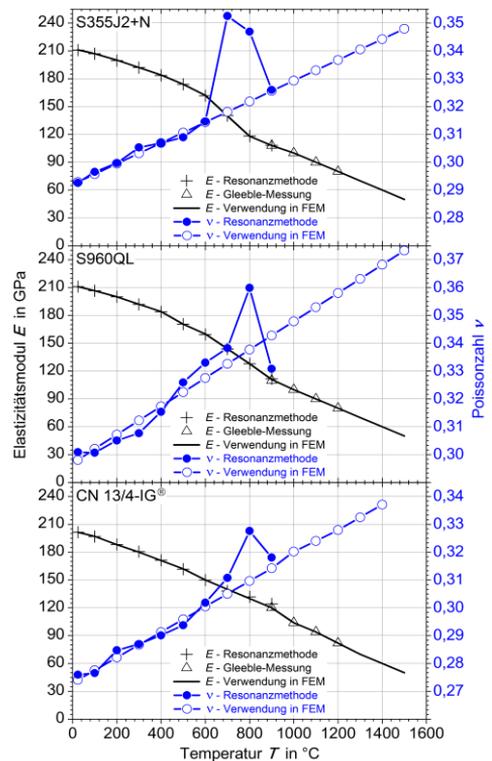


Bild 4.5 E-Modul und Poisson-Zahl

4.3.2 Umwandlungsverhalten

• Dilatometerkurven

S355J2+N

Für die Abkühlzeit von $t_{8,5} = 6$ s wurde im Zuge der Abkühlung eine Bainitstarttemperatur von $B_s = 600$ °C und eine Martensitstarttemperatur von $M_s = 412$ °C ermittelt. Für $t_{8,5} = 14$ s konnte das Einsetzen der bainitischen Umwandlung auf Grund der taktilen Messmethode in Verbindung mit den geringen bainitischen Anteilen nicht detektiert und nur die Ferritstarttemperatur mit $F_s = 680$ °C bestimmt werden.

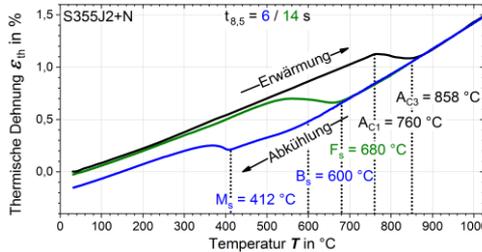


Bild 4.6 Experimentelle Dilatometerkurven S355J2+N

S960QL

Die Ausschnitte der Dilatometerkurven im Bereich der ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlung weisen für die Abkühlzeiten von $6 \text{ s} \leq t_{8,5} \leq 20 \text{ s}$ eine Martensitstarttemperatur von $M_s = 420$ °C mit $\Delta M_s = 5 \text{ K}$ auf. Ein Einsetzen bainitischer Festphasenumwandlung konnte erst für Abkühlzeiten von $t_{8,5} \geq 35 \text{ s}$ detektiert werden. So resultieren für $t_{8,5} = 35 \text{ s} \rightarrow B_s = 440$ °C, $t_{8,5} = 50 \text{ s} \rightarrow B_s = 490$ °C und $t_{8,5} = 100 \rightarrow B_s = 520$ °C.

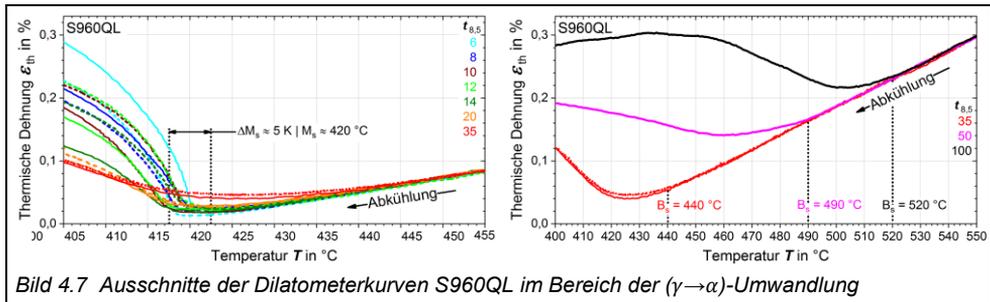
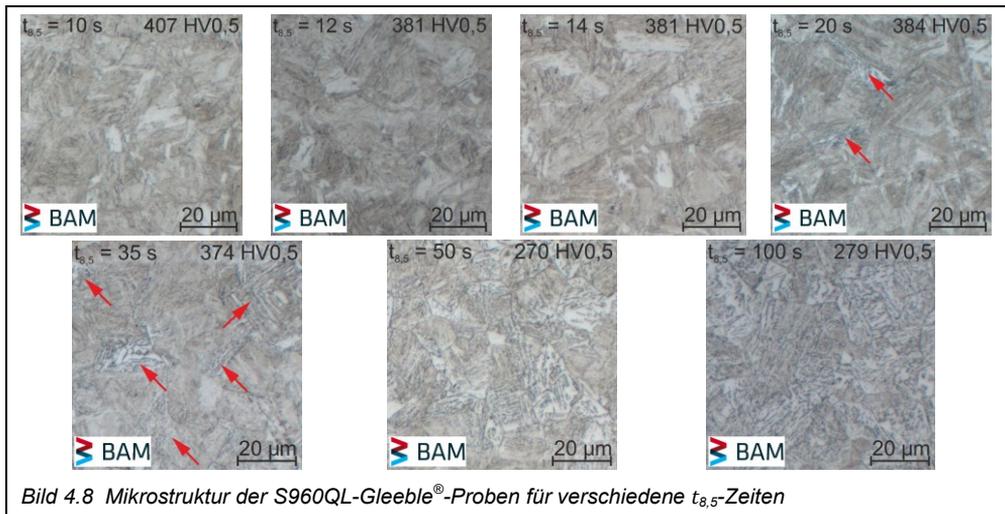


Bild 4.7 Ausschnitte der Dilatometerkurven S960QL im Bereich der ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlung

S960QL – Mikrostruktur

Das Probenmaterial zum S960QL-Umwandlungsverhalten wurde genutzt, um die aus Abkühlzeiten von $10 \text{ s} \leq t_{8,5} \leq 100 \text{ s}$ folgende Mikrostruktur zu analysieren (Bild 4.8). Anhand der Mikroschliffbilder konnte für $t_{8,5} = 20 \text{ s}$ durch das erstmalige Auftreten bainitischer Mikrostruktur (rote Pfeile) signifikant bainitische Festphasenanteile ausgemacht werden, welche mit größer werdenden Abkühlzeiten zunehmend auftreten. Für Abkühlzeiten von $t_{8,5} \geq$

50 s ist von einer rein bainitischen Umwandlung auszugehen, während für $t_{8,5} \leq 14$ s eine rein martensitische Umwandlung vorliegt.



• Schweiß-Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubilder (SZTU)

S960QL

Das in Bild 4.9 gezeigte S960QL-SZTU wurde Anhand der Ergebnisse aus Bild 4.7/4.8 erstellt. Zudem wurde der im Zuge der R2/R3-Temperaturfeldkalibrierung berechnete mittlere WEZ-Temperaturzyklus im Bereich der Abkühlung eingezeichnet (schwarz gestrichelte Kurve). Für diesen Temperaturzyklus folgt eine rein martensitische Festphasenbildung.

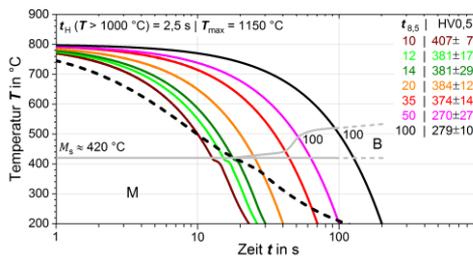


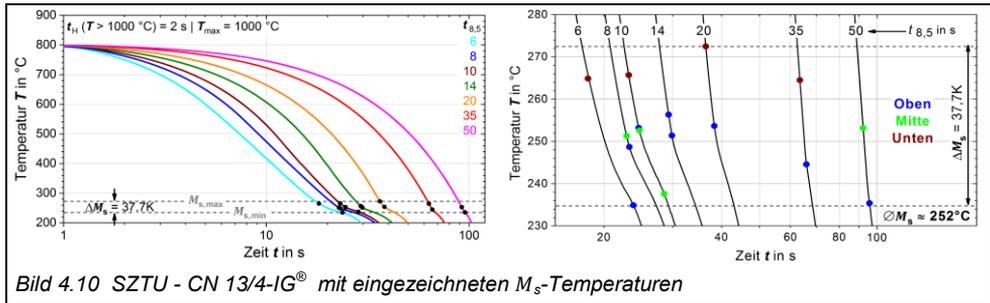
Bild 4.9 SZTU - S960QL, gestrichelte schwarze Kurve: mittlerer WEZ-Temperaturzyklus

CN 13/4-IG®

Das anhand von Schweißgutproben (Bild 4.4) des LTT-Zusatzwerkstoffs CN 13/4-IG® ermittelte SZTU ist in Bild 4.10 dargestellt. Die Bezeichnungen „Oben“, „Mitte“ und „Unten“ beziehen sich auf die Entnahmeposition des Probenmaterials (Bild 4.4-links).

Die Messergebnisse weisen für eine Abkühlzeitenbandbreite von $6 \text{ s} \leq t_{8,5} \leq 50 \text{ s}$ eine durchschnittliche M_s -Temperatur von $M_{s,\emptyset} \approx 252 \text{ °C} \pm 19 \text{ K}$ auf, wobei M_s nicht mit den unterschiedlichen Abkühlgeschwindigkeiten korreliert werden kann. Somit folgt für diesen

LTT-Werkstoff eine von der Abkühlgeschwindigkeit unabhängige martensitische Umwandlungskinetik.

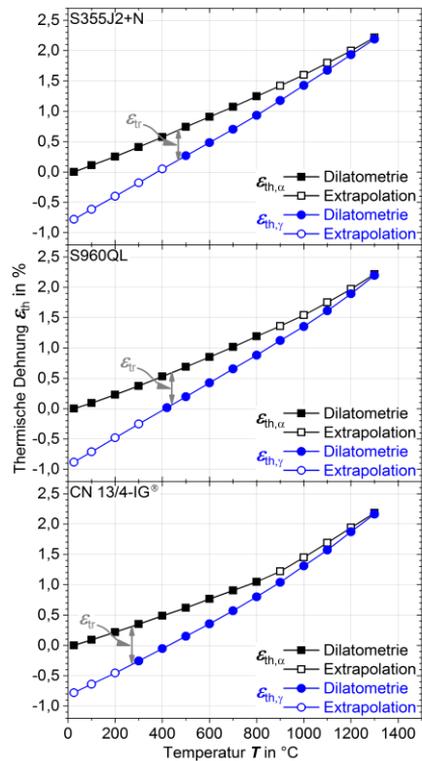


4.3.3 Thermische Dehnungen

Die thermischen Dehnungen der Werkstoffe S355J2+N, S960QL und CN 13/4-IG® wurden im Zuge der Experimente zum Umwandlungsverhalten ermittelt. Diese sind in Tabelle 4.8 und Bild 4.11 dargestellt. Die messtechnisch nicht erfassbaren thermischen Dehnungen wurden zur Vervollständigung der Materialdatenbank zweckmäßig extrapoliert.

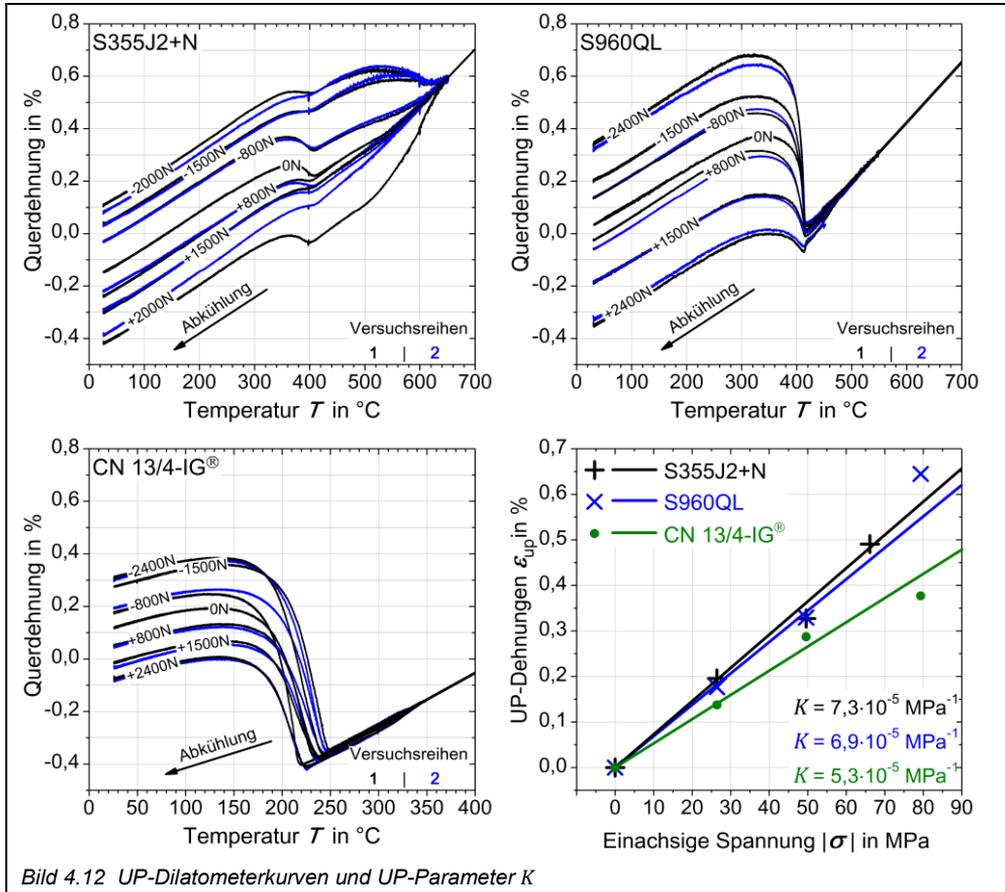
Tabelle 4.8 Thermische Dehnungen in %

T in °C	S355J2+N		S960QL		CN 13/4-IG®	
	α	γ	α	γ	α	γ
25	0	-0,78	0	-0,88	0	-0,78
100	0,10	-0,62	0,090	-0,71	0,09	-0,64
200	0,25	-0,40	0,23	-0,48	0,22	-0,46
300	0,41	-0,18	0,374	-0,25	0,35	-0,26
400	0,57	0,05	0,53	0,02	0,49	-0,05
500	0,74	0,26	0,69	0,20	0,62	0,15
600	0,90	0,48	0,85	0,42	0,76	0,35
700	1,07	0,70	1,02	0,65	0,90	0,57
800	1,24	0,93	1,19	0,88	1,05	0,80
900	1,42	1,18	1,36	1,12	1,22	1,04
1000	1,60	1,42	1,54	1,35	1,45	1,31
1100	1,80	1,67	1,75	1,61	1,69	1,57
1200	2,00	1,93	1,97	1,89	1,94	1,87
1300	2,21	2,19	2,22	2,19	2,18	2,16
1400	2,46	2,46	2,50	2,50	2,46	2,46
1500	2,70	2,70	2,73	2,73	2,68	2,68



4.3.4 Umwandlungsplastizität

Die Versuchsdurchführung zur Charakterisierung der Umwandlungsplastizität orientiert sich an dem Versuchsplan nach Tabelle 3.10. In Bild 4.12 sind Ausschnitte der aus unterschiedlichen Lastaufprägungen resultierenden Dilatometerkurven im Bereich der Abkühlung gezeigt. Für die untersuchten Werkstoffe folgen die umwandlungsplastischen Parameter K mit $K_{S355J2+N} = 7,3 \cdot 10^{-5} \text{ MPa}^{-1}$, $K_{S960QL} = 6,9 \cdot 10^{-5} \text{ MPa}^{-1}$ und $K_{CN 13/4-IG} = 5,3 \cdot 10^{-5} \text{ MPa}^{-1}$. Eine ausführliche Bewertung der Messergebnisse ist in [138] zu finden.



4.3.5 Verfestigungsverhalten

Basierend auf dem Versuchsplan nach Tabelle 3.11 wurden einfache Warmzugversuche für die Werkstoffe S960QL und CN 13/4-IG® und deren zugehörigen Festphasen durchgeführt, wobei jeweils zwei Versuchsreihen mit unterschiedlichen Dehnratenkonzepten zur Anwendung kamen. In Bild 4.13-4.30 sind die entsprechenden Warmzugkurven, die Dehn- und Streckgrenzen und die Fließkurven präsentiert. In Tabelle 4.9-4.14 sind die Dehn- und

Streckgrenzen gelistet. Eine normierte Darstellung der Dehn- und Streckgrenzen für die Versuchsreihe mit erhöhten Dehnraten findet sich in Bild 4.31/4.32.

Für alle Untersuchungsfälle ist ein starker Temperatur- und Dehnrateneinfluss auf das Verfestigungsverhalten ersichtlich. Dabei nehmen die Dehn- und Streckgrenzen umso stärker ab desto höher die Temperatur ist. Zudem führen bei Temperaturkonstanz höhere Dehnraten zu erhöhten Dehn- und Streckgrenzen. Die Betrachtung der Fließkurven zeigt, dass die von der Dehnung abhängige Verfestigung mit anwachsender Temperatur abnimmt bis schließlich im Hochtemperaturbereich nahezu ideal plastischen Fließverhalten vorliegt.

• **S960QL – Grundwerkstoff**

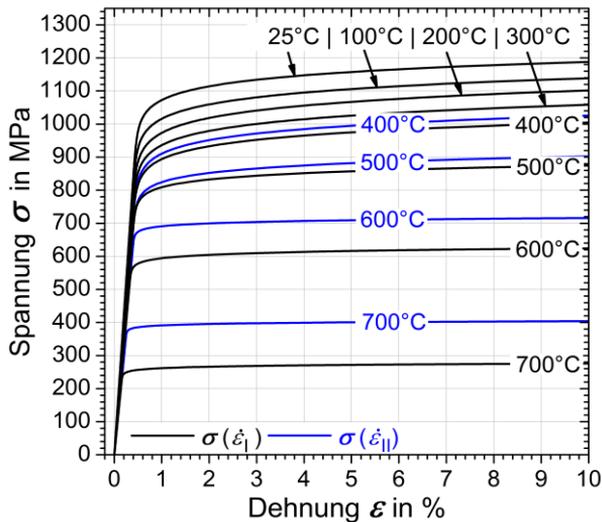


Bild 4.13 Warmzugkurven S960QL - Grundwerkstoff

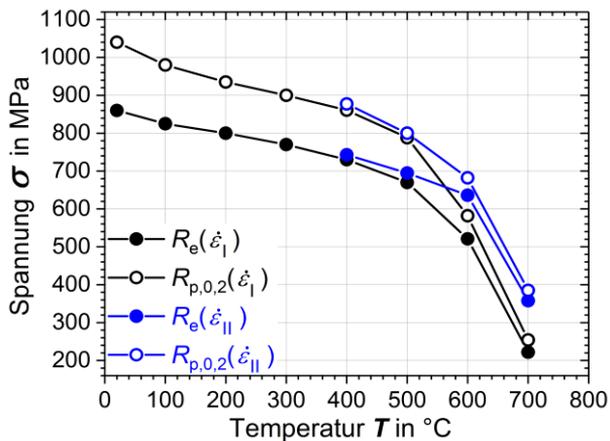


Bild 4.14 Dehngrenze R_e und Streckgrenze $R_{p,0,2}$ S960QL - Grundwerkstoff (Tabelle 4.9)

Tabelle 4.9 Dehngrenze R_e und Streckgrenze $R_{p,0,2}$ S960QL - Grundwerkstoff

T in °C	25	100	200	300	400	500	600	700
$R_e (\dot{\epsilon}_I)$ in MPa	860	825	800	770	730	670	521	222
$R_e (\dot{\epsilon}_{II})$ in MPa	/	/	/	/	743	695	636	358
$R_{p,0,2} (\dot{\epsilon}_I)$ in MPa	1040	980	935	900	861	788	582	254
$R_{p,0,2} (\dot{\epsilon}_{II})$ in MPa	/	/	/	/	877	800	682	385

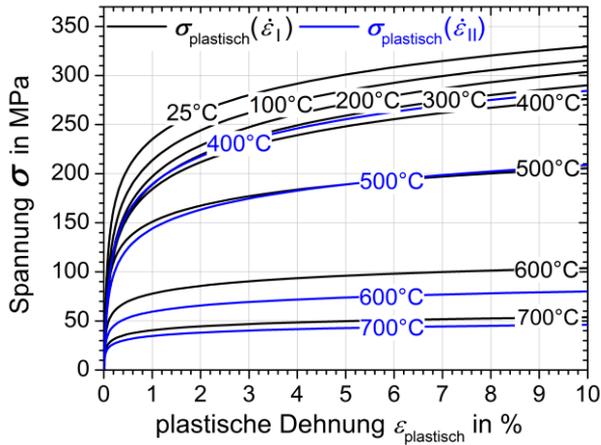


Bild 4.15 Fließkurven S960QL - Grundwerkstoff

• S960QL – Bainit

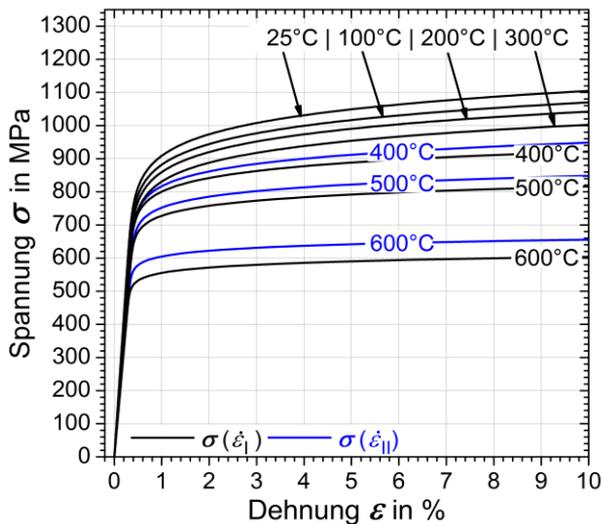


Bild 4.16 Warmzugkurven S960QL - Bainit

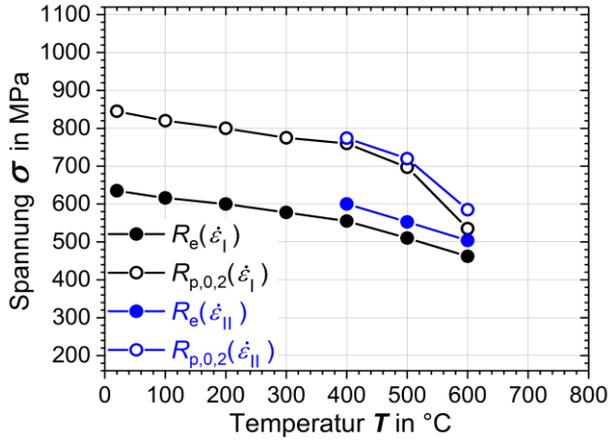


Bild 4.17 Dehngrenze R_e und Streckgrenze $R_{p,0,2}$ S960QL - Bainit (Tabelle 4.10)

Tabelle 4.10 Dehngrenze R_e und Streckgrenze $R_{p,0,2}$ S960QL - Bainit

T in $^{\circ}\text{C}$	25	100	200	300	400	500	600
$R_e(\dot{\epsilon}_l)$ in MPa	635	616	600	578	555	510	462
$R_e(\dot{\epsilon}_{ll})$ in MPa	/	/	/	/	600	553	504
$R_{p,0,2}(\dot{\epsilon}_l)$ in MPa	845	820	800	775	760	697	535
$R_{p,0,2}(\dot{\epsilon}_{ll})$ in MPa	/	/	/	/	774	720	585

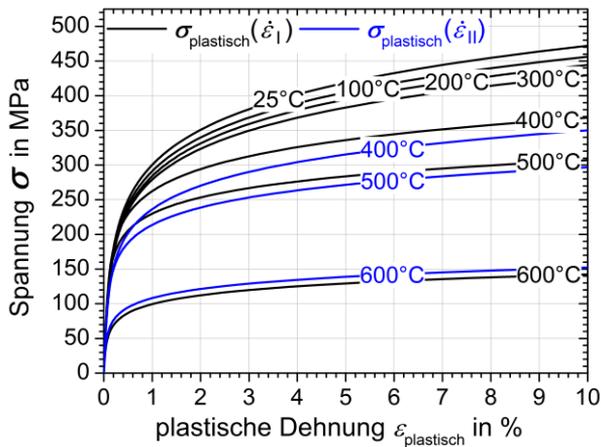


Bild 4.18 Fließkurven S960QL - Bainit

• S960QL – Martensit

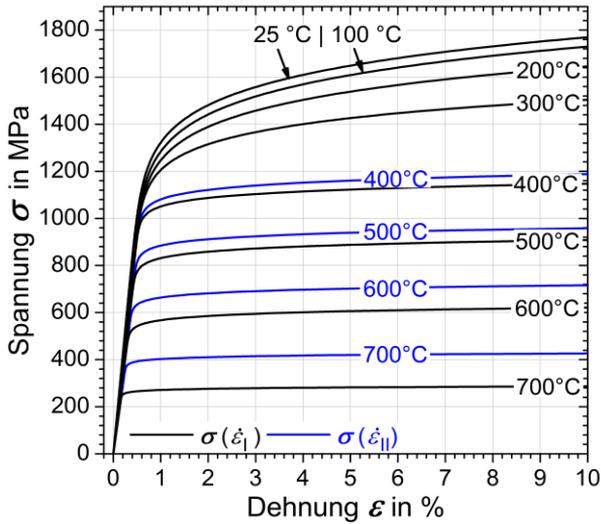


Bild 4.19 Wärmzugkurven S960QL - Martensit

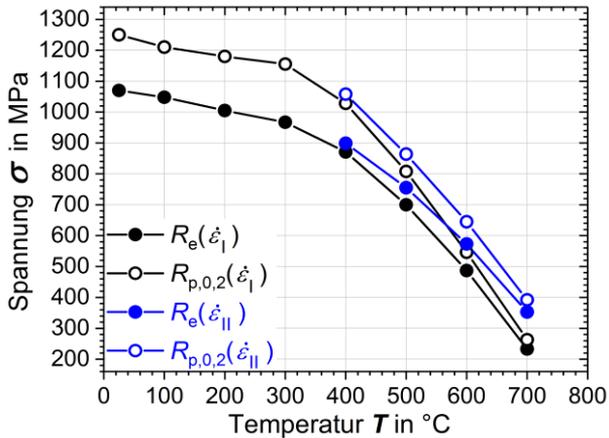


Bild 4.20 Dehngrenze R_e und Streckgrenze $R_{p,0,2}$ S960QL - Martensit (Tabelle 4.11)

Tabelle 4.11 Dehngrenze R_e und Streckgrenze $R_{p,0,2}$ S960QL - Martensit

T in °C	25	100	200	300	400	500	600	700
$R_e(\dot{\epsilon}_I)$ in MPa	1070	1048	1005	967	871	700	487	233
$R_e(\dot{\epsilon}_{II})$ in MPa	/	/	/	/	899	755	573	353
$R_{p,0,2}(\dot{\epsilon}_I)$ in MPa	1250	1210	1180	1155	1028	808	546	263
$R_{p,0,2}(\dot{\epsilon}_{II})$ in MPa	/	/	/	/	1058	864	645	392

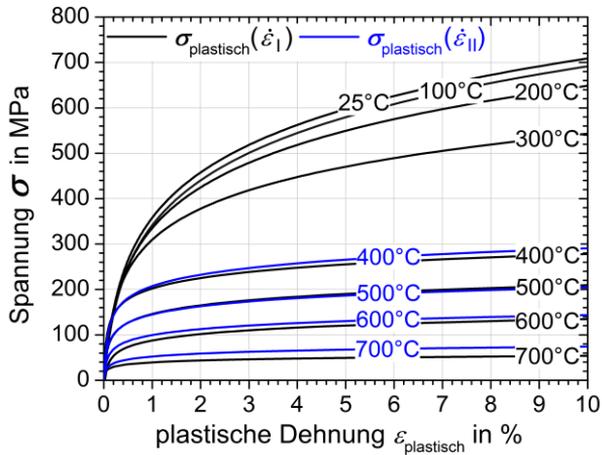


Bild 4.21 Fließkurven S960QL - Martensit

• S960QL – Austenit

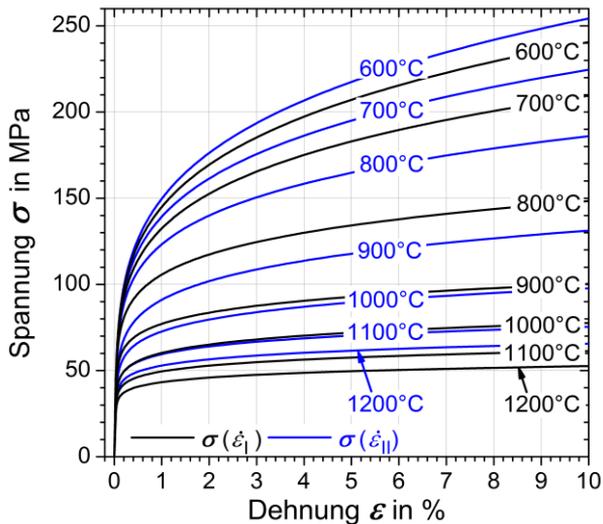


Bild 4.22 Warmzugkurven S960QL - Austenit

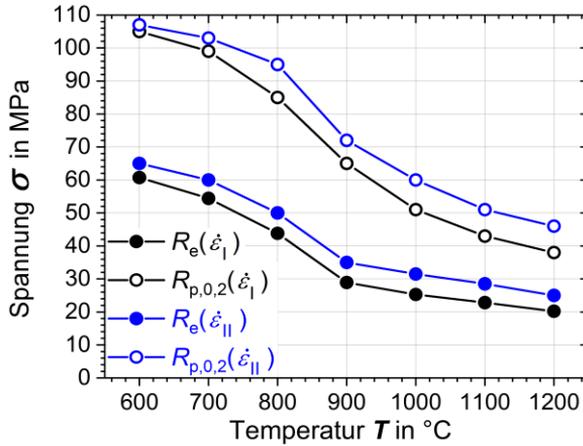


Bild 4.23 Dehngrenze R_e und Streckgrenze $R_{p,0.2}$ S960QL - Austenit (Tabelle 4.12)

Tabelle 4.12 Dehngrenze R_e und Streckgrenze $R_{p,0.2}$ S960QL - Austenit

T in °C	600	700	800	900	1000	1100	1200
$R_e(\dot{\epsilon}_I)$ in MPa	60,7	54,4	43,8	28,9	25,3	22,8	20,2
$R_e(\dot{\epsilon}_{II})$ in MPa	65	60	50	35	31,5	28,5	25
$R_{p,0.2}(\dot{\epsilon}_I)$ in MPa	105	99	85	65	51	43	80
$R_{p,0.2}(\dot{\epsilon}_{II})$ in MPa	107	103	95	72	60	51	46

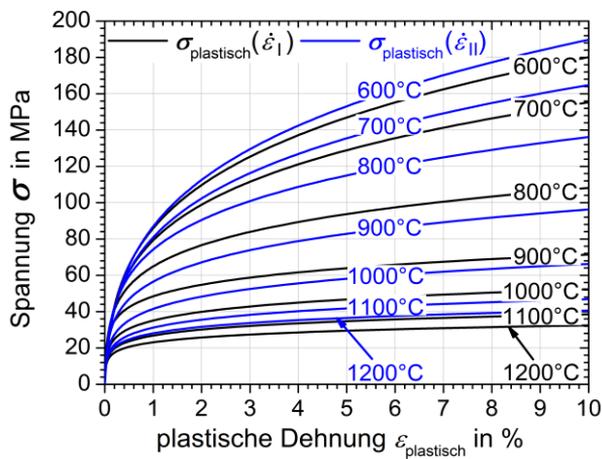


Bild 4.24 Fließkurven S960QL - Austenit

• CN 13/4-IG® – Martensit

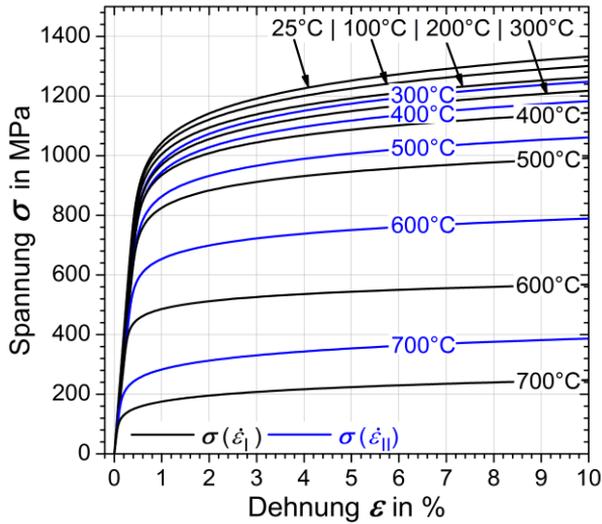


Bild 4.25 Wärmzugkurven CN 13/4-IG® - Martensit

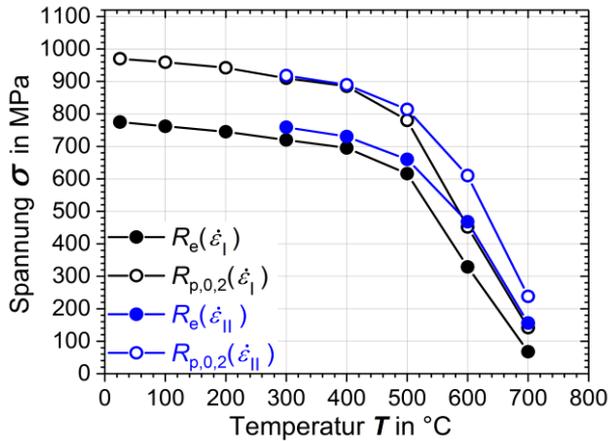


Bild 4.26 Dehngrenze R_e und Streckgrenze $R_{p,0,2}$ CN 13/4-IG® - Martensit (Tabelle 4.13)

Tabelle 4.13 Dehngrenze R_e und Streckgrenze $R_{p,0,2}$ CN 13/4-IG® - Martensit

T in °C	25	100	200	300	400	500	600	700
$R_e(\dot{\epsilon}_\perp)$ in MPa	775	762	745	720	695	616	329	68
$R_e(\dot{\epsilon}_\parallel)$ in MPa	/	/	/	759	730	660	468	156
$R_{p,0,2}(\dot{\epsilon}_\perp)$ in MPa	970	959	942	910	885	780	452	142
$R_{p,0,2}(\dot{\epsilon}_\parallel)$ in MPa	/	/	/	918	890	814	610	238

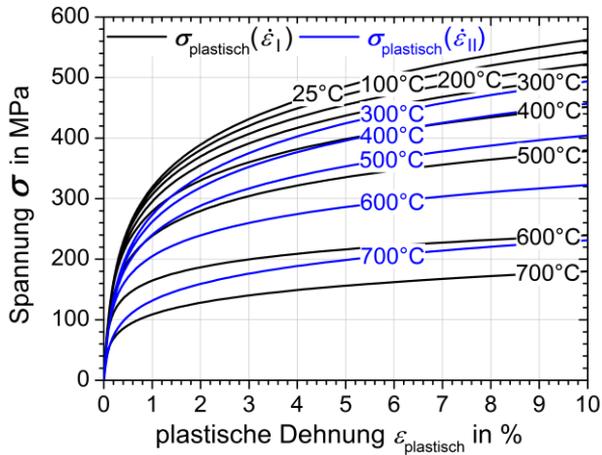


Bild 4.27 Fließkurven CN 13/4-IG® - Martensit

• CN 13/4-IG® – Austenit

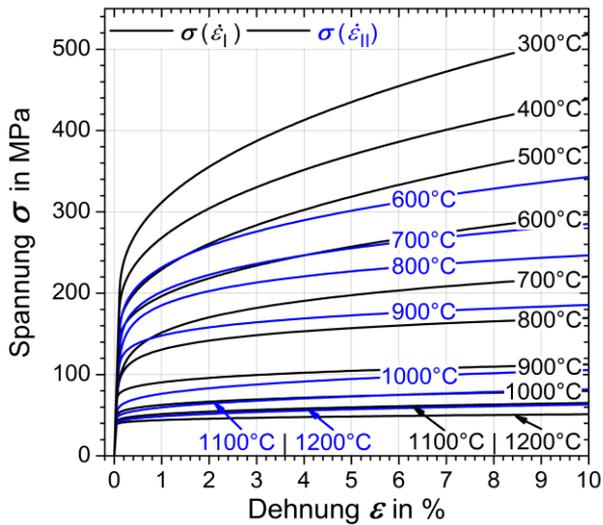


Bild 4.28 Warmzugkurven CN 13/4-IG® - Austenit

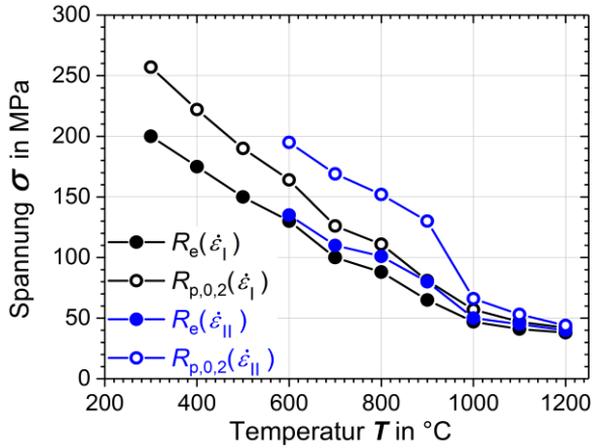


Bild 4.29 Dehngrenze R_e und Streckgrenze $R_{p,0.2}$ CN 13/4-IG® - Austenit (Tabelle 4.14)

Tabelle 4.14 Dehngrenze R_e und Streckgrenze $R_{p,0.2}$ CN 13/4-IG® - Austenit

T in °C	300	400	500	600	700	800	900	1000	1100	1200
$R_e(\dot{\epsilon}_I)$ in MPa	200	175	150	130	100	88	65	47	41	38
$R_e(\dot{\epsilon}_{II})$ in MPa	/	/	/	135	110	101	80	50	45	40
$R_{p,0.2}(\dot{\epsilon}_I)$ in MPa	257	222	190	164	126	111	81	57	47	42
$R_{p,0.2}(\dot{\epsilon}_{II})$ in MPa	/	/	/	195	169	152	130	66	53	44

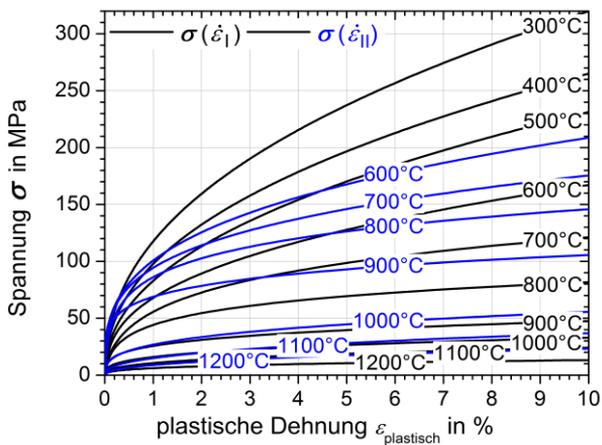


Bild 4.30 Fließkurven CN 13/4-IG® - Austenit

• Normierte Dehn- und Streckgrenzen

In Bild 4.31/4.32 sind die mit Hilfe der aus der $\dot{\epsilon}_I$ -Versuchsreihe resultierenden Dehn- und Streckgrenzen normierten Werte der $\dot{\epsilon}_{II}$ -Versuchsreihe über die Dehnrates $\dot{\epsilon}_{II}$ beziehungsweise über die Temperatur T dargestellt. Die zugehörige Datengrundlage bilden die in Tabelle 4.9-4.14 aufgeführten Dehn- und Streckgrenzen.

Für den Werkstoff S960QL tritt ab $T \geq 400$ °C ein signifikanter Dehnrateneinfluss auf, während dies für den Werkstoff CN 13/4-IG[®] bereits ab $T \geq 300$ °C (Dehngrenze) der Fall ist. Bemerkenswert ist die ab $T \geq 600$ °C zum Teil exponentielle Zunahme der Dehn- und Streckgrenzen mit der linear ansteigenden Dehnrates $\dot{\epsilon}_{II}$ der ferritischen Festphasen, welche für die austenitischen Festphasen nicht zu beobachten ist. Zudem ist für die Dehngrenze des S960QL-Austenits der Dehnrateneinfluss ab $T \geq 1000$ °C rückläufig, während die Streckgrenze mit zunehmender Dehnrates weiterhin anwächst. Im Gegensatz zum S960QL-Austenit weist der CN 13/4-IG[®]-Austenit ein erheblich differentes Verhalten mit zunehmender Dehnrates auf. So ist gegenüber dem S960QL-Austenit eine stark erhöhte Dehnratesempfindlichkeit der Streckgrenze für 600 °C $\geq T \geq 900$ °C offensichtlich. Zudem tritt ab $T = 1000$ °C ein plötzlicher Abfall der Dehnratesempfindlichkeit sowohl für die Dehngrenze als auch für die Streckgrenze auf, was im völligen Gegensatz zum Verhalten des S960QL-Austenits steht.

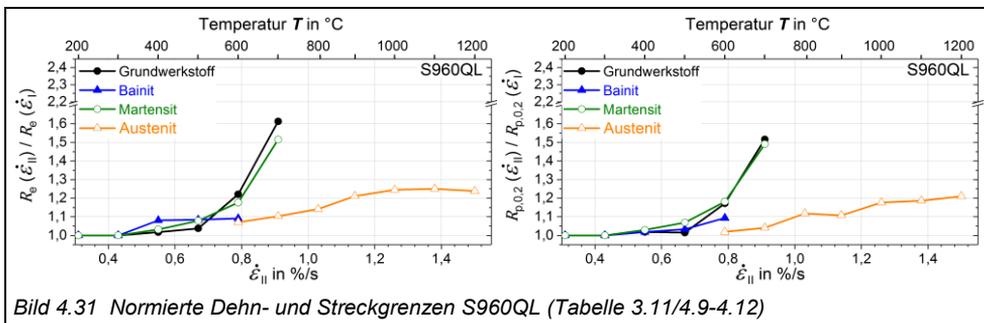


Bild 4.31 Normierte Dehn- und Streckgrenzen S960QL (Tabelle 3.11/4.9-4.12)

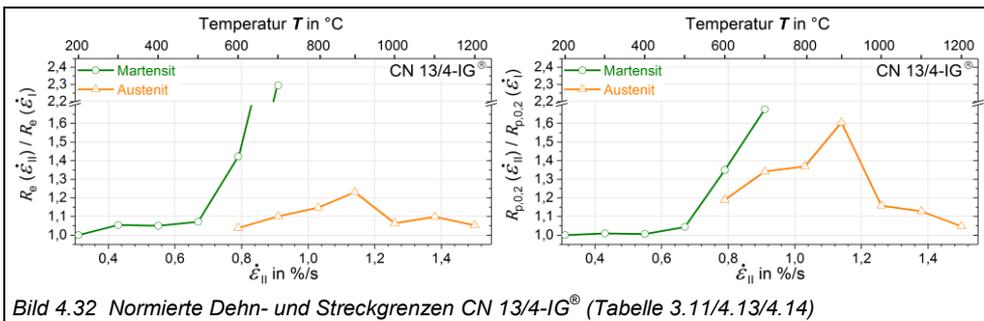


Bild 4.32 Normierte Dehn- und Streckgrenzen CN 13/4-IG[®] (Tabelle 3.11/4.13/4.14)

4.4 Experimentelle Schweißeigenstressungen

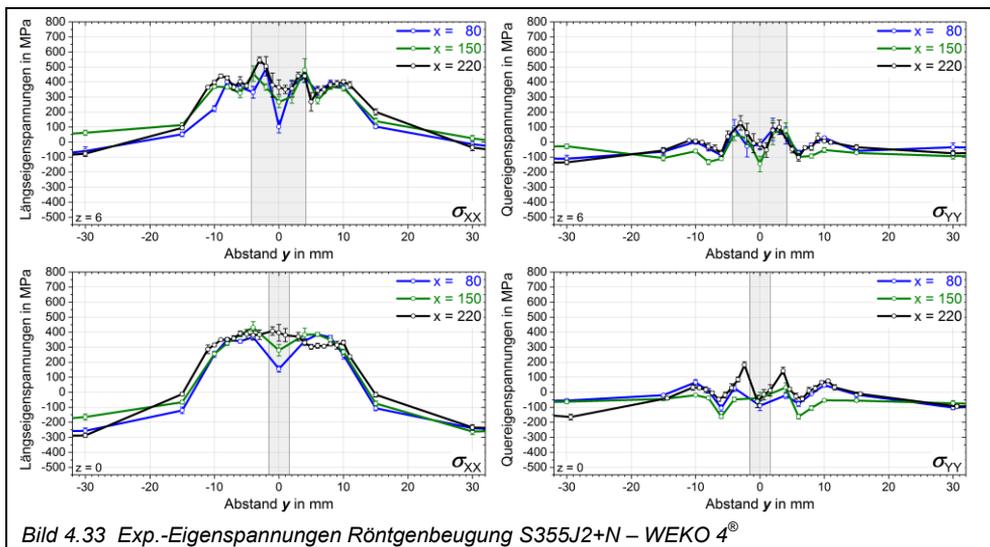
• Röntgenbeugung

An den Schweißreferenzfällen *R1-R3* wurden die SE mittels Röntgenbeugung an jeweils drei Auswertepositionen in x -Richtung bestimmt (Bild 4.33-4.35).

Die SE verlaufen für *R1-R3* qualitativ und quantitativ hinreichend spiegelsymmetrisch. Während die SE zwischen den einzelnen Auswertepositionen größtenteils nur leichte Varianzen außerhalb der Schweißnaht aufweisen, so sind vor allem im Schweißnahtbereich von *R2* und *R3* starke qualitative und quantitative SE-Unterschiede zu beobachten. Außerhalb der Schweißnaht weisen alle Referenzfälle die gleichen qualitativen Verläufe in σ_{XX} beziehungsweise in σ_{YY} auf. Die per rotationsfreier Einpunktlagerung (Bild 3.1/3.2) realisierte latente Schrumpfungsmöglichkeit führt dazu, dass die Reaktionsspannungen in Querrichtung wesentlich geringer ausfallen als in Längsrichtung. Das hierdurch gegenüber σ_{XX} stark herabgesetzte SE-Niveau von σ_{YY} spiegelt sich in den Messergebnissen wieder. Im Schweißnahtbereich sind prägnante qualitative SE-Unterschiede auszumachen, was auf das jeweils differente Umwandlungsverhalten der Schweißgüter zurückzuführen ist. Dies in Verbindung mit den unterschiedlichen Festigkeitsklassen der Schweißgüter verursacht die quantitativen Unterschiede zwischen *R1* und *R2/R3* der SE im Schweißnahtbereich.

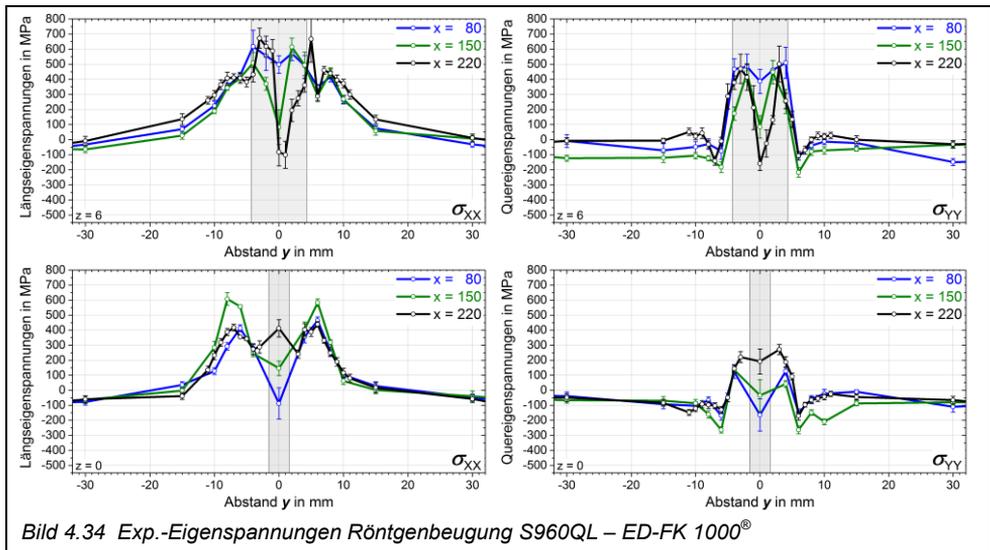
S355J2+N – WEKO 4® / R1

Die artgleiche Schweißung des Referenzfalls *R1* führte auf eine Abkühlzeit von $t_{8,5} \approx 14$ s und somit auf einen Beginn der ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlung bei $T = 680$ °C (Bild 4.6), wodurch der Anteil der Umwandlungsspannungen gering ausfällt. Dies ist deutlich im σ_{XX} -Verlauf zu sehen, welche in ihrer Ausprägung hauptsächlich auf Schrumpfeigenstressungen hinweisen. Die Einsattelung von σ_{YY} im Schweißnahtbereich resultieren durch zusätzliche Anteile von Abschreckeigenstressungen.



S960QL – ED-FK 1000® / R2

Die ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlung der artgleichen Schweißung R2 setzt ab $M_s = 420 \text{ °C}$ ein, wodurch große Anteile von Umwandlungseigenstressungen im Schweißnahtbereich zu erwarten sind. Obgleich der Streuung der σ_{XX} -Werte im Schweißnahtbereich wird dies durch die lokale Ausbildung von SE-Minima bestätigt. Der Grund für die Ausbildung der hohen Zugspannungswerte für σ_{YY} ist in der zeitlich versetzten ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlung zwischen der oberflächennahen Schicht und dem Kernbereich des Schweißgutes zu suchen. Auch hier sind die Einsattelung von σ_{YY} im Schweißnahtbereich auf Anteile der Abschreckeigenstressungen zurückzuführen.



S960QL – CN 13/4-IG® / R3

Die ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlung des Schweißgutes der nichtartgleichen Schweißung R3 setzt ab $M_{s, \varnothing} \approx 295 \text{ °C}$ ein (Tabelle 3.14, Gleichung 3.2). Während im Vergleich zu R2 die σ_{XX} -Werte auf der Unterseite nahezu identisch sind, so weisen die σ_{XX} -Werte der Oberseite starke qualitative und quantitative Unterschiede auf. Zwar sind auch hier die σ_{XX} -Werte im Schweißnahtbereich global abgesenkt, jedoch tritt hier ein lokales σ_{XX} -Maximum auf. Da die ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlung gegenüber R2 erst -125 K tiefer einsetzt, ist von einer homogeneren Temperaturverteilung in Dickenrichtung auszugehen, wodurch die an die ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlung anschließenden Schrumpfschpannungen nicht durch Abschreckeffekte kompensiert werden können. Eine Reduktion der in der WEZ auftretenden hohen Zugspannungswerte durch den Einsatz des tiefer umwandelnden LTT-Zusatzwerkstoffs ist im Vergleich mit der artgleichen Schweißung R2 nicht auszumachen. Ebenso wie für R2 sind die σ_{YY} -Verläufe erklärbar, wobei auch hier wie eben erläutert etwaige Einsattelungen auf Grund fehlender Abschreckeffekte ausbleiben.

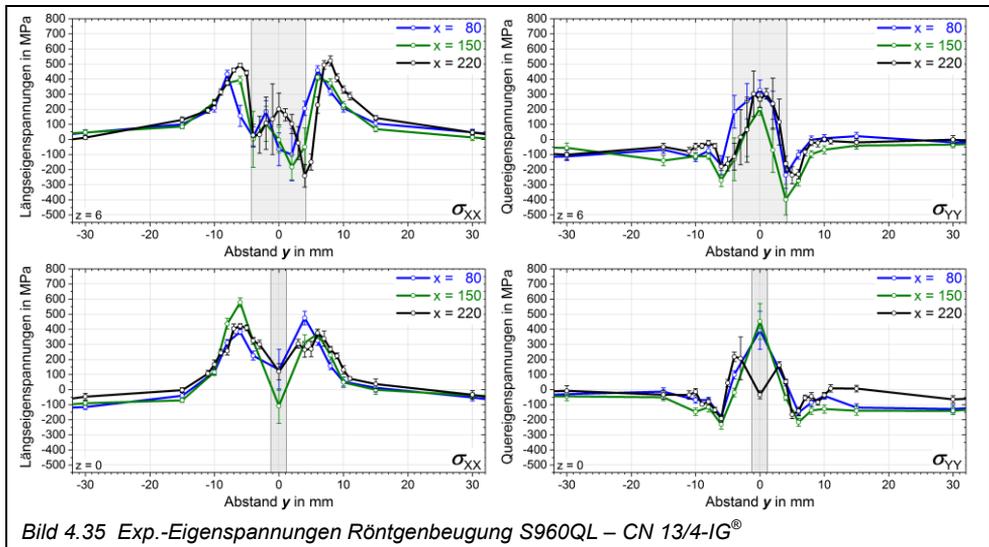


Bild 4.35 Exp.-Eigenspannungen Röntgenbeugung S960QL – CN 13/4-IG®

• Neutronenbeugung

An den Schweißreferenzfällen R2/R3 wurden die SE per Neutronenbeugung im Volumen der Schweißverbindungen für drei unterschiedliche Tiefen ermittelt (Bild 4.36-4.38).

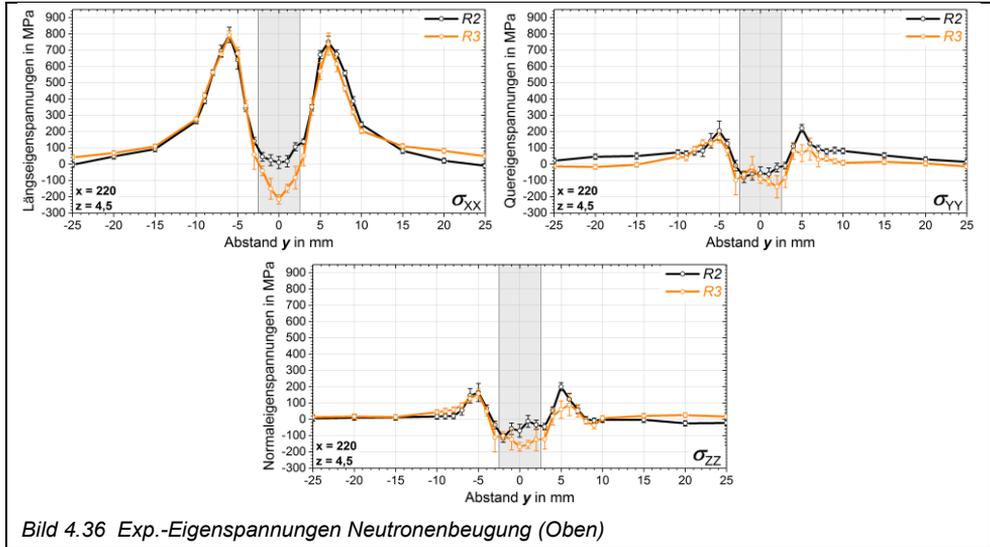
S960QL – ED-FK 1000® / R2 und S960QL – CN 13/4-IG® / R3

Im Volumen sind keine ausgeprägten, durch die schnellere Abkühlung der Oberfläche gegenüber dem Kern verursachten Eigenspannungseffekte zu erwarten. Somit können sich die Umwandlungsspannungen stärker auswirken, was durch die prägnante Ausbildung von SE-Minima im und um den Schweißnahtbereich bestätigt wird.

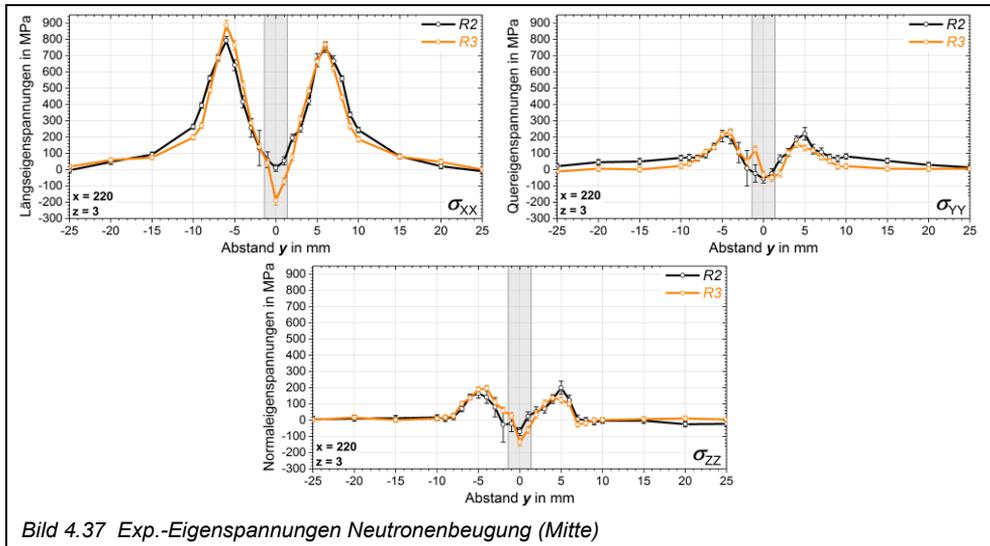
Für σ_{XX} bewirkt der LTT-Einsatz bei R3 eine SE-Verringerung in der Schweißnaht um bis zu $\Delta\sigma_{XX} \approx -225$ MPa (Bild 4.36), welche mit zunehmender Messtiefe auf etwa $\Delta\sigma_{XX} \approx -150$ MPa abnimmt (Bild 4.38). Ein LTT-Einfluss auf die in der WEZ auftretenden hohen Zugspannungswerte ist nicht zu beobachten.

Für die SE-Komponenten σ_{YY} und σ_{ZZ} ist ersichtlich, dass der LTT-Einsatz bei R3 im oberen Volumenbereich der Schweißverbindungen (Bild 4.36) eine effektive SE-Reduktion im Schweißnahtbereich um bis zu $\Delta\sigma_{YY} \approx -115$ MPa beziehungsweise $\Delta\sigma_{ZZ} \approx -150$ MPa verursacht. Ebenso setzt der LTT-Einsatz die in der WEZ auftretenden Zugspannungsmaxima herab. Für die tiefer liegenden Volumenbereiche ist für den Schweißnahtbereich kaum noch eine SE-Reduktionswirkung durch den LTT-Zusatzwerkstoff auszumachen (Bild 4.37/4.38). Dennoch ist zumindest teilweise eine durch die LTT-Wirkung hervorgerufene leichte Reduktion der in der WEZ befindlichen Zugspannungsmaxima zu erkennen. Der Rückgang der SE-Reduktion durch LTT-Einsatz mit zunehmender Messtiefe ist in der R3-Schmelzbadkontur zu suchen (Bild 4.1), da hierdurch die Messvolumina (Bild 3.6, Tabelle 3.11) auf Grund ihrer Größe in den unteren Volumenbereichen fast nahezu die gesamte Schweißnaht in Querrichtung überstreichen, wodurch etwaige lokal auftretende SE-Extrema durch das integrale Messverfahren der Neutronenbeugung nicht aufgelöst werden können.

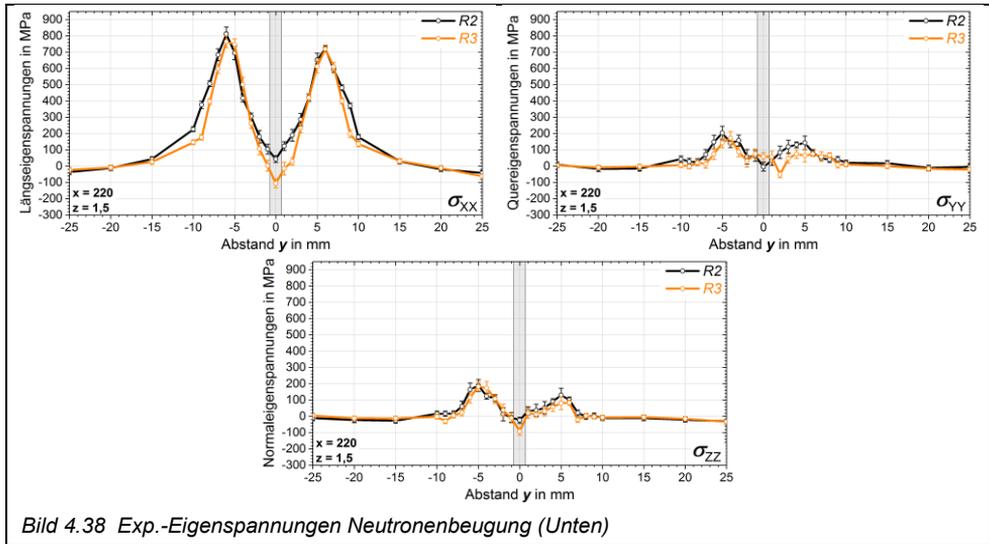
Oberer Bereich der Schweißverbindungen R2 und R3



Mittlerer Bereich der Schweißverbindungen R2 und R3



Unterer Bereich der Schweißverbindungen R2 und R3



4.5 Experimenteller Schweißverzug

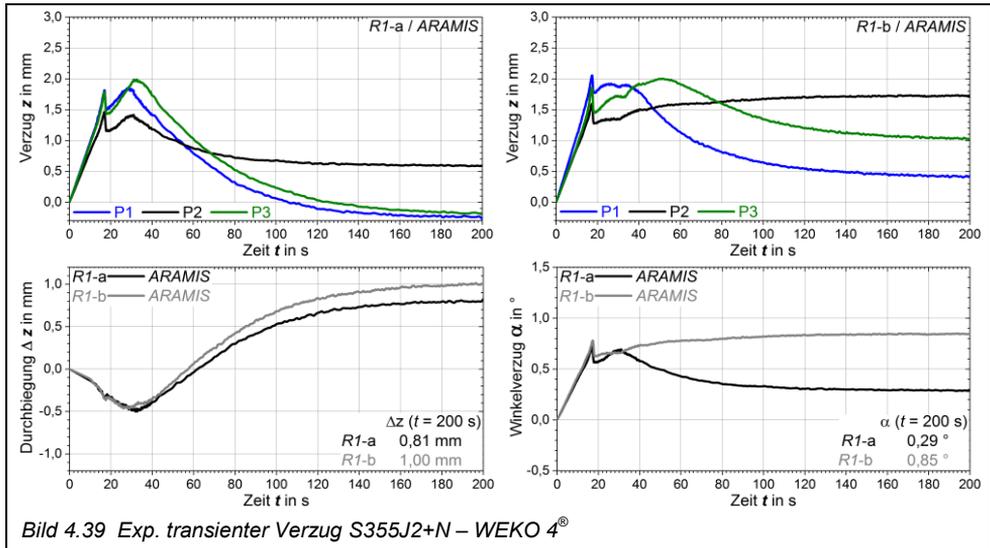
Mit Hilfe des ARAMIS[®]-Messsystems wurden an R1-R3 die transienten Verschiebungen der Punkte P1-P3 (Bild 3.2) erfasst und anschließend die transienten Durchbiegungen Δz und Winkelverzüge α für die Auswerteposition P2 ermittelt. Die zugehörigen Mess- beziehungsweise Berechnungsergebnisse sind in Bild 4.39-4.41 zu finden. In Tabelle 4.15 sind die für $t = 200$ s verbleibenden Durchbiegungen und Winkelverzüge zusammengefasst und die Durchschnittswerte der zwei Wiederholungsversuche pro Referenzfall dargestellt.

Die in den oberen Bereichen in Bild 4.39-4.41 dargestellten transienten z -Verschiebungen der Punkte P1-P3 (Bild 3.2) weisen allesamt bei $t \approx 16$ s lokale Verschiebungsmaxima auf, welche zu dem Zeitpunkt auftreten, bei welchem die Schweißquelle die mittleren Heftstellen überschweißt. Dieses Überschweißen der Heftstellen ist auch in den lokalen Winkelverzugsmaxima zum Zeitpunkt $t \approx 16$ s sichtbar.

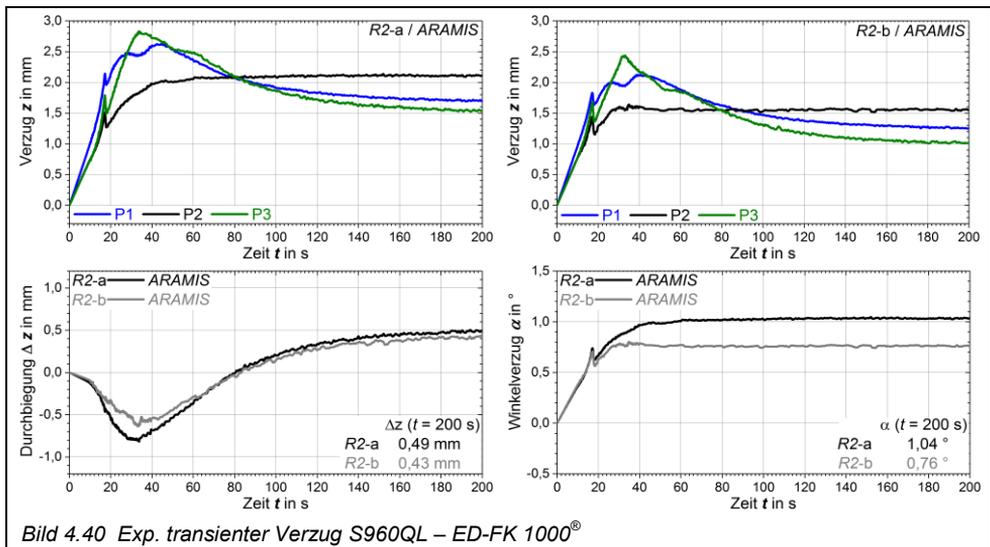
Für R1 unterliegen die transienten z -Verschiebungen der Punkte P1-P3 und somit die transienten Winkelverzüge zwischen den zwei Versuchen R1-a und R1-b einer zu starken Streuung, weshalb hier eine Wertung der Messergebnisse vergleichend zu R2/R3 kaum möglich ist. Demgegenüber sollten die Abweichungen der Winkelverzüge zwischen R2 und R3 hauptsächlich auf das differente Umwandlungsverhalten der verwendeten Zusatzwerkstoffe zurück zu führen sein, da hier der gleiche Grundwerkstoff S960QL und auch Zusatzwerkstoffe der gleichen Festigkeitsklasse entsprechend dem Grundwerkstoff S960QL verwendet wurden. Während für R2 (Bild 4.40) mit Ausnahme des lokalen Winkelverzugsmaxima bei $t \approx 16$ s ein mit der Zeit monoton ansteigender Winkelverzug zu beobachten ist, weist R3 (Bild 4.41) ab $t \approx 42$ s einen Rückgang des Winkelverzugs auf. Grund hierfür ist das spätere Einsetzen der ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlung im Schmelzbadbereich, wobei die gegenüber R2 größere ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Volumenexpansion des Schweißgutes dem Winkelverzug entgegen-

genwirkt. Die Reduktion des Winkelverzugs ist auf die pilzförmige Geometrie des Schmelzbadbereichs zurückzuführen (Bild 4.1), womit sich die absolute Quervolumenausdehnung im oberen Bereich des Schmelzbades stärker als im unteren Bereich auswirkt.

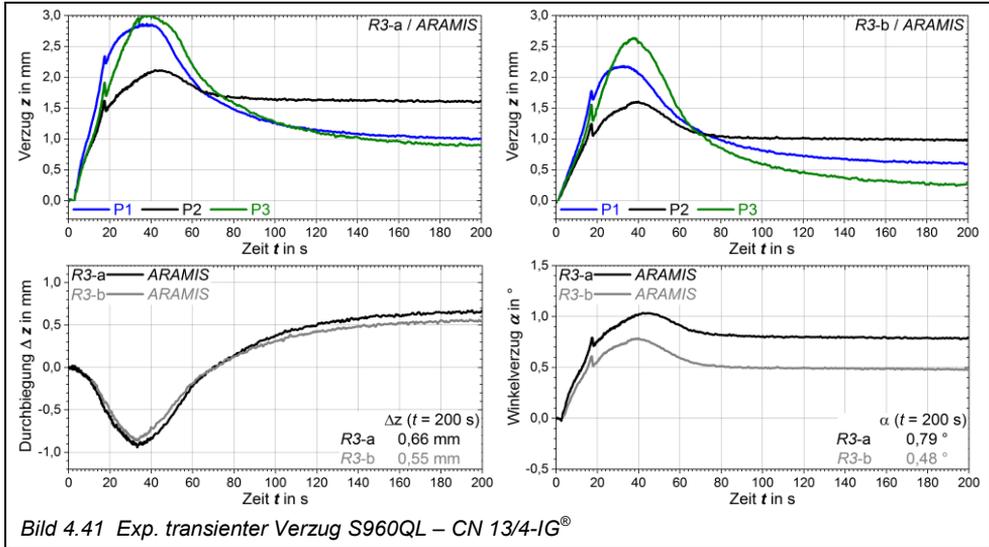
• S355J2+N – WEKO 4® / R1



• S960QL – ED-FK 1000® / R2



• S960QL – CN 13/4-IG® / R3



Der sich für $t = 200$ s einstellende Winkelverzug der LTT-Schweißverbindung R3 ist mit $\alpha(R3-\emptyset) = 0,63^\circ$ gegenüber $\alpha(R2-\emptyset) = 0,9^\circ$ um 30 % reduziert (Tabelle 4.15), was für diese Schweißkonfiguration eine Reduzierung des SV-Grundtyps Winkelverzug aufzeigt. Ob dies alleine auf den niedrigeren ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlungstemperaturen beruht gilt es im Rahmen der numerischen Einflussanalysen zu prüfen. Bei Betrachtung der verbleibenden Durchbiegung für $t = 200$ s stellt sich jedoch eine umgekehrte Wirkung ein. Hier fällt die Durchbiegung für R3 mit $\Delta z(R3-\emptyset) = 0,6$ mm gegenüber $\Delta z(R2-\emptyset) = 0,46$ mm um 23 % größer aus. Diese Verstärkung der Durchbiegung ist beim Einsatz von Zusatzwerkstoffen mit verringerten ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlungstemperaturen verständlich. Da nämlich die Volumenexpansion des LTT-Zusatzwerkstoffs im oberen breiteren Bereich des Schmelzbades (Pilzform) in Längsrichtung eine stärkere Schubkraft als im unteren schmaleren Bereich des Schmelzbades verursacht, wird somit die Durchbiegung gefördert. Hier gilt es im Rahmen der SV-Validierung zu überprüfen, ob dies auch mittels der numerischen Schweißstruktursimulation nachgebildet werden kann und diese Schlussfolgerung somit keiner statistischen Schwankung unterliegt.

Tabelle 4.15 Experimentelle Durchbiegungen und Winkelverzüge der Referenzfälle (Bild 4.39-4.41)

$t = 200$ s	R1-a	R1-b	R1-Ø	R2-a	R2-b	R2-Ø	R3-a	R3-b	R3-Ø
Durchbiegung Δz in mm	0,81	1,00	0,9	0,49	0,43	0,46	0,66	0,55	0,6
Winkelverzug α in °	0,29	0,85	0,57	1,04	0,76	0,9	0,79	0,48	0,63

4.6 Modellvalidierung

4.6.1 Globales Temperaturfeld

• Temperaturfeldabgleich

In Bild 4.42 sind die experimentellen und numerisch berechneten Temperaturverläufe der Schweißungen R1-R3 gegenübergestellt. Es zeigt sich eine exzellente Übereinstimmung.

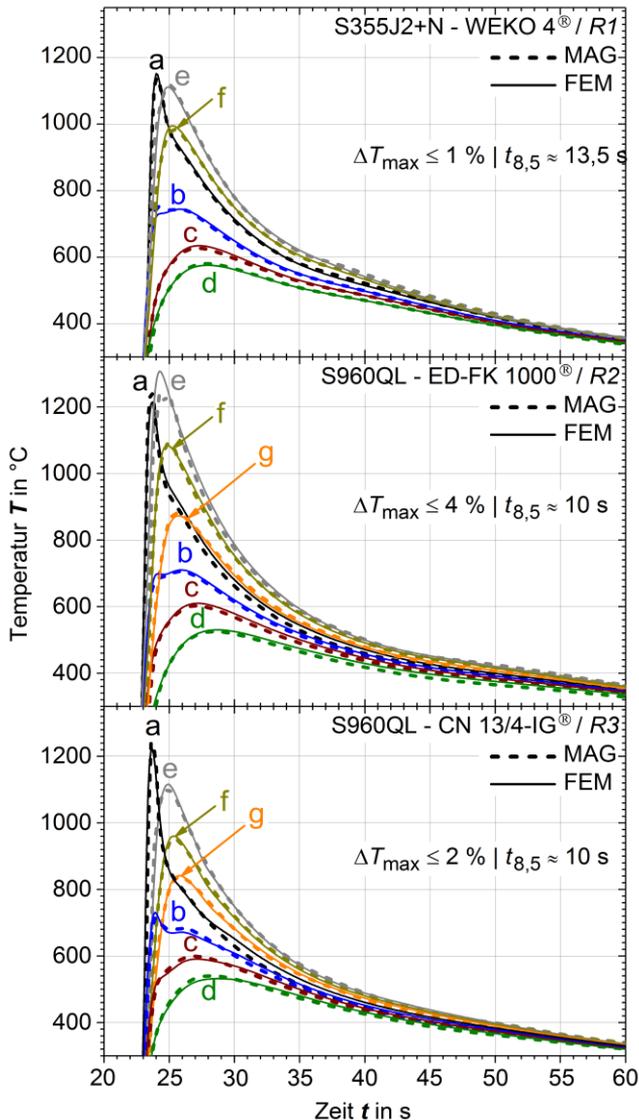


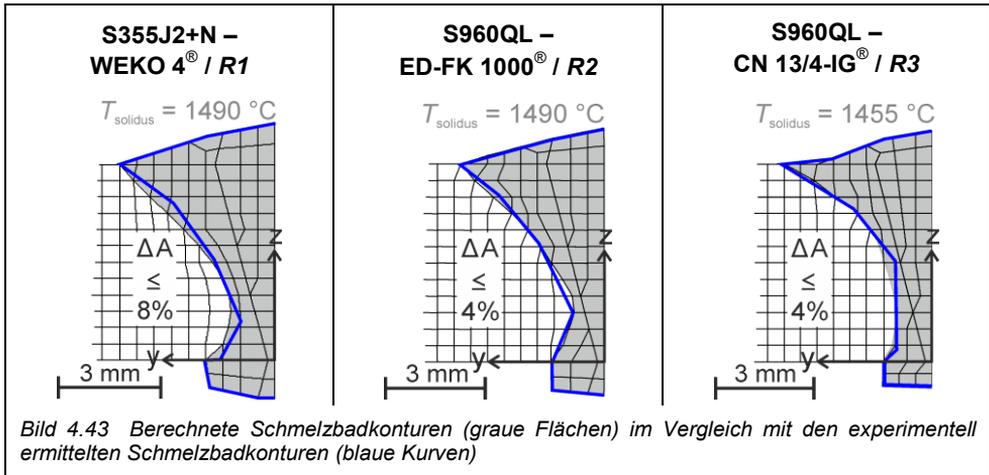
Tabelle 4.16 Position der Thermoelemente

	z = 6	z = 0
y =	a: 5 b: 6 c: 7 d: 7,8	e: 3,2 f: 4
y =	a: 4,8 b: 6 c: 7 d: 8,3	e: 2 f: 3 g: 4,4
y =	a: 5 b: 6 c: 6,9 d: 7,9	e: 2,6 f: 3,6 g: 4,4

Bild 4.42 Experimentelle und numerisch berechnete Temperaturverläufe, Positionsangaben für a-g in Tabelle 4.16

• **Schmelzbadkonturen**

Bild 4.43 präsentiert die Gegenüberstellung der in Bild 4.1 experimentell abgeleiteten Schmelzbadkonturen (blaue Kurven) und der im Rahmen des Temperaturfeldabgleichs nachgebildeten Schmelzbadkonturen (graue Flächen). Es zeigt sich eine hervorragende Übereinstimmung.



Die experimentellen und die aus der Temperaturfeldkalibrierung hervorgehenden numerischen Energieeinträge sind in Tabelle 4.17 gelistet. Für einen MAG-Schweißprozess sind die aus den unterschiedlichen Energieeinträgen berechneten Wirkungsgrade plausibel.

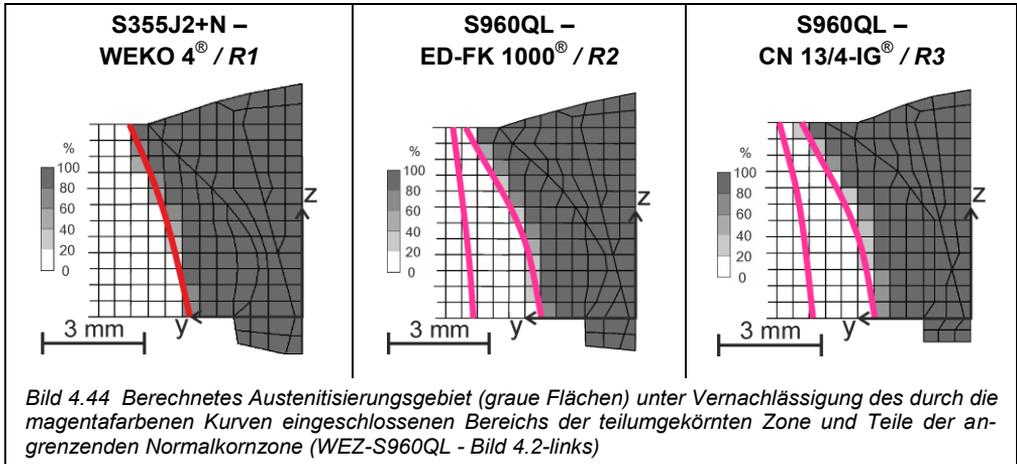
Tabelle 4.17 Experimentelle und numerische Energieeinträge

	S355J2+N – WEKO 4® / R1	S960QL – ED-FK 1000® / R2	S960QL – CN 13/4-IG® / R3
exp. Energieeintrag - Q_{exp}	222,2 kJ	224,9 kJ	222,8 kJ
num. Energieeintrag - Q_{num}	194,6 kJ	195,5 kJ	185,1 kJ
Wirkungsgrad - $\eta = Q_{\text{num}}/Q_{\text{exp}}$	0,876	0,869	0,831

4.6.2 Umwandlungsverhalten

• **Gebiet der Austenitisierung**

Die Modellierung der austenitischen ($\alpha \rightarrow \gamma$)-Festphasenumwandlungen der WEZ und der Schmelzbadbereiche führte auf die in Bild 4.44 gezeigten Gebiete der Austenitisierung. Wie bereits in Rahmen der thermophysikalischen Modellierung erläutert (Abschnitt 3.2.1.3), wurden zum Zwecke der Modellvereinfachung und der Reduzierung des experimentellen Aufwandes der Bereich der Feinkornzone und ein Teil der Normalkornzone (Bild 2.1) vom Gebiet der Austenitisierung ausgeschlossen.



• Dilatometerkurven

Für die Werkstoffe S355J2+N, S960QL und CN 13/4-IG® sind die experimentellen und berechneten Dilatometerkurven für ausgewählte $t_{8,5}$ -Zeiten in Bild 4.45-4.47 gegenübergestellt. Zur numerischen Reproduktion des Austenitisierungsgebiets wurden die experimentell bestimmten A_{C1}/A_{C3} -Temperaturen der Grundwerkstoffe S355J2+N und S960QL im Zuge der Berechnungen zweckmäßig zu höheren Temperaturen verschoben.

S355J2+N

Für den Werkstoff S355J2+N wurde mit $F_s = 680 \text{ °C}$ und $B_s = 600 \text{ °C}$ ein 20 % ferritisches und 80 % bainitisches Festphasengemisch während der ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlung modelliert. Die Abkühlzeit beträgt $t_{8,5} = 14 \text{ s}$. Die experimentelle und berechnete Dilatometerkurve stimmen gut überein.

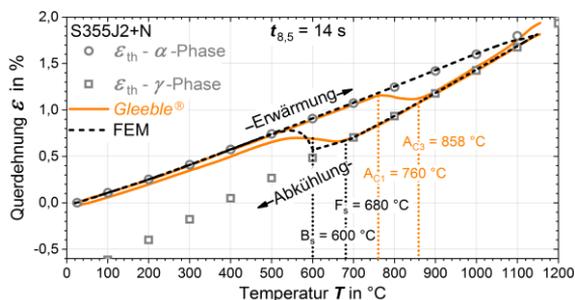


Bild 4.45 Experimentelle und berechnete Dilatometerkurven (S355J2+N)

S960QL

Für den Werkstoff S960QL wurde mit $M_s = 420 \text{ °C}$ eine rein martensitische Festphasenentstehung während der ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlung nachgebildet. Die Abkühlzeit beträgt $t_{8,5} = 10 \text{ s}$. Auch hier zeigt sich eine gute Übereinstimmung zwischen der experimentellen und berechneten Dilatometerkurve.

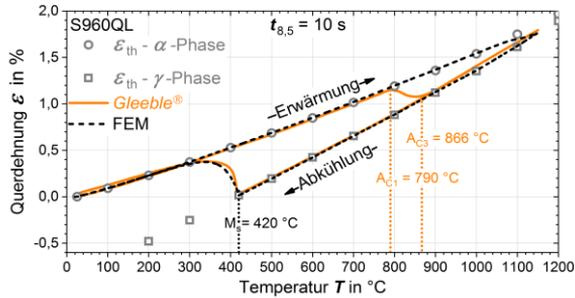


Bild 4.46 Experimentelle und berechnete Dilatometerkurven (S960QL)

CN 13/4-IG[®]

Da der Zusatzwerkstoff CN 13/4-IG[®] nach Einbringung in die einlagige Nahtvorbereitung nur einem Abkühlzyklus unterliegt, wurde auch nur der Abkühlbereich der Dilatometerkurve nachgebildet. Die rein martensitische ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlung wurde in diesem Beispiel mit $M_s = 252\text{ }^{\circ}\text{C}$ modelliert. Es zeigt sich eine gute Übereinstimmung der Dilatometerkurven.

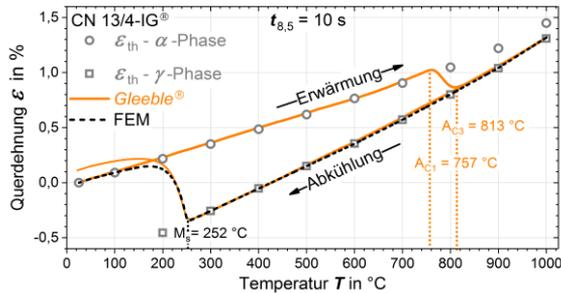
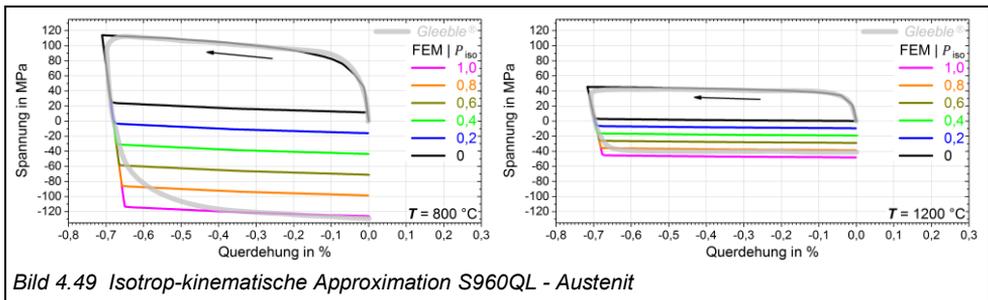
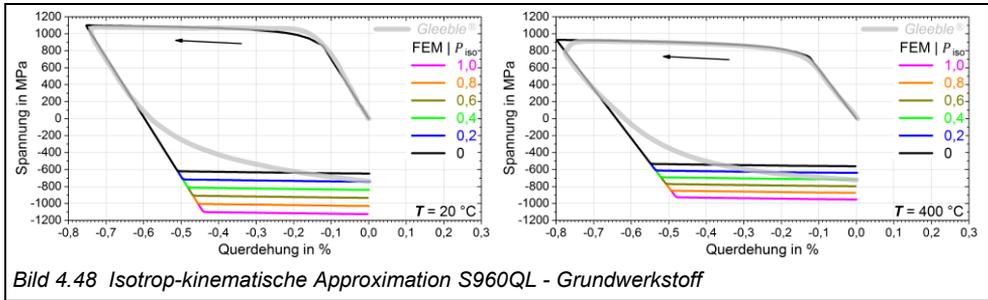


Bild 4.47 Experimentelle und berechnete Dilatometerkurven (CN 13/4-IG[®])

4.6.3 Zyklisches Verfestigungsverhalten

In Bild 4.48/4.49 sind die im Rahmen der Gleeble[®]-Experimente (Tabelle 3.11) messtechnisch erfassten und anhand eines FE-Stabmodells simulierten zyklischen Warmzug-/Warmstauchkurven für den Werkstoff S960QL gegenübergestellt. Die eingezeichneten Pfeile geben die Richtung der zyklischen Warmzug-/ Warmstauchversuche an.

Innerhalb der numerischen Simulation wurde das isotrop-kinematische Verfestigungsverhalten durch die schrittweise Änderung des Skalierungsfaktors P_{ISO} (Gleichung 2.15) variiert. Im Vergleich zu den experimentellen Gleeble[®]-Kurven zeigt sich zum einen, dass die austenitische Festphase für $T = 1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ ein nahezu rein isotropes Verfestigungsverhalten aufweist und zum anderen, dass die Anteile kinematischer Verfestigung mit abnehmender Temperatur zunehmen, bis schließlich bei Erreichen der Raumtemperatur von $T = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$ die kinematische Verfestigung dominiert.



4.6.4 Berechnete Schweißeigenstressungen

- SE auf den Oberflächen

Die Gegenüberstellung der experimentellen und berechneten Oberflächeneigenstressungen σ_{xx} und σ_{yy} wurde bei $x = 220$ vorgenommen (Bild 4.50-4.52). Bei der Bewertung der Berechnungsergebnisse ist die Streuung der Messergebnisse in x -Richtung (Bild 4.33-4.35) stets mit einzubeziehen. Die Schmelzbadbereiche sind grau markiert.

S355J2+N – WEKO 4[®] / R1 (Bild 4.50)

Die berechneten SE-Komponenten σ_{xx} und σ_{yy} zeigen bis auf die Breite des berechneten Gebiets der maximalen Längseigenstressungen eine gute Übereinstimmung mit den experimentellen Werten auf, wobei die auf der Unterseite berechneten σ_{xx} -Schultern weit außerhalb der WEZ um bis zu 10 mm in y -Richtung abweichen.

S960QL – ED-FK 1000[®] / R2 (Bild 4.51)

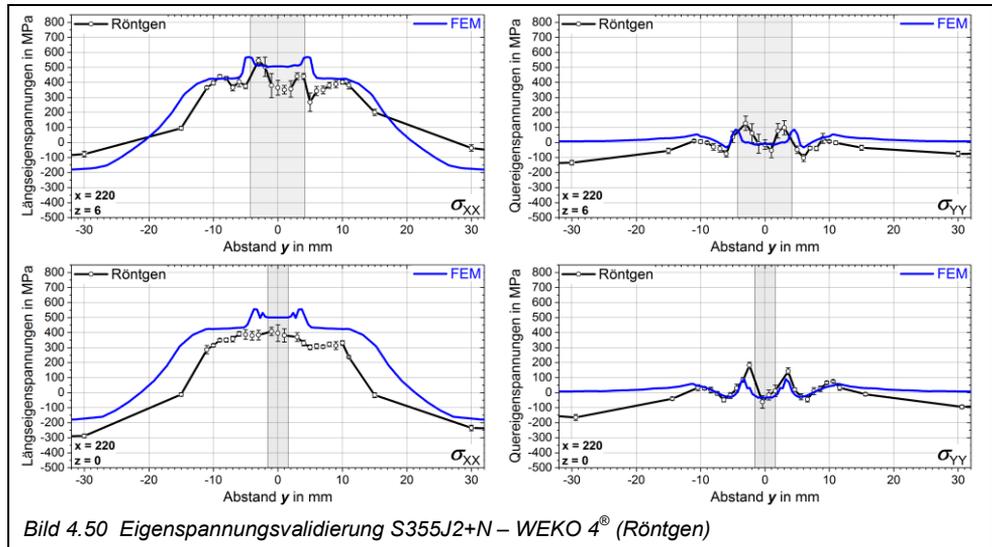
Die SE-Komponenten wurden qualitativ gut nachgebildet. Die nennenswerten quantitativen Abweichungen treten für die im Schweißnahtbereich der Oberseite berechneten SE auf, wobei die an allen drei x -Positionen gemessenen maximalen Zugstressungen nicht reproduziert wurden. Gegenüber $R1$ wurden für $R2$ Werkstoffe mit höheren Festigkeitsklassen eingesetzt, deren Auswirkungen sich durch höhere Quereigenstressungswerte zeigen.

S960QL – CN 13/4-IG[®] / R3 (Bild 4.52)

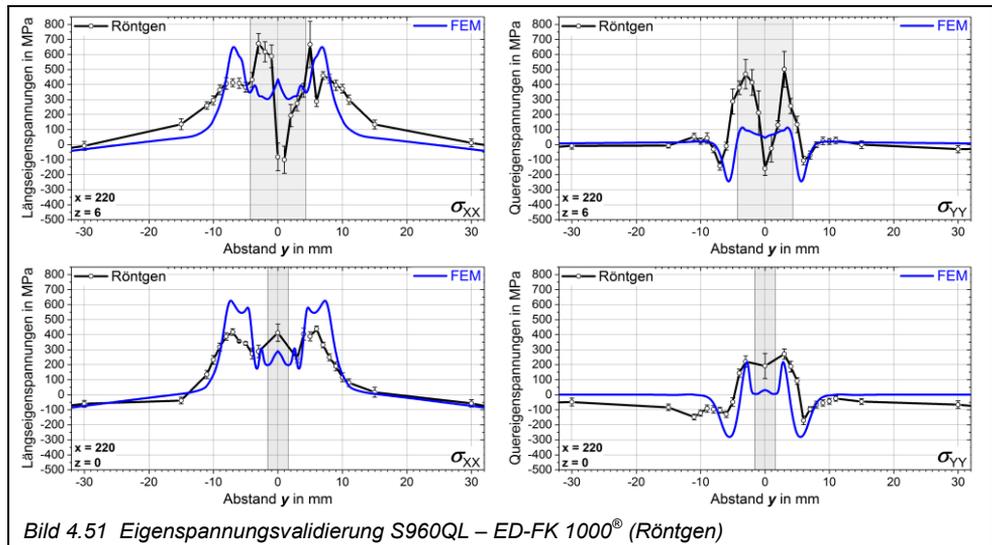
Unter Berücksichtigung der SE-Schwankungen in x -Richtung (Bild 4.35) kam es für $R3$ sowohl innerhalb als auch außerhalb des Schmelzbadbereichs zu einer sehr guten qualita-

tiven und quantitativen Nachbildung der SE auf den Oberflächen. Hier ist hervorzuheben, dass der Modellaufbau von $R3$ im Gegensatz zu $R1/R2$ ausschließlich auf dem in dieser Arbeit experimentell erfassten Werkstoffverhalten beruht. Gegenüber $R2$ zeigt sich die Auswirkung des Einsatzes des LTT-Zusatzwerkstoffs hauptsächlich in der geänderten SE-Ausbildung im Schmelzbadbereich und der direkt angrenzenden WEZ-Zone.

S355J2+N – WEKO 4® / R1



S960QL – ED-FK 1000® / R2



S960QL – CN 13/4-IG® / R3

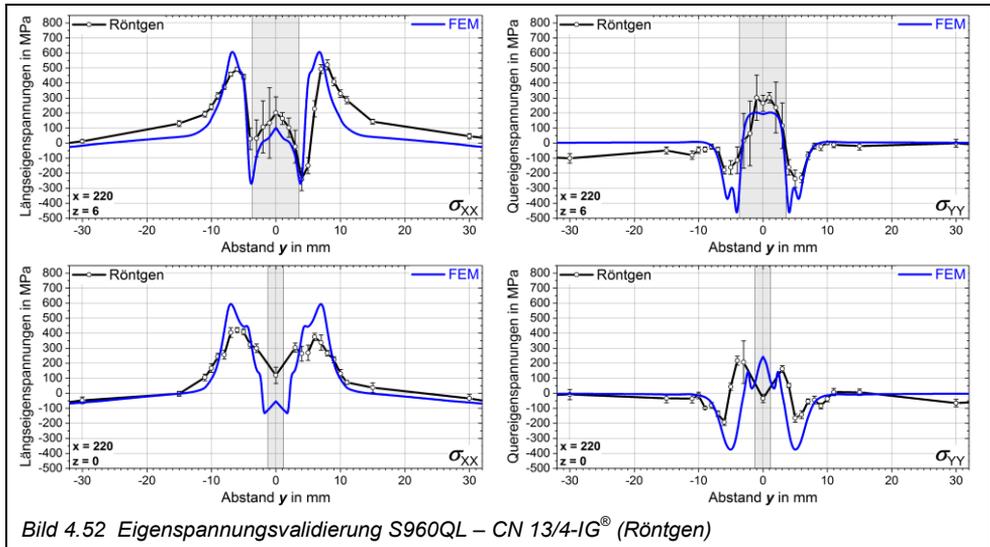


Bild 4.52 Eigenspannungvalidierung S960QL – CN 13/4-IG® (Röntgen)

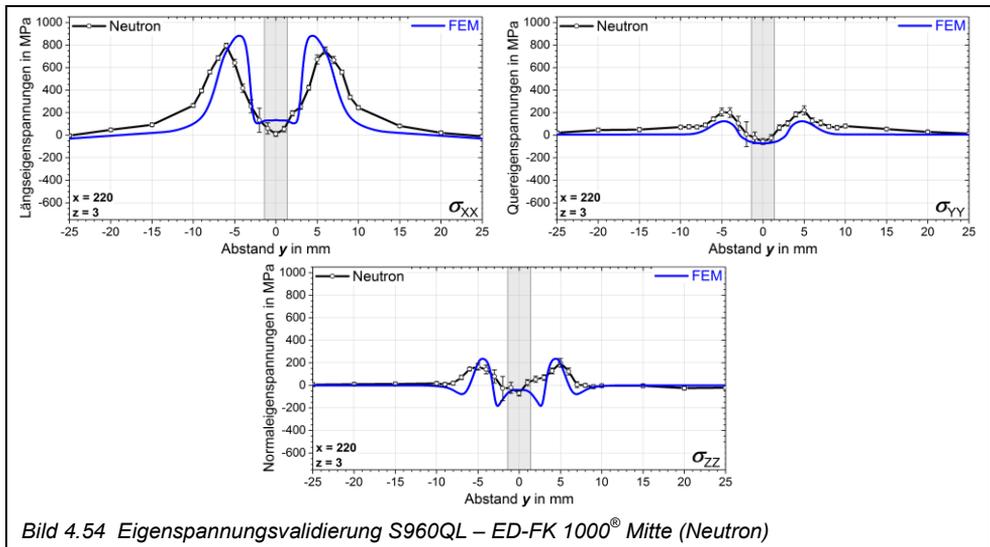
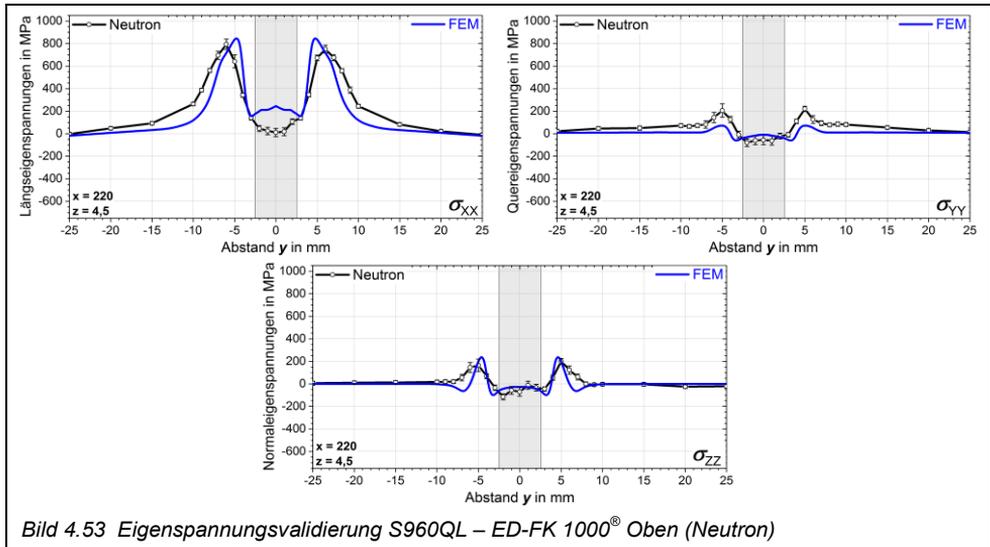
• SE im Volumen

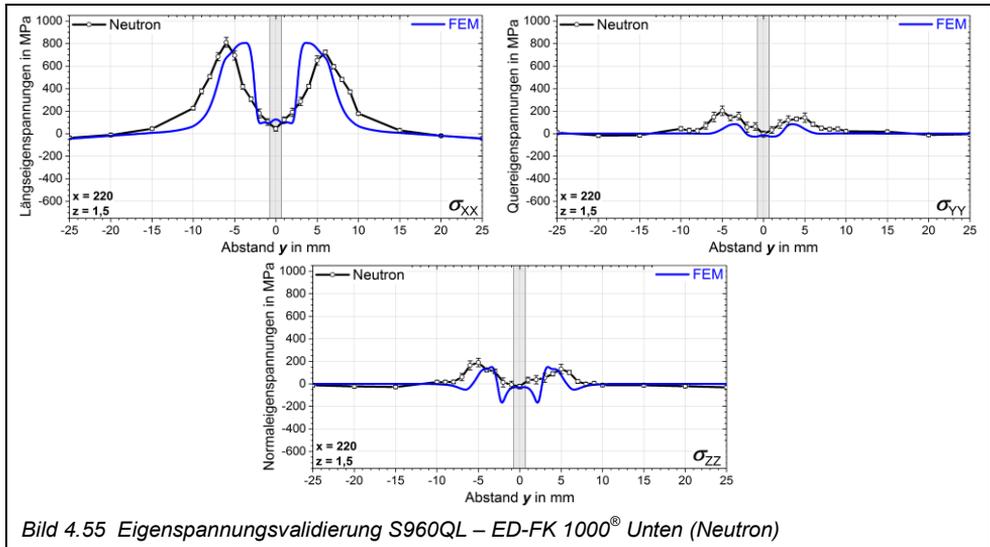
In Bild 4.53–4.58 sind die experimentellen und berechneten Volumeneigenspannungen gemeinsam dargestellt. Die Auswertungen wurden bei $x = 220$ für die Tiefenpositionen $z = \{1,5; 3; 4,5\}$ vorgenommen. Die Schmelzbadbereiche sind grau markiert. Bei der Bewertung der Berechnungsergebnisse muss beachtet werden, dass das im Rahmen der Neutronenbeugungsexperimente verwendete Messvolumen wegen seiner Größe nicht geeignet ist um örtlich stark konzentrierte SE-Gradienten hinreichend aufzulösen.

Unter Berücksichtigung der experimentell eingeschränkten Ortsauflösung der SE-Gradienten stimmen die experimentellen und berechneten SE sowohl für $R2$ als auch für $R3$ gut überein. Neben der guten Nachbildung der örtlichen Verteilung aller SE-Komponenten ist die Reproduktion des unterschiedlichen SE-Niveaus zwischen σ_{XX} und σ_{YY}/σ_{ZZ} bemerkenswert. Für $R2$ und $R3$ weisen vor allem die berechneten Verläufe von σ_{YY} und σ_{ZZ} zueinander qualitative Unterschiede auf, welche durch die Neutronenmessung nicht bestätigt werden. Die im $R3$ -Schweißgutbereich bei $z = \{3; 4,5\}$ berechneten, örtlich stark konzentrierten hohen Druckspannungsmaxima (Bild 4.57/4.58) können durch die experimentellen Messergebnisse nicht validiert werden.

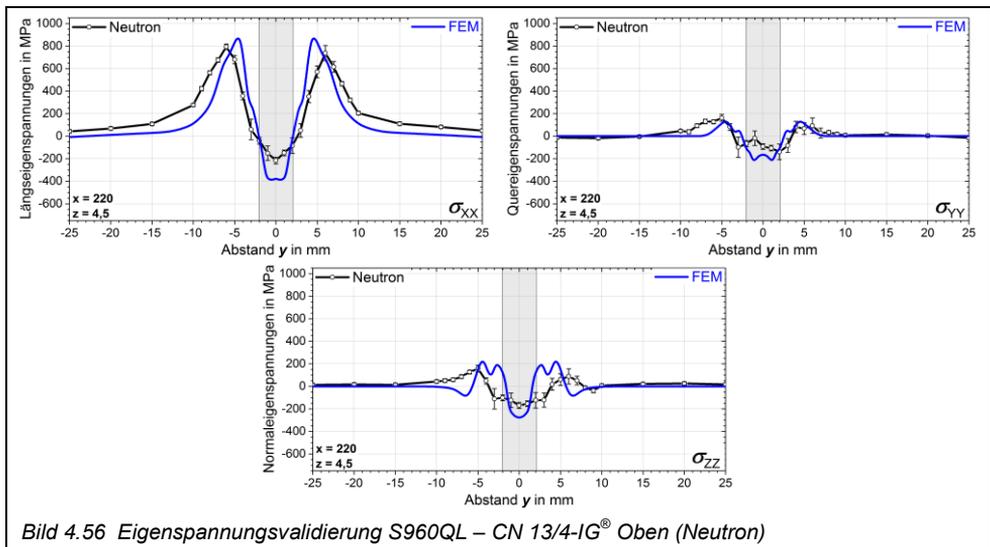
Neben der insgesamt erfolgreichen SE-Validierung sei an dieser Stelle angemerkt, dass sich der Einsatz des LTT-Zusatzwerkstoffs insofern auf die berechneten SE auswirkt, als dass hierdurch die SE der $R3$ -Schweißung gegenüber $R2$ insbesondere im Bereich des Schmelzbades verringert sind.

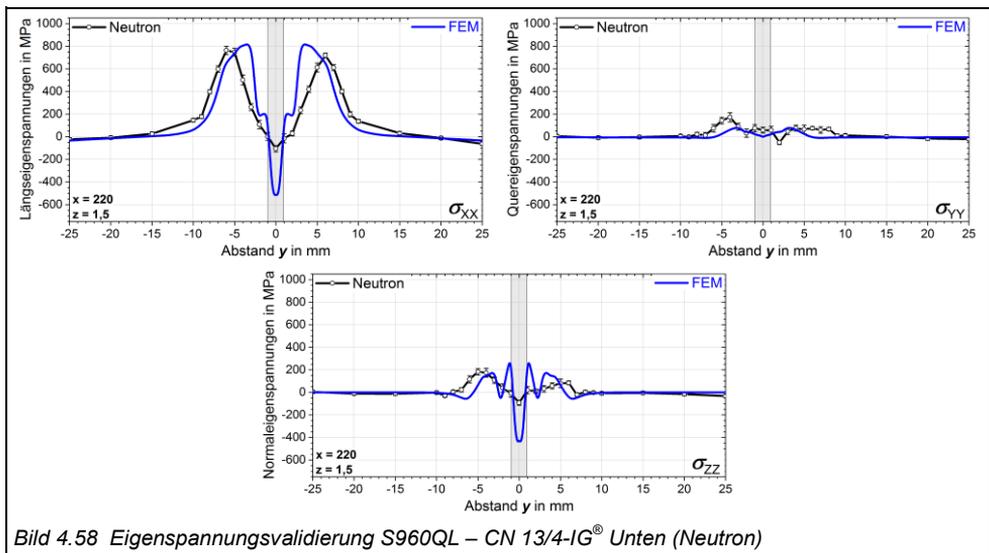
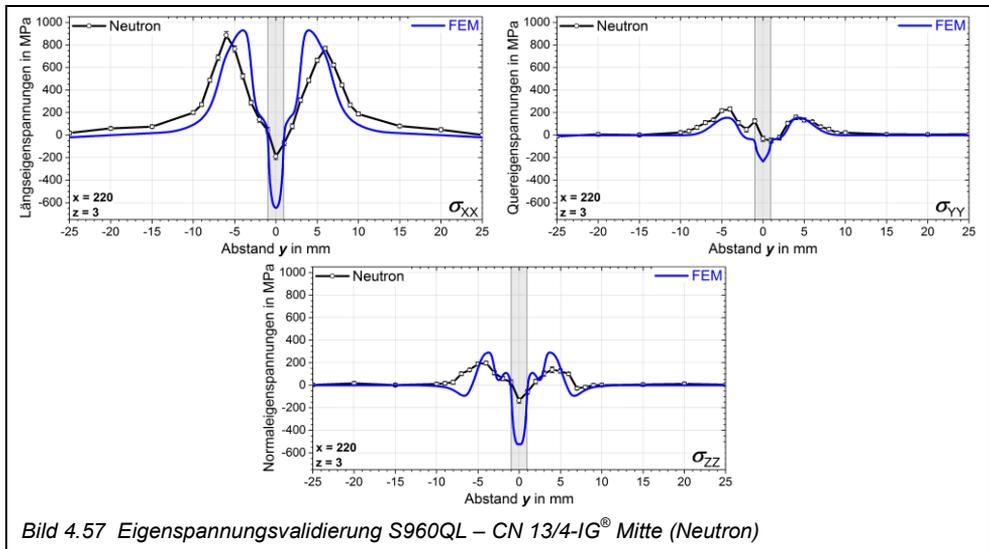
S960QL – ED-FK 1000[®] / R2





S960QL – CN 13/4-IG® / R3





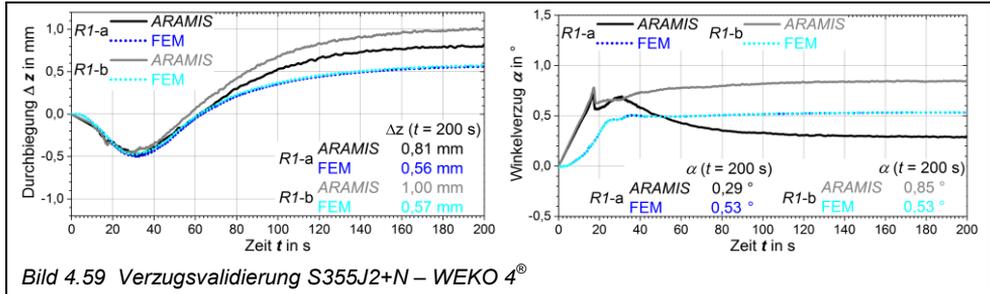
4.6.5 Berechneter Schweißverzug

Eine Gegenüberstellung der experimentellen und simulierten transienten Durchbiegungen Δz und Winkelverzüge α ist durch Bild 4.59-4.61 gegeben. Gezeigt sind die Resultate der zwei Wiederholungsversuche ‚a‘ und ‚b‘.

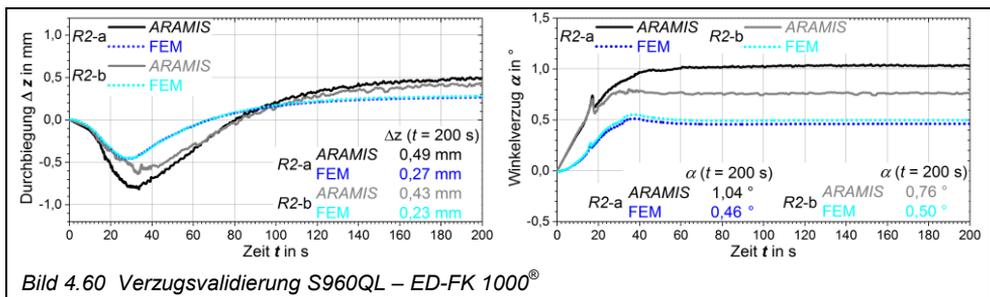
Für die drei Referenzfälle R1-R3 konnten die transienten Verläufe von Δz und α qualitativ sehr gut reproduziert werden. Auch stimmen die simulierten Winkelverzüge in qualitativer Hinsicht gut mit den Bild 2.20-links gemachten Beobachtungen überein, wobei der Einsatz des LTT-Zusatzwerkstoffs (R3) gegenüber den konventionellen Schweißgütern (R1/R2) zu einem ausgeprägten Maximum des Winkelverzugs bei $t \approx 40$ s führt.

Weiterhin ist auffällig, dass sowohl die transienten, als auch die bei $t = 200$ s verbleibenden Werte von Δz und α für R1-R3 in ihren Beträgen meist zu niedrig berechnet wurden. Neben den möglichen Einflüssen der Schmelzbadgeometrie und der Festphasenverteilung sind hierfür die Eigenheiten im Modellaufbau verantwortlich zu machen (Abschnitt 2.3/3.2.1). Dies betrifft insbesondere die verzugs mindernden Wirkungen des ‚Shear Locking‘, der Vernachlässigung des visko-plastischen Werkstoffverhaltens und der Einsatz der schwachen Kopplung zwischen dem thermischen und dem mechanischen Berechnungsschritt. In Anbetracht der eben erläuterten Wirkungen der Modellierungseigenheiten kann dennoch von einer guten quantitativen Validierung des SV gesprochen werden.

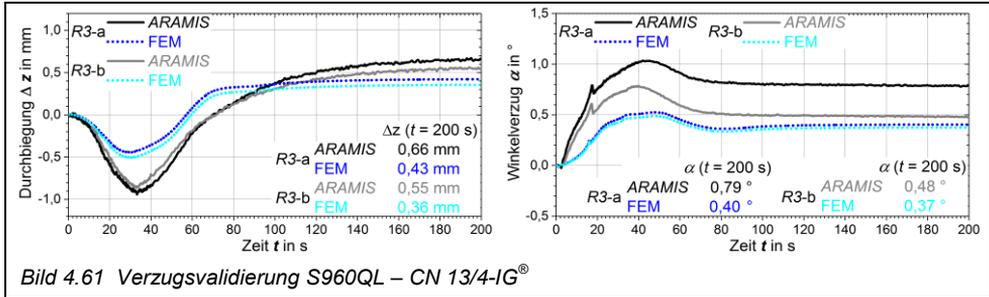
• S355J2+N – WEKO 4® / R1



• S960QL – ED-FK 1000® / R2



• S960QL – CN 13/4-IG® / R3



In Tabelle 4.18 sind die für $t = 200$ s verbleibenden Durchbiegungen und Winkelverzüge zusammengefasst. Die experimentellen und simulierten Durchschnittswerte der zwei Wiederholungsversuche sind in Bild 4.62 dargestellt.

Der tendenzielle Verlauf von Δz zwischen den Referenzfällen R1-R3 wird durch die Simulation ausgezeichnet wiedergegeben, wobei sich insbesondere beim Einsatz des LTT-Zusatzwerkstoffs (R3) gegenüber dem konventionellen Zusatzwerkstoff (R2) eine verstärkte Durchbiegung einstellt. Im Kontrast dazu steht die durch die numerische Berechnung bestätigte Abnahme des Winkelverzugs von R2 zu R3 durch den LTT-Einsatz. Somit ist eine pauschale Aussage, dass zunehmend niedriger umwandelnde Zusatzwerkstoffe den globalen SV reduzieren a priori nicht zulässig, da sich einzelne Grundtypen des SV gegensätzlich verhalten können.

Tabelle 4.18 Simulierte Durchbiegungen und Winkelverzüge der Referenzfälle (Bild 4.59-4.61)

	R1-a	R1-b	R1-Ø	R2-a	R2-b	R2-Ø	R3-a	R3-b	R3-Ø
Durchbiegung Δz in mm	0,56	0,57	0,57	0,27	0,28	0,28	0,43	0,36	0,4
Winkelverzug α in °	0,53	0,53	0,53	0,46	0,50	0,48	0,4	0,37	0,39

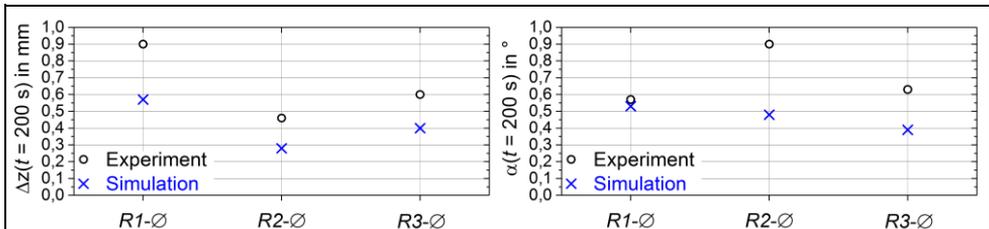


Bild 4.62 Durchbiegungen und Winkelverzüge der Referenzfälle für $t = 200$ s (Tabelle 4.15/4.18)

Die thermomechanischen Modelle R1-R3 konnten sowohl thermophysikalisch als auch thermomechanisch erfolgreich validiert werden. Besonders hervorzuheben ist, dass sich dabei die Modelle R1-R3 in ihrem Umwandlungsverhalten oder Festigkeitsklassen unterscheiden. Dies unterstreicht die Einsatzfähigkeit der in dieser Arbeit schematisch einheitlich modellierten Schweißstruktursimulationsmodelle für die numerischen Einflussanalysen.

5 Diskussion

Wie im vorangegangenen Abschnitt 4.6 gezeigt werden konnte, führen die vollzogenen Modellierungsschritte in Verbindung mit den gewählten Berechnungsmethodiken zu thermomechanischen Modellen, welche in der Lage sind, die SE und den SV für Schweißverbindungen mit unterschiedlichstem Umwandlungsverhalten und differenten Festigkeitsklassen experimentell abgesichert wiederzugeben. Deshalb wird im Folgenden davon ausgegangen, dass die an den Referenzfällen R2 und R3 vollzogenen Variationsrechnungen auf qualitativ vertrauenswürdige Ergebnisse führen.

Die SE-Komponenten wurden stets bei $x = 220$ ausgewertet, während sich die Ergebnisse zum SV stets auf den Punkt P2 bei $x = 150$ beziehen (Bild 3.2). Die in den Diagrammen eingezeichneten grauen Flächen markieren den Schmelzbadbereich.

5.1 Warmzugkurven

5.1.1 Dehnratenabhängiges Verfestigungsverhalten

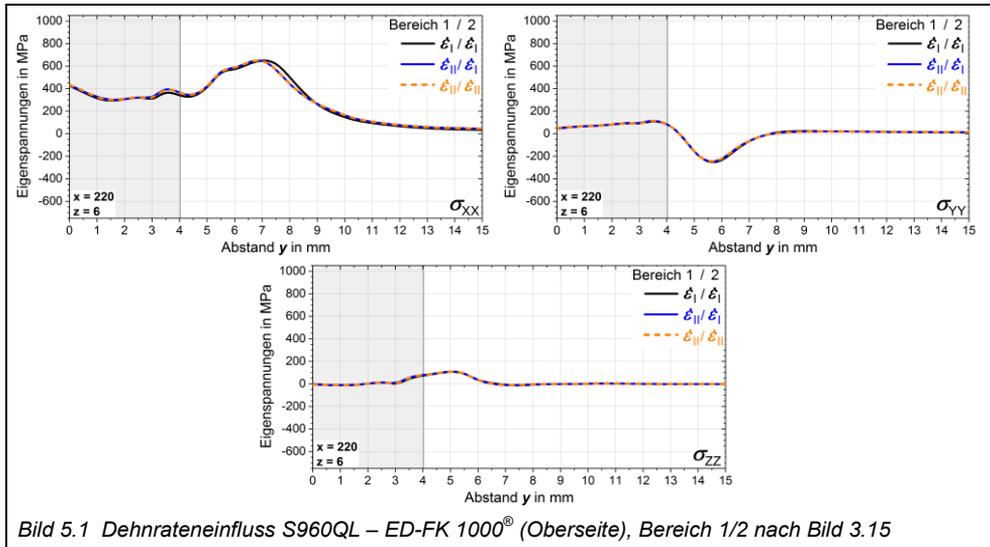
Für die validierten Referenzfälle wurde für den Bereich 1 der Datensatz $\sigma(\dot{\epsilon}_{II})$ und für den Bereich 2 der Datensatz $\sigma(\dot{\epsilon}_I)$ verwendet. Für die Variation des dehnratenabhängigen Verfestigungsverhaltens wurden für die Bereiche 1/2 (Bild 3.15) die unterschiedlichen Warmzugkurvendatensätze $\sigma(\dot{\epsilon}_I)$ und $\sigma(\dot{\epsilon}_{II})$ aus Abschnitt 4.3.5 implementiert.

In z-Richtung ist ein sehr ähnlicher Einfluss der auf unterschiedlichen Dehnratenkonzepten bestimmten Warmzugkurven auf die SE zu beobachten. Deshalb wurden zur Vermeidung von Redundanz nur die SE auf den Oberseiten der Schweißverbindungen dargestellt.

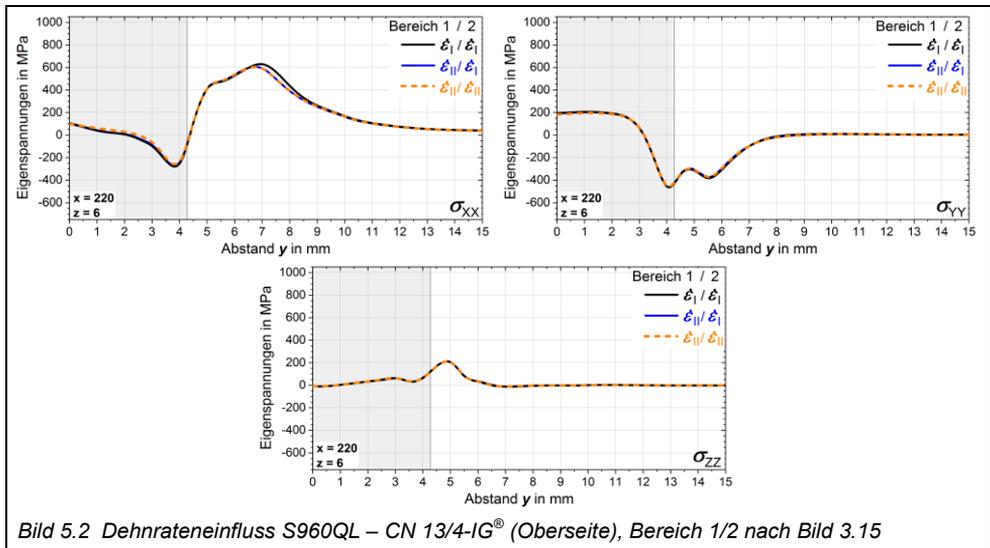
Die geringen Schwankungen der in Bild 5.1/5.2 dargestellten SE-Komponenten zeigen auf, dass die Implementierung der auf unterschiedlichen Dehnratenkonzepten ermittelten Warmzugkurven keine signifikante Änderung des SE-Zustands verursacht.

Nach Bild 4.31/4.32 wird deutlich, dass eine starke Änderung der Spannungs-Dehnungsantwort der experimentell bestimmten Warmzugkurven erst für erhöhte Temperaturen ab $T \geq 600$ °C auftritt. Somit folgt für den untersuchten Dehnratenbereich, dass das Warmzugverhalten unterhalb von $T < 600$ °C den entscheidenden Einfluss auf die sich ausbildenden SE ausübt. Es kann geschlussfolgert werden, dass zumindest für die in dieser Arbeit untersuchten einlagigen Schweißkonfigurationen der Festigkeitsklasse S960QL auf die Implementierung eines dehnratenabhängigen Verfestigungsmodells zur korrekten SE-Berechnung verzichtet werden kann.

S960QL – ED-FK 1000® / R2



S960QL – CN 13/4-IG® / R3



Im Gegensatz zu den SE unterliegt der SV einem stärkeren Einfluss. Außer für die Durchbiegung der Schweißverbindung R3 treten im Variationsbereich SV-Schwankungen um bis zu ~20 % auf (Bild 5.3). Weiterhin ist eine Zunahme der Durchbiegung und zugleich des Winkelverzugs mit höher werdenden Werten der Warmzugkurven ($\sigma(\dot{\epsilon}_{II})$) beobachten. Im Vergleich mit den experimentell bestimmten Durchbiegungen und Winkelverzügen (Bild 4.60/4.61) liefert die (validierte) Vorgabe der Spannungs-Dehnungskurven mit Bereich 1 ($\sigma(\dot{\epsilon}_{II})$) und Bereich 2 ($\sigma(\dot{\epsilon}_I)$) (Bild 3.15) gegenüber der alleinigen Implementierung der auf

der niedrigen konstanten Dehnrates $\dot{\epsilon}_I$ basierenden Warmzugkurven eine Verbesserung der Berechnungsergebnisse, da so für beide SV-Grundtypen höhere Werte berechnet wurden. Eine weitere Verbesserung der Berechnungsergebnisse wäre mit Bereich 1 ($\sigma(\dot{\epsilon}_I)$) und Bereich 2 ($\sigma(\dot{\epsilon}_{II})$) erreichbar. Wird also beabsichtigt, eine einlagige Schweißstruktursimulation mit dem Ziel der SV-Berechnung durchzuführen, so ist entweder die in dieser Arbeit angewandte Methode zweckmäßig oder es sollte direkt ein dehnratenabhängiges Verfestigungsmodell eingesetzt werden.

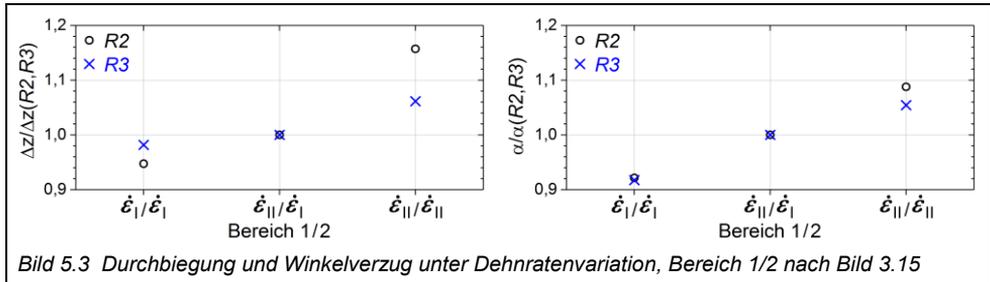


Bild 5.3 Durchbiegung und Winkelverzug unter Dehnratenvariation, Bereich 1/2 nach Bild 3.15

Während die SE kaum einem Dehnrateneinfluss unterliegen, übt das im Hochtemperaturbereich auftretende, durch erhöhte Dehnraten verstärkte Verfestigungsverhalten einen signifikanten Einfluss auf den verbleibenden SV aus. Vom praktischen Anwender kann nicht erwartet werden, wie in dieser Arbeit zwei verschiedene Datensätze ($\sigma(\dot{\epsilon}_I)$, $\sigma(\dot{\epsilon}_{II})$) zur Verfügung zu haben. Sind also im Vorfeld von numerischen Schweißstruktursimulationen Experimente zum Warmzugverhalten des jeweiligen Werkstoffs notwendig, so ist das Dehnratenkonzept mit der temperaturabhängigen Dehnrates $\dot{\epsilon}_{II}$ nach Tabelle 3.11 vorzuziehen.

5.1.2 Warmzugkurveneigenschaften und Warmzugkurvenanzahl

Die Berechnungen der validierten Referenzfälle basieren auf der Vorgabe der multilinearen isotropen Warmzugkurven aus Abschnitt 4.3.5 mit einem Abstand von $\Delta T = 100$ K. Für die Variation der Warmzugkurveneigenschaften (Tabelle 3.20) wurde mit *Var1* für $T \geq 600$ °C ein rein plastisches Fließverhalten berücksichtigt und mit *Var2* das plastische Fließverhalten für $T = 600$ °C für alle Warmzugkurven ab $T \geq 600$ °C übernommen. Im Zuge von *Var3* wurden die Warmzugkurven mit $\Delta T = 200$ K im Modellaufbau implementiert, wohingegen die Warmzugkurven für *Var4* im Abstand von $\Delta T = 300$ K vorliegen.

• Warmzugkurveneigenschaften - SE

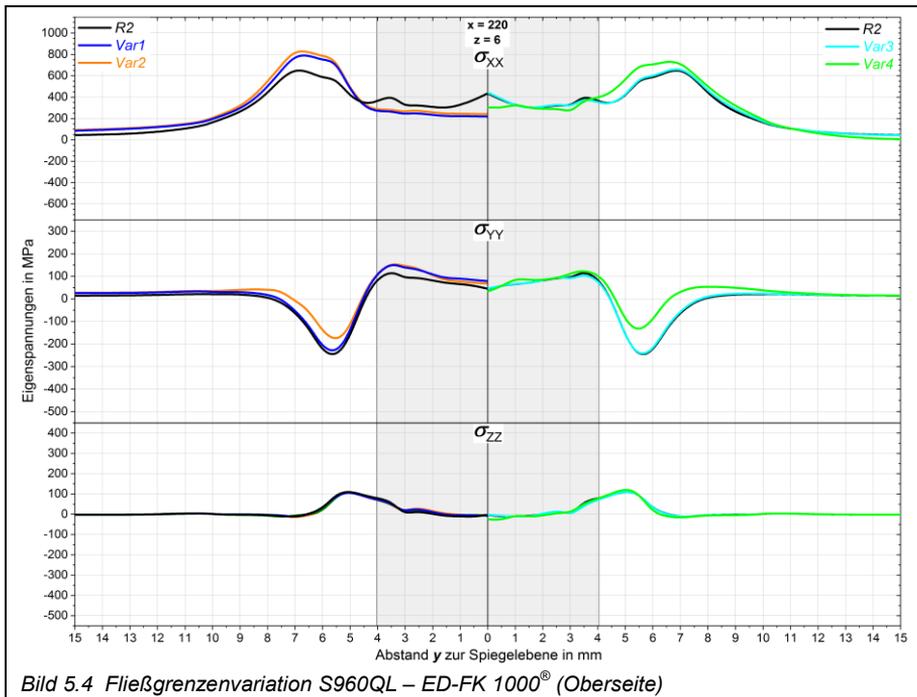
Beide Variationen führen gegenüber den Referenzfällen *R2/R3* zwar zu einer hinreichend qualitativen SE-Berechnung, jedoch treten vor allem in der WEZ nicht hinnehmbare quantitative Unterschiede für σ_{XX} auf. Der in der Literatur oft auffindbare Berechnungsansatz des ideal plastischen Fließverhaltens kann somit nicht für Schweißverbindungen der Festigkeitsklasse S960QL empfohlen werden. Bemerkenswert ist, dass *Var2* gegenüber *Var1* insgesamt keine wesentlichen SE-Unterschiede liefert, obwohl die in der Datenbank hinterlegten Warmzugkurven für $T \geq 600$ °C allesamt die (hohe) Fließgrenze für $T = 600$ °C besitzen. Damit wird die bereits im direkt vorangegangenen Teilabschnitt getroffene Aussage bestätigt, dass der sich einstellende SE-Zustand vorrangig durch das Verfestigungsverhalten für Temperaturen $T < 600$ °C bestimmt wird.

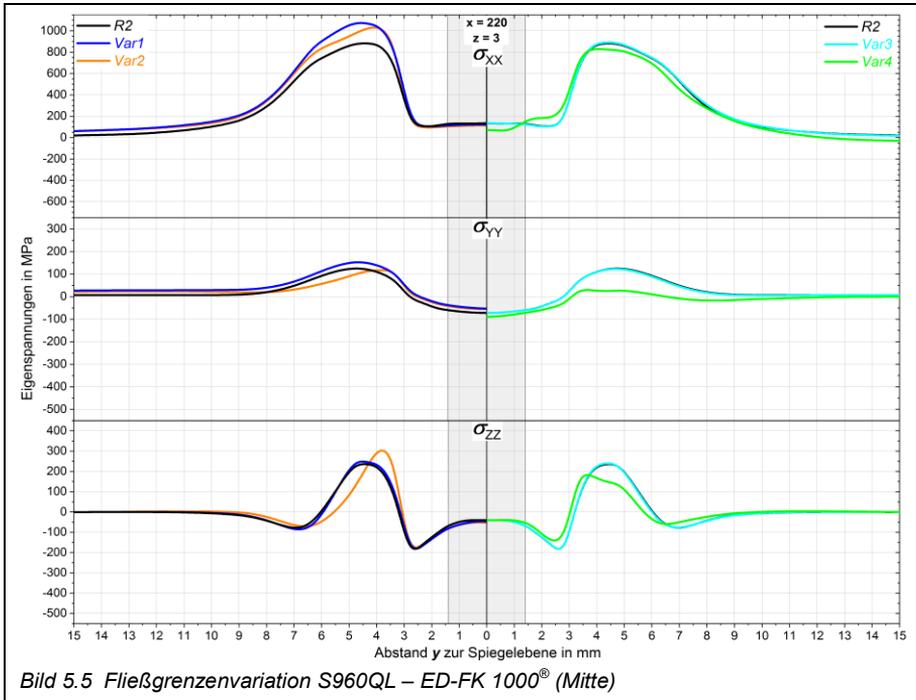
• **Warmzugkurvenanzahl - SE**

Für *Var3* zeigen sich exzellente Übereinstimmungen mit den Referenzfällen. Während für den mit *Var4* variierten Referenzfall *R3* eine hervorragende Übereinstimmung mit den SE der Referenzwerte erzielt werden konnte, weichen die SE des mit *Var4* variierten Referenzfalls *R2* quantitativ erheblich ab.

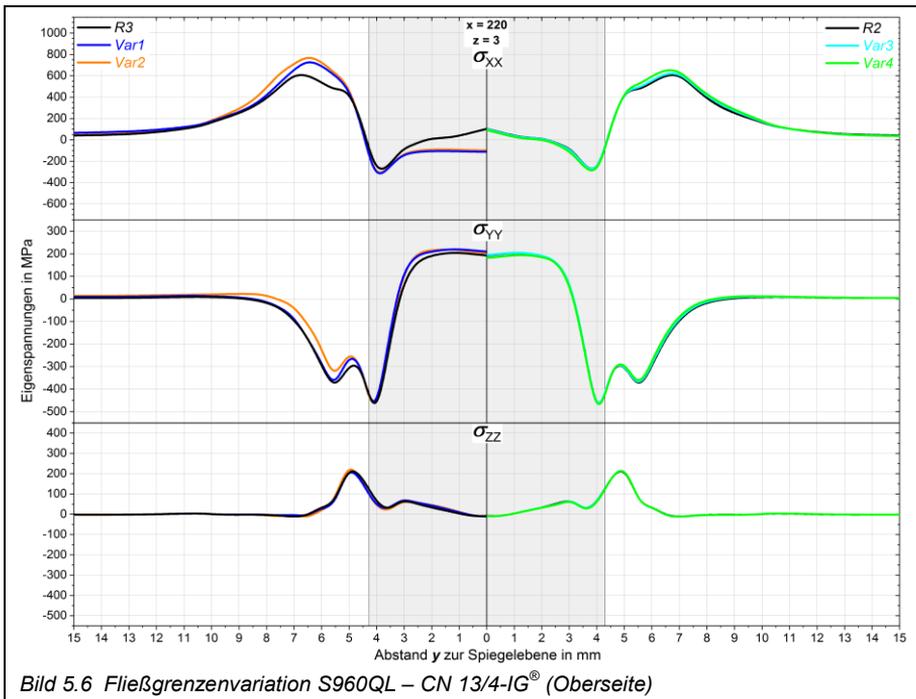
Die in Abschnitt 4.3.5 gezeigten Ergebnisse zum experimentell bestimmten Verfestigungsverhalten zeigen auf, dass die Fließgrenzen und die Fließkurven im Temperaturbereich von $300\text{ °C} \leq T \leq 600\text{ °C}$ stark variieren, während sie für $T < 300\text{ °C}$ relativ kleine Abweichungen aufzeigen. Werden also wie im Variationsfall *Var4* bei $T = 300\text{ °C}$ und dann erst wieder bei $T = 600\text{ °C}$ Warmzugkurven hinterlegt, so werden die Warmzugeigenschaften innerhalb dieses Temperaturbereichs durch die Berechnungsalgorithmen linear approximiert. Für den mittels *Var4* variierten Referenzfall *R2* findet jedoch genau in diesem Temperaturintervall die martensitische ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlung des Grund- und Zusatzwerkstoffs statt. Für den variierten Referenzfall *R3* trifft dies nur für den Grundwerkstoff zu, während für den LTT-Zusatzwerkstoff erst ab $T \leq 330\text{ °C}$ die martensitische Phasenbildung einsetzt. Hiermit wird deutlich, dass vor allem für den eingebrachten Zusatzwerkstoff das Verfestigungsverhalten während der ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlung durch Vorgabe der in diesem Temperaturbereich relevanten Warmzugkurven gut beschrieben sein muss.

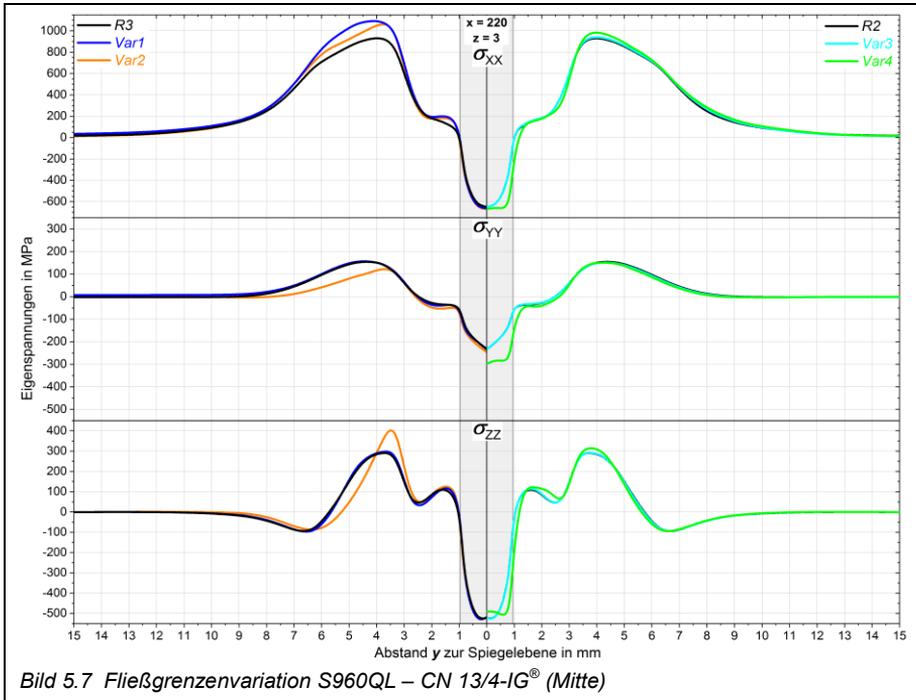
S960QL – ED-FK 1000® / R2





S960QL – CN 13/4-IG® / R3



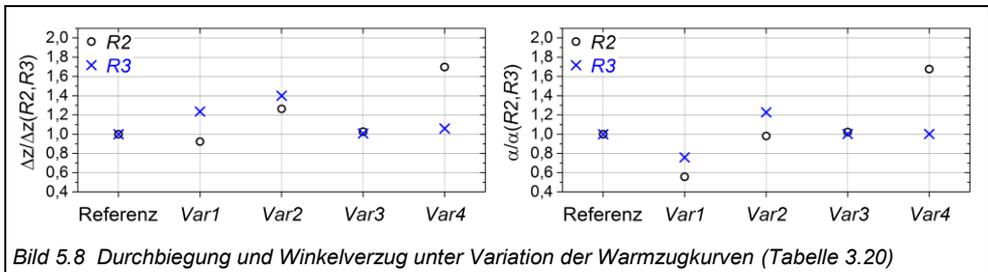


• Warmzugkurveigenschaften - SV

Gute SV-Ergebnisse liefert nur die Var1-Durchbiegung und der Var2-Winkelverzug des variierten Referenzfalls R2. Die restlichen Berechnungen zur Variation der Warmzugkurveigenschaften sind als ungenügend zu bewerten. Da sich die globale Schweißformänderung aus einer Überlagerung einzelner Grundtypen des SV, zum Beispiel der Durchbiegung und dem Winkelverzug, zusammensetzt, sind die Berechnungsmethoden unter Anwendung von Var1/2 ungeeignet den gesamten SV-Zustand realitätsnah abzubilden.

• Warmzugkurvenanzahl - SV

Die mit Var3 variierten Referenzfälle R2/R3 zeigen exzellente Übereinstimmungen mit den SV-Referenzwerten. Unter Einsatz von Var4 liefert nur der variierte Referenzfall R3 ein hervorragendes Ergebnis, während für den variierten Referenzfall R2 sehr große Unterschiede zu den SV-Referenzwerten auftreten. Wie für den SE-Fall bereits erläutert, ist hier die Ursache in der Warmzugkurvengabe während der ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlung zu suchen.



Es lässt sich schlussfolgern, dass das in der Praxis oft eingesetzte Berechnungsmodell der ideal plastischen Verfestigung zur SE- und SV-Berechnung der hier untersuchten hochfesten Schweißkonfigurationen ungeeignet ist. Sehr erfolgreich hingegen war die Reduzierung der Anzahl der hinterlegten Warmzugkurven mit einem Temperaturabstand von $\Delta T = 200$ K, was den experimentellen Aufwand zur Bestimmung der Werkstoffkennwerte erheblich reduziert. Werden die Warmzugkurven für den Temperaturbereich der ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlung vorgegeben, so ist für die korrekte Berechnung der SE sogar eine Reduzierung der Anzahl der Warmzugkurven mit einem Abstand von $\Delta T = 300$ K möglich.

5.2 Umwandlungsplastizität

Die Ergebnisse für den latent schrumpfenden Fall sind in Bild 5.9/5.10 und Bild 5.11 dargestellt. Die Änderungen der SE mit äußerer Schrumpfbehinderung sind in Bild 5.12/5.13 gezeigt. Zur Vermeidung von Redundanz wird darauf verzichtet die SE auf den Unterseiten ($z = 0$) zu zeigen, da sich diese gleichartig wie die SE auf den Oberseiten ($z = 6$) verhalten.

5.2.1 K -Variation bei latenter Schrumpfung

• Schweißeigenspannungen

Der Vergleich der SE-Ergebnisse zwischen $R2$ und $R3$ zeigt auf, dass sich die SE-Änderungen unter K -Variation qualitativ gleich verhalten, wobei für $R3$ vor allem im und um den Bereich der Schweißnaht quantitativ größere Änderungen auftreten. Auf Grund der gleichen Festigkeitsklassen von $R2$ und $R3$ ist dieser Effekt auf die Wirkung der mit durchschnittlich $\Delta M_s = -130$ K später einsetzenden ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlung des Zusatzwerkstoffs von $R3$ zurückzuführen. Durch die größer ausfallende Volumenexpansion bauen sich höhere Umwandlungsspannungen auf, womit sich wiederum der UP-Effekt stärker auswirkt.

Im Volumen ($z = 3$) weisen alle SE-Komponenten das gleiche Verhalten bei wachsendem K -Wert auf, indem sie im Schmelzbadbereich und im direkt angrenzenden Bereich der WEZ zum Teil ansteigen und in entfernteren Bereichen der WEZ abfallen beziehungsweise relaxieren. Auf den Oberflächen ist für σ_{xx} unter der Zunahme der K -Werte im gesamten Umwandlungsbereich ein Anwachsen zu verzeichnen, während sich σ_{yy} im und um den Schmelzbadbereich verringert und außerhalb erhöht. Die SE-Komponente σ_{zz} zeigt auf den Oberflächen grundsätzlich eine Abnahme bei wachsendem K -Wert, wobei die gegenüber σ_{xx} und σ_{yy} relativ kleinen Änderungen von σ_{zz} für $R2$ geringer ausfallen als bei $R3$.

Die K -Variation zwischen K_1 und K_5 führt für σ_{xx} und σ_{zz} zu einem Streuband mit deutlichen oberen und unteren Grenzen. Für σ_{yy} kann nur im Volumen der Schweißnaht ein eindeutiges Streuband beobachtet werden, während in der WEZ zumindest kein divergentes Verhalten bei der Zunahme von K auftritt. Das Auftreten von Streubändern ist insoweit verständlich, als das sich für $K_1 = 0$ MPa⁻¹ die Umwandlungsspannungen voll ausbilden können. Für $K \rightarrow \infty$ können sich keine Umwandlungsspannungen aufbauen und die ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlung nimmt hauptsächlich auf Grund des Wechsels der Warmfließgrenzen von der γ -Phase auf die α -Phase einen Einfluss auf die SE-Ausbildung.

SE auf den Oberseiten und im Volumen – R2 / R3

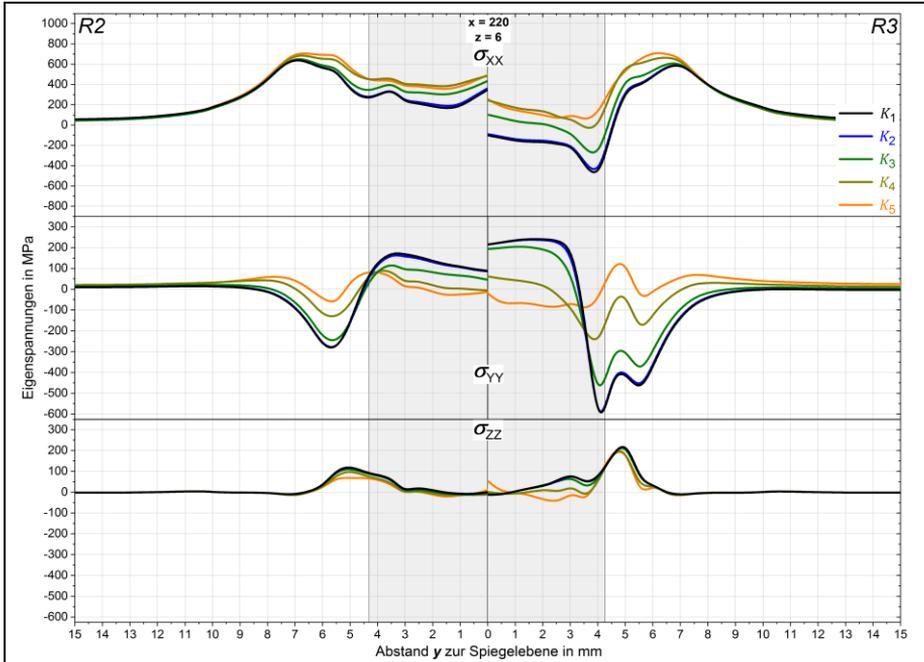


Bild 5.9 UP-K-Variation bei latenter Schrumpfung (Oberseite)

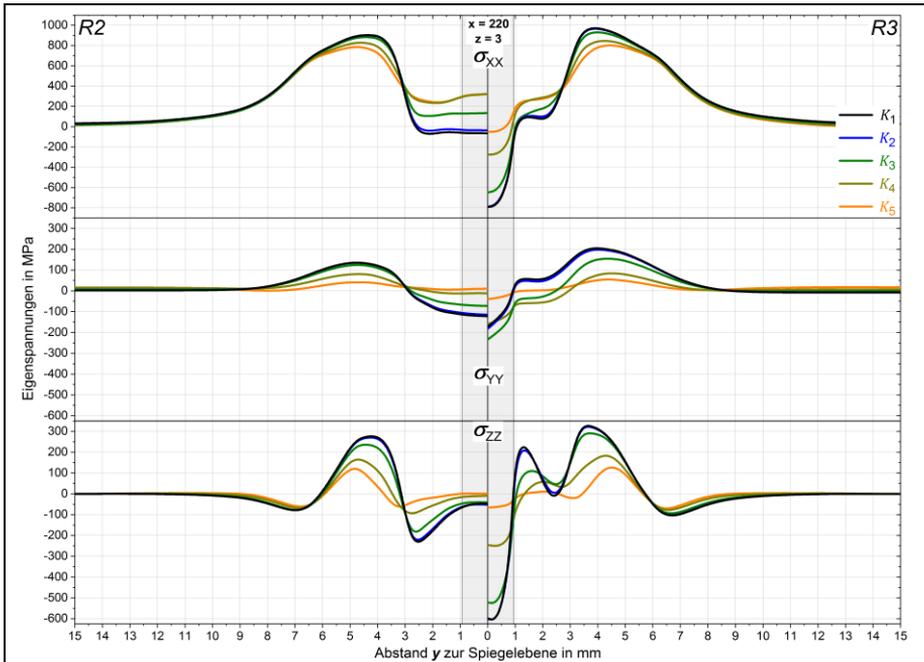


Bild 5.10 UP-K-Variation latent schrumpfend (Mitte)

Numerische Untersuchungen zum K -Einfluss auf niedriglegierte Schweißverbindungen wurden in [72-76] durchgeführt (Abschnitt 2.2.2.2). In [72, 73] führte die Berücksichtigung der UP ebenso wie für $R2/R3$ zu erhöhten Längseigenspannungen im Nahtbereich einer S355J2+N-Laser-Blindnahtschweißung. Hier betragen die Unterschiede zwischen den Berechnungen mit und ohne UP auf der Oberfläche bis zu $\Delta\sigma_{XX} \approx +400$ MPa. Vergleichend hierzu beläuft sich für $R2$ der SE-Unterschied unter Anwendung von K_1 und K_3 (Tabelle 3.21) nur auf $\Delta\sigma_{XX} \approx -140$ MPa, obwohl die unterschiedlichen Festigkeitsklassen der Werkstoffe S355J2+N und S960QL ($R2$) größere SE-Unterschiede erwarten lassen. Da Blindnahtschweißungen gegenüber (MAG-)Schweißungen mit V-Naht ($R2$) eine höhere Nahtsteifigkeit aufweisen, lässt sich schließen, dass die UP eine umso größere Wirkung auf die SE ausübt, desto höher die Nahtsteifigkeit der jeweiligen Schweißkonfiguration ist. Die SE-Komponente σ_{YY} und σ_{ZZ} können nicht verglichen werden, da diese in [72, 73] nicht ausgewertet wurden.

Die Ergebnisse dieser Studie können die an einem martensitischen Edelstahl gewonnenen Resultate aus [76] nicht bestätigen, wobei in [76] eine Reduzierung von σ_{XX} unter Berücksichtigung der UP beobachtet wurde. Auch hier wurden σ_{YY} und σ_{ZZ} nicht ausgewertet.

In [78] wurde die Schweißverbindung $R1$ analysiert. Auch wenn sich die Lage der SE-Extremwerte gegenüber $R2/R3$ quer zur Schweißrichtung leicht unterscheiden, so verhalten sich die qualitativen Änderungen der SE-Komponenten zwischen $R1-R3$ unter K -Variation prinzipiell ähnlich, wobei vor allem im Bereich der Schweißnaht für den Fall $R3$ die größten Änderungen auftreten. Neben der ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlungstemperatur ist dies auf die wesentlich höheren Festigkeitsklassen von $R2/R3$ zurückzuführen, da sich durch die höheren Warmstreckgrenzen höhere Umwandlungsspannungen aufbauen und der umwandlungsplastische Effekt verstärkt auftritt.

In [77, 79] wurde der Einfluss der UP auf die SE-Komponenten σ_{XX} und σ_{YY} der Oberflächen von LTT-Blindnahtschweißungen (MAG) untersucht. In der nicht validierten numerischen Untersuchungen aus [77, 79] führte die Erhöhung des K -Wertes im Schweißnahtbereich zur Relaxation von σ_{XX} und σ_{YY} , was im Fall von $R3$ nur für σ_{YY} bestätigt werden kann. Ebenso abweichend zu $R3$ wurde kein merklicher Einfluss auf die SE in der WEZ festgestellt. In [79] treten zwischen den Berechnungen mit und ohne UP SE-Differenzen mit $\Delta\sigma_{XX} \approx +350$ MPa beziehungsweise mit $\Delta\sigma_{YY} \approx -250$ MPa auf, welche mit denen am Fall $R3$ ermittelten Absolutbeträgen der Differenzen $\Delta\sigma_{XX} \approx +200$ MPa und $\Delta\sigma_{YY} \approx +200$ MPa in ihrer Größenordnung gut übereinstimmen. Die Aussage der Autoren beider Studien, dass die UP im Modellaufbau numerischer Berechnungen von LTT-Schweißverbindungen berücksichtigt werden muss, kann durch die Untersuchung an $R3$ bestätigt werden.

Die Analysen zeigen auf, dass im Fall von $R2$ der UP-Parameter K zumindest in seiner realen Größenordnung vorgegeben werden sollte um die SE realitätsnah abzubilden. Dies wird bei der Betrachtung der SE-Komponenten $\sigma_{YY}(z = 6)$ und $\sigma_{XX}(z = 3)$ (Bild 5.9/5.10-links) deutlich. Bezieht man die SE-Komponenten $\sigma_{XX}(z = 6)$, $\sigma_{YY}(z = 6)$ und $\sigma_{YY}(z = 3)$ ein (Bild 5.9/5.10-rechts), so sollte im Fall von $R3$ der UP-Parameter K in seiner korrekten Größe gewählt werden. Für die beiden Fälle $R2/R3$ führt die Vernachlässigung der Umwandlungsplastizität mit $K_1 = 0$ MPa⁻¹ zu ungenügenden SE-Berechnungsergebnissen.

• Schweißverzug

Der Datenauszug aus Bild 5.11 liefert für $R2$ eine ~4 % größere und für $R3$ eine ~7 % größere Durchbiegung zwischen den Berechnungen mit $K_0 = 0$ (ohne UP) und K_3 (experimen-

teller K -Wert). Weiterhin folgt für $R2$ ein $\sim 7\%$ erhöhter und für $R3$ ein mit $\sim 3\%$ verringerter Winkelverzug bei Vernachlässigung der UP. Für die K -Parameter größer dem experimentellen Wert nehmen die Durchbiegungen und die Winkelverzüge verstärkt zu.

Hinsichtlich des gesamten Variationsbereichs reagiert die Durchbiegung und der Winkelverzug von $R3$ empfindlicher auf die K -Variation als $R2$. (Bild 5.11). Da beide Schweißverbindungen den gleichen Grundwerkstoff S960QL besitzen, ist dies auf die gegenüber $R2$ herabgesetzte ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlungstemperatur des LTT-Zusatzwerkstoffs CN 13/4-IG® von $R3$ zurückzuführen. Daraus folgt, dass der Einfluss des UP-Parameters K verstärkt auftritt, wenn der Zusatzwerkstoff gegenüber dem Grundwerkstoff bei niedrigeren Temperaturen die ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Phasenumwandlung durchläuft.

Die Literaturschau liefert leider nur sehr wenige systematische Untersuchungen zum Einfluss des K -Parameters auf die Durchbiegung und den Winkelverzug. Zumindest in [79] wurden die beiden SV-Grundtypen unter dem K -Einfluss einer LTT-Schweißverbindung untersucht. Die Aussage aus [79], dass die Berücksichtigung der UP mit dem realen Wert des K -Parameters zu einer starken Reduzierung der beiden eben genannten SV-Grundtypen führt, kann zumindest für die hier untersuchten Fälle nicht bestätigt werden.

Sollte im Rahmen von numerischen Strukturanalysen der Fokus auf die Berechnung des SV gerichtet sein, so kann entsprechend der in dieser Arbeit untersuchten Schweißkonfigurationen die Durchbiegung und der Winkelverzug mit der Vorgabe von $K_0 = 0$ hinreichend genau berechnet werden.

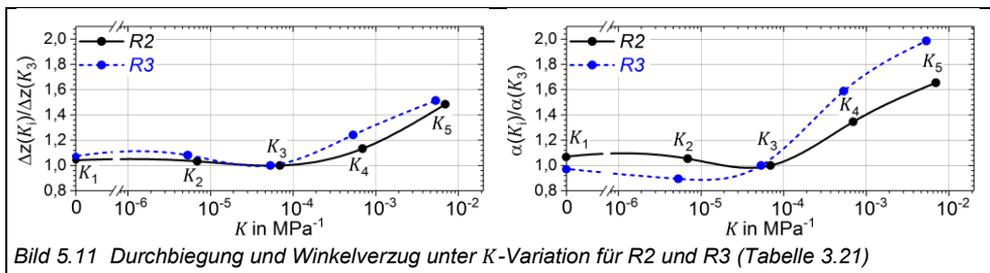


Bild 5.11 Durchbiegung und Winkelverzug unter K -Variation für $R2$ und $R3$ (Tabelle 3.21)

5.2.2 K -Variation bei äußerer Schrumpfbeinerung

Die K -Variation an den Schweißverbindungen $R2/R3$ mit äußerer Schrumpfbeinerung verursacht sowohl sehr ähnliche qualitative als auch quantitative SE-Änderungen wie für die latent schrumpfenden Fälle. Da unter äußerer Schrumpfbeinerung stark erhöhte SE auftreten, lässt sich somit schlussfolgern, dass die relative Auswirkung der UP auf die SE weitestgehend unabhängig vom SE-Zustand ist. Somit ist der relative Einfluss der Umwandlungsplastizität auf die SE auch unabhängig von Einspanngrad.

SE auf den Oberseiten und im Volumen – R2 / R3

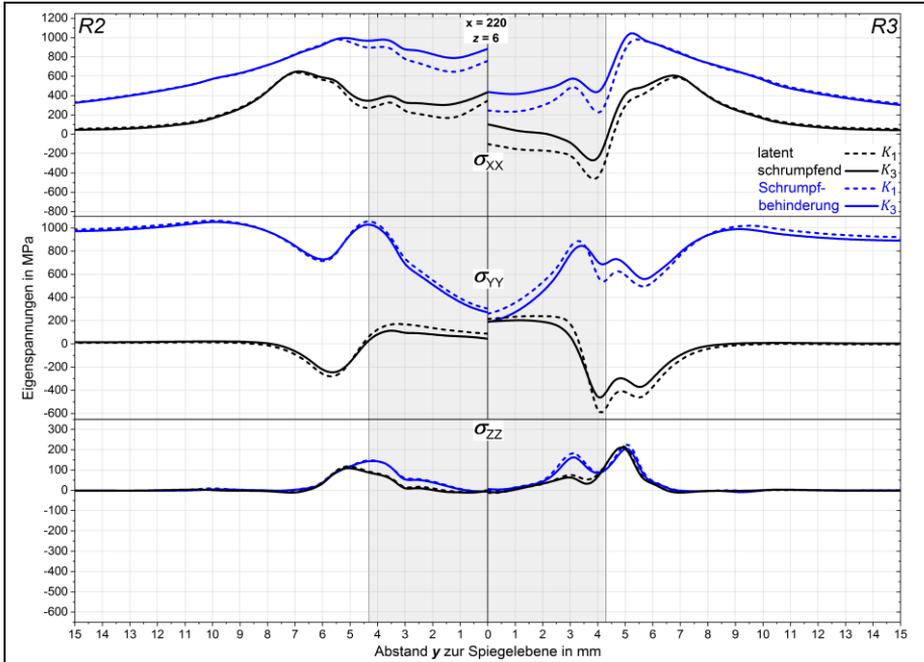


Bild 5.12 UP-K-Variation ohne und mit äußerer Schrumpfbehinderung (Oberseite)

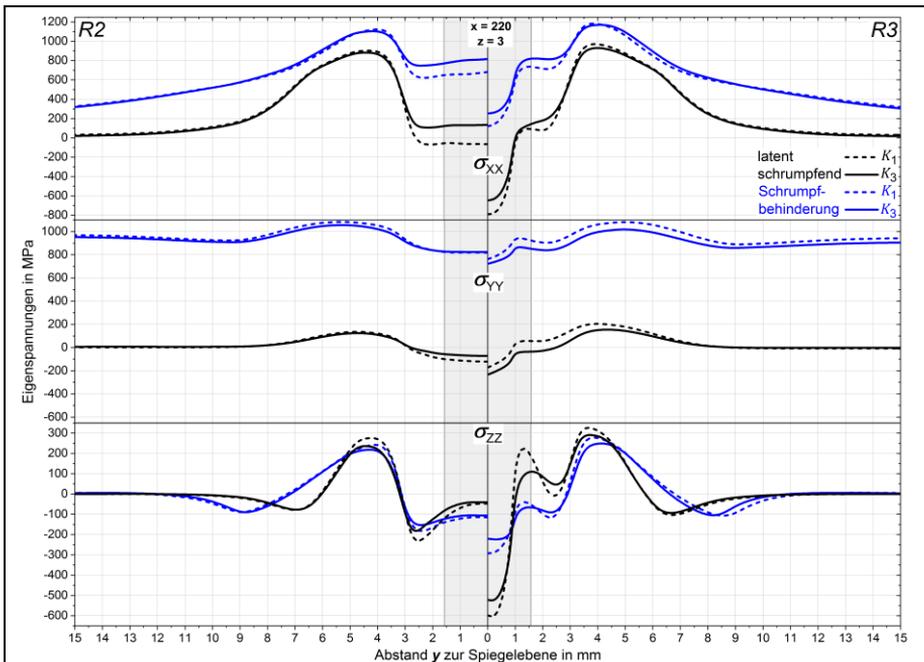


Bild 5.13 UP-K-Variation ohne und mit äußerer Schrumpfbehinderung (Mitte)

5.3 Martensitische Umwandlung des LTT-Schweißguts

Die Einflussanalyse der M_s -Temperatur des Zusatzwerkstoffs von R3 wurde anhand der Variation von $M_{s,\varnothing}$ im Bereich $107,5\text{ °C} \leq M_{s,\varnothing} \leq 420\text{ °C}$ nach Abschnitt 3.2.2.3 durchgeführt. Die SE sind in Bild 5.14/5.15 und die zugehörigen SV in Bild 5.17/5.18 aufgezeigt.

- **Schweißeigenspannungen**

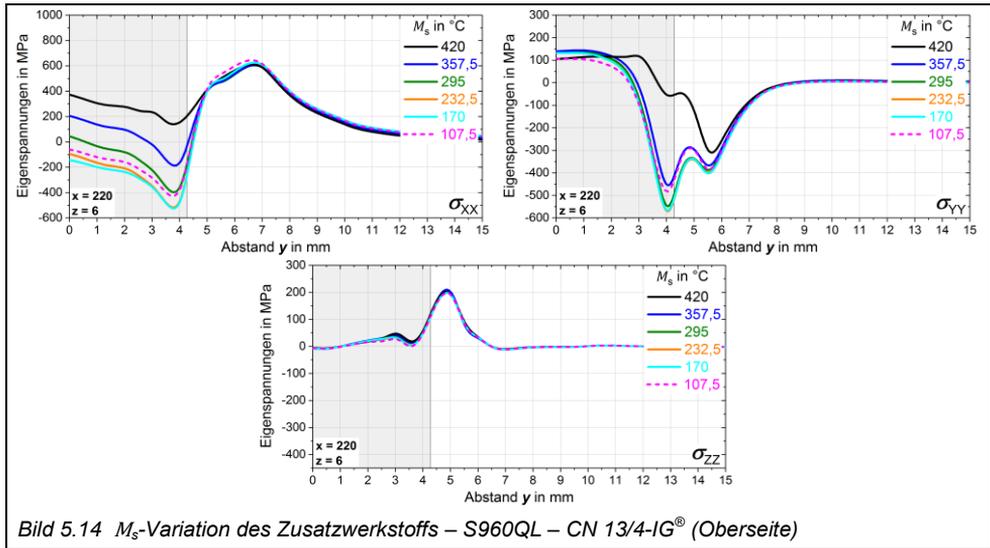


Bild 5.14 M_s -Variation des Zusatzwerkstoffs – S960QL – CN 13/4-IG® (Oberseite)

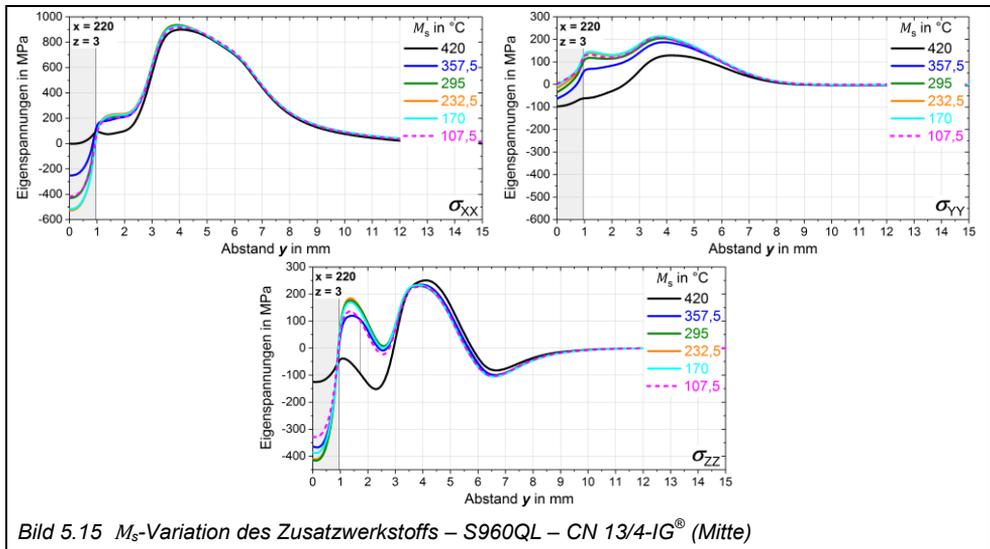


Bild 5.15 M_s -Variation des Zusatzwerkstoffs – S960QL – CN 13/4-IG® (Mitte)

In Bild 5.16 sind die Längseigenspannungen der Schweißnahtmitte grafisch dargestellt. Auf den Oberflächen als auch im Volumen werden die maximalen Druckspannungen bei etwa $170\text{ °C} \leq M_s \leq 232,5\text{ °C}$ erreicht. Dies steht in guter Übereinstimmung mit den experimentel-

len Mehrlagenschweißungen aus [114] (Bild 2.10) und [115], wobei die Druckmaxima in [114] bei $M_s \approx 250 \text{ °C}$ und in [115], bei $M_s = 191 \text{ °C}$ ausgemacht wurden. Die rein simulative Untersuchung einer einlagigen Schweißverbindung aus [125] (Bild 2.19) liefert dagegen erst bei $M_s = 150 \text{ °C}$ das Druckmaximum. Die mit $\Delta M_s = 100 \text{ K}$ recht starke Schwankung für das Auftreten der Druckmaxima zeigt auf, dass eine pauschale Vorgabe von M_s zur Einstellung des optimalen Druckmaximums für σ_{xx} a priori nicht möglich ist, sondern die jeweilige Schweißkonfiguration separat betrachtet werden muss.

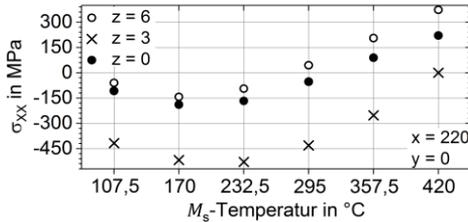


Bild 5.16 Längseigenstressungen in Schweißnahtmitte unter $M_{s,0}$ -Variation

Im Gegensatz zu σ_{xx} sind für die Querspannungen σ_{yy} kein klarer Trend zur SE-Entwicklung beim Herabsetzen von M_s auszumachen. So führt zum Beispiel die Verringerung von M_s im Volumen der Schweißverbindung global zu erhöhten Werten von σ_{yy} , was jedoch auf den Oberflächen nur für die Schweißnahtmitte zu beobachten ist. Im Übergangsbereich von der Schweißnaht zur WEZ beziehungsweise in der WEZ kehrt sich hier die Wirkung um und niedrigere M_s -Temperaturen reduzieren die SE-Komponente σ_{yy} . Bemerkenswert ist vor allem, dass die größte Änderung von σ_{yy} im Bereich der $(\gamma \rightarrow \alpha)$ -Umwandlung des Grundwerkstoffs S960QL von $357,5 \text{ °C} \leq M_s \leq 420 \text{ °C}$ sprunghaft auftritt und bei weiter fallenden Werten von M_s die Quereigenstressungen nahezu unverändert bleiben. Diese steht im starken Kontrast zu den Untersuchungen aus [114] (Bild 2.10) und [125] (Bild 2.19), wo eine stetige Verringerung von σ_{yy} mit fallender M_s -Temperatur folgt.

Während sich die Normalspannungen σ_{zz} auf den Oberflächen nahezu unbeeinflusst zeigen, ist im Volumen ein starker M_s -Einfluss zu erkennen. Auch hier tritt eine sprunghafte Änderung von σ_{zz} im Bereich von $357,5 \text{ °C} \leq M_s \leq 420 \text{ °C}$ auf, wobei sich σ_{zz} in der Schweißnahtmitte um circa $\Delta\sigma_{zz} \approx -242 \text{ MPa}$ verringert und in der WEZ um circa $\Delta\sigma_{zz} \approx +201 \text{ MPa}$ erhöht. Zum Einfluss von M_s auf σ_{zz} lassen sich in der betrachteten Literatur leider keine systematischen Untersuchungen finden.

Es zeigt sich, dass sich die Längs-, Quer- und Normalspannungen unter dem Einfluss der M_s -Temperatur zum Teil sehr gegensätzlich verhalten. Hierbei ist es entscheidend, ob die Auswertungen auf den Oberflächen oder im Volumen stattfinden, ob der Schweißnahtbereich oder der WEZ-Bereich betrachtet wird und ob die $(\gamma \rightarrow \alpha)$ -Umwandlung des Schweißguts zeitgleich mit der $(\gamma \rightarrow \alpha)$ -Umwandlung des Grundwerkstoffs stattfindet. Je nachdem welche SE-Komponente man wo reduzieren möchte erscheint eine M_s -Reduktion mehr oder weniger sinnvoll. Wegen der hier durchgeführten Einflussanalyse lässt die Recherche in der gängigen Literatur die Vermutung zu, dass die Auswertepositionen der SE unter M_s -Einfluss oft zur vorteilhaften Darstellung der SE-Verringerung gewählt wurden beziehungsweise die Präsentation der durch die M_s -Reduktion hervorgerufenen Erhöhung bestimmter SE-Komponenten vermieden wird.

• Schweißverzug

In der Literaturschau finden sich systematische Untersuchungen zum positiven Einfluss der M_s -Temperatur von LTT-Zusatzwerkstoffen auf die Reduzierung des Winkelverzugs. Die jedoch ebenso wichtige Durchbiegung findet meist keine Beachtung oder wird nur vereinzelt betrachtet. Dies könnte in der bereits experimentell nachgewiesenen (Bild 4.62-links) Verstärkung der Durchbiegung mit fallender M_s -Temperatur liegen, welche den LTT-Einsatz zum Zweck der (globalen) Verzugsminimierung als ungeeignet herausstellt. Wie durch die numerische Einflussanalyse deutlich wird (Bild 5.18-links), erhöht sich der verbleibende Winkelverzug im Bereich von $170\text{ °C} \leq M_s \leq 420\text{ °C}$ sukzessive mit fallender M_s -Temperatur um bis zu 84 %. Erst beim Auftreten unvollständiger ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlung und somit rückläufiger Volumenexpansion zeigt sich eine leichte Abnahme bei $M_s = 107,5\text{ °C}$. Die Auswirkung des Einsetzens der ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlung des LTT-Zusatzwerkstoffs auf die Erhöhung der Durchbiegung lässt sich am zugehörigen transienten Verlauf für $M_s = 170\text{ °C}$ in Bild 5.17-links erkennen. Hier tritt im Zeitbereich von $170\text{ s} \leq t \leq 200\text{ s}$ ein sprunghafter Anstieg der Durchbiegung auf, wobei mit $t \approx 170\text{ s}$ die ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlung beginnt und diese bei $t \approx 210\text{ s}$ zum Großteil abgeschlossen ist. Die Zunahme der Durchbiegung ist durch die Reduktion der Längsschrumpfung, verursacht durch eine gegenläufige Volumenexpansion, begründbar. So führt die in Tiefenrichtung ungleichförmige Verteilung des LTT-Schweißguts (Pilzform) im oberen Bereich der Stumpfstoßverbindung zu einer gegenüber dem angrenzenden Grundwerkstoff verstärkten Schubwirkung, welche im unteren schmaleren Bereich schwächer ausfällt. Somit resultieren über die Blechdicke hinweg verschiedene Volumendehnungen in Längsrichtung des Schweißguts, was den Biegeverzug verstärkt.

Ein gegensätzliches Resultat liefert die Untersuchung einer T-Stoßkonfiguration aus [124]. Im Gegensatz zur realen Schweißung, wo kein Einfluss der M_s -Temperatur des Schweißguts auf die Durchbiegung erkennbar war, wurde in der numerischen Untersuchung bei verringerter M_s -Temperatur eine 50 %ige Reduktion der Durchbiegung festgestellt. Leider geben die Autoren hierfür keine Begründung. Zudem steht die Aussagekraft der numerischen Simulation in Frage, da der experimentelle Befund hinsichtlich der Durchbiegung qualitativ nicht nachgebildet werden konnte.

Die Entwicklung des verbleibenden Winkelverzugs mit fallender M_s -Temperatur (Bild 5.18-rechts) zeigt mit $\alpha(R3)$ als Normierungswert eine Schwankungsbreite von -3 % und +9 % auf. Da kein klarer Trend zu erkennen ist, kann in diesem Fall von keinem eindeutigen Einfluss von M_s auf den Winkelverzug gesprochen werden. Dies steht im Kontrast zu der in Bild 4.62-rechts gemachten Beobachtung, wo $R3$ gegenüber $R2$ einen verringerten Winkelverzug aufweist. Wie die numerische Einflussanalyse jedoch bestätigt, scheint dies nicht an den differentiellen M_s -Temperaturen der Zusatzwerkstoffe zu liegen. Da zwischen $R2$ und $R3$ die Schweißparameter, die Schweißkonfiguration und die Festigkeitsklassen der Zusatzwerkstoffe gleich sind, ist mit Ausnahme von M_s der Zusatzwerkstoffe eine verbleibende signifikante Abweichung in der Schmelzbadgeometrie zu finden, welche bei der Modellentwicklung der numerischen Simulation berücksichtigt wurde (Bild 4.43). Es lässt sich schlussfolgern, dass zumindest für den hier untersuchten Fall einer vollständig durchgeschweißten einlagigen Stumpfstoßverbindung die Varianz der Schmelzbadgeometrie den entscheidenden Einfluss bei der Winkelverzugsausbildung ausübt.

Es ist auffällig, dass die in der gängigen Literatur auffindbaren systematischen Untersu-

chungen zum M_s -Einfluss der Zusatzwerkstoffe Schweißkonfigurationen betrachten, bei denen keine vollständige Durchschweißung in Dickenrichtung auftritt. Hierbei handelt es sich entweder um mehrlagige Schweißungen (U-Naht) oder um einlagige Schweißungen wie Blindnähte und T-Stöße mit Kehlnaht. Eine sukzessive Verringerung des Winkelverzugs wie in Bild 2.15 [122] oder gar das Auftreten eines zugehörigen Verzugsminimums mit fallender M_s -Temperatur, wie es in [113] (Bild 2.9), [124] (Bild 2.16/2.17) und [126] (Bild 2.20) zu finden ist, wird durch die hier vorliegende Analyse nicht bestätigt (Bild 5.18-rechts).

Aus der Blindnahtstudie mit aufgebrachtem Zusatzwerkstoff aus [122] (Bild 2.15) geht hervor, dass sich die relative Änderung des Winkelverzugs bei M_s -Konstanz des Schweißguts mit zunehmender Blechstärke vergrößert. Die ebenso an einer Blindnaht ausgeführte Untersuchung ohne oberflächlich aufgebrachtem Zusatzwerkstoff in [126] (Bild 2.20) zeigt einen großen M_s -Einfluss auf den Winkelverzug. Hier kam es mit einer Blechstärke von 9 mm zu einer Einschweißtiefe von nur 3 mm, was für einen gegenüber der Blechdicke geringen Wärmeeintrag spricht. Im Gegensatz dazu kam es in der hier vorliegenden Arbeit zur vollständigen Durchschweißung und somit zu einem gegenüber der Blechstärke relativ größeren Wärmeeintrag, wobei nach Bild 5.18-rechts nahezu kein M_s -Einfluss erkennbar ist. Dies zeigt, dass der Winkelverzug beim einlagigen Schweißen nicht nur von der M_s -Temperatur und der Schmelzbadgeometrie abhängt, sondern auch signifikant von der Blechstärke und dem Wärmeeintrag beeinflusst wird. Somit liegt der Schluss nahe, dass es eine ähnliche qualitative Korrelation der eben erwähnten Einflussgrößen auf den Winkelverzug geben muss, wie er in Bild 2.18 [124] für eine T-Stoßverbindung identifiziert wurde.

Als weitere Einflussgrößen sind die durch Reaktions- und Zwängungsspannungen verursachten (globalen) Schrumpfungshinderungen in Betracht zu ziehen. Als Beispiel hierfür kann die transiente Ausbildung des Winkelverzugs aus [126] (Bild 2.20-links) mit dem in dieser Arbeit ermittelten transienten Verlauf aus Bild 5.17 verglichen werden. In beiden Untersuchungsfällen wird deutlich, dass der sich einstellende Winkelverzug auch von dem erreichten Maximalwert abhängt, welcher umso größer ist, je später die ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlung des Zusatzwerkstoffs einsetzt. Auch wenn die transienten Verläufe qualitativ sehr gut übereinstimmen, so bildet sich in dieser Arbeit im Gegensatz zur Untersuchung in [126] eine qualitativ völlig andere beziehungsweise gar keine Abhängigkeit des verbleibenden Winkelverzugs von der M_s -Temperatur aus. Hier zeigt sich, dass trotz ähnlicher Schweißkonfigurationen bereits kleine Abweichungen in der Nahtsteifigkeit und in der Bauteilgeometrie einen signifikanten Einfluss auf die globale Verzugsgröße Winkelverzug nehmen.

Transiente Ausbildung der Durchbiegung und des Winkelverzugs

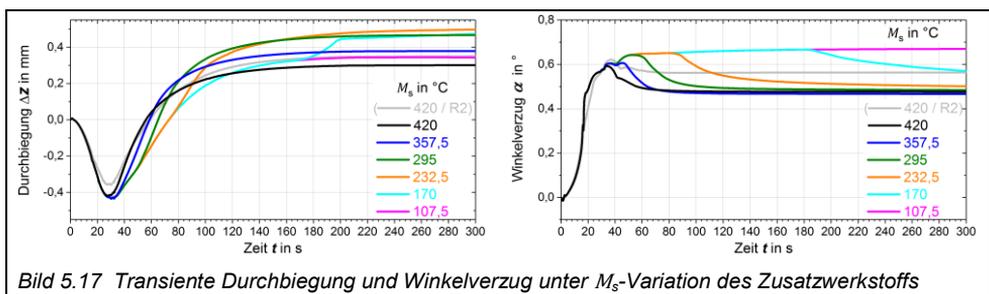
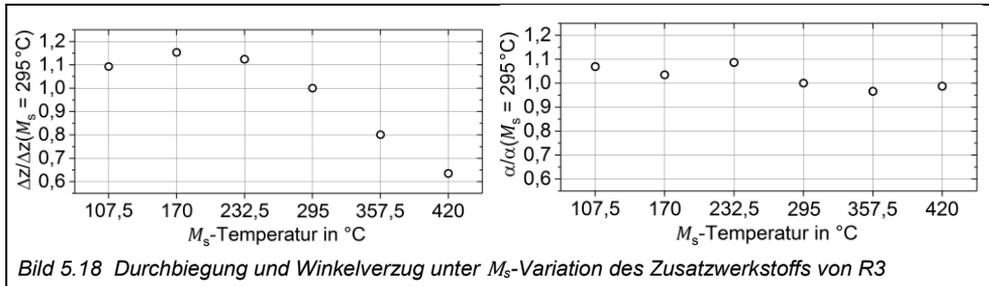


Bild 5.17 Transiente Durchbiegung und Winkelverzug unter M_s -Variation des Zusatzwerkstoffs

Verbleibende Durchbiegung und Winkelverzug



Es folgt, dass durch den alleinigen LTT-Einsatz eine globale SV-Minimierung nicht a priori angenommen werden kann, auch wenn die Vielzahl an den eigentlich nur akademisch verwertbaren Blindnahtuntersuchungen eine andere Erwartung aufkommen lassen. Der im Zuge der Literaturschau stets positiv herausgestellte Effekt von LTT-Zusatzwerkstoffen zur Reduzierung des globalen SV kann nicht bestätigt werden. Zudem kann geschlussfolgert werden, dass der LTT-Einsatz weder zur Minimierung der Durchbiegung noch zur angenommenen Minimierung des Winkelverzugs a priori von Nutzen ist, da es eine Vielzahl von weiteren Einflussgrößen gibt, welche einen starken Einfluss auf den SV nehmen.

5.4 Aufmischungseffekt

Die Analysen zum Aufmischungseffekt basieren auf den in Abschnitt 3.2.2.4 erläuterten Methodiken und beruhen auf den an R3 durchgeführten Variationsrechnungen. Bevor auf die Ergebnisse der Variationsrechnungen eingegangen wird, erscheint es im Vorab sinnvoll eine Erläuterung zum Entstehungsmechanismus des Aufmischungseffektes vorzunehmen.

5.4.1 Transiente Ausbildung der Volumeneigenstressungen

An den in Bild 3.17 eingezeichneten Positionen wurden die transienten SE-Komponenten und martensitischen α -Festphasenanteile auf Höhe von $z = \{4,25; 4,75\}$ extrahiert. Die entsprechenden transienten Verläufe sind für die Fälle der homogenen und inhomogenen Aufmischung in Bild 5.19/5.20 präsentiert.

Bei homogener Aufmischung (Bild 5.19) setzt die martensitische ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlung des gesamten LTT-Schweißguts bei $t \approx 70$ s ($M_{s, \varnothing} = 295$ °C) ein, wodurch der schrumpfungsbedingte SE-Aufbau mit fortschreitendem Anwachsen des martensitischen Phasenanteils durch die Umwandlungsspannungen bis in den Druckspannungsbereich hinein kompensiert wird. Für beide Extraktionspositionen ist mit fortschreitender Zeit die Wirkung der Umwandlungsspannungen gleichermaßen zu beobachten.

Für den Fall der inhomogenen Aufmischung (Bild 5.20) entwickeln sich die SE-Komponenten durch die unterschiedlichen M_s -Temperaturen der Bereiche A und B mit $M_{s, A} = 330$ °C und $M_{s, B} = 260$ °C unterschiedlich. Auf Höhe von $z = 4,75$ verursacht das Einsetzen der ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlung des Bereichs A im Zeitbereich von 60 s $\leq t \leq 82$ s eine SE-Reduktion, während sich die auf Höhe von $z = 4,25$ ausbildenden SE davon nahezu unbeeinflusst zeigen. Bei Einsetzen der ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlung des Bereichs B bei $t > 82$ s wirken die Umwand-

lungseigenstressen auf Höhe von $z = 4,25$ stark SE-reduzierend, während zeitgleich auf Höhe von $z = 4,75$ für σ_{XX} und σ_{YY} die SE-Reduktion unterbrochen wird und sich zunehmend Zugspannungen aufbauen. Die SE-Differenzen zwischen $z = 4,75$ und $z = 4,25$ sind dadurch zu erklären, dass die Volumenexpansion des knapp unterhalb der Grenzschicht zwischen den Bereichen A und B liegenden Werkstoffs den direkt oberhalb der Grenzschicht liegenden Werkstoff streckt. Die so entstehenden SE-Differenzen beziehungsweise steilen SE-Gradienten stellen den durch die inhomogene Aufmischung bedingten Aufmischungseffekt dar.

Die soeben durchgeführte Betrachtung der transienten Ausbildung der SE lässt schließen, dass der durch die inhomogene Aufmischung verursachte Aufmischungseffekt maßgeblich vom Unterschied des Fortschritts der martensitischen Festphasenbildung zwischen den direkt an der Grenzschicht anliegenden oberen und unteren Werkstoffbereichen abhängt.

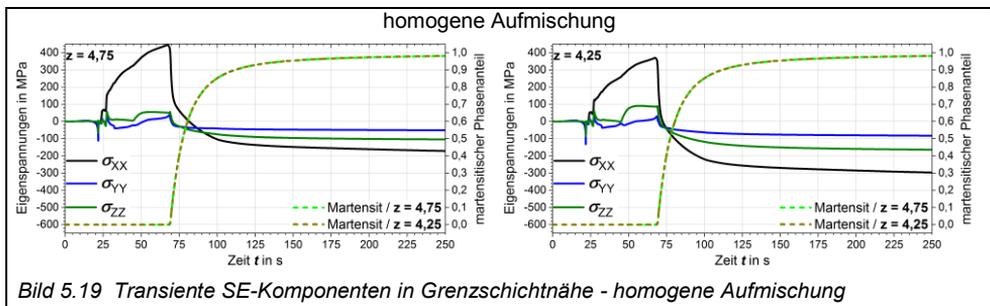


Bild 5.19 Transiente SE-Komponenten in Grenzschichtnähe - homogene Aufmischung

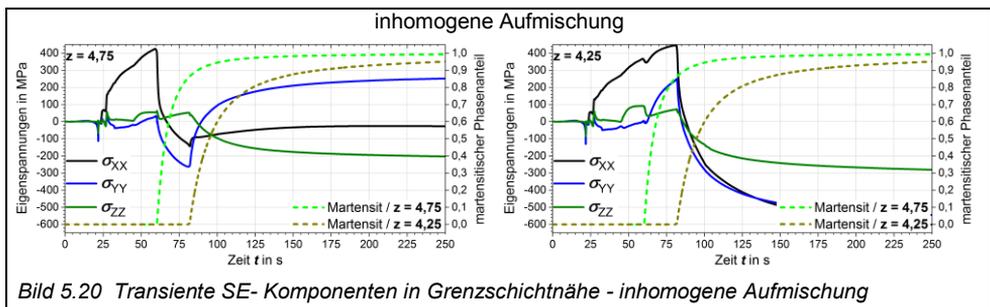


Bild 5.20 Transiente SE-Komponenten in Grenzschichtnähe - inhomogene Aufmischung

5.4.2 Vergleich zu den experimentellen Messergebnissen

Die experimentell ermittelten und unter Annahme homogener/inhomogener Aufmischung numerisch berechneten SE und SV sind in Bild 5.21-5.24 und Bild 5.25/5.26 gegeben.

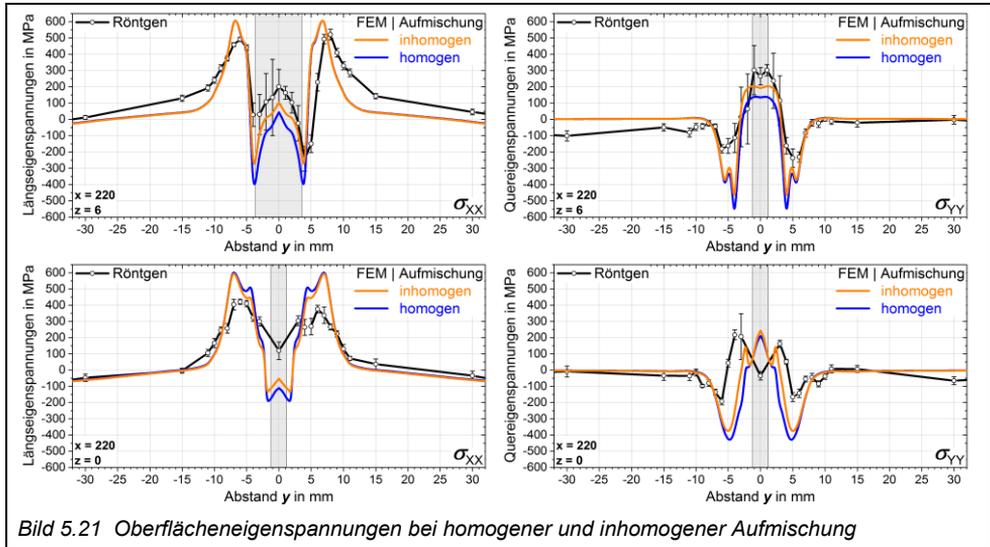
• Schweißspannungen

Bezüglich der SE auf den Oberflächen bewirkt die Berücksichtigung der inhomogenen Aufmischung generell eine Verbesserung der Berechnungsergebnisse.

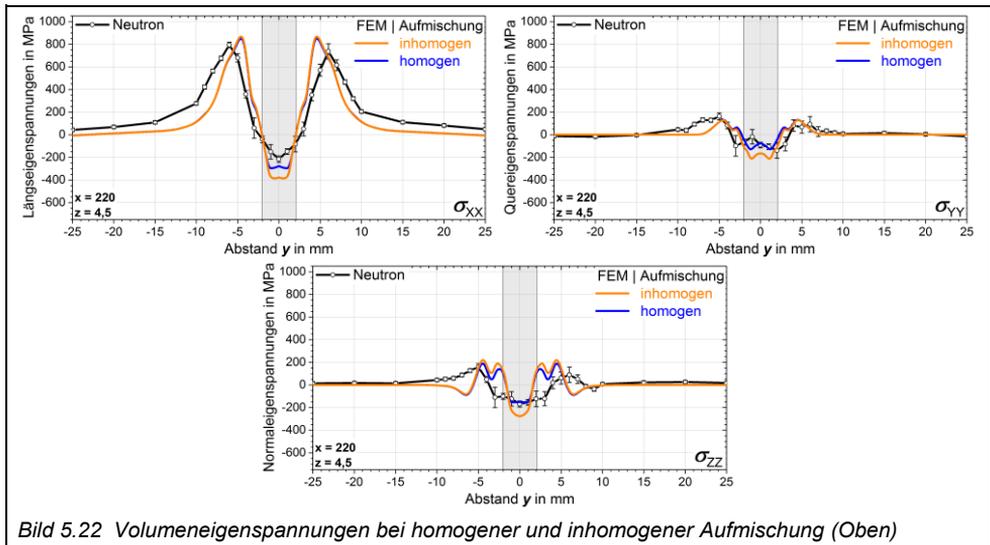
Die im Volumen berechneten SE zeigen keinen eindeutigen Trend auf. Hier werden die im Schmelzbadbereich berechneten SE durch die Einbindung der inhomogenen Aufmischung sogar teilweise verschlechtert. Bemerkenswert ist, dass die durch die inhomogene Aufmischung berechneten steilen SE-Gradienten im Bereich der Grenzschicht der Bereiche A

und B (Bild 5.20) durch die Neutronenbeugung nicht nachgewiesen werden. Das liegt zum einen daran, dass die Messpositionen der Neutronenbeugung für den messtechnischen Nachweis des Aufmischungseffektes in z-Richtung zu weit auseinander liegen und das die etwaigen lokal stark konzentrierten SE-Gradienten durch das integrale Messverfahren der Neutronenbeugung nicht aufgelöst werden können. Hier zeigt sich deutlich der Vorteil der numerischen Schweißstruktursimulation, mit deren Hilfe es möglich ist, solch steile und örtlich hoch konzentrierte SE-Gradienten ausreichend ortsaufgelöst darzustellen.

SE auf den Oberflächen bei homogener und inhomogener Aufmischung



SE im Volumen bei homogener und inhomogener Aufmischung



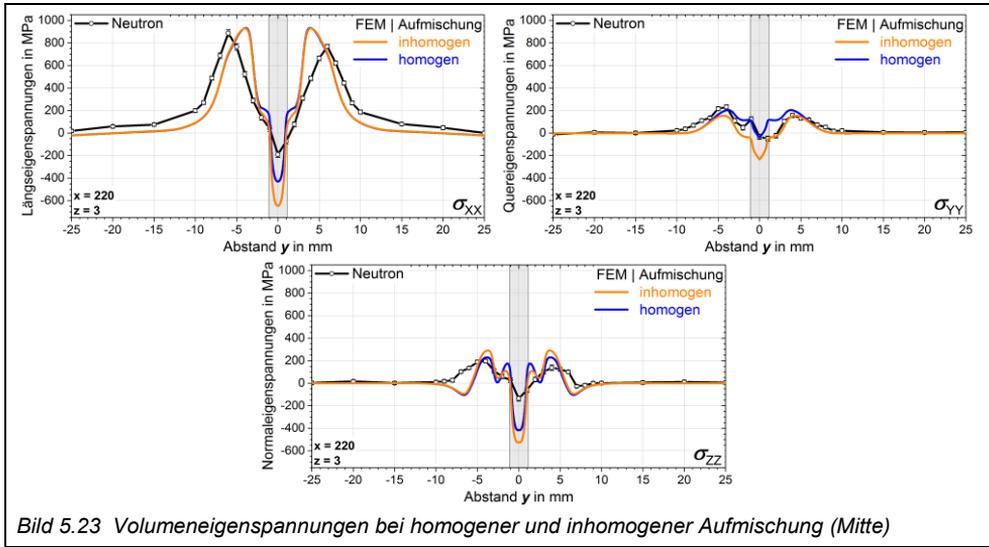


Bild 5.23 Volumeneigenstressungen bei homogener und inhomogener Aufmischung (Mitte)

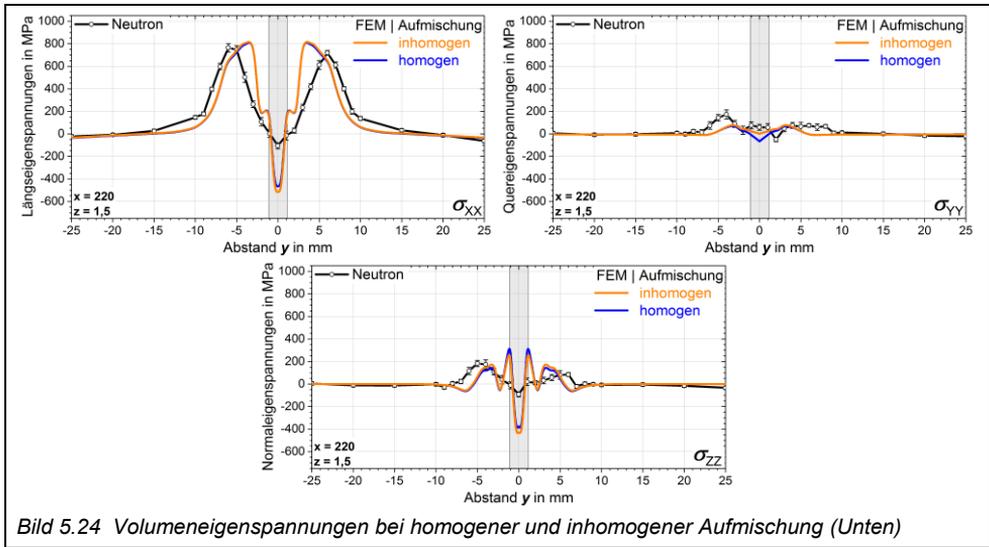
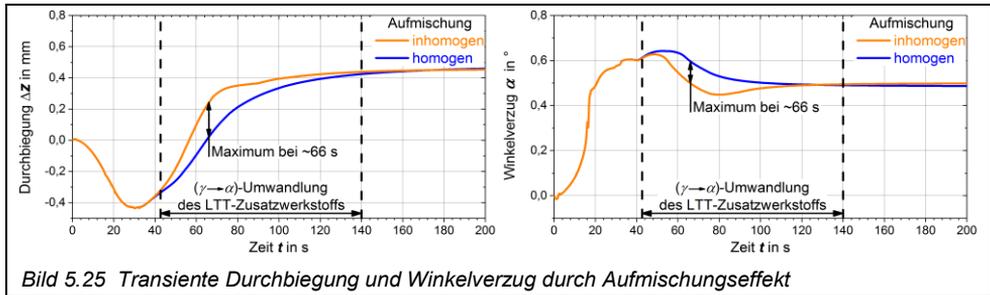


Bild 5.24 Volumeneigenstressungen bei homogener und inhomogener Aufmischung (Unten)

• **Schweißverzug**

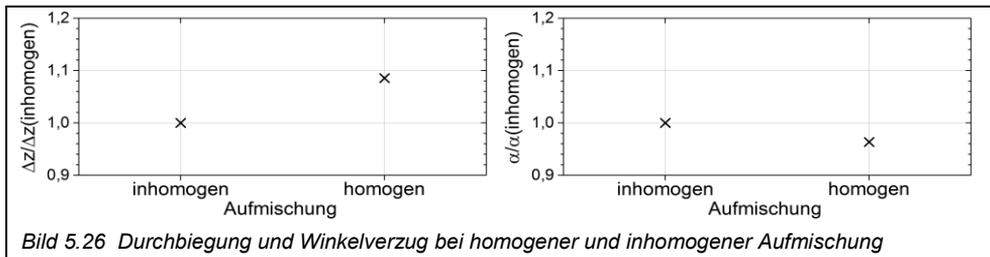
Der Vergleich der transienten SV-Entwicklung zwischen den Berechnungen mit homogener und inhomogener Aufmischung liefert im Zeitbereich der ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlung des Zusatzwerkstoffs starke Unterschiede (Bild 5.25). Dies ist vor allem im Hinblick auf die numerische Berechnung des SV von Mehrlagenschweißungen beachtenswert. Werden nämlich Zwischenlagentemperaturen gewählt, welche sich im Temperaturbereich beziehungsweise im Zeitfenster der ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlung der vorherigen Schweißraupe befinden, so können sich die Unterschiede zwischen den Berechnungen mit homogener und inhomogener Aufmischung aufsummieren, womit sich letztendlich signifikant differente SV zwischen den beiden Berechnungsansätzen einstellen können.

Transiente Ausbildung der Durchbiegung und des Winkelverzugs



Bezüglich des verbleibenden SV liefert die Berechnung der homogenen Aufmischungen eine +9 %ige größere Durchbiegung und einen -4 %igen niedrigeren Winkelverzug (Bild 5.26). Im Hinblick auf die Verzugsvalidierung (Bild 4.61) folgt aus dem homogenen Berechnungsansatz für die Durchbiegung eine Verbesserung, während der Winkelverzug durch den inhomogenen Berechnungsansatz verbessert wird.

Verbleibende Durchbiegung und Winkelverzug



5.4.3 Variable Einspannbedingungen

In Bild 5.27/5.28 sind die SE im Volumen für die Fälle der latenten Schrumpfung und der äußeren Schrumpfbehinderung präsentiert, wobei jeweils die SE-Komponenten für eine inhomogene und homogene Aufmischung gegenüber gestellt sind.

• Latente Schrumpfung

Für die Fälle der inhomogenen Aufmischung treten zwischen den direkt übereinander liegenden Schmelzbadbereichen auf Höhe von $z = 4,75$ und $z = 4,25$ große SE-Differenzen in der Schweißnahtmitte auf (Tabelle 5.1), welche bei Annahme einer homogenen Aufmischung in diesem Ausmaß nicht zu beobachten sind.

Die durch die inhomogene Aufmischung verursachten großen SE-Differenzen beziehungsweise die hieraus resultierenden steilen SE-Gradienten führen zu einer extremen Beanspruchung der betroffenen Werkstoffbereiche und können die überkritische Wasserstoffkonzentration fördern [128, 130, 131]. Liegt also eine inhomogene Aufmischung im Schweißgut vor, so kann der damit einhergehende Aufmischungseffekt die Kaltrissanfälligkeit von LTT-Schweißverbindungen erhöhen. Diese Wirkung der inhomogenen Aufmi-

schung könnte für die in der Literatur gemachten Beobachtungen eine Begründung liefern, warum einlagige Schweißverbindungen unter Einsatz von LTT-Zusatzwerkstoffen mit $M_s > 210 \text{ }^\circ\text{C}$ eine erhöhte Kaltrissanfälligkeit aufweisen [117, 132, 133] (Bild 2.21-links), obwohl durch die bereits relativ niedrigen M_s -Temperaturen ein im Schweißgut global herabgesetzter (Druck-)Spannungszustand vorherrschen sollte. Somit kann die in [117, 133] getroffene Aussage, dass die erhöhte Kaltrissanfälligkeit auf die Abwesenheit von signifikanten Restaustenitanteilen zurückzuführen ist, durch das mögliche Auftreten eines Aufmischungseffektes ergänzt werden.

SE im Volumen bei latenter Schrumpfung

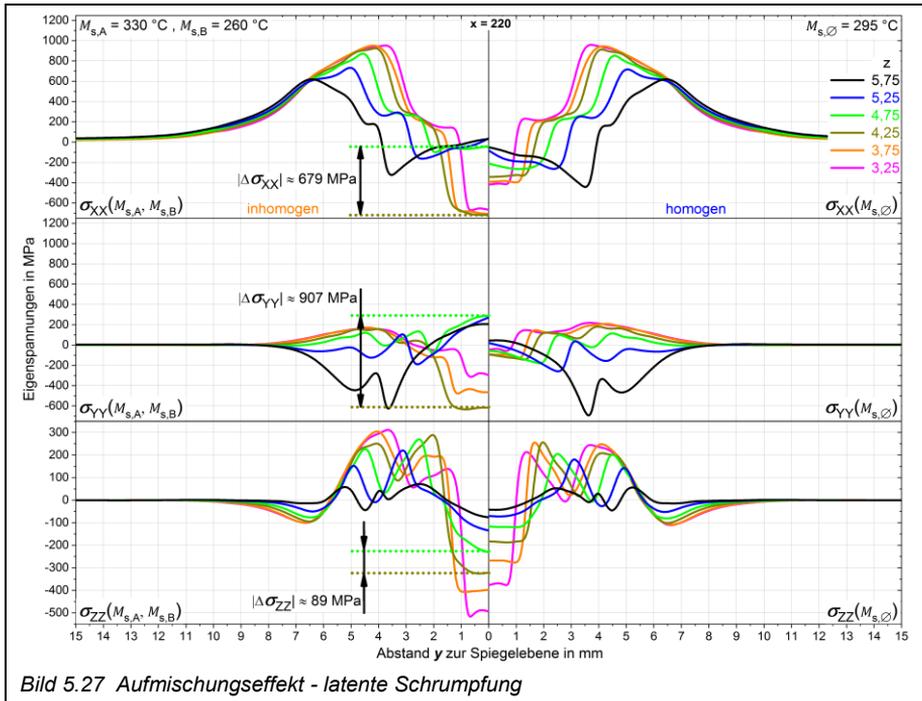


Bild 5.27 Aufmischungseffekt - latente Schrumpfung

• Äußere Schrumpfbehinderung

Unter der Annahme, dass beim Einsatz von LTT-Zusatzwerkstoffen stets eine makroskopische inhomogene Aufmischung vorliegt, könnte auch die in [134] gemachte Beobachtung (Bild 2.21-rechts) durch den Aufmischungseffekt begründet werden. Hier wurde festgestellt, dass eine mit einem LTT-Zusatzwerkstoff mit $M_s = 210 \text{ }^\circ\text{C}$ hergestellte einlagige Schweißprobe unter anwachsendem Einspanngrad eine zunehmende Verbesserung gegenüber der Kaltrissanfälligkeit aufweist (Bild 2.21-rechts), während eine mit einem LTT-Zusatzwerkstoff mit $M_s = 400 \text{ }^\circ\text{C}$ hergestellte einlagige Schweißprobe ein völlig gegensätzliches Verhalten aufweist. Die Autoren liefern hierfür das alleinige Argument, dass durch den zunehmenden Einspanngrad die freie Schrumpflänge reduziert wird und sich dadurch letztendlich höhere Druckspannungen aufbauen können. Wie die vorliegende Arbeit jedoch belegt, werden die durch den Aufmischungseffekt verursachten maximalen SE-Differenzen durch die äußere

Schrumpfbehinderung, also durch einen gegenüber der latenten Schrumpfung erhöhten Einspanngrad, um bis zu ~50 % verringert (Tabelle 5.1). Die hierdurch reduzierten SE-Gradienten wirken somit weniger schädigend auf die betroffenen Werkstoffbereiche und auch die Gefahr einer etwaigen überkritischen Wasserstoffübersättigung würde vermindert.

SE im Volumen bei äußerer Schrumpfbehinderung

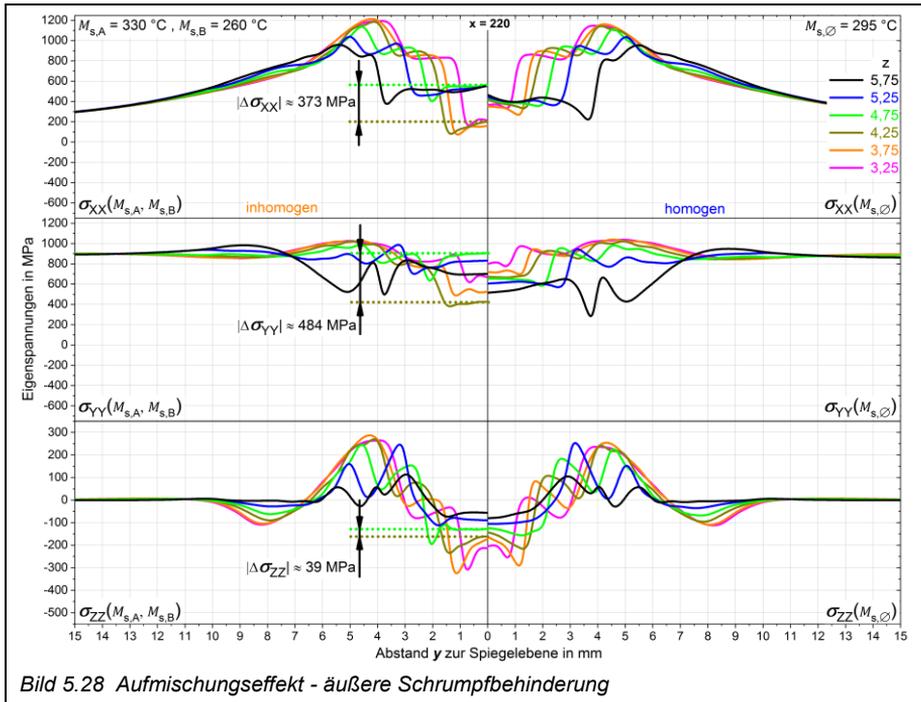


Tabelle 5.1 SE-Differenzen unter variablen Einspannbedingungen – (Bild 5.27/5.28-links)

	maximale SE-Differenzen in der Schweißnahtmitte in MPa		
	$ \Delta\sigma_{XX, \max} $	$ \Delta\sigma_{YY, \max} $	$ \Delta\sigma_{ZZ, \max} $
latent schrumpfend	679	907	89
äußere Schrumpfbehinderung	373	484	39

Betrachtet man die soeben aufgeführten Untersuchungsbeispiele, so wird der in Bild 2.2 [54] schematisch aufgezeigte Zusammenhang zwischen einem zunehmenden Einspanngrad und dem damit einhergehenden Anwachsen der SE bestätigt. Wie jedoch aus Bild 5.27/5.28 (Tabelle 5.1) für die Fälle der inhomogenen Aufmischung deutlich hervorgeht, werden die in Tiefenrichtung der Schweißverbindung auftretenden SE-Gradienten bezüglich jeder einzelnen SE-Komponente durch den erhöhten Einspanngrad verringert. Werden also LTT-Schweißverbindungen hinsichtlich ihrer Kaltrissneigung bewertet, so ist neben dem Einspanngrad auch ein durch inhomogene Aufmischung verursachter Aufmischungseffekt ein wichtiges Kriterium.

Bei dem in [135] eingesetzten MVT-Test waren nur die Schweißproben vollkommen Heißrissfrei, welche unter Anwendung von reinen Schweißgütern mit $Cr-Ni$ -Summen von $Cr + Ni \leq 17$ wt % hergestellt wurden. Auf Grund der Heißrissanfälligkeit sind also LTT-Zusatzwerkstoffe, welche mit Hilfe von $Cr-Ni$ -Summen $Cr + Ni > 17$ wt % einen signifikanten Restaustenitgehalt aufweisen, bezüglich ihrer Schweißeignung ungenügend. Wie in [117, 132, 133] (Bild 2.21-links) gezeigt wurde, unterliegen jedoch gerade die LTT-Schweißverbindungen einer hohen Kaltrissgefahr, welche im Schweißgut kein Restaustenit beinhalten beziehungsweise welche $Cr-Ni$ -Summen mit $Cr + Ni \leq 17$ wt % aufweisen, was wiederum die Schweißeignung dieser LTT-Schweißgüter gefährdet. Wie bereits im Vorab argumentiert, könnte hierfür ein ausschlaggebender Grund in dem durch inhomogene Aufmischung verursachten Aufmischungseffekt liegen. Zusammenfassend lässt sich sagen, dass durch die Heißrissneigung einerseits und durch den Aufmischungseffekt andererseits der praktische Einsatz von LTT-Schweißgütern zumindest für die Herstellung einlagiger MAG-Schweißverbindungen in Frage zu stellen ist. Hierdurch werden die im Folgenden weiterführenden Variationsrechnungen beziehungsweise die ergänzenden Einflussanalysen zum Phänomen des Aufmischungseffektes motiviert.

5.4.4 Einsatz höherlegierter Zusatzwerkstoffe

Zur besseren Darstellung des Einflusses verschiedener M_s -Temperaturen des LTT-Schweißguts auf den Aufmischungseffekt wurde auf die direkte Darstellung der SE-Verläufe verzichtet. Stattdessen werden in Bild 5.29 die SE-Differenzen zwischen den jeweiligen Berechnungen mit inhomogener und homogener Aufmischung dargestellt. Die Ergebnisse zum SV sind in Bild 5.30 zu finden.

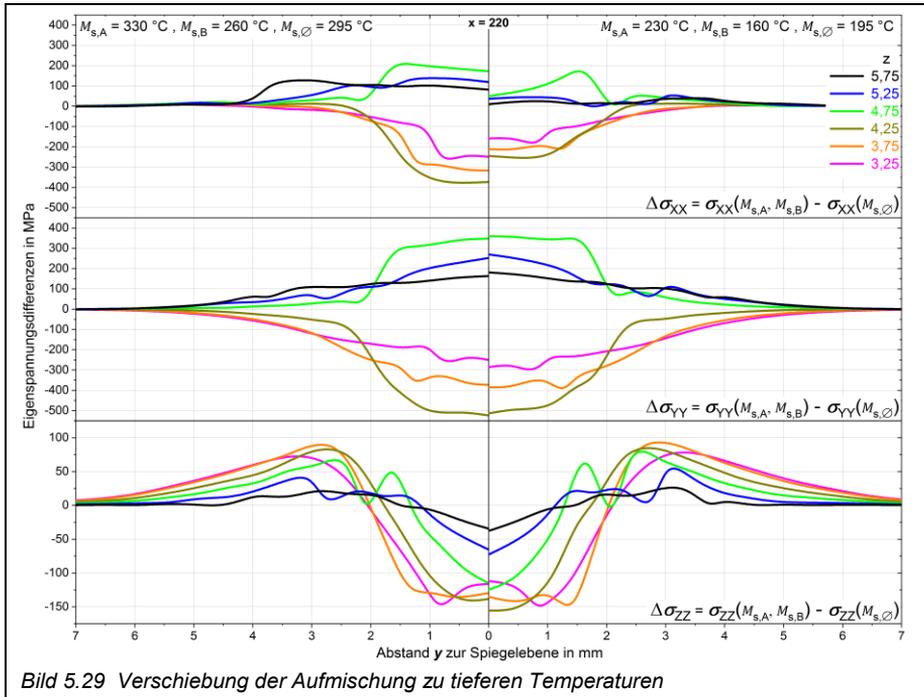
• Schweißeigenstressungen

Die Änderung der $M_{s,\emptyset}$ -Temperatur beziehungsweise der $M_{s,A}$ - und $M_{s,B}$ -Temperaturen um -100 K gegenüber dem Referenzfall R3 (Tabelle 3.23) führt im Nahtbereich zu einer merklichen Reduktion der SE-Differenzen $\Delta\sigma_{XX}$ (Bild 5.29-rechts), während die Differenzen $\Delta\sigma_{YY}$ und $\Delta\sigma_{ZZ}$ nahezu unverändert bleiben. Das Ausmaß des dreidimensionalen Aufmischungseffektes wird somit durch den Einsatz eines höherlegierten LTT-Zusatzwerkstoffs beziehungsweise durch das Herabsetzen der $M_{s,\emptyset}$ -Temperaturen leicht verringert, wobei die durch die inhomogene Aufmischung verursachten SE-Differenzen der jeweiligen SE-Komponenten weiterhin in einer beträchtlichen Größenordnung vorliegen.

Die Untersuchungen zu den variablen Einspannbedingungen (Abschnitt 5.4.3) zeigten auf, dass der Aufmischungseffekt durch das Vorhandensein einer zusätzlichen äußeren (Quer-) Schrumpfbehinderung, also durch einen erhöhten Eigenbeanspruchungszustand (Bild 2.3), in seinem Ausmaß verringert wird. Im nun vorliegenden Untersuchungsbeispiel wird der Eigenbeanspruchungszustand jedoch nicht durch eine äußere Schrumpfbehinderung beeinflusst. Vielmehr müssen hier richtungsbezogene Zwängungsspannungen wirken, welche mit der bei -100 K später einsetzenden ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlung des LTT-Schweißguts in Zusammenhang stehen. Eine Begründung zur Reduktion der Differenzen $\Delta\sigma_{XX}$ wird im folgenden Erklärungsansatz versucht.

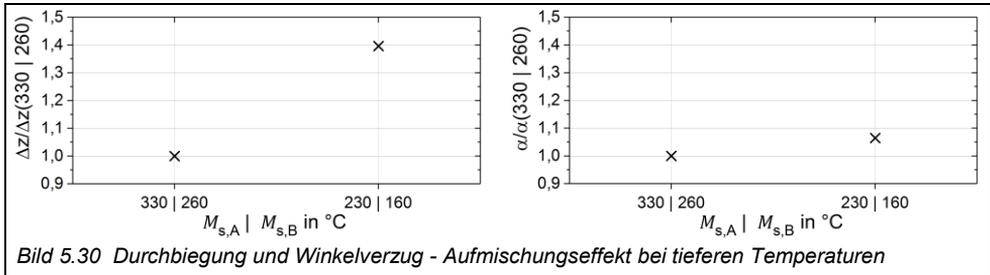
Generell gilt, dass im Laufe der Abkühlung einer Schweißverbindung umso größere Schrumpfkkräfte wirken, desto niedriger die vorliegende Temperatur ist. Setzt also die ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlung des LTT-Schweißgutes mit $\Delta T = -100$ K verzögert ein, so wirken die

erhöhten Schumpfkkräfte der ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Volumendehnung des Schweißguts verstärkt entgegen. Wie im Zuge der SE-Validierung gezeigt werden konnte (Abschnitt 4.6.4), liegen die Maximalbeträge der Längseigenstressungen weit über denen der Quer- und Normaleigenstressungen. Somit sollten also auch die in Längsrichtung wirksamen Schumpfkkräfte denen in Quer- und Normalrichtung auftretenden Schumpfkkräften überwiegen. Die somit in Längsrichtung dominierende Zwängungsspannung wirkt der ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Volumendehnung des Schweißguts entscheidend entgegen, was letztendlich die Differenz $\Delta\sigma_{XX}$ verringert.



• Schweißverzug

Aus der Verringerung der M_s -Temperaturen des LTT-Schweißguts um $\Delta T = -100$ K resultiert eine Durchbiegungserhöhung von 40 % (Bild 5.30), was im klaren Kontrast zu den Resultaten der Variation der durchschnittlichen $M_{s,\varnothing}$ -Temperatur (homogene Aufmischung) aus Abschnitt 5.3 steht. Nach Bild 5.18-links würde eine Verringerung der M_s -Temperatur von $M_{s,\varnothing} = 295$ °C auf $M_{s,\varnothing} = 195$ °C nur zu einer Erhöhung der Durchbiegung von ~12 % führen. Somit folgt, dass die Durchbiegung wesentlich stärker vom Aufmischungseffekt abhängt, als von der durchschnittlichen M_s -Temperatur des im Schweißnahtbereich homogen umwandelnden Zusatzwerkstoffs. Die ~7 %ige Winkelverzugszunahme zeigt im Vergleich zu den Variationsrechnungen der durchschnittlichen $M_{s,\varnothing}$ -Temperatur (homogene Aufmischung) aus Abschnitt 5.3. nahezu das gleiche Ausmaß auf. Nach Bild 5.18-rechts würde eine Verringerung der M_s -Temperatur von $M_{s,\varnothing} = 295$ °C auf $M_{s,\varnothing} = 195$ °C auf eine Zunahme des Winkelverzugs von ~8 % führen. Somit ist der Einfluss der durchschnittlichen $M_{s,\varnothing}$ -Temperatur auf den Winkelverzug gegenüber dem Aufmischungseffekt als dominant zu bewerten.



Der durch das Herabsetzen der M_s -Temperaturen simulierte Einsatz höherlegierter LTT-Zusatzwerkstoffe führte gegenüber dem Referenzfall R3 zu einer leichten Reduzierung des dreidimensionalen Aufmischungseffektes. Auch in diesem Untersuchungsfall treten die durch den Aufmischungseffekt verursachten und mit den SE-Differenzen in direkter Korrelation stehenden SE-Gradienten in einem werkstoffschädigenden Ausmaß auf. Weiterhin folgt, dass sich der Aufmischungseffekt bezüglich der analysierten SV-Komponenten dominierend auf die Durchbiegung auswirkt, während sich der Winkelverzug vom Aufmischungseffekt nahezu unbeeinflusst zeigt.

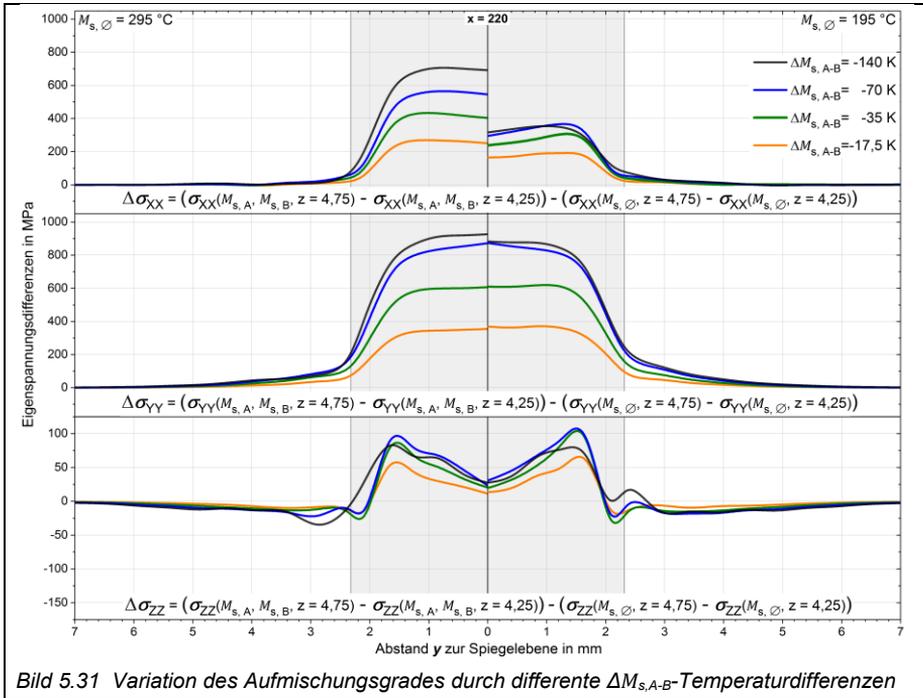
5.4.5 Inhomogener Aufmischungsgrad

Die aus der Wirkung unterschiedlich inhomogener Aufmischungsgrade folgenden SE-Differenzen der an die Grenzschicht direkt anliegenden Werkstoffbereiche bei $z = 4,75$ und $z = 4,25$ sind in Bild 5.31 zu finden. Hierbei kam es zur Variation der Temperaturdifferenzen $\Delta M_{s,A-B}$ der in Abschnitt 5.4.4 untersuchten Fallbeispiele (Tabelle 3.24). Die zugehörigen Durchbiegungen und Winkelverzüge sind in Bild 5.33 dargestellt.

• Schweißeigenspannungen

Mit Verringerung der Temperaturdifferenz $\Delta M_{s,A-B}$ zeigt sich eine deutliche Abnahme der SE-Differenzen $\Delta\sigma_{XX}$ und $\Delta\sigma_{YY}$, während die SE-Differenz $\Delta\sigma_{ZZ}$ davon kaum beeinflusst ist. Die Variation der Temperaturdifferenz $\Delta M_{s,A-B}$ übt bei Herabsetzung der durchschnittlichen M_s -Temperatur auf $M_{s,\emptyset} = 195\text{ °C}$ (Bild 5.31-rechts) einen geringeren Einfluss auf die SE-Differenz $\Delta\sigma_{XX}$ aus, als es bei der durchschnittlichen M_s -Temperatur von $M_{s,\emptyset} = 295\text{ °C}$ der Fall ist (Bild 5.31-links). Wie bereits zum Einfluss des Aufmischungseffektes beim Einsatz höherlegierter Zusatzwerkstoffe argumentiert, ist dies durch die in Längsrichtung dominierende Zwängungsspannung während der $(\gamma \rightarrow \alpha)$ -Volumendehnung des Schweißguts begründbar. Für beide Untersuchungsbeispiele ($M_{s,\emptyset} = 295\text{ °C}$, $M_{s,\emptyset} = 195\text{ °C}$) beeinflusst die $\Delta M_{s,A-B}$ -Variation die SE-Differenz $\Delta\sigma_{YY}$ nahezu gleichermaßen. Diese Ergebnisse untermauern die bereits in Abschnitt 5.4.4 getroffene Aussage, dass der Aufmischungseffekt von der verringerten $M_{s,\emptyset}$ -Temperatur größtenteils unabhängig ist und im Wesentlichen vom Grad der inhomogenen Aufmischung beeinflusst wird.

Beachtlich ist, dass sich durch die mit $\Delta M_{s,A-B} = -17,5\text{ K}$ relativ kleine Temperaturdifferenz beachtliche SE-Differenzen ausbilden. Dies zeigt, dass bereits kleine Aufmischungsgrade einen erheblichen Aufmischungseffekt verursachen.



Die große Auswirkung der mit $\Delta M_{s, A-B} = -17,5 \text{ K}$ relativ kleinen Temperaturdifferenz auf die lokale SE ist auf die zeit-/ temperaturverzögerte Ausbildung der Martensitanteile zwischen den direkt oberhalb und unterhalb der Grenzschicht angrenzenden Werkstoffbereichen zurückzuführen. Hierzu ist in Bild 5.32 die Entwicklung des Martensitanteils und die entsprechenden $(\gamma \rightarrow \alpha)$ -Querdehnungen der Schmelzbadbereiche A und B in Abhängigkeit von der Temperaturänderung ΔT dargestellt. Die bereits bei $\Delta T = -17,5 \text{ K}$ aus einem $\sim 40\%$ igen Martensitanteil resultierende absolute Querdehnung beträgt $\sim 0,275\%$. Deshalb werden im Zuge der $(\gamma \rightarrow \alpha)$ -Umwandlung des gegenüber Bereich A später umwandelnden Bereichs B große plastische Dehnungen in dem in der Nähe der Grenzschicht befindlichen Werkstoffbereich A induziert, wodurch sich zwischen den direkt aneinander angrenzenden Zonen der Schmelzbadbereiche A und B erhebliche SE-Differenzen aufbauen müssen. Somit wird klar, dass die durch die inhomogene Aufmischung verursachten SE-Differenzen maßgeblich vom Unterschied der bereits gebildeten Martensitanteile zwischen den direkt an der Grenzschicht befindlichen oberen und unteren Werkstoffbereichen abhängen.

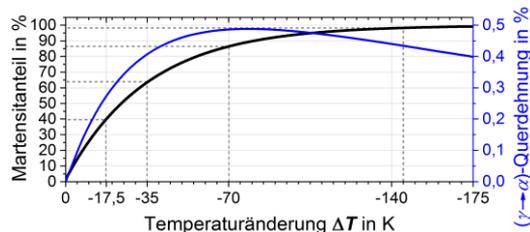
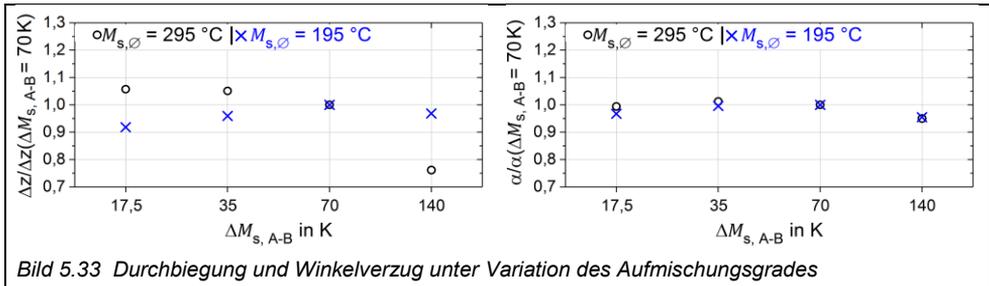


Bild 5.32 Martensitanteil und Querdehnung in Abhängigkeit der Temperaturänderung

• Schweißverzug

Für $M_{s,\emptyset} = 295\text{ °C}$ nimmt die Durchbiegung mit kleiner werdender Temperaturdifferenz $\Delta M_{s,A-B}$ monoton zu (Bild 5.33-links). Im Gegensatz dazu tritt bei $M_{s,\emptyset} = 195\text{ °C}$ für $\Delta M_{s,A-B} = 70\text{ K}$ ein Durchbiegungsmaximum auf. Für beide Untersuchungsfälle zeigt sich ein signifikanter Einfluss des inhomogenen Aufmischungsgrades auf die Durchbiegung. Für $M_{s,\emptyset} = 295\text{ °C}$ und $M_{s,\emptyset} = 195\text{ °C}$ treten bei der Variation von $\Delta M_{s,A-B}$ die gleichen qualitativen und annähernd ähnliche quantitative Winkelverzugsänderungen auf. Zudem zeigt sich, dass der Winkelverzug nur wenig von den Temperaturdifferenzen $\Delta M_{s,A-B}$ und somit kaum vom inhomogenen Aufmischungsgrad beeinflusst wird.



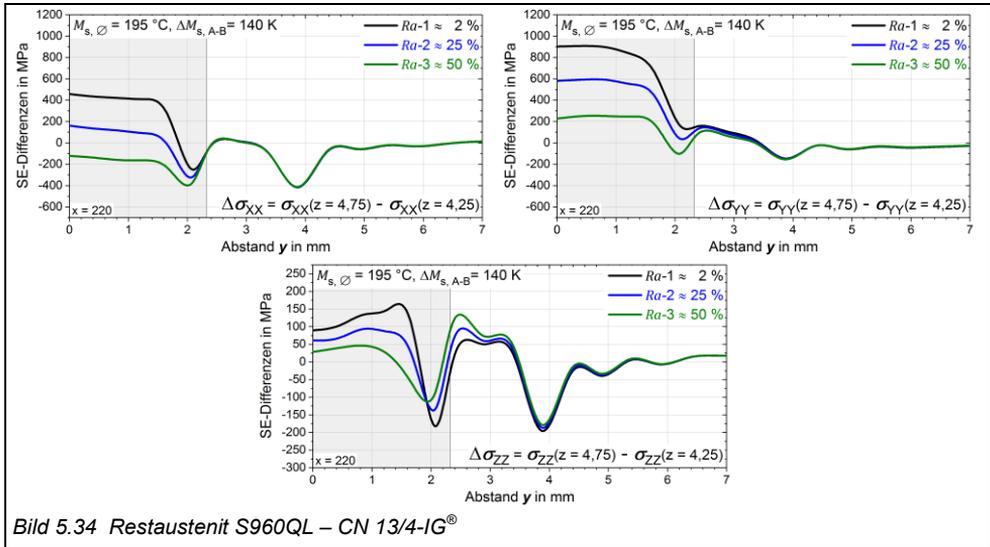
Die Simulation verschiedener inhomogener Aufmischungsgrade wurde durch die Variation der Temperaturdifferenz $\Delta M_{s,A-B}$ durchgeführt. Es zeigte sich eine Abhängigkeit der SE-Differenzen beziehungsweise des Aufmischungseffektes vom inhomogenen Aufmischungsgrad, welche maßgeblich durch die Unterschiede der in den Bereichen A und B des Schmelzbadbereichs gebildeten Martensitanteile verursacht wird. Weiterhin wurde klar, dass selbst geringfügige inhomogene Aufmischungsgrade zu einem ausgeprägten Aufmischungseffekt führen. Zudem war auf die Durchbiegung ein signifikanter Einfluss des inhomogenen Aufmischungsgrades zu beobachten, während der hierdurch geänderte Winkelverzug bezüglich seiner relativen Änderung nur einen untergeordneten Einfluss zeigt.

5.4.6 Restaustenitgehalt

Die aus der Variation des Restaustenitgehalts (Tabelle 3.25) des Schmelzbadbereichs B hervorgehenden SE-Differenzen der an die Grenzschicht direkt anliegenden Werkstoffbereiche bei $z = 4,75$ und $z = 4,25$ sind in Bild 5.34 dargestellt. Die zugehörigen Durchbiegungen und Winkelverzüge sind in Bild 5.35 zu finden.

• Schweißeigenstressungen

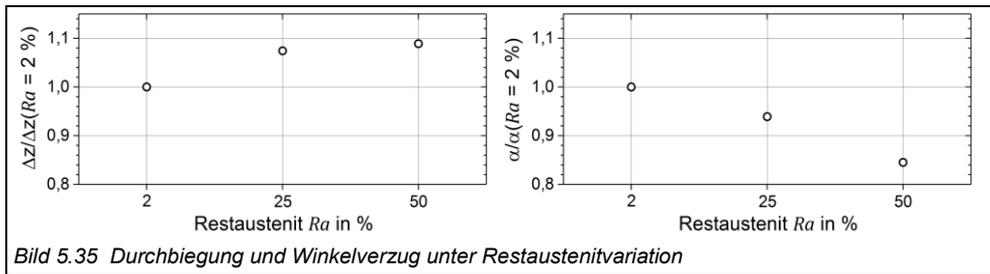
Für die SE-Komponenten σ_{xx} und σ_{yy} ist ein monotoner Rückgang der SE-Differenzen mit zunehmendem Restaustenitgehalt zu beobachten. Dies trifft für σ_{zz} nur für den mittleren Schmelzbadbereich zu, da sich im Übergangsbereich zur WEZ die Spannungsdifferenzen leicht erhöhen. Diese mit zunehmendem Restaustenitgehalt zu beobachtende Abschwächung des Aufmischungseffektes steht in Einklang mit der im Analysefall zur Variation der Temperaturdifferenz $\Delta M_{s,A-B}$ getroffenen Schlussfolgerung, dass der Aufmischungseffekt im Wesentlichen vom Unterschied der jeweiligen Martensitanteile der in Grenzschichtnähe befindlichen oberen und unteren Werkstoffbereiche abhängt.



• **Schweißverzug**

Mit anwachsendem Restaustenitgehalt fällt die Volumenexpansion des Schmelzbadbereichs B gegenüber dem Bereich A entsprechend geringer aus. Die dadurch in Längsrichtung der Schweißnaht reduzierte Schubwirkung des Schmelzbadbereichs B vermag somit weniger den (Längs-)Schrumpfkraften entgegenzuwirken, wodurch sich die Durchbiegung mit zunehmenden Restaustenitgehalt verstärkt (Bild 5.35-links).

Die Änderung des Winkelverzugs verhält sich zur Durchbiegungsänderung entgegengesetzt (Bild 5.35-rechts). Hier führt die mit anwachsendem Restaustenitgehalt geringere Volumenexpansion des Schmelzbadbereichs B dazu, dass im unteren Bereich der Schweißnaht verstärkt Querschrumpfung auftritt, wodurch sich der Winkelverzug verringert.



Zur Reduzierung der Kalttrissanfälligkeit von LTT-Schweißverbindungen sollen LTT-Zusatzwerkstoffe eingesetzt werden, mit deren Hilfe auf Grund der stark herabgesetzten M_s -Temperaturen unvollständige ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlungen und dadurch signifikante Restaustenitgehalte erzwungen werden [117, 133]. Wie eben gezeigt wurde, könnte hiermit ein mögliche Aufmischungseffekt und somit die im Schmelzbadbereich auftretenden SE-Gradienten reduziert werden. Dennoch würde durch den Einsatz dieser LTT-Zusatzwerkstoffe eine erhöhte Heißrissanfälligkeit in Kauf genommen werden [135] und die hochfesten Schweißverbindungen würden wegen des Restaustenitgehalts an Gesamtfestigkeit einbüßen.

6 Zusammenfassung

Diese Arbeit beschäftigte sich mit dem Aufbau und dem Einsatz experimentell abgesicherter thermomechanischer FEM-Modelle zur Schweißstruktursimulation von hochfesten, einlagigen Schweißverbindungen, zu deren Fertigung artgleiche und nichtartgleiche Zusatzwerkstoffe zum Einsatz kamen. Um die Nachvollziehbarkeit der Berechnungsergebnisse zu ermöglichen, wurden die Modellierungsschritte umfangreich offengelegt. Der Fokus dieser Arbeit richtete sich dabei auf die realitätsnahe Reproduktion der Schweißeigenspannungen (SE) und des Schweißverzugs (SV) um anschließend werkstoffbezogene Einflussanalysen auf die SE- und SV-Ausbildung durchzuführen. Sowohl im Zuge der experimentellen Validierung, als auch in den darauf aufbauenden Einflussanalysen werden alle drei Hauptspannungskomponenten und die Schweißverzugsgrundtypen Durchbiegung und Winkelverzug gleichermaßen betrachtet.

Im ersten Schritt dieser Arbeit kam es unter Anwendung des MAG-Verfahrens zur Anfertigung von Referenzschweißungen, wobei hochfeste Grundwerkstoffe mit Hilfe von artgleichen und nichtartgleichen Zusatzwerkstoffen einlagig verbunden wurden. An den Schweißverbindungen wurden die Validierungsmerkmale wie das transiente Temperaturfeld, die Schmelzbadgeometrie, die Festphasenverteilung, der transiente SV und die SE erfasst. Die experimentellen Eigenspannungsanalysen basierten hierbei auf Röntgen- und Neutronbeugungsmessverfahren. Zudem wurde an einem Nahtquerschliff einer nichtartgleichen Schweißverbindung die chemische Elementverteilung mit Hilfe der wellendispersiven Röntgenspektroskopie untersucht, wodurch im Schmelzbadbereich erstmalig eine makroskopisch inhomogene Aufmischung der chemischen Elemente Chrom und Nickel mit dem Grundwerkstoff nachgewiesen werden konnte.

In einem zweiten Schritt wurde aus dem eingesetzten Grundwerkstoff S960QL und dem nichtartgleichen LTT-Zusatzwerkstoff CN 13/4-IG[®] chargengleiches Probenmaterial gewonnen und die thermometallurgischen und thermomechanischen Werkstoffkennwerte nahezu vollständig mit Hilfe eines *Gleeble*[®]-Systems erfasst. Die Experimente zur Charakterisierung der Umwandlungsplastizität und des dehnratenabhängigen Warmzugverhaltens bedingten die Entwicklung speziell angepasster Versuchs- und Auswertemethodiken. Da es ein Hauptanliegen war, eine Materialdatenbank für die Schweißstruktursimulation zu generieren, basierten alle notwendigen Austenitisierungsvorgänge auf MAG-typischen Schweißzeittemperaturzyklen. Die so gewonnenen Werkstoffkennwerte wurden in der Datenbank hinterlegt und dienten als Berechnungsgrundlage der Schweißstruktursimulationen.

Anschließend wurde die Geometrie der Schweißreferenzfälle durch dreidimensional vernetzte FE-Gitterstrukturen nachgebildet. Die freien Modellparameter wurden insoweit angepasst, als dass die Validierungsmerkmale reproduziert werden konnten. Insbesondere wurde die im Schmelzbadbereich der nichtartgleichen LTT-Schweißverbindung beobachtete inhomogene Aufmischung bei der Modellierung des martensitischen Umwandlungsverhaltens berücksichtigt. Obwohl sich die Schweißreferenzfälle jeweils in ihren Festigkeitsklassen und Umwandlungsverhalten unterscheiden, konnten in allen Fällen die experimentell erfassten SE und die SV erfolgreich nachgebildet werden.

Die experimentell abgesicherten Modelle der artgleichen und nichtartgleichen S960QL-Schweißverbindungen wurden für numerische Einflussanalysen genutzt. Neben den Ein-

flüssen der Warmzugkurven, der Umwandlungsplastizität und des martensitischen Umwandlungsverhaltens des LTT-Schweißguts wurden hier insbesondere die Auswirkungen der inhomogenen Aufmischung auf die SE und den SV analysiert.

Wenn nicht anders angegeben, beziehen sich die Schlussfolgerungen auf die in dieser Arbeit untersuchten Konfigurationen hochfester einlagiger MAG-Schweißverbindungen:

1.) Das temperaturabhängige Warmzugverhalten wurde für den hochfesten Grundwerkstoff S960QL und den LTT-Zusatzwerkstoff CN 13/4-IG[®] basierend auf zwei Dehnratenkonzepten bestimmt, wobei jeweils eine konstante (niedrige) und eine temperaturabhängige (erhöhte) Dehnratenrate angewandt wurde. Anhand der hieraus folgenden unterschiedlichen Warmzugkurvendatensätze wurden die SE und der SV berechnet. Die aus diesen Berechnungen resultierenden SE weisen zueinander keine signifikanten Unterschiede auf. Im Gegensatz dazu wird der SV stark durch die differentiellen Datensätze beeinflusst. Hier führte das temperaturabhängige Dehnratenkonzept zu einer erheblichen Verbesserung der SV-Berechnungsergebnisse. Sind also im Vorfeld von Schweißstruktursimulationen Experimente zum Warmzugverhalten notwendig und wird zugleich auf die Einbindung eines dehnratenabhängigen Verfestigungsmodells innerhalb der thermomechanischen Modellentwicklung verzichtet, so werden durch die Anwendung des in dieser Arbeit vorgestellten temperaturabhängigen Dehnratenkonzepts die Berechnungsergebnisse insgesamt verbessert.

2.) Die in der Materialdatenbank hinterlegten Warmzugkurveneigenschaften wurden auf zwei Wegen vereinfacht. Im ersten Ansatz wurde unter Zuhilfenahme der experimentell bestimmten temperaturabhängigen Fließgrenzen ab 600 °C aufwärts ideal plastisches Fließverhalten angenommen. Im zweiten Ansatz wurden zusätzlich die für 600 °C experimentell bestimmten Fließgrenzen für alle Temperaturbereiche oberhalb von 600 °C übernommen. Beide Ansätze führen gegenüber dem Einsatz vollständig multilinearer Datensätze zu einer hinreichend qualitativen SE-Übereinstimmung, jedoch treten in der WEZ insbesondere für die Längseigenstressspannungen quantitativ wesentlich zu hoch berechnete Werte auf. Weiterhin führen beide Ansätze im Vergleich zu den validierten SV-Komponenten Durchbiegung und Winkelverzug zu großen Abweichungen. Somit kann der in der Literatur oft auffindbare Berechnungsansatz des ideal plastischen Fließverhaltens nicht angewendet werden, wenn zuverlässige SE- und SV-Berechnungen erwartet werden. Weiterhin wurde deutlich, dass beide Ansätze zu relativ ähnlichen SE-Berechnungsergebnissen führen, obgleich sich deren Beschreibung des Verfestigungsverhaltens oberhalb von 600 °C stark unterscheidet. Hieraus folgt, dass der SE-Zustand maßgeblich durch die korrekte Vorgabe des Verfestigungsverhaltens im Temperaturbereich von 600 °C abwärts bestimmt wird.

3.) Die Reduzierung der Anzahl der in der Materialdatenbank hinterlegten Warmzugkurven wurde in zwei Schritten vorgenommen. Im ersten Schritt wurden die Warmzugkurven mit einem Temperaturabstand von $\Delta T = 200$ K im Modellaufbau implementiert, während im zweiten Schritt $\Delta T = 300$ K gewählt wurde. Die Berechnungen mit $\Delta T = 200$ K lieferten für die SE und für den SV eine exzellente Übereinstimmung mit den Referenzberechnungen ($\Delta T = 100$ K), wodurch der experimentelle Aufwand zur Bestimmung des Verfestigungsverhaltens bereits um 50 % reduziert werden kann. Wird das Verfestigungsverhalten für den Temperaturbereich der austenitischen Rückumwandlung des Zusatzwerkstoffs vorgegeben, so sind selbst bei einem Warmzugkurvenabstand von $\Delta T = 300$ K gute SE- und SV-Berechnungen zu erwarten, was den experimentellen Aufwand um zirka 66 % verringert.

4.) Die Variationsrechnungen zur Umwandlungsplastizität (UP) zeigen auf, dass diese zur SE-Berechnung berücksichtigt werden muss. Für den latent schrumpfenden Fall als auch für den Fall mit äußerer Schrumpfbehinderung verhalten sich die SE-Änderungen zwischen der artgleichen und der LTT-Schweißverbindung unter K -Variation qualitativ gleich, wobei für die LTT-Schweißverbindung vor allem im Bereich der Schweißnaht quantitativ größere Änderungen auftraten. Diese größeren Änderungen sind auf die Wirkung der tieferen martensitischen Umwandlungstemperatur des LTT-Schweißguts zurückzuführen, da die größer ausfallende Volumenexpansionen des LTT-Schweißguts höhere Umwandlungsspannungen aufbauen kann, was wiederum den UP-Effekt verstärkt. Aus den nahezu gleichen SE-Änderungen zwischen den latent schrumpfenden Fällen und denen mit äußeren Schrumpfbehinderungen folgt weiterhin, dass die Auswirkung der UP weitestgehend unabhängig von Einspanngrad sein muss. Während es für die folgerichtige SE-Berechnung der artgleichen Schweißverbindung ausreicht, den UP-Parameter K in seiner realen Größenordnung vorzugeben, so sollte im Fall der LTT-Schweißverbindung der UP-Parameter K in seiner korrekten Größe gewählt werden. Wenn die realitätsnahe SV-Berechnung im Vordergrund steht, so kann dies sowohl für die artgleiche als auch für die LTT-Schweißverbindung durch die Vernachlässigung der UP vorgenommen werden.

5.) Die schrittweise Verringerung der M_s -Temperatur des LTT-Schweißguts zeigt auf, dass sich die einzelnen SE-Komponenten unter dem Einfluss der M_s -Temperatur zum Teil sehr gegensätzlich verhalten können. Hierbei ist es entscheidend, ob die Auswertungen auf den Oberflächen oder im Volumen vorgenommen werden und ob es sich um den Schweißnahtbereich oder um den Bereich der WEZ handelt. Je nachdem welche SE-Komponente man wo reduzieren möchte, erscheint eine Reduktion der Umwandlungstemperatur mehr oder weniger sinnvoll. Die in der Literatur oft auffindbare Aussage, dass der SE-Zustand durch die Verringerung der M_s -Temperatur des LTT-Schweißguts pauschal herabgesetzt wird, kann somit nicht bestätigt werden. Gleiches gilt für den in der Literatur stets als positiv herausgestellten Einfluss von LTT-Schweißgütern auf die SV-Verringerung. Die Einflussanalysen dieser Arbeit zeigen, dass sich der wichtige SV-Grundtyp Durchbiegung unter dem Einfluss fallender M_s -Temperaturen des LTT-Schweißguts wesentlich verstärken kann.

6.) Im Schmelzbadbereich der LTT-Schweißverbindung wurde erstmals eine makroskopisch inhomogene Aufmischung des hochlegierten LTT-Schweißguts mit dem niedriglegierten Grundwerkstoff nachgewiesen. Diese zeigt sich durch eine diskontinuierliche Verteilung der chemischen Elemente Chrom und Nickel, welche den Schmelzbadbereich in einen oberen und unteren Bereich aufteilt. Das durch die unterschiedlichen Chrom-Nickel-Gehalte differente ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlungsverhalten dieser beiden Bereiche wurde im thermomechanischen Modellaufbau durch die Implementierung unterschiedlicher M_s -Temperaturen berücksichtigt. Die Berechnungsergebnisse offenbarten, dass im Nahbereich der Grenzfläche dieser beiden diskret getrennten Bereiche steile SE-Gradienten und große Zug- beziehungsweise Druckspannungen vorherrschen, welche im Fall einer homogenen Aufmischung nicht auftreten. Der durch die inhomogene Aufmischung veränderte SE-Zustand wird in dieser Arbeit erstmalig als Aufmischungseffekt definiert.

7.) Die Berechnungen führten unter der Berücksichtigung der inhomogenen Aufmischung gegenüber einer theoretisch angenommenen homogenen Aufmischung zu einer Verbesserung der nachgebildeten SE auf den Oberflächen. Im Volumen der Schweißverbindung war diesbezüglich kein klarer Trend erkennbar. Letzteres ist durch die technisch begrenzte

Messauflösung des Neutronenbeugungsverfahrens begründet, wodurch örtlich stark konzentrierte SE-Gradienten und SE-Maxima nicht ausreichend orts aufgelöst nachgewiesen werden können. Hier zeigt sich ein deutlicher Vorteil der numerischen Schweißstruktursimulation, welche in der Lage ist, solche SE-Charakteristika nachzuweisen. Hinsichtlich der SV-Berechnungen resultiert aus der Berücksichtigung der inhomogenen Aufmischung eine leichte Verbesserung des SV-Grundtyps Durchbiegung und eine dazu relativ geringere Verschlechterung der Winkelverzugsnachbildung.

8.) Die transiente SV-Entwicklung zwischen den Berechnungen mit homogener und inhomogener Aufmischung liefert im Zeitbereich der ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlung des LTT-Schweißguts signifikante Unterschiede. Im Hinblick auf die SV-Berechnung von LTT-Mehrlagenschweißungen ist dies beachtenswert. Werden nämlich Zwischenlagentemperaturen gewählt, welche sich im Temperaturbereich beziehungsweise im Zeitfenster der ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlung der vorherigen Schweißraupe befinden, so summieren sich die Unterschiede zwischen Berechnungen mit homogener und inhomogener Aufmischung auf, wodurch sich große SV-Unterschiede zwischen den beiden Berechnungsansätzen einstellen können.

9.) Der Aufmischungseffekt zeigte sich durch im Volumen der Schweißverbindung räumlich hoch konzentrierte große SE-Differenzen beziehungsweise durch die hieraus resultierenden steilen SE-Gradienten, deren Ausmaß zu einer extremen werkstofflichen Beanspruchung führt. Da steile SE-Gradienten eine lokale überkritische Wasserstoffkonzentration fördern, kann der Aufmischungseffekt zudem für die in der Literatur gemachten Beobachtungen die Begründung liefern, warum einlagige LTT-Schweißverbindungen eine erhöhte Kaltrissanfälligkeit aufweisen. Neben der Abwesenheit von Restaustenit im Schmelzbadbereich könnte nun zusätzlich der Aufmischungseffekt zur Ursachenfindung der erhöhten Kaltrissanfälligkeit einbezogen werden. Die Annahme, dass der Aufmischungseffekt mit der Kaltrissanfälligkeit in Korrelation steht, wurde durch Berechnungen mit äußeren Schrumpfbehinderungen, also mit einem erhöhten Einspanngrad untermauert. Hier führte der erhöhte Einspanngrad gegenüber dem Berechnungsfall der latenten Schrumpfung zu einer ~50 %igen Reduzierung des Aufmischungseffektes. Diese Reduzierung steht mit der in der Literatur gemachten Beobachtung insoweit im Einklang, als dass bei LTT-Schweißungen, welche jeweils unter variablen Einspannbedingungen gefertigt wurden, ein Rückgang der Kaltrissanfälligkeit mit zunehmenden Einspanngrad nachgewiesen wurde.

10.) Der Einsatz unterschiedlich hochlegierter LTT-Zusatzwerkstoffe und das Auftreten verschiedener inhomogener Aufmischungsgrade wurde durch eine M_s -Variation der beiden durch die diskontinuierliche Chrom-Nickel-Verteilung diskret getrennten LTT-Schmelzbadbereiche simuliert. Die Untersuchungen lassen den Schluss zu, dass der Aufmischungseffekt nur indirekt von den M_s -Temperaturen abhängt. Vielmehr zeigt sich eine starke Abhängigkeit des Aufmischungseffektes von der Höhe dieses Aufmischungsgrades, welcher durch eine Verkleinerung beziehungsweise Vergrößerung der M_s -Differenzen der diskret getrennten Schmelzbadbereiche nachgebildet wurde. Selbst eine gegenüber dem validierten Referenzfall 75 %ige Reduktion des Aufmischungsgrades führte auf einen ausgeprägten Aufmischungseffekt. Es folgt, dass auch geringe inhomogene Aufmischungsgrade lokal hoch konzentrierten SE-Gradienten verursachen. Weiterhin führte der durch eine gleichmäßige Verringerung der M_s -Temperaturen der diskret getrennten Schmelzbadbereiche simulierte Einsatz höherlegierter LTT-Zusatzwerkstoffe zu einer erheblich größeren Durchbiegung, als es bei einem entsprechenden homogenen Berechnungsansatz der Fall war.

11.) Zur Reduzierung der Kaltrissanfälligkeit sollen in der Praxis LTT-Zusatzwerkstoffe eingesetzt werden, welche auf Grund der stark herabgesetzten M_s -Temperaturen signifikante Restaustenitgehalte erzwingen. Die Untersuchungen zum Restaustenitgehalt zeigten auf, dass hierdurch der Aufmischungseffekt in seinem Ausmaß verringert werden kann. Da jedoch diese LTT-Zusatzwerkstoffe einer erhöhten Heißrissanfälligkeit unterliegen und die eigentlich hoch-/ höchstfesten Schweißverbindungen auf Grund der signifikanten Restaustenitgehalte an Gesamtfestigkeit einbüßen, ist der Einsatz dieser höher legierten LTT-Zusatzwerkstoffe für das praktische Verbindungsschweißen als fragwürdig anzusehen.

12.) Die Einflussanalysen zum Aufmischungseffekt zeigen auf, dass dieser bei der SE- und SV-Berechnung einbezogen werden muss. Weiterhin wurde deutlich, dass durch die Heißrissneigung einerseits und durch den Aufmischungseffekt andererseits der praktische Einsatz von LTT-Schweißgütern zumindest für die Herstellung einlagiger MAG-Schweißverbindungen zu überdenken ist. Um die makroskopisch inhomogene Aufmischung beziehungsweise den inhomogenen Aufmischungsgrad abzuschwächen, wäre eine angepasste Schweißprozessführung denkbar, welche zu einer homogeneren Verteilung der M_s -beeinflussenden Legierungselemente führt.

Abbildungsverzeichnis

Bild 2.1	Untergliederung der Wärmeeinflusszone.....	4
Bild 2.2	Einfluss des Einspanngrades	8
Bild 2.3	Einflussgrößen auf die Eigenbeanspruchung einer geschweißten Konstruktion.....	9
Bild 2.4	Dilatometerkurven für einen niedriglegierten Stahl mit Druckspannungen	11
Bild 2.5	Eigenspannungen in einem fest eingespannten Stab	11
Bild 2.6	Teilbereiche der Schweißsimulation mit den wichtigsten Ziel- und Koppelgrößen.....	14
Bild 2.7	M_s - und M_f -Temperaturen in Abhängigkeit der Legierungselemente Cr und Ni.....	22
Bild 2.8	M_s -Temperatur in Abhängigkeit der Legierungselemente Cr und Ni.....	22
Bild 2.9	Winkelverzug für Schweißzusätze variierender M_s -Temperatur nach.....	23
Bild 2.10	Eigenspannungen für Schweißzusätze variierender M_s -Temperatur nach	23
Bild 2.11	Nahtquerschliff einer LTT-VUC-ERC-Probe	26
Bild 2.12	Eigenspannungsverteilung in VUC-ERC-Proben	26
Bild 2.13	Querschliff einer 3-lagigen U-Naht	27
Bild 2.14	Eigenspannungsverteilung 3-lagiger U-Nähte.....	28
Bild 2.15	Änderung des Winkelverzugs von Blindnahtschweißungen	29
Bild 2.16	Winkelverzug eines T-Stoßes.....	30
Bild 2.17	Winkelverzug der T-Stöße in Abhängigkeit der M_s -Temperatur.....	31
Bild 2.18	Winkelverzug der T-Stöße in Abhängigkeit des Wärmeparameters	31
Bild 2.19	Eigenspannungen unter M_s -Variation einer einlagigen Stumpfstoßverbindung	32
Bild 2.20	Winkelverzug von Blindnahtschweißungen unter M_s -Variation.....	34
Bild 2.21	Querschnittsrisikoeffizient.....	37
Bild 3.1	Geometrie und Lagerung der Schweißverbindungen.....	41
Bild 3.2	Fixierte Referenzschweißverbindung.....	42
Bild 3.3	Gleeble®3500-Anlage	45
Bild 3.4	Gleeble®-Flachprobengeometrie.....	46
Bild 3.5	Versuchsaufbau der Neutronenmessung	49
Bild 3.6	Messvolumen zur Erfassung der Dehnungskomponenten	50
Bild 3.7	Gittergeometrie der einlagigen MAG-Schweißverbindungen	52
Bild 3.8	Thermische Randbedingungen.....	52
Bild 3.9	Thermodynamische Werkstoffkennwerte.....	53
Bild 3.10	WEZ-Einteilung in Fein- und durchschnittliche Kornzone.....	54
Bild 3.11	Schmelzbadaufteilung.....	56
Bild 3.12	Lagerung des FE-Vollmodells.....	57
Bild 3.13	Lagerung des FE-Halbmodells	57
Bild 3.14	Lagerung des FE-Halbmodells unter Einspannung.....	58
Bild 3.15	Zuweisung der thermomechanischen Materialkennwerte	59
Bild 3.16	Auswertepositionen der Volumeneigenspannungen	60
Bild 3.17	Auswertepositionen der Schweißverbindung R3.....	64

Bild 4.1	Nahtquerschliffe und mittlere Schmelzbadkonturen	69
Bild 4.2	Härtemapping und -linienmessungen der Nahtquerschliffe	70
Bild 4.3	$Cr-Ni$ -Verteilung im Nahtquerschweif S960QL – CN 13/4-IG®	71
Bild 4.4	$Cr-Ni$ -Verteilung im Nahtquerschweif der CN 13/4-IG®-Schweißgutprobe	72
Bild 4.5	E-Modul und Poisson-Zahl	73
Bild 4.6	Experimentelle Dilatometerkurven S355J2+N	74
Bild 4.7	Ausschnitte der Dilatometerkurven S960QL	74
Bild 4.8	Mikrostruktur der S960QL-Gleeble®-Proben	75
Bild 4.9	SZTU - S960QL	75
Bild 4.10	SZTU - CN 13/4-IG®	76
Bild 4.11	Thermische Dehnungen	76
Bild 4.12	UP-Dilatometerkurven und UP-Parameter K	77
Bild 4.13	Warmzugkurven S960QL - Grundwerkstoff	78
Bild 4.14	Dehngrenze R_e und Streckgrenze $R_{p,0,2}$ S960QL - Grundwerkstoff	78
Bild 4.15	Fließkurven S960QL - Grundwerkstoff	79
Bild 4.16	Warmzugkurven S960QL - Bainit	79
Bild 4.17	Dehngrenze R_e und Streckgrenze $R_{p,0,2}$ S960QL - Bainit	80
Bild 4.18	Fließkurven S960QL - Bainit	80
Bild 4.19	Warmzugkurven S960QL - Martensit	81
Bild 4.20	Dehngrenze R_e und Streckgrenze $R_{p,0,2}$ S960QL - Martensit	81
Bild 4.21	Fließkurven S960QL - Martensit	82
Bild 4.22	Warmzugkurven S960QL - Austenit	82
Bild 4.23	Dehngrenze R_e und Streckgrenze $R_{p,0,2}$ S960QL - Austenit	83
Bild 4.24	Fließkurven S960QL - Austenit	83
Bild 4.25	Warmzugkurven CN 13/4-IG® - Martensit	84
Bild 4.26	Dehngrenze R_e und Streckgrenze $R_{p,0,2}$ CN 13/4-IG® - Martensit	84
Bild 4.27	Fließkurven CN 13/4-IG® - Martensit	85
Bild 4.28	Warmzugkurven CN 13/4-IG® - Austenit	85
Bild 4.29	Dehngrenze R_e und Streckgrenze $R_{p,0,2}$ CN 13/4-IG® - Austenit	86
Bild 4.30	Fließkurven CN 13/4-IG® - Austenit	86
Bild 4.31	Normierte Dehn- und Streckgrenzen S960QL	87
Bild 4.32	Normierte Dehn- und Streckgrenzen CN 13/4-IG®	87
Bild 4.33	Exp.-Eigenspannungen Röntgenbeugung S355J2+N – WEKO 4®	88
Bild 4.34	Exp.-Eigenspannungen Röntgenbeugung S960QL – ED-FK 1000®	89
Bild 4.35	Exp.-Eigenspannungen Röntgenbeugung S960QL – CN 13/4-IG®	90
Bild 4.36	Exp.-Eigenspannungen Neutronenbeugung (Oben)	91
Bild 4.37	Exp.-Eigenspannungen Neutronenbeugung (Mitte)	91
Bild 4.38	Exp.-Eigenspannungen Neutronenbeugung (Unten)	92
Bild 4.39	Exp. transienter Verzug S355J2+N – WEKO 4®	93
Bild 4.40	Exp. transienter Verzug S960QL – ED-FK 1000®	93

Bild 4.41 Exp. transienter Verzug S960QL – CN 13/4-IG®	94
Bild 4.42 Experimentelle und numerisch berechnete Temperaturverläufe	95
Bild 4.43 Berechnete Schmelzbadkonturen	96
Bild 4.44 Berechnetes Austenitisierungsgebiet	97
Bild 4.45 Experimentelle und berechnete Dilatometerkurven (S355J2+N)	97
Bild 4.46 Experimentelle und berechnete Dilatometerkurven (S960QL)	98
Bild 4.47 Experimentelle und berechnete Dilatometerkurven (CN 13/4-IG®)	98
Bild 4.48 Isotrop-kinematische Approximation S960QL - Grundwerkstoff	99
Bild 4.49 Isotrop-kinematische Approximation S960QL - Austenit	99
Bild 4.50 Eigenspannungsvalidierung S355J2+N – WEKO 4® (Röntgen)	100
Bild 4.51 Eigenspannungsvalidierung S960QL – ED-FK 1000® (Röntgen)	100
Bild 4.52 Eigenspannungsvalidierung S960QL – CN 13/4-IG® (Röntgen)	101
Bild 4.53 Eigenspannungsvalidierung S960QL – ED-FK 1000® Oben (Neutron)	102
Bild 4.54 Eigenspannungsvalidierung S960QL – ED-FK 1000® Mitte (Neutron)	102
Bild 4.55 Eigenspannungsvalidierung S960QL – ED-FK 1000® Unten (Neutron)	103
Bild 4.56 Eigenspannungsvalidierung S960QL – CN 13/4-IG® Oben (Neutron)	103
Bild 4.57 Eigenspannungsvalidierung S960QL – CN 13/4-IG® Mitte (Neutron)	104
Bild 4.58 Eigenspannungsvalidierung S960QL – CN 13/4-IG® Unten (Neutron)	104
Bild 4.59 Verzugsvalidierung S355J2+N – WEKO 4®	105
Bild 4.60 Verzugsvalidierung S960QL – ED-FK 1000®	105
Bild 4.61 Verzugsvalidierung S960QL – CN 13/4-IG®	106
Bild 4.62 Durchbiegungen und Winkelverzüge der Referenzfälle	106
Bild 5.1 Dehnrateneinfluss S960QL – ED-FK 1000® (Oberseite)	108
Bild 5.2 Dehnrateneinfluss S960QL – CN 13/4-IG® (Oberseite)	108
Bild 5.3 Durchbiegung und Winkelverzug unter Dehnratenvariation	109
Bild 5.4 Fließgrenzenvariation S960QL – ED-FK 1000® (Oberseite)	110
Bild 5.5 Fließgrenzenvariation S960QL – ED-FK 1000® (Mitte)	111
Bild 5.6 Fließgrenzenvariation S960QL – CN 13/4-IG® (Oberseite)	111
Bild 5.7 Fließgrenzenvariation S960QL – CN 13/4-IG® (Mitte)	112
Bild 5.8 Durchbiegung und Winkelverzug unter Variation der Warmzugkurven	112
Bild 5.9 UP-K-Variation bei latenter Schrumpfung (Oberseite)	114
Bild 5.10 UP-K-Variation latent schrumpfend (Mitte)	114
Bild 5.11 Durchbiegung und Winkelverzug unter K-Variation	116
Bild 5.12 UP-K-Variation ohne und mit äußerer Schrumpfbehinderung (Oberseite)	117
Bild 5.13 UP-K-Variation ohne und mit äußerer Schrumpfbehinderung (Mitte)	117
Bild 5.14 M _s -Variation des Zusatzwerkstoffs – S960QL – CN 13/4-IG® (Oberseite)	118
Bild 5.15 M _s -Variation des Zusatzwerkstoffs – S960QL – CN 13/4-IG® (Mitte)	118
Bild 5.16 Längseigenspannungen in Schweißnahtmitte unter M _{s,0} -Variation	119
Bild 5.17 Transiente Durchbiegung und Winkelverzug unter M _s -Variation	121
Bild 5.18 Durchbiegung und Winkelverzug unter M _s -Variation des Zusatzwerkstoffs	122

Bild 5.19	Transiente SE-Komponenten in Grenzschichtnähe - homogene Aufmischung	123
Bild 5.20	Transiente SE- Komponenten in Grenzschichtnähe - inhomogene Aufmischung.....	123
Bild 5.21	Oberflächeneigenspannungen bei homogener und inhomogener Aufmischung.....	124
Bild 5.22	Volumeneigenspannungen bei homogener und inhomogener Aufmischung (Oben).....	124
Bild 5.23	Volumeneigenspannungen bei homogener und inhomogener Aufmischung (Mitte).....	125
Bild 5.24	Volumeneigenspannungen bei homogener und inhomogener Aufmischung (Unten)	125
Bild 5.25	Transiente Durchbiegung und Winkelverzug durch Aufmischungseffekt.....	126
Bild 5.26	Durchbiegung und Winkelverzug bei homogener und inhomogener Aufmischung.....	126
Bild 5.27	Aufmischungseffekt - latente Schrumpfung	127
Bild 5.28	Aufmischungseffekt - äußere Schrumpfbehinderung	128
Bild 5.29	Verschiebung der Aufmischung zu tieferen Temperaturen	130
Bild 5.30	Durchbiegung und Winkelverzug - Aufmischungseffekt bei tieferen Temperaturen.....	131
Bild 5.31	Variation des Aufmischungsgrades durch differente $\Delta M_{s,A-B}$ -Temperaturdifferenzen.....	132
Bild 5.32	Martensitanteil und Querdehnung in Abhängigkeit der Temperaturänderung.....	132
Bild 5.33	Durchbiegung und Winkelverzug unter Variation des Aufmischungsgrades.....	133
Bild 5.34	Restaustenit S960QL – CN 13/4-IG®	134
Bild 5.35	Durchbiegung und Winkelverzug unter Restaustenitvariation	134

Tabellenverzeichnis

Tabelle 2.1 Einflussgrößen	7
Tabelle 2.2 Aufmischung von Tekken-Schweißgutproben	25
Tabelle 2.3 Chemische Zusammensetzung der VUC-ERC-Proben	26
Tabelle 2.4 Chemische Zusammensetzung des reinen Schweißguts einer 3-lagigen U-Naht	27
Tabelle 2.5 Chemische Zusammensetzung von Schweißgutproben	29
Tabelle 2.6 Eigenschaften des aufgemischten T-Stoß-Schweißgutes und Grundwerkstoffs	30
Tabelle 3.1 Relevante Normen und Lieferzeugnisangaben der Werkstoffe	40
Tabelle 3.2 Geprüfte Werkstoffe - Kerbschlagbiegeprüfung	40
Tabelle 3.3 Materialkombinationen der Schweißexperimente	41
Tabelle 3.4 Position der applizierten Thermoelemente	42
Tabelle 3.5 Schweißparameter der Schweißverbindungen	42
Tabelle 3.6 Geometrieparameter der Schweißgutproben	43
Tabelle 3.7 Schweißparameter der Schweißgutproben	43
Tabelle 3.8 Versuchsplan - elastische Kenngrößen	44
Tabelle 3.9 Versuchsplan - Umwandlungsverhalten	46
Tabelle 3.10 Versuchsplan - UP-Parameter K	47
Tabelle 3.11 Versuchsplan - Verfestigungsverhalten	48
Tabelle 3.12 Mess- und Auswerteparameter der Eigenspannungsmessung - Röntgen	49
Tabelle 3.13 Dimensionen der Messvolumen und resultierende Messzeiten	50
Tabelle 3.14 Berechnete M_s -Temperaturen	55
Tabelle 3.15 Mech. Randbedingungen - FE-Vollmodell	57
Tabelle 3.16 Mech. Randbedingungen - FE-Halbmodell	57
Tabelle 3.17 Mech. Randbedingungen unter Einspannung	58
Tabelle 3.18 Bereitstellung der thermomechanischen Materialkennwerte	58
Tabelle 3.19 Variation des dehnratenabhängigen Verfestigungsverhaltens	62
Tabelle 3.20 Variation der Warmzugkurveigenschaften und der Warmzugkurvenanzahl	62
Tabelle 3.21 Variation des UP-Parameters K	63
Tabelle 3.22 Variation der $M_{s,0}$ -Temperatur	64
Tabelle 3.23 Absenkung der M_s -Temperaturen	65
Tabelle 3.24 Variation der $\Delta M_{s,A-B}$ -Temperaturdifferenz	66
Tabelle 3.25 Variation des Restaustenitgehalts	66
Tabelle 4.1 Ergebnisse der Kerbschlagprüfung	67
Tabelle 4.2 Chemische Elemente der Werkstoffe (Werkszeugnis)	67
Tabelle 4.3 Chemische Elemente der Werkstoffe (Normvorgabe)	68
Tabelle 4.4 Chemische Elemente der Werkstoffe (Funkenspektalanalyse)	68
Tabelle 4.5 Chemische Elemente der Schweißnähte	71
Tabelle 4.6 Aufmischungsgrade bei Anwendung des LTT-Zusatzwerkstoffs CN 13/4-IG®	72
Tabelle 4.7 E-Modul in GPa und Poissonzahl	73

Tabelle 4.8 Thermische Dehnungen	76
Tabelle 4.9 Dehngrenze R_e und Streckgrenze $R_{p, 0,2}$ S960QL - Grundwerkstoff	79
Tabelle 4.10 Dehngrenze R_e und Streckgrenze $R_{p, 0,2}$ S960QL - Bainit	80
Tabelle 4.11 Dehngrenze R_e und Streckgrenze $R_{p, 0,2}$ S960QL - Martensit.....	81
Tabelle 4.12 Dehngrenze R_e und Streckgrenze $R_{p, 0,2}$ S960QL - Austenit	83
Tabelle 4.13 Dehngrenze R_e und Streckgrenze $R_{p, 0,2}$ CN 13/4-IG® - Martensit	84
Tabelle 4.14 Dehngrenze R_e und Streckgrenze $R_{p, 0,2}$ CN 13/4-IG® - Austenit.....	86
Tabelle 4.15 Experimentelle Durchbiegungen und Winkelverzüge der Referenzfälle	94
Tabelle 4.16 Position der Thermoelemente	95
Tabelle 4.17 Experimentelle und numerische Energieeinträge	96
Tabelle 4.18 Simulierte Durchbiegungen und Winkelverzüge der Referenzfälle	106
Tabelle 5.1 SE-Differenzen unter variablen Einspannbedingungen	128

Literaturverzeichnis

- [1] Bjorhovde R. (2004) Development and use of high performance steel. *Journal of Constructional Steel Research* 60:393-400
- [2] Takahashi M. (2003) Development of high strength steels for automobiles. *Shinnittetsu Giho* 88:2-6
- [3] Miki C., Homma K., Tominaga T. (2002) High strength and high performance steels and their use in bridge structures. *Journal of Constructional Steel Research* 58:3-20
- [4] Nitschke-Pagel T. N., Dilger K. (2007) Eigenspannungen in Schweißverbindungen - Teil 3: Verringerung von Eigenspannungen. *Schweißen und Schneiden* 59:387-395
- [5] Kromm A., Dixneit J., Kannengiesser T. (2014) Residual stress engineering by low transformation temperature alloys—state of the art and recent developments. *Welding in the World* 58:729-741
- [6] Ooi S. W., Garnham J. E., Ramjaun T. I. (2014) Review: Low transformation temperature weld filler for tensile residual stress reduction. *Materials & Design* 56:773-781
- [7] Lindgren L. E. (2001) Finite element modeling and simulation of welding part 1: Increased complexity. *Journal of Thermal Stresses* 24:141-192
- [8] Lindgren L. E. (2001) Finite element modeling and simulation of welding. Part 2: Improved material modeling. *Journal of Thermal Stresses* 24:195-231
- [9] Schulze G. (2010) *Die Metallurgie des Schweißens: Eisenwerkstoffe-Nichteisenmetallische Werkstoffe*. Springer-Verlag, Berlin Heidelberg
- [10] Bargel Hans-Jürgen, Schulze Günter (2008) *Werkstoffkunde*. Springer-Verlag, Berlin Heidelberg
- [11] Easterling K. (1992) *Introduction to the Physical Metallurgy of Welding (Second Edition)*. Butterworth-Heinemann (Elsevier), Oxford
- [12] Radaj D. (1988) *Wärmewirkungen des Schweißens: Temperaturfeld, Eigenspannungen, Verzug*. Springer-Verlag, Berlin Heidelberg
- [13] Gerster P. (1988) Erfahrungen mit der Anwendung hochfester, wasservergüteter Feinkornbaustähle beim Bau von Teleskop-Autokranen. *DVS-Berichte - 112*
- [14] Lord M., Bhadeshia H. K. D. H. (1999) Scatter in High Strength Steel Weld properties due to Interpass Temperature. *Trends in Welding Research, ASM International Ohio*:870-875
- [15] Lord Mike (1998) Interpass temperature and the welding of strong steels. *Welding in the World* 41:452-459
- [16] Schröter F. (2004) Höherfeste Stähle für den Stahlbau - Auswahl und Anwendung. *Schweiß- und Prüftechnik* 10:135-140
- [17] Payrebrune J. (2000) Vermeidung von Kaltrissen beim Unterpulverschweißen von hochfesten Feinkornbaustählen der Qualität S890QL und S960QL. *Shaker, Herzogenrath*
- [18] Selle H., Fricke W. (2005) Festigkeitsgesichtspunkte beim Einsatz von hochfestem Stahl in der Schiffskonstruktion. *DVS-Berichte - 236*
- [19] Eisenhüttenleute Verein Deutscher (1993) *Stahl-Eisen-Werkstoffblatt SEW 088, Schweißgeeignete Feinkornbaustähle, Richtlinien für die Verarbeitung besonders für das Schmelzschweißen*. Verlag Stahleisen
- [20] Merkblatt DVS (1984) *Metall-Schutzgasschweißen von Feinkornbaustählen*. Deutscher Verlag für Schweißtechnik - 0916
- [21] Bauné E., Chovet C., Leduey B., Bonnet C., Starck S., Bertoni A. Consumables for welding of (very) high strength steels - mechanical properties of weldments in as-deposited and stress-relieved applications. - II-1596-06/II-C-315-05
- [22] Svensson L. E. (1999) Consumables for welding high strength steels. *Svetsaren* 54:29-33
- [23] van der Mee V. J. H. M., Jansen H., Kalfsbeek B., van Ettger P. (2007) Consumables and practices for welding high strength steels. *Welding in the World* 51:271

- [24] Enzinger N., Cerjak H. (2007) Characterisation of Cracks in High Strength Steel Weldments. *Welding in the World* 51:29-33
- [25] Eliaz N., Shachar A., Tal B., Eliezer D. (2002) Characteristics of hydrogen embrittlement, stress corrosion cracking and tempered martensite embrittlement in high-strength steels. *Engineering failure analysis* 9:167-184
- [26] Mikula J. (1994) The role of hydrogen in the initiation of cold cracking (Part I). *Welding International* 8:761-765
- [27] Mikula J. (1994) The role of hydrogen in the initiation of cold cracking (Part II). *Welding International* 8:851-855
- [28] Mente T., Steppan E., Böllinghaus T. (2012) Numerical simulation of hydrogen assisted cold cracking in welded joints of High strength structural steels. *IIW Annual Assembly*,
- [29] Akihiko O., Naoyuki S., Yoshio M., Kazuo H., Teruyoshi N. (1999) Superior fatigue crack growth properties in newly developed weld metal. *International Journal of Fatigue* 21:113-118
- [30] Ohta A., Suzuki N., Maeda Y. (1997) Effective means for improving the fatigue strengths of welded structures. *International Journal of Fatigue* 10:725
- [31] Ohta A., Suzuki N., Maeda Y. (1994) Means for Producing High Strength Weldments against Fatigue Loading. *Quarterly Journal of the Japan Welding Society* 12:440-444
- [32] Ota A., Maeda Y., Suzuki N., Watanabe O., Kubo T., Katsuoka K. (2002) Fatigue strength improvement of box welds using low transformation temperature welding material. Tripled fatigue strength by post weld heat treatment. *Welding International* 16:44-47
- [33] Zenitani S., Nishimura T., Hayakawa N., Hiraoka K. (2006) Atmospheric Corrosion Behavior of High Strength Steel Weld Joints Formed by Low Transformation-Temperature Welding Consumables. *Quarterly journal of the Japan Welding Society* 24:291-298
- [34] DuPont J. N., Marder A. R. (1996) Dilution in single pass arc welds. *Metallurgical and Materials Transactions B* 27:481-489
- [35] Oliveira F. L. G., Andrade M. S., Cota A. B. (2007) Kinetics of austenite formation during continuous heating in a low carbon steel. *Materials Characterization* 58:256-261
- [36] Mioković T., Schwarzer J., Schulze V., Vöhringer O., Löhe D. (2004) Description of short time phase transformations during the heating of steels based on high-rate experimental data. *Journal de Physique IV (Proceedings)*, 120:591-598
- [37] Gnirss H. (1973) Beitrag zur Ermittlung der Schweißseignung höherfester, niedriglegierter Feinkornbaustähle: Simulation von Temperaturzyklen. Dissertation, TU-Braunschweig
- [38] Ikawa H., Oshige H., Noi S. (1977) Austenite grain growth of steel in weld-heat affected zone. *Transactions of the Japan Welding Society* 8:132-137
- [39] Karthik V., Laha K., Kasiviswanathan K. V., Raj B. (2002) Determination of Gradients in Mechanical Properties of 2.25 Cr-1Mo Weldments Using Shear-Punch Tests. *Welding Journal* 81:265-272
- [40] Kopp R., De Souza M. M., Rogall C. M. (1988) Influence of Flow Stress Accuracy on the Results of Metal Forming Processes. *Steel Research International* 59:25-30
- [41] Ossenbrink R. (2009) Thermomechanische Schweißsimulation unter Berücksichtigung von Gefügeumwandlungen. Dissertation, TU-Cottbus
- [42] Berkhout C. F., van Lent P. H. (1968) Anwendung von Spitzentemperatur-Abkühlzeit (STAZ)-Schaubildern beim Schweißen hochfester Stähle. *Schweißen und Schneiden* 20:256-260
- [43] Lee S. J., Park J. S., Lee Y. K. (2008) Effect of austenite grain size on the transformation kinetics of upper and lower bainite in a low-alloy steel. *Scripta Materialia* 59:87-90
- [44] Lee S. J., Lee Y. K. (2005) Effect of austenite grain size on martensitic transformation of a low alloy steel. *Materials science forum*, 475:3169-3172
- [45] a de Andrés C., Caballero F. G., Capdevila C., Álvarez L. F. (2002) Application of dilatometric analysis to the study of solid–solid phase transformations in steels. *Materials Characterization* 48:101-111

- [46] P. Seyffarth (1992) Atlas Schweiß-ZTU-Schaubilder. Dt. Verlag für Schweißtechnik, DVS-Verlag, Düsseldorf
- [47] Seyffarth P., Scharff A. (1998) Möglichkeiten zur Vorkalkulation von Gütewerten und Prozessdaten. Der Praktiker 50:388-393
- [48] Macherauch E., Wohlfahrt H., Wolfstieg U. (1973) Zur zweckmäßigen Definition von Eigenspannungen. Härtereitechnische Mitteilungen 28:201-211
- [49] Wohlfahrt H., Macherauch E. (1977) Die Ursachen des Schweiß-Eigenspannungszustandes. Materialprüfung 19:271-280
- [50] Satoh K., Matsui S. (1967) Reaction stress and weld cracking under hindered contraction. Tech. Rep. Osaka Univ. - 783
- [51] Satoh K., Ueda Y., Matsui S., Natsume M., Terasaki T., Fukuda K., Tsuji M. (1977) Japanese studies on structural restraint severity in relation to weld cracking. Welding in the World 15:155-189
- [52] Kannengiesser T. (2000) Untersuchungen zur Entstehung schweißbedingter Spannungen und Verformungen bei variablen Einspannbedingungen im Bauteilschweißversuch. Dissertation, TU-Magdeburg
- [53] Neuhaus M. (2005) Zum Einfluss der Schrumpfbegrenzung auf das thermomechanische Verhalten geschweißter Bauteile. Shaker, Herzogenrath
- [54] Nitschke-Pagel T., Wohlfahrt H. (2001) Eigenspannungen und Schwingfestigkeit von Schweißverbindungen-eine Bewertung des Kenntnisstandes. Härtereitechnische Mitteilungen 56:304-313
- [55] Karlsson L. (1986) Thermal stresses in welding. Thermal Stresses I:299-389
- [56] Bühler H., Scheil E. (1933) Zusammenwirken von Wärme- und Umwandlungsspannungen in abgeschreckten Stählen. Steel research international 6:283-288
- [57] Wohlfahrt H., Macherauch E. (1986) Die Bedeutung der Austenitumwandlung für die Eigenspannungsentstehung beim Schweißen. Härtereitechnische Mitteilungen 41:248-257
- [58] Heeschen J., Nitschke T., Theiner W. A. (1988) Schweiß-Eigenspannungen - Grundlagen, Bedeutung und Auswirkung in geschweißten Bauwerken. DVS-Berichte - 112
- [59] Wohlfahrt H., Nitschke-Pagel T., Kaßner M. (1997) Schweißbedingte Eigenspannungsentstehung und Erfassung, Auswirkung und Bewertung. DVS Berichte 187:6-13
- [60] Jones W. K. C., Alberry P. J. (1977) A Model for stress accumulation in steels during welding. Residual Stresses in Welded Construction and Their Effects, 1:15-26
- [61] Kromm A. (2011) Umwandlungsverhalten und Eigenspannungen beim Schweißen neuartiger LTT-Zusatzwerkstoffe. Dissertation, OVGU-Magdeburg
- [62] Tiemann H. P. (1919) Iron and Steel (a Pocket Encyclopedia): Including Allied Industries and Sciences. McGraw-Hill, New York
- [63] Wassermann G. (1937) Untersuchungen an einer Eisen-Nickel-Legierung über die Verformbarkeit während der γ - α -Umwandlung. Steel Research International 10:321-325
- [64] Mitter W. (1987) Umwandlungsplastizität und ihre Berücksichtigung bei der Berechnung von Eigenspannungen. Borntraeger, Berlin
- [65] Leblond J. B., Devaux J., Devaux J. C. (1989) Mathematical Modelling of Transformation Plasticity in Steels I: Case of ideal-plastic phases. International Journal of Plasticity 5:551-572
- [66] Leblond J. B. (1989) Mathematical Modelling of Transformation Plasticity in Steels II: Coupling with strain hardening phenomena. International Journal of Plasticity 5:573-591
- [67] Greenwood G. W., Johnson R. H. (1965) The deformation of metals under small stresses during phase transformations. Proceedings of the Royal Society of London. Series A. Mathematical and Physical Sciences 283:403-422
- [68] Magee C. L., Paxton H. W. (1966) Transformation Kinetics, Microplasticity and Aging of Martensite in Fe-31Ni. Carnegie Inst. of Technology, Pittsburgh

- [69] Radaj D. (2002) Eigenspannungen und Verzug beim Schweißen: Rechen- und Messverfahren, Fachbuchreihe Schweißtechnik, Band 143. DVS-Verlag, Düsseldorf
- [70] Lindgren L. E. (2001) Simulation of multipass welding with simultaneous computation of material properties. *Journal of Engineering Materials and Technology* 123:106-111
- [71] Besserdich G., Scholtes B., Müller H., Macherauch E. (1994) Consequences of transformation plasticity on the development of residual stresses and distortions during martensitic hardening of SAE4140 steel cylinders. *Steel Research International* 65:41-46
- [72] Ossenbrink R., Brand M., Michailov V. G. (2003) Numerische Simulation der Eigenspannungen und des Bauteilverzugs beim Schweißen mit Berücksichtigung des Umwandlungsverhaltens. Große Schweißtechnische Tagung, Schweißen und Schneiden, 225:279-283
- [73] Ossenbrink R. (2009) Thermomechanische Schweißsimulation unter Berücksichtigung von Gefügeumwandlungen. *Berichte des Lehrstuhls Füge- und Schweißtechnik der BTU Cottbus-Senftenberg* - 2
- [74] Carmet A., Debiez S., Devaux J., Pont D., Leblond J. B. (1989) Experimental and numerical study of residual stresses and strains in an electron-beam-welded joint. *International Conference on Residual Stresses*, 491-496
- [75] Karlsson L. (1993) Thermomechanical finite element models for calculation of residual stresses due to welding. DGM Informationsgesellschaft Verlag, Frankfurt
- [76] Alberg H., Berglund D. (2003) Comparison of plastic, viscoplastic, and creep models when modelling welding and stress relief heat treatment. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 192:5189-5208
- [77] Deng D., Murakawa H. (2013) Influence of transformation induced plasticity on simulated results of welding residual stress in low temperature transformation steel. *Computational Materials Science* 78:55-62
- [78] Neubert S., Pittner A., Rethmeier M. (2016) Numerical sensitivity analysis of TRIP-parameter K on weld residual stresses for steel S355J2+N. *Journal of Thermal Stresses* 39:201-219
- [79] Kasuya T., Hamamura R., Murakawa H., Inoue H., Kakeshita T. (2014) Martensite transformation of a Cr-Ni type weld metal and its application to analysis of welded joints. *Welding in the World* 58:477-489
- [80] Carslaw H. S., C. Jaeger J. (1959) *Conduction of Heat in Solids*. Oxford University Press, Cambridge
- [81] Rykalin N. N. (1952) *Die Wärme Grundlagen des Schweißvorganges*. Verlag Technik, Berlin
- [82] Rosenthal D. (1946) The Theory of Moving Sources of Heat and its Application to Metal Treatments. *Transactions of the ASME* 68:849-866
- [83] Rosenthal D. (1941) Mathematical Theory of Heat Distribution During Welding and Cutting. *Welding Journal* 20:220-234
- [84] Ferro P., Bonollo F., Tiziani A., Magnabosco I. (2004) A Review of Welding Process Numerical Simulation: Methodologies and Experimental Validations. 2nd International Conference and Exhibition on New Developments in Metallurgical Process Technology, 19-21
- [85] Mazumder J., Mohanty P. S., Kar A. (1996) Mathematical Modelling of Laser Materials Processing. *International Journal of Materials and Product Technology* 11:193-252
- [86] Bailey C. (1999) Discretisation Procedures for Multi-Physics Phenomena. *Computational and Applied Mathematics* 103:3-17
- [87] Karkhin V. A., Homich P. N., Michailov V. G. (2007) Models for volume heat sources and functional-analytical technique for calculating the temperature fields in butt welding, in *Mathematical Modelling of Weld Phenomena 8*, Verlag der Technischen Universität Graz, Graz, 819-834
- [88] Goldak J., Chakravarti A., Bibby M. (1984) A New Finite Element Modell for Welding Heat Sources. *Metallurgical Transactions B-Process Metallurgy* 15:299-305

- [89] Janssens K., Frans G., Raabe D., Nestler B., Kozeschnik E., Miodownik M. A. (2007) *Computational Materials Engineering: An Introduction to Microstructure Evolution*. Elsevier Academic Press, Amsterdam
- [90] Grong O. (1997) *Metallurgical Modelling of Welding*. The Institute of Materials, London, UK
- [91] Babu S. S. (2009) Thermodynamic and Kinetic Models for Describing Microstructure Evolution During Joining of Metals and Alloys. *International Materials Reviews* 54:333-367
- [92] Leblond J. B., Pont D., Devaux J., Bru D., Bergheau J. M. (1997) Metallurgical and Mechanical Consequences of Phase Transformations in Numerical Simulation of Welding Processes. *Modelling In Welding, Hot Powder Forming and Casting*, 61-81
- [93] Leblond J. B., Devaux J. (1984) A new kinetic model for anisothermal metallurgical transformations in steels including effect of austenite grain size. *Acta Metallurgica* 32:137-146
- [94] Koistinen D. P., Marburger R. E. (1959) A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels. *Acta Metallurgica* 7:59-60
- [95] Yang H. S., Bhadeshia H. K. D. H. (2009) Austenite grain size and the martensite-start temperature. *Scripta Materialia* 60:493-495
- [96] Lindgren L. E. (2002) Modelling for residual stresses and deformations due to welding" knowing what isn't necessary to know", in *Mathematical Modelling of Weld Phenomena 6*, Maney Publishing, London, 491-518
- [97] Goldak J. A., Akhlaghi M. (2005) Computer simulation of welding processes, in *Computational Welding Mechanics*, Springer-Verlag, Berlin-Heidelberg, 16-69
- [98] Bergheau J. M., Vincent Y., Leblond J. B., Jullien J. F. (2004) Viscoplastic behaviour of steels during welding. *Science and technology of welding and joining* 9:323-330
- [99] Bru D., Devaux J., Bergheau J. M., Pont D. (1997) Influence of material properties at high temperatures on the modeling of welding residual stress and deformation state, in *Mathematical Modelling of Weld Phenomena 3*, Verlag der Technischen Universität Graz, Graz, 456-463
- [100] Schwenk C. (2007) FE-Simulation des Schweißverzugs laserstrahlgeschweißter dünner Bleche: Sensitivitätsanalyse durch Variation der Werkstoffkennwerte. Dissertation, TU-Berlin
- [101] Loose T., Sakkittibutra J., Wohlfahrt H. (2010) New 3D-calculations of residual stresses consistent with measured results of the IIW Round Robin Programme, in *Mathematical Modelling of Welding Phenomena 9*, Verlag der Technischen Universität Graz, Graz, 369-390
- [102] Doynov N., Ossenbrink R., Schmidt J., Michailov V. G. (2007) Utilization of weld pool models in thermal-mechanical simulations, in *Mathematical Modelling of Weld Phenomena 8*, Verlag der Technischen Universität, Graz, 925-938
- [103] Prager W. (1949) Recent Developments in the Mathematical Theory of Plasticity. *Journal of Applied Physics* 20:235-241
- [104] Diekmann U. (2012) Calculation of steel data using JMatPro. *COMAT2012* 21:11-16
- [105] Lin Y. C., Chen X. M. (2011) A critical review of experimental results and constitutive descriptions for metals and alloys in hot working. *Materials & Design* 32:1733-1759
- [106] Voss Olaf (2001) Untersuchung relevanter Einflußgrößen auf die numerische Schweißsimulation. Dissertation, TU-Braunschweig
- [107] Nippes E. F., Savage W. F. (1949) Development of Specimen Simulating Weld Heat-Affected Zones. *Welding Journal* 28:534-545
- [108] Nippes E. F., Savage W. F., Bastian B. J., Mason H. F., Curran R. M. (1955) An Investigation of the Hot Ductility of High Temperature Alloys. *Welding Journal* 34:183-196
- [109] Peil U., Wichers M. (2004) Schweißen unter Betriebsbeanspruchung-Werkstoffkennwerte für einen S 355 J2G3 unter Temperaturen bis 1200° C. *Stahlbau* 73:400-415
- [110] Mikami Y., Mochizuki M., Toyoda M., Morikage Y. (2007) 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* 21:547-560

- [111] Tabatchikov A. S., Pryakhin A. V., Barmin L. N. (1985) Effect of alloying elements on thermal stress relaxation in filler metal. *Metal Science and Heat Treatment* 27:778-781
- [112] Steven W., Haynes A. G. (1956) The temperature of formation of martensite and bainite in low-alloy steels. *Journal of the Iron and Steel Institute* 183:349-359
- [113] Murata H., Kato N., Tamura H. (1993) Effect of Transformation on Residual Stress in Welding-Stress Releasement by Transformation Superplasticity (Part 2). *Quarterly Journal of the Japan Welding Society* 11:25-31
- [114] Murata H., Kato N., Tamura H. (1993) Effect of Transformation on Residual Stress in Welding-Stress Releasement by Transformation Superplasticity (Part 5). *Quarterly Journal of the Japan Welding Society* 11:545-550
- [115] Wenxian W., Lixing H., Yufeng Z., Dongpo W., Hongyang J. (2002) New developed welding electrode for improving the fatigue strength of welded joints. *Journal of Materials Science and Technology* 18:527-531
- [116] Karlsson L., Mráz L., Bhadeshia H. K. D. H., Shirzadi A. A. (2010) Comparison of alloying concepts for Low Transformation Temperature (LTT) welding consumables. *Biuletyn Instytutu Spawalnictwa* 54:33-39
- [117] Kromm A., Kannengiesser T. (2011) Characterizing Phase Transformations of different LTT alloys and their effect on Residual Stresses and Cold Cracking. *Welding in the World* 55:48-56
- [118] Kannengiesser T., Boellinghaus T. (2013) Cold cracking tests-an overview of present technologies and applications. *Welding in the World* 57:3-37
- [119] Mráz L., Karlsson L., Mikula P., Vrana M. (2008) Stress build-up and residual stress distribution in high strength steel welds. *IIW-Doc., II-1692-08:1-16*
- [120] Ramjaun T. I., Stone H. J., Karlsson L., Kelleher J., Ooi S. W., Dalaei K., J. Rebelo K., Bhadeshia H. K. D. H. (2014) Effects of dilution and baseplate strength on stress distributions in multipass welds deposited using low transformation temperature filler alloys. *Science and Technology of Welding and Joining* 19:461-467
- [121] Shirzadi A. A., Bhadeshia H. K. D. H., Karlsson L., Withers P. J. (2009) Stainless steel weld metal designed to mitigate residual stresses. *Science and technology of welding and joining* 14:559-565
- [122] Thomas S. H., Liu S. (2014) Analysis of low transformation temperature welding (LTTW) consumables: Distortion control and evolution of stresses. *Science and Technology of Welding and Joining* 19:392-401
- [123] Thomas S. (2007) Analysis of low transformation temperature welding (LTTW) consumables: Distortion control and evolution of residual stresses. *Dissertation, Colorado School of Mines*
- [124] Nakashima Y., Kumon Y., Inose K., Nakanishi Y., Morikage Y., Kubo T., Amano K., Mikami Y., Mochizuki M. (2005) Welding Distortion Behavior of Steel Welds with Low-temperature Transformation Welding Wire. *IIW-Doc XV-1196-05*
- [125] Hidekazu M., Miloslav B., Adan V., Sherif R. (2008) Effect of phase transformation onset temperature on residual stress in welded thin steel plates. *Transactions of Journal of Welding Research Institute* 37:75-80
- [126] Mikami Y., Mochizuki M., Toyoda M. (2007) In-process control of weld distortion by using phase transformation effects, in *Mathematical Modelling of Weld Phenomena 8*, Verlag der Technischen Universität Graz, Graz, 981-1001
- [127] Mikami Y., Mochizuki M., Toyoda M. (2007) Effect of Heat Input Condition on Reduction of Angular Distortion by Transformation Expansion of Weld Metals-Welding Distortion Control by Transformation Expansion of Weld Metals (Report 3). *Quarterly Journal of the Japan Welding Society* 25:68-73
- [128] Böllinghaus T. (1999) Wasserstoffunterstützte Schäden in metallischen Strukturwerkstoffen. *Dissertation, Universität der Bundeswehr*
- [129] Oriani R. A. (1978) Hydrogen Embrittlement of Steels. *Annual Review of Materials Science* 8:327-357

- [130] Pressouyre G. M. (1979) A Classification of Hydrogen Traps in Steel. Metallurgical Transactions A 10:1571-1573
- [131] Piekarski S (2005) Stress-assisted diffusion and the modified Fick law. Journal of Technical Physics 46:3-7
- [132] Shiga C. (2000) Systematic approach to solution of welding problems in STX21 project: aiming for remarkable advances in welded joints. Science and Technology of Welding and Joining 5:356-364
- [133] Zenitani S., Hayakawa N., Yamamoto J., Hiraoka K., Morikage Y., Kubo T., Yasuda K., Amano K. (2007) Development of New Low Transformation Temperature Welding Consumable to Prevent Cold Cracking in High Strength Steel Welds. Science and Technology of Welding and Joining 12:516-522
- [134] Hayakawa N, Zenitani S, Yamamoto J, Nakamura T, Hiraoka K, Morikage Y, Kubo T, Yasuda K (2004) Applicability of Low Transformation-Temperature Welding Consumables to High Strength Welded Joint. Welding Research 50:21-27
- [135] Kannengiesser T., Rethmeier M., Portella P. D., Ewert U., Redmer B. (2011) Assessment of hot cracking behaviour in welds. International Journal of Materials Research 102:1001-1006
- [136] Wolf M., Kannengiesser T. (2005) DVM Bericht. - 641
- [137] Beckmann J., Rehmer B., Finn M., Glaubitz S. (2006) Bestimmung der elastischen Eigenschaften von Festkörpern-Teil 1. Materials Testing 48:274-281
- [138] Neubert S., Pittner A., Rethmeier M. (2016) Experimental determination of TRIP-parameter K for mild-and high-strength low-alloy steels and a super martensitic filler material. SpringerPlus 5:1-16
- [139] Neubert S., Pittner A., Rethmeier M. (2018) Strain-rate controlled Gleeble-experiments to determine the stress-strain behaviour of the HSLA steel S960QL. (geplant für: *Material Science - BAM*)
- [140] Macherauch E., Müller P. (1961) Das $\sin^2\psi$ -Verfahren der röntgenographischen Spannungsmessung. Zeitschrift für angewandte Physik 13:305-312
- [141] Boin M., Wimpory R. C., Randau C. (2014) Improving Beamtime Efficiency for Residual Stress Neutron Experiments. Materials Science Forum, 777:7-11
- [142] Wimpory R. C., Mikula P., Šaroun J., Poeste T., Li J., Hofmann M., Schneider R. (2008) Efficiency boost of the materials science diffractometer E3 at BENSC: One order of magnitude due to a horizontally and vertically focusing monochromator. Neutron News 19:16-19
- [143] Neubert S., Pittner A., Rethmeier M. (2018) Completion of neutron measurements using numerical weld simulation. (geplant für: *Experimental Mechanics - Springer*)
- [144] Aramis GOM, Theory and user manual, 2006
- [145] Lindgren L. E., Hedblom E. (2001) Modelling of addition of filler material in large deformation analysis of multipass welding. Communications in Numerical Methods in Engineering 17:647-657
- [146] Heinze C., Schwenk C., Rethmeier M. (2012) The effect of tack welding on numerically calculated welding-induced distortion. Journal of Materials Processing Technology 212:308-314
- [147] Peil U., Wichers M. (2005) Schweißen unter Betriebsbeanspruchung-Numerische und experimentelle Bestimmung des Temperaturfeldes beim Schweißen. Stahlbau 74:843-851
- [148] Babu S., Bhadeshia H. K. D. H., Svensson L. E. (1991) Crystallographic texture and the austenite grain structure of low-alloy steel weld deposits. Journal of Materials Science Letters 10:142-144