

Bauhaus-Universität Weimar
Fakultät Bauingenieurwesen
Institut für Konstruktiven Ingenieurbau
Professur Stahlbau

Numerische Schweißsimulation
Bestimmung von Temperatur, Gefüge und Eigenspannung an
Schweißverbindungen aus Stahl- und Glaswerkstoffen

Von der Fakultät für Bauingenieurwesen
der Bauhaus-Universität Weimar

zur Erlangung des
akademischen Grades
Doktor-Ingenieur (Dr.-Ing.)
genehmigte

DISSERTATION

von
Dipl.-Ing. Jörg Hildebrand
aus Gräfenroda

Tag der Verteidigung: 15.12.2008

Hauptreferent: Prof. Dr.-Ing. habil. Frank Werner
Korreferent: Prof. Dr.-Ing. Ulrike Kuhlmann
Prof. Dr.-Ing. habil. Günter-Köhler

Weimar 2008

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter an Professur Stahlbau der Bauhaus-Universität Weimar. Teile der durchgeführten Untersuchungen wurden durch die Arbeitsgemeinschaft industrieller Forschungsvereinigungen und durch den Freistaat Thüringen gefördert, wofür ich zu danken habe.

Meinem Mentor und Doktorvater, Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Frank Werner, danke ich sehr herzlich für seine wohlwollende Förderung, seine bereitwillige Unterstützung, das mir entgegengebrachte Vertrauen in meine Person, die vielen anregenden Diskussionen und seine Betreuung dieser Arbeit.

Ebenso danke ich Frau Prof. Dr.-Ing. Ulrike Kuhlmann vom Institut für Konstruktion und Entwurf, Universität Stuttgart, sowie Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Günter Köhler vom Günter-Köhler-Institut für Fügetechnik und Werkstoffprüfung GmbH, Jena, für die Betreuung und ihre Funktion als Gutachter. Sie alle haben durch ihre Mithilfe maßgeblich zum erfolgreichen Abschluss dieser Arbeit beigetragen.

Für die sehr gute Zusammenarbeit danke ich den Mitarbeitern des Günter-Köhler-Instituts für Fügetechnik und Werkstoffprüfung GmbH in Jena. Herrn Dr.-Ing. Hartmut Müller, Leiter der Abteilung Strahltechnik am Günter-Köhler-Institut für Fügetechnik und Werkstoffprüfung GmbH in Jena, gebührt mein Dank für die vielen anregenden Diskussionen und freundliche Unterstützung bei Durchführung der Versuche. Herrn Dr.-Ing. Heinz Heinemann, der leider nach schwerer Krankheit verstorben ist, bleibt mir voller Dankbarkeit durch seine sachkundigen Anregungen und die unermüdliche Geduld bei der Beantwortung meiner Fragen in Erinnerung.

Den Mitarbeitern der Versuchstechnischen Einrichtung an der Bauhaus-Universität Weimar gilt für die sehr gute Zusammenarbeit, konstruktive und freundliche Unterstützung bei der Durchführung der Versuche besonderer Dank.

Ebenfalls bedanke ich mich bei allen Mitarbeiterinnen und Mitarbeitern der Professur Stahlbau für die vielfältige Unterstützung und Hilfe. Mein besonderer Dank gilt Herrn Dr.-Ing. Lutz Scheider für die Fachgespräche, Diskussionen und vielen Anregungen, die zum Gelingen der Arbeit beigetragen haben. Für das unermüdliche und persönliche Engagement sei Frau Idna Wudtke, Frau Katrin Zimmerer, Herrn Michael Göbel, Herrn Holm Friedrich gedankt.

Weiterhin bedanke ich mich bei allen Studien- und Diplombearbeitern sowie den wissenschaftlichen Hilfskräften für ihre Hilfe bei der Durchführung und Auswertung von Versuchen.

Inhaltsverzeichnis

I	Nomenklatur	IV
II	Abbildungsverzeichnis	IV
III	Tabellenverzeichnis	IV
1	Einleitung.....	1
1.1	Allgemeines.....	1
1.2	Problemstellung und Motivation.....	2
1.3	Zielsetzung und Abgrenzung.....	4
1.4	Vorgehensweise.....	5
2	Stand der Kenntnisse	11
2.1	Allgemeines.....	11
2.2	Temperaturfeld und Gefüge.....	11
2.3	Eigenspannungen und Verzug.....	14
2.3.1	Entstehung.....	14
2.3.2	Einflussgrößen, Bedeutung und Bewertung.....	19
2.4	Numerische Schweißsimulation	22
2.4.1	Allgemeines.....	22
2.4.2	Temperaturfeld.....	24
2.4.3	Gefügeumwandlung	26
2.4.4	Härte.....	28
2.4.5	Eigenspannungen und Verzug.....	28
2.4.6	Diffusion von Gasen	31
2.4.7	Zusammenfassung.....	31
3	Grundlagen der numerischen Simulation	33
3.1	Allgemeines.....	33
3.2	Werkstoff.....	34
3.2.1	Feinkornbaustahl	34
3.2.2	Duplex-Stahl	38
3.2.3	Quarzglas.....	41
3.3	Schweißprozesse.....	43
3.3.1	Metall-Aktiv-Gas-(MAG)-Schweißen	43
3.3.2	Laserstrahlschweißen	44
3.4	Nachbehandlung.....	45
3.5	Temperaturfeldanalyse	46
3.5.1	Wärmeleitung.....	46
3.5.2	Wärmequellen	46
3.5.2.1	Metall-Aktiv-Gas-(MAG)-Schweißprozess.....	46
3.5.2.2	Laserstrahlschweißprozess	48
3.5.2.3	Bewegung der Wärmequellen.....	49
3.5.3	Wärmeabgabe.....	50
3.5.3.1	Konvektion	50
3.5.3.2	Strahlung.....	51
3.6	Gefügeumwandlung	52
3.6.1	Allgemeines.....	52
3.6.2	Aufheizprozess.....	52
3.6.2.1	Feinkornbaustahl.....	52
3.6.2.2	Duplex-Stahl.....	53
3.6.3	Abkühlprozess.....	53
3.6.3.1	Feinkornbaustahl.....	53
3.6.3.2	Duplex-Stahl.....	55

3.6.4	Mathematische Beschreibung	57
3.6.4.1	Leblond-Modell	57
3.6.4.2	Koistinen-Marburger-Modell	58
3.7	Härte	58
3.8	Strukturmechanische Analyse	59
3.8.1	Dehnungsansatz	59
3.8.2	Viskoelastizität	63
3.8.3	Mechanische Randbedingungen	64
3.9	Anforderungen an die FE-Methodik	65
4	Experiment und Simulation	67
4.1	Allgemeines	67
4.2	Experimentelle Untersuchungen	68
4.2.1	Einführung	68
4.2.2	Temperatur	68
4.2.2.1	Grundlagen	68
4.2.2.2	Strahlungsthermometer	69
4.2.2.3	Berührungsthermometer	70
4.2.3	Eigenspannungen	73
4.2.3.1	Grundlagen	73
4.2.3.2	Bohrlochverfahren	75
4.2.3.3	Röntgenstrahlverfahren	78
4.2.3.4	Spannungsoptische Verfahren	80
4.3	Schweißen von Feinkornbaustahl	81
4.3.1	Allgemeines	81
4.3.2	Untersuchung zu Teilaspekten	81
4.3.2.1	Allgemeines	81
4.3.2.2	Abkühlzeit $t_{8/5}$	82
4.3.2.2.1	Grundlagen	82
4.3.2.2.2	Stumpfstoßverbindungen	83
4.3.2.2.3	Kreuzstoßverbindungen	85
4.3.2.2.4	Zusammenfassung	87
4.3.2.3	Anlasseffekte	87
4.3.2.3.1	Grundlagen	87
4.3.2.3.2	Simulation	89
4.3.2.3.3	Auswirkung und Verifizierung	91
4.3.2.3.4	Zusammenfassung	95
4.3.2.4	Walzeigenspannungen	95
4.3.2.4.1	Grundlagen	95
4.3.2.4.2	Ausgangssituation	95
4.3.2.4.3	Simulation	98
4.3.2.4.4	Auswirkungen	102
4.3.2.4.5	Zusammenfassung	105
4.3.3	Stecklaschenverbindungen	106
4.3.3.1	Allgemeines	106
4.3.3.2	Experiment	106
4.3.3.2.1	Grundlagen	106
4.3.3.2.2	Temperatur	108
4.3.3.2.3	Eigenspannungen	109
4.3.3.3	Simulation	113
4.3.3.3.1	Grundlagen	113
4.3.3.3.2	Thermisches Verhalten	113
4.3.3.3.3	Einfluss der Vorwärmtemperatur	117
4.3.3.3.4	Mechanisches Verhalten	118
4.3.3.4	Zusammenfassung	122

4.3.4	Modifikation eines Eigenspannungszustandes	123
4.3.4.1	Trennen von Blechen	123
4.3.4.1.1	Allgemeines	123
4.3.4.1.2	Experiment	124
4.3.4.1.3	Simulation	126
4.3.4.1.4	Ausgangssituation für Parameteruntersuchungen	131
4.3.4.1.5	Grund- und Schweißzusatzwerkstoff	132
4.3.4.1.6	Ausgangsposition	137
4.3.4.1.7	Zusammenfassung	142
4.3.4.2	WIG-Nachbehandlung	143
4.3.4.2.1	Allgemeines	143
4.3.4.2.2	Experiment	143
4.3.4.2.3	Simulation	144
4.3.4.2.4	Steuerung des WIG-Nachbehandlungsprozesses	149
4.3.4.2.5	Zusammenfassung	150
4.3.5	Schweißen unter Krafeinwirkung	151
4.3.5.1	Allgemeines	151
4.3.5.2	Annahmen	152
4.3.5.3	Thermische Simulation	155
4.3.5.4	Mechanische Simulation	157
4.3.5.5	Ebener Dehnungszustand	158
4.3.5.6	Ebener Spannungszustand	161
4.3.5.7	Zusammenfassung	163
4.4	Grenztragfähigkeit von Schweißverbindungen hoch- und höchstfester Feinkornbaustähle	165
4.4.1	Einführung	165
4.4.2	Grundlagen	165
4.4.3	Tragfähigkeit von Stecklaschenverbindungen	166
4.4.4	Resümee	169
4.5	Schweißen von Duplex-Stahl und Quarzglas	170
4.5.1	Allgemeines	170
4.5.2	Duplex-Stahl	170
4.5.2.1	Allgemeines	170
4.5.2.2	Simulation	171
4.5.2.3	Zusammenfassung	177
4.5.3	Quarzglas	178
4.5.3.1	Allgemeines	178
4.5.3.2	Experiment	178
4.5.3.3	Simulation	179
4.5.3.4	Optimierung des Schweißprozesses	184
4.5.3.5	Messung der Eigenspannungen	188
4.5.3.6	Zusammenfassung	189
5	Zusammenfassung und Ausblick	190
5.1	Kurzfassung	190
5.2	Resümee	194
6	Literaturverzeichnis	196

I Nomenklatur

Lateinische Buchstaben

Formelzeichen	Einheit	Bedeutung
a	[mm]	Nahtdicke
a_i	[-]	Koeffizienten
a_i	[mm]	Abmessung in x-Richtung
A	[mm ²]	Fläche
A_B	[mm ²]	Bruchfläche
A_{c1}	[°C]	Temperatur am Beginn der Austenitisierung beim Aufheizen
A_{c3}	[°C]	Temperatur bei vollständigen Austenitisierung beim Aufheizen
A_{SLi}	[-]	Austenitgehalt in Schweißlage i
A_{WEZ}	[-]	Austenitgehalt in Wärmeeinflusszone
b	[mm]	Abmessung in y-Richtung
b	[mm]	Nahtbreite
c	[mm]	Abmessung in z-Richtung
c_p	[J/(kg·K)]	spezifische Wärmekapazität
C	[-]	Konstante
C	[-]	Proportionalitätsfaktor bei der kinematischen Verfestigung
d	[mm]	Durchmesser
dT/dt	[K/s]	Abkühlgeschwindigkeit
dT/dx	[K/mm]	Temperaturgradient
D_0	[mm]	Gitterebenenabstand
E	[J/m]	Streckenenergie
E	[N/mm ²]	Elastizitätsmodul
E_∞	[N/mm ²]	End-Elastizitätsmodul
E(t)	[N/mm ²]	zeitabhängiger Elastizitätsmodul
f	[Hz]	Frequenz
$f(\dot{T})$	[-]	Faktor zur Berücksichtigung der Abkühlgeschwindigkeit
f_0	[-]	Faktor
F	[N]	Kraft
ΔF	[N]	Kraftänderung
F_2	[-]	Nahtfaktor bei zweidimensionaler Wärmeleitung
F_3	[-]	Nahtfaktor bei dreidimensionaler Wärmeleitung
f^M	[-]	plastisches Potenzial
G	[N/mm ²]	Gleitmodul
h	[mm]	Höhe
h	[mm]	Nahtüberhöhung
HV	[HV]	Vickershärte
HV_B	[HV]	Vickershärte des Bainits
HV_F	[HV]	Vickershärte des Ferrits
HV_M	[HV]	Vickershärte des Martensits
I	[A]	Schweißstrom
I_0	[-]	Intensität des Röntgenstrahls
I_1	[-]	Intensität des reflektierten Röntgenstrahls
I_G	[A]	Grundstromstärke
I_p	[A]	Impulsstromstärke
K	[-]	Verfestigungsparameter bei isotroper Verfestigung
k	[mm]	Steghöhe
l	[mm]	Länge
l_E	[mm]	Elementkantenlänge

Formelzeichen	Einheit	Bedeutung
M_s	[°C]	Martensitstarttemperatur
n	[-]	Geometrieanpassungsfaktor
P	[W]	Leistung
q	[J/s]	Wärmestrom
q_{eff}	[J/s]	effektive Leistung
q_i	[J/s]	Leistung für Bereich i
Q	[J]	Wärmemenge
Q	[J/mol]	Aktivierungsenergie
Q_{eff}	[J/m]	effektive Streckenenergie
r	[mm]	Radius
R	[-]	Gaskonstante
R_L	[mm]	Laserstrahlradius
$R_{p0,2}$	[N/mm ²]	0,2%-Dehngrenze
s	[mm]	Abstand von Schweißnahtmitte
s	[mm]	Nahtbreite
s	[mm]	Wanddicke
s_{ij}	[N/mm ²]	Spannungstensor
S_y	[N/mm ²]	Bezugsspannung
t	[s]	Zeit
t	[mm]	Blechdicke
Δt	[s]	Zeitdifferenz, zeitlicher Abstand
t_0	[s]	Anfangszeit
$t_{8/5}$	[s]	Abkühlzeit zwischen $T = 800^\circ\text{C}$ und $T = 500^\circ\text{C}$
$t_{12/8}$	[s]	Abkühlzeit zwischen $T = 1200^\circ\text{C}$ und $T = 800^\circ\text{C}$
t_G	[s]	Impulspausenzeit
t_i	[s]	i -ter Zeitpunkt
t_p	[s]	Impulszeit
t_z	[s]	Zykluszeit
T	[°C]	Temperatur
T_0	[°C]	Ausgangstemperatur
T_0	[°C]	Umgebungstemperatur
T_0	[°C]	Vorwärmtemperatur
T_g	[°C]	Transformationstemperatur
T_{max}	[°C]	maximale Temperatur
u	[mm]	Verschiebung
Δu	[mm]	Verschiebungsänderung
U	[V]	Schweißspannung
v	[mm]	Schweißrichtung
v_R	[mm/s]	Abkühlgeschwindigkeit
v_s	[mm/s]	Schweißgeschwindigkeit
v_T	[K/s]	Aufheizgeschwindigkeit
ΔV_u	[mm ³]	Volumenänderung
x	[mm]	Ortskoordinate in x -Richtung
y	[mm]	Ortskoordinate in y -Richtung
\tilde{y}	[-]	normierte Größe der Blechdicke
y_A	[-]	Austenitanteil
\dot{y}_A	[1/s]	zeitliche Veränderung des Austenitanteils
$y_{\text{angel.B}}$	[-]	Bainitanteil – angelassen
$y_{\text{angel.M}}$	[-]	Martensitanteil – angelassen
y_B	[-]	Bainitanteil
$y_{ei}(T)$	[-]	Gleichgewichtszustand der Phase i
y_F	[-]	Ferritanteil

Formelzeichen	Einheit	Bedeutung
\dot{y}_F	[1/s]	zeitliche Veränderung des Austenitanteils
y_i	[-]	Anteile der Phase i
y_i	[-]	Phasen- / Gefügeanteil
y_M	[-]	Martensitanteil
y_P	[-]	Perlitanteil
Y_S	[mm]	Abstand von Schweißnahtübergang
z	[mm]	Tiefe
z	[mm]	Ortskoordinate in z-Richtung

Griechische Buchstaben

Formelzeichen	Einheit	Bedeutung
α	[1/K]	Wärmeausdehnungskoeffizient
α	[-]	alpha-Phase
α	[°]	Winkel
α	[-]	Umwandlungskonstante beim Koistinen-Marburger-Modell
α_0	[°]	Einstrahlwinkel
α_K	[W/m ² ·K]	Wärmeübergangskoeffizient (Konvektion)
α_S	[W/m ² ·K]	Wärmeübergangskoeffizient (Strahlung)
β	[1/m]	Absorptionskoeffizienten
δ	[-]	delta-Phase
ε	[-]	Emissionskoeffizient
$\Delta\varepsilon$	[-]	Dehnungsänderung
$\dot{\varepsilon}$	[1/s]	Dehngeschwindigkeit
$\dot{\varepsilon}_e$	[N/(mm·s)]	zeitliche Änderung der elastischen Dehnung
$\dot{\varepsilon}_v$	[N/(mm·s)]	zeitliche Änderung der viskosen Dehnung
ε_a	[-]	Anfangsdehnung
ε_{el}	[-]	elastische Dehnung
ε_{kr}	[-]	Kriechdehnung
ε_p	[-]	plastische Dehnung
ε_{pl}	[-]	plastische Dehnung
ε_{th}	[-]	thermische Dehnung
$\Delta\varepsilon_{\gamma \rightarrow \alpha}^{th}$	[-]	thermische Dehnungsdifferenz zwischen gamma- und alpha-Phase
ε_{um}	[-]	umwandlungsbedingte Dehnung
ε_{ump}	[-]	plastisch umwandlungsbedingte Dehnung
ε_V	[-]	Vergleichsdehnung
ε_V	[-]	viskose Dehnung
ε_x	[-]	Dehnung in x-Richtung
ε_y	[-]	Dehnung in y-Richtung
ε_z	[-]	Dehnung in z-Richtung
γ	[-]	gamma-Phase
η	[Pa·s]	Viskosität
η_w	[-]	Wärmeübertragungswirkungsgrad
λ	[-]	problemabhängiger Multiplikator bei der Fließregel
λ	[W/(m·K)]	Wärmeleitfähigkeit
λ	[µm]	Wellenlänge
ν	[-]	Querkontraktionszahl

Formelzeichen	Einheit	Bedeutung
ρ	[kg/m ³]	Dichte
σ	[W/(m ² K ⁴)]	Stefan-Boltzmann-Konstante ($\sigma = 5,6698 \cdot 10^{-8}$ W/(m ² K ⁴))
σ	[N/mm ²]	Spannung
$\Delta\sigma_i$	[N/mm ²]	Spannungsänderung in i-Richtung
$\dot{\sigma}$	[N/(mm·s)]	zeitliche Änderung der Spannung
$\dot{\sigma}_{ve}$	[N/(mm·s)]	zeitliche Änderung der elastischen Spannung
σ_{∞}	[N/mm ²]	End-Spannung
σ_1	[N/mm ²]	erste Hauptspannung
σ_2	[N/mm ²]	zweite Hauptspannung
σ_F	[N/mm ²]	Fließspannung
σ_F^{γ}	[N/mm ²]	Fließspannung von Austenit
σ^I	[N/mm ²]	Eigenspannung I. Art
σ^i	[N/mm ²]	Spannungsanteile
$\sigma_{i,T0}$	[N/mm ²]	Spannung in Richtung i bei Ausgangstemperatur T0
σ^{II}	[N/mm ²]	Eigenspannung II. Art
σ^{III}	[N/mm ²]	Eigenspannung III. Art
σ_{i0}	[N/mm ²]	Eigenspannung in Richtung i
σ_L	[N/mm ²]	Spannung in Longitudinalrichtung
σ_{St}	[N/mm ²]	Streckgrenze
$\sigma_{St, \Delta T_{max}}$	[N/mm ²]	Warmstreckgrenze im Bereich der maximalen Temperaturdifferenz
$\sigma_{St, Tu}$	[N/mm ²]	Warmstreckgrenze im Temperaturbereich
σ_T	[N/mm ²]	Spannung in Transversalrichtung
σ_V	[N/mm ²]	Vergleichsspannung
σ_{ve}	[N/mm ²]	viskoelastische Spannung
σ_x	[N/mm ²]	Spannung in x-Richtung
σ_y	[N/mm ²]	Spannung in y-Richtung
σ_z	[N/mm ²]	Spannung in z-Richtung
$\tau (T)$	[s]	Verzögerungsdauer

Abkürzungen	Bedeutung
APDL	ANSYS Parametric Design Language
DMS	Dehnungsmessstreifen
EDZ	ebener Dehnungszustand
ESZ	ebener Spannungszustand
FDM	Finite-Differenzen-Methode
FE	Finite Elemente
FEM	Finite-Elemente-Methode
FN	Ferrit-Nummer
GW	Grundwerkstoff
ILB	Impulslichtbogen
Laser	Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation
LF	Lastfall
LSG2M	Laboratoire de Science et Genie des Materiaux Metalliques de Nancy
MAG	Metall-Aktiv-Gas
Mi	Messpunkt – Temperatur
MIG	Metall-Inert-Gas
MPi	Messpunkt – Spannung
N	Normalisieren
Pi	Punkt i

Abkürzungen	Bedeutung
Q	Härten und Anlassen
SIL	YSWELD Interface Language
SL	Schweißlage
SN	Schweißnaht
STAZ	Spitzentemperatur-Abkühlzeit
SZW	Schweißzusatzwerkstoff
TEM _{0i}	Modus i der Laserstrahlung
Ti	Teilbleche
TM	thermomechanisches Walzen
WEZ	Wärmeeinflusszone
WIG	Wolfram-Inert-Gas
WIGi	i-te WIG-Nachbehandlung
Z1	Zustand 1
Z2	Zustand 2
ZTA	Zeit-Temperatur-Austenistierung
ZTU	Zeit-Temperatur-Umwandlung

II Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1.1:	Schematische Darstellung der Vorgehensweise in der Arbeit.....	9
Abbildung 1.2:	Struktur des Abschnittes „Grundlagen der numerischen Simulation“ und der Verweis auf den Anhang	10
Abbildung 2.1:	Ursachen der werkstoff-, fertigungs- und beanspruchungsbedingten Eigenspannungen nach [DGM, 1980]	15
Abbildung 2.2:	Eigenspannungen in der Kristallitstruktur, beschränkt auf eine Spannungskomponente σ nach [RADAJ, 2002]	16
Abbildung 2.3:	Entstehung von makroskopischen Eigenspannungen infolge des Schweißprozesses nach [PASQ, 2001].....	17
Abbildung 2.4:	Entstehung des Querspannungsverlaufs längs einer Linie senkrecht zur Naht durch Überlagerung von Schrumpf-, Abschreck- und Umwandlungseigenspannungen nach [WIEW, 1990].....	18
Abbildung 2.5:	Wesentliche Einflussgrößen auf Schrumpf-, Abschreck- und Umwandlungseigenspannungen nach [VOß, 2001], [WIEW, 1990], [WOHL, 1977]	20
Abbildung 2.6:	Teilbereiche der Schweißsimulation nach [RADAJ, 2002]	23
Abbildung 3.1:	Dichte ρ , spezifische Wärmekapazität c_p , Wärmeleitfähigkeit λ von Ferrit, Bainit, Martensit und Austenit – Feinkornbaustahl.....	35
Abbildung 3.2:	0,2%-Dehngrenze $R_{p0,2}$ und Elastizitätsmodul E von Ferrit, Bainit, Martensit und Austenit – Feinkornbaustahl.....	36
Abbildung 3.3:	Verfestigungs-Dehnungs-Kurven von Ferrit – Feinkornbaustahl	36
Abbildung 3.4:	Verfestigungs-Dehnungs-Kurven von Bainit – Feinkornbaustahl	37
Abbildung 3.5:	Verfestigungs-Dehnungs-Kurven von Martensit – Feinkornbaustahl	37
Abbildung 3.6:	Thermische Dehnung ϵ_{th} von Ferrit und Austenit – Feinkornbaustahl.....	38
Abbildung 3.7:	Dichte ρ , spezifische Wärmekapazität c_p , Wärmeleitfähigkeit λ von Ferrit und Austenit – Duplex-Stahl	39
Abbildung 3.8:	0,2%-Dehngrenze $R_{p0,2}$ und Elastizitätsmodul E von Ferrit und Austenit – Duplex-Stahl.....	39
Abbildung 3.9:	Verfestigungs-Dehnungs-Kurven von Austenit und Ferrit – Duplex-Stahl	40
Abbildung 3.10:	Thermische Dehnung ϵ_{th} von Ferrit und Austenit – Duplex-Stahl	40
Abbildung 3.11:	Temperaturabhängige Dichte ρ , spezifische Wärmekapazität c_p , Wärmeleitfähigkeit λ von Quarzglas.....	41
Abbildung 3.12:	Elastizitätsmodul E und Querkontraktionszahl ν von Quarzglas	42
Abbildung 3.13:	Viskosität η von Quarzglas	42
Abbildung 3.14:	Strom-Zeit-Verhältnisse beim Impulslichtbogen als Rechteckimpuls	45
Abbildung 3.15:	Darstellung der Geometrie einer Wärmequelle	47
Abbildung 3.16:	Darstellung der Bewegung einer Wärmequelle.....	49
Abbildung 3.17:	Wärmeübergangskoeffizienten α_k nach [GIESE, 1993].....	51
Abbildung 3.18:	Schweiß-ZTU-Schaubild eines verschweißten Schweißzusatzwerkstoffes	54
Abbildung 3.19:	Darstellung von Möglichkeiten zur Ermittlung des Schweiß-ZTU-Schaubildes für Grundwerkstoff und Schweißgut bei Feinkornbaustählen.....	55
Abbildung 3.20:	Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild für Duplex-Stähle mit unterschiedlichem Stickstoffgehalt nach [DILT, 1999]	56
Abbildung 3.21:	Modell des viskoelastischen Festkörperverhaltens [CHRIST, 1982].....	63
Abbildung 3.22:	Beispiele für die Lagerung der Modelle	65
Abbildung 4.1:	Thermografieaufnahme eines Schweißprozesses	69
Abbildung 4.2:	Messeinrichtung zur Erfassung der Temperatur im Bereich der WEZ und des Grundwerkstoffes	71
Abbildung 4.3:	Anordnung der Messpunkte bei Temperaturmessung einer Stumpfstoßverbindung beim Laserstrahlschweißen.....	72

Abbildung 4.4:	Zeit-Temperatur-Kurve für verschiedene Messpunkte einer Stumpfstoßverbindung	72
Abbildung 4.5:	Verwendete Materialien für das Bohrlochverfahren	75
Abbildung 4.6:	Bohrvorrichtung – High-speed-drilling	76
Abbildung 4.7:	Messprinzip und Messgerät beim Röntgenstrahlverfahren	78
Abbildung 4.8:	Messung der Spannung in x-Richtung in Abhängigkeit von der Tiefe z bei einer dreilagigen Stumpfstoßverbindung aus Grundwerkstoff S690	79
Abbildung 4.9:	Gegenüberstellung von Mess- und Simulationsergebnissen einer dreilagigen Stumpfstoßverbindung aus Grundwerkstoff S960 und S355	79
Abbildung 4.10:	Messprinzip und Messgerät beim spannungsoptischen Verfahren	80
Abbildung 4.11:	Verteilung der Abkühlzeiten $t_{8/5}$ im Querschnitt von zwei Stumpfstoßen aus 10 mm dicken Blechen mit unterschiedlichen Stahlgüten	84
Abbildung 4.12:	Abkühlzeiten $t_{8/5}$ von Kehlnähten beim Kreuzstoß mit Blechdicke $t = 10$ mm – Grundwerkstoff S960QL und $t = 15$ mm – Grundwerkstoff S460ML	86
Abbildung 4.13:	Härteverlaufskurven bei zwei ausgewählten Kreuzstoßverbindungen mit unterschiedlichen Grundwerkstoffen und einlagigen Kehlnähten	88
Abbildung 4.14:	Aufheiz- und Abkühlgeschwindigkeit von zwei ausgewählten Punkten beim MAG-Schweißen einer Decklage eines Stumpfstoßes aus 10 mm dicken Blechen der Stahlgüte S960QL	89
Abbildung 4.15:	Härteverlaufskurve für den gekennzeichneten Pfad von Schweißnahtmitte zum Grundwerkstoff eines Stumpfstoßes aus 10 mm dicken Blechen der Stahlgüte S960QL	89
Abbildung 4.16:	Gefügeanteile in Abhängigkeit von Aufheizgeschwindigkeit und ausgewählten maximalen Temperaturen	90
Abbildung 4.17:	Gefügeanteile nach der dritten Schweißlage mit Berücksichtigung des Anlass-effektes bei zwei Stumpfstoßen aus 10 mm dicken Blechen mit unterschiedlichen Grundwerkstoffen	92
Abbildung 4.18:	Gegenüberstellung der Härteverläufe für den ausgewählten Pfad eines Stumpfstoßes aus 10 mm dicken Blechen der Stahlgüte S960QL	93
Abbildung 4.19:	Härteverläufe über den Querschnitt für zwei mehrlagige Stumpfstoße aus 10 mm dicken Blechen unterschiedlicher Stahlgüten nach der zweiten Schweißlage ...	93
Abbildung 4.20:	Gegenüberstellung der experimentell und numerisch ermittelten Härteverläufe für die Materialkombination M1 aus Grundwerkstoff S355ML und S460ML ...	94
Abbildung 4.21:	Gegenüberstellung der experimentell und numerisch ermittelten Härteverläufe für die Materialkombination M2 aus Grundwerkstoff: S355ML und S960QL ...	95
Abbildung 4.22:	Superpositionsprinzip der multiplen Spannungskomponenten eines Bleches [PAGL, 2006]	96
Abbildung 4.23:	Eigenspannungen σ_x und σ_y in gewalzten Blechen unterschiedlicher Stahlgüte	97
Abbildung 4.24:	Verhältnis Walzeigenspannungen zur 0,2%-Dehngrenze in Abhängigkeit der 0,2%-Dehngrenze bei gewalzten Blechen	98
Abbildung 4.25:	0,2%-Dehngrenze $R_{p0,2}$ und Elastizitätsmodul E für Stahl S355	99
Abbildung 4.26:	Diskretisierung des Geometriemodells und Angaben zur Parameterstudie für die Ermittlung von Walzeigenspannungen	100
Abbildung 4.27:	Zusammenhang zwischen Blechdicke, Blechbreite und Eigenspannung an der Oberfläche für den Punkt P1	100
Abbildung 4.28:	Zusammenhang zwischen Faktor f_0 und Anfangstemperatur T_0 in Abhängigkeit von der Blechdicke t und Blechbreite b	102
Abbildung 4.29:	Walzeigenspannungszustand für ein 5 mm dickes Blech der Stahlgüte S355 ..	103
Abbildung 4.30:	Eigenspannung σ_z für zwei Blech mit unterschiedlicher Blechdicke und jeweils einer Auftragsnaht	103
Abbildung 4.31:	Spannungen in x- und z-Richtung eines Bleches der Stahlgüte S355 in Abhängigkeit von Blechdicke und Walzeigenspannungen einer einlagigen Auftragsnaht	105
Abbildung 4.32:	Geometrie des Versuchskörpers	106

Abbildung 4.33:	Anordnung der Messpunkte für die Temperaturmessung der beiden Schweißnähte der Stecklaschenverbindung.....	108
Abbildung 4.34:	Temperatur-Zeit-Verläufe für ausgewählte Messpunkte der Schweißnaht 2 für die Stecklaschenverbindung 1-093.....	108
Abbildung 4.35:	Anordnung der Messpunkte für die Eigenspannungsmessung der beiden Schweißnähte der Stecklaschenverbindung.....	109
Abbildung 4.36:	Verläufe der Eigenspannungen für zwei Stecklaschenverbindungen.....	110
Abbildung 4.37:	Spannung in x-Richtung σ_x in Abhängigkeit der x-Richtung	111
Abbildung 4.38:	Spannung in y-Richtung σ_y in Abhängigkeit der x-Richtung	111
Abbildung 4.39:	Einfluss des Abstandes Y_s von der Kehlnaht auf Spannung in x-Richtung σ_x bei Stecklaschenverbindungen	112
Abbildung 4.40:	Einfluss der Schweißnahtreihenfolge auf die Spannung in x-Richtung σ_x bei Stecklaschenverbindungen	112
Abbildung 4.41:	Makroschliffbild und Diskretisierung des Geometriemodells.....	113
Abbildung 4.42:	Gemessene und berechnete Temperatur-Zeit-Kurven für die Schweißnaht SN1 der Stecklaschenverbindung 1-144.....	114
Abbildung 4.43:	Verteilung der Abkühlzeit $t_{8/5}$ für die Stecklaschenverbindung 1-144.....	114
Abbildung 4.44:	Bainit- und Martensitanteile bei Stecklaschenverbindungen	116
Abbildung 4.45:	Abkühlzeit $t_{8/5}$ und Martensitanteile für die Stecklaschenverbindung 1-051	117
Abbildung 4.46:	Eigenspannung in x-Richtung σ_x von ausgewählten Stecklaschenverbindungen	120
Abbildung 4.47:	Spannungsverlauf für zwei Pfade bei Schweißnaht SN2 der Stecklaschenverbindung 1-014.....	121
Abbildung 4.48:	Spannungsverlauf für zwei Pfade bei Schweißnaht SN1 der Stecklaschenverbindung 1-099.....	121
Abbildung 4.49:	Herausschneiden einer Probe mittels Wasserstrahlschneidanlage	124
Abbildung 4.50:	Dehnungs-Zeit-Kurven für zwei Trennschnitte bei zwei Stumpfstoßproben aus Grundwerkstoff S355ML	125
Abbildung 4.51:	Modell mit Geometrie des Ausgangsbleches und der Probe der Stumpfstoßverbindung aus Grundwerkstoff S690Q.....	125
Abbildung 4.52:	Dehnungs-Zeit-Kurve der vier Messpunkte für den Trennschnitt 1 der Stumpfstoßverbindung aus Grundwerkstoff S690Q.....	126
Abbildung 4.53:	Makroschliffbild und Diskretisierung des Querschnittes für die untersuchten Stumpfstoßverbindung	127
Abbildung 4.54:	Temperatur-Zeit-Kurven für verschiedene Abstände von Nahtmitte einer Stumpfstoßverbindung aus Grundwerkstoff S690Q und Schweißzusatzwerkstoff G69	127
Abbildung 4.55:	Dehnungsänderung in x-Richtung $\Delta\epsilon_x$ für eine Stumpfstoßverbindung aus Grundwerkstoff S355ML und Schweißzusatzwerkstoff G42.....	128
Abbildung 4.56:	Dehnungsänderung in x- und y-Richtung $\Delta\epsilon$ für eine Stumpfstoßverbindung aus Grundwerkstoff S690Q und Schweißzusatzwerkstoff G69.....	128
Abbildung 4.57:	Eigenspannungszustand in x- und y-Richtung für eine Probe aus einer Stumpfstoßverbindung aus Grundwerkstoff S690Q und Schweißzusatzwerkstoff G69	129
Abbildung 4.58:	Spannungen in x- und y-Richtung für eine Stumpfstoßverbindung aus Grundwerkstoff S690Q und Schweißzusatzwerkstoff G69.....	130
Abbildung 4.59:	Makroschliffbild und Diskretisierung des Querschnittes einer Stumpfstoßverbindung aus Grundwerkstoff S460M.....	131
Abbildung 4.60:	Spannung im Pfad 1 des Teilbleches T4 für Schweißnaht SN1 in Zustand 1 einer Stumpfstoßverbindung	133
Abbildung 4.61:	Spannung im Pfad 1 des Teilbleches T4 für Schweißnaht SN1 in Zustand 2 einer Stumpfstoßverbindung	133
Abbildung 4.62:	Spannungsdifferenz in y-Richtung $\Delta\sigma_y$ im Pfad 1 des Teilbleches T4 für Schweißnaht SN1 einer Stumpfstoßverbindung.....	134

Abbildung 4.63:	Spannung in x-Richtung σ_x im Pfad 1 des Teilbleches T4 für Schweißnaht SN1 in Zustand 1 einer Stumpfstoßverbindung.....	135
Abbildung 4.64:	Spannung in x-Richtung σ_x im Pfad 1 des Teilbleches T4 für Schweißnaht SN1 in Zustand 2 einer Stumpfstoßverbindung.....	135
Abbildung 4.65:	Spannungsdifferenz in x-Richtung $\Delta\sigma_x$ im Pfad 1 des Teilbleches 4 für Schweißnaht SN 1 der Stumpfstoßverbindung.....	136
Abbildung 4.66:	Geometrie und Diskretisierung des Ausgangsbleches und der Teilbleche T_i einer Stumpfstoßverbindung	137
Abbildung 4.67:	Spannung in x-Richtung σ_x für Zustand 1 und 2 einer Stumpfstoßverbindung	138
Abbildung 4.68:	Spannungen in y-Richtung σ_y in Pfaden der Teilbleche T1 bis T7 für Schweißnaht SN2 des Stumpfstoßes	139
Abbildung 4.69:	Spannungsdifferenz in y-Richtung $\Delta\sigma_y$ in Pfaden der Teilbleche T1 bis T7 für Schweißnaht SN2 einer Stumpfstoßverbindung.....	140
Abbildung 4.70:	Spannungen in x-Richtung σ_x in Pfaden der Teilbleche T1 bis T7 für Schweißnaht SN2 einer Stumpfstoßverbindung.....	140
Abbildung 4.71:	Spannungsdifferenz in x-Richtung $\Delta\sigma_x$ in Pfaden der Teilbleche T1 bis T7 für Schweißnaht SN2 einer Stumpfstoßverbindung.....	141
Abbildung 4.72:	Gemessene Spannung in x- und y-Richtung einer Stumpfstoßverbindung	141
Abbildung 4.73:	Versuchsaufbau beim MAG-Schweißprozess und beim WIG-Nachbehandlungsprozess einer Stumpfstoßverbindung	144
Abbildung 4.74:	Makroschliffbilder der beiden untersuchten Versuchsproben.....	144
Abbildung 4.75:	Grundlagen für die Beurteilung einer Stumpf- und Kreuzstoßverbindung	145
Abbildung 4.76:	Gefügeanteile für eine Stumpfstoßverbindung aus Grundwerkstoff S690QL und Schweißzusatzwerkstoff G69	146
Abbildung 4.77:	Spannung in y-Richtung σ_y für eine Stumpfstoßverbindung aus Grundwerkstoff S690QL und Schweißzusatzwerkstoff G69.....	147
Abbildung 4.78:	Gefügeanteile für eine Kreuzstoßverbindung aus Grundwerkstoff S960QL und Schweißzusatzwerkstoff G89	148
Abbildung 4.79:	von-Mises-Vergleichsspannung σ_v für eine Kreuzstoßverbindung aus Grundwerkstoff S960QL und Schweißzusatzwerkstoff G89	148
Abbildung 4.80:	Veränderung der Abkühlzeit in Abhängigkeit vom zeitlichen Abstand Δt der beiden Wärmequellen bei einer Kreuzstoßverbindung	149
Abbildung 4.81:	von-Mises-Vergleichsspannung σ_v in Abhängigkeit vom zeitlichen Abstand Δt der beiden Wärmequellen bei einer Kreuzstoßverbindung aus Grundwerkstoff S960QL und Schweißzusatzwerkstoff G89.....	150
Abbildung 4.82:	Geometrie der Stumpfstoßverbindung im horizontalen Schnitt mit Darstellung der einzelnen Schweißlagen und der Krafteinwirkung F und im Querschnitt...	152
Abbildung 4.83:	Diskretisierung des Querschnittes und Reihenfolge der Schweißlagen 1 bis 14 einer Stumpfstoßverbindung	153
Abbildung 4.84:	Maximale Temperatur T_{max} einer Stumpfstoßverbindung aus Grundwerkstoff S355.....	155
Abbildung 4.85:	Abkühlzeit $t_{8/5}$ und Gefüge Martensit, angelassenes Gefüge für Schweißlage 3 und 13 einer Stumpfstoßverbindung aus Grundwerkstoff S355.....	156
Abbildung 4.86:	Vergleichsspannung σ_v und plastische Dehnung $\epsilon_{pl,x}$ für $F = 10,72$ kN unter Annahme eines ebenen Dehnungszustandes für eine Stumpfstoßverbindung ..	157
Abbildung 4.87:	Spannungs-Kraft-Kurve für LF 5 mit 12 Schweißlagen einer zugbeanspruchten Stumpfstoßverbindung aus Grundwerkstoff S355 unter Annahme eines ebenen Dehnungszustandes	158
Abbildung 4.88:	Kraft-Verschiebungs-Diagramm für Zeitpunkt t_1 einer zugbeanspruchten Stumpfstoßverbindung aus Grundwerkstoff S355 unter Annahme eines ebenen Dehnungszustandes	159
Abbildung 4.89:	Kraft-Verfestigungs-Diagramm für Zeitpunkt t_1 einer zugbeanspruchten Stumpfstoßverbindung aus Grundwerkstoff S355 unter Annahme eines ebenen Dehnungszustandes	160

Abbildung 4.90:	Kraft-Verschiebungs-Diagramm für Zeitpunkt t_2 einer zugbeanspruchten Stumpfstoßverbindung aus Grundwerkstoff S355 unter Annahme eines ebenen Dehnungszustandes	160
Abbildung 4.91:	Kraft-Verfestigungs-Diagramm für Zeitpunkt t_2 eines zugbeanspruchten Stumpfstoßes aus Grundwerkstoff S355 unter Annahme eines ebenen Dehnungszustandes	161
Abbildung 4.92:	Kraft-Verschiebungs-Diagramm für Zeitpunkt t_1 eines zugbeanspruchten Stumpfstoßes aus Grundwerkstoff S355 unter Annahme eines ebenen Spannungszustandes	162
Abbildung 4.93:	Kraft-Verschiebungs-Diagramm für Zeitpunkt t_2 eines Stumpfstoßes aus Grundwerkstoff S355 unter Annahme eines ebenen Spannungszustandes	163
Abbildung 4.94:	Kraft-Verschiebungs-Diagramm für Zeitpunkt t_2 eines Stumpfstoßes aus Grundwerkstoff S355 in Abhängigkeit der mechanischen Grundlage	163
Abbildung 4.95:	Gefügeanteil Martensit in der Schweißnaht SN1 für zwei Stecklaschenverbindungen mit unterschiedlichen Schweißzusatzwerkstoffen .	166
Abbildung 4.96:	Einfluss des Schweißzusatzwerkstoffes auf das Tragverhalten bei Mischverbindungen S355-S690 nach [AIF, 2007].....	167
Abbildung 4.97:	Einfluss der Gefügewandlung und Eigenspannung auf das Tragverhalten von Stecklaschenverbindung aus Grundwerkstoff S460 und Schweißzusatzwerkstoff G46	167
Abbildung 4.98:	Experimentell ermitteltes Tragverhalten von Stecklaschenverbindungen nach [AIF, 2007].....	168
Abbildung 4.99:	Gefügeanteil Martensit über die Schweißnahtlänge für zwei Stecklaschenverbindungen mit unterschiedlichen Schweißzusatzwerkstoffen .	168
Abbildung 4.100:	Eigenspannung in x-Richtung σ_x für zwei Stecklaschenverbindungen mit unterschiedlichen Schweißzusatzwerkstoffen	169
Abbildung 4.101:	Geometrie einer Stumpfstoßverbindung aus Duplex-Stahl	171
Abbildung 4.102:	Abmessung des Geometriemodells und Diskretisierung des Querschnittes.....	172
Abbildung 4.103:	Schmelzbad, Abkühlzeit $t_{12/8}$ und Austenitanteile einer Stumpfstoßverbindung aus Duplex-Stahl	173
Abbildung 4.104:	Abkühlzeit $t_{12/8}$ für eine Stumpfstoßverbindung aus Duplex-Stahl	174
Abbildung 4.105:	Ferrit- und Austenit-Anteil für Schweißlage SL1 und SL5 einer Stumpfstoßverbindung aus Duplex-Stahl	175
Abbildung 4.106:	Spannungen σ für Schweißlage SL1 und SL5 einer Stumpfstoßverbindung aus Duplex-Stahl.....	176
Abbildung 4.107:	Geometrie der untersuchten Platte aus Quarzglas	178
Abbildung 4.108:	Versuchsaufbau zur Schweißung einer Platte aus Quarzglas	179
Abbildung 4.109:	Varianten der Diskretisierung für Simulation des Schweißprozesses von einer Platte aus Quarzglas	180
Abbildung 4.110:	Anordnung der Messpunkte M1 und M2 für eine Stumpfnah.....	181
Abbildung 4.111:	Temperatur-Zeit-Diagramm für Messpunkt M1 an der Oberseite der Platte aus Quarzglas.....	181
Abbildung 4.112:	Temperatur-Zeit-Diagramm für Messpunkt M2 an der Unterseite der Platte aus Quarzglas.....	181
Abbildung 4.113:	Isothermen während eines Laserstrahlschweißprozesses mit einem Schweißlaserstrahl einer 6 mm dicken Platte aus Quarzglas, Simulation SIM5182	
Abbildung 4.114:	Zeitliche Entwicklung der Spannung σ_z für ausgewählte Punkte eines Querschnittes beim Laserstrahlschweißen einer Platte aus Quarzglas	183
Abbildung 4.115:	Eigenspannungszustand im ausgewählten Querschnitt einer 6 mm dicken Stumpfstoßverbindung aus Quarzglas, geschweißt mit einem Schweißlaserstrahl.....	184
Abbildung 4.116:	Schematische Darstellung einer optimierten Schweißvariante mit zwei Vorwärm- und Schweißlaserstrahlen	185
Abbildung 4.117:	Isothermen für das Viertelmodell einer 6 mm dicken Platte aus Quarzglas während eines Laserstrahlschweißprozesses mit zwei Schweißlaserstrahlen ...	185

Abbildung 4.118: Eigenspannungszustand im ausgewählten Querschnitt einer 6 mm dicken Stumpfstoßverbindung aus Quarzglas, geschweißt mit zwei Schweißlaserstrahlen	186
Abbildung 4.119: Temperaturfeld einer Stumpfstoßverbindung bei einem Rohr aus Quarzglas während eines Schweißprozesses	187
Abbildung 4.120: Eigenspannungszustand in Tangentialrichtung nach einem Schweißprozess eines Rohres aus Quarzglas	188
Abbildung 4.121: Eigenspannungen σ in Versuchskörpern aus Quarzglas [MÜLL, 2006].....	188

III Tabellenverzeichnis

Tabelle 3.1:	Zusammensetzung des Gefüges in Abhängigkeit des Stahles	34
Tabelle 3.2:	Temperaturunabhängige Werkstoffkennwerte für Duplex-Stahl	41
Tabelle 3.3:	Chemische Zusammensetzung des Schweißguts.....	54
Tabelle 4.1:	Messverfahren und -varianten zur Ermittlung der Eigenspannung nach [KÖNIG, 1989], [RADAJ, 2002].....	73
Tabelle 4.2:	Ansätze und dazugehörige Auswertungsmethoden für die Spannungsermittlung beim Bohrlochverfahren nach [MÜNK, 1995].....	77
Tabelle 4.3:	Schweißparameter für zwei dreilagige Stumpfstoßverbindungen.....	83
Tabelle 4.4:	Berechnete Abkühlzeiten $t_{8/5}$ für zwei dreilagige Stumpfstoßverbindungen	83
Tabelle 4.5:	Schweißparameter für einen Kreuzstoß mit unterschiedlichen Blechdicken	85
Tabelle 4.6:	Abkühlzeiten $t_{8/5}$ für einen Kreuzstoß	85
Tabelle 4.7:	Chemische Zusammensetzung des Grundwerkstoffes und Schweißgutes* [%] ..	91
Tabelle 4.8:	Chemische Zusammensetzung der verwendeten Grundwerkstoffe bei Stecklaschenverbindungen	107
Tabelle 4.9:	Verwendete Schweißzusatzwerkstoffe für die Herstellung der Kehlnähte an Stecklaschenverbindungen	107
Tabelle 4.10:	Schweißparameter und Abkühlzeit $t_{8/5}$ von Stecklaschenverbindungen	107
Tabelle 4.11:	Abkühlzeit $t_{8/5}$ für Stecklaschenverbindungen.....	115
Tabelle 4.12:	Ergebnisse aus Experiment und Simulation für Eigenspannungen in x- und y- Richtung der Stecklaschenverbindungen.....	119
Tabelle 4.13:	Parameter von geschweißten Stumpfstoßverbindungen.....	124
Tabelle 4.14:	Verwendete Schweißparameter und gemessene Abkühlzeit $t_{8/5}$ der Stumpfstoßverbindungen.....	131
Tabelle 4.15:	Verwendete Schweißzusatzwerkstoffe für Stumpfstoßverbindungen	132
Tabelle 4.16:	Untersuchte Lastfälle (LF) beim Schweißen unter Krafterwirkung einer Stumpfstoßverbindung	154
Tabelle 4.17:	Grenzkraft F für die untersuchten Zeitpunkte t_i und Lastfälle LFi einer Stumpfstoßverbindung	164
Tabelle 4.18:	Schweißparameter und Parameter zur Beschreibung einer Wärmequelle.....	172
Tabelle 4.19:	Angaben zu den Laserstrahl-Wärmequellen beim Schweißprozess.....	179
Tabelle 4.20:	Parameter der einzelnen numerischen Simulationen für eine Stumpfstoßverbindung	180

1 Einleitung

1.1 Allgemeines

Die Schweißtechnik hat in den letzten 100 Jahren eine rasante Entwicklung erfahren. Ausgehend vom Fügen von Eisen- und Stahlwerkstoffen mithilfe von Wärme – vom Schmiedefeuer über Gas-, bis zum Laserstrahl- und Elektroschweißen – hat sich das Schweißen zu einer führenden Verbindungstechnologie entwickelt. Heute wird das Prinzip des Schweißens für eine große Anzahl von Werkstoffen zur kontinuierlichen und diskontinuierlichen Verbindung eingesetzt. Neben metallischen Werkstoffen wie Stahl, Aluminium, Kupfer u. Ä. werden aktuell auch nicht metallische Materialien wie z. B. Kunststoffe oder Glas geschweißt. Die verfügbaren Prozesse reichen vom einfachen Pressschweißverfahren bis hin zum hoch technologisierten Laserschweißen. Allen Verfahren ist gemeinsam, dass der Werkstoff durch den Eintrag von Wärme in eine zähe oder flüssige Konsistenz übergeht und dies genutzt wird, um Werkstoffe gleicher oder auch unterschiedlicher Art miteinander zu verbinden.

Im Stahlbau stellt die Schweißtechnik die wichtigste Verbindungstechnologie dar und ist die Basis für die strukturelle Produktion unterschiedlichster Konstruktionen, angefangen von einfachen Baukonstruktionen mit den bekannten Baustählen bis hin zu Kranstrukturen unter Nutzung modernster höchstfester schweißbarer Feinkornbaustähle. Ziel ist dabei eine Verbindung, die möglichst die Trageigenschaften des Grundwerkstoffes gewährleisten kann und die Konstruktion insgesamt wenig beeinflusst. Aufhärtungen, Eigenspannungen, Verzug u. Ä. sollten über eine sinnvolle Einstellung der Parameter von Schweißprozessen minimiert werden.

Die Vielfältigkeit der Parameter des Schweißprozesses und der heute zur Anwendung kommenden Werkstoffe macht eine geschlossene wissenschaftliche Behandlung der dabei anstehenden Fragestellungen sehr kompliziert. Betrachtet man die Geschichte der Schweißtechnik, so ist festzustellen, dass es gelungen ist, auf der Basis umfangreicher Untersuchungen, leider auch unter Inkaufnahme mehr oder weniger großer Schadensfälle – bekannt sind z.B. die Verluste der Libertyschiffe im 2. Weltkrieg –, empirisch begründete Berechnungs- und Bemessungsverfahren zu erarbeiten, die ein relativ sicheres Umgehen mit der Schweißtechnik erlauben.

Die beachtliche Entwicklung der Analysewerkzeuge auf der einen Seite und die steigenden Anforderungen der Industrie an Zuverlässigkeit, Sicherheit und Ökonomie der Verarbeitung von Werkstoffen auf der anderen Seite fordern neue Analyse- und Bewertungstechniken, die sowohl eine Weiterentwicklung der Schweißprozesse als auch der eingesetzten Materialien unterstützen. In diesem Sinne befasst sich die folgende Arbeit mit ausgewählten Grundlagen, neuesten Forschungsergebnissen und experimentellen Untersuchungen auf einem Gebiet, das sowohl im Bauwesen als auch im Maschinen- und Apparatebau eine wichtige Rolle spielt.

1.2 Problemstellung und Motivation

Die Erarbeitung praktisch nutzbarer, im Allgemeinen auf empirischen Untersuchungen basierender Methodiken zum Entwurf und zur Bemessung von Schweißkonstruktionen hinsichtlich Festigkeit, Definition der Schweißprozesse, Verformungsverhalten usw. wird in den letzten Jahren von immer komplexeren wissenschaftlichen Untersuchungen begleitet. Physikalische Modelle dieser Prozesse bilden dabei eine fundamentale Basis. Auf Grundlage von physikalischen Modellen können mathematische Modelle erarbeitet werden. Diese bieten unter Einsatz numerischer Simulationsmethoden eine wesentliche Voraussetzung für die realitätsnahe Vorhersage von Schweißprozessen. Aufbauend auf den fundierten Grundlagen von [RADAJ, 1988a], [RADAJ, 1988b], [RADAJ, 1999] und [VOß, 2001] sollen hier Probleme der numerischen Schweißsimulation mit drei unterschiedlichen Werkstoffen – Feinkornbaustahl, Duplex-Stahl und Quarzglas – dargestellt werden.

Die Auswahl der drei Werkstoffe verdeutlicht, dass Schweißprozesse heute nicht nur bei einfachen metallischen Werkstoffen eine wesentliche Rolle spielen, sondern auch zunehmend Gebiete erfassen, bei denen früher zwar ähnliche Technologien – wie die Anwendung der Gasflamme zur Bearbeitung von Glas – angewendet wurden, die aber aufgrund ihrer Materialeigenschaften nicht für neuartige Fügetechnologien zugänglich waren. Den praktisch tätigen Ingenieur interessiert im Resultat des Schweißprozesses die Eigenschaft der gefügten Bauteile. Wichtig ist vor allem die statische Festigkeit, in vielen Fällen aber auch die Dauerfestigkeit, d. h. das Verhalten der Bauteile unter zyklischen Beanspruchungen. Beide Eigenschaften werden durch den Schweißprozess sowohl bei metallischen Werkstoffen als auch bei Glaswerkstoffen beeinflusst und können durch Nachbehandlungsverfahren verändert werden [KUHL, 2005], [RUD, 2003], [UMME, 2005]. Die Anzahl der beteiligten Einflussparameter ist sehr groß, so dass schon bei der Detaillierung der zu untersuchenden Prozesse wesentliche Einschränkungen bzw. Untergliederungen vorgenommen werden müssen. Basis hierfür sind die Arbeiten [GROSS, 2005], [RADAJ, 1999], [VOß, 2001].

Im Bereich der numerischen Simulation von Schweißverbindungen liegen umfangreiche Untersuchungen zu Temperaturverteilung, Gefügeverteilung, Eigenspannung und Tragfähigkeit an Baustählen der Güte S235 und S355 vor [LOOSE, 2007], [SST, 2006], [WICH, 2006]. Erfahrungen mit Stählen der Güte S460, S690 und S960 beschränken sich überwiegend auf experimentelle Untersuchungen. Zur numerischen Beschreibung des Verhaltens dieser Stähle ist es unbedingt erforderlich, die thermischen und mechanischen Materialeigenschaften zu kennen. Die Verifizierung der numerisch ermittelten Ergebnisse baut ebenfalls auf der Kenntnis der Materialeigenschaften auf. Umfangreiche experimentelle Untersuchungen an verschiedenen hochfesten, mikrolegierten Feinkornbaustählen und deren Veränderung infolge des Schweißens wurden von [KOLL, 1996] vorgenommen. Ausschließlich experimentelle Analysen zur Eigenspannungsentstehung und -verteilung beim Schweißen an hochfesten schweißbaren Feinkornbaustählen werden in [PIES, 1998] durchgeführt. Numerische Simulationen des Metallschutzgasschweißens von Grobblechen aus Stahl S460 sind in [MEHM, 2003] dargestellt. In [PASQ, 2001] wird der Unterpulverschweißprozess bei einer mehrlagigen Schweißnaht an Stahl S460 untersucht. Für Stähle S690 und S960 wurden erste experimentelle und numerische Ergebnisse veröffentlicht [KASS, 2001]. Es ist zu beachten, dass bei den bisher durchgeführten Simulationen [KASS, 2001] keine Anlasseffekte berücksichtigt werden, um die Veränderung der Gefügeanteile von Bainit und Martensit im Ausgangsblech oder bei Mehrlagenschweißungen zu erfassen. Die Auswirkungen auf den Eigenspannungszustand und auf die Tragfähigkeit von Schweißverbindungen sind gegenwärtig unbekannt und erfordern eine gezielte Untersuchung.

Mithilfe der numerischen Simulation lässt sich die wichtige Fragestellung der Festigkeitsentwicklung im und nach dem Schweißprozess detailliert betrachten. Einflussgrößen sind dabei die Prozessführung, die verwendeten Materialien mit temperaturbeeinflussten Kenngrößen und der Einfluss der Umgebung auf das Abkühlverhalten [RADAJ, 1999]. Insbesondere der sich nach dem Abkühlen einstellende Eigenspannungszustand ist sehr schwierig zu berücksichtigen. Einfache empirische Modelle sind nicht in der Lage, die komplizierten Prozesse der Gefügeumwandlung des metallischen Schweißgutes oder der Wärmeverteilung so abzubilden, dass die Eigenspannungszustände realitätsnah simuliert werden können. Da Eigenspannungszustände nur schwer experimentell zu erfassen sind, bietet die numerische Simulation eine Erfolg versprechende Möglichkeit, Aussagen zu erhalten, die die Sicherheit und die Zuverlässigkeit der Konstruktionen erhöhen können.

Eigenspannungen können das Tragverhalten sowohl im statischen als auch im dynamischen Bereich sehr stark beeinflussen. Eine realitätsnahe Vorhersage ermöglicht sowohl eine gesteuerte Prozessführung als auch eine Erhöhung der Effektivität der Fertigung und der Zuverlässigkeit der fertigestellten Konstruktion. In jedem gewalzten Halbzeug sind Walzeigenspannungen vorhanden und diese Eigenspannungen werden seit einigen Jahren an Bauteilen mit unterschiedlichen Querschnittsformen experimentell gemessen [HERZ, 1977], [PETE, 1993]. Die Höhe und der Verlauf der Walzeigenspannungen bilden für die Ermittlung der Tragfähigkeit des Bauteils im Hinblick auf die Stabilität eine wesentliche Grundlage [CLAR, 2004], [ECCS, 1984], [PETE, 1993]. Die Berücksichtigung der Ergebnisse aus dem komplexen Simulationsmodell eines Vorbehandlungsprozesses mit anschließender Schweißung ermöglicht neue Erkenntnisse hinsichtlich der Auswirkung von vorhandenen Spannungen, insbesondere von Walzeigenspannungen und Schweißigenspannungen auf mehrteilig zusammengesetzten Bauteilen.

In den Arbeiten [KASS, 2001], [RADAJ, 2002], [VOß, 2001] sind umfangreiche Ergebnisse zur numerischen Ermittlung des Gefüge- und Eigenspannungszustandes von Stumpf-, Kreuz- und T-Stößen sowie ausgewählten geometrisch komplexen Bauteilen aus Stählen zu finden. Eine aktuelle Aufgabe besteht darin, für Stecklaschenverbindungen den bisher unbekanntem Eigenspannungszustand experimentell und numerisch zu analysieren.

Die gezielte Verbindung von Experiment und numerischer Simulation unter Nutzung eigener und vorhandener Techniken zum Messen von Temperaturen und Eigenspannungen soll für die behandelten Baustoffe neue Erkenntnisse liefern. Wichtig ist, dass Stähle durch die Gefügeumwandlungen eine deutliche Veränderung im Eigenspannungszustand erfahren, der durch einfache Simulationen mit linearen Materialgesetzen und Temperaturfeldern nicht realitätsnah beschrieben werden kann. Das Schweißen von Glaswerkstoffen basiert auf bekannten Materialgesetzen, wirft aber aufgrund der geringen Wärmeleitfähigkeit der Gläser auch deutliche Fragen auf. In beiden Fällen lässt sich die numerische Simulation sehr effektiv für die erarbeiteten Einstellungen von optimalen Schweißprozessparametern einsetzen.

Es bleibt festzuhalten, dass kaum Erkenntnisse zur Modellierung des Umwandlungsverhaltens, insbesondere des Anlassens und der Eigenspannungsänderung, vorliegen. Fachwissen zur Berücksichtigung und zum Einfluss der Walzeigenspannungen bei der Schweißsimulation sind der Literatur nicht entnehmbar. Aussagen zum Gefüge- und Eigenspannungszustand von Stecklaschenverbindungen aus gleichen und unterschiedlichen Grundwerkstoffen fehlen. Weiterführende numeri-

sche Betrachtungen zur Beeinflussung des Gefüge- und Eigenspannungszustandes von Schweißnähten infolge des Trennens oder der thermischen Einwirkung sind unbekannt. Die bekannten numerischen Untersuchungen beschränken sich überwiegend auf normalfeste Baustähle, obwohl vermehrt hoch- und höchstfeste Feinkornbaustähle für filigrane und aufwändig geschweißte Konstruktionen verwendet werden.

In der Anwendung der numerischen Schweißsimulation liegt Potenzial, um Aussagen und Erkenntnisse sowohl zu bewährten und neuartigen Fügetechnologien als auch zu unterschiedlichen Werkstoffen zu erhalten.

1.3 Zielsetzung und Abgrenzung

Die vorliegende Arbeit ist ausgerichtet auf die komplexe Untersuchung von Schweißverbindungen an den drei Werkstoffen

- Feinkornbaustahl,
- Duplex-Stahl und
- Quarzglas,

die sich bei einer lokal wirkenden Wärmeeinwirkung deutlich unterschiedlich verhalten.

Die spezifischen Eigenschaften der Werkstoffe und deren Veränderungen infolge der Temperatureinwirkung müssen bei der numerischen Simulation berücksichtigt werden, um realitätsnahe Aussagen für eine Bewertung der Berechnungsergebnisse zu erhalten. Ziel der Simulation von Schweißprozessen ist die Bestimmung des

- Temperaturfeldes,
- Gefüge- und
- Eigenspannungszustandes.

Aufbauend auf experimentellen Untersuchungen werden Möglichkeiten zur Modellierung von Veränderungen des Gefüge- und Eigenspannungszustandes bei Schweißverbindungen vorgestellt. Eine weiterführende Betrachtung bei den Stählen richtet sich sowohl auf die

- numerische Erfassung von Eigenspannungszuständen aus Walzprozessen
- als auch auf die Simulation der Modifikation von Schweißspannungen durch
- Trennen von geschweißten Werkstücken – Herausschneiden – und
 - thermische Einwirkungen infolge einer WIG-Nachbehandlung.

Die erfolgreiche Anwendung der Laserstrahlschweißung als neuartige Fügetechnik an Glasbauteilen setzt die Schweißbarkeit des Werkstoffes Glas voraus. Insbesondere die Schweißmöglichkeit kann durch umfangreiche Versuchsreihen auf deren Anwendbarkeit getestet werden. Mithilfe der numerischen Simulation soll diese zukunftsreiche und aussichtsreiche Fügetechnologie für den Werkstoff Glas hinsichtlich der Auswirkungen von Schweißparametern auf Temperaturfeld und Eigenspannungszustand untersucht werden, um einen optimalen und industriell einsetzbaren Schweißprozess zu erreichen.

Ziel dieser Arbeit ist es,

- das Temperaturfeld, den Gefüge- und den Eigenspannungszustand unter Berücksichtigung von Anlasseffekten für unterschiedliche Schweißverbindungen an hoch- und höchstfesten Feinkornbaustählen zu bestimmen;
- Auswirkungen von Walzeigenspannungen auf Schweiß eigenspannungen zu untersuchen;
- die Modifikation des Gefüge- und Schweiß eigenspannungszustandes für Stumpf- und Kreuzstöße numerisch zu analysieren;
- die Möglichkeiten der numerischen Schweißsimulation in der Planungsphase zur Gestaltung von Schweißverbindungen an Feinkornbaustählen und Duplex-Stahl sowie zur Ermittlung der Tragfähigkeit zu untersuchen;
- einen ersten Ansatz zur numerischen Simulation der Quarzglasschweißung unter Berücksichtigung eines viskoelastischen Materialverhaltens vorzustellen.

Bei der Bearbeitung des Themas wurde festgestellt, dass es keine umfassenden Veröffentlichungen gibt, die sowohl die schon bekannten Grundlagen als auch Erkenntnisse der letzten Jahre so zusammenfassen, dass das Verhalten von höherfesten Feinkornbaustählen oder auch nicht metallischen Werkstoffen beim Schweißprozess beschrieben werden kann. Davon ausgehend soll versucht werden, die Grundlagen, die den Spezialisten zumindest im Prinzip bekannt sind, ebenso wie die fortschrittlichen Prozess- und Simulationswerkzeuge zu erfassen.

Die Untersuchungen setzen voraus, dass eine rissfreie Struktur vorhanden ist und diese auch während des Schweißprozesses, insbesondere in den wärmebeeinflussten Bereichen, ungerissen bleibt. Die Rissentstehung ist ein lokales Ereignis und beruht auf inhomogenem Werkstoffverhalten. Die Bruchmechanik, insbesondere die Ermittlung der Kerbspannung an Schweißverbindungen, die eine spezielle Diskretisierung erfordert, wird in dieser Arbeit nicht untersucht.

Die Untersuchungsergebnisse dienen dem besseren Verständnis von MAG-Schweißprozessen hoch- und höchstfester Feinkornbaustähle in der Forschung und der Lösungsfindung bei praktischen Fragestellungen hinsichtlich verschiedenartiger Schweißverbindungen. Die Einflüsse infolge der Modifikation von Gefüge- und Eigenspannungszuständen können über eine bisherige qualitative Einschätzung hinaus auch quantitativ beschrieben werden. Dem Ingenieur werden Varianten zum Einsatz einer Füge-technologie an neuen Werkstoffen aufgezeigt. Die aufbereiteten Ergebnisse gestatten eine gezielte Weiterentwicklung für wirtschaftliche Einsätze bis hin zu neuen Gestaltungsmöglichkeiten von Konstruktionen.

1.4 Vorgehensweise

In den letzten Jahren wurde eine große Anzahl von Untersuchungen zu unterschiedlichsten Gebieten des Schweißens durchgeführt. Zusammenfassungen und Übersichten finden sich in [RA-DAJ, 2002], [SST, 2006], [GROSS, 2005].

In dieser Arbeit werden sowohl bekannte Problemstellungen, wie ZTU-Schaubildern u. Ä., als auch Aussagen zur Messtechnik von Temperaturfeldern unter Berücksichtigung streuender Größen un-

tersucht. Damit diese Informationen nicht von den wesentlichen Forschungserkenntnissen ablenken, werden die begleitenden Informationen in Anhängen aufgeführt (Abbildung 1.2).

So wird verdeutlicht, wo die wissenschaftliche Leistung der vorliegenden Arbeit zu suchen ist und welche Informationen den Charakter einer systematischen Bearbeitung des Problemfeldes aufweisen. Hierzu wird ein umfassender Überblick über das Themengebiet des Schweißens höherfester Feinkornbaustähle, Duplex-Stähle und spezieller Glaswerkstoffe gegeben. Schwerpunkt bildet die numerische Simulation des thermischen und mechanischen Verhaltens von höherfesten Feinkornbaustählen. Die beiden anderen Werkstoffe werden betrachtet, um zu zeigen, dass die Beherrschung der Methodik und der prinzipiellen Modelle es ermöglicht, in Zukunft numerische Simulationen von unterschiedlichsten Werkstoffen als Mischverbindungen durchzuführen.

Es werden sowohl numerische als auch experimentelle Untersuchungen durchgeführt, um die gesetzten Ziele zu erreichen. Zur Verifizierung der numerischen Modelle hinsichtlich des Temperaturfeldes sowie des Gefüge- und Eigenspannungszustandes sind umfangreiche Schweißversuche erforderlich.

Das zweite Kapitel beschäftigt sich mit dem Stand der Kenntnisse, insbesondere hinsichtlich der Auswirkungen des Schweißprozesses auf Temperaturfeld, Gefüge- und Eigenspannungszustand. Weiterhin werden die numerische Schweißsimulation und die Erkenntnisse von Untersuchungen zu Temperaturfeld, Gefüge- und Eigenspannungszustand, die überwiegend beim Werkstoff Stahl durchgeführt wurden, vorgestellt.

Kapitel 3 stellt die Grundlagen für die Simulationen vor. Die temperatur- und gefügeabhängigen Werkstoffkennwerte für Feinkornbaustähle und die Beschreibung der Gefügeumwandlung für Grund- und Schweißzusatzwerkstoffe bilden die Schwerpunkte. Die temperaturabhängigen Werkstoffkennwerte von Duplex-Stahl und Quarzglas werden hinsichtlich der Verwendbarkeit für die Simulation analysiert. Außerdem werden die Besonderheiten bei der Modellierung des Temperaturfeldes und des Spannungszustandes erläutert. Die mathematische Erfassung des Energieeintrages für unterschiedliche Schweißprozesse als Wärmequelle sowie die auftretende Energieabgabe des Körpers durch Konvektion und Strahlung werden auf der Grundlage der Literatur ausführlich diskutiert.

Hauptteil der Arbeit ist Kapitel 4, das sich mit den Experimenten und den Simulationen der Werkstoffe Feinkornbaustahl, Duplex-Stahl und Quarzglas beschäftigt. Die verwendeten Methoden zur Temperatur- und Eigenspannungsermittlung sind in einem Abschnitt zusammengefasst dargestellt. Eine neuartige Technik zur Fixierung der Thermoelemente beim mobilen Einsatz sowie zur Modifikation der Bohrlochmethode aufgrund der Versuchskörpergeometrie und zu den Auswerteverfahren der messtechnisch zu erfassenden Dehnung bei Anwendung des Bohrlochverfahrens wird vorgestellt. Die punktuell durchgeführten Temperatur- und Eigenspannungsmessungen im Bereich der Schweißnaht dienen der Verifizierung der numerischen Simulation.

Ein Schwerpunkt der Arbeit ist die Untersuchung an den Feinkornbaustählen S355, S460, S690 und S960. Teilaspekte sind dabei die Bestimmung der Abkühlzeit $t_{8/5}$ in der Simulation, die mathematische Beschreibung des Anlasseffektes und die experimentelle Bestimmung der Walzeigenspannungen. Die Bestimmung der Abkühlzeit $t_{8/5}$ durch eine implementierte Auswertungsroutine in

der numerischen Simulation ermöglicht die Gegenüberstellung der Mess- und Versuchsergebnisse für ein- und mehrlagige Schweißnähte.

Die Stähle S690 und S960 weisen infolge des Herstellungsverfahrens zur Erzielung der höheren Festigkeiten im Ausgangsmaterial Bainit und Martensit auf. Diese beiden Gefügeanteile werden bis zum Erreichen der Austenitisierungstemperatur angelassen. Bei mehrlagigen Schweißnähten tritt durch die Erwärmung der zuvor geschweißten Lagen dieser Anlasseffekt ebenfalls auf. Die Veränderung des verspannten, kubisch-flächenzentrierten Kristallgitters, das ab einer Temperatur $T = 550\text{ °C}$ vorhanden ist, führt zu einer Verringerung der 0,2%-Dehngrenze des jeweiligen Gefüges. Die mathematische Modellierung des Anlasseffektes und die Verifizierung durch Härteverläufe an Stumpfstößen sind Gegenstand weiterer Untersuchungen.

Die messtechnische Bestimmung der Walzeigenspannung mit dem Bohrlochverfahren und die Berücksichtigung der Walzeigenspannungen bei der Schweißsimulation einer Auftragsnaht an Stahl S355 werden vorgestellt und ausführlich an unterschiedlichen Blechdicken diskutiert. Ausgehend von den im Schrifttum bekannten Betrachtungen an Stumpf- und Kreuzstößen erfolgt eine systematische Untersuchung zum Gefüge- und Eigenspannungszustand an Stecklaschenverbindungen mit gleichen und unterschiedlichen Grundwerkstoffen, um den Einfluss der Bauteilgeometrie zu analysieren. Der Einfluss der Schweißzusatzwerkstoffe auf den Spannungszustand wird bei Mischverbindungen diskutiert.

Die numerische und experimentelle Untersuchung an Stumpfstößen ermöglicht es, Aussagen zur Veränderung des Eigenspannungszustandes nach dem Schweißprozess durch Herausschneiden von Proben aus einem Bauteil zu treffen. Die Verifizierung der numerischen Simulation mit Messungen der Dehnungsänderung an zwei Stumpfstößen mit verschiedenen Grundwerkstoffen gestattet, weiterführende Analysen zum Einfluss der Ausgangsposition der Probe im Blech, der Grund- und Schweißzusatzwerkstoffe auf die Eigenspannungen in der Probe durchzuführen. Die WIG-Nachbehandlung als thermische Einwirkung stellt eine Variante der Beeinflussung von Gefüge- und Spannungszuständen dar. Eine Erwärmung der Schweißnaht und des Grundwerkstoffes bis zum Aufschmelzen führt einerseits zur Veränderung der Geometrie im Nahtübergang und andererseits zur Beeinflussung des Gefüges und des Spannungszustandes. Ausgehend von der Darstellung des Einflusses der WIG-Nachbehandlung wird eine Möglichkeit zur Optimierung der Abkühlzeit $t_{8/5}$ und des Spannungszustandes durch zeitliche und örtliche Nachbehandlungsprozesse diskutiert und deren Grenzen aufgezeigt.

Die Ermittlung der Tragfähigkeit von Schweißverbindungen unter dem Aspekt der Kraftübertragung während des Schweißprozesses stellt eine Herausforderung für numerische Simulationen dar. Ausgehend von Verifikationstests mit dem FE-Programm ANSYS zur Bestimmung der Kraft-Verformungs-Kurve im FE-Programm SYSWELD, werden die Ergebnisse zum Einfluss des ebenen Spannungszustandes, des ebenen Dehnungszustandes und der Gefügeumwandlung dargestellt, um Aussagen zur Tragfähigkeit bei mehrlagigen Schweißverbindungen in Abhängigkeit von den Schweißlagen zu treffen.

Die Erweiterung der numerischen Schweißsimulation auf neue Werkstoffe – Duplex-Stahl und Quarzglas – wird ebenfalls im vierten Kapitel allerdings nur ansatzweise betrachtet.

Eine Möglichkeit der Umwandlung von Austenit und Ferrit bei Duplex-Stählen während des Schweißens wird vorgestellt und an einem mehrlagigen Stumpfstoß in Hinblick auf Temperaturfeld, Gefüge- und Eigenspannungszustand untersucht. Eine Verifizierung des Temperaturfeldes gestattet die Bestimmung der Abkühlzeit $t_{12/8}$ durch aufbereitete Gleichungen und die Auswertung der Temperaturkurven aus der numerischen Simulation.

Der Werkstoff Quarzglas weist Besonderheiten beim Schweißen durch sein spezielles Materialverhalten auf. Ausgehend von der Verifikation des Temperaturfeldes mit Versuchsergebnissen werden die Eigenspannungen für den Stumpfstoß einer Platte und eines Rohres unter Berücksichtigung eines viskoelastischen Materialgesetzes bestimmt. Eine qualitative Gegenüberstellung der Spannungsverteilung mit Messergebnissen eines Polarisators ermöglicht Aussagen zur gezielten Beeinflussung der Eigenspannungen durch Veränderung der Schweißparameter.

In Kapitel 5 sind Erfahrungen bei der Anwendung der numerischen Simulation zusammengefasst. Weiterhin wird ein Ausblick zu weiterführenden Forschungsgebieten gegeben.

In Abbildung 1.1 ist die Vorgehensweise der Arbeit schematisch dargestellt. Abbildung 1.2 zeigt die Struktur des Abschnittes „Grundlagen der numerischen Simulation“. Dort ist auch die Gliederung des Anhangs zu erkennen.

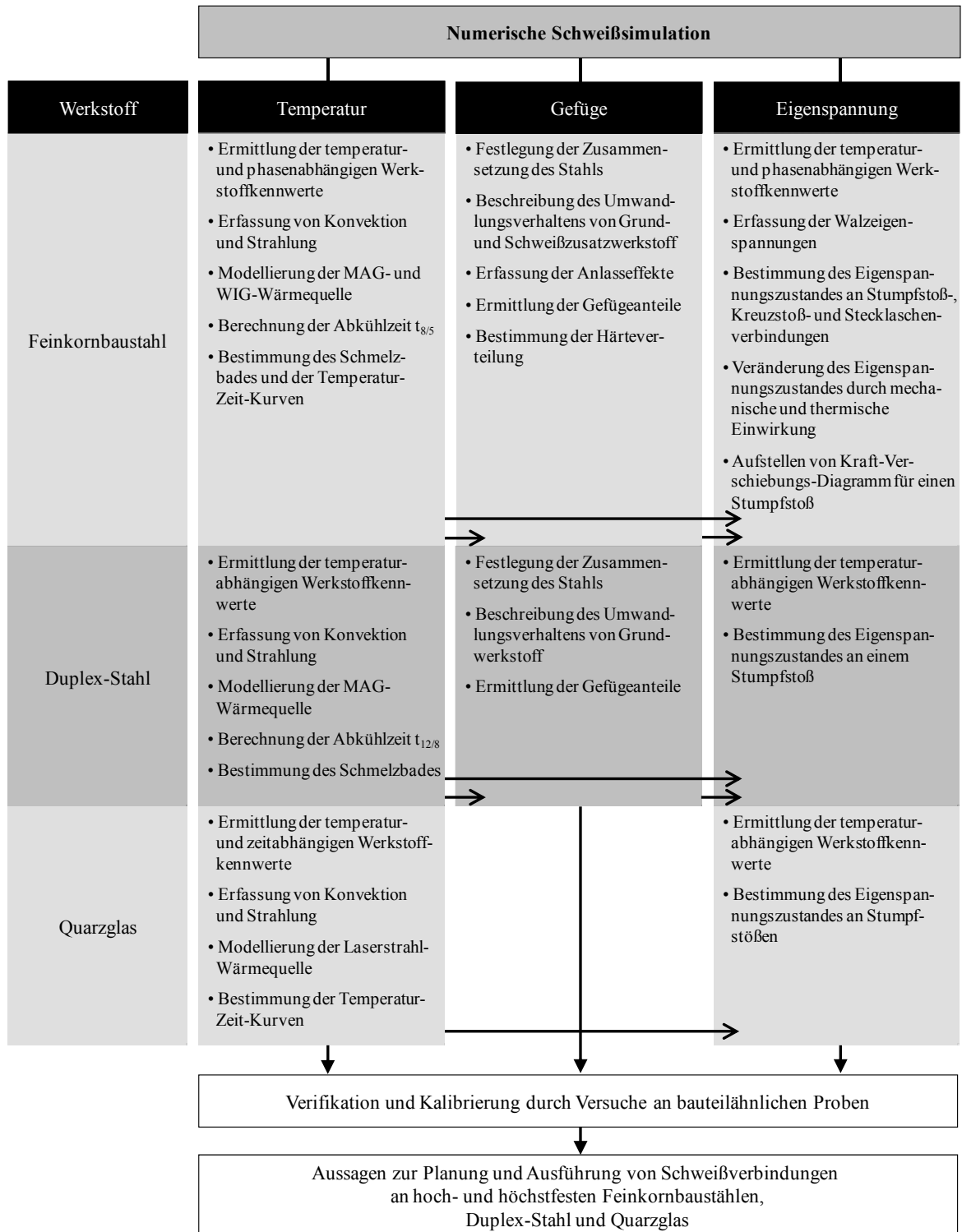


Abbildung 1.1: Schematische Darstellung der Vorgehensweise in der Arbeit

Themenkomplex	Hauptteil	Abschnitt	Anhang	Abschnitt
Werkstoff	Feinkornbaustahl	3.2.1	Herstellungsverfahren, gefüge- und temperaturabhängige Werkstoffkennwerte	A.1 A.2.1
	Duplex-Stahl	3.2.2	gefüge- und temperaturabhängige Werkstoffkennwerte	A.2.2
	Quarzglas	3.2.3	temperaturabhängige Werkstoffkennwerte	A.2.3
Schweißprozess	MAG-Schweißen	3.3.1	allgemeine Erläuterungen	A.3.1
	Laserstrahlschweißen	3.3.2	allgemeine Erläuterungen	A.3.2
Nachbehandlung	WIG-Nachbehandlung	3.4	allgemeine Erläuterungen	A.4
Temperaturfeld	Wärmeleitung	3.5.1	mathematische Formulierung, FE-Formulierung	A.5.1
	Wärmequelle MAG-Schweißen Laserstrahlschweißen WIG-Nachbehandlung	3.5.2	Herleitung der mathematischen Beschreibung, Übersicht zu weiteren Wärmequellen	A.5.2
	Konvektion	3.5.3.1	Bestimmung des Wärmeübergangskoeffizienten	A.5.3
	Strahlung	3.5.3.2	Bestimmung des Emissionskoeffizienten	A.5.4
Gefügeumwandlung	Aufheizprozess	3.6.2	ZTA-Schaubilder	A.6.2
	Abkühlprozess	3.6.3	Schweiß-ZTU-Schaubilder	A.6.3
	Modell von Leblond Koistinen-Marburger	3.6.4	Übersicht zu weiteren Modellen	A.6.4
Härte	Blondeau-Modell	3.7	Übersicht zu weiteren Modellen	A.7
Strukturmechanische Analyse	Dehnungsansatz	3.8.1	mathematische Formulierung elastische Dehnung	A.8.1 A.8.2
	Plastische Dehnung	3.8.1	Verfestigungsparameter, Plastizitätsfaktor	A.8.3
	Umwandlungs- plastizität	3.8.1	Umwandlungsdehnung Übersicht zu weiteren Ansätzen	A.8.4 A.8.5
	Viskoelastizität	3.8.2	Modell von Maxwell	A.8.6
	Randbedingungen	3.8.3	Diskretisierung – Raum Diskretisierung – Zeit	A.8.7 A.8.8
	Anforderung an FE-Methodik	3.9	Erläuterungen zu FE-Programm SYSWELD	A.8.9

Abbildung 1.2: Struktur des Abschnittes „Grundlagen der numerischen Simulation“ und der Verweis auf den Anhang

2 Stand der Kenntnisse

2.1 Allgemeines

Das Schweißen als eine der wichtigsten Verbindungstechniken wird gegenwärtig für viele Werkstoffe angewendet. Es gibt zahlreiche Untersuchungen sowohl zur praktischen Ausführung mit den Zielen einer wirtschaftlichen Anwendung und einer Verbesserung der Schweißbarkeit als auch zur numerischen Simulation, z. B. zur Bewertung von unterschiedlichen Einflüssen auf Härte, Eigenspannung und Verzug.

Allgemein bekannt ist, dass die Einwirkung der Wärmeenergie – unabhängig vom Schweißverfahren – eine Veränderung eines Werkstoffes verursacht, die zur Entstehung von Eigenspannungen und Verzug führt. Das transiente Temperaturfeld, das sich während des Schweißprozesses bildet, ist nach vollständiger Abkühlung des Bauteils nicht mehr vorhanden. Im Bauteil bleiben neben der Geometrie der Schweißnaht auch die Gefügeverteilung, der Dehnungs- und Spannungszustand, der sich in Abhängigkeit von Geometrie, Schweißverfahren und Werkstoff ergibt, bestehen. Daraus können mindestens drei Problemstellungen abgeleitet werden [SST, 2006]:

- Herstellung von Schweißverbindungen, die keine Unregelmäßigkeiten ausweisen,
- Reduzierung des Einflusses aus dem Gefüge- und Eigenspannungszustand auf die Eigenschaften der Schweißverbindungen,
- Minimierung des schweißbedingten Verzuges.

Die Entwicklung und die Anwendung von geeigneten Modellen in den letzten 50 Jahren trugen prinzipiell zur erfolgreichen Lösung dieser Problemstellungen bei. Herausforderungen bestehen darin, vorhandene Modelle und Methoden zu erweitern, um diese bei neuartigen Werkstoffen und weiterentwickelten Schweißverfahren anzuwenden. Durch den Einsatz von Rechentechnik und mit wachsender Rechenleistung konnte eine genauere Betrachtung des Schweißprozesses mithilfe von numerischen Modellen auf der Basis der finiten Elemente oder der finiten Differenzen erfolgen [RADAJ, 1999]. Die Voraussetzung für eine realitätsnahe Schweißsimulation ist, dass wesentliche Auswirkungen des Prozesses auf den Werkstoff auch im Modell berücksichtigt sind.

2.2 Temperaturfeld und Gefüge

Die Einwirkung einer lokal wirkenden und bewegten Wärmequelle führt im Werkstück in Abhängigkeit von den Werkstoffeigenschaften und dem Schweißprozess zur Ausbildung eines ausgeprägten Temperaturfeldes mit Isothermen, die sich elliptisch um die Wärmequelle ausbilden. Im Bereich um die Wärmequelle ist ein großer Temperaturgradient vorhanden. Die Wärmeeinwirkung führt, insbesondere bei umwandlungsfähigen Werkstoffen, zur Veränderung der Eigenschaften in Abhängigkeit von der maximal erreichten Prozesstemperatur [BOESE, 1980].

Feinkornbaustähle

Bei umwandlungsfähigen Stählen bewirkt der Schweißprozess, insbesondere bei der Abkühlung, unterschiedliche metallurgische Vorgänge, die in drei Bereiche unterteilt werden können [DILT, 1995]:

- Schmelzbad mit der Umwandlung vom flüssigen zum festen Aggregatzustand und der strukturellen Umwandlung,
- Wärmeeinflusszone (WEZ) mit reinen strukturellen Umwandlungen,
- Anlasszone mit Rekristallisationsvorgängen und zum Teil Vergrößerung des Kornes.

Das vorhandene Gefüge – Ferrit, Perlit, Bainit und Martensit – wird beim Aufheizen über die A_{c3} -Temperatur komplett in Austenit umgewandelt. Der Beginn der Austenit-Umwandlung findet bei der A_{c1} -Temperatur statt. Zwischen der A_{c1} - und der A_{c3} -Temperatur sind sowohl das Gefüge der Ausgangsstruktur als auch Austenit vorhanden. Die A_{c3} -Temperatur kann durch einen sehr starken Aufheizprozess, der beim Laserstrahlschweißen zu Aufheizraten bis zu $v_T = 6000$ K/s führt, zu einer höheren Temperatur hin verschoben sein [LIVS, 1979]. Die konventionellen Schweißverfahren, wie MAG- und WIG-Schweißen, weisen eine Änderung der Temperatur pro Zeiteinheit von $v_T = 700 - 1000$ K/s auf.

Der unbeeinflusste Grundwerkstoff ist dadurch charakterisiert, dass keine Veränderung der Gefügestruktur stattgefunden hat. Die mechanischen Eigenschaften, insbesondere im Bereich der WEZ, werden durch die Veränderung der Gefüge stark beeinflusst. Die einsetzende Vergrößerung des Kornes in der Nähe der Schweißnaht hat im Allgemeinen zur Folge, dass eine Verschlechterung der mechanischen Eigenschaften auftritt. Die 0,2%-Dehngrenze, Zugfestigkeit und Härte zeigen im Allgemeinen im Bereich der WEZ einen deutlichen Anstieg. Eine Beeinflussung der Eigenschaften durch die Auswahl des Schweißzusatzwerkstoffes wie in der Schweißnaht ist in der WEZ kaum möglich [DORN, 1986], [GRAN, 1993]. Der Einfluss der Diffusion von Legierungselementen, die zur Steigerung der Festigkeit in der WEZ beitragen, ist vernachlässigbar.

Die Beschreibung der Gefügeumwandlung beim Schweißen im Bereich der WEZ während des Aufheizprozesses kann durch Zeit-Temperatur-Austenitisierungs-(ZTA)-Schaubilder und während des Abkühlprozesses durch Schweiß-Zeit-Temperatur-Umwandlungs-(Schweiß-ZTU)-Schaubilder erfolgen. Diese Schaubilder sind im Allgemeinen werkstoff- und prozessabhängig. Die Veränderung des Gefüges, insbesondere bei höchstfesten Stählen in der Anlasszone, wird durch diese Diagramme nicht beschrieben [DEGEN, 1999], [SEYF, 1982]. Eine Aufgabe ist darin zu sehen, eine allgemeingültige Darstellung in Anlehnung an ZTU-Schaubilder zu entwickeln und in der Simulation von ein- und mehrlagigen Schweißverbindungen zu berücksichtigen.

Bei höchstfesten Stählen lässt sich eine Abkühlzeit $t_{8/5}$ definieren. Diese Zeit, die zur Abkühlung von $T = 800$ °C auf $T = 500$ °C benötigt wird, ermöglicht eine Abschätzung des entstandenen Gefüges bei Kenntnis des verwendeten Werkstoffes und gestattet einen Vergleich zwischen verschiedenen Schweißlagen und -prozessen zur Beurteilung der Ausführungsqualität [DEGEN, 1985], [DEGEN, 1999].

Duplex-Stähle

Bei Duplex-Stählen kann das Ausgangsgefüge durch Wärmeeinwirkung zu einer Beeinflussung der mechanisch-technologischen Eigenschaften führen. Eine Versprödung bei $T = 475$ °C, die durch eine Entmischung des Ferrits verursacht wird, sowie Ausscheidungen von intermetallischen Phasen, Metallkarbiden und Nitriden im Temperaturbereich zwischen $T = 600$ °C und $T = 900$ °C setzen die Korrosionsbeständigkeit herab. Eine Temperatur über $T = 1200$ °C hat eine ausgeprägte Ferritbildung und Kornvergrößerung zur Folge. Zur Beschreibung dieser Vorgänge sowie zur Darstellung der Abhängigkeiten von der Zeit und der Temperatur wurden Ausscheidungsschaubilder aufgestellt. Ein solches Schaubild ist für den Duplex-Stahl 1.4462 in [DVS 0946, 2004] zu finden. Zu beachten ist, dass diese Ausscheidungen erst bei einer dauerhaften Temperatureinwirkung und einer Haltezeit $t \geq 108$ s auftreten.

Die Ferrit-Austenit-Umwandlung als diffusionsgesteuerter Prozess wird beim Schweißen aufgrund der kurzen Verweildauer über $T = 800\text{ °C}$ nur unvollständig abgeschlossen. Dies hat zur Folge, dass die Schweißnaht höhere Ferritanteile aufweist. Zur Charakterisierung der Abkühlvorgänge von ferritisch-austenitischen Stählen wird in der Schweißtechnik die Abkühlzeit $t_{12/8}$ zwischen $T = 1200\text{ °C}$ und $T = 800\text{ °C}$ genutzt [WURM, 1999].

Bei Duplex-Stahl liegt bei einer Temperatur um $T \approx 1400\text{ °C}$ ein rein ferritischer Einphasenwerkstoff vor. Während der Abkühlung wandelt sich Ferrit durch die Festkörperreaktion von der δ -Phase zur γ -Phase teilweise in Austenit um. Die Duplex-Stähle liegen dann in einem heterogenen Zweiphasengebiet ($\alpha+\gamma$) vor. Um die Umwandlung in Austenit bei kurzen Abkühlzeiten zu unterstützen, werden den Schweißzusätzen in der Regel höhere Anteile an austenitstabilisierenden Elementen wie Nickel und Stickstoff beigegeben. Im Grundwerkstoff ist jedoch die Bildung einer ferritischen Zone unmittelbar neben der Schmelzlinie nicht zu vermeiden. Aufgrund der geringen Löslichkeit des Ferrits für Stickstoff können sich Chromnitride (CrN) bilden, die insbesondere die Lochfraßbeständigkeit dieser Zone negativ beeinflussen [HEUS, 1993].

Eine Bewertung des Gefügeanteils, insbesondere des Ferrits, erfolgt durch die Ferrit-Nummer (FN). Für den Duplex-Stahl 1.4462 werden Ferritanteile zwischen 30 FN und maximal 70 FN in [DIN 8249, 2000] empfohlen. Neben der direkten Messung des Ferritanteils im Gefüge mit magnetischen Methoden ist auch eine Abschätzung mithilfe von speziellen Zustandsdiagrammen möglich. Die bekanntesten dieser Diagramme sind:

- das Schaeffler-Diagramm [SCHA, 1949],
- das DeLong-Diagramm [DELO, 1974],
- das WRC-Diagramm [KOTE, 1992].

Quarzglas

Der Werkstoff Quarzglas verhält sich bei Wärmeeinwirkung anders als kristalline Werkstoffe wie Feinkornbaustahl oder Duplex-Stahl. Wissenschaftlich belegte Aussagen zum Verhalten des Quarzglases während des Laserschweißprozesses sind aus der Literatur bisher nicht bekannt. Das thermische Fügen der Glasteile erfolgt gegenwärtig noch überwiegend mithilfe einer Gasflamme und ist auf Materialdicken von $d \leq 6\text{ mm}$ begrenzt [DAUS, 1982]. Eine Weiterentwicklung der Schweißtechnologie unter Verwendung von Laserstrahlen ermöglicht Verbindungen von Bauteilen mit einer Materialdicke bis $d = 10\text{ mm}$ [SCHM, 2006]. Erste Prototypen von Schweißnähten an Platten und Rohren verdeutlichen sowohl die vorhandene Schweißbarkeit als auch die aufwändige, zum Teil empirische, Anpassung der Schweißparameter und -technik [MÜLL, 2007].

Beim Werkstoff Glas ist die Definition einer Schmelztemperatur im thermodynamischen Sinne nicht möglich. Er geht bei Erwärmung kontinuierlich vom festen über den viskosen zum flüssigen Zustand über. Eine sprunghafte Phasenumwandlung, die mit einer Energieveränderung im System verbunden ist, kann dabei nicht festgestellt werden. Der Werkstoff Glas weist jedoch einen Transformationsbereich auf, der – unabhängig von der Zusammensetzung – bei einer Viskosität von $\eta = 10^{13,5}\text{ Pa}\cdot\text{s}$ bis $\eta = 10^{12}\text{ Pa}\cdot\text{s}$ liegt [SCHO, 1977]. In diesem Bereich, der durch die Transformationstemperatur T_g charakterisiert werden kann, erfolgt der Übergang vom festen zum viskosen Zustand und dies ist im Allgemeinen mit Änderungen der temperaturabhängigen Eigenschaften verbunden. Eine Krafteinwirkung auf ein Werkstück, das eine Temperatur $T < T_g$ aufweist, führt

zur Entstehung von Spannungen, die unverändert über längere Zeit wirksam bleiben. Ein Spannungsabbau in endlicher Zeit – Relaxationszeit – ist bei einer Kraftereinwirkung auf ein Werkstück, das eine Temperatur $T > T_g$ besitzt, vorhanden [WEIN, 1993]. Weiterhin ist darauf zu achten, dass die zu verbindenden Werkstücke den gleichen Wärmeausdehnungskoeffizienten besitzen [DAUS, 1982]. Aufgrund des spröden Verhaltens unterhalb der Transformationstemperatur T_g und möglicher Oberflächendefekte können geringe Zugspannungen, die im Verlauf des Abkühlungsprozesses auftreten, zur Zerstörung des Bauteils führen.

2.3 Eigenspannungen und Verzug

2.3.1 Entstehung

Eigenspannungen sind innere, im mechanischen Gleichgewicht stehende Spannungen, die ohne Einwirkung von äußeren Kräften und bei einem Temperaturfeld, das räumlich homogen und zeitlich konstant ist, im Werkstück vorhanden sind. Sie werden hervorgerufen durch heterogen verteilte plastische Verformungen, die beim Schweißprozess die Folge einer lokal wirkenden Wärmequelle sind [DGM, 1980], [HERO, 1994], [MACH, 1973], [TIETZ, 1982]. Die Formänderungen sind im Allgemeinen unverträglich mit den Verformungen benachbarter Werkstoffbereiche. Eigenspannungen entstehen durch die gegenseitige Formbehinderung, die als örtliche Inkompatibilität bezeichnet wird [PEIT, 1992].

Aus den grundlegenden physikalischen Mechanismen der Entstehung von Eigenspannungen ergibt sich eine Möglichkeit ihrer Einteilung nach Arten, die im Allgemeinen nicht allein auftreten, sondern sich überlagern [TIETZ, 1982]:

- Thermische Eigenspannungen, die bei Abkühlungsvorgängen durch unterschiedliche Verformungen in den Querschnittsbereichen infolge der Wärmeausdehnung entstehen;
- Verformungseigenspannungen, die durch inhomogene Verformungen aus einer äußeren Belastung resultieren;
- Umwandlungseigenspannungen, die durch ungleichmäßige Gefügeumwandlung mit einer Volumenveränderung entstehen;
- Ausscheidungseigenspannungen, die durch Verzerrungen infolge von Ausscheidungen im Kristallgitter von metallischen Werkstoffen hervorgerufen werden.

Eine Einteilung der Eigenspannungen kann hinsichtlich der Entstehungsursache getrennt nach werkstoffbedingten Vorgängen, fertigungsbedingten Einflüssen und äußeren Belastungseinwirkungen erfolgen. Abbildung 2.1 zeigt eine Übersicht über die Entstehungsursachen.

Eine weitere Klassifikation in Eigenspannungen I. Art, II. Art und III. Art ist durch die Definition eines Makro- und Mikrobereiches möglich [DGM, 1980].

- Eigenspannungen I. Art sind über größere Bereiche des Werkstoffes, der mehrere Körner umfasst, hinsichtlich Betrag und Richtung fast homogen und werden Makro-eigenspannungen genannt. Eine Störung des Kräfte- und Momentengleichgewichtes führt immer zu makroskopischen Formänderungen.
- Eigenspannungen II. Art sind über einen kleinen Bereich des Werkstoffes, der eine Größenordnung von $0,01 \leq d \leq 1,0$ mm mit einem Korn oder Kornbereichen umfasst, hinsichtlich Betrag und Richtung fast homogen und gehören zu den Mikro-eigenspannungen. Ein

Eingriff in das Kräfte- und Momentengleichgewicht kann zu makroskopischen Formänderungen führen.

- Eigenspannungen III. Art sind über einen sehr kleinen Bereich des Werkstoffes, der eine Größenordnung von $10^{-6} \text{ mm} \leq d \leq 10^{-2} \text{ mm}$ und mehrere Atomabstände umfasst, inhomogen und in der Gruppe der Mikrospannungen zu finden. Eine Störung des Kräfte- und Momentengleichgewichtes hat keine makroskopische Formänderung zur Folge.

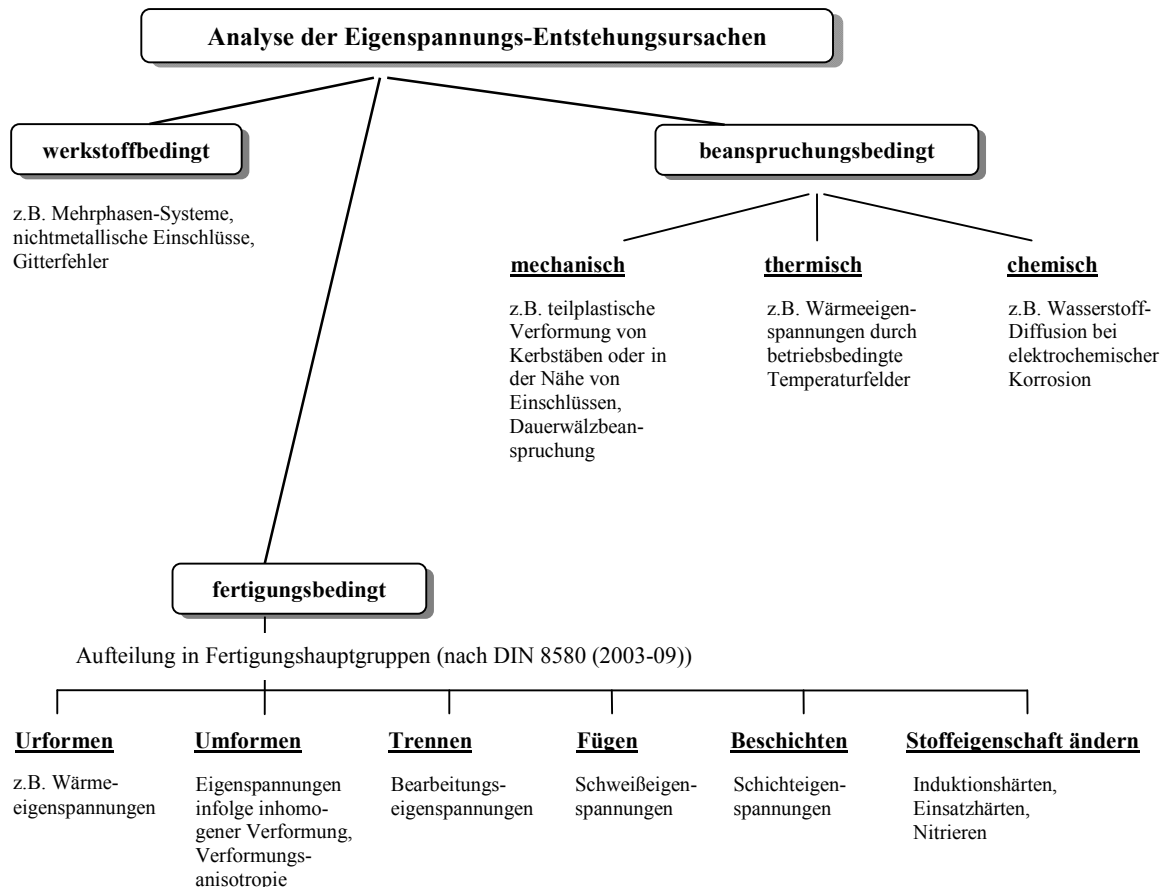


Abbildung 2.1: Ursachen der werkstoff-, fertigungs- und beanspruchungsbedingten Eigenspannungen nach [DGM, 1980]

Abbildung 2.2 zeigt einen Spannungsverlauf für eine Spannungskomponente σ für einen Bereich mit Festlegung der drei Eigenspannungsarten. Diese Schwankungen resultieren aus dem heterogenen Charakter des Gefüges realer Werkstoffe. Eine Betrachtung der Spannung erfolgt am jeweiligen Mittelwert. Die örtliche Eigenspannung setzt sich aus den drei genannten Eigenspannungsarten zusammen:

$$\sigma = \sigma^I + \sigma^{II} + \sigma^{III} \quad (2.1)$$

mit

- σ^I – Eigenspannung I. Art,
- σ^{II} – Eigenspannung II. Art,
- σ^{III} – Eigenspannung III. Art.

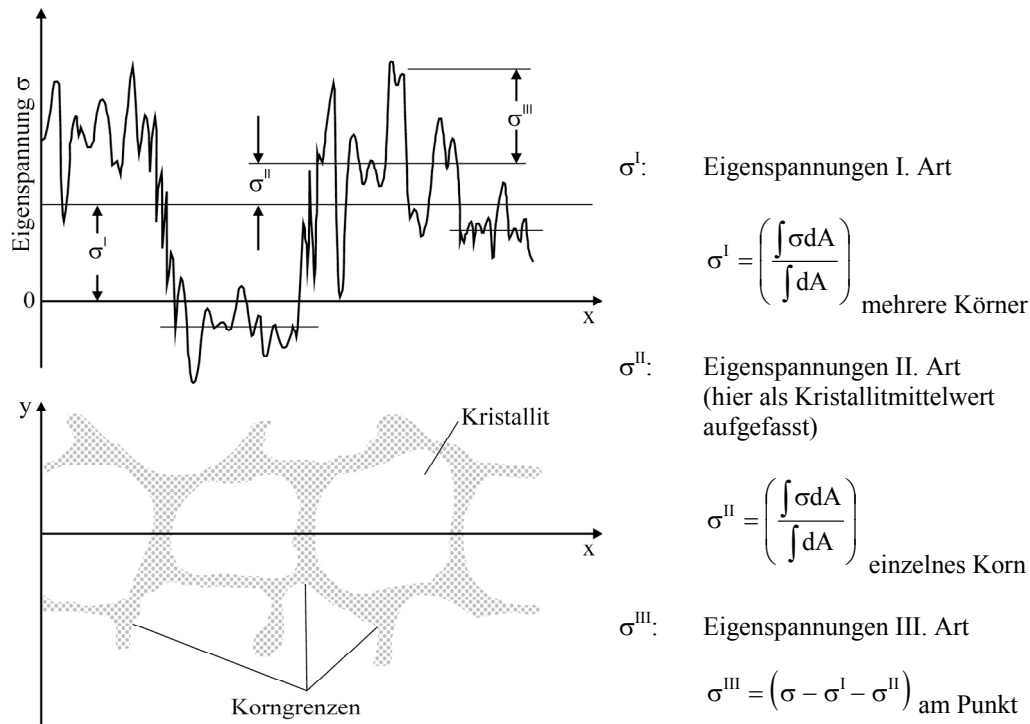


Abbildung 2.2: Eigenspannungen in der Kristallitstruktur, beschränkt auf eine Spannungskomponente σ nach [RADAJ, 2002]

Eigenspannungen III. Art sind stets vorhanden und führen zu einem eigenspannungsbehafteten Werkstoff. Aufgrund der Zusammensetzung der örtlich wirksamen Eigenspannung σ , resultierend aus den drei beschriebenen Eigenspannungsanteilen, stellt die vollständige Eigenspannungsanalyse eine sehr komplexe Aufgabe dar.

Die folgenden Ausführungen beschränken sich auf die Schweißspannungen bei metallischen Werkstoffen, die sich maßgeblich aus den Eigenspannungen I. Art ergeben und makroskopische Auswirkungen aufweisen.

Schweißspannungen sind Spannungen, die infolge des Aufheiz- und Abkühlprozesses beim Schweißen als Folge zeitlich und örtlich inhomogener Verformungen in makroskopischen, mikroskopischen und submikroskopischen Bereichen der Schweißnaht, der WEZ und des Grundwerkstoffes entstehen. Sie sind nach vollständiger Abkühlung ohne Einwirkung von äußeren Kräften und Momenten vorhanden [WOHL, 1977]. Die nach dem Schweißen vorliegenden Eigenspannungen ergeben sich sowohl infolge der inhomogenen Temperaturverteilung über die Werkstoffdicke und der erzwungenen thermischen Ausdehnung als auch durch Umwandlungsvorgänge bei der Aufheizung und Abkühlung des Werkstückes.

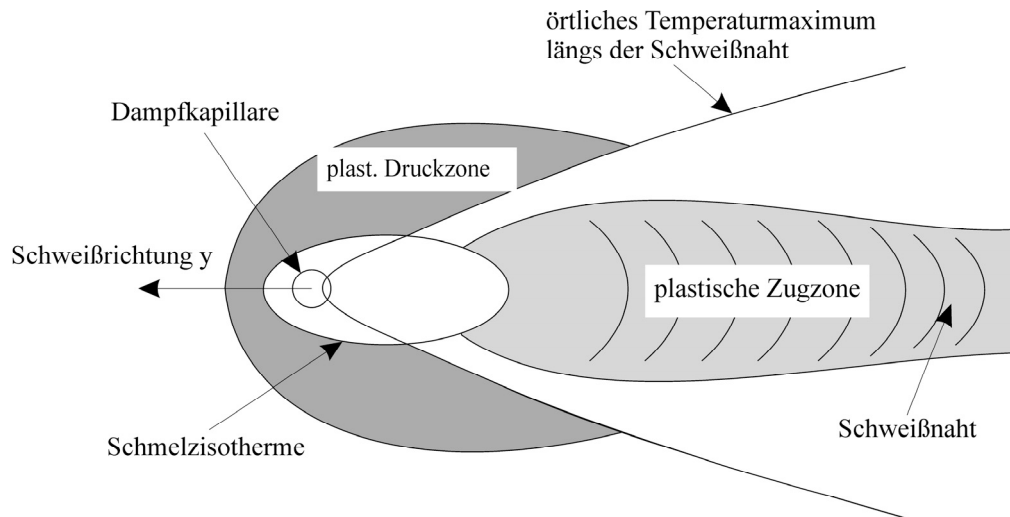


Abbildung 2.3: Entstehung von makroskopischen Eigenspannungen infolge des Schweißprozesses nach [PASQ, 2001]

Im Vergleich zur Umgebungstemperatur wird der Schweißnahtbereich beim Schweißen stark erwärmt und lokal aufgeschmolzen. Infolge der Erwärmung dehnt sich der Werkstoff aus. Durch die kältere Umgebung wird die Wärmedehnung behindert und Druckspannungen treten auf, die teilweise die bei erhöhter Temperatur erniedrigte Fließgrenze überschreiten. Der Schweißbereich wird plastisch gestaucht und weist nach der Abkühlung Zugeigenspannungen auf, die durch Druckeigenspannungen in den benachbarten Bereichen ausgeglichen werden. Abbildung 2.3 zeigt die Ausbildung von Druck- und Zugzonen während des Schweißprozesses. Im Bereich des Schmelzbades werden aufgrund der geringen Festigkeit des Werkstoffes sowie der Änderung des Aggregatzustands alle möglicherweise vorhandenen Eigenspannungen abgebaut [RADAJ, 1988a].

Die Ausbildung der Schweißereigenspannungen wird durch konstruktive, verfahrensbedingte und werkstoffliche Einflussgrößen bestimmt und kann hinsichtlich der Schweißnahttrichtung in Längs-, Quer- und Dickenrichtung unterteilt werden. Bei konstanter Geometrie und gleicher Versuchsdurchführung wird der Eigenspannungszustand durch drei werkstoffliche Aspekte – Schrumpfung, Abschreckung und Umwandlung – bestimmt.

Für eine einlagige Stumpfstoßverbindung von zwei ebenen Blechen ergeben sich folgende Zustände. Behinderte Längsschrumpfungen führen aufgrund von Reaktionskräften zur Aufhebung der Verformung und zu Eigenspannungen in Nahtquerrichtung. In der Mitte einer langen Schweißnaht entstehen Zugspannungen, und aus Gleichgewichtsgründen sind an den Nahtenden Druckspannungen vorhanden. Quer zur Naht werden die schrumpfungsbedingten Quereigenspannungen mit zunehmendem Abstand von der Nahtmitte kontinuierlich bis zum Blechrand abgebaut [WOHL, 1986]. Die Spannungen in Dickenrichtung bilden sich bei hinreichend großer Plattendicke sowie bei mehrlagigen Schweißnähten aus und werden durch unterschiedliche Abkühlvorgänge in Naht- bzw. Blechdickenrichtung hervorgerufen. Tendenziell treten bei einlagigen Schweißnähten Zugspannungen an der Nahtoberfläche und Druckspannungen im Innern der Schweißverbindung auf. Die Eigenspannungen in Dickenrichtung weisen im Vergleich zu den Quer- und Längseigenspannungen einen sehr geringen Wert auf [PASQ, 2001].

Die Ausführungen zu den Schrumpfspannungen setzen eine über die Blechdicke gleichmäßige Abkühlung voraus. Diese Annahme ist in der Wirklichkeit nicht [WOHL, 1977] oder nur für sehr geringe Naht- und Blechdicken [WIEW, 1990] verifizierbar. Eine schnellere Abkühlung als in der Werkstückmitte ist in den oberflächennahen Schichten der Naht und in den nahtnahen Werkstoffbereichen vorhanden. Die entstehenden Temperaturdifferenzen zwischen den Bereichen führen zu Wärmespannungen. Eine Überschreitung der lokal reduzierten Warmstreckgrenzen hat zur Folge, dass plastische Verformungen auftreten, die nach dem Abkühlvorgang zu einer inhomogenen Eigenspannungsverteilung beitragen. Die so entstandenen Eigenspannungen werden als Abschreckeigenspannungen bezeichnet. Im Allgemeinen treten in der oberflächennahen Zone der Naht und der WEZ Druckspannungen und in der Werkstückmitte Zugspannungen auf [WOHL, 1977].

Umwandlungseigenspannungen entstehen in der Naht und in der WEZ bei der Abkühlung einer Schweißverbindung, die mit einer Volumenveränderung und Phasenumwandlung bei niedrigen Temperaturen sowie großen Warmstreckgrenzen verbunden ist [WIEW, 1990], [WOHL, 1977]. Die bei Stählen bei der Abkühlung auftretenden Umwandlungen sind stets mit Volumenvergrößerungen verbunden und abhängig vom Gefüge. Beim Schweißen treten, insbesondere bei der Umwandlung von Austenit in Martensit und Bainit, Umwandlungseigenspannungen auf. Zu beachten ist, dass die Umwandlungen in den einzelnen Bereichen zu unterschiedlichen Zeitpunkten ablaufen. Im Allgemeinen entstehen in den Bereichen, die zuerst eine Umwandlung durchlaufen haben, Zugspannungen und in den unbeeinflussten Bereichen Druckspannungen [WOHL, 1977].

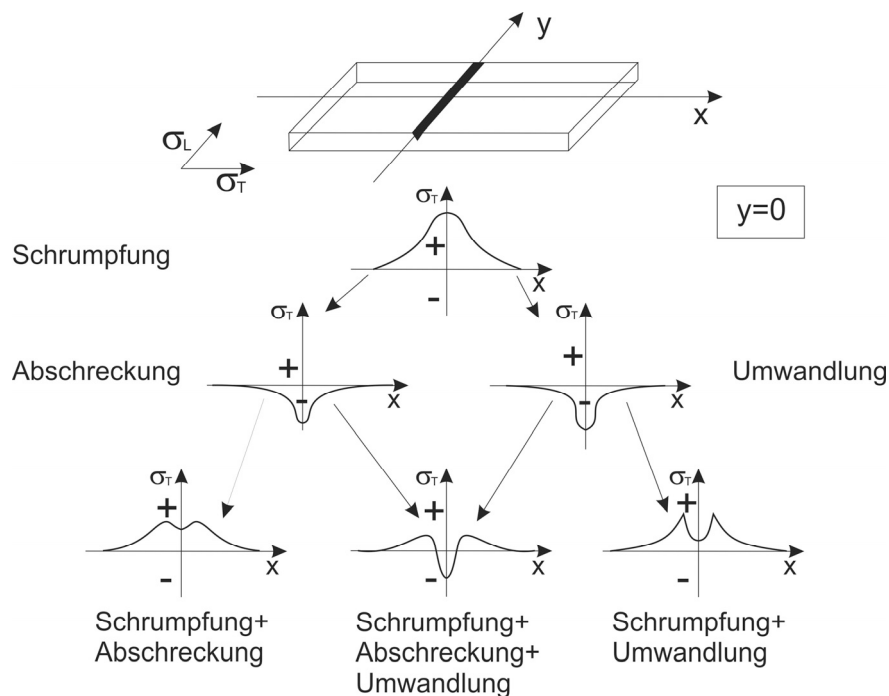


Abbildung 2.4: Entstehung des Querspannungsverlaufs längs einer Linie senkrecht zur Naht durch Überlagerung von Schrumpf-, Abschreck- und Umwandlungseigenspannungen nach [WIEW, 1990]

Die drei Eigenspannungen – Schrumpf-, Abschreck- und Umwandlungseigenspannungen – treten bei der Abkühlung einer Schweißverbindung auf und überlagern sich. Die Vorhersage des Eigenspannungsverlaufes wird durch die wechselseitige Beeinflussung der einzelnen Spannungsanteile

erschwert. Die Annahme einer linearen Superposition der einzelnen Eigenspannungsanteile ermöglicht eine theoretische Überlegung zur Quereigenspannungsverteilung einer geschweißten Stumpfnaht (siehe Abbildung 2.4). Die dargestellten Verteilungen gelten für die Plattenmitte senkrecht zur Naht. In der Nahtmitte zeigt sich an der Einsattelung des Eigenspannungsverlaufes deutlich der Einfluss der Abschreck- und Umwandlungseigenspannungen. Die Maxima der Zugeigenspannungen sind in allen Fällen seitlich zu den Nahträndern verschoben und liegen nicht mehr in Nahtmitte. Die Höhe der Eigenspannungsmaxima an den Seiten der Einsattelungen kennzeichnet die Schrumpfeigenspannungsanteile [WOHL, 1977].

Eigenspannungen und Verzug sind im Werkstück im Allgemeinen gekoppelt vorhanden. Die plastische Verformung der Naht und der WEZ führen zu einem Verzug des Werkstücks. In Abhängigkeit von der Geometrie des Bauteils, vom Werkstoff und von der Eigenschaft der Verbindung, Ausdehnungen und Schrumpfungen aufzunehmen, treten höhere Eigenspannungen oder größere makroskopische Formänderungen, die als Verzug bezeichnet werden, auf. Der Verzug ergibt sich durch Längs-, Quer- und Winkelschrumpfungen sowie deren Kombinationen beim Schweißen. Folgende Verzugsarten werden unterschieden [MACH, 1961], [MACH, 1973], [MALI, 1977]:

- Querverzug entsteht durch Kürzung des Bauteils in Querrichtung infolge der Querschrumpfung der Naht;
- Winkelverzug ergibt sich aus der ungleichmäßigen Verteilung der Querschrumpfung in Blech- und Nahtdicke mit einer Drehbewegung um die Schweißnaht als Achse;
- Rotationsverzug wird durch Winkelschrumpfung in einer Ebene erzeugt;
- Längsverzug tritt durch Längsschrumpfung beim Schweißen insbesondere in einer zentrisch zur neutralen Faser des Querschnittes angeordneten Naht und einer damit verbundenen Verkürzung des Bauteils in Längsrichtung auf;
- Biegeverzug entsteht durch Längsschrumpfung bei einer exzentrisch zur neutralen Faser des Querschnittes angeordneten Naht und erzeugt eine Biegung senkrecht zur Naht;
- Beulverzug ist die Verformung einer Platte senkrecht zur Walzrichtung, die zur Instabilität führt.

Der Schweißverzug stellt im Allgemeinen eine Überlagerung verschiedener Verzugsarten dar. Diese Interaktion unterschiedlicher Effekte erschwert sowohl die Rückführung auf einzelne Phänomene als auch deren Interpretation, insbesondere bei geometrisch komplexen Bauteilen. Der Verzug wird in dieser Arbeit nicht untersucht. Ausführliche Erläuterungen sind in [MALI, 1977], [MASU, 1970], [MASU, 1980], [RADAJ, 1988a] und [RADAJ, 2002] zu finden.

2.3.2 Einflussgrößen, Bedeutung und Bewertung

Umfangreiche Erkenntnisse und wesentliche Wirkungsweisen zu Einflussgrößen auf Schweißereigenspannungen liegen insbesondere für metallische Werkstoffe in [AURI, 1999], [DORN, 1986], [HÄNS, 1961], [HÄNS, 2006], [MALI, 1977], [RADAJ, 1988a], [RADAJ, 1992], [RADAJ, 2002], [VOß, 2001], [ZHANG, 1996] vor. Abbildung 2.5 zeigt eine Zusammenstellung hauptsächlicher Einflussgrößen auf Schweißereigenspannungen, getrennt nach Schrumpf-, Abschreck- und Umwandlungseigenspannungen.

Schrumpfeigenspannungen verändern sich mit:	
$\sigma_{St} \uparrow$	$d\sigma_{St}/dT \uparrow$
$\alpha \uparrow$	$E \uparrow$
$\lambda \downarrow$	$dT/dx \uparrow$
$s \downarrow$	$t \uparrow$
Abschreckeigenspannungen verändern sich mit:	
$\sigma_{St, \Delta T_{max}} \downarrow$	$\sigma_{St} - \sigma_{St, \Delta T_{max}} \uparrow$
$\alpha \uparrow$	$E \uparrow$
$\lambda \downarrow$	$\Delta T_{max} \uparrow$
$dT/dt \uparrow$	$t \uparrow$
Umwandlungseigenspannungen verändern sich mit:	
$\sigma_{St, Tu} \uparrow$	$\sigma_{St, Tu, min} - \sigma_{St, Tu, max} \uparrow$
$\Delta V_u \uparrow$	$E \uparrow$
$\lambda \downarrow$	$M_s \downarrow$
$dT/dt \uparrow$	$s \downarrow$
σ_{St}	– Streckgrenze
$\sigma_{St, \Delta T_{max}}$	– Warmstreckgrenze im Temperaturbereich der maximalen Temperaturdifferenz
$\sigma_{St, Tu}$	– Warmstreckgrenzen im Temperaturbereich
α	– Thermischer Ausdehnungskoeffizient
E	– Elastizitätsmodul
λ	– Wärmeleitfähigkeit
s	– Nahtbreite
t	– Naht- bzw. Blechdicke
dT/dt	– Abkühlgeschwindigkeit
dT/dx	– Temperaturgradient in senkrechter Richtung zur Naht
M_s	– Martensitstarttemperatur
ΔV_u	– Volumenänderung bei der Phasenänderung
\uparrow bzw. \downarrow	– Zu- bzw. Abnahme der betreffenden Einflussgröße

Abbildung 2.5: Wesentliche Einflussgrößen auf Schrumpf-, Abschreck- und Umwandlungseigenspannungen nach [VOß, 2001], [WIEW, 1990], [WOHL, 1977]

Eine Bewertung der Auswirkungen erfolgt ausschließlich tendenziell durch eine qualitative Angabe. Eine differenzierte Betrachtung einzelner Einflüsse und deren Interaktion sind praktisch kaum möglich. Die Darstellung in Abbildung 2.5 bezieht sich überwiegend auf werkstoffbedingte Faktoren. Die konstruktions- und fertigungsbedingten Einflussgrößen sind aufgearbeitet und in technologische Hinweise zusammengefasst in [HÄNS, 1961], [HÄNS, 2006], [MALI, 1977].

Eine zentrale Schwierigkeit bei der Bewertung von Eigenspannungen bzw. eigenspannungsbehafteten Bauteilen [DGM, 1980] besteht einerseits darin, dass geringe Veränderungen sowohl der Parameter der technologischen Prozesse als auch der Abmessungen der Bauteile im Allgemeinen einen großen Einfluss auf Eigenspannungszustände haben. Andererseits überlagern sich mehrere Eigenspannungszustände, die durch verschiedene technologische Prozesse verursacht werden. In der Praxis sind kaum Kenntnisse über Größe und Verteilung der Eigenspannungen in den Bauteilen vorhanden. Sie stellen eine Unsicherheit hinsichtlich der Einschätzung des Bauteilverhaltens dar. Eine quantitative Bewertung ist nicht möglich.

In [DGM, 1980] werden Möglichkeiten im Umgang mit Eigenspannungen im Bauteil als Stufenmodell vorgestellt:

- Stufe 1: Die unbekanntes Eigenspannungen werden ignoriert;
- Stufe 2: Die Eigenspannungen werden toleriert, wodurch zumindest eine qualitative Beurteilung aufgrund vorliegender Erfahrungen ermöglicht wird, z. B. erhöhte Sicherheitsbeiwerte bei Versagensbetrachtungen, Verwendung von modifizierten Knick-, Biegedrillknicken- und Beulspannungskurven bei Stabilitätsbetrachtungen;
- Stufe 3: Die Eigenspannungen werden weitgehend beseitigt bzw. abgebaut, z. B. durch Glühen, und das Bewertungsproblem hinsichtlich der unbekanntes Eigenspannungen wird auf elementare Weise gelöst;
- Stufe 4: Die Eigenspannungen werden konkret für ein individuell gestaltetes Bauteil mithilfe numerischer und/oder geeigneter experimenteller Methoden ermittelt, um eine sinnvolle, dem jeweiligen Einsatzzweck entsprechende Bewertung zu ermöglichen und dadurch eine Unter- bzw. Überschätzung der Problematik zu vermeiden.

Von Stufe zu Stufe steigt der erforderliche Zeit- und Kostenaufwand für die Ermittlung der Eigenspannungen enorm an. Die Vorgehensweise ermöglicht aber einen gezielten Umgang mit Eigenspannungen in Bauteilen. Kenntnisse über Art, Betrag und Verteilung der Eigenspannungen können für Festigkeitsberechnungen, Schadensanalysen und zur Auswahl geeigneter Qualitätssicherungsmaßnahmen eine wichtige Rolle spielen. Zudem lassen sich durch gezielt erzeugte Eigenspannungszustände in manchen Fällen erstaunliche Verbesserungen des Bauteilverhaltens unter bestimmten Beanspruchungsbedingungen erzielen [RADAJ, 2002].

Eigenspannungen können auch in gleicher Richtung wie Lastspannungen wirken und eine teilweise Herabsetzung der am Werkstoff ermittelten Festigkeit durch früheres Einsetzen der Plastizierung als im eigenspannungsfreien Zustand verursachen. Ausführliche Erläuterungen zum Einfluss der Eigenspannungen und der Lastspannungen auf Trageigenschaften von geschweißten Bauteilen sind in [HÄNS, 1961] zu finden. Eine positive Auswirkung ist vorhanden, wenn sie konträr zu den Lastspannungen gerichtet auftreten. Ausführlich beschriebene Beispiele zur Auswirkung von Eigenspannungen auf das Tragverhalten von Konstruktionen sind in [TIETZ, 1982] zu finden.

Eine mehrachsige Beanspruchung von Werkstoffen führt im Vergleich mit einer einachsigen Beanspruchung zu einer Vergrößerung der Formänderungsfestigkeit und gleichzeitig zu einer Abnahme der Zähigkeit, die als Versprödung bezeichnet wird. Dem Aspekt der Spröbruchgefahr wird bei der Stahlsortenauswahl Beachtung geschenkt [DAST 009, 2005]. Ein weiteres Phänomen, bei dem Eigenspannungen berücksichtigt werden sollten, ist die Spannungsrisskorrosion. Zugeigenspannungen gehören neben dem Werkstoffzustand und dem angreifenden Medium zu den gemeinsam wirkenden Ursachen der Spannungsrisskorrosion.

Die Schweiß eigenspannungen haben – neben äußeren Belastungen – einen großen Einfluss auf die Entstehung von Kaltrissen. Kaltrisse entstehen insbesondere bei Zugeigenspannungen aus dem Schweißprozess im Zusammenwirken von Kerbspannungen im Bereich von Nahtimperfectionen und eingebrachtem Wasserstoff im Bereich der Grobkornzone während oder nach der Abkühlung [RADA, 1974].

Zugeigenspannungen, die durch das Schweißen entstehen, können die Ausbreitung von Schwingungsrissen beschleunigen und die Schwingfestigkeit entsprechend negativ beeinflussen [NELS, 1982]. Untersuchungen belegen, dass der Einfluss von sehr hohen schweißbedingten Zugigenspannungen größer ist als der schwingfestigkeitsmindernde Einfluss von Zugmittelspannungen. Die Schwingfestigkeit der Bauteile auf einem niedrigeren Beanspruchungsniveau ist nahezu unabhängig von der Mittelspannung [HAIB, 1976], [NITS, 1991], [NITS, 1995].

Die numerische Schweißsimulation bietet eine Möglichkeit, um den Eigenspannungszustand und die Gefügeverteilung auch bei mehrlagigen Schweißnähten und komplexen Bauteilstrukturen zu analysieren. Beispielsweise wurden die numerischen Methoden zur Lösung nichtlinearer Gleichungssysteme und Erweiterungen von zwei- und dreidimensionalen Elementen mit zusätzlichen Freiheitsgraden zur Erfassung des Gefüges in den letzten 20 Jahren sehr stark weiterentwickelt [GROTH, 2000b], [SYSW, 2006b], [GROTH, 2000a]. Weiterhin sind einige Untersuchungen zur Ermittlung der temperaturabhängigen Materialkennwerte ausgewählter Werkstoffe vorhanden. Die Weiterentwicklung der numerischen Modellierung und die umfassende Beschreibung des Werkstoffes gestatten den Eigenspannungszustand realitätsnah zu bestimmen und experimentelle Untersuchungen der Eigenspannungen zu reduzieren [SST, 2006].

2.4 Numerische Schweißsimulation

2.4.1 Allgemeines

Die numerische Schweißsimulation stellt die Verknüpfung einer theoretischen Durchdringung der komplexen Vorgänge, die beim Schweißprozess auftreten, und einer Approximation der gekoppelten Vorgänge beim Schweißprozess mithilfe von numerischen Methoden zur Bestimmung von Temperatur, Gefüge, Eigenspannung und Verzug dar. Gegenüber einer experimentellen Untersuchung liegt ein wesentlicher und bedeutender Vorteil in der Verallgemeinerbarkeit der Ergebnisse. Ziele der numerischen Schweißsimulation sind sehr breit ausgerichtet und bestehen darin, die Weiterentwicklung von Schweißverfahren, die Verbesserung von Konstruktionen, die Modifikation von Werkstoffen unabhängig von einem Anwendungsbereich zu unterstützen. Eine sinnvolle Strukturierung ergibt sich durch die Definition von drei Teilbereichen in der Schweißsimulation [RADAJ, 1999]:

- Prozesssimulation,
- Struktursimulation,
- Werkstoffsimulation.

Eine Kopplung der Teilbereiche ist durch eine gegenseitige Abhängigkeit von verschiedenen Ein- und Ausgangsgrößen vorhanden (siehe Abbildung 2.6). Die Prozesssimulation beschäftigt sich mit dem Schweißprozess und gestattet unter anderem Aussagen zu dessen Wirkungsgrad und Stabilität [RAMI, 2003]. Eine selbstkonsistente Modellierung des Prozesses ermöglicht beispielsweise eine realitätsnahe Bestimmung der Schmelzbadgeometrie [PITT, 2004] und Schmelzbadströmung [DEBR, 2001]. Eigenspannungen in einer Konstruktion und der dazugehörige Verzug lassen sich in der Struktursimulation erfassen [UEDA, 1999], [WEBS, 2002]. Daraus können die Festigkeit und Steifigkeit einer Konstruktion bestimmt werden, die sich nach einem Schweißprozess ergeben [HACK, 2003]. Der Einfluss von Prozess und Werkstoff auf die Eigenspannungen sowie den Verzug ist vorhanden [DILT, 2000]. Die Simulation des Werkstoffes ist wesentlich, um dessen Veränderungen infolge des Schweißprozesses zu beschreiben. Dazu zählt, insbesondere bei Stählen, die

Modellierung der Gefügeumwandlung sowohl bei einlagigen als auch bei mehrlagigen Schweißnähten [DENU, 2005], [KOIS, 1959], [LEBL, 1984a].

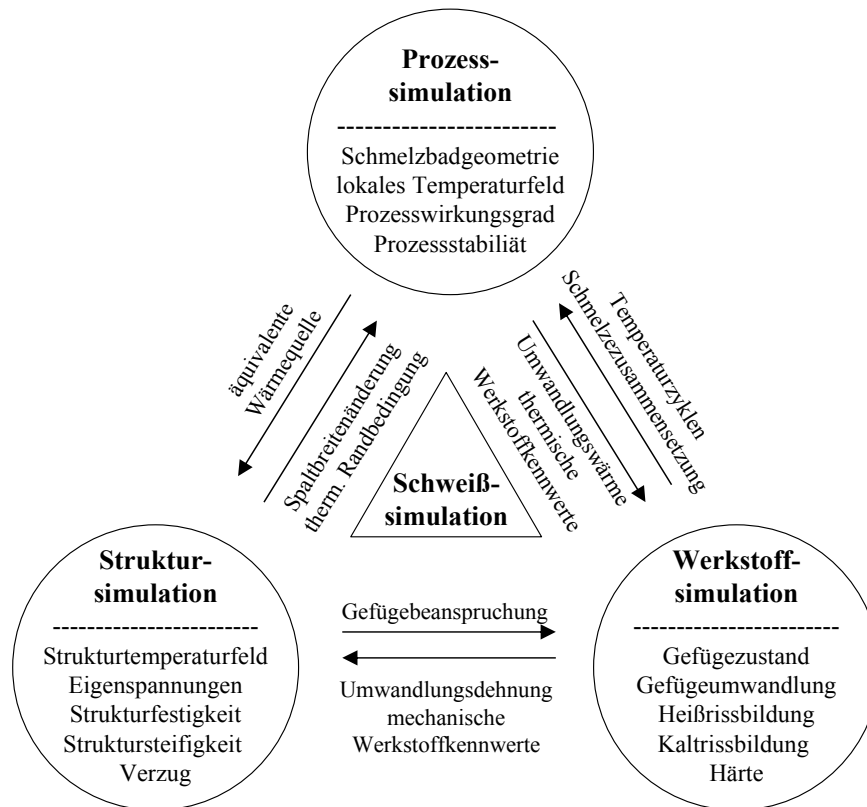


Abbildung 2.6: Teilbereiche der Schweißsimulation nach [RADAJ, 2002]

Aufgrund der Komplexität des Schweißprozesses und dessen Auswirkung auf Werkstoff und Struktur sind bei der Beschreibung verschiedene physikalische Modelle notwendig. Bei den thermischen Schweißverfahren dient die Thermodynamik zur Ermittlung des transienten Temperaturfeldes. Weiterhin sind mechanische Beschreibungen zur Bestimmung der Eigenspannungen und des Verzuges notwendig. Die Grundlage der Gefügeumwandlung sind die Erhaltungssätze der Masse und Energie. Die Lösung des nichtlinearen Gleichungssystems kann über Finite-Differenzen-Verfahren, Finite-Elemente-Verfahren oder Finite-Volumen-Verfahren erfolgen. Eine Übersicht über Untersuchungsberichte zur Analyse und Simulation mithilfe der Finite-Elemente-Methode gibt Mackerle [MACK, 1996], [MACK, 2002].

In den letzten Jahrzehnten wurden die grundsätzlichen Zusammenhänge zwischen den Einflussfaktoren beim Schmelzschweißen intensiv analysiert und dokumentiert [BUCH, 1990], [RADAJ, 1988a], [WOHL, 2002]. Dies belegen die zahlreichen Literaturangaben, die aus den Jahren vor 2000 stammen. Einerseits beeinflusst eine Änderung des transienten Temperaturfeldes die existierende Gefügestruktur, andererseits hängt die Temperaturverteilung von den thermischen Materialeigenschaften des vorhandenen Gefüges ab. Lokal begrenzte Temperatur- und Gefügeveränderungen führen zu inhomogenen Dehnungen und Spannungen im Werkstoff. Die entstehenden Spannungen beeinflussen allerdings das Temperaturfeld und das Umwandlungsverhalten der Gefügestruktur nur schwach. Die Diffusion der Gase ist wiederum stark von Temperatur, Spannung und Gefüge abhängig. Eine Unterteilung in die Teilprozesse – Thermodynamik, Mechanik und Metal-

lurgie – kann durch Ausnutzung der unterschiedlich starken Beeinflussungen zwischen den Einzelvorgängen realisiert werden. Dadurch lässt sich der Berechnungsaufwand günstigerweise reduzieren.

Eine Gliederung in die entkoppelten Teilprozesse

- Temperaturfeld mit Berücksichtigung der Gefügeumwandlung,
- Bestimmung der Härte,
- Ermittlung des Eigenspannungszustandes und Verzuges,
- Diffusion von Gasen

stellt eine wesentliche Grundlage für die numerische Simulation dar. In der Literatur ist dies ausführlich belegt [BUCH, 1990], [GROSS, 2005], [KASS, 2001], [LIND, 1999], [LOOSE, 2007], [OTTO, 1997], [PASQ, 2001], [PITT, 1992], [RADAJ, 1988a], [WOHL, 2002], [YU, 1977].

Eine Entkopplung von zusammenhängenden Prozessen erfordert eine spezielle Verifizierung der Berechnungen an experimentell ermittelten Daten. In der Literatur ist eine Vielzahl von Modellen bekannt, die zur Abbildung der einzelnen Teilprozesse dienen. In Abhängigkeit von der Aufgaben- und Zielstellung sind diese Modelle unterschiedlich komplex und eine Kopplung zwischen den verschiedenen mathematischen Modellen scheint schwierig. Ein komplexes und umfassend beschreibendes Modell mit Berücksichtigung aller drei Teilprozesse benötigt sowohl eine umfangreiche Anzahl von gesicherten Eingangsdaten als auch ausreichend Ressourcen zur Lösung des hochgradig nichtlinearen Gleichungssystems. Es gibt ausführliche Erläuterungen zur Ermittlung von Temperaturfeldern, Eigenspannungen und Verzug bei unterschiedlichen Schweißprozessen und eingesetzten Modellen in [RADAJ, 1992], [RADAJ, 1999], [RADAJ, 2002]. Diese Quellen stellen die grundlegenden Zusammenhänge der numerischen Schweißsimulation umfassend und sehr kompakt dar. Untersuchungen zu relevanten Einflussgrößen auf die numerische Schweißsimulation stellt [VOß, 2001] für ausgewählte Stahlwerkstoffe, wie X5CrNi 18 10, X20Cr13, S355J2G3 und DC04, vor. Eine Weiterentwicklung ist insbesondere bei der Modellierung von Werkstoffen in der Simulation festzustellen, z. B. [HACK, 2003].

2.4.2 Temperaturfeld

Die Ermittlung des transienten Temperaturfeldes stellt die wichtigste Voraussetzung dar, um die Gefügeveränderung bei umwandlungsfähigen Werkstoffen und die Spannungszustände in Bauteilen zu bestimmen.

Zu den Anfängen der mathematischen Betrachtung von Vorgängen beim Schweißen zählen die analytischen Temperaturmodelle von [ROSE, 1941], [ROSE, 1946], [RYKA, 1957], die sich durch eine einfache Modellierung von Wärmequellen auszeichnen. Analytische Modelle bieten die Möglichkeit, wesentliche Einflussgrößen sehr schnell abzuschätzen. Erweiterungen zu den ersten analytischen Modellen sind unter anderem in [MICH, 2000] und [DORN, 1985] zu finden. Sie sind für eine differenzierte Betrachtung von Gefügeverteilungen und Eigenspannungszuständen nicht geeignet.

Die instationäre Wärmeleitungsgleichung kann als eine partielle Differentialgleichung 2. Ordnung vom parabolischen Typ dargestellt werden. Die Qualität des Ergebnisses aus der numerischen Ana-

lyse ist von den verwendeten temperatur- und gefügeabhängigen Werkstoffkennwerten abhängig [RADAJ, 1999]. Eine analytische Lösung dieser Differentialgleichung ist nur bei speziellen Annahmen für den Wärmeeintrag und die physikalischen Materialwerte möglich. Eine allgemeine Lösung für beliebige Wärmequellen und temperaturabhängige Materialwerte existiert nicht. Deshalb bedient man sich Näherungsverfahren für die Berechnung von instationären Temperaturfeldproblemen bei Schweißvorgängen, zum Beispiel der Finite-Elemente-Methode (FEM) und der Finite-Differenzen-Methode (FDM). Die Lösung der Wärmeleitungsgleichung mit FEM wird in Standardwerken ausführlich erklärt und stellt seit einigen Jahren den Stand der Technik dar [BATHE, 2002].

Viele Modelle lösen die Wärmeleitungsgleichung ohne Berücksichtigung der folgenden Phänomene:

- der komplizierten Interaktion zwischen Wärmequelle und Werkstoff,
- des Phasenüberganges fest–flüssig,
- der Schmelzbadströmung.

Im Allgemeinen sind die Auswirkungen des veränderten Temperaturfeldes, das bei Berücksichtigung von Wärmeaufnahme bzw. -abgabe im Bereich des Phasenüberganges entsteht, auf die Verteilung der Spannung vernachlässigbar [WOHL, 2002]. Erfordert eine Simulation dennoch eine Berücksichtigung, dann kann dies durch veränderte Materialwerte erfolgen. Beispielsweise wird der Phasenübergang fest–flüssig abgebildet durch [GROSS, 2005]:

- Anheben der spezifischen Wärmekapazität im Bereich der Schmelztemperatur,
- Interpolation der Temperatur über das Schmelztemperaturintervall,
- Änderung der Enthalpie über das Temperaturintervall der Umwandlung.

Die Werkstoffeigenschaften Wärmekapazität, Dichte, Wärmeleitfähigkeit beeinflussen die Temperaturverteilung im Bauteil entscheidend. Betrachtet man beispielsweise den Stahl als inhomogenen Werkstoff, der sich aus einer Matrix von verschiedenen Gefügebestandteilen zusammensetzt, dann können die Gefügeübergänge berücksichtigt werden. Neben der notwendigen Energie für den Schmelzvorgang bzw. der frei werdenden Wärme beim Erstarren der Schmelze laufen im festen Werkstoff weitere Vorgänge ab, die nicht an einen festen Temperaturpunkt geknüpft sind, sondern von den Umwandlungen zwischen den Phasen abhängen und Energie benötigen bzw. abgeben. Insbesondere für hoch- und höchstfeste Stähle liegen dafür numerische Untersuchungen in [KASS, 2001], [MEHM, 2003] vor. Die Analysen werden dort ohne Berücksichtigung sowohl der Gefügestruktur des Ausgangsbleches als auch der Anlasseffekte durchgeführt. Dies kann zu einer Über- oder Unterschätzung der Gefügeanteile und der entstehenden Eigenspannungen im Bereich der Schweißnaht und WEZ führen. Weiterhin ist bekannt, dass sich die Materialeigenschaften einer einzigen Stahlsorte aufgrund von Schwankungen der chemischen Zusammensetzungen im Produktionsprozess deutlich unterscheiden können [VOß, 2000]. Dies hat zur Folge, dass eine realitätsnahe Modellierung des Werkstoffes in der Simulation eigentlich die Werte einer Charge verwenden muss, um das Verhalten der zu untersuchenden Konstruktion zu analysieren.

Ein Modell für die Einkopplung der Wärme in den Werkstoff ergibt sich durch die Anwendung einer äquivalenten Wärmequelle [RADAJ, 1999]. Dabei wird eine isotherme Fläche, die eine werkstoffspezifische Solidustemperatur aufweist, im Werkstoff bewegt und an der Schnittfläche mit

dem Werkstoff wird die Solidustemperatur vorgegeben. Zur Berechnung des Temperaturfeldes erfolgt die Lösung der Wärmeleitungsgleichung mithilfe der Finite-Elemente-Methode in kontinuierlichen Zeitabschnitten. Eine Rückkopplung zwischen Geometrie und Temperaturfeld im Bereich der Schweißnaht fehlt aufgrund der Modellannahme einer definierten Temperatur des Schmelzbades. In [DILT, 1993] wird ein Modell für das MAG-Schweißen vorgestellt, das eine gegenseitige Beeinflussung von Schmelzbad- und Wärmeleitungsrechnung berücksichtigt. Eine wechselseitige Verknüpfung der Modelle zur Darstellung der Schmelzbadströmung bzw. zur Eintragung der Energie in den Werkstoff mit der Berechnung von Spannung und Verzug gestaltet sich aufgrund der Komplexität und der gegenseitigen Abhängigkeiten schwierig.

Beim Wärmeleitmodell wird der komplexe Prozess der Wärmeerzeugung und Schmelzbadbildung durch die Einführung eines Wärmequellenmodells vereinfacht. Ziel des Wärmeleitmodells ist deshalb nicht die Beschreibung des Prozesses an sich, sondern die Beschreibung der Auswirkung des Prozesses auf das Werkstück. Für die numerische Simulation wird sehr häufig das Wärmequellenmodell von Goldak aufgrund der einfachen und universell einsetzbaren Struktur verwendet [GOLD, 1984]. Mittels einer Gauß-Verteilung für die Wärmestromdichte im Volumen kann die Modellierung von verschiedenen Schweißprozessen, wie z. B. MIG [HÄUS, 1998], MAG [JUNEK, 1998] und WIG [PASQ, 2001], erfolgen. Die Verwendung einer Wärmequelle, die den komplexen Schweißprozess ersetzt, ist mit einem großen Aufwand hinsichtlich des Abgleiches der numerisch ermittelten Werte mit Versuchsergebnissen verbunden [LIND, 2008].

Für das WIG-Schweißen [KIM, 1989] und für das Tiefschweißen mit einem Laser [BECK, 1996] sind Modelle vorhanden, die die veränderte Wärmeableitung infolge der Schmelzbadströmungen beschreiben. Aus Gründen der Rechenzeit wird in den meisten Simulationen die Schmelzbadströmung vereinfacht durch eine erhöhte Wärmeleitfähigkeit oberhalb der Schmelztemperatur nachgebildet [WEIß, 1994].

2.4.3 Gefügeumwandlung

Im Werkstoff Stahl, der eine Eisen-Kohlenstoff-Legierung darstellt, wandelt sich infolge einer Wärmeeinwirkung sowohl beim Aufheiz- als auch beim Abkühlprozess bei bestimmten Temperaturen die Gefügebestandteile, wie Ferrit, Bainit, Martensit und Austenit, um. Die Erfassung der Gefügeumwandlung setzt ein geeignetes Modell und Kennwerte, die diesen Vorgang unter den Randbedingungen des Schweißprozesses beschreiben, voraus.

Eine Zusammenfassung von mehreren Schweiß-ZTU-Schaubildern mit unterschiedlicher Spitzentemperatur eines Werkstoffes kann zu einem neuen Diagramm, dem so genannten Spitzentemperatur-Abkühlzeit-Schaubild (STAZ-Schaubild) führen [BERK, 1968]. Aus dem entstehenden Diagramm können Härte und Gefüge in der WEZ in Abhängigkeit der erreichten Spitzentemperatur und der zwischen $T = 800\text{ °C}$ und $T = 500\text{ °C}$ benötigten Abkühlzeit $t_{8/5}$ abgelesen werden. Ein Vorteil im Vergleich zu den einzelnen ZTU-Schaubildern in [ROSE, 1972] und [SEYF, 1992b] ergibt sich durch die Variation der Maximaltemperatur und somit des unterschiedlichen Austenitisierungsgrades bei der Ermittlung des Gefüges und der Härte. STAZ-Schaubilder existieren im Schrifttum nur für wenige Werkstoffe, da für die Erstellung mindestens drei ZTU-Schaubilder mit unterschiedlicher Spitzentemperatur – Austenitisierungstemperatur – notwendig sind. Für höchstfeste Feinkornbaustähle und Duplex-Stähle sind gegenwärtig keine werkstoffspezifischen STAZ-

Schaubilder vorhanden. Weiterhin ist zu beachten, dass in der Literatur keine geeigneten Schaubilder zur Bestimmung von angelassenen Gefügeanteilen existieren.

Einen ersten mathematischen Ansatz zur Berechnung der Gefügeanteile für die diffusionsgesteuerte Umwandlung stellten Johnson, Mehl und Avrami auf [AVRA, 1939], [AVRA, 1940], [AVRA, 1941], [JOHN, 1939]. Eine beschreibende Gleichung von Koistinen und Marburger für die diffusionslose Umwandlung von Austenit zu Martensit in Abhängigkeit von der Martensitstarttemperatur wird in [KOIS, 1959] vorgestellt. Die Gleichungen sind für isotherme Bedingungen gültig. Eine einfache Beschreibung durch zwei Parameter – Martensitstarttemperatur M_s und kohlenstoffabhängiger Umwandlungsfaktor α – ermöglicht eine einfache Umsetzung im FE-Programm und ist für kontinuierliche Temperaturveränderung, wie sie beim Schweißen auftreten, anwendbar. Weiterentwickelte Modelle zur Bestimmung des Martensitanteils stammen von Wildau und Hougardy [HOUG, 1986b], Schröder [SCHR, 1985]. In der Literatur sind nur wenige Beispiele vorhanden, die eine Anwendung der beiden Modelle bei der Simulation von Schweißprozessen dokumentieren.

In [CHAND, 1999] werden vier Modelle zur Beschreibung der Gefügeumwandlung vorgestellt und bezüglich des Einsatzes in der numerischen Analyse bewertet. Das Modell von Bhadeshia [BHAD, 1982] bietet die Möglichkeit, das Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubild für isotherme Prozesse unter Anwendung des thermodynamischen Konzeptes und in Abhängigkeit von der chemischen Zusammensetzung zu beschreiben. Die Modellierung der kontinuierlich thermischen Vorgänge beim Schweißen ist mit diesem Modell allerdings nur schwer möglich.

Die Anpassung der Gefügeumwandlung an den isothermen Prozess erfolgt bei [LEBL, 1984a] durch Einführung von Korrekturfaktoren, die für jede Phase getrennt ermittelt werden und unter Berücksichtigung der Korngröße von Austenit. Dieses semi-empirische Modell für nicht-isotherme Umwandlungsprozesse, die beim Schweißen auftreten, ist aufgrund des einfachen Aufbaues und der gegebenen Allgemeingültigkeit besonders gut für die numerische Analyse geeignet. Eine Modellierung von mehreren Phasenumwandlungen, die gleichzeitig oder nacheinander ablaufen können, wird dadurch ermöglicht und stellt eine wichtige Erweiterung zum Johnson-Mehl-Avrami-Modell dar. Ein weiterer Vorteil gegenüber anderen Modellen besteht darin, dass die Berechnungsparameter aus Schweiß-ZTU-Schaubildern bestimmt werden können. Die Arbeit von Leblond und Devaux [LEBL, 1984a] stellt einen sehr wichtigen und grundlegenden Ausgangspunkt für weitere Untersuchungen in der numerischen Schweißsimulation und für FE-Modelle zur Beschreibung der Gefügeumwandlung bei thermisch kontinuierlichen Vorgängen dar. Das Leblond-Modell wird auch gegenwärtig überwiegend angewendet und im FE-Programm ANSYS umgesetzt [GROSS, 2005], [SST, 2006]. Ein Überblick der Modelle zur Bestimmung der Gefügeanteile ist im Anhang A.6.4 zu finden.

Für den Werkstoff Duplex-Stahl 2205 gibt es erste spezifische Ansätze, die versuchen, die Umwandlung des ferritischen und austenitischen Gefüges mithilfe der Johnson-Mehl-Avrami-Gleichung auf Grundlage von experimentellen Untersuchungen zu beschreiben [ELME, 2008]. Die Anwendung auf Schweißprozesse ist nur eingeschränkt möglich, da die Untersuchungen mit einer Aufheizgeschwindigkeit von $v = 0,25$ K/s durchgeführt wurden.

Der Werkstoff Quarzglas weist keine spezifischen Phasen auf, die sich bei einer Wärmeeinwirkung signifikant ändern würden. Eine Beschreibung mit den oben dargestellten Modellen ist aus diesem Grund nicht notwendig.

2.4.4 Härte

Der Werkstoff Stahl kann in Abhängigkeit von unterschiedlichen Gefügeanteilen eine spezifische Härte in Grundwerkstoff, Schweißnaht und WEZ aufweisen. Die Härte lässt sich mithilfe von empirisch aufgestellten Gleichungen, die jeweils für einen definierten Bereich der chemischen Zusammensetzung gelten, bestimmen. Im Anhang A.7 findet sich eine Zusammenstellung von beschreibenden Gleichungen. Eine Berücksichtigung der Härteberechnung in der numerischen Simulation ist durch die einfache Gleichungsstruktur möglich. Im Allgemeinen wird der Wert in Abhängigkeit von der chemischen Zusammensetzung und der Abkühlgeschwindigkeit bestimmt [DÜREN, 1985], [SEYF, 1982], [YURI, 1987]. Ein allgemeingültiger Ansatz existiert in der Literatur nicht. Die verschiedenen Modelle liefern bei gleichen Eingangsdaten und bei genauer Einhaltung der Anwendungsgrenzen unterschiedliche Ergebnisse. Das Modell von [BLOND, 1973] ist aufgrund der Ermittlung der Härte für Ferrit, Bainit und Martensit für die Anwendung geeignet, da die Gefügeanteile während der Simulation ermittelt werden und ein direkter Zusammenhang zwischen Gefügeumwandlung und Härte besteht.

2.4.5 Eigenspannungen und Verzug

Die Verwendung von numerischen Modellen ermöglicht eine Berücksichtigung der Nichtlinearitäten der Werkstoffkennwerte in der Analyse von Spannungen und Verzug. Die Simulation von Schmelzschweißverfahren lässt sich mithilfe eines thermomechanischen entkoppelten Modells ausreichend darstellen, da die Veränderung der mechanischen Größen einen geringen Einfluss auf die Temperaturverteilung und die Gefügestruktur hat [RADAJ, 1999], [WOHL, 2002]. Eine Entkopplung bei Schweißverfahren mit starken Verformungen – beispielsweise beim Reibschweißen – ist nicht möglich bzw. mit größeren Fehlern bei der Berechnung des Temperaturfeldes und der Spannungen verbunden [CHEN, 2003].

Ein Überblick über die Einflussfaktoren auf die Ausbildung des Verzuges, die sich aus Verfahren, Geometrie und Werkstoff zusammensetzen, findet sich in [KASS, 2001] und [RITT, 1999] in Form einer Tabelle mit Kennzeichnungen der Auswirkungsrichtung zusammengestellt. Erläuterungen und Beispiele zu den Einflüssen auf die Berechnung der Deformationen und der damit verbundenen mechanischen Spannungen beim Schweißen sind in [RADAJ, 1988a], [RADAJ, 1992], [RADAJ, 2002] enthalten. Zur schnellen Vorhersage und Abschätzung sind zahlreiche empirische Berechnungsformeln für Quer-, Längs-, Biege- und Winkelverzug aufgestellt worden [HÄNS, 1961], [KASS, 2001], [MALI, 1977], [NEUM, 1978], [NEUM, 1996], [RADAJ, 1988a], [RUGE, 1993]. Für eine einfache Bauteil- und Nahtgeometrie werden gute Übereinstimmungen des Verzuges zwischen Abschätzung und Experiment bei verschiedenen Schweißverbindungen erzielt [RITT, 1999]. Die Grenzen der empirischen Formeln werden definiert bei der Berücksichtigung verschiedener physikalischer Eigenschaften des Werkstoffes, z. B. der Umwandlung des Gefüges beim Aufheizen und Abkühlen oder der temperaturabhängigen Materialeigenschaften und der komplexen Bauteilgeometrien.

Arbeiten zur numerischen Simulation der mechanischen Größen – Spannung und Dehnung – existieren für

- unterschiedliche Modelle – 2-dimensional, 3-dimensional,
- Programme – kommerzielle FEM-Codes, Eigenentwicklungen,
- Werkstoffe – Stahl, Aluminium, u. a.

Ein Überblick ist in [RADAJ, 1988a], [RADAJ, 1992], [RADAJ, 1999], [RADAJ, 2002] zu finden. Andere Autoren konzentrieren sich auf die ausgewählten Problemstellungen:

- Schweißverfahren, [DILT, 2005], [GUME, 2004],
- FE-Programme, [VOß, 2001],
- Werkstoffgesetze, [LIND, 1999], [SST, 2006].

Für die numerische Schweißsimulation und insbesondere für die Berechnung von Eigenspannungen und Verzug werden die vorhandenen kommerziellen FE-Programme erweitert, um die Besonderheiten des Materials – beispielsweise Gefügeveränderungen, temperaturabhängige Werkstoffkennwerte und deren Auswirkung auf die untersuchten Größen – zu berücksichtigen. So entstand für das FE-Programmpaket ANSYS unter Anwendung von APDL eine einfache Möglichkeit, die Abkühlzeiten zu bestimmen und den Elementen modifizierte Materialeigenschaften, die abhängig von den thermisch durchlaufenen Zyklen sind, zuzuweisen [HILL, 1997]. Andere Autoren nutzten die ANSYS-eigene Programmiersprache für die Umsetzung komplexerer Modelle. So setzte Lindhorst das Gefügemodell nach Leblond [LEBL, 1984a], welches durch [GROSS, 1997] in ANSYS verfügbar war, bei numerischen Untersuchungen des Unterwasserschweißens ein [LIND, 1999]. Ein Ansatz für das Perlitwachstum von Hömberg [FUHR, 1999] wurde in [STRE, 2000] für ANSYS aufbereitet und die Funktionalität der Programmierung an ausgewählten Beispielen untersucht. Ähnliche Anstrengungen und Eigenentwicklungen mithilfe der implementierten Programmiersprache werden unternommen, um die Gefügeumwandlung oder Werkstoffgesetze in anderen kommerziellen FE-Programmen zu berücksichtigen. Für eine Implementierung von beliebigen Umwandlungsmodellen in ANSYS wird eine Schnittstelle in [GROTH, 2000b] vorgestellt. Für das FE-Programm ABAQUS ist ein Modul vorhanden, das vom Battelle Memorial Institute entwickelt wurde und die Gefügeumwandlung berücksichtigt [ZHANG, 1998]. Weiterhin existiert das FE-Programm SYSWELD [SYSWELD, 2006b], das für die numerische Simulation von Schweißprozessen besonders geeignet ist und standardmäßig mehrere Modelle für die Umwandlung implementiert hat. So sind für den Werkstoff Stahl das Gefügemodell nach Laboratoire de Science et Génie des Matériaux et de Métallurgie (LSG2M), nach Leblond [LEBL, 1984a] und nach Koistinen und Marburger [KOIS, 1959] und für den Werkstoff Aluminium ein Modell zur Auflösung sowie ein Modell zur Rekristallisation enthalten. Durch das Vorhandensein von verifizierten Modellen zur Beschreibung der Gefügeumwandlung bietet das FE-Programm SYSWELD Vorteile gegenüber anderen FE-Programmen. Eine zeit- und kostenaufwändige Implementierung und umfangreiche Überprüfung sind nicht notwendig, z. B. [SST, 2006].

Es ist festzustellen, dass auch gegenwärtig numerische Analysen unter Berücksichtigung der vielschichtigen Vorgänge beim Schweißen überwiegend an einfachen und kleinen Strukturen, z. B. Stumpf-, Kreuz- und T-Stoß, durchgeführt werden. Untersuchungen zu Einflüssen und Effekten, die sich aus einer komplexen Bauteilgeometrie ergeben, sind nur in geringer Anzahl vorhanden

[SOUL, 2002]. Zu beachten bei der Ausbildung des Eigenspannungszustandes sind Umlagerungsvorgänge bei mehrlagigen Schweißnähten und Einflüsse aus der Spanntechnik [VOß, 2001]. Einflüsse aus der zeitlichen und der räumlichen Diskretisierung, die in [GIESE, 1993] explizit dargestellt sind, machen sich während und nach der Berechnung bemerkbar und beeinflussen die Genauigkeit der FE-Ergebnisse. Sinnvoll erscheint eine Diskretisierungsstrategie mit unterschiedlichen Modellen. Im Bereich der Schweißnaht benötigt man eine dreidimensionale Unterteilung der Struktur zur Erfassung der Gradienten von Temperatur, Spannung und Dehnung über die Dicke. Entfernt liegende Bauteile, die für die Steifigkeit notwendig sind und keine Temperaturveränderungen erfahren, können reduziert mit zweidimensionalen Elementen modelliert werden [WOHL, 2002]. Die Variante einer Kombination aus zwei- und dreidimensionalen Elementen im Modell ermöglicht es, ein Optimum zwischen maximaler Modellierungsgenauigkeit und minimaler Rechenzeit zu erreichen. Die Verwendung reiner zweidimensionaler Modelle erfordert Elemente, die zur Beschreibung der Veränderung in Dickenrichtung geeignet sind. Zeitaufwändiger ist das rein dreidimensionale Modell, bei dem man sehr schnell an die Grenzen der heute praktisch zur Verfügung stehenden Computerkapazitäten stößt. Die dynamische Diskretisierung [VOß, 2001] ergibt eine deutliche Reduzierung der Knoten- und Elementanzahl, aber die Rechenzeit verringert sich nur um 20 %, was mit den verwendeten Interpolationsalgorithmen sowie der für Schreib- und Lesevorgänge von Daten benötigten Zeit begründet wird. Eine Optimierung der genannten Prozesse sollte eine Steigerung der Geschwindigkeit der Berechnungen durch Mehrprozessortechnik ermöglichen [VOß, 2001].

Der Werkstoff Quarzglas weist ein viskoelastisches Festkörperverhalten auf, und die Eigenspannungen sowie der Verzug müssen unter Berücksichtigung dieses Verhaltens ermittelt werden. Eines der einfachsten Modelle, das die mechanischen Vorgänge innerhalb viskoelastischer Materialien beschreibt, ist das Modell nach Maxwell. Eine Erweiterung dieses Modells stellt das Standard-Solid-Modell dar. Es beschreibt den Zusammenhang zwischen dem End-Elastizitätsmodul E_∞ , dem zeitabhängigen Elastizitätsmodul $E(t)$ und der Viskosität η eines Festkörpers. Dieses Modell repräsentiert die mechanischen Eigenschaften von Glas unterhalb der Transformationstemperatur T_g bei geringen Verformungen. In der Literatur sind umfangreiche und ausführliche Darstellungen zum viskosen Verhalten von Festkörpern und Flüssigkeiten zu finden [CHRIST, 1982].

Generell ist festzustellen, dass die Analyseergebnisse sehr stark von den verfügbaren Werkstoffkennwerten abhängen [DILT, 2000]. Bei der mechanischen Simulation sind es der Wärmeausdehnungskoeffizient, der Elastizitätsmodul, der Querkontraktionszahl und die Festigkeitskennwerte wie 0,2%-Dehngrenze und Zugfestigkeit. Weiterhin ist das Werkstoffgesetz, das den Zusammenhang zwischen Spannung und Dehnung beschreibt, ein wesentlicher Einflussfaktor. Dies zeigt eine Round-Robin-Untersuchung zur Ermittlung von schweißbedingten Eigenspannungszuständen, die an zehn verschiedenen Forschungseinrichtungen durchgeführt worden ist [GORD, 2000].

2.4.6 Diffusion von Gasen

Beim Zusammentreffen von wasserstoffempfindlichem Gefüge (Martensit, Grobkorn, Korngrenzenferrit), Zugspannungen und diffusilem Wasserstoff in der WEZ können Kaltrisse entstehen. Zur Prüfung der Kaltrissneigung wurden verschiedene Versuchsformen, -durchführungen und -auswertungen entwickelt:

- Einspannschweißversuch – Rigid-Restraint-Cracking-Test, Zugplatte mit Quernaht,
- Schweißversuch mit gesteuerter Zugkraft – Tensile-Restraint-Cracking-Test, Zugplatte mit Quernaht,
- Schlitznahtschweißversuch – TEKKEN-Test, Rechteckplatte mit Strichnaht,
- Implantschweißversuch – Rundstab mit stirnseitiger Auftragsnaht und
- Kehlnahtschweißversuch – Controlled-Thermal-Severity-Test.

Auf eine genaue Erläuterung der einzelnen Versuche wird an dieser Stelle verzichtet und auf [RADAJ, 2002], [NEUM, 1981] verwiesen. Umfangreiche experimentelle Untersuchungen sind beispielsweise für höchstfeste Feinkornbaustähle S690Q und S1100QL in [ZIMM, 2004] und [ZIMM, 2007] vorhanden. In der Literatur sind keine analytischen Lösungen aufgrund der temperaturabhängigen und inhomogen verteilten Wasserstofflöslichkeit und der temperaturabhängigen Diffusionskoeffizienten vorhanden. Die nichtlineare Diffusionsgleichung ist unter Anwendung der Finite-Elemente-Methode zu lösen [KARK, 2007], [LEBL, 1983], [MICH, 1991], [MICH, 1993], [MICH, 1996], [NEUH, 2004], [STAD, 2008], [WEIß, 1996].

Neben Wasserstoff spielt Stickstoff beim Schweißprozess von austenitischen, nicht rostenden Stählen für die Bewertung der Festigkeitseigenschaften der Verbindung eine wichtige Rolle. Über Versuche und numerische Berechnungen zur Stickstoffdiffusion berichtet Stadtaus in [STAD, 2003]. Ähnlich wie Wasserstoff beeinflusst Stickstoff die Festigkeit in der WEZ.

2.4.7 Zusammenfassung

Die Übersicht zu dem verfügbaren Wissen zeigt auf, dass eine Analyse des Gefüge- und Eigenspannungszustandes unter Berücksichtigung von Einflüssen, die beim Schweißprozess auftreten, möglich ist. Die numerischen Verfahren sind geeignet, auch Lösungen für komplexe und nichtlineare Vorgänge zu liefern. Für den Bereich der Schweißsimulation sind hier die Energieeinkopplung durch Lichtbogen oder Laserstrahl, die Temperaturverteilung und Strömungsvorgänge im Schmelzbad, die Temperaturverteilung im Werkstück, die Gefügeumwandlung beim Aufheiz- und Abkühlprozess sowie die Entstehung von Eigenspannung und Verzug zu nennen.

Eine wesentliche Voraussetzung ist die Kenntnis der Temperaturabhängigkeit der Werkstoffkennwerte. Dadurch werden sowohl das Temperaturfeld während des Schweißens als auch der Eigenspannungszustand in einer Konstruktion nach dem Schweißprozess beeinflusst. Die nichtlineare Abhängigkeit der zu untersuchenden Größen – Eigenspannung, Verzug – von der Temperatur führt zur Anwendung von numerischen Methoden, um eine Lösung zu erhalten. Auch beim Einsatz modernster Hard- und Software sowie Strategien zur Modellbildung entsteht im Allgemeinen ein hoher Aufwand an Rechenzeit und Speicherplatz. Dadurch wird die Größe der zu untersuchenden Konstruktion beträchtlich eingeschränkt.

In der Literatur sind umfängliche Untersuchungen zum Einfluss und der Bewertung des Eigenspannungszustandes bei niederfesten Stählen zu finden [SST, 2006], [GROSS, 2005]. Aber nur wenige numerische Analysen existieren zu Feinkornbaustählen, die eine 0,2%-Dehngrenze über $R_{p0,2} = 460 \text{ N/mm}^2$ aufweisen [KASS, 2001], [PASQ, 2001]. Eine differenzierte Betrachtung der Gefügeanteile bei der Modellierung des Ausgangswerkstoffes sowie eine Berücksichtigung des Anlasseffektes während des Schweißprozesses erfolgen nicht.

Numerische Untersuchungen zum Werkstoff Duplex-Stahl für Stumpf- und Kreuzstöße sind in der Literatur kaum bekannt [JIN, 2004]. Eine Ursache liegt darin, dass die Beschreibung des Umwandlungsverhaltens gegenwärtig noch schwierig ist. Erste Ansätze zur Lösung dieser Problematik sind auf Grundlage der Johnson-Mehl-Avrami-Gleichung für Stahl vorhanden [ELME, 2008].

Für den Werkstoff Quarzglas sind gegenwärtig außer den eigenen keine numerischen Analysen zur Simulation des Schweißprozesses bekannt. Erste experimentelle Untersuchungen zum Schweißen von Quarzglas zeigen, dass eine dauerhafte und nahezu fehlerfreie Verbindung zwischen zwei Teilen realisiert werden kann [SCHM, 2006]. Dabei sind Temperaturfeld und Eigenspannungszustand völlig unbekannt. Eine numerische Simulation bietet die Möglichkeit, Erkenntnisse beim Schweißen von Quarzglas zu erhalten und eine Optimierung des Prozesses zur Reduzierung der Eigenspannungen durchzuführen.

Trotz der Vielzahl von Untersuchungen zur Simulation, die die Aktualität und die Bedeutung der Problematik verdeutlichen, ergeben sich insbesondere bei der Anwendung der numerischen Simulation an neuen Werkstoffen und bei neuen Fügetechnologien Fragestellungen, die für eine Weiterentwicklung sowohl in der numerischen Analyse als auch im praktischen Einsatz zu beantworten sind. Dies liegt nicht zuletzt an der Vielfalt der möglichen Kombinationen aus Werkstoffen – Stahl, Aluminium, Magnesium – und Schweißverfahren – MAG, WIG, Laser – und dem hinsichtlich der numerischen Simulation vorhandenen Kenntnisstand.

3 Grundlagen der numerischen Simulation

3.1 Allgemeines

Die numerische Simulation umfasst sowohl die Parameter des Werkstoffes, der Gefügeumwandlung und des Schweißprozesses in der Analyse als auch eine geeignete Methode, um das thermische und mechanische Verhalten sowie die Randbedingungen zeitabhängig zu beschreiben. Insbesondere beschäftigt sich die Arbeit mit den zwei Teilbereichen der Schweißsimulation – Werkstoff- und Struktursimulation – zur Bestimmung des Gefüge- und Eigenspannungszustandes für unterschiedliche Werkstoffe. Die Prozesssimulation als dritter Teilbereich, d. h. beispielsweise eine Modellierung des Zusammenhanges zwischen Schweißstrom, -spannung und Schmelzbadgeometrie, wird in dieser Arbeit nicht betrachtet.

Die drei Werkstoffe – Feinkornbaustahl, Duplex-Stahl und Quarzglas – verhalten sich bei Wärmeeinwirkung, insbesondere beim Schweißen, unterschiedlich. Der divergente Aufbau der Werkstoffe muss zu einer differenzierten Betrachtungsweise bei der Analyse führen. Die verschiedenen Gefügestände im Werkstoff bei hoch- und höchstfesten Feinkornbaustählen werden bei den Untersuchungen in dieser Arbeit konsequent berücksichtigt. Beispielsweise wird der Ausgangswerkstoff in Abhängigkeit von der Festigkeit durch eine Zusammensetzung von jeweiligem Gefüge modelliert, die sich infolge des Energieeintrages beim Schweißprozess unterschiedlich verhalten. Diese Vorgehensweise stellt die Voraussetzung für eine realitätsnahe Modellierung des Gefügestandes nach dem Schweißen dar und grenzt sich gegenüber anderen Untersuchungen, wie in [MEHM, 2003], [KASS, 2001], ab.

Die Anwendung der Methode zur Simulation des Schweißprozesses von Feinkornbaustählen auf weitere Werkstoffe – Duplex-Stahl und Quarzglas – stellt einen Fortschritt sowie eine Erweiterung der numerischen Analyse dar und erfordert deshalb eine umfassende Betrachtung zur Modellierung des Werkstoffverhaltens.

Mathematische Modelle sind geeignet, um nichtlineare Problemstellungen in verschiedenen Anwendungsgebieten zu lösen. Die in der Schweißsimulation verbreitete Vorgehensweise einer entkoppelten thermischen und anschließenden mechanischen Analyse unter Berücksichtigung der Besonderheiten der Werkstoffe und des Schweißprozesses wird auch in dieser Arbeit angewendet.

Die ermittelten Ergebnisse für die Temperaturfelder und die Eigenspannungen von Stumpfstoß-, Kreuzstoß- und Stecklaschenverbindungen werden mit entsprechenden Versuchswerten verifiziert. Eine Gegenüberstellung von numerisch und experimentell bestimmter Verteilung der Gefügeanteile innerhalb der Schweißverbindungen gestaltet sich aufgrund des Fehlens von geeigneten Messverfahren zur Bestimmung der einzelnen Gefügeanteile, insbesondere für Martensit und Bainit, schwierig. Eine qualitative Abschätzung des Gefüges in der Schweißverbindung kann mittels geätzter Makro- und Mikroschliffbilder visuell erfolgen.

3.2 Werkstoff

3.2.1 Feinkornbaustahl

Feinkornbaustähle bestehen im Ausgangswerkstoff aus mehreren Gefügeanteilen – Ferrit, Perlit, Martensit, Bainit. Für die thermische und die mechanische Simulation werden temperatur- und gefügeabhängige Werkstoffkennwerte benötigt. Dazu sind die Kenntnisse über das verwendete Herstellungsverfahren (siehe Anhang A.1) erforderlich. Die festgelegten Gefügebestandteile für die in dieser Arbeit eingesetzten Stähle stellen sowohl Mittelwerte der Messergebnisse von der Auswertung der Mikroschliffbilder (siehe Anhang A.1) als auch Annahmen dar (Tabelle 3.1). Ihre Berücksichtigung ist eine neue Vorgehensweise gegenüber den bisherigen Modellierungen der Stähle [MEHM, 2003], [KASS, 2001].

Tabelle 3.1: Zusammensetzung des Gefüges in Abhängigkeit des Stahles

Stahl	Gefüge			
	Ferrit [%]	Perlit [%]	Bainit [%]	Martensit [%]
S355NL/ML	80	20	0	0
S460NL/ML	100	0	0	0
S690QL	0	0	86	14
S960QL	0	0	25	75

Die Elemente im FE-Programm SYSWELD ermöglichen eine Berücksichtigung von sechs Gefügeanteilen. Allerdings setzt sich eine umfassende Beschreibung aus Perlit, Ferrit, Bainit, Martensit, Austenit, angelassenem Bainit, angelassenem Martensit und Schweißgut zusammen. In einigen Fällen ist eine Zusammenfassung von Ferrit und Perlit sowie der angelassenen Gefüge sinnvoll, um das Schweißgut als eigenständigen Bestandteil, insbesondere bei Mehrlagenschweißungen, zu erfassen.

Eine umfangreiche Literaturrecherche zu den Werkstoffkennwerten von Ferrit, Bainit, Martensit und Austenit ist im Anhang A.2.1 zu finden. Das Gefüge Perlit wird nicht extra aufgeführt. Eine ausgeprägte perlitische Struktur ist in den untersuchten Stählen nach dem Schweißen nicht vorhanden und wird im Ausgangszustand des Werkstoffes mit dem Gefüge Ferrit gleichgesetzt. Die numerische Simulation ermöglicht auch nur die Berücksichtigung einer begrenzten Anzahl von unterschiedlichen Gefügeanteilen pro Element. Die Unterscheidung zwischen Ferrit im Stahl S355 und Ferrit im Stahl S460 erfolgt durch eine Anpassung der 0,2%-Dehngrenze:

$$R_{p0,2}^{S460} = 1,3 \cdot R_{p0,2}^{S355} \quad (3.1)$$

mit

$$R_{p0,2}^{S460} \quad - \text{0,2\%-Dehngrenze für Stahl S460,}$$

$$R_{p0,2}^{S355} \quad - \text{0,2\%-Dehngrenze für Stahl S355.}$$

Auf der Grundlage der Literaturangaben werden die in dieser Arbeit angenommenen Werkstoffkennwerte für die thermische und mechanische Simulation festgelegt. In Abbildung 3.1 sind die für die Analyse des Temperaturfeldes verwendeten Kennwerte dargestellt.

Die Definition von zwei Gefügegruppen ist aufgrund der Kristallgitterstruktur sinnvoll und wird bei Schweißsimulationen sehr häufig angewendet. Das kubisch- bzw. tetragonal-raumzentrierte Kristallgitter als α -Phase setzt sich aus den Gefügen Ferrit, Bainit, Martensit zusammen, das kubisch-flächenzentrierte Kristallgitter als γ -Phase umfasst nur das Gefüge Austenit.

Die Wärmeleitfähigkeit bis zur Temperatur $T = 1500\text{ °C}$ stellt einen guten Mittelwert der im Schrifttum gefundenen Daten dar. Nach der angenommenen Schmelztemperatur $T = 1500\text{ °C}$ wird ein Anstieg bis zu einem Wert $\lambda = 272\text{ W/(m}\cdot\text{K)}$ angesetzt, um die Vorgänge im Schmelzbad, die einen Wärmetransport erzeugen, zu modellieren [HAMA, 1996].

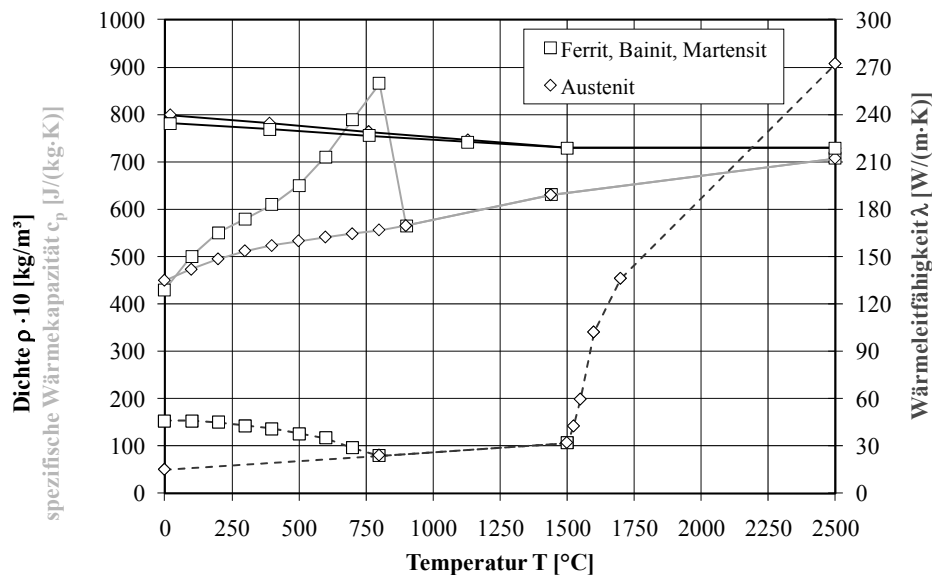


Abbildung 3.1: Dichte ρ , spezifische Wärmekapazität c_p , Wärmeleitfähigkeit λ von Ferrit, Bainit, Martensit und Austenit – Feinkornbaustahl

Die experimentell ermittelten Ergebnisse für die Dichte von $T = 20\text{ °C}$ bis $T = 1050\text{ °C}$ in [WICH, 2006] bestätigen die Annahmen sowohl für die α -Phase als auch für die γ -Phase. Ab der Schmelztemperatur wird eine konstante Dichte festgelegt.

Der Verlauf der Wärmekapazität der Gefüge Ferrit, Bainit, Martensit weist eine Spitze bei einer Temperatur $T \approx 800\text{ °C}$ auf. Diese Spitze wird durch die Angaben in der Literatur bestätigt (siehe Anhang A.2.1). Der Anstieg resultiert aus der strukturellen Gefügeumwandlung während des Aufheizens und des Abkühlens. Die Definition der beiden Phasen ermöglicht die Erfassung einer temperaturabhängigen Gefügeumwandlung und der damit verbundenen Veränderung der latenten Wärme. Die Simulationen werden ohne Schmelzenthalpie bei $T \approx 1500\text{ °C}$ durchgeführt, da ein genauer Temperaturverlauf im Schmelzbad oberhalb der Schmelztemperatur einen geringen Einfluss auf die Gefügestruktur hat. Die Erfassung des Erstarrungszeitpunktes sowie der weitere Verlauf der Abkühlung sind entscheidend für die Gefügebildung.

Abbildung 3.2 zeigt den temperaturabhängigen Verlauf der 0,2%-Dehngrenzen und des Elastizitätsmoduls. Die Angaben in der Literatur zur 0,2%-Dehngrenze für die einzelnen Gefüge streuen sehr stark (siehe Anhang A.2.1). Die Werte in Abbildung 3.2 stellen eine sinnvolle Festlegung des Mittelwertes dar. Tendenziell ist festzustellen, dass mit steigender Festigkeit des Gefüges eine grö-

bere Streuung der Werkstoffkennwerte auftritt. Systematische Untersuchungen zu den Festigkeiten der einzelnen Gefüge und den Abhängigkeiten, wie z. B. vom Kohlenstoffgehalt, die die Diskrepanz der Festigkeiten zwischen Stahl und Gefüge analysieren, liegen gegenwärtig noch nicht vor. Ab der Schmelztemperatur wird ein konstanter Wert von $R_{p0,2} = 5 \text{ N/mm}^2$ angenommen.

Der Elastizitätsmodul wird für alle Gefüge gleich angenommen, eine Differenzierung erfolgt nicht. Die Werte werden in einigen Fällen für Ferrit, Bainit, Martensit und gesondert für Austenit angegeben. Eine genaue Festlegung ist aufgrund der Streuung der Angaben nicht möglich.

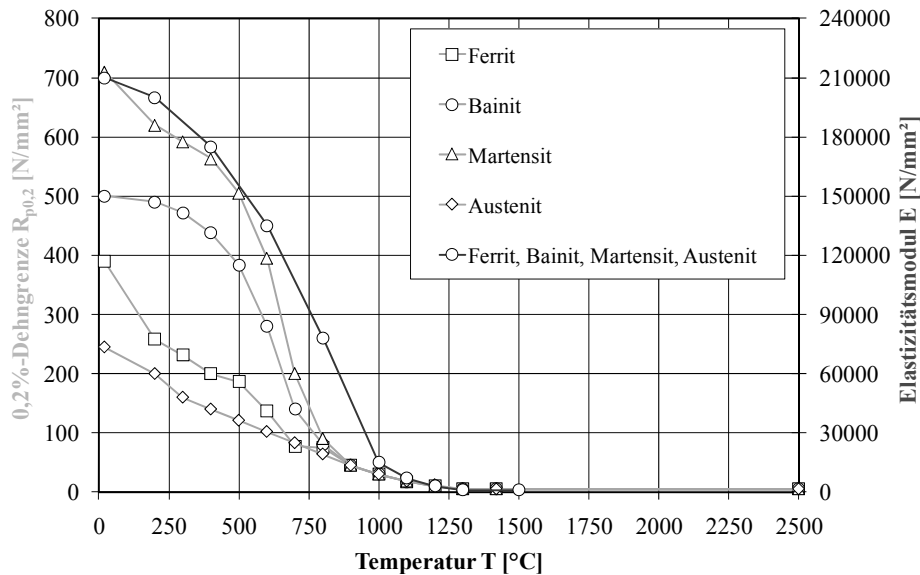


Abbildung 3.2: 0,2%-Dehngrenze $R_{p0,2}$ und Elastizitätsmodul E von Ferrit, Bainit, Martensit und Austenit – Feinkornbaustahl

Die Verfestigung des Gefüges Ferrit ist als Spannungs-Dehnungs-Kurve in Abhängigkeit von der Temperatur in Abbildung 3.3 dargestellt und entspricht den Angaben in [SYSW, 2006a]. Die Verfestigungen für das Gefüge Bainit sind in Abbildung 3.4 und für Martensit in Abbildung 3.5 zu finden.

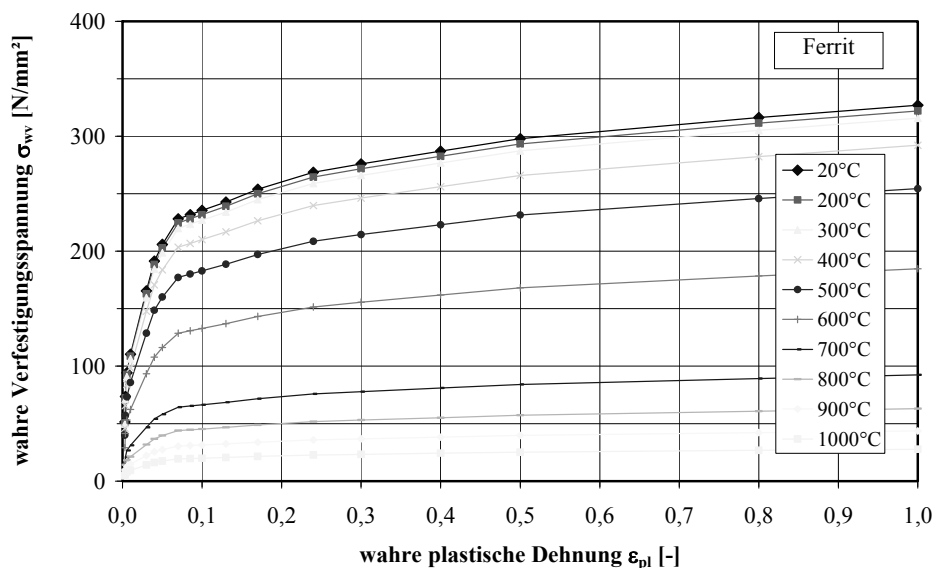


Abbildung 3.3: Verfestigungs-Dehnungs-Kurven von Ferrit – Feinkornbaustahl

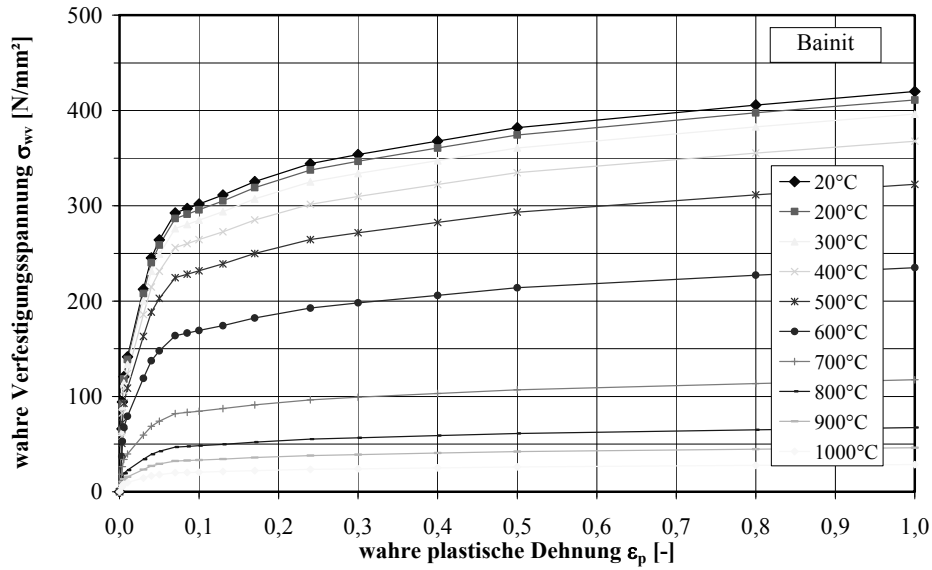


Abbildung 3.4: Verfestigungs-Dehnungs-Kurven von Bainit – Feinkornbaustahl

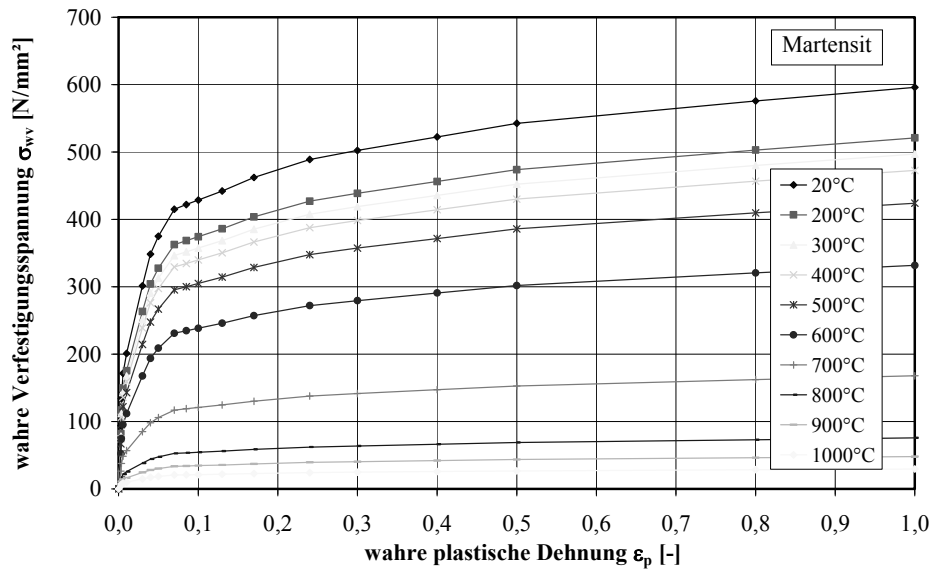


Abbildung 3.5: Verfestigungs-Dehnungs-Kurven von Martensit – Feinkornbaustahl

Die Wärmedehnung charakterisiert die Veränderung des Volumens infolge einer Temperatureinwirkung. Die flächen- und raumzentrierten Kristallgitter weisen einen deutlichen Unterschied im Volumen auf, der sich auf die Eigenspannungen auswirkt. Die Umwandlung insbesondere in Martensit findet während des Abkühlprozesses im Temperaturbereich zwischen $T = 400\text{ °C}$ und $T = 500\text{ °C}$ statt.

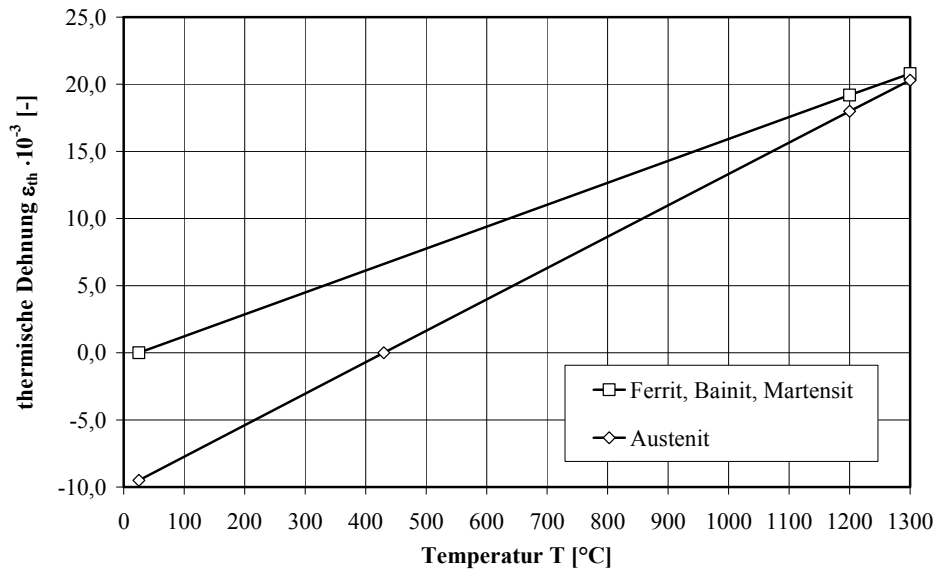


Abbildung 3.6: Thermische Dehnung ε_{th} von Ferrit und Austenit – Feinkornbaustahl

Für die Querkontraktionszahl wird ein Wert von $\nu = 0,3$ angesetzt. Für angelassenen Bainit werden die Werkstoffkennwerte von Ferrit und für angelassenen Martensit die von Bainit verwendet.

Der Schweißzusatzwerkstoff wird mit temperaturabhängigen Werkstoffkennwerten der α -Phase für die thermische Simulation modelliert, allerdings erfolgt die Aktivierung des Materials im FE-Modell bei der Austenitisierungstemperatur. Bei der mechanischen Simulation weist der Schweißzusatzwerkstoff vor der Erwärmung durch die Wärmequelle ein Elastizitätsmodul $E = 1000 \text{ N/mm}^2$ und eine thermische Dehnung $\varepsilon_{th} = 0$ auf. Als Streckgrenze wird diejenige des Gefüges Austenit angesetzt.

3.2.2 Duplex-Stahl

Der Duplex-Stahl X2CrNiMoN22-5-3 (1.4462) setzt sich im Ausgangszustand zu gleichen Anteilen aus Austenit und Ferrit zusammen. Die temperaturabhängigen Werkstoffkennwerte für die thermische Simulation, die in Abbildung 3.7 dargestellt sind, entsprechen den Angaben zu Ferrit und Austenit für Feinkornbaustähle. Im Schrifttum sind sehr wenige temperaturabhängige Daten vorhanden (siehe Anhang A.2.2). Die in der Arbeit angenommenen Werte für Duplex-Stähle werden durch vereinzelte Angaben aus der Literatur bestätigt.

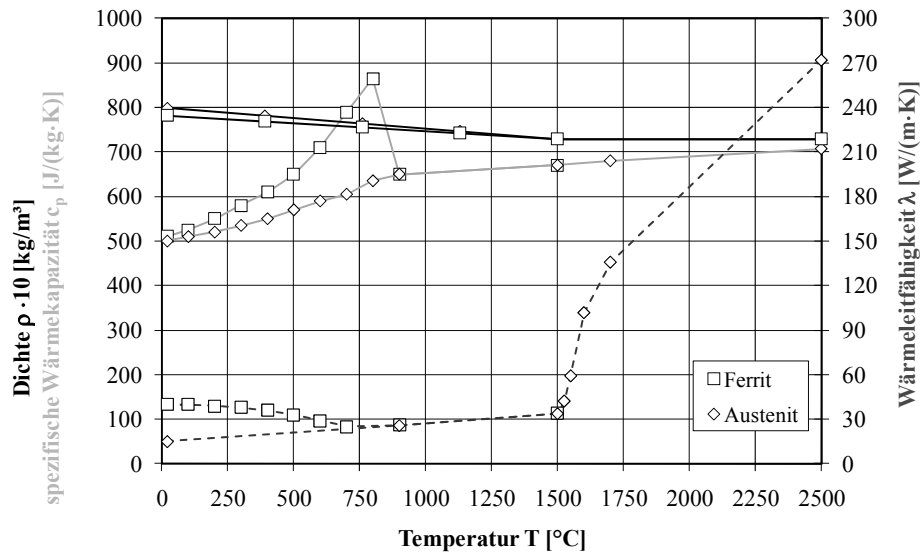


Abbildung 3.7: Dichte ρ , spezifische Wärmekapazität c_p , Wärmeleitfähigkeit λ von Ferrit und Austenit – Duplex-Stahl

Die temperaturabhängige 0,2%-Dehngrenze wird für beide Gefüge – Ferrit und Austenit – gleich festgelegt und ist aus [JIN, 2004] entnommen (siehe Abbildung 3.8). Ab der Schmelztemperatur wird eine konstante Spannung von $\sigma = 5 \text{ N/mm}^2$ angenommen. Der Elastizitätsmodul gilt ebenfalls für beide Gefüge, hierbei werden die Werte aus [JIN, 2004] angesetzt.

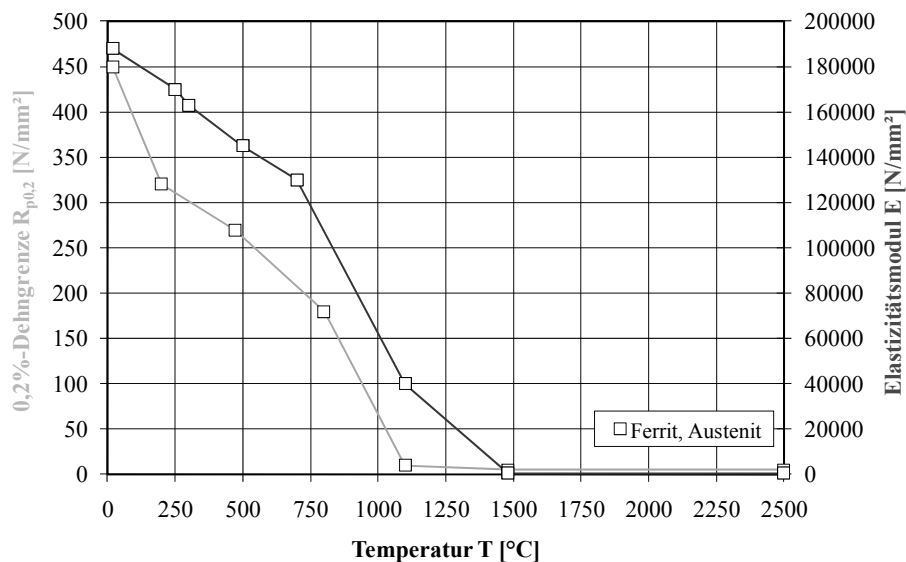


Abbildung 3.8: 0,2%-Dehngrenze $R_{p0,2}$ und Elastizitätsmodul E von Ferrit und Austenit – Duplex-Stahl

Angaben zur Verfestigung bei höheren Temperaturen sind im Schrifttum kaum vorhanden. In [YANG, 2005] werden Ergebnisse eines Zugversuches bei einer Prüftemperatur $T = 20 \text{ °C}$ angegeben. Der in Abbildung 3.9 dargestellte Verlauf für $T = 20 \text{ °C}$ ist aus [YANG, 2005] abgeleitet. Der Verfestigungsverlauf bei höheren Temperaturen wird nach den Angaben für Ferrit bei Feinkornbaustählen und durch eine veränderte 0,2%-Dehngrenze bei Raumtemperatur berechnet.

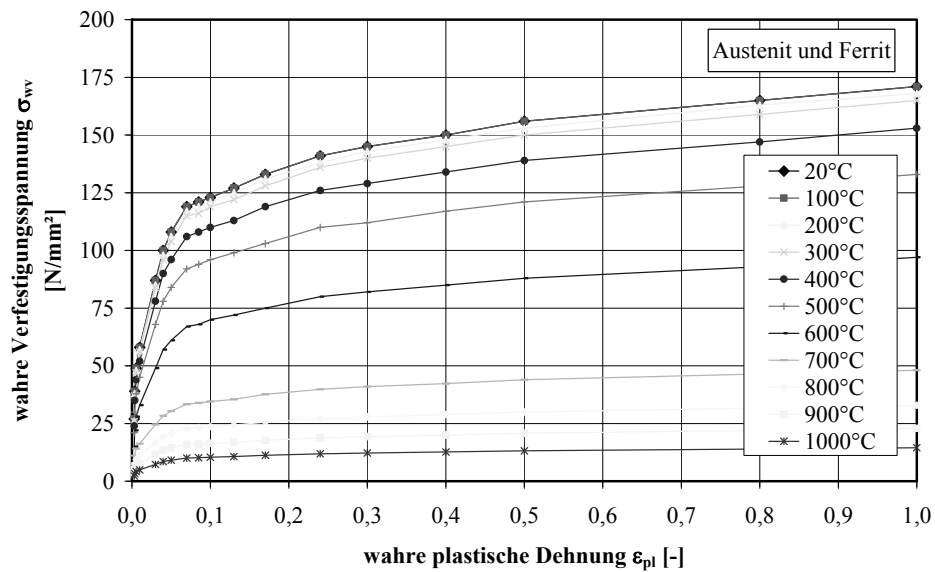


Abbildung 3.9: Verfestigungs-Dehnungs-Kurven von Austenit und Ferrit – Duplex-Stahl

Für die thermische Dehnung ϵ_{th} beim Duplex-Stahl werden die gleichen Werte wie beim Feinkornbaustahl angesetzt (siehe Abbildung 3.10). Die Werte für Ferrit werden bis zu einer Temperatur $T = 800 \text{ °C}$ sowohl qualitativ als auch quantitativ durch [REICK, 1993] bestätigt. Die Werte für Austenit beim Feinkornbaustahl werden beim Duplex-Stahl verwendet.

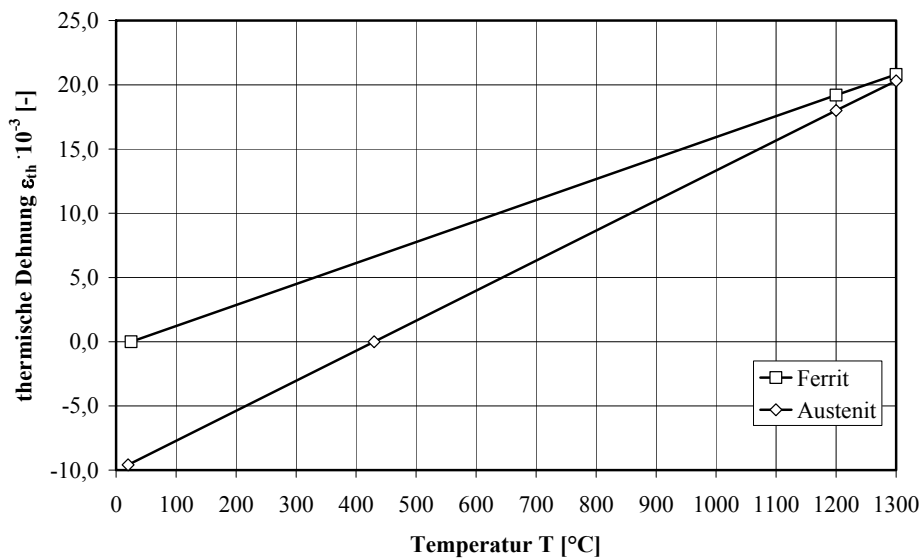


Abbildung 3.10: Thermische Dehnung ϵ_{th} von Ferrit und Austenit – Duplex-Stahl

Die Angaben für die thermische Simulation mit temperaturunabhängigen Werkstoffkennwerten sind in Tabelle 3.2 zu finden.

Tabelle 3.2: Temperaturunabhängige Werkstoffkennwerte für Duplex-Stahl

Eigenschaft	Werkstoffkennwert
Wärmekapazität c	500 [J/(kg·K)]
Wärmeleitfähigkeit λ	0,015 [W/(mm·K)]
Dichte ρ	$7860 \cdot 10^{-9}$ [kg/mm ³]

3.2.3 Quarzglas

Im Unterschied zu festkristallinen Stoffen beeinflussen Zeit und Geschwindigkeit der Beanspruchung die Struktur des Glases, was zu einem viskosen Verhalten führt. Für einen Vergleich der verschiedenen Arten von Gläsern wird die Transformationstemperatur T_g durch die Einführung des Viskositätswertes $\eta = 10^{12}$ Pa·s, der einen Unterschied zwischen festem und flüssigem Zustand beschreibt, definiert. Die Festigkeit des Glases hängt sehr stark von inneren Inhomogenitäten, Mikrorissen, Kerbstellen und Oberflächenfehlern ab.

Die temperaturabhängigen Werkstoffkennwerte sind der Literatur entnommen und stellen Ergebnisse experimenteller Untersuchungen dar. Im Anhang A.2.3 sind Angaben für die thermischen und mechanischen Eigenschaften aus dem Schrifttum zusammengestellt. Abbildung 3.11 zeigt die für die thermische Simulation angenommenen Werte. Die Angaben zur Dichte stammen aus [BRÜK, 1964a]. Die spezifische Wärmekapazität wird aus [SOSM, 1927b] übernommen. Die Angaben zur Wärmeleitfähigkeit streuen sehr stark, deshalb wird ein Mittelwert von zwei repräsentativen Verläufen – [LUCKS, 1960] [MEN, 1973] – angesetzt. Die Werte für Temperaturen größer $T = 1100$ °C werden angenommen.

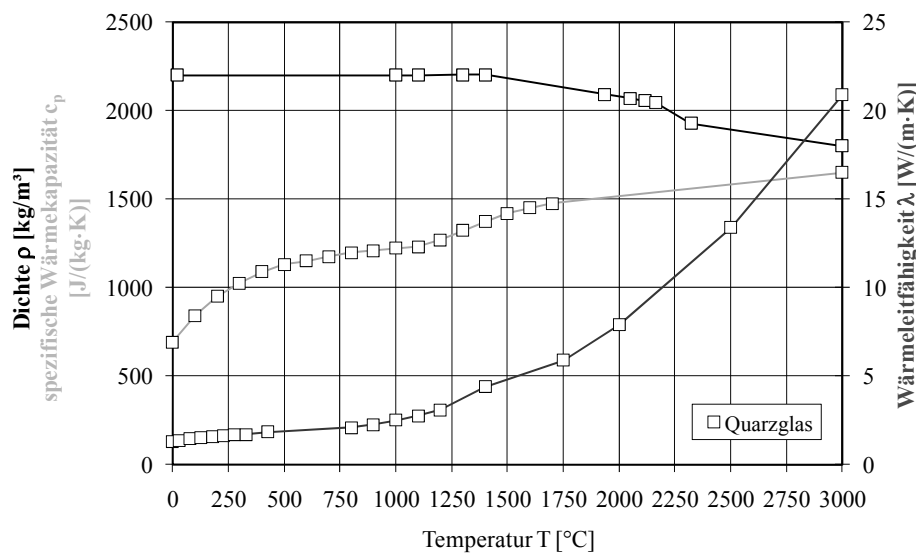


Abbildung 3.11: Temperaturabhängige Dichte ρ , spezifische Wärmekapazität c_p , Wärmeleitfähigkeit λ von Quarzglas

Die Werte für Elastizitätsmodul und Querkontraktionszahl sind in Abbildung 3.12 dargestellt. Die Angaben für den Elastizitätsmodul bis zu einer Temperatur $T = 1500$ °C stammen aus [BUCA, 1974]. Ab einer Temperatur von $T = 1500$ °C wird ein konstanter Elastizitätsmodul ange-

nommen. Die Werte für die Querkontraktionszahl sind auf der Grundlage der Untersuchungsergebnisse aus [FUKU, 1994] bis zur Temperatur $T = 1375 \text{ °C}$ festgelegt. Die Angaben bis zur Temperatur $T = 3000 \text{ °C}$ werden aufgrund des spezifischen Verhaltens ähnlich denen einer Flüssigkeit angenommen (siehe Abbildung 3.12).

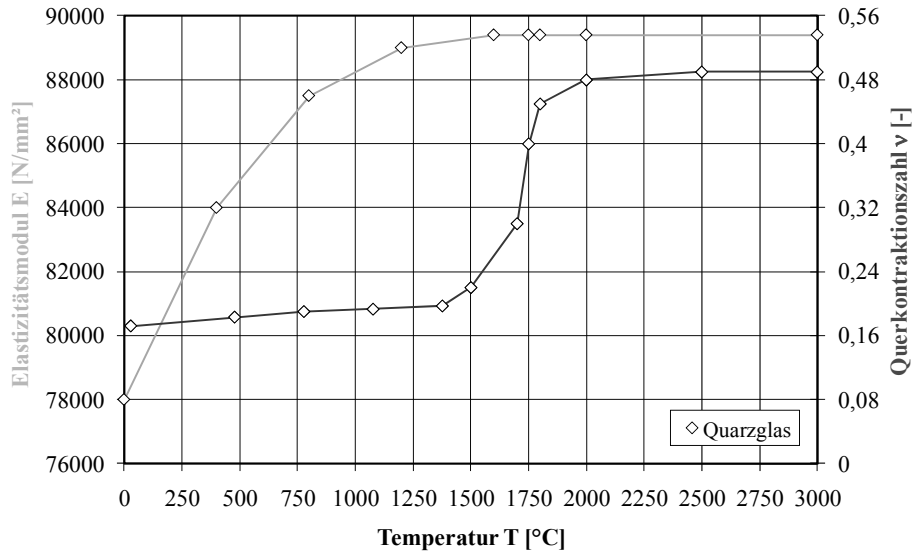


Abbildung 3.12: Elastizitätsmodul E und Querkontraktionszahl ν von Quarzglas

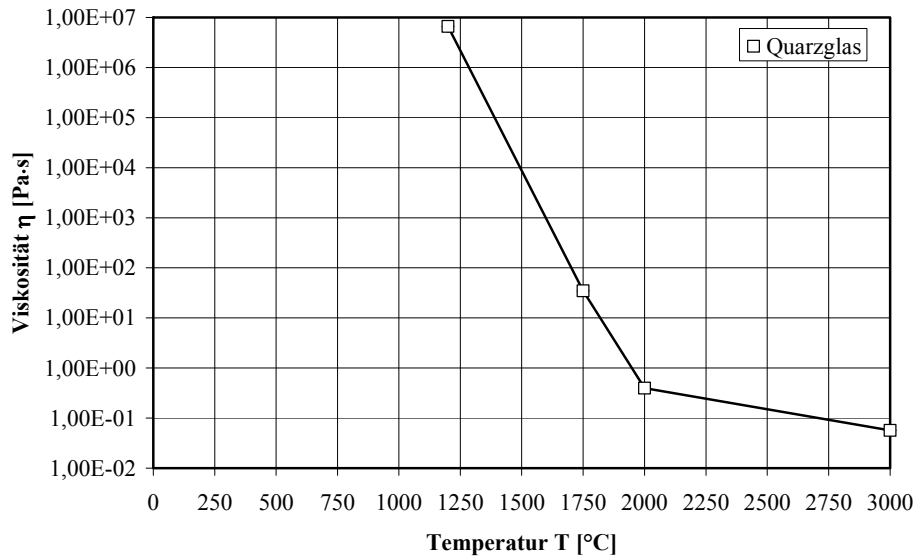


Abbildung 3.13: Viskosität η von Quarzglas

Abbildung 3.13 zeigt die temperaturabhängige Viskosität von Quarzglas, die bei der Simulation berücksichtigt wird. Im Schrifttum sind einige Angaben für $T = 1000 \text{ °C}$ bis $T = 2500 \text{ °C}$ vorhanden, die eine geringe Streuung aufweisen (siehe Anhang A.2.3).

Weiterhin wird ein temperaturunabhängiger Kompressionsmodul $K = 37238 \text{ N/mm}^2$ für Raumtemperatur aus den Angaben in [BUCA, 1974], [CARN, 1964] und [FUKU, 1994] entnommen. Der Wärmeausdehnungskoeffizient $\alpha = 5,5 \cdot 10^{-7} \text{ 1/K}$ wird aus den Ergebnissen in [OTTO, 1963] abgeleitet und für den gesamten Temperaturbereich verwendet.

3.3 Schweißprozesse

3.3.1 Metall-Aktiv-Gas-(MAG)-Schweißen

Der MAG-Schweißprozess gehört zu den Metallschutzgasschweißverfahren mit abschmelzender Elektrode und weist viele Vorteile auf, die einen Einsatz beim Schweißen von Konstruktionen aus Feinkornbaustählen und Duplex-Stählen besonders geeignet erscheinen lassen. Eine allgemeine Beschreibung des MAG-Schweißverfahrens ist im Anhang A.3.1 aufgeführt.

Zur Beschreibung des Schweißprozesses wird die zugeführte Wärmemenge Q [J] als wichtigste Kenngröße verwendet. Bei kontinuierlich wirkenden Wärmequellen wird der Wärmestrom q wie folgt berechnet [RADAJ, 1999]:

$$q = \frac{Q}{t} \quad (3.2)$$

mit

Q – zugeführte Wärmemenge,
 t – Zeit.

Für eine bessere Vergleichbarkeit von verschiedenen Schweißungen mit unterschiedlichen Schweißparametern wird die Streckenenergie E [J/m] definiert:

$$E = \frac{Q}{l_s} = \frac{q}{v_s} \quad (3.3)$$

mit

Q – zugeführte Wärmemenge,
 q – Wärmestrom,
 l_s – Schweißnahtlänge,
 v_s – Schweißgeschwindigkeit.

Beim MAG-Schweißen ergibt sich die Streckenenergie E durch:

$$E = \frac{U \cdot I}{v_s} \quad (3.4)$$

mit

U – Schweißspannung,
 I – Schweißstrom,
 v_s – Schweißgeschwindigkeit.

Schweißspannung U und Schweißstrom I können während des Schweißprozesses vom Schweißgerät abgelesen werden. Die komplexen Vorgänge im Lichtbogen und bei der Übertragung der Energie in den Werkstoff werden in der numerischen Simulation durch die Verwendung eines Wärmeübertragungswirkungsgrades η_w berücksichtigt.

Dieser Wirkungsgrad umfasst folgende schwierig abschätzbaren Vorgänge, die im Allgemeinen als Verluste auftreten:

- Einschnürungen des Lichtbogens,
- Strahlung des Lichtbogens,
- Schweißspritzer,
- Wärmeleitung vom Lichtbogenplasma in das Werkstück.

Der Wärmeübertragungswirkungsgrad η_w liegt nach verschiedenen Angaben zwischen $\eta_w = 0,65$ und $\eta_w = 0,9$ [RADAJ, 1999]. Die effektive Streckenenergie Q_{eff} ergibt sich:

$$Q_{\text{eff}} = \eta_w \cdot E = \eta_w \cdot \frac{U \cdot I}{v_s} \quad (3.5)$$

mit

- η_w – Wärmeübertragungswirkungsgrad,
- E – Streckenenergie,
- U – Schweißspannung,
- I – Schweißstrom,
- v_s – Schweißgeschwindigkeit.

3.3.2 Laserstrahlschweißen

Das Laserstrahlschweißen gehört zur Gruppe des Schmelzverbindungs-schweißens, da die Wärme zum Schmelzen des Werkstoffes durch die Umwandlung der auf das Werkstück treffenden Strahlung erfolgt [DIN 1910]. Im Allgemeinen wird das Tiefenschweißen durch ausreichend hohe Intensität des Laserstrahls mit Bildung einer Dampfkapillare angewendet, um eine Durchschweißung des Werkstückes zu erreichen. Aufgrund der geringen Strahldivergenz kann ein kleiner Strahldurchmesser erzeugt werden, der zu einer extrem hohen Strahlungsintensität auf der Werkstoffoberfläche führt. Die Intensitätsverteilung, ausgehend von einer Gauß-Normalverteilung, kann durch Überlagerung von verschiedenen Modi (TEM_{00} und TEM_{01}) gezielt je nach dem Anwendungsgebiet verändert werden. Weitere Erläuterungen sind im Anhang A.3.2 zu finden. Im Bereich des Laserstrahlschweißens als alternative Füge-technik ist noch wesentliche Entwicklungsarbeit zu leisten [WÄCH, 2002].

Für das Schweißen von Quarzglas wird ein CO_2 -Laserstrahl mit der Wellenlänge $\lambda = 10,6 \mu\text{m}$ verwendet, um die Einkopplung der Energie in das Glas zu ermöglichen. Die Parameter des Lasers können so eingestellt werden, dass mit derselben Anlage ein Schneiden möglich wird. Die Wellenlänge eines Nd-YAG-Lasers von $\lambda = 1,06 \mu\text{m}$ ist nicht zum Schweißen von Quarzglas geeignet. Beim Laserstrahlschweißen ergibt sich die effektive Streckenenergie Q_{eff} zu:

$$Q_{\text{eff}} = \eta_w \cdot \frac{P}{v_s} \quad (3.6)$$

mit

- η_w – Wärmeübertragungswirkungsgrad,
- P – zugeführte Laserleistung,
- v_s – Schweißgeschwindigkeit.

Der Wärmeübertragungswirkungsgrad η_w für den Werkstoff Stahl liegt zwischen $\eta_w = 0,10$ und $\eta_w = 0,9$ [RADAJ, 1999].

3.4 Nachbehandlung

Bei der WIG-Nachbehandlung wird im Allgemeinen ein Impulslichtbogen (ILB) verwendet, um den Lichtbogen Druck auf die Schmelze zu erhöhen und damit die Nahtgeometrie zu verbessern. Mit der Variation von Impulsstrom und Impuls Spannung beim Rechteckimpuls kann bei der WIG-Nachbehandlung ein vollständiges Aufschmelzen des Übergangs von der Schweißnaht zum Grundwerkstoff einer Schweißverbindung erreicht werden. Abbildung 3.14 zeigt einen schematischen Verlauf der Stromstärke in Abhängigkeit von der Zeit.

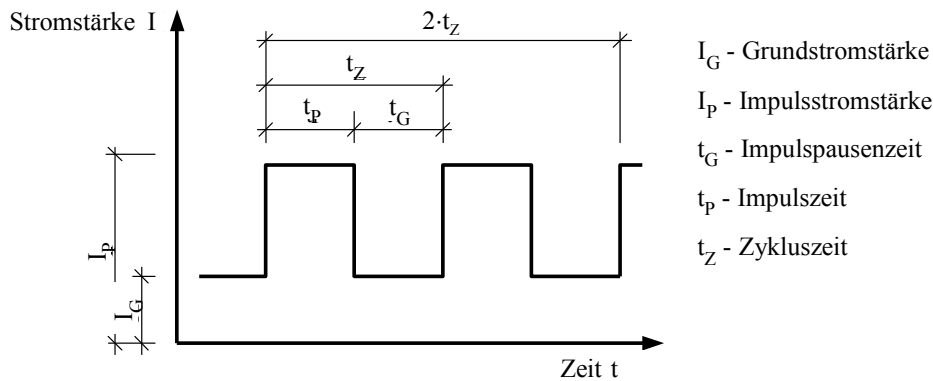


Abbildung 3.14: Strom-Zeit-Verhältnisse beim Impulslichtbogen als Rechteckimpuls

In Abhängigkeit von Impuls- und Impulspausenzeiten stellt sich ein Effektivwert des Stromes ein:

$$I_{\text{eff}} = \frac{I_G \cdot t_G + I_P \cdot t_P}{t_G + t_P} \quad (3.7)$$

mit

- I_G – Grundstromstärke,
- I_P – Impulsstromstärke,
- t_G – Impulspausenzeit,
- t_P – Impulszeit.

Die Streckenenergie E [J/m] ergibt sich bei der WIG-Nachbehandlung, ähnlich wie beim MAG-Schweißprozess, zu:

$$E = \frac{U \cdot I_{\text{eff}}}{v_s} \quad (3.8)$$

mit

- U – Schweißspannung,
- I_{eff} – Schweißstrom,
- v_s – Schweißgeschwindigkeit.

Der Wärmeübertragungswirkungsgrad wird mit $\eta_w = 0,70$ in Anlehnung an die Angaben in [SEW 088, 1993b] angenommen.

Die effektive Streckenenergie Q_{eff} berechnet sich zu:

$$Q_{\text{eff}} = \eta_w \cdot E = \eta_w \cdot \frac{U \cdot I_{\text{eff}}}{v_s} \quad (3.9)$$

mit

- η_w – Wärmeübertragungswirkungsgrad,
- E – Streckenenergie,
- U – Schweißspannung,
- I_{eff} – Schweißstrom,
- v_s – Schweißgeschwindigkeit.

Die Modellierung des Wärmeeintrages während der WIG-Nachbehandlung erfolgt mit dem Wärmequellenmodell für das MAG-Schweißen.

3.5 Temperaturfeldanalyse

3.5.1 Wärmeleitung

Die Analyse des instationären Temperaturfeldes von Schweißprozessen geht von der Fourierschen Differentialgleichung aus:

$$c\rho \cdot \frac{\partial T}{\partial t} + \lambda \cdot \left[-\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} - \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} - \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right] - Q = 0 \quad (3.10)$$

mit

- T – Temperatur,
- ρ – Dichte,
- c – spezifische Wärmekapazität,
- λ – Wärmeleitfähigkeit,
- Q – pro Volumeneinheit zu- bzw. abgeführte Wärmemenge.

Die Werkstoffkennwerte werden in Abhängigkeit von der Temperatur und des Gefüges in der Simulation eingesetzt. Die zugeführte Wärmemenge ergibt sich durch die eingetragene Energie aus dem Schweißprozess. Konvektion und Strahlung sind Wärmemengen, die aus dem Werkstück abgeführt werden. Zur Lösung sind iterative Gleichungslöser notwendig. Eine ausführliche Beschreibung der Wärmeleitung ist im Anhang A.5.1 und in [BATHE, 2002], [RADAJ, 1988a] zu finden.

3.5.2 Wärmequellen

3.5.2.1 Metall-Aktiv-Gas-(MAG)-Schweißprozess

Mit einem Wärmequellenmodell wird der Energieeintrag, der durch den Lichtbogen und den Übergang des aufgeschmolzenen Schweißzusatzwerkstoffes erzeugt wird, abgebildet. Für die Erfassung des Energieeintrages in der Simulation existieren in Abhängigkeit von dem jeweils betrachteten Prozess verschiedene Modelle (siehe Anhang A.5.2).

Wesentliche Bedeutung weisen Volumenquellen für die numerische Simulation von Schweißprozessen – Lichtbogen-, Gasflammen-, MAG-, MIG-Schweißverfahren – auf, die eine realitätsnahe Modellierung gestatten. Das Wärmequellenmodell von Goldak [GOLD, 1984] ist sehr weit verbreitet und hat sich bei einer Diskretisierung eines Geometriemodells aus Volumenelementen bewährt.

Die effektive Leistung der Wärmequelle ergibt sich zu:

$$q_{\text{eff}} = \eta_w \cdot U \cdot I \quad (3.11)$$

mit

- q_{eff} – effektive Leistung,
- η_w – Wärmeübertragungswirkungsgrad,
- U – Schweißspannung,
- I – Schweißstrom.

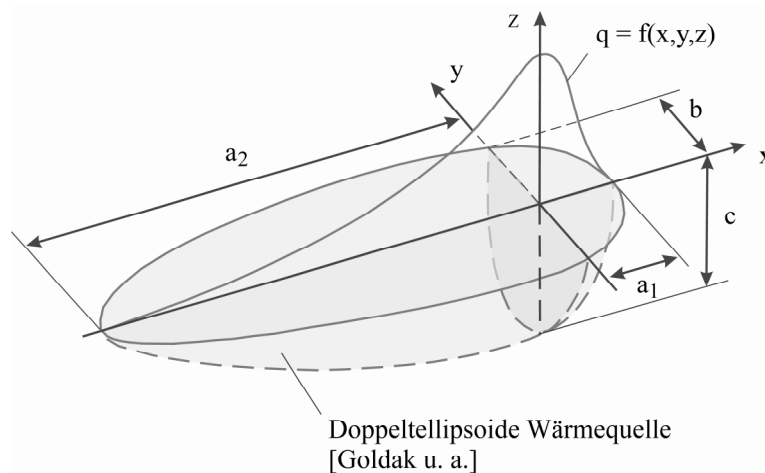


Abbildung 3.15: Darstellung der Geometrie einer Wärmequelle

Der Energieeintrag der effektiven Leistung q_{eff} erfolgt über eine doppelteilipsoide Wärmequelle, deren Form und Größe ungefähr dem Schmelzbad entspricht. Abbildung 3.15 zeigt die allgemeine Form der Wärmequelle, die in x -Richtung bewegt wird. Die angenommene Gauß-normalverteilte Wärmequellendichte q mit dem Maximalwert im Koordinatenursprung ermöglicht insbesondere durch die Parameter a_1 und a_2 eine Anpassung an die gestreckte Form des Schmelzbades in Schweißnahtichtung.

Die mathematische Beschreibung der Energieverteilung bei der Wärmequelle in dieser Arbeit geht auf [GOLD, 1984] zurück. Der große Unterschied zu den verwendeten Gleichungen (3.12) und (3.13) besteht darin, dass bei der Wärmequelle von Goldak am Nullpunkt eine Unstetigkeit im Verlauf des Energieeintrages vorhanden ist, wenn die Längen der Halbachsen a_1 und a_2 unterschiedlich sind. Einerseits können die Gewichtungsfaktoren f_v , f_n in der mathematischen Beschreibung nach Goldak als zusätzlicher Freiheitsgrad, andererseits zur Beseitigung der Unstetigkeit genutzt werden [GIESE, 1993].

Der Verlauf der eingetragenen Energie wird in der Arbeit durch zwei Wärmequellichten q_1 und q_2 in Abhängigkeit der lokalen Koordinaten definiert [PITT, 1992]:

$$q_1(x, y, z) = \frac{12 \cdot \sqrt{3} \cdot q_{\text{eff}}}{\sqrt{\pi^3} \cdot (a_1 + a_2) \cdot b \cdot c} \cdot e^{-3 \frac{x^2}{a_1^2} - 3 \frac{y^2}{b^2} - 3 \frac{z^2}{c^2}} \quad \text{für } x \geq 0, \quad (3.12)$$

$$q_2(x, y, z) = \frac{12 \cdot \sqrt{3} \cdot q_{\text{eff}}}{\sqrt{\pi^3} \cdot (a_1 + a_2) \cdot b \cdot c} \cdot e^{-3 \frac{x^2}{a_2^2} - 3 \frac{y^2}{b^2} - 3 \frac{z^2}{c^2}} \quad \text{für } x \leq 0 \quad (3.13)$$

mit

- q_{eff} – effektive Leistung,
- a_1 – Konzentrationsparameter der Gauß-Verteilung in positiver x-Richtung,
- a_2 – Konzentrationsparameter der Gauß-Verteilung in negativer x-Richtung,
- b – Konzentrationsparameter der Gauß-Verteilung in y-Richtung,
- c – Konzentrationsparameter der Gauß-Verteilung in z-Richtung,
- x, y, z – Koordinaten des lokalen Systems.

Form und Größe des Schmelzbades werden durch die in Abbildung 3.15 gezeigten Konzentrationsparameter a_1 , a_2 , b und c beschrieben. Eine Festlegung kann, sozusagen nachträglich, sowohl anhand von Makroschliffbildern als auch mithilfe von Ergebnissen der thermischen Berechnung, wie z. B. Abkühlzeit $t_{8/5}$ und Temperaturverläufen, erfolgen. Der Wärmeübertragungswirkungsgrad wird mit $\eta_w = 0,85$ angesetzt.

Die räumliche Diskretisierung durch finite Elemente hat zur Folge, dass die Energie nur in die Gauß-Punkte eingetragen wird. Im FE-Programm ist eine Anpassung, z. B. durch eine in Abhängigkeit von der Zeit und der Diskretisierung ermittelte Intensitätskurve, möglich, um die effektive Energie in das Modell einzutragen sowie ein vollständiges Aufschmelzen zu erzielen.

3.5.2.2 Laserstrahlschweißprozess

Beim Laserstrahlschweißen von Quarzglas wird aufgrund der Wellenlänge des CO_2 -Laserstrahls von $\lambda = 10,6 \mu\text{m}$ und eines Absorptionskoeffizienten des Quarzglases von $\beta > 10^3 \text{ cm}^{-1}$ eine maximale Eindringtiefe von $z = 10 \mu\text{m}$ erreicht [GEOT, 1991]. Die Eindringtiefe wird bei der Modellierung sowie beim Wirken der Wärmequelle berücksichtigt.

Der Schweißprozess wird mit zwei Laserstrahlen durchgeführt. Der eine Laserstrahl dient als Vorwärm laser an der Oberfläche, der andere wirkt mit konzentrierter Intensität allein an den Schweißnahtflanken, um ein Aufschmelzen zu ermöglichen [SCHM, 2006].

Die Strahlintensität des Vorwärm lasers wird – ohne weitere optische Lenkung – mathematisch idealisiert als Gauß-normalverteilte Oberflächenwärmequelle angenommen. Die Beschreibung der Intensität des Laserstrahls erfolgt als zylindrisch symmetrische Gauß-Verteilung:

$$q(r) = \frac{3 \cdot q_{\text{eff}}}{\pi \cdot R_L^2} \cdot e^{-3 \cdot r^2 / R_L^2} \quad (3.14)$$

mit

- q_{eff} – effektive Leistung,
- r – Radius,
- R_L – Laserstrahlradius.

Der Wärmeübertragungswirkungsgrad wird mit $\eta_w = 0,75$ angesetzt. Die Berechnung der Energieverteilung des Schweißblasers an der Schweißnahtoberfläche erfolgt mit der Gleichung (3.14). Die Intensität der Laserleistung nimmt mit zunehmender Tiefe linear ab und beträgt an der Schweißnahtwurzel $q(r) = 0$.

3.5.2.3 Bewegung der Wärmequellen

Die Festlegung eines globalen Koordinatensystems im FE-Modell gestattet es, die Wärmequelle, die im lokalen Koordinatensystem x, y, z definiert ist, mit einer Schweißgeschwindigkeit v_s in \bar{x} -, \bar{y} -, und \bar{z} -Richtung zu bewegen. Dabei wird der Koordinatenursprung des globalen Systems \bar{x} , \bar{y} , \bar{z} günstig im FE-Modell definiert, um die zeitabhängige Transformation zwischen globalem und lokalem Koordinatensystem einfach zu gestalten. Der Ursprung des lokalen Koordinatensystems wird zweckmäßigerweise mit dem Maximum des Wärmeeintrages festgelegt.

Die Gleichungen für die Transformation einer Bewegung der Wärmequelle in \bar{y} -Richtung auf einer ebenen Platte mit zeitlich veränderlicher Schweißgeschwindigkeit $v_s(t)$ lauten:

$$x = \bar{x}, \quad (3.15)$$

$$y = \bar{y} - v_s(t)(t - t_0), \quad v_s(t)(t - t_0), \quad (3.16)$$

$$z = \bar{z} - v_s(t - t_0) \quad (3.17)$$

mit

- x, y, z – Ortskoordinaten im lokalen System,
- $\bar{x}, \bar{y}, \bar{z}$ – Ortskoordinaten im globalen System,
- $v_s(t)$ – Schweißgeschwindigkeit,
- t – Zeit im globalen Koordinatensystem,
- t_0 – Anfangszeit.

Abbildung 3.16 veranschaulicht die oben erläuterte Situation. Der räumliche Startpunkt kann mit der Schweißgeschwindigkeit v_s und der Anfangszeit t_0 festgesetzt werden.

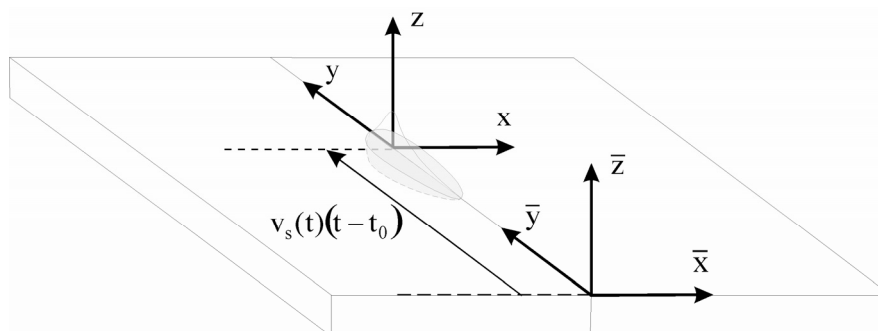


Abbildung 3.16: Darstellung der Bewegung einer Wärmequelle

3.5.3 Wärmeabgabe

3.5.3.1 Konvektion

Ein Teil der durch den Schweißprozess eingetragenen Energie wird durch freie oder erzwungene Konvektion über die Fläche des geschweißten Bauteils an die Umwelt abgegeben. Der Wärmestrom lässt sich ermitteln zu:

$$q_K = \alpha_K \cdot (T - T_0) \quad (3.18)$$

mit

- α_K – Wärmeübergangskoeffizient,
- T – Oberflächentemperatur,
- T_0 – Umgebungstemperatur.

Eine einfache Beschreibung des Wärmeübergangskoeffizienten durch freie Konvektion für Luft unter Normaldruck und Raumtemperatur bei turbulenter und laminarer Strömung findet sich bei [GIESE, 1993]:

$$\alpha_{o,t} = 0,22 \cdot f \cdot (T - T_0)^{1/3}, \quad (3.19)$$

$$\alpha_{o,l} = 0,27 \cdot f \cdot \left(\frac{T - T_0}{l} \right)^{1/4}, \quad (3.20)$$

$$\alpha_{u,l} = 0,12 \cdot f \cdot \left(\frac{T - T_0}{l} \right)^{1/4} \quad (3.21)$$

mit

- f – Umrechnungsfaktor $f = 5,6785$,
- l – kurze Seitenlänge,
- T – Oberflächentemperatur,
- T_0 – Umgebungstemperatur.

Für die Bestimmung der Unterschiede zwischen der Konvektion an der Plattenober- und an der Plattenunterseite wird in [ROHS, 1973] folgende Abschätzung angeführt:

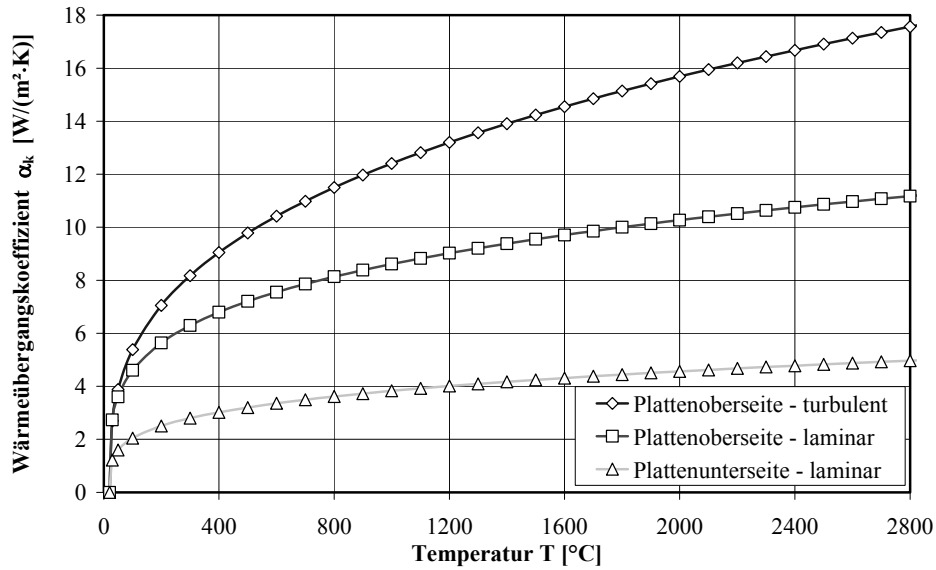
$$\alpha_{\text{Unterseite}} = 0,5 \cdot \alpha_{\text{Oberseite}} \quad (3.22)$$

mit

- $\alpha_{\text{Unterseite}}$ – Konvektion an Plattenunterseite,
- $\alpha_{\text{Oberseite}}$ – Konvektion an Plattenoberseite.

Abbildung 3.17 zeigt die Verläufe des Wärmeübergangskoeffizienten in Abhängigkeit von der Temperatur für drei unterschiedliche Situationen.

Die Wärmeübergangskoeffizienten für turbulente Strömungsverhältnisse an der Plattenoberseite und laminare Strömungsverhältnisse an der Plattenunterseite werden in der Simulation zur Beschreibung der freien Konvektion bei Feinkornbaustählen verwendet. Die erzwungene Konvektion, die sich durch das ausströmende Schutzgas ergibt, wird aufgrund der sehr lokalen Wirkung nicht berücksichtigt. Weitere Möglichkeiten zur Bestimmung des Wärmeübergangskoeffizienten sind im Anhang A.5.3 zu finden.

Abbildung 3.17: Wärmeübergangskoeffizienten α_k nach [GIESE, 1993]

Die freie Konvektion bei den Werkstoffen Duplex-Stahl und Quarzglas wird temperaturunabhängig mit einem Wärmeübergangskoeffizienten $\alpha_k = 25 \cdot 10^{-6} \text{ W}/(\text{mm}^2 \cdot \text{K})$ berücksichtigt. Eine erzwungene Konvektion wird nicht erfasst.

3.5.3.2 Strahlung

Jeder Körper tauscht in Form von Reflexion, Transmission, Absorption oder Emission Wärme als Strahlung mit der Umgebung aus. Mithilfe des Gesetzes von Stefan-Boltzmann und eines richtungs-, material- sowie oberflächenabhängigen Emissionskoeffizienten kann diese Strahlung für einen „grauen“ Körper wie folgt beschrieben werden:

$$q_s = \varepsilon \cdot \sigma \cdot (T^4 - T_0^4) \quad (3.23)$$

mit

- q_s – Wärmestromdichte,
- ε – Emissionskoeffizient,
- σ – Stefan-Boltzmann-Konstante $\sigma = 5,6698 \cdot 10^{-8} \text{ W}/(\text{m}^2 \text{ K}^4)$,
- T – absolute Oberflächentemperatur,
- T_0 – absolute Umgebungstemperatur.

Die Gleichung (3.23) lässt sich durch Einführung eines Wärmeübergangskoeffizienten für Wärmestrahlung α_s :

$$\alpha_s = \varepsilon \cdot \sigma \cdot (T + T_0) \cdot (T^2 + T_0^2) \quad (3.24)$$

in eine vereinfachte Darstellung

$$q_s = \alpha_s \cdot (T - T_0) \quad (3.25)$$

überführen.

In den durchgeführten Analysen beim Werkstoff Feinkornbaustahl wird für den Aufheiz- und den Abkühlprozess als Emissionskoeffizient für die gesamte Oberfläche des Werkstoffes ein Wert von $\varepsilon = 0,92$ angenommen. Diese Annahme lässt sich durch einige Angaben von Emissionskoeffizien-

ten aus der Literatur, die experimentell am Werkstoff Stahl bestimmt wurden, bestätigen (siehe Anhang A.5.4). Eine Temperaturabhängigkeit des Emissionskoeffizienten kann oberhalb von $T = 1200\text{ °C}$ auftreten, wodurch die Temperatur im Schmelzbad beeinflusst wird. Eine genaue Bestimmung des Temperaturverlaufs innerhalb des Schmelzbades ist von untergeordneter Bedeutung. Die Abweichung der Temperatur hat einen vernachlässigbaren Einfluss auf die Umwandlung, die bei wesentlich niedrigeren Temperaturen stattfindet. Die Veränderung des Emissionskoeffizienten wird bei den Untersuchungen vernachlässigt.

Für die beiden Werkstoffe Duplex-Stahl und Quarzglas werden ebenfalls temperaturunabhängige Emissionskoeffizienten angenommen, da in der Literatur keine detaillierten Daten zur Temperaturabhängigkeit vorliegen. Beim Werkstoff Duplex-Stahl wird der Wert $\varepsilon = 0,7$ angesetzt. Der Emissionskoeffizient beim Werkstoff Quarzglas ist $\varepsilon = 0,91$ und basiert auf Untersuchungen in [LUDW, 1998].

3.6 Gefügeumwandlung

3.6.1 Allgemeines

Die Betrachtungen zur Gefügeumwandlung beschränken sich ausschließlich auf umwandlungsfähige Stahlwerkstoffe und werden nach Aufheiz- und Abkühlprozess während des Schweißens getrennt vorgenommen. Eine Herausforderung besteht darin, für die untersuchten Stähle und Schweißzusatzwerkstoffe jeweils ein entsprechendes Umwandlungsschaubild zur Beschreibung des Gefüges aufzustellen. Das Gefüge wird dabei als eine Zusammensetzung von chemisch und physikalisch homogenen Phasen, die in verschiedenen Zuständen auftreten können und durch Grenzflächen voneinander getrennt sind, verstanden [HORN, 1991].

In der Literatur ist eine Vielzahl von mathematischen Beschreibungen vorhanden, die für diffusionslose, diffusionsgesteuerte, isotherme und nicht-isotherme Umwandlungsprozesse geeignet sind. Ein Überblick und eine kurze Beschreibung einiger Modelle sind im Anhang A.6.4 zu finden. Von der großen Anzahl der mathematischen Beschreibungen zur Gefügeumwandlung werden das Leblond- und Koistinen-Marburger-Modell genauer beschrieben, da diese im praxisrelevanten FE-Programm genutzt werden.

3.6.2 Aufheizprozess

3.6.2.1 Feinkornbaustahl

Die bei Raumtemperatur vorliegenden Gefügebestandteile werden durch Erwärmung in Austenit mit kubisch-flächenzentriertem Kristallgitter umgewandelt. Die Umwandlung beginnt bei technisch relevanten Aufheizgeschwindigkeiten in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt bei der A_{c1} -Temperatur als untere Austenitisierungstemperatur. Bei der oberen Austenitisierungstemperatur A_{c3} ist die Umwandlung abgeschlossen und es liegt ausschließlich Austenit vor. Oberhalb der A_{c3} -Temperatur findet eine Homogenisierung des Austenits statt.

Eine Bestimmung der Austenitisierungstemperaturen A_{c1} und A_{c3} bei sehr langsamer Aufheizung erfolgt mit dem im Programm WeldWare [WELD, 2006] implementierten Modul „Schweiß-ZTU-Schaubilder“ für Grund- und Schweißzusatzwerkstoff. Erstmals wurde das Programm WeldWare 1989 in [SEYF, 1989] vorgestellt, weitere Angaben und Beispiele sind in [SCHA, 1993], [SEYF, 1990], [SEYF, 1991], [SEYF, 1992a], [SCHA, 1997] dokumentiert. Eine Erfassung der

verschiedenen Austenitisierungstemperaturen infolge unterschiedlicher chemischer Zusammensetzungen in den Bereichen Schweißnaht und Grundwerkstoff ist möglich. Eine Verschiebung der Temperaturen durch veränderte Aufheizgeschwindigkeiten kann durch die Angaben im ZTA-Schaubild berücksichtigt werden [DEGEN, 1999]. Im Anhang A.6.2 befindet sich das entsprechende ZTA-Schaubild. Eine Erfassung des Anlasseffektes ist weder durch Anwendung von ZTA-Schaubildern noch durch Anwendung des Moduls im Programm WeldWare möglich und erfordert eine separate Betrachtung.

3.6.2.2 Duplex-Stahl

Das Ausgangsgefüge von Duplex-Stählen kann sich ähnlich wie bei den Feinkornbaustählen in Abhängigkeit von der Erwärmung und der Einwirkungsdauer verändern. Für typische Temperaturzyklen, die durch den Schweißprozess erzeugt werden, sind keine ZTA-Schaubilder verfügbar. Eine Berechnung der Umwandlungstemperaturen auf der Grundlage der chemischen Zusammensetzung ist gegenwärtig nicht bekannt. Bei der Simulation wird die Gefügeumwandlung im Temperaturbereich von $T = 950\text{ °C}$ bis $T = 1400\text{ °C}$ entsprechend dem ZTU-Schaubild angenommen (siehe Abbildung 3.20). Eine Verschiebung der Umwandlungstemperatur in Abhängigkeit von der Temperatur wird durch die Angaben des ZTA-Schaubildes eines Feinkornbaustahles berücksichtigt. Für das Schweißgut wird in dieser Arbeit das gleiche Umwandlungsverhalten wie für den Grundwerkstoff vorausgesetzt.

3.6.3 Abkühlprozess

3.6.3.1 Feinkornbaustahl

Die beim Abkühlprozess ablaufenden Gefügeumwandlungen sind entscheidend für den Gefüge- und Eigenspannungszustand. Die Umwandlung von Austenit in Ferrit, Perlit, Bainit und Martensit ist von der chemischen Zusammensetzung des Werkstoffes und der Abkühlgeschwindigkeit abhängig. Für den Schweißprozess mit charakteristischen Austenitisierungsbedingungen sind Schweiß-ZTU-Schaubilder für einige Stähle vorhanden. Eine Auswahl von Literaturangaben für Feinkornbaustähle S355 bis S1100 ist im Anhang A.6.3 zu finden.

In [HASC, 1972] und [SEYF, 1992b] werden Schaubilder für verschiedene Schweißzusatzwerkstoffe aufgeführt, aber die Abweichungen zwischen der gemessenen chemischen Zusammensetzung des verschweißten Schweißzusatzwerkstoffes und den Angaben im Schweiß-ZTU-Schaubild sind sehr groß. Das Berechnungsprogramm WeldWare [WELD, 2006] bietet die Möglichkeit, das Umwandlungsverhalten auf der Grundlage der gemessenen chemischen Zusammensetzung zu beschreiben. Die theoretischen Hintergründe für die rechnerische Bestimmung der Gefügezusammensetzung sind in [SEYF, 1984] zu finden.

Im Berechnungsmodul „Schweiß-ZTU-Schaubilder“ des Programms WeldWare [WELD, 2006] werden die Umwandlungspunkte bei der Abkühlung – Martensit-Starttemperatur, niedrigste Ferritumwandlungstemperatur und der zeitliche Beginn für die Zwischenstufenumwandlung bzw. für die Ferritumwandlung – berechnet. In dem Berechnungsmodul „Gefügezusammensetzung“ des Programms WeldWare wird in Abhängigkeit von der Abkühlzeit $t_{8/5}$ die prozentuale Zusammensetzung des Stahles aus Martensit, Bainit, Ferrit und Perlit ermittelt. Damit kann sowohl für einen Grund- als auch einen verschweißten Schweißzusatzwerkstoff ein Schweiß-ZTU-Schaubild erstellt werden. Die in dieser Arbeit gewählte Vorgehensweise ermöglicht es, den Einfluss der Chargen

des Grundwerkstoffes und die Auswirkungen der schweißbedingten Veränderung der chemischen Zusammensetzung auf die Umwandlung der verschweißten Schweißzusatzwerkstoffe zu berücksichtigen. Zu beachten ist, dass die chemische Zusammensetzung des Grundwerkstoffes bzw. des Schweißgutes bekannt sein müssen. Abbildung 3.18 zeigt exemplarisch das aufgestellte Schweiß-ZTU-Schaubild eines verschweißten Schweißzusatzwerkstoffes. Im Anhang A.6.3 sind weitere Schweiß-ZTU-Schaubilder zu finden. Eine Erfassung von Anlasseffekten ist mit Schweiß-ZTU-Schaubildern jedoch nicht möglich und bedarf eines eigenen Umwandlungsschaubildes.

chemische Zusammensetzung in % - G Mn3Ni1Mo EN12534 „Union MoNi“											
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Co	Cu	V
0,0975	0,514	1,33	0,0109	0,0095	0,0788	0,243	0,638	0,0126	0,0116	0,0476	0,00816

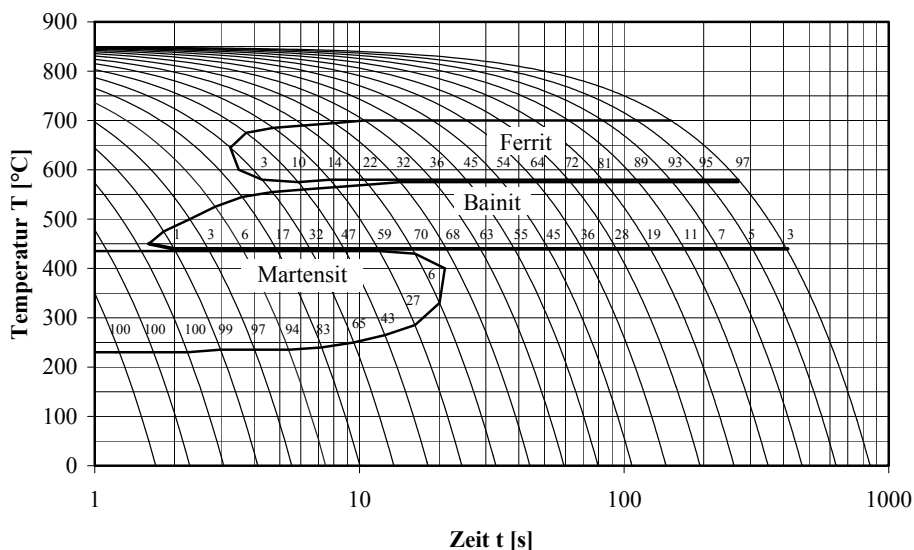


Abbildung 3.18: Schweiß-ZTU-Schaubild eines verschweißten Schweißzusatzwerkstoffes

Ein weiteres Berechnungsmodul im Programm WeldWare ermöglicht die Bestimmung der chemischen Zusammensetzung im Schweißgut in Abhängigkeit von der chemischen Zusammensetzung des Grund- und Schweißzusatzwerkstoffes sowie der Schweißparameter. Bei der Anwendung ist zu beachten, dass bei Schweißzusatzwerkstoffen, die überwiegend Kohlenstoff, Silizium und Mangan enthalten, eine gute Übereinstimmung zwischen Messung und Berechnung erzielt wird. Sind hohe Anteile von Chrom, Nickel, Molybdän und Aluminium vorhanden, treten größere Abweichungen zwischen Messung und Berechnung auf (siehe Tabelle 3.3). Weitere Beispiele mit Angaben zu Schweißparametern und Nahtformen finden sich im Anhang A.9.

Tabelle 3.3: Chemische Zusammensetzung des Schweißguts

Material	Chemische Zusammensetzung [%]							
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Al	
S355	0,0922	0,391	1,34	0,0779	0,0278	0,00547	0,0373	
Union K56 Ø 1,2 mm	0,06	0,8	1,6	–	–	–	–	
Schweißgut	gemessen	0,0776	0,747	1,42	0,0202	0,0243	0,005	0,0099
	berechnet	0,073	0,724	1,50	0,036	0,013	0,003	0,017
S960	0,171	0,29	0,846	0,461	0,575	0,553	0,0398	
Union X90 Ø 1,2 mm	0,1	0,8	1,8	0,35	2,3	0,6	–	
Schweißgut	gemessen	0,127	0,657	1,35	0,371	1,77	0,565	0,011
	berechnet	0,116	0,661	1,456	0,231	0,288	0,277	0,02

Um eine Voraussetzung für die Erstellung der Schweiß-ZTU-Schaubilder für den Bereich der Schweißnaht zu schaffen, wird das Aufmischungsverhältnis bei der Bestimmung der chemischen Zusammensetzung des Schweißguts berücksichtigt. Abbildung 3.19 stellt eine Zusammenfassung der in dieser Arbeit aufgezeigten Möglichkeiten zur Ermittlung des Schweiß-ZTU-Schaubildes für Grundwerkstoff und Schweißgut dar, um die unterschiedliche Gefügeumwandlung in den einzelnen Bereich realitätsnah zu modellieren.

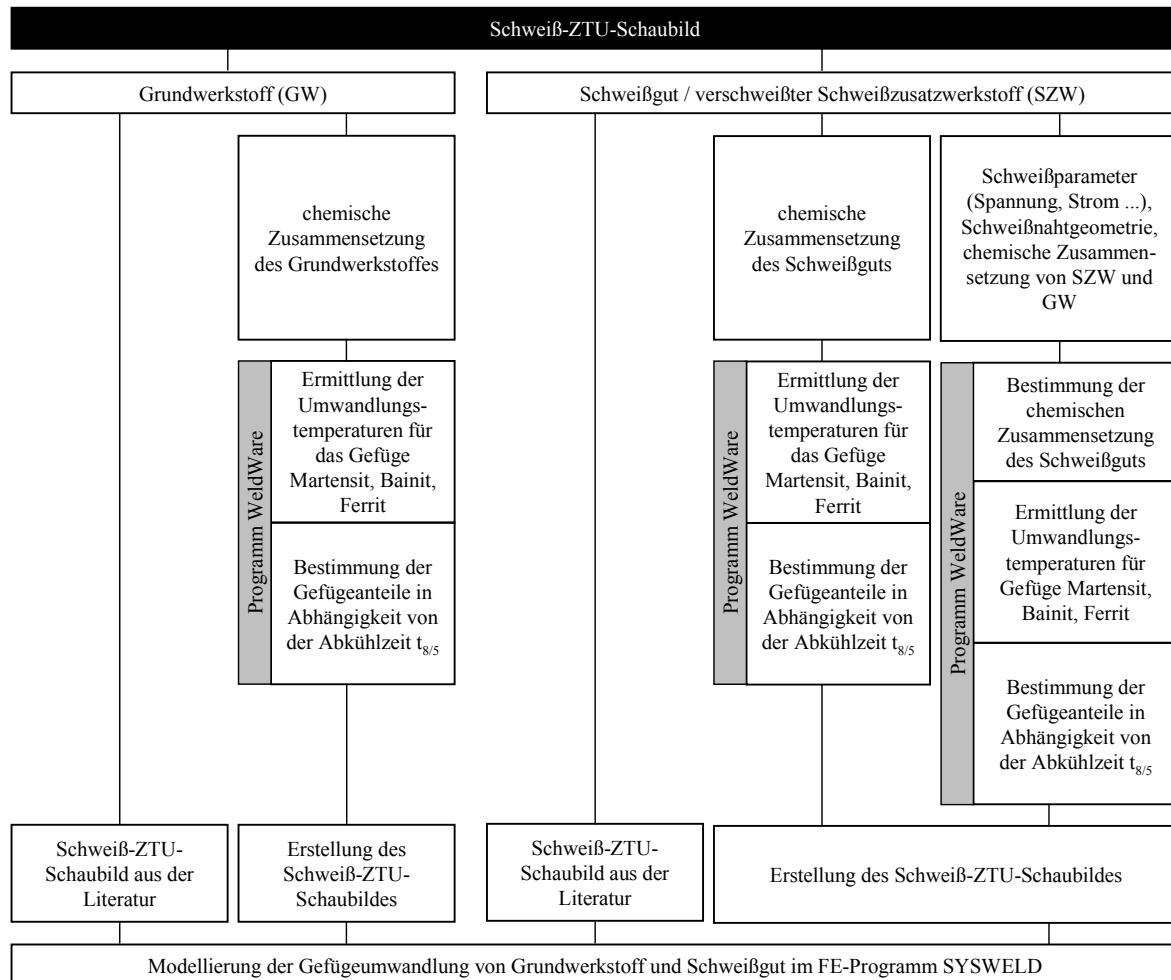


Abbildung 3.19: Darstellung von Möglichkeiten zur Ermittlung des Schweiß-ZTU-Schaubildes für Grundwerkstoff und Schweißgut bei Feinkornbaustählen

3.6.3.2 Duplex-Stahl

Die Entwicklung des Gefüges dieser Stahlsorte ist in Abhängigkeit von der Temperatur bei einer bestimmten chemischen Zusammensetzung unter Gleichgewichtsbedingungen, d. h. bei unendlich langen Abkühlzeiten, dem Konzentrationsschnittbild des Dreistoffsystems Fe-Cr-Ni zu entnehmen [DVS 0946, 2004]. Nach der ferritischen Erstarrung findet eine teilweise Umwandlung von Ferrit in Austenit statt. Für diese Umwandlung ist neben der Abkühlzeit auch die Legierungszusammensetzung von besonderer Bedeutung. Zur Beschreibung dieser Vorgänge sowie zur Darstellung der Abhängigkeiten von Zeit und Temperatur werden Ausscheidungsschaubilder aufgestellt. Ein solches Schaubild ist für den Duplex-Stahl 1.4462 in [DVS 0946, 2004] vorhanden. Zu beachten ist, dass diese Ausscheidungen erst bei einer dauerhaften Temperatureinwirkung und einer Haltezeit $t \geq 108$ s auftreten.

Abbildung 3.20 zeigt für Duplex-Stähle ein typisches Diagramm für die Umwandlung von Deltaferrit in Austenit während der Abkühlungsphase. Bei einer Temperatur um $T \approx 1400 \text{ }^\circ\text{C}$ liegt ein rein ferritischer Einphasenwerkstoff vor, der sich bei Abkühlung teilweise in Austenit umwandelt. Die Duplex-Stähle befinden sich dann in einem heterogenen Zweiphasengebiet ($\alpha+\gamma$). Die Grenzen dieses Zweiphasengebietes verlaufen über einen weiten Temperaturbereich bei annähernd konstanter Konzentration, so dass das α/γ -Verhältnis bei weiterer Abkühlung nahezu konstant bleibt und daher durch Wärmebehandlungen unterhalb von $T \approx 1000 \text{ }^\circ\text{C}$ nicht oder nur geringfügig verändert wird. Bei der Simulation wird die Gefügeumwandlung sowohl für den Grundwerkstoff als auch für das Schweißgut im Temperaturbereich von $T = 950 \text{ }^\circ\text{C}$ bis $T = 1400 \text{ }^\circ\text{C}$ für einen Stickstoffgehalt von 0,2 Massen-% angenommen. Eine Bewertung des Gefügeanteils, insbesondere des Ferrits, erfolgt durch die Ferrit-Nummer (FN). Im Anhang A.22 sind die drei bekanntesten Diagramme – Schaeffler-Diagramm [SCHA, 1949], DeLong-Diagramm [DELO, 1974] und WRC-Diagramm [KOTE, 1992] – dargestellt.

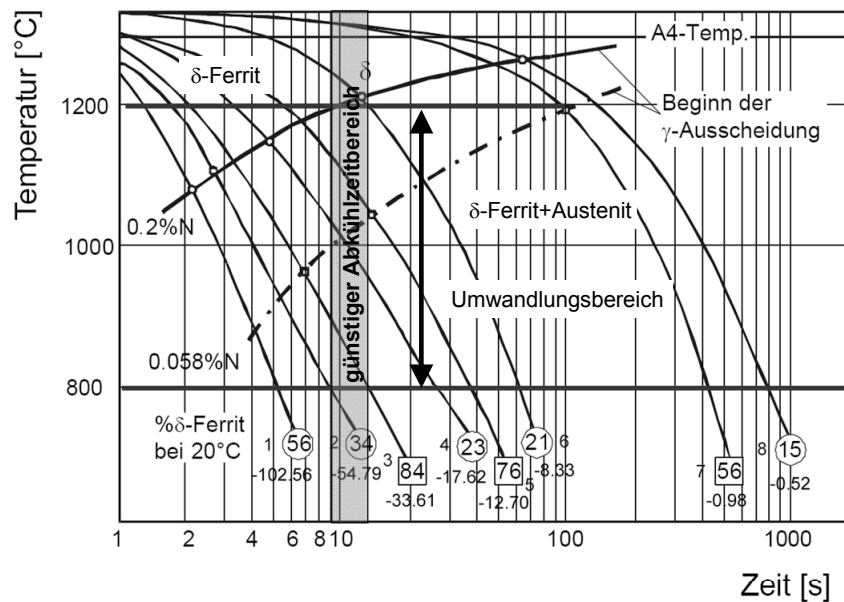


Abbildung 3.20: Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild für Duplex-Stähle mit unterschiedlichem Stickstoffgehalt nach [DILT, 1999]

3.6.4 Mathematische Beschreibung

3.6.4.1 Leblond-Modell

Dieses semi-empirische Modell für nicht-isotherme Umwandlung ist insbesondere für Stähle mit mehreren Gefügebestandteilen geeignet und zeichnet sich durch seine einfache Struktur sowie Allgemeingültigkeit aus. Das Modell stellt eine Erweiterung der Avrami-Funktion dar, die nur die diffusionsgesteuerte Umwandlung von einer Phase in eine andere beschreiben konnte. Eine ausführliche Darstellung wird in [LEBL, 1984a] und [LEBL, 1984b] gegeben. Die Umwandlungskinetik wird mit der folgenden Gleichung ausgedrückt:

$$\frac{dy_i}{dt} = \frac{y_{ei}(T) - y_i}{\tau(T)} f(\dot{T}) \quad (3.26)$$

mit

- $y_{ei}(T)$ – Gleichgewichtszustand der Phase i ,
- y_i – Anteile der Phase i ,
- $\tau(T)$ – Verzögerungsdauer,
- $f(\dot{T})$ – Faktor zur Berücksichtigung der Abkühlgeschwindigkeit.

Das Modell ist geeignet, die Umwandlung sowohl beim Aufheizprozess als auch beim Abkühlprozess zu beschreiben. Die martensitische Umwandlung bei der Abkühlung wird durch das Koistinen-Marburger-Modell erfasst. Die Festlegung der Parameter in der Gleichung (3.26) erfolgt für den Grund- und Schweißzusatzwerkstoff in Abhängigkeit vom erstellten Schweiß-ZTU-Schaubild.

Die Austenitkorngröße D bei der Gefügeumwandlung kann für einen steigenden Austenitanteil y_A während des Aufheizprozesses folgendermaßen berücksichtigt werden [LEBL, 1984a]:

$$\dot{D}^a = C \cdot \exp\left(-\frac{Q}{R \cdot T}\right) - \frac{\dot{y}_A}{y_A} \cdot D^a \quad \text{für } \dot{y}_A > 0 \quad (3.27)$$

mit

- a – Konstante $a = 4$,
- C – Konstante $C = 0,4948 \cdot 10^{14}$,
- T – absolute Temperatur,
- Q – Aktivierungsenergie,
- R – Gaskonstante.
- y_A – Austenitanteil,
- \dot{y}_A – zeitliche Veränderung des Austenitanteiles.

Die Gleichung (3.28) zeigt, dass ein Großteil der Energie beim Aufheizprozess für die Keimbildung benötigt wird. Für einen fallenden bzw. gleichbleibenden Austenitanteil y_A während des Abkühlprozesses gilt:

$$\dot{D}^a = C \cdot \exp\left(-\frac{Q}{R \cdot T}\right) \quad \text{für } \dot{y}_A \leq 0 \quad (3.28)$$

mit

- a – Konstante $a = 4$,
- C – Konstante $C = 0,4948 \cdot 10^{14}$,
- T – absolute Temperatur,
- Q – Aktivierungsenergie,
- R – Gaskonstante.

3.6.4.2 Koistinen-Marburger-Modell

Die diffusionslose Umwandlung von Austenit in Martensit wird beschrieben:

$$y_{\text{mar}} = 1 - \exp(\alpha \cdot (M_s - T)) \quad (3.29)$$

mit

- α – kohlenstoffabhängige Umwandlungskonstante,
- M_s – Martensitstarttemperatur,
- T – Temperatur.

Die Umwandlung findet ausschließlich unterhalb der Martensitstarttemperatur M_s statt, die z. B. mit dem Berechnungsmodul „Schweiß-ZTU-Schaubilder“ des Programms WeldWare [WELD, 2006] in Abhängigkeit von der chemischen Zusammensetzung bestimmt werden kann. Die martensitische Umwandlung wird nur bei den Feinkornbaustählen berücksichtigt. Beim Werkstoff Duplex-Stahl erfolgt diese Umwandlung nicht.

Gleichungen (3.27), (3.28) und (3.29) sind für die FE-Analyse von praktischer Bedeutung.

3.7 Härte

Die Gefügeveränderungen des Stahls lassen sich am Härteverlauf im Bereich der Schweißverbindungen deutlich erkennen. In den letzten Jahrzehnten wurden mathematische Beschreibungen entwickelt, um die Härte unter Berücksichtigung der chemischen Zusammensetzung und der Abkühlzeiten zu ermitteln (siehe Anhang A.7).

Folgende drei Gleichungen werden für die numerische Bestimmung der Härtewerte im FE-Programm unter Berücksichtigung der Legierungsbestandteile des Grund- und Schweißzusatzwerkstoffes in Masseprozenten verwendet. Diese basieren auf den Untersuchungen von [BLOND, 1973] und [BLOND, 1975]:

Härte von Martensit

$$HV_M = 127 + 949 \cdot C + 27 \cdot Si + 11 \cdot Mn + 8 \cdot Ni + 16 \cdot Cr + 21 \cdot \log(v_R) \quad (3.30)$$

Härte von Bainit

$$HV_B = -323 + 185 \cdot C + 330 \cdot Si + 153 \cdot Mn + 65 \cdot Ni + 144 \cdot Cr + 191 \cdot Mo + (89 + 53 \cdot C - 55 \cdot Si - 22 \cdot Mn - 10 \cdot Ni - 20 \cdot Cr - 33 \cdot Mo) \cdot \log(v_R) \quad (3.31)$$

und Härte von Ferrit

$$HV_F = 62 + 223 \cdot C + 15 \cdot Si + 30 \cdot Mn + 21 \cdot Ni + 23 \cdot Cr + 19 \cdot Mo + 260 \cdot V \quad (3.32)$$

mit

- v_R – Abkühlgeschwindigkeit v_R bei $T = 700$ °C.

Diese Gleichungen sind besonders für die gefügeabhängige Beschreibung des Stahls und des Schweißzusatzwerkstoffes geeignet und werden bei den durchgeführten Simulationen verwendet. Die Härte von Perlit berechnet sich mit der Gleichung für die Härte von Ferrit.

Alle drei Gleichungen werden für Grund- und Schweißzusatzwerkstoff verwendet. Auffällig ist, dass sich mithilfe der Gleichungen (3.30) bis (3.32) für die heutigen Feinkornbaustähle, die über-

wiegend eine Mikrolegierung aufweisen, insbesondere im Vergleich zu den Messergebnissen für die Stähle S355 und S460 eine geringere Härte des Grundwerkstoffes ergibt. Eine Anpassung an die Ausgangshärte ist notwendig, da eine Differenz von ca. 50 HV im Grundwerkstoff S355ML bzw. ca. 45 HV im Grundwerkstoff S460ML auftritt. Ein angenommener Wert für das chemische Element Vanadium wird eingesetzt, der die veränderte chemische Zusammensetzung des Stahls berücksichtigen soll. Dadurch können die Regressionsgleichungen (3.30) bis (3.32) verwendet werden, ohne die Faktoren und Summanden in den Gleichungen neu zu bestimmen. Eine Veränderung des Wertes des Elementes Vanadium wirkt sich nur auf die Härte von Ferrit bzw. Perlit aus; die Härte von Martensit und Bainit, die im Wesentlichen durch die Temperaturänderung bestimmt wird, bleibt unbeeinflusst.

In Abhängigkeit der prozentualen Anteile der Gefügebestandteile y_i kann die Gesamthärte des jeweiligen Werkstoffes mit einer linearen Mischungsregel ermittelt werden. Dabei wird angenommen, dass die angelassenen Gefügeanteile die gleiche Härte wie Ferrit aufweisen:

$$HV = (y_F + y_P + y_{\text{angel.B}} + y_{\text{angel.M}}) \cdot HV_F + y_B \cdot HV_B + y_M \cdot HV_M \quad (3.33)$$

mit

- y_F – Gefügeanteil von Ferrit,
- y_P – Gefügeanteil von Perlit,
- y_B – Gefügeanteil von Bainit,
- y_M – Gefügeanteil von Martensit,
- $y_{\text{angel.B}}$ – Gefügeanteil von angelassenem Bainit,
- $y_{\text{angel.M}}$ – Gefügeanteil von angelassenem Martensit,
- HV_F – Härte von Ferrit nach Gleichung (3.30),
- HV_B – Härte von Bainit nach Gleichung (3.31),
- HV_M – Härte von Martensit nach Gleichung (3.32).

3.8 Strukturmechanische Analyse

3.8.1 Dehnungsansatz

Die Berechnung von Spannungen bei Anwendung der FE-Methode erfolgt über die entstandenen Dehnungsanteile. In der Literatur sind umfangreiche und ausführliche Darstellungen zu diesem komplexen Gebiet vorhanden, worauf hier verwiesen werden soll [ARGY, 1987], [BATHE, 2002], [ISMAR, 1987], [RADAJ, 1975], [RADAJ, 1988b]. Weiterhin sind Erläuterungen zur strukturmechanischen Analyse im Anhang A.8 zu finden. Die zu berechnende, zeitabhängige Gesamtdehnung ε für ein Volumenelement basiert im Allgemeinen auf der summarischen Zusammensetzung der Anteile:

$$\varepsilon = \varepsilon_a + \varepsilon_{el} + \varepsilon_{pl} + \varepsilon_{th} + \varepsilon_{um} + \varepsilon_{ump} + \varepsilon_{kr} \quad (3.34)$$

mit

- ε_a – Anfangsdehnung,
- ε_{el} – elastische Dehnung,
- ε_{pl} – plastische Dehnung,
- ε_{th} – thermische Dehnung,
- ε_{um} – umwandlungsbedingte Dehnung,
- ε_{ump} – plastische umwandlungsbedingte Dehnung,
- ε_{kr} – Kriechdehnung.

Die Anfangsdehnung ε_a ist die Eigendehnung im Ausgangszustand der mechanischen Berechnung und ergibt sich bei einem eigenspannungs- sowie beanspruchungsfreien Bauteil zu:

$$\varepsilon_a = 0. \quad (3.35)$$

Für einen isotropen Werkstoff mit dem Elastizitätsmodul E , der Querkontraktionszahl ν und dem Gleitmodul G gilt im dreidimensionalen Raum für die Dehnung ε_{el} im linear elastischen Bereich das Hookesche Gesetz:

$$\varepsilon_{el} = [D]^{-1} \cdot \sigma \quad (3.36)$$

mit

$$\begin{aligned} [D] & \quad - \text{Spannungs-Verzerrungs-Matrix,} \\ \sigma & \quad - \text{Spannung.} \end{aligned}$$

Durch Definition einer Fließbedingung f kann der Übergang zwischen elastischem und plastischem Werkstoffverhalten festgelegt werden und der Zusammenhang zwischen Vergleichsspannung σ_v und Fließspannung σ_F kann dargestellt werden. In der Plastizitätstheorie ist die Fließbedingung durch die Fließfunktion gegeben:

$$f^{vM}(\sigma, \alpha) = 0 \quad (3.37)$$

mit

$$\begin{aligned} \sigma & \quad - \text{Spannung,} \\ \alpha & \quad - \text{Verfestigungsbedingung.} \end{aligned}$$

Im Allgemeinen wird für praktische Analysen die Fließbedingung nach von Mises (Gestaltsänderungshypothese) verwendet. Die Fließbedingung von Navier (Hauptnormalspannungshypothese) und von Tresca (Schubspannungshypothese) werden hier nicht weiter betrachtet. Das plastische Potenzial eines elastoplastischen Werkstoffes wird definiert:

$$f^{vM} = \sqrt{\frac{3}{2} \cdot \{s_{ij}\}^T \cdot \{s_{ij}\}} - \sigma_F = 0 \quad (3.38)$$

mit

$$\begin{aligned} s_{ij} & \quad - \text{deviatorischer Spannungstensor,} \\ \sigma_F & \quad - \text{Fließspannung.} \end{aligned}$$

Ausgehend von der Gleichung (3.38) lässt sich mithilfe der Lagrangeschen Multiplikatorenmethode ableiten:

$$d\varepsilon_{pl} = \lambda \cdot \frac{\partial f^{vM}}{\partial \sigma} \quad (3.39)$$

mit

$$\begin{aligned} f^{vM} & \quad - \text{plastisches Potenzial eines elastoplastischen Werkstoffes,} \\ \lambda & \quad - \text{problemabhängiger Multiplikator,} \\ \sigma & \quad - \text{Spannung.} \end{aligned}$$

Aufgrund des kristallinen Aufbaus von Stahl sind Verfestigungseffekte im Kornbereich bei steigender Belastung über die Fließspannung hinaus zu beobachten. Zur mathematischen Beschreibung des Verfestigungsverhaltens sind das isotrope und das kinematische Modell für Stahl geeignet. Weitere Ansätze, die die Veränderung der Fließbedingung nach dem Fließen charakterisieren, wer-

den in der praktischen Analyse nicht vermutet und deshalb hier nicht diskutiert. Ihr Einfluss auf die Spannung ist unter den gegebenen Umständen vernachlässigbar.

Die isotrope Verfestigung zeichnet sich durch die Richtungsunabhängigkeit und damit durch einen Anstieg der Fließspannung beim Auftreten von plastischen Dehnungen in allen Belastungsrichtungen aus. Die allgemein dargestellte Fließfunktion in Gleichung (3.39) kann im Fall der isotropen Verfestigung vereinfacht werden:

$$f^{VM}(\sigma, \kappa) = \sqrt{\frac{3}{2} \cdot \{s_{ij}\}^T \cdot \{s_{ij}\}} - \sigma_F(\kappa, T) = 0 \quad (3.40)$$

mit

- s_{ij} – deviatorischer Spannungstensor,
- σ_F – Fließspannung,
- κ – Verfestigungsparameter als skalare Größe – Summer aller plastischen Arbeiten,
- T – Temperatur.

Bei der kinematischen Verfestigung tritt eine richtungsabhängige Verschiebung des Mittelpunktes der Fließfläche bzw. des Fließkörpers ein. Für deren Erfassung wird die Fließbedingung nach von Mises durch Prager angepasst [ARGY, 1987]:

$$f^{VM}(\sigma - \kappa) = \sqrt{\frac{3}{2} \cdot \{s_{ij} - \kappa\}^T \cdot \{s_{ij} - \kappa\}} - \sigma_F(T) = 0 \quad (3.41)$$

mit

- s_{ij} – deviatorischer Spannungstensor,
- σ_F – Fließspannung,
- κ – Verfestigungsparameter als Vektor – richtungsorientierter Anstieg der Fließgrenze,
- T – Temperatur.

Die plastische Dehnung ε_{pl} kann unter Beachtung der Fließbedingung, der Fließfunktion und des Verfestigungsgesetzes eindeutig bestimmt werden. Bei einmaliger Belastung ist die Annahme der isotropen Verfestigung ausreichend. Ist eine mehrmalige Belastung, z. B. Druck-Zug-Druck, vorhanden, ist kinematische Verfestigung anzunehmen. Bei der Berechnung der Eigenspannungen wird in dieser Arbeit von einer isotropen Verfestigung ausgegangen, da Probleme bei der kinematischen Verfestigung aufgrund der Komplexität bei der Ermittlung des Proportionalitätsfaktors C , der die Verfestigungseigenschaften des Werkstoffes wiedergibt, auftreten können.

Die thermische Dehnung ε_{th} berechnet sich ohne Schubdeformation zu:

$$\varepsilon_{th} = \alpha(T) \cdot (T - T_0) \quad (3.42)$$

mit

- $\alpha(T)$ – temperaturabhängige Wärmeausdehnungskoeffizienten,
- T_0 – Referenztemperatur,
- T – Temperatur.

Die Dehnung infolge der Umwandlung ε_{um} wird durch die gefügeabhängige Betrachtung des Stahls bei der thermischen Dehnung ε_{th} berücksichtigt. Dazu gehören einerseits die mit Volumendilatationen einhergehenden Umwandlungsprozesse, die in signifikanten Temperaturbereichen während der

Aufheizung und Abkühlung stattfinden, und andererseits die gefüge- und temperaturabhängigen Wärmeausdehnungskoeffizienten, die in Abschnitt 3.2.1 beschrieben sind. Die Gleichung lautet:

$$\varepsilon_{\text{th}} = \sum_{i=1}^n y_i \cdot \varepsilon_{\text{th},i} \quad (3.43)$$

mit

- y_i – Anteil des Gefüges i ,
- $\varepsilon_{\text{th},i}$ – Wärmeausdehnung des Gefüges i .

Die Umwandlungsplastizität ε_{ump} ist eine Anomalie von umwandlungsfähigen Stählen. Es treten bei diesen Stählen unter Lastspannungen plastische Verformungen auf, auch wenn die theoretische Vergleichsspannung kleiner als die 0,2%-Dehngrenze des Werkstoffes ist [PASQ, 2001], [LEBL, 1986a], [LEBL, 1986b]. Die Umwandlungsplastizität ist umso ausgeprägter, je größer die umwandlungsbedingten Formänderungen und je geringer die Fließspannung der Gefüge bei der Umwandlungstemperatur sind [MITT, 1987].

Das Inkrement der Umwandlungsplastizität wird basierend auf Untersuchungen von Leblond [LEBL, 1986a], [LEBL, 1986b] wie folgt bestimmt:

$$d\varepsilon_{\text{ump}} = -\frac{3}{2} \cdot K \cdot s_{ij} \cdot h \left(\frac{\sigma_{\text{eq}}}{\sigma_F} \right) \cdot \ln(y_F) \cdot \dot{y}_F \quad (3.44)$$

mit

- K – Koeffizient für die Umwandlungsplastizität,
- σ_F – Fließspannung,
- σ_{eq} – berechnete Fließspannung in Abhängigkeit der Phasenanteile,
- $h()$ – nichtlinearer Anteil zur Berücksichtigung des Spannungsverhältnisses,
- s_{ij} – deviatorischer Spannungstensor,
- y_F – Gefügeanteil von Ferrit,
- \dot{y}_F – zeitliche Änderung der Gefügeanteil von Ferrit.

Der Koeffizient K für die Umwandlungsplastizität in der Gleichung (3.44) berechnet sich nach [LEBL, 1986a], [LEBL, 1986b]:

$$K = \frac{2 \cdot \Delta\varepsilon_{\gamma \rightarrow \alpha}^{\text{th}}}{\sigma_F^\gamma} \quad (3.45)$$

mit

- σ_F^γ – Fließspannung der gamma-Phase – Austenit,
- $\Delta\varepsilon_{\gamma \rightarrow \alpha}^{\text{th}}$ – Differenz der thermischen Dehnungen zwischen der gamma- und alpha-Phase.

Weitere Ansätze, um die Umwandlungsplastizität in der numerischen Berechnung zu berücksichtigen, sind im Anhang A.8.5 zu finden. Die Umwandlungsplastizität wird bei den Untersuchungen von Feinkornbaustahl und Duplex-Stahl berücksichtigt. Quarzglas weist keine vergleichbare Eigenschaft auf. Die Dehnung aus Kriechen ε_{kr} ist vernachlässigbar klein gegenüber den anderen Dehnungsanteilen und wird bei den Stahlwerkstoffen nicht berücksichtigt.

3.8.2 Viskoelastizität

Das Standard-Solid-Modell stellt eine Erweiterung des Modells nach Maxwell (siehe Anhang A.8.6) dar und ist für die Modellierung des viskoelastischen Verhaltens des Werkstoffes Quarzglas geeignet. Es beschreibt den Zusammenhang zwischen dem End-Elastizitätsmodul E_∞ , dem zeitabhängigen Elastizitätsmodul $E(t)$ und der Viskosität η eines Festkörpers. Die Erweiterung im Modell nach Maxwell besteht im Vorhandensein eines unabhängigen End-Elastizitätsmoduls, wodurch die während eines mechanischen Vorgangs innerhalb des Materials erfolgten Verformungen gespeichert werden. Dieses Modell repräsentiert die mechanischen Eigenschaften von Glas unterhalb der Transformationstemperatur bei geringen Verformungen. Abbildung 3.21 zeigt schematisch das mechanische Materialverhalten eines viskoelastischen Festkörpers.

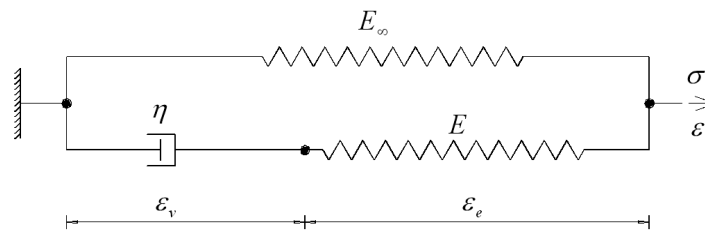


Abbildung 3.21: Modell des viskoelastischen Festkörperverhaltens [CHRIST, 1982]

Der zeitabhängige Elastizitätsmodul $E(t)$ lässt sich wie folgt berücksichtigen:

$$E(t) = E_\infty + E \cdot \exp\left(-\frac{t \cdot E}{\eta}\right) \quad (3.46)$$

mit

- E_∞ – End-Elastizitätsmodul,
- E – Elastizitätsmodul,
- t – Zeit,
- η – Viskosität.

Der Elastizitätsmodul E eines viskoelastischen Materials kann damit aus einer konstanten Komponente E_∞ und einem Anteil, der von der Viskosität sowie der Zeit abhängt, beschrieben werden. Spannung σ und Dehnung ϵ bzw. Dehngeschwindigkeit $\dot{\epsilon}$ lassen sich durch jeweils zwei Anteile darstellen:

$$\begin{aligned} \sigma &= \sigma_\infty + \sigma_{ve}, & \sigma_{ve} &= E \cdot \epsilon_e, & \rightarrow & \dot{\epsilon}_e = \frac{1}{E} \cdot \dot{\sigma}_{ve}, \\ \dot{\epsilon} &= \dot{\epsilon}_v + \dot{\epsilon}_e, & \epsilon &= \frac{1}{E_\infty} \cdot \sigma_\infty, & & \\ \dot{\epsilon}_v &= \frac{1}{\eta} \cdot \sigma_{ve} & & & & \end{aligned} \quad (3.47)$$

mit

- σ_∞ – End-Spannung,
- σ_{ve} – elastische Spannung,
- ϵ_e – elastische Dehnung,
- ϵ_v – viskose Dehnung,
- $\dot{\sigma}_{ve}$ – zeitliche Änderung der elastischen Spannung,

- $\dot{\varepsilon}_v$ – zeitliche Änderung der viskosen Dehnung,
- $\dot{\varepsilon}_e$ – zeitliche Änderung der elastischen Dehnung,
- η – Viskosität,
- E_∞ – End- Elastizitätsmodul,
- E – Elastizitätsmodul.

Das Spannungs-Dehnungs-Verhalten für einen viskoelastischen Festkörper lässt sich unter Berücksichtigung der Gleichungen (3.46) bis (3.47) wie folgt zusammenfassen:

$$\begin{aligned} \sigma &= \sigma_\infty + \sigma_{ve} = E_\infty \cdot \varepsilon + \eta \cdot \dot{\varepsilon}_v \\ &= E_\infty \cdot \varepsilon + \eta \cdot (\dot{\varepsilon} - \dot{\varepsilon}_e) = E_\infty \cdot \varepsilon + \eta \cdot \dot{\varepsilon} - \eta \cdot \frac{\dot{\sigma}_{ve}}{E} \\ &= E_\infty \cdot \varepsilon + \eta \cdot \dot{\varepsilon} - \frac{\eta}{E} \cdot (\dot{\sigma} - E_\infty \cdot \dot{\varepsilon}) \quad \rightarrow \end{aligned} \quad (3.48)$$

$$\sigma + \frac{\eta}{E} \cdot \dot{\sigma} = E_\infty \cdot \varepsilon + \frac{\eta \cdot (E + E_\infty)}{E} \cdot \dot{\varepsilon}$$

- σ_∞ – End-Spannung,
- σ_{ve} – elastische Spannung,
- ε – elastische Dehnung,
- $\dot{\sigma}_{ve}$ – zeitliche Änderung der elastischen Spannung,
- $\dot{\sigma}$ – zeitliche Änderung der Spannung,
- $\dot{\varepsilon}_v$ – zeitliche Änderung der viskosen Dehnung,
- $\dot{\varepsilon}$ – zeitliche Änderung der Dehnung,
- η – Viskosität,
- E_∞ – End- Elastizitätsmodul,
- E – Elastizitätsmodul.

Oberhalb der Temperatur $T = 1759 \text{ °C}$ wird eine vollständige Aufschmelzung des Quarzglas angenommen. Bereiche der Schweißnaht, die über diese Temperatur hinaus erwärmt werden, sind damit ohne Spannung. Die Modellierung der Flüssigkeit im Schmelzbad wird bei diesem Modell nicht durchgeführt.

Zur Optimierung der inkrementellen Verschiebungen zwischen zwei Iterationen kommt das Line-search-Verfahren zur Anwendung. Auf eine ausführliche Darstellung der damit zusammenhängenden Methoden wird an dieser Stelle verzichtet und es wird auf die einschlägige Literatur verwiesen [ARGY, 1987], [BATHE, 2002]. Zur Diskretisierung der Zeit wird die implizite Eulersche Rückwärtsmethode benutzt.

3.8.3 Mechanische Randbedingungen

Die Lagerung des Geometriemodells für die numerischen Simulation erfolgt bei allen Modellen durch geeignete Beschränkung der Freiheitsgrade in einigen Eckknoten und – bei Ausnutzung der Symmetrie – in den Symmetrieebenen mit dem Ziel, eine statisch bestimmte Situation unabhängig von der Geometrie zu erreichen, um Verformungen ohne Reaktionskräfte an den Lagern zu erhalten. Die angenommenen Lagerungen der Modelle entsprechen näherungsweise denen in den Experimenten. Eine flexible Fixierung, die eine Verwendung von Federn als Auflagerbedingungen in

der Simulation erfordert, wurde in den Versuchen nicht verwendet. Abbildung 3.22 zeigt exemplarisch die Lagerung von Stumpfstoß- und Stecklaschenverbindungen. Spezielle Randbedingungen werden bei der Beschreibung der Experimente und Simulationen dargestellt.

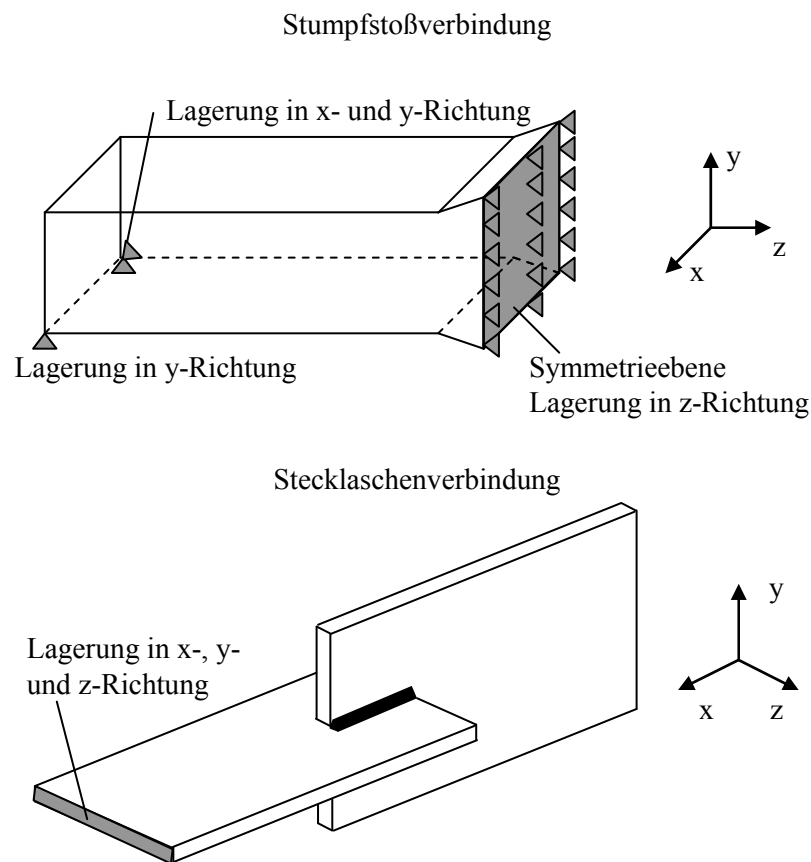


Abbildung 3.22: Beispiele für die Lagerung der Modelle

3.9 Anforderungen an die FE-Methodik

Die Anforderungen an die FE-Methodik ergeben sich aus dem werkstoffspezifischen Verhalten und dem komplexen Schweißprozess. Die Erfassung der Umwandlungsvorgänge bei Aufheiz- und Abkühlprozessen in der numerischen Simulation stellt eine wesentliche Voraussetzung für die Ermittlung realitätsnaher Gefüge- und Eigenspannungszustände dar. Eine Erfassung der Volumendilatation bei einer bestimmten Temperatur durch Modifikation der Werkstoffkennwerte wird aufgrund des komplexen Zusammenhangs zwischen Temperatur und Abkühlzeit als ungeeignet erachtet. Die Berechnung der auftretenden strukturellen Gefügeumwandlung kann mithilfe von unterschiedlichen mathematischen Modellen (siehe Anhang A.5.4) erfolgen. Die Beschreibung von unterschiedlichen Gefügeanteilen gestattet neben der Berücksichtigung von Umwandlungsdehnungen auch die Berücksichtigung der Umwandlungsplastizität bei Vorhandensein von geeigneten Elementen. Einige Modelle stehen in den FE-Programmen zur Verfügung, z. B. das Leblond- und das LSG2M-Modell für Stahl. Eine Standardisierung der verfügbaren Modelle in den FE-Programmen ist nicht vorhanden. Die gegenwärtigen Lösungen stellen zum Teil Eigenentwicklungen der jeweiligen Benutzer dar und machen eine Verwendung sowie eine Gegenüberstellung der verschiedenen Modelle schwierig.

Die Aktivierung von einzelnen Schweißlagen, insbesondere bei mehrlagigen Schweißnähten, ist für die numerische Modellierung des Füllens der Schweißfuge von Bedeutung. Die Elemente können, durch eine Zeitfunktion aktiviert werden, was insbesondere bei der mechanischen Simulation zu Sprüngen der Dehnung und zur Instabilität der Rechnung führt. Die Aktivierung der Elemente kann auch als Zusatzwerkstoff durch eine temperaturabhängige Beschreibung bei der Gefügeumwandlung erreicht werden. Die zweite Vorgehensweise kann vorhandene gefügeabhängige Werkstoffmodelle verwenden und die Stabilität der numerischen Rechnung erhöht sich deutlich.

Die Einwirkung der lokal wirkenden Wärmequelle führt zur Aufschmelzung des Werkstoffes und zum Abbau der plastischen Dehnungen. In der numerischen Simulation muss die Zurücksetzung der vorhandenen Dehnungen auf Null bei einer definierten Temperatur – Schmelztemperatur – möglich sein, um ein realitätsnahes Verhalten des Werkstoffes modellieren zu können.

Die Entkopplung von thermischer und mechanischer Simulation setzt eine problemlose Übertragung der Daten zwischen den beiden Analysen voraus, die bei den fortschrittlichen und anspruchsvollen FE-Programmen im Allgemeinen vorhanden ist.

Voraussetzung für die Erfüllung der genannten Anforderungen ist ein geeignetes Geometriemodell. Die Grundlage für die Erstellung des Geometriemodells ist meist ein Makroschliffbild, um die Abmessung der Naht zu erfassen. Für einlagige Schweißverbindungen ist die Festlegung der Schweißnahtform problemlos möglich. Bei mehrlagigen Schweißnähten wird eine genaue Abgrenzung zwischen den einzelnen Zwischenlagen infolge der erneuten Aufschmelzung schwierig. Eine Elementkantenlänge $l_E \approx 1 \text{ mm}$ in der Schweißnaht und WEZ scheint ausreichend, wenn die Vielzahl von Analysen zur geeigneten Netzdicke in der Literatur betrachtet wird (siehe Anhang A.8.7). Die Dimension des Geometriemodells hängt von den zu untersuchenden Zustandsgrößen und vom Bauteil ab. Sehr lange, gerade Schweißnähte lassen sich durch 2D-Modelle abbilden. Komplexere Strukturen und Schweißnähte, die mehrlagig aufgebaut sind, erfordern im Allgemeinen ein 3D-Modell. Eine Kombination von 2D- und 3D-Elementen im Modell ist bei großen Bauteilen, z. B. Schalen oder Kreiszyklindern, dann anwendbar, wenn große Bereiche des Bauteils ausschließlich zur Modellierung einer mechanischen Steifigkeit benötigt werden.

Die Bestimmungen des transienten Temperaturfeldes und der Eigenspannungen erfolgen bei den kommerziellen FE-Programmen durch die Anwendung einer Schrittweitenautomatik, z. B. in SYSWELD (siehe Anhang A.8.9). Die Bestimmung einer geeigneten Schrittweite wird im Anhang A.8.8 vorgestellt.

4 Experiment und Simulation

4.1 Allgemeines

Ein Experiment ist notwendig, um sowohl die Voraussetzungen für eine Simulation, d. h. Parameter, bereitzustellen als auch die Kalibrierung und die Verifizierung der Analyse zu ermöglichen. Es ist aber in der Aussagekraft aufgrund des Messobjektes und der Messerfassung auf einzelne Größen und Zustände beschränkt. Die numerische Simulation ist geeignet, komplexe Prozesse und Zustände zu modellieren, die experimentell nur schwer zu erfassen sind. Weiterhin ergibt sich durch die Ergebnisse der numerischen Analyse eine umfassendere Beschreibung der thermischen und mechanischen Zustände für unterschiedliche Zeitpunkte und Positionen als bei den experimentellen Untersuchungen, die im Allgemeinen nur punktuell erfolgen können. Ein großer Vorteil bei der Anwendung der Simulation liegt darin, eine Variation von Größen vornehmen zu können, um deren Einfluss in umfassender Weise beschreiben zu können. Eine Reduzierung von experimentellen Untersuchungen ist das Ziel, das angestrebt wird.

Die Analyse des Schweißprozesses mithilfe von numerischen Methoden wird seit 30 Jahren sehr intensiv durchgeführt [RADAJ, 1999]. Im Bereich der Prozesssimulation sind selbstkonsistente Modelle für MAG- und Laserschweißungen vorhanden, die für die Anwendung am Werkstoff Stahl dienen. Für den Werkstoff Quarzglas sind gegenwärtig hinsichtlich eines Prozessmodells für den Laserprozess nur unzureichende Erkenntnisse verfügbar. Eine geeignete Approximation zur Energieeinkopplung und eine Beschreibung des mechanischen Verhaltens werden in dieser Arbeit vorgestellt, die als Ansatz für weiterführende Untersuchungen dienen sollen.

Die hoch- und höchstfesten Feinkornbaustähle mit Gefügeanteilen von Bainit und Martensit im Ausgangsblech sind aufgrund der auftretenden Anlasseneffekte und deren Auswirkungen auf Gefüge sowie Eigenspannungen zu analysieren. Dies stellt eine neue Betrachtungsweise bei der numerischen Simulation dar, die eine geeignete mathematische Beschreibung unabhängig von ZTA- und Schweiß-ZTU-Schaubildern erfordert. Die Anwendung kann bei Stumpf- und Kreuzstößen, aber auch bei Stecklaschenverbindungen, die bisher kaum untersucht sind, erfolgen. Weiterhin kann die Größe der WEZ mithilfe der Ergebnisse der Gefügewandlung für jede Schweißlage bestimmt werden.

Der Werkstoff Duplex-Stahl wird in der Praxis weit verbreitet eingesetzt und lässt sich mit einigen Schweißverfahren sicher und dauerhaft fügen. Im Schrifttum sind allerdings kaum Untersuchungen veröffentlicht, die sich mit der theoretischen Betrachtung des Verhaltens des Werkstoffes, der eine ausgeprägte Zweiphasenstruktur aufweist, beschäftigen. Die spezifische Gefügewandlung des Werkstoffes erfordert in der Analyse eine adäquate Erfassung, die in dieser Arbeit vorgestellt wird.

Die numerische Analyse von Bauteilen geht im Allgemeinen von eigenspannungsfreien Werkstoffen aus. Gewalzte Bleche weisen einen herstellungsbedingten Eigenspannungszustand auf, der einen typischen Verlauf über die Blechdicke hat. In dieser Arbeit wird exemplarisch die Höhe der Eigenspannungen für Bleche mit unterschiedlicher Festigkeit experimentell ermittelt und numerisch bei nur einer Auftragsnaht berücksichtigt, um ihren Einfluss zu beschreiben.

Eine Beeinflussung des Eigenspannungszustandes nach dem Schweißen kann auf verschiedenen Wegen erfolgen. Eine genaue Modellierung der Veränderung ermöglicht es, Einfluss auf Parameter

zu nehmen, die sich aus dem Modifikationsprozess ergeben. In dieser Arbeit werden sowohl die Veränderung des Eigenspannungszustandes infolge des Trennens von Proben aus einem geschweißten Blech als auch der Einfluss einer WIG-Nachbehandlung auf den Gefüge- sowie Eigenspannungszustand bei Stumpf- und Kreuzstößen numerisch untersucht.

Die numerische Simulation ist dazu geeignet, sowohl in der Forschung das komplexe Verhalten von Werkstoff und Konstruktionen unter verschiedenen Randbedingungen zu modellieren als auch in der praktischen Planungsphase die Eigenschaften von Schweißverbindungen sowie die Durchführung von Schweißungen unter schwierigen Umgebungsbedingungen abzuschätzen. Ein Beispiel einer mehrlagigen Stumpfnahht zeigt die gegenwärtig verfügbare Möglichkeit einer kosten- und zeitgünstigen Analyse auf. Die Besonderheiten dabei sind, dass die Naht unsymmetrisch aufgebaut ist und während der Schweißung eine Krafteinwirkung erfährt.

4.2 Experimentelle Untersuchungen

4.2.1 Einführung

Experimentelle Untersuchungen sind sowohl für die allgemeine Beschreibung des Verhaltens des Bauteils im Versuch als auch für Kalibrierung und Verifikation der numerischen Simulation wichtig. Hierfür werden die zwei geeigneten Meßgrößen Temperatur und Eigenspannung verwendet. Für die Ermittlung der Messdaten sind einige Verfahren vorhanden. Möglichkeiten zur Temperaturmessung werden in Abschnitt 4.2.2 diskutiert und zwei eingesetzte Verfahren zur Messung der Eigenspannung werden in Abschnitt 4.2.3 erläutert. Die Messung von Dehnung mittels Dehnungsmessstreifen (DMS) ist Stand der Technik, hier wird auf die Standardliteratur [HOFF, 1987] verwiesen. Die quantitative Bestimmung der Gefügeanteile in den unterschiedlichen Zonen der Schweißnahtverbindung ist aufgrund des Fehlens von geeigneten Verfahren problematisch. Eine qualitative Abschätzung der Anteile stellt eine eingeschränkte Möglichkeit dar, die subjektive Faktoren enthält. Eine weitgehend objektive Methode zur Bestimmung von Bainit, Martensit und angelassenem Gefüge steht gegenwärtig nicht zur Verfügung. Daraus ergibt sich Forschungsbedarf auf dem Gebiet der Bilderkennung und -analyse.

4.2.2 Temperatur

4.2.2.1 Grundlagen

Die gemessene Temperatur bei Schweißprozessen hängt sowohl von der eingebrachten Energie und den Werkstoffkennwerten als auch von der Messposition ab. Die Erfassung des Zeit-Temperatur-Verlaufes in unterschiedlichen Bereichen der Schweißnahtverbindung ermöglicht eine Überprüfung und Kalibrierung der numerischen Modelle, um den Einfluss auf Gefüge- und Eigenspannungszustand in der Simulation realitätsnah zu berücksichtigen. Insbesondere der große Temperaturgradient während des Schweißprozesses erfordert Messmethoden, die eine sehr kurze Ansprechzeit und eine hohe Abtastrate aufweisen. Zur Messung von Temperaturen stehen zur Verfügung: Strahlungs-, Halbleiter-, Widerstands- und Berührungsthermometer. Im Weiteren sollen die beiden in der Arbeit verwendeten Strahlungs- und Berührungsthermometer vorgestellt werden.

4.2.2.2 Strahlungsthermometer

Die Grundlage für das Strahlungsthermometer ist, dass jeder Körper eine Wärmestrahlung als elektromagnetische Strahlung abgibt. Die pyrometrische Messung beruht auf dem Planckschen Strahlungsgesetz, das die Verteilung der spektralen Strahlungsintensität in Abhängigkeit von der Wellenlänge und Temperatur beschreibt. Durch Integration über alle Wellenlängen ergibt sich das Stefan-Boltzmann-Gesetz. Bei nicht schwarzen Körpern wird ein Emissionskoeffizient, der zwischen $0 \leq \varepsilon \leq 1$ liegen kann, berücksichtigt. Der Emissionskoeffizient hängt ab von

- Zustand der Oberfläche,
- Werkstoff,
- Wellenlänge,
- Temperatur.

Die Verarbeitung der Ergebnisse einer Thermografiekamera gestaltet sich schwierig, da keine konkreten Zahlenwerte, sondern Bilder des Temperaturfeldes in Grau- oder Farbtönen erzeugt werden. Die zeitliche und örtliche Zuordnung ist nicht ohne Weiteres möglich, da eine Verzerrung durch eine schräge Aufnahmerichtung zum Beobachtungsobjekt in den Aufnahmen vorhanden sein kann.

In Abbildung 4.1 ist eine Aufnahme einer Auftragsschweißnaht dargestellt. Die maximal gemessene Temperatur liegt unter $T = 1500 \text{ °C}$. Die Grundlage dieser Methode liegt in den unterschiedlichen Emissionskoeffizienten zwischen Schmelzbad und umgebendem Stahl. Schon im festen Stahl ändert sich der Emissionskoeffizient bei einer Probe mit sandgestrahlter Oberfläche von $\varepsilon = 0,59$ auf $\varepsilon = 0,92$. Ursache ist das Auftreten von Anlauffarben während des Schweißens mit Reinstargon [GIESE, 1993]. Beim Abkühlen bleibt der Emissionskoeffizient von $\varepsilon = 0,92$ unverändert. Während der Messung kann die Änderung des Emissionskoeffizienten in Abhängigkeit von der Temperatur am Messgerät nicht berücksichtigt werden. Die Messergebnisse sind nicht zufriedenstellend.

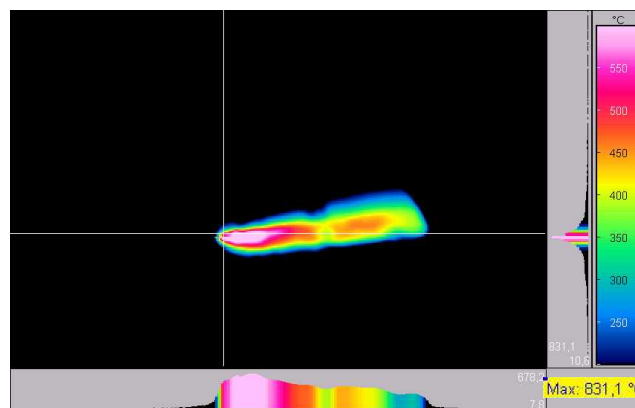


Abbildung 4.1: Thermografieaufnahme eines Schweißprozesses

Eine punktuelle Messung mit einem im Infrarotbereich arbeitenden Strahlungspyrometer ist eine geeignete Möglichkeit, um den Temperaturzyklus an der Oberfläche einer Schweißnaht zu erfassen. Insbesondere interessiert der Abkühlungsprozess, um die Abkühlzeit zwischen ausgewählten Temperaturen berührungslos zu bestimmen.

Die Genauigkeit der ermittelten Temperaturen mit dem Strahlungspyrometer hängt sehr stark vom Emissionskoeffizienten ab. Eine experimentelle Überprüfung der gemessenen Werte erfolgt im

Allgemeinen mit Berührungsthermometern, um den Emissionskoeffizienten für eine Messaufgabe unter den Versuchsbedingungen festzulegen. Das Messverfahren mit einem Strahlungspyrometer zeichnet sich durch eine sehr kurze Ansprechzeit von $t \approx 10$ ms aus. Die Messung der Temperatur an metallischen Oberflächen erfolgt ausschließlich im Spektralbereich bis $\lambda \leq 3$ μm . Voraussetzung für den Einsatz des Strahlungspyrometers ist, dass ein optisch freier Zugang zur Messoberfläche während der Messung vorhanden ist.

4.2.2.3 Berührungsthermometer

Das Prinzip des Thermoelementes als Berührungsthermometer beruht darauf, dass sich bei den verwendeten Materialien aufgrund der unterschiedlichen elektrischen Potentiale eine Thermospannung in Abhängigkeit von der Temperatur aufbaut. Es ist zu beachten, dass die auftretende Spannung nicht einer absoluten Temperatur entspricht, sondern eine Spannungsdifferenz zu einem Bezugspotenzial im Stromkreis ausbildet. Eine Umrechnung der Spannung in Temperatur ohne Berücksichtigung des Bezugspotenzials ergibt nur eine Temperaturdifferenz. Bei den eigenen Messungen ist eine Vergleichsstelle in jedem Messstecker integriert und erzeugt unabhängig von der Umgebungstemperatur ein Bezugspotenzial für die Temperatur von $T = 0$ $^{\circ}\text{C}$. Eine wesentliche Einflussgröße stellt die Größe der Kontaktfläche zwischen Oberfläche und Messfühler dar. Eine große Fläche gewährleistet einen guten Wärmekontakt. Ein gutes Zeitverhalten des Messfühlers wird durch einen kleinen Durchmesser an der Messspitze erreicht. Ein optimales Größenverhältnis zwischen großer Kontaktfläche und kleinem Durchmesser des Messfühlers ist für jede Messaufgabe neu zu finden. Problematisch ist beim Schweißprozess das Vorhandensein von Schweißstrom und Schweißspannung. Eine galvanische Trennung ist erforderlich, um das Verfälschen der Messung durch induzierte Schweißspannung von mehreren mV zu vermeiden. Vorteil der Berührungsthermometer ist, dass eine Applikation auf nahezu allen Oberflächen erfolgen kann.

Für die Messung werden Thermoelemente vom Typ K (NiCr-Ni) verwendet, die sich für einen großen Temperaturmessbereich -200 $^{\circ}\text{C} \leq T \leq 1250$ $^{\circ}\text{C}$ bewährt haben und gegenüber anderen Thermoelementen eine große Thermospannung aufweisen. Der Durchmesser des isolierten Feindraht-Thermoelementes 5TC-TT-KI-40 [OMEG, 2007] beträgt $d = 0,08$ mm und besitzt somit ein sehr gutes Zeitverhalten gegenüber schnellen Temperaturveränderungen. Eine Analyse des Zeitverhaltens mithilfe der Laplace-Transformation ist im Anhang A.10 zu finden. Die Messung mit Feindraht-Thermoelementen erfüllt vier wesentliche Anforderungen:

- wenig zusätzliche Masse am Messpunkt,
- geeignet zur Messung von hohen Temperaturen,
- günstiges Zeitverhalten des Thermoelementes,
- galvanische Trennung.

Ein Hauptgrund für die Entwicklung einer einfach transportablen Temperaturmesstechnik lag darin, dass ein Transport der Bleche für die Vorbereitung oder eine Schweißung im Labor der Bauhaus-Universität Weimar mit großen Problemen verbunden gewesen wäre. Eine Weiterentwicklung des Messverfahrens wurde durch die Anwendung neuartiger Technik bei der Fixierung erreicht. Das Verfahren der Temperaturmessung während des Schweißvorgangs musste hinsichtlich der verwendeten Technik robust und einfach sowie sicher anzuwenden sein, da das Applizieren der Thermoelemente vor Ort und kurz vor dem Schweißen der Versuchskörper bei den Fertignern erfolgen soll.

Abbildung 4.2 zeigt die bei den Schweißversuchen verwendete Einrichtung zur Messung der Temperatur bei einem Versuchskörper aus Feinkornbaustahl. Die Messeinrichtung besteht aus dem Laptop, dem Datenlogger und der Messsoftware [AHLB, 1988] sowie den isolierten Feindraht-Thermoelementen [OMEG, 2007]. Der Datenlogger ermöglicht eine zeitgleiche Erfassung von bis zu 9 Messfühlern mit einer Abtastrate bis $f = 100$ Hz.

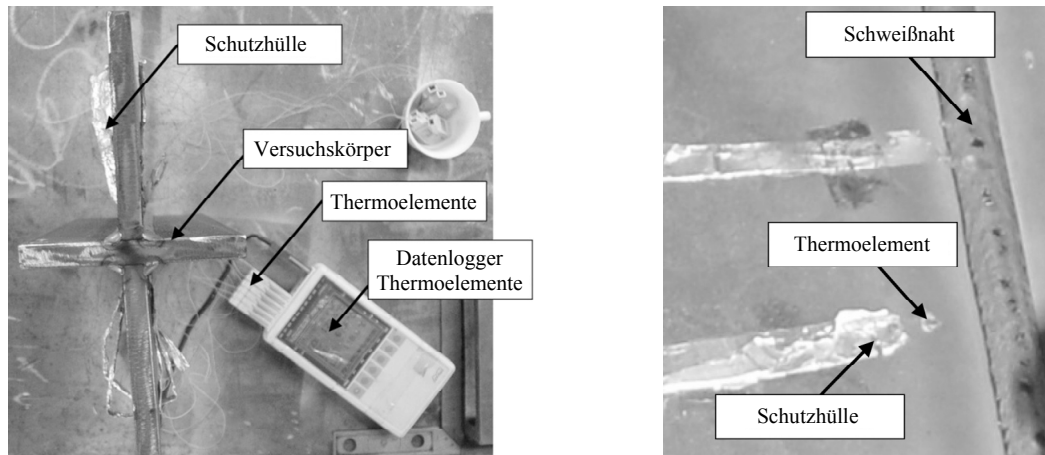


Abbildung 4.2: Messeinrichtung zur Erfassung der Temperatur im Bereich der WEZ und des Grundwerkstoffes

Die übliche gelötete oder geschweißte Befestigung an der Blechoberfläche sowie das Einbringen von Sacklöchern in das Blech werden aufgrund der Wiederverwendbarkeit für weitere Messungen und der Möglichkeit, die Thermoelemente sehr schnell von der Oberfläche zu entfernen, ausgeschlossen. Die Applikation der Messfühler erfolgt mit einem Zweikomponentenklebstoff, der eine sehr hohe Beständigkeit gegenüber Temperatur aufweist. Wegen der geringen Wärmeleitfähigkeit des verwendeten Klebstoffsystems wird eine sehr dünne Klebstoffschicht zwischen Blechoberfläche und Thermoelement erzeugt, um einen Einfluss auf die Temperaturmessung weitestgehend auszuschalten. Die Verwendung des Klebstoffes bietet Vorteile. Einerseits werden eine zügige Fixierung sowie elektrische Isolation vor dem Schweißvorgang und andererseits eine problemlose Entfernung nach dem Schweißvorgang infolge des spröden Klebstoffverhaltens gewährleistet. Im Allgemeinen können die Elemente sofort für den nächsten Schweißvorgang benutzt werden. Ein Problem ergab sich durch Schweißspritzer und die damit verbundene Zerstörung von Thermoelementen, die auch unter Anwendung einer Schutzhülle nicht bei jedem Versuch ausgeschlossen werden konnten. Daher wurde in Vorversuchen untersucht, welche Anzahl von Elementen und welche Entfernung von der Naht hinsichtlich der Aussagefähigkeit optimal sind.

Bei der Messung während des Laserstrahlschweißens an der Quarzglasplatte werden die Messpunkte auf der Ober- und Unterseite vorgesehen (siehe Abbildung 4.3). Die Anordnung der Messpunkte ermöglicht eine Erfassung des Temperaturfeldes, um die Wärmeleitung senkrecht zur Schweißnaht an der Ober- und Unterseite zu ermitteln. Der Abstand der Messpunkte auf der Oberseite der Platte ergibt sich durch den Radius des Vorwärm lasers, um eine Beeinflussung der gemessenen Temperatur durch den Laser auszuschließen.

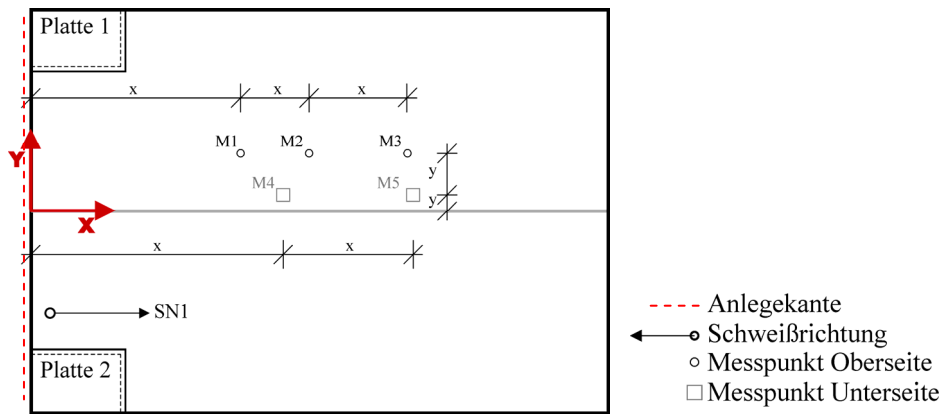


Abbildung 4.3: Anordnung der Messpunkte bei Temperaturmessung einer Stumpfstoßverbindung beim Laserstrahlschweißen

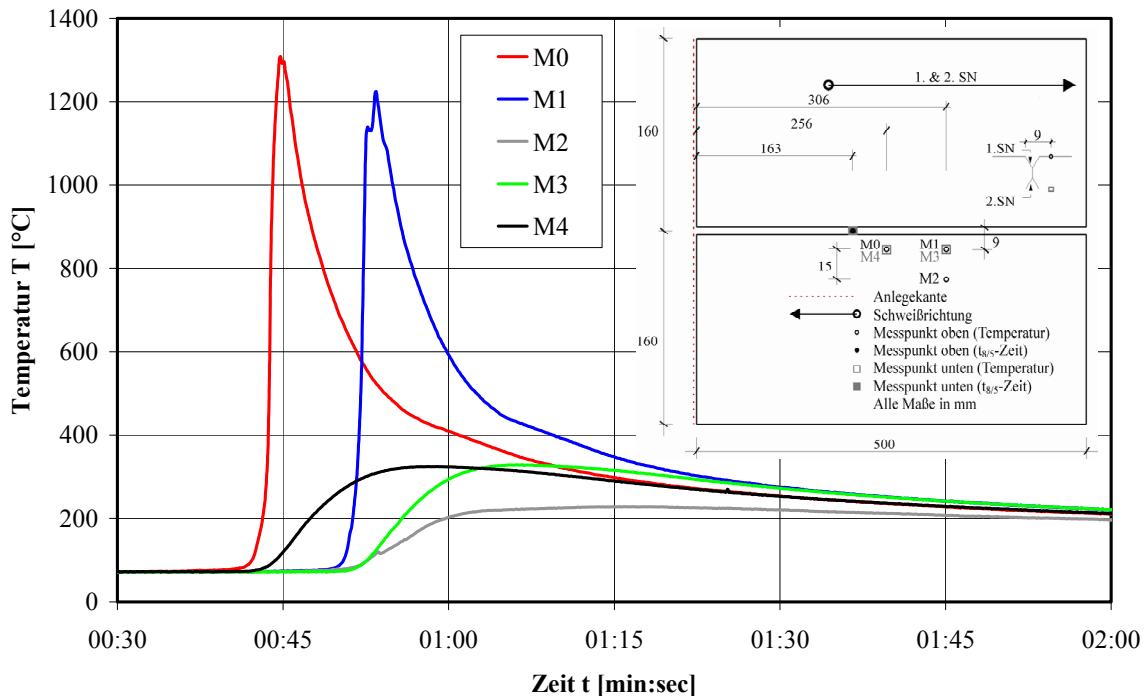


Abbildung 4.4: Zeit-Temperatur-Kurve für verschiedene Messpunkte einer Schweißlage einer Stumpfstoßverbindung

Messungen der Temperaturverläufe bei den untersuchten Versuchskörpern dienen zur Überwachung des Schweißprozesses und zur Verifizierung und Kalibrierung der aus den numerischen Simulationen erhaltenen Ergebnisse. Die Temperaturverläufe für die einzelnen Messpunkte werden für jede Schweißlage der Schweißnaht eines Versuchskörpers in Form von Diagrammen dargestellt. Exemplarisch ist in Abbildung 4.4 der gemessene Temperaturverlauf für die Messpunkte M0 bis M4 bei der ersten Schweißnaht eines Stumpfstoßes dargestellt. Aus den Diagrammen lassen sich sowohl Schweißrichtung als auch Wärmeleitung im Blech eindeutig erkennen. Im Anhang A.16 sind die aufgenommenen Temperaturkurven für Stecklaschenverbindungen zu finden. Die Zeit-Temperatur-Kurven für das Laserstrahlschweißen von Stumpfstoßverbindungen finden sich im Anhang A.22.

4.2.3 Eigenspannungen

4.2.3.1 Grundlagen

Die experimentell ermittelten Eigenspannungen dienen sowohl zur Beschreibung des Eigenspannungszustandes im Bauteil als auch zur Verifizierung des numerischen Modells in der Simulation des mechanischen Verhaltens. Eine direkte Bestimmung der Spannung ist nicht möglich. Notwendig ist die Anwendung von physikalischen Grundprinzipien – mechanisch, diffraktometrisch, akusto-elastisch, mikromagnetisch, optisch. Eine Übertragungs- oder Kalibrierfunktion ist notwendig, um die gemessenen Größen in Spannungen umzuwandeln. In Tabelle 4.1 sind ausgewählte Messverfahren und -varianten zur Ermittlung der Eigenspannung dargestellt. Einige Messverfahren sind ausschließlich aufgrund des physikalischen Prinzips für die Anwendung bei metallischen Werkstoffen geeignet. Das optische Verfahren ist nur für transparente Werkstoffe, z. B. Glas, Kunststoff, anwendbar.

Tabelle 4.1: Messverfahren und -varianten zur Ermittlung der Eigenspannung nach [KÖNIG, 1989], [RADAJ, 2002]

Werkstoff	Prinzip	Messverfahren / -varianten	Unterteilung	Eigenspannung	
Stahl	mechanisch	Zerlegeverfahren	vollständig zerstörend	I. Art	
		Aufbohr- und Abdrehverfahren			
		Abtragverfahren			
		Trepanier- und Ringfugeverfahren			
		Schlitzverfahren			
		Nutverfahren			teilweise zerstörend
		Bohrlochverfahren			
	Ringkernverfahren				
	diffraktometrisch	Röntgenstrahlverfahren	zerstörungsfrei	I. und II. Art	
		Neutronenstrahlverfahren			
Synchrotronverfahren					
akusto-elastisch		Ultraschallverfahren			
mikromagnetisch	Magnetisches Verfahren				
Glas	optisch	Spannungsoptische Verfahren	zerstörungsfrei	-	

Eine prinzipielle Einteilung der Messverfahren in zwei Gruppen – zerstörend und zerstörungsfrei – ist möglich. Erstere werden hinsichtlich der Probenzerstörung in vollständig und teilweise unterschieden. In der Literatur sind ausführliche Erläuterungen und Darstellungen der physikalischen Zusammenhänge für mehrere Verfahren zu finden [HAND, 1996], [RADAJ, 2002], [ROHR, 1989], [TIETZ, 1982].

Die Messungen bei allen mechanischen Verfahren basieren darauf, dass der Eigenspannungszustand gestört wird und eine Umlagerung auftritt, die zu einem neuen Verformungszustand führt. Die Messung der auftretenden Verformung erfolgt an ausgewählten Punkten mithilfe von Wegaufnehmern oder DMS. Aufgrund der makroskopischen Veränderungen des Eigenspannungszustandes können nur Eigenspannungen I. Art ermittelt werden. Die optische und berührungslose Erfassung von zwei- und dreidimensionalen Verformungen wird im Bereich der Materialwissenschaft zur Ermittlung von Materialeigenschaften genutzt [FRAN, 2004], [SCHW, 2004]. Untersuchungen zur

Messung der Verformung des äußeren Bereichs an Rechteckplatten mit Speckle-Interferometrie und Weißlicht werden in [JONS, 1986] behandelt.

Die Messung der Dehnungen für die Ermittlung des ein- und zweiachsigen Spannungszustandes ist bei einfachen Bauteilgeometrien (Bleche, Platten, Stäbe) mit einem vollständig zerstörenden Verfahren möglich. Schwierigkeiten treten bei der Ermittlung des dreiachsigen Spannungszustandes von z. B. dicken Platten aufgrund der Notwendigkeit der Erfassung der Dehnung in Dickenrichtung sowie der Verzerrungen auf. Von Rosenthal und Norton [ROSE, 1945], Ueda [UEDA, 1982] sowie Ma [MA, 1994] wurden Methoden entwickelt, um die Eigenspannungen im dreiachsigen Zustand aus den Dehnungen, die nur eingeschränkt gemessen werden können, näherungsweise zu bestimmen.

Bei den mechanischen Verfahren ist zu beachten, dass durch die Veränderung des Eigenspannungszustandes nicht die Fließgrenze oder die 0,2%-Dehngrenze des Werkstoffes überschritten wird und ein neuer Eigenspannungszustand entsteht. Ein Nachteil der mechanischen Verfahren besteht in der vollständigen oder teilweisen Zerstörung der Probe.

Beim diffraktometrischen Prinzip werden die Beugungen eines Strahles an Atomen bzw. Kristallgittern genutzt, um mithilfe der Braggschen Gleichung die Spannung zerstörungsfrei zu ermitteln [ROHR, 1989]. Die Messungen auf mikroskopischer Ebene ermöglichen Aussagen zu Eigenspannungen I. und II. Art. Problematisch ist die geringe Eindringtiefe beim Röntgenstrahlverfahren von wenigen μm der Strahlen und eine Bestimmung der Eigenspannungen nur in oberflächennahen Bereichen [RADAJ, 2002]. Neutronenstrahlung und hochenergetische Synchrotronstrahlung ermöglichen Eindringtiefen bis $z = 50 \text{ mm}$. Das $\sin^2\psi$ -Auswerteverfahren ist weit verbreitet und wird zur Ermittlung von zweiachsigen, oberflächenparallelen Eigenspannungen genutzt. Für eine Messung in tieferen Schichten muss ein schrittweises elektrolytisches Abtragen und Messen erfolgen.

Die Messung der Spannung mittels des akusto-elastischen Prinzips beruht darauf, dass sich Wellen im Werkstoff mit einer Geschwindigkeit und einer Abschwächung ausbreiten. Die Parameter – Geschwindigkeit und Abschwächung – werden durch das Werkstoffverhalten und die mechanische Spannung beeinflusst. Als Messgrößen dienen Ausbreitungsgeschwindigkeit der Ultraschallwellen und Ultraschallabsorption [ROHR, 1989]. Voraussetzung für die Untersuchung ist die Kenntnis der elastischen Konstanten, wie Elastizitätsmodul, Schubmodul, Querkontraktionszahl, Murnaghan-Konstanten und Lamesche-Konstanten. Voruntersuchungen sind notwendig, um den Einfluss des Gefüges auf die Messgrößen mathematisch zu beschreiben [GMA, 1993]. Mit dem akusto-elastischen Prinzip können Eigenspannungen I. und II. Art bis zu einer Tiefe von $z \leq 8 \text{ mm}$ beim Werkstoff Stahl bestimmt werden.

Ein weiteres zerstörungsfreies Messverfahren basiert auf dem mikromagnetischen Prinzip. Es wird vorausgesetzt, dass die mechanische Spannung das Kristallgitter in einem ferromagnetischen Werkstoff verändert und das magnetische Zusammenwirken zwischen den Atomen beeinflusst. Bei metallischen Werkstoffen ist ein materialspezifischer Zusammenhang zwischen Elastizitätsmodul und magnetischer Permeabilität vorhanden [ROHR, 1989]. Als Messgrößen werden das magnetische Barkhausen-Rauschen, das akustische Barkhausen-Rauschen, die Überlagerungspermeabilität und die Magnetostriktion verwendet [RADAJ, 2002]. Die Messung ermöglicht die Erfassung der Eigenspannungen I. und II. Art. Zu beachten ist, dass die magnetischen Kenngrößen nicht nur von

der mechanischen Spannung, sondern auch vom Gefüge des Werkstoffes abhängen [ROHR, 1989]. Bei unterschiedlichen Gefügeanteilen im Werkstoff ist die Anwendung des magnetischen Verfahrens schwierig. Mit dem Verfahren sind Spannungen in oberflächennahen Bereichen bis zu einer Tiefe von $z \leq 1$ mm zu messen.

Für die Bestimmung der Spannung in transparenten Werkstoffen wird im Allgemeinen die Spannungsoptik verwendet. Die Ermittlung eines Spannungszustandes ergibt sich durch die Beeinflussung der Ausbreitungsgeschwindigkeit des Lichtes infolge mechanischer Spannungen. Eine Kalibrierung ist notwendig, um einen Zusammenhang zwischen Brechungsindex und Dehnungsgröße zu erhalten [PEIT, 1992].

Die verschiedenen Messverfahren weisen darauf hin, dass die experimentelle Bestimmung der Eigenspannungen eines Bauteils schwierig und aufwändig ist. Weiterhin unterscheiden sich die Verfahren hinsichtlich der Erfassung der Eigenspannung I. und II. Art. Eine Vergleichbarkeit der Ergebnisse ist untereinander schwierig. In den eigenen Untersuchungen werden zwei unterschiedliche Verfahren – Bohrloch- und Röntgenstrahlverfahren – für die Ermittlung der Spannung an Feinkornbaustählen verwendet. Die Bestimmung der Eigenspannung in Quarzglas erfolgt mittels des spannungsoptischen Prinzips.

4.2.3.2 Bohrlochverfahren

Das Bohrlochverfahren beruht auf dem Einbringen eines Loches, das den Eigenspannungszustand stört und eine Umlagerung hervorruft. Diese Umlagerung ist mit Dehnungen um das Bohrloch verbunden, die gemessen werden. Es wird davon ausgegangen, dass die Eigenspannungen über größere Werkstoffbereiche, d. h. bei polykristallinen Werkstoffen über mehrere Körner, hinsichtlich Betrag und Richtung nahezu homogen sind. Es wird von einem ebenen Eigenspannungszustand ausgegangen, wobei die beschreibenden Hauptspannungen σ_1 und σ_2 sowie der Hauptspannungswinkel α jedoch vom Abstand zur Oberfläche abhängen können [KEIL, 1995]. Die Dehnung in der senkrecht zur Oberfläche stehenden Dehnungsrichtung z werden bei der Auswertung nicht berücksichtigt. Das mechanische, teilweise zerstörende Bohrlochverfahren ermöglicht die Bestimmung der Verteilung der Eigenspannungen I. Art in Bauteilen aus dem Werkstoff Stahl über die Tiefe. Die Messungen der Eigenspannungen erfolgen in der Nähe der Schweißnaht. Als DMS-Rosette kann der Typ RY61-1,5/120K [HBM, 2007] verwendet werden, eine $0^\circ/45^\circ/90^\circ$ -Bohrloch-Kanten-Rosette, die aufgrund ihrer Gestaltung ein Messen nah an Bauteilkanten und an Schweißnähten ermöglicht (siehe Abbildung 4.5).

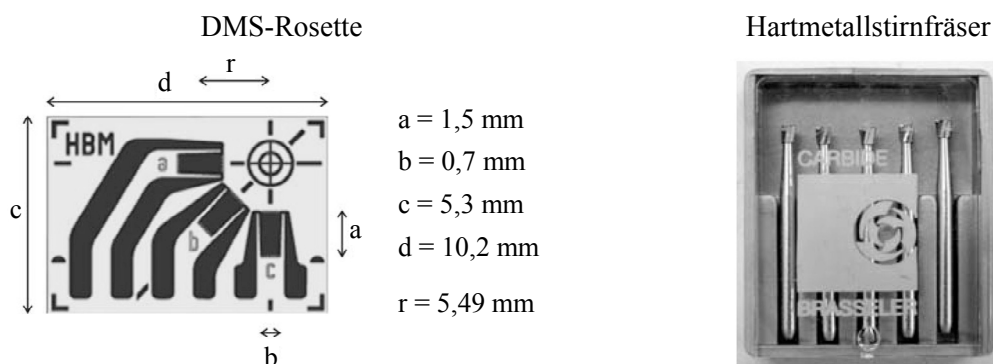


Abbildung 4.5: Verwendete Materialien für das Bohrlochverfahren

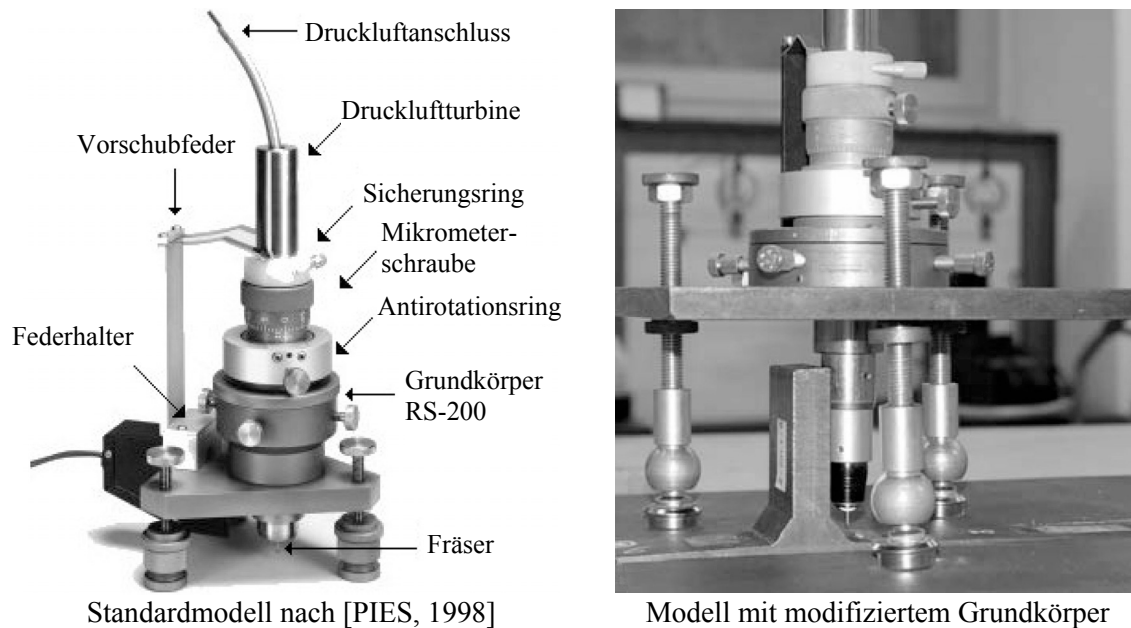


Abbildung 4.6: Bohrvorrichtung – High-speed-drilling

Das Einbringen der Löcher, in ihrer Art als Sacklöcher, erfolgt mit einer Bohrvorrichtung (siehe Abbildung 4.6). Eine optische Justiereinrichtung ermöglicht die exakte Positionierung des Bohrers und die Ermittlung des Bohrlochdurchmessers, dessen exaktes Maß für die weitere Auswertung der Dehnungen benötigt wird.

Im Forschungsprojekt „Wirtschaftliche Schweißverbindungen höherfester Baustähle“ [AIF, 2007] wurden Stumpfstoß-, Kreuzstoß- und Stecklaschenverbindungen mit dieser Methode untersucht. Die Standard-Bohrvorrichtung ist nur für die Untersuchung von Stumpfstoßproben geeignet. Für das Messen der Eigenspannungen in der Nähe der Schweißnähte bei Kreuzstößen und Stecklaschenverbindung ist es notwendig, einen neuen Grundkörper der Bohrvorrichtung mit einer höheren Verstellerschraube anzufertigen (siehe Abbildung 4.6).

Die Erfassung der durch den Bohrvorgang ausgelösten Dehnungen erfolgt mithilfe eines Universal-Messverstärkers SPIDER 8 [HBM, 2005] und des Programms BEAM [AMS, 2006] auf einem handelsüblichen Computer. Die Einstellung und Messung der Bohrlochtiefe wird mittels der an der Bohrlochvorrichtung vorhandenen Mikrometerschraube vorgenommen. Die Gesamtbohrlochtiefe $z = 2,0$ mm wird durch inkrementelles Bohren bei jedem Messpunkt erzielt.

Die Anordnung der Messpunkte für unterschiedliche Stoßvarianten basiert auf:

- numerischen Voruntersuchungen des Eigenspannungszustandes nach dem Schweißen, die eine Lokalisierung von Bereichen mit relevanten Spannungszuständen ermöglichen;
- den für die angewendete Bohrlochmethode geltenden geometrischen Randbedingungen, die eine Beeinflussung der gemessenen Dehnungen durch angrenzende Werkstoffteile bzw. freie Ränder ausschließen;
- der Geometrie der verwendeten DMS-Rosetten, die für die dauerhafte Fixierung eine ausreichende Fläche benötigen;
- der Zugänglichkeit der Bohrvorrichtung zur Schweißnaht, die durch den Außendurchmesser von Mikroskop und Druckluftturbine insbesondere bei Stecklaschenverbindungen begrenzt wird (siehe Abbildung 4.6).

Wichtig ist zu berücksichtigen, dass

- eine Ermittlung des Eigenspannungszustandes aus den gemessenen relaxierten Dehnungen mit den in der allgemeinen Spannungsanalyse üblichen elastizitätstheoretischen Beziehungen auf Basis des Hookeschen Gesetzes nicht möglich ist [SCHW, 1993];
- in der Umgebung des Bohrlochs die Eigenspannungen grundsätzlich nicht vollständig ausgelöst werden.

Eine rechnerisch oder experimentell durchzuführende Kalibrierung für einen bekannten Spannungszustand unter Berücksichtigung der Verfahrensparameter DMS- bzw. Bohrlochgeometrie ist notwendig. Die Auswertemethoden können nach [MÜNK, 1995] grundsätzlich auf drei unterschiedliche physikalische Ansätze zurückgeführt werden. Die Tabelle 4.2 führt die verschiedenen Ansätze mit den entsprechenden Methoden auf.

Tabelle 4.2: Ansätze und dazugehörige Auswertungsmethoden für die Spannungsermittlung beim Bohrlochverfahren nach [MÜNK, 1995]

Integralansatz	Differentialansatz	Gleichgewichtsansatz
Integralmethode (I-Methode)	Differentialmethode (D-Methode)	Equal Weight Solution (EW-Methode)
Potenzreihenmethode (PS-Methode)	Incremental Strain Method (IS-Methode)	
Extended Power Series (EPS-Methode)		

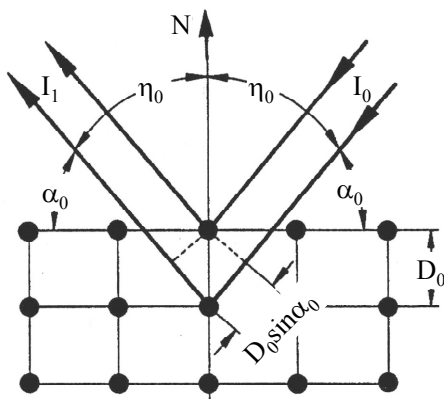
Es ist schwierig, eine der Auswertungsmethoden als „geeigneteste“ Methode zu nennen [MÜNK, 1995]. Bei der Wahl des Auswertungsverfahrens muss vielmehr berücksichtigt werden, in welcher Weise und Größenordnung Messabweichungen auftreten und welche Informationen überhaupt erhalten werden sollen. Diesbezüglich ist die I-Methode die allgemeinste, die jedoch gleichzeitig am empfindlichsten auf Messabweichungen reagiert. Der resultierende Spannungsverlauf kann unstetig sein und den tatsächlichen Spannungsverlauf nur qualitativ wiedergeben. Eine größere Diskretisierung führt im Allgemeinen zu besseren Ergebnissen. Dies ist bei der PS- und EPS-Methode ähnlich, bei denen versucht wird, den Spannungsverlauf durch eine wesentlich kleinere Anzahl von Unbekannten zu beschreiben. Ein nahezu linearer Spannungsverlauf lässt sich am zuverlässigsten mithilfe der EPS-Methode analysieren.

Allgemein lässt sich für das Bohrlochverfahren feststellen, dass die Beeinflussung der Dehnungskurven durch Messabweichungen im Bereich kleiner Bohrtiefen bzw. kleiner Dehnungswerte am stärksten ist, was auf eine Verschiebung der Nulllage der Dehnungsverläufe zurückzuführen ist. Bis auf die EPS-Methode wird dadurch bei allen Methoden der resultierende Spannungswert an der Oberfläche am stärksten beeinflusst.

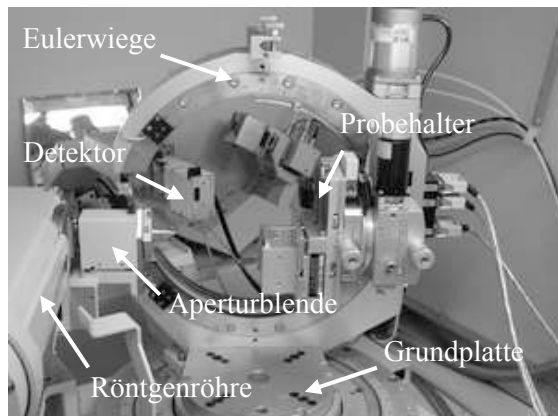
Eine weit verbreitete und auf dem Differentialansatz beruhende Methode wurde an der Materialprüfanstalt Stuttgart entwickelt, weshalb diese auch als MPA-II-Formalismus bzw. als Kockelmannverfahren bezeichnet wird. Sie wird in dieser Arbeit zur Auswertung der gemessenen Dehnungen verwendet. Eine Erläuterung des Differentialansatzes ist im Anhang A.11 und in [AURI, 1999] zu finden. Ausführliche Beispiele zur Bestimmung der Eigenspannung mit unterschiedlichen Auswertungsmethoden werden in [MÜNK, 1995] beschrieben.

4.2.3.3 Röntgenstrahlverfahren

Beim Röntgenstrahlverfahren werden die Eigenspannungen unter Zugrundelegung elastizitätstheoretischer Zusammenhänge indirekt durch die Erfassung der submikroskopischen Änderung der Atomabstände bzw. Messebenenabstände im Kristallgitter von kristallinen Werkstoffen vollkommen zerstörungsfrei bestimmt [ROHR, 1989]. Ein monochromatischer Röntgenstrahl mit der Wellenlänge λ und der Intensität I_0 trifft unter einem Winkel α_0 auf ein Kristallgitter mit einem Gitterebenenabstand D_0 und wird gebeugt (siehe Abbildung 4.7). Der reflektierte Röntgenstrahl hat die maximale Intensität I_1 symmetrisch zur Normalen der Netzebenen unter einem Winkel α_0 , wenn der Gangunterschied der Strahlen, die an untereinander liegenden Atomen gebeugt wurden, ein ganzzahliges Vielfaches n der Wellenlänge λ ist. Dies lässt sich durch die Braggsche Gleichung beschreiben.



a) Schematische Darstellung der Interferenzbedingung nach Bragg [ROHR, 1989]



b) Siemens D5000 mit offener Eulerwiege [ILME, 2007]

Abbildung 4.7: Messprinzip und Messgerät beim Röntgenstrahlverfahren

An dieser Stelle wird auf die Herleitung der Formeln für das anerkannte $\sin^2\psi$ -Verfahren verzichtet und auf die Literatur verwiesen [MACH, 1961], [RADAJ, 2002]. Die in den eigenen Untersuchungen verwendeten röntgenografischen Parameter für Stahl sind im Anhang A.11 zu finden. Das Verfahren setzt voraus, dass der Strahlengang des einfallenden sowie des reflektierten Strahls nicht durch die Geometrie des Messobjektes behindert wird. Für das Messen der Eigenspannungen an Nähten von Kreuzstößen und Stecklaschenverbindungen ist das Röntgenstrahlverfahren deshalb nicht geeignet. Problematisch ist bei stationären Messeinrichtungen der zur Verfügung stehende Bereich zur Aufnahme des Messobjektes. Große Bauteile müssen in kleine Proben geschnitten werden. Dies führt zum Eingriff in den Eigenspannungszustand und zur Umlagerung bis hin zum Abbau der ursprünglichen Eigenspannungen. Mobile Messeinrichtungen weisen einen eingeschränkten Messbereich beim Azimutwinkel auf. Dies hat zur Folge, dass die Eigenspannung innerhalb eines Toleranzbereiches nur mit einer beschränkten Genauigkeit bestimmt werden kann.

Ein weiterer Nachteil liegt in der geringen Eindringtiefe der Röntgenstrahlung, z. B. bei Stahl von $z \leq 20 \mu\text{m}$. Eine Bestimmung der Spannungsverteilung über die Tiefe kann durch schrittweises elektrolytisches Abtragen erfolgen. Eigene Untersuchungen zeigen, dass ein Abtrag der Oberfläche von $z = 0,2 \text{ mm}$ zu signifikanten Spannungsänderungen von $\Delta\sigma = +100 \text{ N/mm}^2$ bis $\Delta\sigma = +280 \text{ N/mm}^2$ in x-Richtung bei einem dreilagig geschweißten Stumpfstoß führt. In Abbildung

4.8 sind für eine Stumpfstoßverbindung die Spannungen in x-Richtung in Abhängigkeit von der Tiefe z und der Position zur Schweißnaht dargestellt.

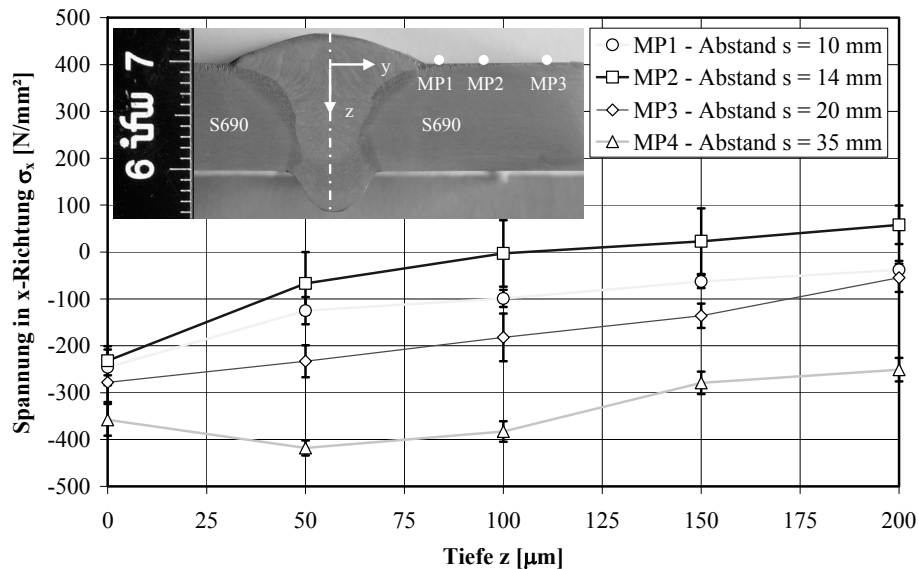


Abbildung 4.8: Messung der Spannung in x-Richtung in Abhängigkeit von der Tiefe z bei einer dreilagigen Stumpfstoßverbindung aus Grundwerkstoff S690

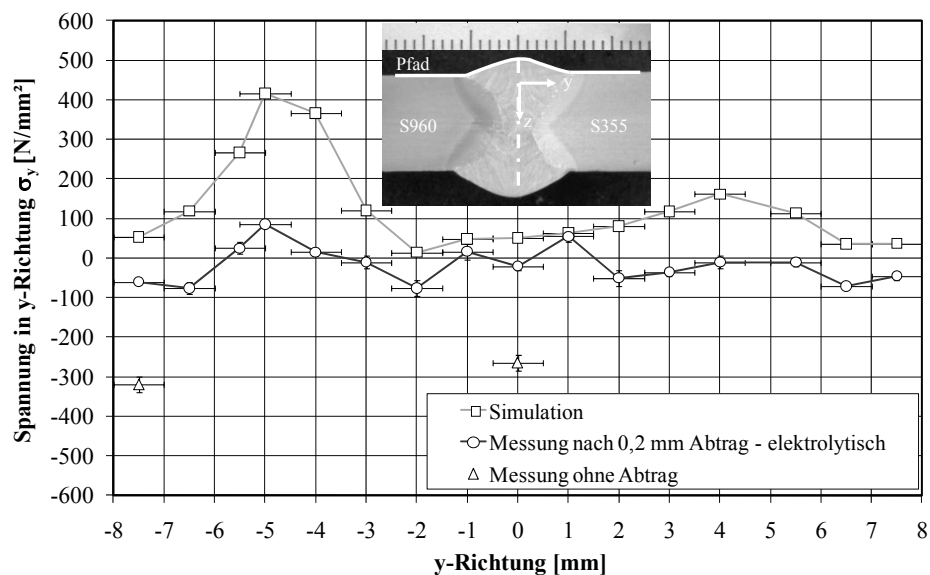


Abbildung 4.9: Gegenüberstellung von Mess- und Simulationsergebnissen einer dreilagigen Stumpfstoßverbindung aus Grundwerkstoff S960 und S355

Abbildung 4.9 zeigt eine Gegenüberstellung von Mess- und Simulationsergebnissen für eine weitere Stumpfstoßverbindung. Bei der ersten Messung werden deutliche Druckspannungen an den beiden Messpunkten ermittelt. Nach dem Materialabtrag von $z = 0,2$ mm werden bei der zweiten Messung reduzierte Druckspannungen festgestellt. Die ausgeprägten Zugspannungen, die in der Simulation auftreten, sind in der Messung nicht vorhanden. Eine Ursache für die Messung der oberflächennahen Druckspannungen bei der Messung ohne Abtrag kann in der mechanischen Reinigung der Proben zur Entfernung von möglichen Schweißspritzern nach dem Schweißen liegen.

4.2.3.4 Spannungsoptische Verfahren

In der Spannungsoptik wird Licht in Form von elektromagnetischen Wellen verwendet, um mechanische Spannungen in transparenten Werkstoffen wie Glas sichtbar zu machen. Die Grundlage des Messverfahrens besteht darin, dass sich die Ausbreitungsgeschwindigkeit c des Lichtes in Abhängigkeit vom Umgebungsmedium und Spannungszustand verändert. Transparente Werkstoffe mit einem spannungsfreien Zustand sind im Allgemeinen optisch isotrop und weisen einen richtungsunabhängigen Brechungsindex n auf. Bei einer mechanischen Beanspruchung verändert sich die optische Eigenschaft und eine Anisotropie ist vorhanden. Der Brechungsindex n variiert in Abhängigkeit von der Richtung.

Für die Messung wird polarisiertes Licht mit einem Filter erzeugt und die transparente Versuchsprobe wird bestrahlt. Der Lichtstrahl teilt sich bei einem Punkt auf, der zwei Hauptrichtungen der Dehnungen infolge der mechanischen Beanspruchung aufweist. Aus der ursprünglich einen Schwingungsebene entstehen dabei zwei Schwingungsebenen in Richtung der Hauptrichtungen. Die richtungsabhängigen Brechungsindizes führen dazu, dass sich das Licht unterschiedlich schnell in den beiden Hauptrichtungen im Werkstoff ausbreitet. Ein optischer Gangunterschied δ zwischen den Schwingungsebenen stellt sich nach Austritt aus dem Körper ein. Das Brewstersche Gesetz besagt, dass ein Zusammenhang zwischen relativer Änderung des Brechungsindex und einer Differenz der Dehnungen in Hauptrichtung besteht [PEIT, 1992]. Die Proportionalität kann durch eine dehnungsoptische Konstante, die dimensionslos und in Kalibrierversuchen ermittelt wird, beschrieben werden.

Ein zweiter Polarisationsfilter nach dem Körper ermöglicht den optischen Gangunterschied, der sich in einer Phasenverschiebung widerspiegelt, zu analysieren. Die beiden Schwingungsebenen werden in Abhängigkeit von der Ausrichtung des Polarisationsfilters zu einer Schwingungsebene zusammengefasst und Interferenzerscheinungen durch die Phasenverschiebung entstehen. Die Interferenz, die sich durch die Intensität des Lichtes beschreiben lässt, hängt vom optischen Gangunterschied und der im Werkstoff vorhandenen Hauptrichtungen der Dehnungen ab. Die Intensität des Lichtes gestattet eine qualitative Bewertung der Spannungen im Körper. Zu beachten ist, dass es sich aufgrund des Messprinzipes um eine über die Dicke t gemittelte Größe handelt. Eine Bestimmung von Einzelwerten an der Oberfläche oder im Inneren des Körpers ist nicht möglich.

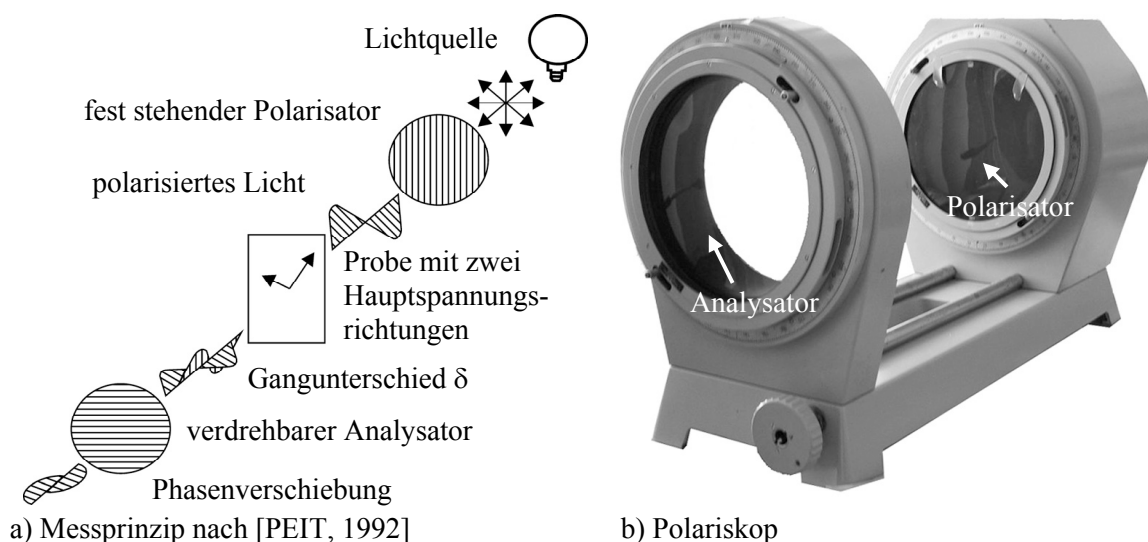


Abbildung 4.10: Messprinzip und Messgerät beim spannungsoptischen Verfahren

Die eigenen Messungen der Spannung in den geschweißten Versuchsproben aus Glas wurden mit einem Polarisator (siehe Abbildung 4.10a) durchgeführt. Das verwendete Polarimeter gestattet eine Feststellung von Bereichen mit hohen Spannungen. Eine Differenzierung in Zug- und Druckspannungen allein auf der Basis der erhaltenen Bilder ist nicht möglich.

4.3 Schweißen von Feinkornbaustahl

4.3.1 Allgemeines

Der Werkstoff Feinkornbaustahl wird aufgrund der guten Schweißbeignung und des exzellenten Tragverhaltens für filigrane Strukturen mit statischen und dynamischen Einwirkungen verwendet. Der Einsatz von hoch- und höchstfesten Feinkornbaustählen erfordert sowohl Erfahrungen hinsichtlich des Verhaltens während der Verarbeitung als auch Kenntnisse über Gefüge- und Eigenspannungszustände nach dem Verarbeitungsprozess, um qualitativ hochwertige und dauerhaft tragfähige Konstruktionen herstellen zu können.

Dieser Abschnitt beschäftigt sich mit der numerischen und experimentellen Untersuchung von hoch- und höchstfesten Feinkornbaustählen, um neue Erkenntnisse zum Gefüge- und Eigenspannungszustand zu erhalten. Beispielfhaft werden hierbei betrachtet:

- Steckflaschenverbindungen mit gleichen und unterschiedlichen Grundwerkstoffen,
- Stumpfstoßproben, die aus einem geschweißten Blech herausgeschnitten werden,
- ein WIG-nachbehandelter Stumpf- und Kreuzstoß,
- eine mehrlagige Naht eines Stumpfstoßes, der unter Krafteinwirkung geschweißt wird.

Weiterhin werden Teilaspekte vorgestellt, die hilfreich und gegebenenfalls notwendig sind, um die numerischen Untersuchungen der oben genannten Verbindungsarten durchzuführen und einen Vergleich mit experimentellen Ergebnissen zu ermöglichen.

4.3.2 Untersuchung zu Teilaspekten

4.3.2.1 Allgemeines

Der Abschnitt zu den Teilaspekten umfasst:

- Bestimmung der Abkühlzeit $t_{8/5}$,
- Erfassung der Anlasseffekte
- Untersuchung von Walzeigenspannungen.

Die Abkühlzeit $t_{8/5}$ wird in der thermischen Analyse durch die Auswertung der numerisch ermittelten Temperaturverläufe mithilfe einer selbst geschriebenen Routine im FE-Programm am Beispiel von Stumpf- und Kreuzstoßverbindungen bestimmt. Die Berücksichtigung des Anlassens von Bainit und Martensit ist insbesondere bei höchstfesten Feinkornbaustählen wichtig, um in der numerischen Simulation das Verhalten realitätsnah beschreiben zu können. Die tiefenabhängigen Walzeigenspannungen werden für die Stähle S355, S460 und S690 experimentell bestimmt, und ein Ansatz zur mathematischen Beschreibung wird dazu vorgestellt. Die Analyse des Einflusses auf die Schweißbeigenspannungen bei einer Auftragsnaht schließt den Abschnitt ab.

4.3.2.2 Abkühlzeit $t_{8/5}$

4.3.2.2.1 Grundlagen

Die Abkühlzeit stellt in der Praxis eine wichtige Kenngröße bei der Verarbeitung der Stähle dar. Sie ermöglicht eine erste Kontrolle hinsichtlich der Eigenschaften der Schweißverbindung schon während des Schweißprozesses. Zur Beschreibung des Abkühlverhaltens werden bei Feinkornbaustählen die Abkühlzeit $t_{8/5}$ und bei Duplex-Stählen die Abkühlzeit $t_{12/8}$ verwendet. Die Abkühlzeiten gestatten qualitative Aussagen zum Gefüge im Schweißgut und Grundwerkstoff. Für die Praxis stehen neben der Messung während des Schweißprozesses auch Gleichungen für die Vorhersage der Abkühlzeit $t_{8/5}$ in der Richtlinie [SEW 088, 1993b] und der Norm [DIN 1011, 2001] zur Verfügung. Die entwickelten Gleichungen versuchen die komplexen Vorgänge beim Schweißen durch einfache Faktoren für zwei Fälle der Wärmeleitung abzubilden (siehe Anhang A.12).

Die verwendeten Gleichungen stellen die ideale Wärmeableitung für eine punktförmige Wärmequelle an dünnen bzw. dicken Blechen und an langen, geraden Schweißnähten dar. Durch Ermittlung von thermischen Wirkungsgraden und Nahtfaktoren kann die Abkühlzeit einer unterpulvergeschweißten einlagigen Auftragsnaht als Ausgangspunkt für Abkühlzeiten bei anderen Schweißverfahren und Nahtarten dienen. Bei komplexen oder mehrlagigen Nahtformen werden die erhaltenen Ergebnisse für Abkühlzeiten ungenauer. In der Richtlinie wird angegeben, dass die berechneten Abkühlzeiten um rund 10 % von den auftretenden Abkühlzeiten abweichen können. Im Übergangsbereich von zwei- zu dreidimensionaler Wärmeleitung ist nach eigenen Feststellungen mit einem größeren Fehler zu rechnen. Bei unterschiedlichen Blechdicken in der Schweißnahtverbindung erfolgt eine Ermittlung der Abkühlzeit $t_{8/5}$ durch eine gemittelte Blechdicke, die zu einer mit Fehlern behafteten Angabe führt. Weiterhin wird in der Richtlinie empfohlen, bei kritischen Fällen eine Messung der Abkühlzeit vorzunehmen. Es ist festzustellen, dass die Gleichungen für den praktischen Einsatz sehr hilfreich sind, aber nicht alle Möglichkeiten, insbesondere die der komplexen Wärmeleitung, erfassen können.

Die Anwendung von numerischen Methoden gestattet eine umfassende Modellierung der Wärmeleitung und die Analyse der Temperaturen in der Schweißverbindung. Eine Auswertung des transienten Temperaturfeldes ermöglicht eine realitätsnahe Vorhersage der Abkühlzeit $t_{8/5}$ für unterschiedliche Schweißnahtformen und Verbindungsarten für die wärmebeeinflussten Bereiche. Dazu war es notwendig, das FE-Programm durch eine geeignete, selbst erarbeitete Routine zu erweitern und anhand von einem einfachen Beispiel zu verifizieren, um die Auswertung auch für komplexe Geometrien von Schweißnähten durchführen zu können. Dies stellt einen wesentlichen Fortschritt in der Beurteilung der Abkühlzeit $t_{8/5}$ gegenüber den vorhandenen Methoden dar. Weiterhin können durch die numerische Analyse kritische Bereiche mit minimalen und maximalen Abkühlzeiten $t_{8/5}$ besser als im Experiment lokalisiert werden. Eine ausführliche Erläuterung zur verwendeten Routine $t_{8/5}$ im FE-Programm SYSWELD findet sich im Anhang A.12.

4.3.2.2.2 Stumpfstoßverbindungen

Mithilfe Gleichungen aus der Richtlinie [SEW 088, 1993b] bzw. der Norm [DIN 1011, 2001] lässt sich die Abkühlzeit für jede Schweißlage bei den zwei dreilagigen Stumpfstoßverbindungen mit einer Blechdicke von $t = 10$ mm unter Berücksichtigung der Daten der Schweißparameter abschätzen (siehe Tabelle 4.3). Zusätzlich werden die Vorwärm- und die Zwischenlagentemperaturen für beide Materialkombinationen benötigt, die ebenfalls in Tabelle 4.3 zu finden sind. Zur Ermittlung der maßgebenden Abkühlzeiten für die einzelnen Schweißlagen aus Tabelle 4.4 werden die Werte für eine zwei-dimensionale (2D) und dreidimensionale (3D) Wärmeleitung einander gegenübergestellt und der größere Zahlenwert ist maßgebend.

Tabelle 4.3: Schweißparameter für zwei dreilagige Stumpfstoßverbindungen

Ver- such	Grundwerkstoff		Schweiß- zusatz- werkstoff	Schweiß- spannung	Schweiß- strom	Schweiß- geschwindigkeit	Vorwärm- temperatur
				U [V]	I [A]	v_s [mm/s]	T_0 [s]
A1	S355ML $t = 10$ mm	S460ML $t = 10$ mm	G46 ¹⁾	31,0	244	10,1	65
				31,0	250	7,8	85
				30,6	250	7,0	60
A2	S355ML $t = 10$ mm	S960QL $t = 10$ mm	G55 ²⁾	31,8	270	10,4	55
				31,8	275	8,3	100
				31,6	276	7,9	75

¹⁾ G46 – Kurzbezeichnung für G 46 4 M G4Si1 EN 440
²⁾ G55 – Kurzbezeichnung für G 55 Mn3Ni1Mo EN ISO 16834

Tabelle 4.4: Berechnete Abkühlzeiten $t_{8/5}$ für zwei dreilagige Stumpfstoßverbindungen

Ver- such	Grundwerkstoff		Schweiß- zusatz- werkstoff	Abkühlzeit – SEW 088		Abkühlzeit – Simulation
				$t_{8/5}$ [s]		
				2D	3D	
A1	S355ML $t = 10$ mm	S460ML $t = 10$ mm	G46 ¹⁾	5,0	3,2	4,6
				9,7	4,8	10,2
				10,5	4,9	8,4
A2	S355ML $t = 10$ mm	S960QL $t = 10$ mm	G55 ²⁾	5,8	3,7	5,7
				11,8	5,4	12,3
				11,5	5,2	8,4

¹⁾ G46 – Kurzbezeichnung für G 46 4 M G4Si1 EN 440
²⁾ G55 – Kurzbezeichnung für G 55 Mn3Ni1Mo EN ISO 16834

Die berechneten Werte nach der Richtlinie SEW 088 beziehen sich immer auf den in Abbildung 4.11 gekennzeichneten Punkt in der Mitte der Schweißnaht. Eine Abkühlzeit für einen Punkt mit einer anderen geometrischen Lage ist nicht erfassbar. In Abbildung 4.11 sind die aus der numerischen Simulation ermittelten Abkühlzeiten für jede Schweißlage getrennt dargestellt. Aufgrund der Wärmeleitung innerhalb des Querschnittes verändert sich die Abkühlzeit von den Bereichen der Schweißnaht über die WEZ bis hin zum unbeeinflussten Grundwerkstoff. Die Diskontinuitäten im Verlauf der Abkühlzeiten $t_{8/5}$ über den Querschnitt sind auf die Diskretisierung des Geometriemodells zurückzuführen.

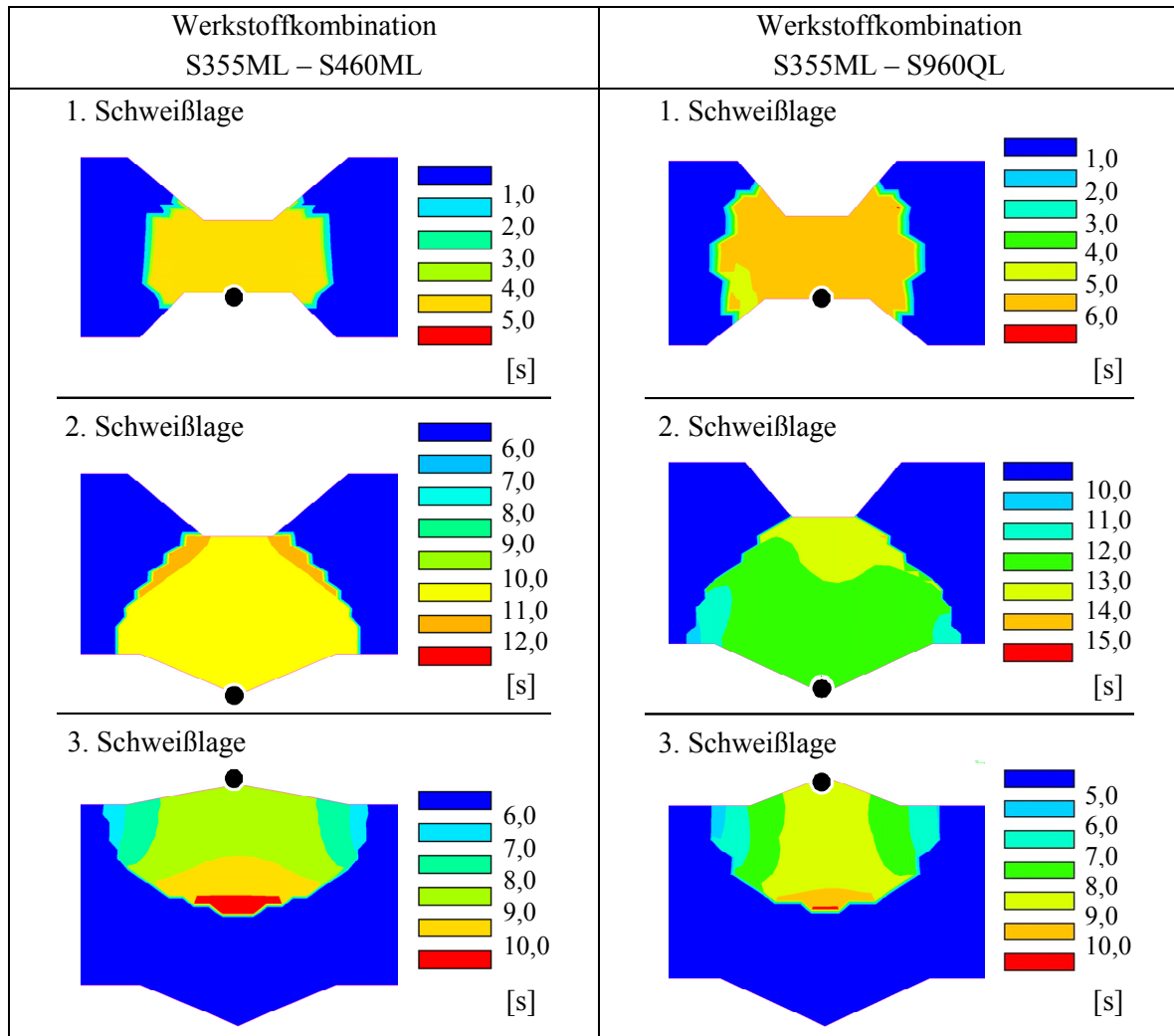


Abbildung 4.11: Verteilung der Abkühlzeiten $t_{8/5}$ im Querschnitt von zwei Stumpfstoßen aus 10 mm dicken Blechen mit unterschiedlichen Stahlgüten

Die Abweichungen der Abkühlzeiten nach Richtlinie SEW 088 gegenüber der numerischen Simulation für jede Schweißlage liegen im Durchschnitt bei ca. 9 %, bezogen auf den Wert der numerischen Simulation. Festzustellen ist, dass jeweils die dritte Schweißlage deutlich größere Abweichungen der Abkühlzeit als die erste und zweite Schweißlage aufweist. Die dritte Schweißlage des Versuches A2 mit einer Abweichung von 37 % stellt dabei eine Ausnahme dar. Die numerisch ermittelten Ergebnisse bestätigen, dass für einfache Randbedingungen – gleiche Blechdicke, symmetrische Nahtform und eindeutige Wärmeleitung – die aufbereiteten Gleichungen eine effektive Möglichkeit bieten, die Abkühlzeit $t_{8/5}$ zu bestimmen. Weiterhin zeigen die Simulationen, dass bei einlagigen Schweißnähten eines Stumpfstoßes im Bereich der Schweißnaht eine einheitliche Abkühlzeit $t_{8/5}$ vorhanden ist. Eine weitere Schweißlage hat zur Folge, dass sich die Wärmeleitung verändert und sich unterschiedliche Abkühlzeiten im Bereich der Schweißnaht einstellen. Die numerische Simulation ermöglicht eine wesentlich bessere qualitative und quantitative Bestimmung der Abkühlzeit $t_{8/5}$ für unterschiedliche Punkte innerhalb der wärmebeeinflussten Bereiche als die verfügbare Richtlinie bzw. Norm.

4.3.2.2.3 Kreuzstoßverbindungen

Neben Stumpfstoßverbindungen werden auch Kreuzstöße mit Kehl- bzw. mit K-Nähten untersucht. Für einen Kreuzstoß, der sich aus 10 mm dickem Blech aus Stahl S960QL und zwei aufgesetzten 15 mm dicken Blechen aus Stahl S460ML zusammensetzt, sind die verwendeten Schweißparameter der vier einlagigen Kehlnähte in Tabelle 4.5 dargestellt.

Tabelle 4.5: Schweißparameter für einen Kreuzstoß mit unterschiedlichen Blechdicken

Ver- such	Grundwerkstoff		Schweiß- zusatz- werkstoff	Schweiß- spannung	Schweiß- strom	Schweiß- geschwindigkeit	Vorwärm- temperatur
				U [V]	I [A]	v_s [mm/s]	T_0 [s]
A3	S460ML t = 15 mm	S960QL t = 10 mm	G62 ¹⁾	32,8	276	8,2	80
				33,0	272	8,0	80
				32,9	275	8,1	80
				32,4	274	7,7	90

¹⁾ G62 – Kurzbezeichnung für G 62 Mn4Ni1,5CrMo EN ISO 16834

Mithilfe der Richtlinie SEW 088 lässt sich, beim Kreuzstoß wie bei der Stumpfnah, die Abkühlzeit für jede einlagige Kehlnaht mit den Angaben der Schweißparameter bestimmen. Dabei ist zu beachten, dass bei der zweidimensionalen Wärmeleitung ein Bereich $0,45 \leq F_2 \leq 0,67$ für den Nahtfaktor F_2 angegeben wird, der abhängig vom Verhältnis Wärmeeinbringung zu Bauteildicke ist. Eine Beschreibung zur Festlegung des Nahtfaktors ist nicht vorhanden. Es ist bekannt, dass bei Annäherung an die Übergangsdicke sich der Nahtfaktor bis $F_2 = 0,67$ vergrößert. Dadurch verändert sich für den betrachteten Kreuzstoß die Abkühlzeit um maximal $t_{8/5} = 1,8$ s. Für einen Vergleich sind die im Versuch gemessenen Abkühlzeiten $t_{8/5}$ in Tabelle 4.6 dokumentiert.

Tabelle 4.6: Abkühlzeiten $t_{8/5}$ für einen Kreuzstoß

Ver- such	Kehlnaht	Abkühlzeit – SEW 088		Abkühlzeit – Simulation	Abkühlzeit – Experi- ment
		$t_{8/5}$ [s]			
		2D ¹⁾	3D		
A3	1.	3,3 – 4,9	3,7	8,6	8,1
	2.	3,4 – 5,1	3,8	7,2	7,0
	3.	3,4 – 5,1	3,7	6,4	6,1
	4.	3,6 – 5,4	3,9	7,3	7,1

¹⁾ Nahtfaktor: 1. Wert $F_2 = 0,45$ und 2. Wert $F_2 = 0,67$

Ein Vergleich der ermittelten und gemessenen Werte zeigt deutliche Unterschiede. Die Abkühlzeiten nach den Angaben in SEW 088 liegen weit unter den gemessenen Abkühlzeiten. Die Ergebnisse der thermischen Simulation stimmen sehr gut mit den Messwerten überein. In der numerischen Simulation können alle relevanten Randbedingungen, die eine Wärmeleitung beeinflussen, erfasst werden. Dazu zählt auch die unterschiedliche Dicke der zu verbindenden Bleche, die in den verwendeten Gleichungen nur durch eine gemittelte Blechdicke Berücksichtigung findet.

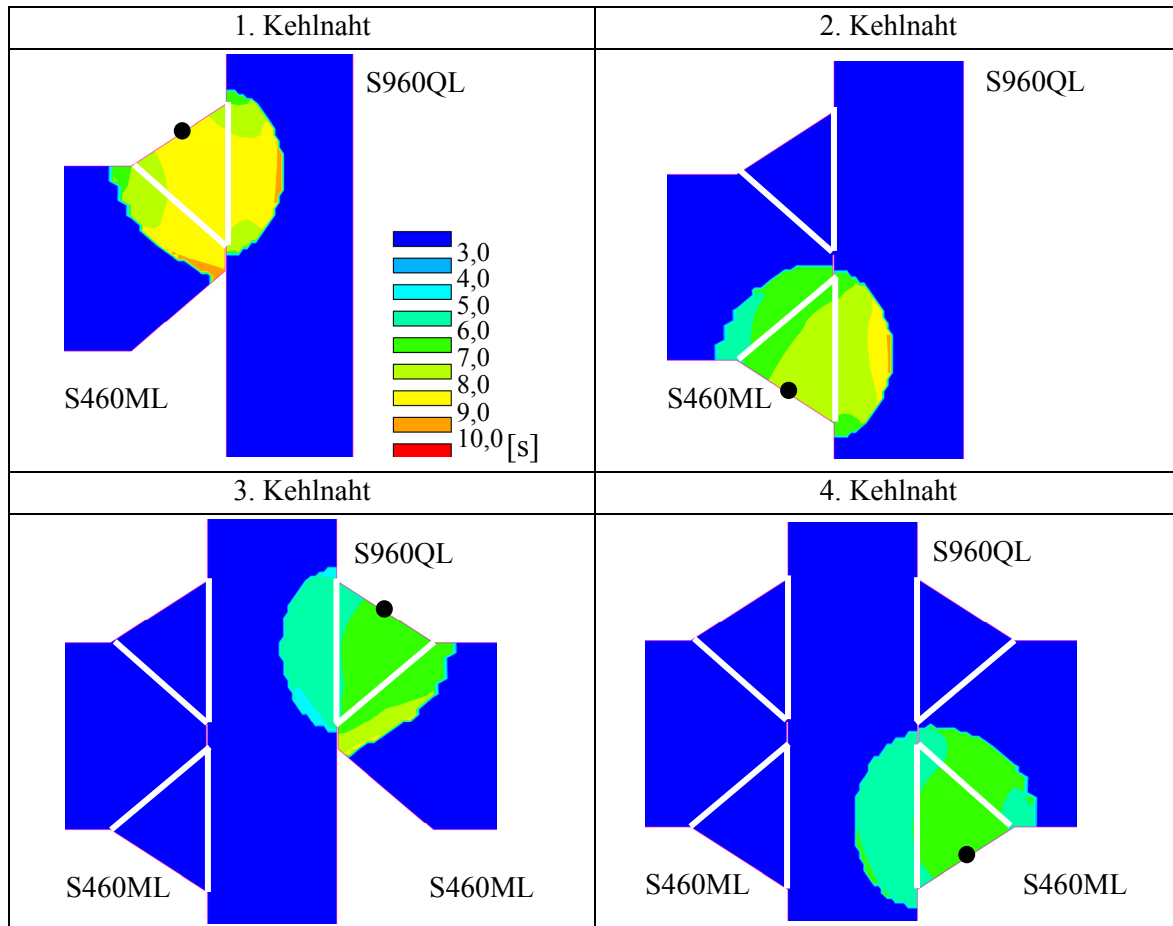


Abbildung 4.12: Abkühlzeiten $t_{8/5}$ von Kehlnähten beim Kreuzstoß mit Blechdicke $t = 10 \text{ mm}$ – Grundwerkstoff S960QL und $t = 15 \text{ mm}$ – Grundwerkstoff S460ML

In Abbildung 4.12 ist der Verlauf der Abkühlzeit über den Querschnitt der einzelnen Kehlnähte des Kreuzstoßes dargestellt. Dabei lässt sich die unterschiedliche Wärmeableitung in die einzelnen Bleche sehr deutlich erkennen. Eine Differenz von $\Delta t = 1 \text{ s}$ zwischen den Abkühlzeiten ergibt sich innerhalb der geschweißten Kehlnaht. Im Bereich der WEZ können größere Veränderungen der Abkühlzeit in Abhängigkeit von den geometrischen Verhältnissen der Bleche und der eingetragenen Energie auftreten. Wird bei den Versuchen nicht darauf geachtet, dass sich der Messpunkt in der Mitte der Schweißnahtoberfläche befindet, werden Abkühlzeiten gemessen, die deutlich von den auftretenden Abkühlzeiten nach unten abweichen können.

Zusammenfassend lässt sich feststellen, dass die Angaben der Richtlinie [SEW 088, 1993b] bzw. der Norm [DIN 1011, 2001] zur Charakterisierung des Abkühlverhaltens für einlagige Stumpfnähte gut geeignet sind. Bei mehrlagigen Stumpfnähten verändert sich jedoch die Wärmeleitung, die sich nur schwer durch einen Faktor in einer Gleichung festlegen lässt. Die Berechnung der Abkühlzeit bei Kehlnahtverbindungen gestaltet sich aufgrund der Geometrie und der damit verbundenen Wärmeleitung schwieriger. Problematisch erweist sich eine geeignete Festlegung der Nahtfaktoren, die einen großen Einfluss auf die Abkühlzeit bei der Beschreibung der zweidimensionalen Wärmeleitung aufweisen. Das Beispiel zeigt, dass bei einlagigen Kehlnähten die vereinfachten Gleichungen aus [SEW 088, 1993b] bzw. [DIN 1011, 2001] an die Gültigkeits- und Genauigkeitsgrenzen stoßen. Im Allgemeinen ist eine kritische Betrachtung der mit den Gleichungen ermittelten Werte auch in der Praxis notwendig.

4.3.2.2.4 Zusammenfassung

Die numerische Simulation ermöglicht eine Erfassung der Abkühlzeit $t_{8/5}$ sowohl in der Schweißnaht als auch in der WEZ und gestattet eine umfassende Bewertung in Abhängigkeit von der spezifischen Geometrie der Verbindung. Die Beispiele für Stumpf- und Kreuzstoß zeigen, dass schon im Querschnitt eine deutliche Veränderung der Abkühlzeit $t_{8/5}$ im Bereich der WEZ auftritt. Eine wesentliche Verbesserung gegenüber den praxisnahen Berechnungsmöglichkeiten [SEW 088, 1993b] bzw. [DIN 1011, 2001] ergibt sich durch die problemlose Anwendung auf dreidimensionale Geometrieformen und insbesondere durch die Beschreibung kritischer Bereiche wie Nahtanfang und -ende. Die Ergebnisse der numerischen Analyse können bei mehrlagigen Stumpfnähten und einlagigen Kehlnähten verifiziert werden.

4.3.2.3 Anlasseffekte

4.3.2.3.1 Grundlagen

Ein Anlasseffekt ist ausschließlich bei diffusionslos umgewandeltem Gefüge – Bainit und Martensit – und einer Temperatur über $T = 500 \text{ °C}$ vorhanden. Dies kann beim Schweißprozess sowohl bei mehrlagigen Schweißnähten als auch im Grundwerkstoff auftreten und stellt eine spezielle Art der Wärmebehandlung dar. Ziel ist es, den Anlasseffekt mit dem Leblond-Modell zu modellieren, um das thermische und das mechanische Verhalten der Gefüge Bainit und Martensit realitätsnah in der numerischen Simulation abzubilden.

Bei der Auswertung eigener Versuche von Stumpf- und Kreuzstößen an den Grundwerkstoffen S355ML, S460ML, S690QL und S960QL wurde festgestellt, dass im Verlauf der Härtewerte quer zur Schweißnaht nach der Härtespitze ein Abfall der Härtewerte bei den höchstfesten Feinkornbaustählen S690QL und S960QL auftritt. Für jeweils zwei Schweißnähte an Kreuzstoßverbindungen sind der Härteverlauf an der Oberseite der Naht in Abbildung 4.13 dargestellt und der sogenannte Härtesack gekennzeichnet. Bei der Verbindungskombination S690QL mit S355ML setzt das Blech mit der höheren 0,2%-Dehngrenze auf das Blech mit der niedrigeren 0,2%-Dehngrenze auf. Eine Beeinflussung des Gefüges im Bereich der Schweißnahtfuge durch Nahtvorbereitung am Blech S690QL kann ausgeschlossen werden. Im Fall der Verbindungskombination S960QL mit S460ML läuft das niederfestere Blech durch. Eine Veränderung des Gefüges durch eine Nahtvorbereitung ist im Härteverlauf des Bleches mit der höheren Festigkeit nicht erkennbar. Der minimale Härtewert im Härtesack liegt bei S690QL um 53 HV5 und bei S960QL um 70 HV5 unter den Werten des unbeeinflussten Grundwerkstoffes. Bei Stählen mit niedrigerer 0,2%-Dehngrenze, z. B. S355ML und S460ML, ist kein lokaler Abfall der Härte im anschließenden Bereich der WEZ zu beobachten.

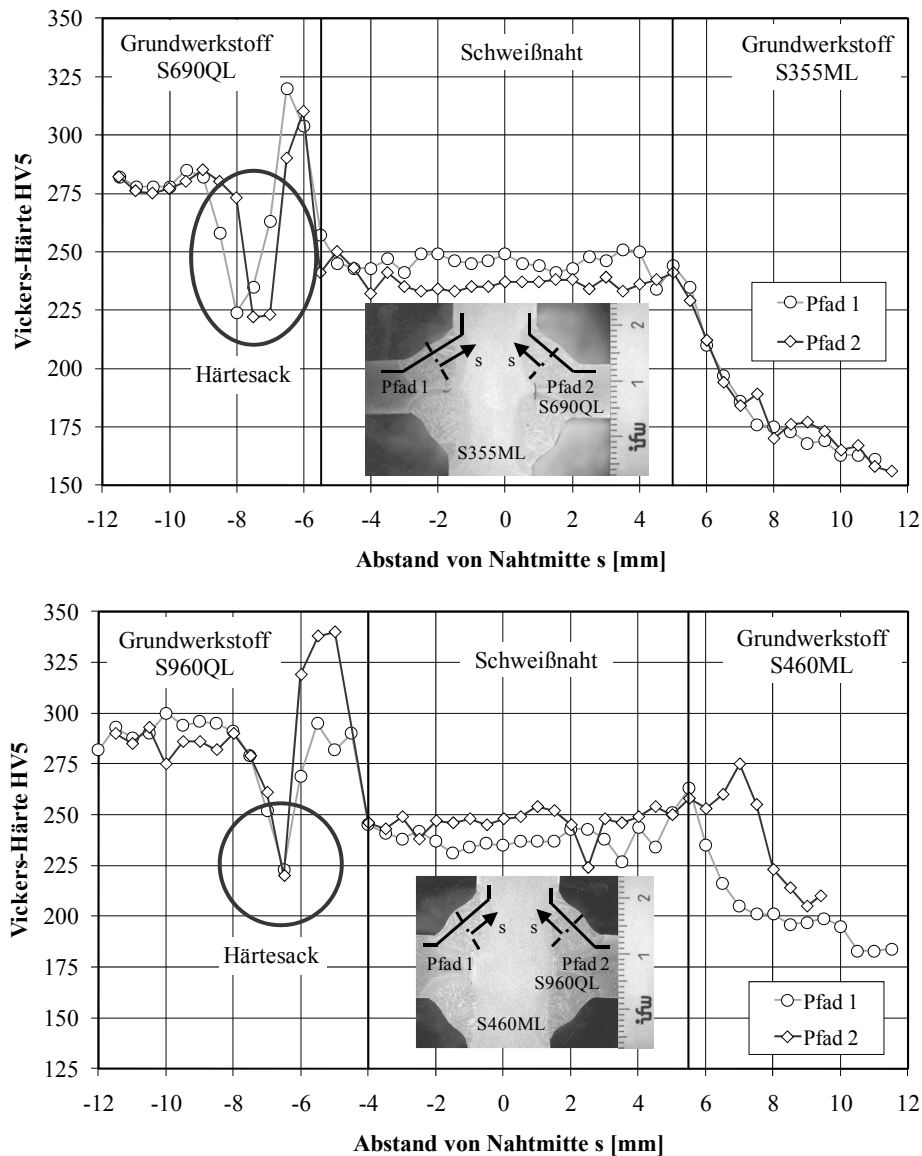


Abbildung 4.13: Härteverlaufskurven bei zwei ausgewählten Kreuzstoßverbindungen mit unterschiedlichen Grundwerkstoffen und einlagigen Kehlnähten

Beide Stähle S690QL und S960QL gehören zur Gruppe der vergüteten Feinkornbaustähle. Das Ausgangsgefüge setzt sich aus Martensit und Bainit zusammen. In Abbildung 4.14 sind exemplarisch die Änderung der Geschwindigkeiten beim Aufheizen und Abkühlen für zwei Punkte im Bereich des Härtetasacks zu sehen. Die maximale Temperatur für einen Punkt, der einen Abstand von $s = 7,8$ mm von der Schweißnahtmitte hat und sich am Rande der WEZ befindet, ist $T = 675$ °C. Der zweite Punkt befindet sich $s = 8,4$ mm von Schweißnahtmitte und kennzeichnet den Übergang zum unbeeinflussten Grundwerkstoff (siehe Abbildung 4.15). Der Bereich mit dem angelassenen Gefüge liegt zwischen beiden Punkten. Damit kann der Temperaturbereich, in dem der Härtetasack auftritt, definiert werden.

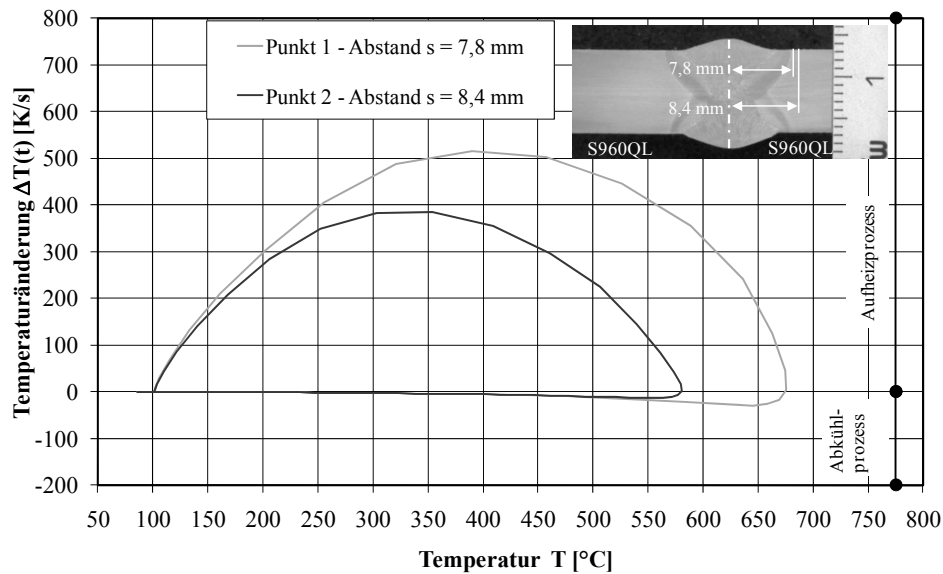


Abbildung 4.14: Aufheiz- und Abkühlgeschwindigkeit von zwei ausgewählten Punkten beim MAG-Schweißen einer Decklage eines Stumpfstoßes aus 10 mm dicken Blechen der Stahlgüte S960QL

4.3.2.3.2 Simulation

Die Ergebnisse der Temperaturanalyse und der Härteuntersuchungen gestatten eine Annahme der minimalen und maximalen Temperatur für das Anlassen. Im Bereich der abfallenden Härtewerte sind während der Schweißung Temperaturen von maximal $T = 700 \text{ °C}$ vorhanden. Die minimale Temperatur, bei der eine Veränderung im Gefüge des Ausgangsbleches auftritt, ist $T = 550 \text{ °C}$. Unterhalb dieser Temperatur kann keine Umwandlung bei dem Temperaturzyklus, der sich durch den Schweißprozess ergibt, festgestellt werden.

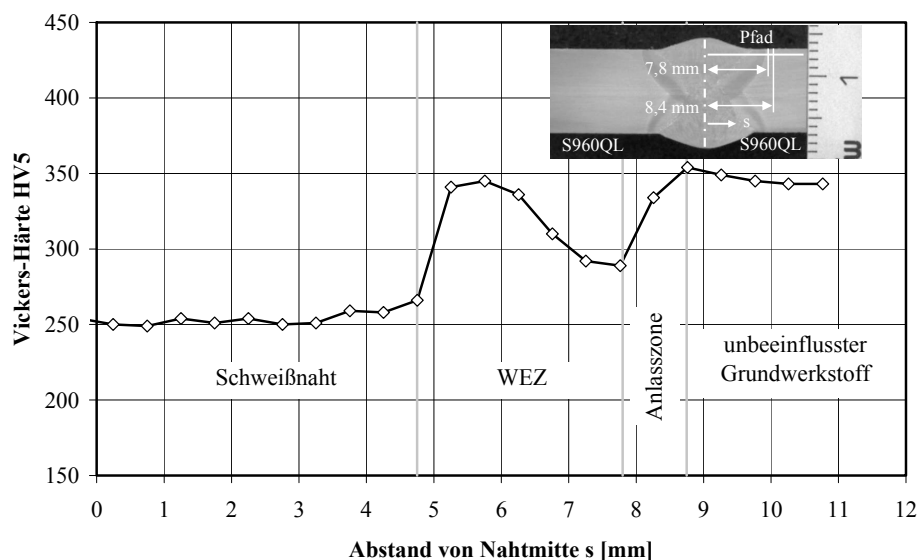


Abbildung 4.15: Härteverlaufskurve für den gekennzeichneten Pfad von Schweißnahtmitte zum Grundwerkstoff eines Stumpfstoßes aus 10 mm dicken Blechen der Stahlgüte S960QL

Eine vergleichbare Situation liegt bei einer Mehrlagenschweißung vor. Dort wird die Anlasszone zwischen der A_{c1} -Temperatur (ca. $T = 700 \text{ }^\circ\text{C}$) und der Martensitstarttemperatur definiert. In dieser Zone tritt eine Entspannung des Gefüges (Rekristallisation) durch Anlassvorgänge auf und führt zum Abfall der Festigkeit und der Härte. Aus der Literatur bekannte Beschreibungen für Anlassvorgänge beziehen sich auf Wärmebehandlungen von Stahlteilen im Zeitbereich von Stunden. Dagegen wirkt die Wärme beim Schweißen, wie Abbildung 4.14 zeigt, nur kurze Zeit. Die vorhandenen Ansätze der Wärmebehandlung lassen sich nicht auf die Verhältnisse beim Schweißen übertragen. Ein funktionaler Zusammenhang zwischen Aufheizgeschwindigkeit, Temperatur und Veränderung der Gefügeanteile beim Anlassen wird eingeschränkt auf die Gefügeanteile Martensit und Bainit angewendet [MWE, 2005]. Das Anlassen des Gefüges in der Nähe der WEZ und in der Schweißnaht kann in der numerischen Simulation berücksichtigt werden. Es existieren in der numerischen Simulation dann zwei Vorgänge beim Aufheizen von Stahl. Die eine Beziehung beschreibt die Veränderung von Martensit bzw. Bainit in angelassenes Martensit bzw. angelassenes Bainit. Das andere Verhalten bezieht sich auf die Umwandlung von Ausgangsgefüge in Austenit. Treten bei einer Schweißlage Temperaturen über den A_{c1} -Temperaturen auf, baut sich das bisher angelassene Gefüge linear bis zur A_{c3} -Temperatur ab und es entsteht daraus Austenit.

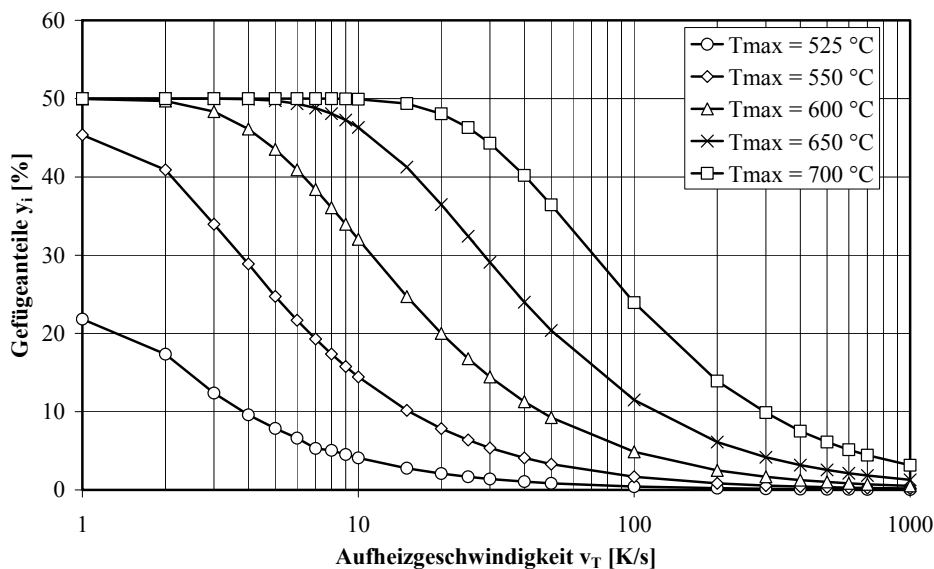


Abbildung 4.16: angelassene Gefügeanteile in Abhängigkeit von Aufheizgeschwindigkeit und ausgewählten maximalen Temperaturen

In Abbildung 4.16 ist die Abhängigkeit von Temperatur, Aufheizgeschwindigkeit und Gefügeanteil y_i dargestellt. Die Angaben für die Temperatur $T = 525 \text{ }^\circ\text{C}$ dienen zur Verbesserung der Konvergenz bei der numerischen Simulation. Die Abbildung 4.16 verdeutlicht, dass eine signifikante Veränderung des Gefüges erst bei einer Temperatur von $T = 550 \text{ }^\circ\text{C}$ vorhanden ist. Eine obere Grenze für angelassenes Gefüge wird bei maximal 50 % des Ausgangsgefüges festgelegt. Dies tritt bei hohen Temperaturen und langsamer Aufheizgeschwindigkeit auf. Das Diagramm ist wie folgt zu verstehen. Bei einer Aufheizgeschwindigkeit von $v_T = 1 \text{ K/s}$ auf $T = 700 \text{ }^\circ\text{C}$ wandeln sich 50 % des Ausgangsgefüges in angelassenes Gefüge um. Ausgehend von einem Ausgangsgefüge, das sich aus Martensit und Bainit zusammensetzt, ist nach der Temperatureinwirkung jeweils 50 % des Martensites und 50 % des Bainites angelassenes Gefüge. Wird das Ausgangsgefüge aus 100 % Martensit mit konstanter Aufheizgeschwindigkeit von $v_T = 20 \text{ K/s}$ auf eine Temperatur von $T = 600 \text{ }^\circ\text{C}$ er-

wärmt, liegen am Ende des Abkühlvorganges im Stahl 20 % angelassenes und 80 % unverändertes Martensit vor. Für die Anwendung in [SYSW, 2006b] wird die Gefügekinetik nach Leblond genutzt, die schon für die Umsetzung der ZTA- und ZTU-Schaubilder zum Einsatz kam.

4.3.2.3 Auswirkung und Verifizierung

Die Auswirkungen durch Anlassen sind in Abbildung 4.17 deutlich zu erkennen. Es bildet sich eine Zone von ca. 20 % – 30 % angelassenem Gefüge um die dritte und damit letzte Schweißlage der Stumpfstoßverbindung aus. An der Grenze der WEZ zieht sich im höchstfesten Feinkornbaustahl ein Streifen von angelassenem Martensit von Ober- bis Unterseite durch den Grundwerkstoff. Auch ein Teil des Bainits, der aus den vorhergehenden Schweißlagen entstanden ist, wandelt sich in der Schweißnaht und im Grundwerkstoff des niederfesteren Stahls um. Bei Stählen S355 und S460 sind der Effekt des Anlassens und die sich daraus ergebenden Veränderungen der Eigenschaften gering, da nur ein kleiner Gefügeanteil Bainit oder Martensit in der WEZ vorliegt.

Der Härteverlauf in der Schweißverbindung lässt sich mit der numerischen Simulation unter Berücksichtigung des Gefügestandes ermitteln. Der Einfluss des Anlassens auf das Gefüge Martensit und Bainit und die Ausbildung des Härtesackes werden verdeutlicht. Für die Bestimmung des Härteverlaufes im Querschnitt wird das Modell von Blondeau verwendet (siehe Abschnitt A.6.4). Die Analysewerte der chemischen Zusammensetzung in Massenprozenten sind für die Stähle S355ML, S460ML, S960QL und für das Schweißgut, das beim MAG-Schweißprozess mit dem Schweißzusatzwerkstoff G46 bzw. G55 entsteht, in Tabelle 4.7 dokumentiert. Das untersuchte Schweißgut in der dreilagigen Schweißnaht der beiden Stumpfstoße wird vereinfacht mit G46 bzw. G55 bezeichnet.

Tabelle 4.7: Chemische Zusammensetzung des Grundwerkstoffes und Schweißgutes* [%]

Legierungselement	Grundwerkstoff			Schweißgut	
	S355ML	S460ML	S960QL	G46 ¹⁾	G55 ²⁾
C	0,0922	0,12	0,159	0,0885	0,0975
Si	0,391	0,261	0,271	0,760	0,514
Mn	1,34	1,29	0,785	1,43	1,33
P	0,00952	0,0129	0,0102	0,00952	0,0109
S	< 0,001	< 0,001	< 0,001	0,0131	0,00953
Cr	0,0779	0,037	0,444	0,0228	0,0788
Mo	< 0,00547	< 0,005	0,535	< 0,005	0,243
Ni	0,0278	0,0269	0,536	0,0285	0,638
Al	0,0373	0,0376	0,0360	0,0110	0,0126
Co	< 0,0163	< 0,01	< 0,01	0,018	0,0116
Cu	< 0,0163	< 0,005	0,0151	0,0690	0,0476
V	< 0,005	< 0,005	0,0418	< 0,005	0,00816
W	< 0,018	< 0,01	< 0,001	0,0163	< 0,01
Pb	< 0,00279	< 0,002	< 0,002	< 0,002	< 0,002
B	< 0,00035	0,0634	< 0,0003	0,00056	< 0,0003

¹⁾ G46 – Kurzbezeichnung für G 46 4 M G4Si1 EN 440

²⁾ G55 – Kurzbezeichnung für G 55 Mn3Ni1Mo EN ISO 16834

* bestimmt durch Günter-Köhler-Institut für Fügetechnik und Werkstoffprüfung Jena

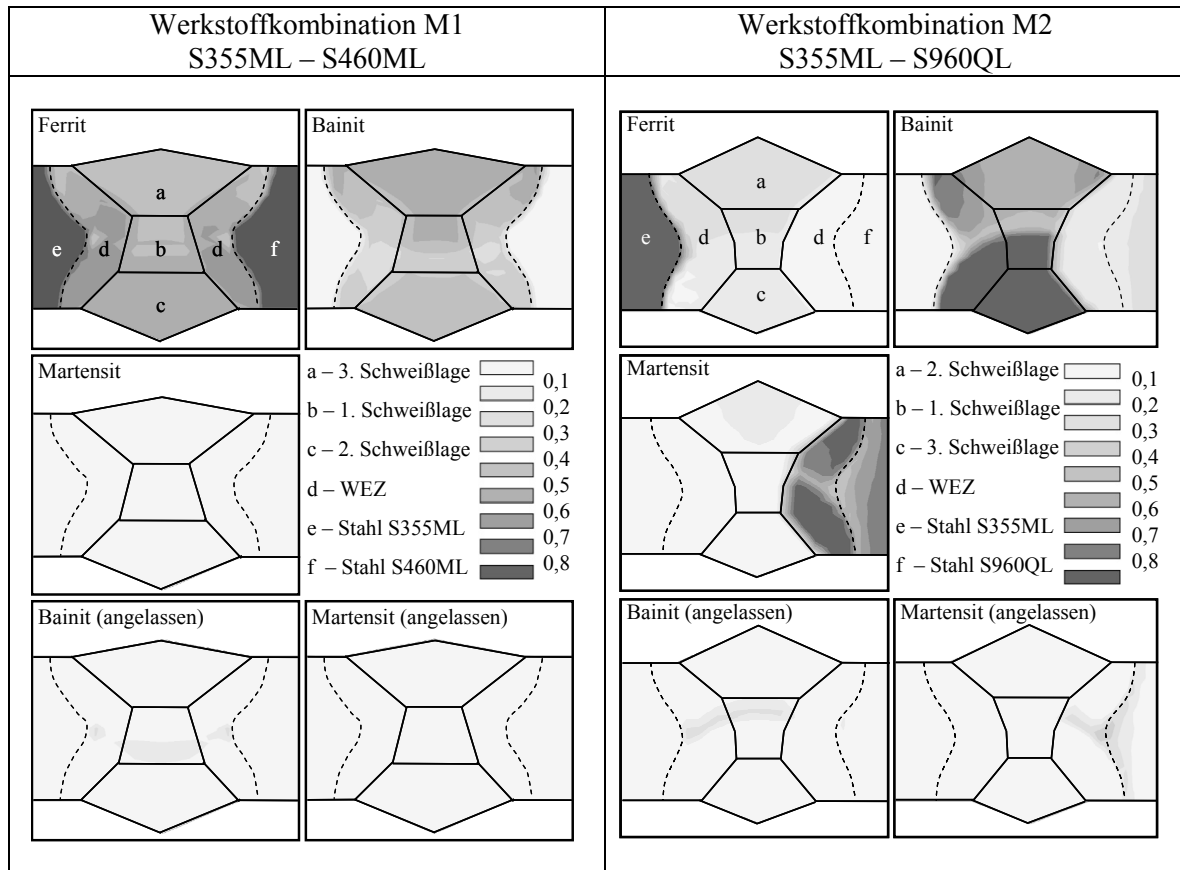


Abbildung 4.17: Gefügeanteile nach der dritten Schweißblage mit Berücksichtigung des Anlass-effektes bei zwei Stumpfstoßen aus 10 mm dicken Blechen mit unterschiedlichen Grundwerkstoffen

Angewendet auf das Beispiel der Stumpfnaht ergeben sich für den ausgewählten Pfad die in Abbildung 4.18 gezeigten Härteverläufe. Der Härteverlauf mit Berücksichtigung des Anlassens stimmt besser mit den Messergebnissen überein als die Werte aus der numerischen Simulation ohne Berücksichtigung des Anlassens. Der Abfall der Härte im Bereich von $s = 6,2$ mm bis $s = 7,5$ mm neben der Schweißnahtmitte im Grundwerkstoff kann realitätsnah nachgebildet werden.

Ein maximaler Härteunterschied von 17 HV zwischen Versuchs- und Simulationsergebnissen mit Berücksichtigung des Anlassens ist im Bereich von $s = 3,8$ mm bis $s = 6,2$ mm vorhanden. Bezogen auf den gemessenen Härtewert ergibt sich ein Unterschied von maximal 6 %. In einem Abstand von $s = 6,2$ mm bis $s = 7,5$ mm kann die signifikante Veränderung im Härteverlauf ermittelt werden. Bei der quantitativen Gegenüberstellung der Werte ist eine maximale Differenz von 40 HV festzustellen. Eine Härtespitze in Höhe von 400 HV ergibt sich am Übergang zwischen Schweißnaht und WEZ. Dies ist auf eine numerische Ermittlung der Härte ohne Berücksichtigung des Anlasseffektes der Gefüge Martensit und Bainit zurückzuführen. Der Härtewert liegt gegenüber der Messung um 60 HV höher und entspricht einem Unterschied von 18 %, bezogen auf den Messwert. Der Verlauf der Härte aus der numerischen Analyse im Bereich der WEZ und der Anlasszone unterscheidet sich deutlich vom Verlauf der Messergebnisse. Eine wesentliche Ursache für den Unterschied in der Härte liegt darin, dass bei dieser Simulation ausschließlich eine Umwandlung in die Gefüge Martensit und Bainit entsprechend des Schweiß-ZTU-Schaubildes für den Grundwerk-

stoff S960QL erfasst wird. Die Härtewerte von Martensit und Bainit sind wesentlich höher als von dem angelassenen Gefüge.

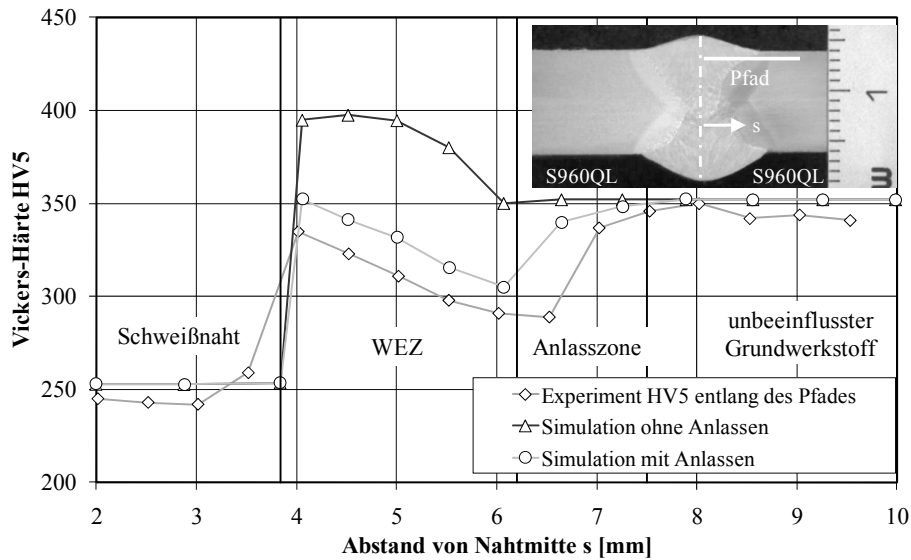


Abbildung 4.18: Gegenüberstellung der Härteverläufe für den ausgewählten Pfad eines Stumpfstoßes aus 10 mm dicken Blechen der Stahlgüte S960QL

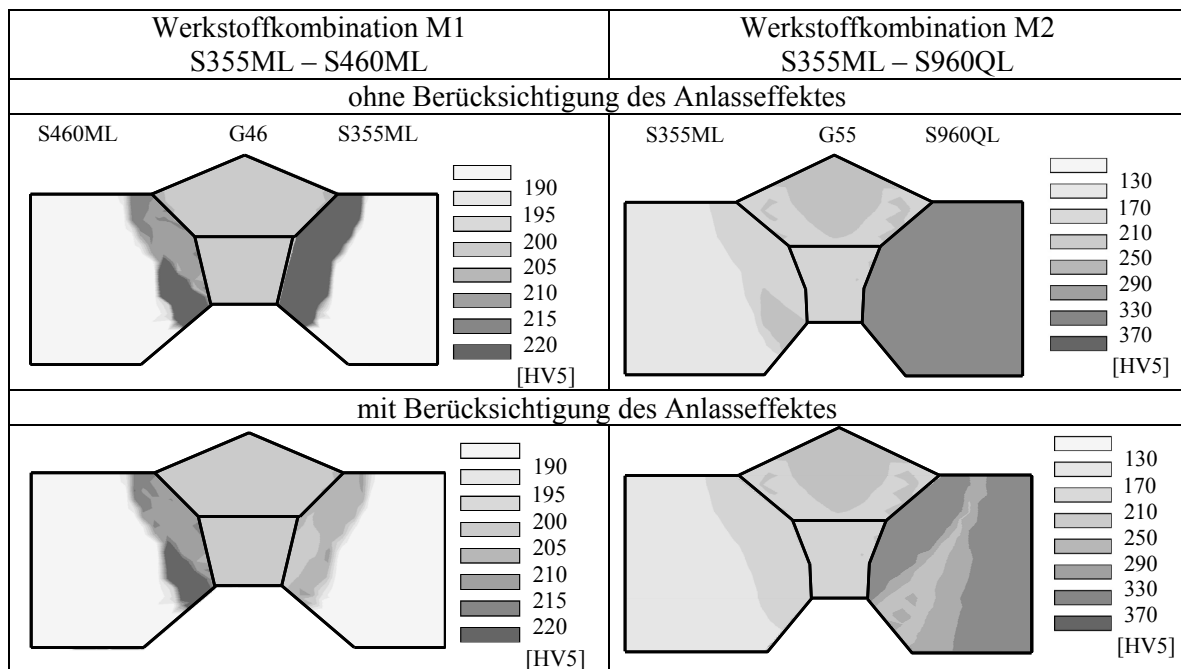


Abbildung 4.19: Härteverläufe über den Querschnitt für zwei mehrlagige Stumpfstoße aus 10 mm dicken Blechen unterschiedlicher Stahlgüten nach der zweiten Schweißlage

In Abbildung 4.18 ist weiterhin zu erkennen, dass nicht nur in der Anlasszone, sondern auch in der WEZ ein Einfluss des Anlassens vorhanden ist. Die Berücksichtigung des Anlasseffektes bei der Simulation von Feinkornbaustählen mit Bainit und Martensit im Ausgangsgefüge ermöglicht sowohl die Ermittlung der geometrischen Ausdehnung der Anlasszone als auch die Erfassung der Veränderungen in der WEZ. Dies verdeutlicht, dass die oben vorgestellte Erweiterung der Be-

schreibung des Umwandlungsverhaltens wichtig ist, um die Verteilung der einzelnen Gefüge – Ferrit, Bainit, Martensit, angelassenes Bainit und Martensit – in den Bereichen WEZ und Anlasszone zu ermitteln.

Gegenüberstellungen von gemessenen und errechneten Härtewerten in den Abbildung 4.20 bzw. 4.21 zeigen eine gute Übereinstimmung und bestätigen die getroffenen Annahmen zur Umwandlung von Bainit und Martensit in angelassenes Gefüge sowie zum angesetzten Umwandlungsverhalten der Schweißzusatzwerkstoffe. Differenzen, die innerhalb von 10 % liegen, treten zwischen Mess- und Berechnungsergebnissen im Bereich der Schweißnaht bei der Materialkombination M1 mit dem Schweißzusatzwerkstoff G46 auf. Im Fall des Schweißzusatzwerkstoffes G55 bei der Materialkombination M2 ergibt sich ein maximaler Unterschied von 12 HV, d. h. eine Differenz von rund 5 % zwischen Messung und Berechnung. Der Vergleich der Ergebnisse aus Experiment und Simulation bestätigt weiterhin, dass die in Abschnitt 3.6.3 erläuterte Vorgehensweise zur Bestimmung des Umwandlungsverhaltens für den Bereich der Schweißnaht geeignet ist, da die Härtewerte unter Berücksichtigung des Anlasseffektes und mit einer linearen Mischungsregel in Abhängigkeit der prozentualen Gefügeanteile nach Gleichung (3.33) ermittelt werden.

Die Modifikation der chemischen Zusammensetzung des Stahls im Übergangsbereich zwischen Grundwerkstoff und Schweißnaht, die zu einer Veränderung des Umwandlungsverhaltens führt, wird in der numerischen Simulation nicht berücksichtigt. Dadurch kann an den Übergängen, wie in der Abbildung 4.20 zu sehen ist, eine von der Realität abweichende Härte berechnet werden. In diesem Fall liegt eine Härtespitze vor, die um 10 HV höher als das Berechnungsergebnis an dieser Stelle ist. In Abbildung 4.21 wird der Härteverlauf für den Stumpfstoß S355ML – S960QL sehr genau berechnet. Eine Abweichung tritt am Übergang zwischen Grundwerkstoff und Schweißnaht auf. Die Verschiebung um $\Delta s \approx 1$ mm ist durch die Modellierungsmethode des FE-Modells begründet.

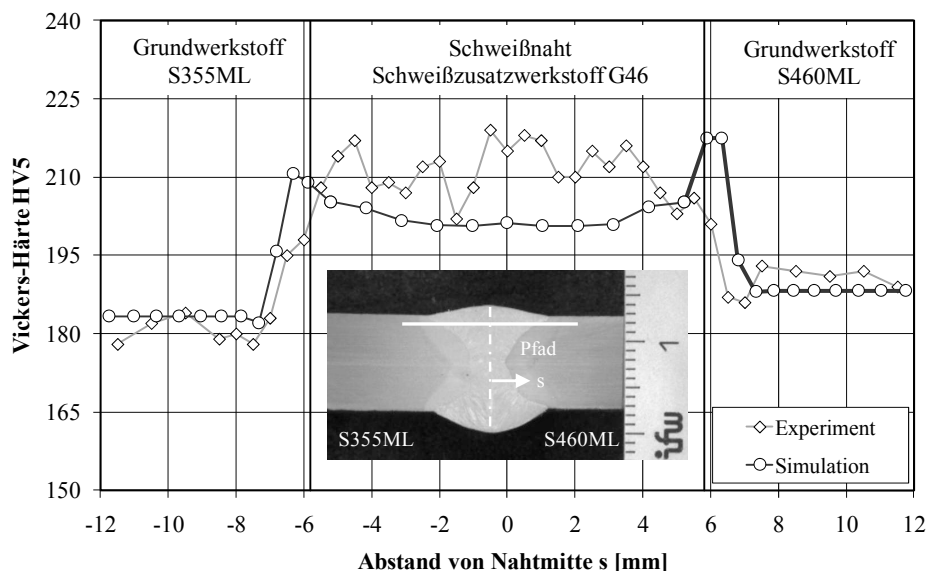


Abbildung 4.20: Gegenüberstellung der experimentell und numerisch ermittelten Härteverläufe für die Materialkombination M1 aus Grundwerkstoff S355ML und S460ML

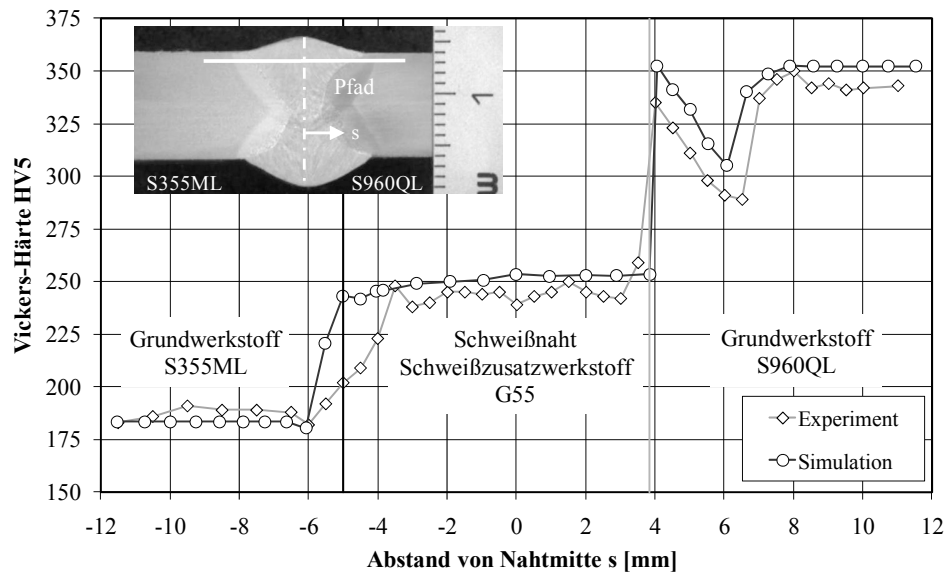


Abbildung 4.21: Gegenüberstellung der experimentell und numerisch ermittelten Härteverläufe für die Materialkombination M2 aus Grundwerkstoff: S355ML und S960QL

4.3.2.3.4 Zusammenfassung

Der Anlasseffekt von Martensit und Bainit beeinflusst die Gefügezusammensetzung in der Schweißverbindung, insbesondere im Bereich der WEZ. Bei Feinkornstählen S690 und S960 ist es unumgänglich, dies in der Simulation zu erfassen, um eine realitätsnahe Modellierung des Verhaltens zu ermöglichen. Der vorgestellte Ansatz, siehe Abbildung 4.16, ist geeignet, das Anlassen sowohl im Ausgangsblech als auch bei mehrlagigen Schweißnähten in der Simulation zu berücksichtigen. Eine Validierung des Ansatzes erfolgte durch die numerische Ermittlung der Härtewerte, die mit dem Modell von Blondeau bestimmt werden, und zeigt sehr gute Ergebnisse im Vergleich mit den Messwerten.

4.3.2.4 Walzeigenspannungen

4.3.2.4.1 Grundlagen

Gewalzte Bleche weisen Eigenspannungen aus dem Herstellungsprozess auf. Im Allgemeinen sind Höhe und Verlauf der Walzeigenspannungen unbekannt. Ziel ist es, die tiefenabhängige Walzeigenspannung mithilfe der Bohrlochmethode an Blechen aus Stählen S355J2G3, S460M und S690Q experimentell zu bestimmen. Eine ausführliche Darstellung der Versuchsdurchführung und der Ergebnisse findet sich im Anhang A.13. Die experimentell ermittelten Ergebnisse werden bei der Simulation einer Auftragsnaht berücksichtigt, um den Einfluss der Walzeigenspannungen auf den Eigenspannungszustand nach dem Schweißprozess zu beschreiben.

4.3.2.4.2 Ausgangssituation

Eine Auswertung von experimentell ermittelten Eigenspannungsverläufen für gewalzte und geschweißte Profile stellt Herzog [HERZ, 1977] vor. Gleichungen zur Beschreibung von Eigenspannung an bemessungsrelevanten Stellen werden in Abhängigkeit des Dicken-Breiten- bzw. Stegflächen-Flanschflächen-Verhältnisses für Doppel-T- und Kastenquerschnitte auf Basis von Messungen vorgeschlagen. Eine grobe Abschätzung der auftretenden Eigenspannungen ist anhand der verfügbaren Quellen für den Stegbereich von gewalzten Doppel-T-Profilen möglich. Herzog be-

zeichnet allerdings die von ihm aufgestellten Gleichungen für den gesuchten Stegbereich aufgrund „keiner einheitlichen statistischen Beziehung“ als ungeeignet für die Vorhersage der Eigenspannungen.

In der Veröffentlichung zu den EKS [ECCS, 1984] und in den Erläuterungen zur DIN 18800 [LIND, 1998] werden für den Stegbereich von Querschnitten, die ein $h/b \leq 1,2$ aufweisen, Eigenspannungen von $\pm 50\%$ bzw. $\pm 30\%$ der 0,2%-Dehngrenze für doppelsymmetrische, gewalzte Doppel-T-Profile angegeben. In [ROIK, 1983] wird darauf hingewiesen, dass die Eigenspannung in Doppel-T-Profilen immer mit der Streckgrenze von Stahl S235 und nicht mit der vorhandenen Streckgrenze des Werkstoffes zu ermitteln ist. Die Abhängigkeit der Eigenspannungen von der Streckgrenze ist nicht gegeben, da die Eigenspannungen durch plastische Verformungen bei hohen Temperaturen entstehen. Ursache liegt darin, dass die Festigkeit sowie der Elastizitätsmodul der üblichen Feinkornbaustähle bei Temperaturen über $T = 500\text{ °C}$ im Allgemeinen gleich groß sind.

Aussagen zur qualitativen Spannungsverteilung in Längsrichtung in gewalzten Blechen sind in [KRAS, 2005] zu finden. Quantitative Angaben zur Eigenspannung fehlen hier jedoch. Prinzipiell liegen in der Blechmitte Zugspannungen und an der Blechoberfläche Druckspannungen vor. Genaue Angaben für ein Blech aus einem kohlenstoffarmen, hochfesten Stahl HSLA-100 werden in [PRIME, 2002] und [PRIME, 2005] vorgestellt. Ausgehend von einem 60,75 mm dicken Blech mit den Abmessungen $301 \times 151,6\text{ mm}$ wurden verschiedene Schnitte parallel zu den Außenkanten mithilfe des electric discharge machining (EDM)-Verfahrens und eines 150 μm starken Messingdrahtes durchgeführt und die Kontur der verformten Schnittfläche mit einem MS-Impact-II-Koordinatenmessgerät in einem Raster von $0,5 \times 0,095\text{ mm}$ aufgenommen. Die Berechnung der Eigenspannungen im Blech erfolgt auf Grundlage einer Variante des Superpositionsprinzips von Bueckner. Hierbei werden die einzelnen Spannungskomponenten, die sich bei jedem Schnitt ergeben, unter Nutzung des FE-Programms ABAQUS und eines Volumenmodells, das nur elastische Spannungsanteile berücksichtigt, überlagert (siehe Abbildung 4.22).

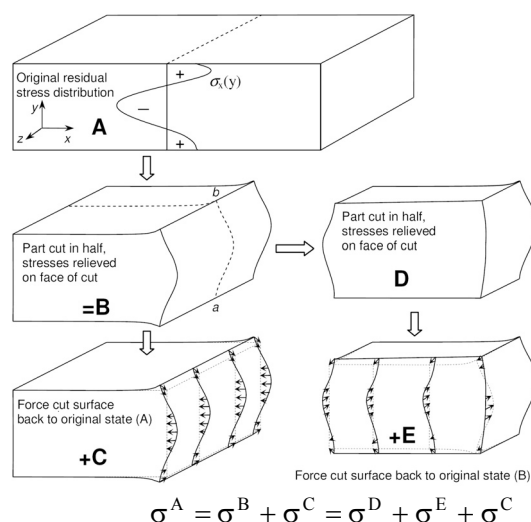


Abbildung 4.22: Superpositionsprinzip der multiplen Spannungskomponenten eines Bleches [PAGL, 2006]

Auf Grundlage der Versuchsergebnisse entstand folgende Regressionsgleichung zur mathematischen Beschreibung des Eigenspannungsverlaufes eines Bleches in Walzlängsrichtung über den Querschnitt:

$$\frac{\sigma}{S_y} = 0,29 - 0,96\tilde{y}^2 - 3,371\tilde{y}^4 + 11,568\tilde{y}^6 - 12,179\tilde{y}^8 + 4,455\tilde{y}^{10} \quad (4.1)$$

mit

- \tilde{y} – normierte Größe der Blechdicke von -1 bis $+1$,
 S_y – Bezugsspannung $S_y = 690 \text{ N/mm}^2$.

Ergebnisse der Messung von Eigenspannungen an der Oberfläche von gewalzten Blechen der Stähle ASTM A7, ASTM A517, BISALLOY 80, Domex, Weldox 700 und Weldox 1100 sind in [CLAR, 2004] zu finden.

Für die untersuchten Bleche aus Stählen S355J2G3, S460M und S690Q werden eigene Messungen zur Ermittlung der Walzeigenspannungen durchgeführt. Abbildung 4.23 zeigt die Messergebnisse von tiefenabhängigen Walzeigenspannungen in x- und y-Richtungen der Bleche. Druckeigenspannungen liegen bis zu einer Tiefe von $z = 1,2 \text{ mm}$ für beide Richtungen vor. Es ist festzustellen, dass in y-Richtung höhere Spannungen als in x-Richtung vorhanden sind. Die Differenz zwischen den Spannungen in jeder Richtung ist bei den einzelnen Stahlsorten sehr unterschiedlich.

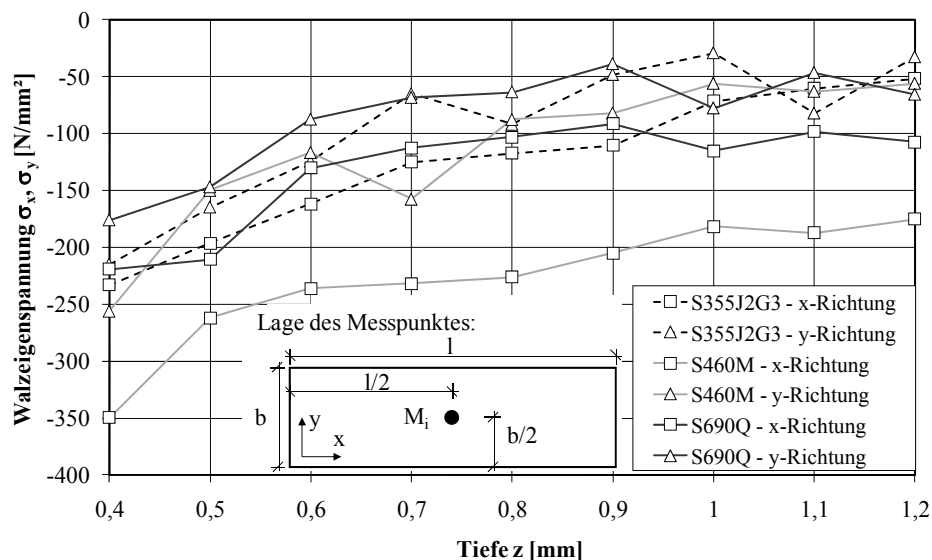


Abbildung 4.23: Eigenspannungen σ_x und σ_y in gewalzten Blechen unterschiedlicher Stahlgüte

Aus dem Verlauf der ermittelten Kurven lässt sich keine eindeutige Zuordnung der Stahlsorte und der Richtung ableiten. Die Druckeigenspannungen liegen bei einer Tiefe von $z = 0,4 \text{ mm}$ zwischen $\sigma_y = -250 \text{ N/mm}^2$ und $\sigma_x = -175 \text{ N/mm}^2$ und weisen bei einer Tiefe von $z = 1,2 \text{ mm}$ ein Streuband zwischen $\sigma_y = -109 \text{ N/mm}^2$ und $\sigma_x = -30 \text{ N/mm}^2$ auf. Innerhalb eines Bandes mit einer Streubreite von $\Delta\sigma = |75| \text{ N/mm}^2$ liegen fünf der sechs Kurven. Unterhalb des Streubands befinden sich nur die Spannungswerte in x-Richtung des Stahls S460M, die im Durchschnitt $\Delta\sigma = |120| \text{ N/mm}^2$ höher sind als für die Stähle S355J2G3 und S690Q. Bei einer Extrapolation des Verlaufes aller Kurven

bis zur Mitte des Blechs – $z = 7,5$ mm bzw. $z = 8,0$ mm – kann davon ausgegangen werden, dass dort aufgrund des Kräftegleichgewichtes Zugeigenspannungen vorhanden sind.

In Abbildung 4.24 werden die Eigenspannungen an der Oberfläche von gewalzten Blechen der Stähle ASTM A7, ASTM A517, BISALLOY 80, Domex, Weldom 700 und Weldom 1100 [CLAR, 2004] sowie HSLA-100 [PRIME, 2002] mit dem Verhältnis der experimentell ermittelten Eigenspannungen der untersuchten Stähle und der dazugehörigen Streck- bzw. 0,2%-Dehngrenze verglichen. Es lässt sich für das Verhältnis Walzeigenspannungen zu 0,2%-Dehngrenze eine Trendkurve als Parabelfunktion angeben:

$$f = -1,7622 \cdot 10^{-7} \cdot R_{p0,2} + 5,9618 \cdot 10^{-4} \cdot R_{p0,2} - 6,0904 \cdot 10^{-1} \quad (4.2)$$

mit

$R_{p0,2}$ – 0,2%-Dehngrenze.

Eine große Streubreite ist vorhanden und Abweichungen zu den einzelnen Werten betragen bis zu 100 %.

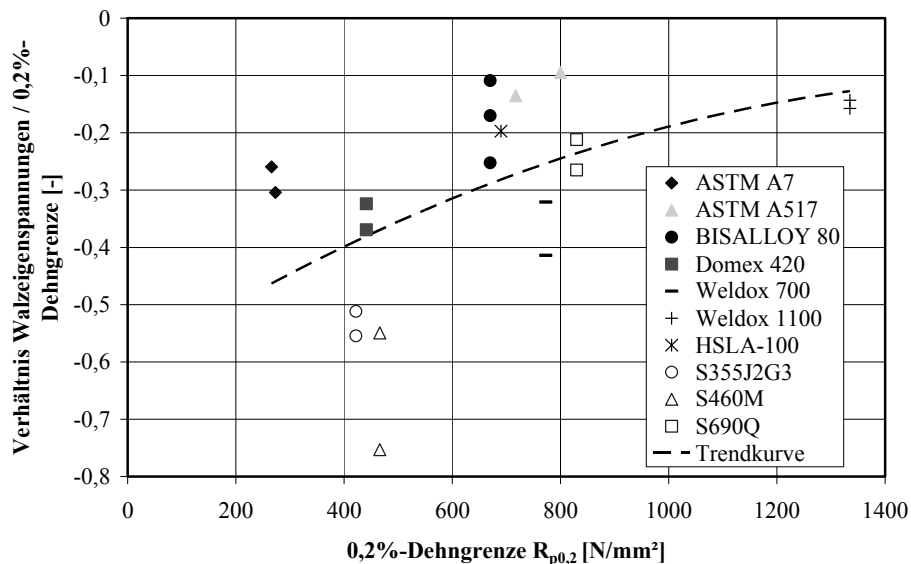


Abbildung 4.24: Verhältnis Walzeigenspannungen zur 0,2%-Dehngrenze in Abhängigkeit der 0,2%-Dehngrenze bei gewalzten Blechen

4.3.2.4.3 Simulation

Mithilfe der numerischen Untersuchungen sollen sowohl die Veränderungen der vorhandenen Eigenspannungen durch einen Schweißprozess als auch die Beeinflussung der Schweißigenspannungen im Bereich der Schweißnaht und des Grundwerkstoffes analysiert werden. Eine differenzierte Betrachtung von unterschiedlichen Eigenspannungszuständen, die sich aus den einzelnen Prozessen und deren Kopplung ergeben, ermöglicht eine Beschreibung der Zusammenhänge und Auswirkungen, die einer besseren Beurteilung der ermittelten Spannungsergebnisse in Abhängigkeit vom Abstand der Schweißnaht dienen. Diese Untersuchungen werden am Beispiel eines ebenen Bleches mit einer einlagigen Auftragsnaht durchgeführt.

Die Problematik im ersten Schritt besteht darin, dass eine geeignete Vorgehensweise entwickelt werden muss, um einen definierten Wert der Walzeigenspannungen in Abhängigkeit der Blechgeometrie an der Oberfläche zu erzeugen. Eine Möglichkeit besteht darin, durch einen Temperaturgradienten im Blech und bei Berücksichtigung temperaturabhängiger Werkstoffkennwerte einen definierten Eigenspannungszustand zu erzeugen. Mithilfe einer Parameterstudie und einer Regressionsrechnung lassen sich mathematische Zusammenhänge zwischen Anfangstemperatur T_0 , Geometrie des Bleches – Blechbreite b und Blechdicke t – und Eigenspannungen σ_i herleiten. Dies ermöglicht die Definition einer Anfangstemperatur T_0 , die in der Simulation die gewünschten Walzeigenspannungen in einem Punkt P_i erzeugt. Für die Analyse wird ein zweidimensionales Modell mit ebenem Dehnungszustand angenommen.

Zum Aufbau eines Eigenspannungszustandes wird in der numerischen Simulation eine konstante Temperatur im Blech erzeugt, die unterhalb der Austenitisierungstemperatur liegt. Anschließend erfolgt eine thermische Simulation mit einer sehr großen und konstanten Konvektion von $\alpha_K = 25.000 \text{ W/mm}^2$ an allen Linien des Ausgangsbleches. Diese Randbedingung ermöglicht einen Energieaustausch mit der Umwelt, um einen Temperaturgradienten über die Blechdicke zu erzeugen. Für die Ermittlung der Eigenspannungen werden die gleichen mechanischen Kennwerte für das ferritische Blech benutzt wie für die anschließende Simulation einer Auftragsnaht (siehe Abbildung 4.25). Die Kennwerte sind im Abschnitt 3.2.1 dargestellt. Die Querkontraktionszahl ist konstant über den Temperaturbereich und beträgt $\nu = 0,33$. Für die mechanische Simulation wird eine statisch bestimmte Lagerung des Modelles angesetzt, um eine zusätzliche Beanspruchung und damit eine Beeinflussung des Eigenspannungszustandes zu vermeiden.

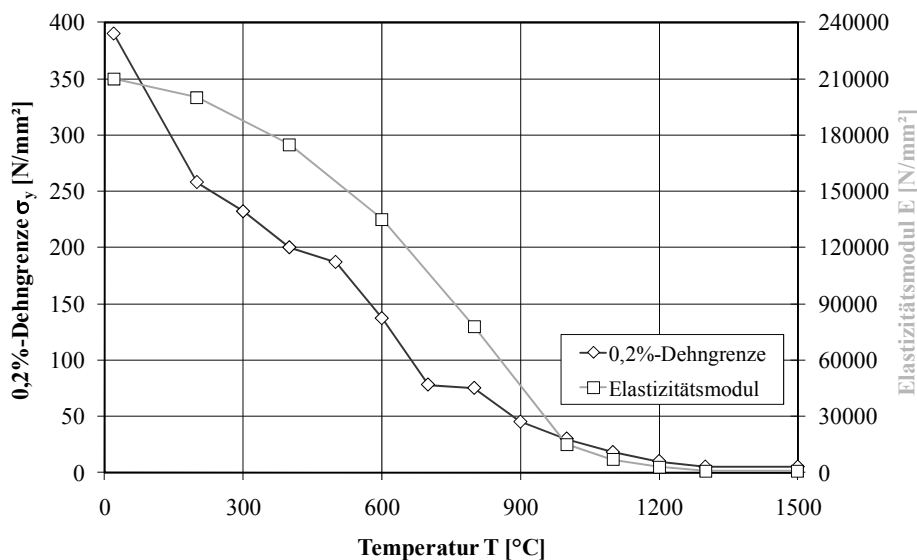


Abbildung 4.25: 0,2%-Dehngrenze $R_{p0,2}$ und Elastizitätsmodul E für Stahl S355

Die mechanische Simulation führt aufgrund der temperaturabhängigen Materialeigenschaften zu einem von der Geometrie abhängiger Eigenspannungszustand. Dieser weist an der Blechoberfläche eine Druckspannung und in Blechmitte eine Zugspannung auf. Exemplarisch werden bei einem Blech aus Werkstoff S355 drei markante Punkte (P1, P2 und P3) betrachtet, um die Walzeigenspannungen zu definieren (siehe Abbildung 4.26).

Das zweidimensionale Geometriemodell wird mit 4-Knoten-Elementen diskretisiert, die eine Kantenlänge von $l_E = 0,25$ mm aufweisen. Dies gewährleistet eine netzunabhängige Ermittlung der Spannung auch bei unterschiedlicher Blechdicke und -länge. Abbildung 4.26 zeigt ein Beispiel für das verwendete FE-Netz bei einer Blechdicke $t = 5$ mm und Blechbreite $b = 15$ mm. Die im 2D-Modell dargestellte Auftragsnaht mit einer Breite $b = 6$ mm und einer Nahtüberhöhung $h = 1$ mm wird bei der Simulation der Walzeigenspannungen deaktiviert und hat keinen Einfluss auf die Analyseergebnisse.

Eine Variation der Verhältnisse Blechbreite/Blechdicke (b/d) in Abhängigkeit der Blechdicke erfolgt für die in Abbildung 4.26 angegebenen Werte und dient zur Erzeugung einer ausreichenden Datenbasis für eine Regressionsrechnung.

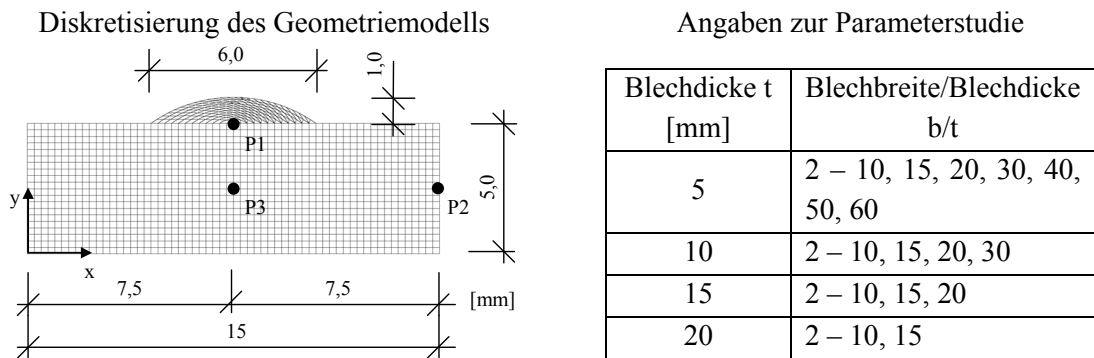


Abbildung 4.26: Diskretisierung des Geometriemodells und Angaben zur Parameterstudie für die Ermittlung von Walzeigenspannungen

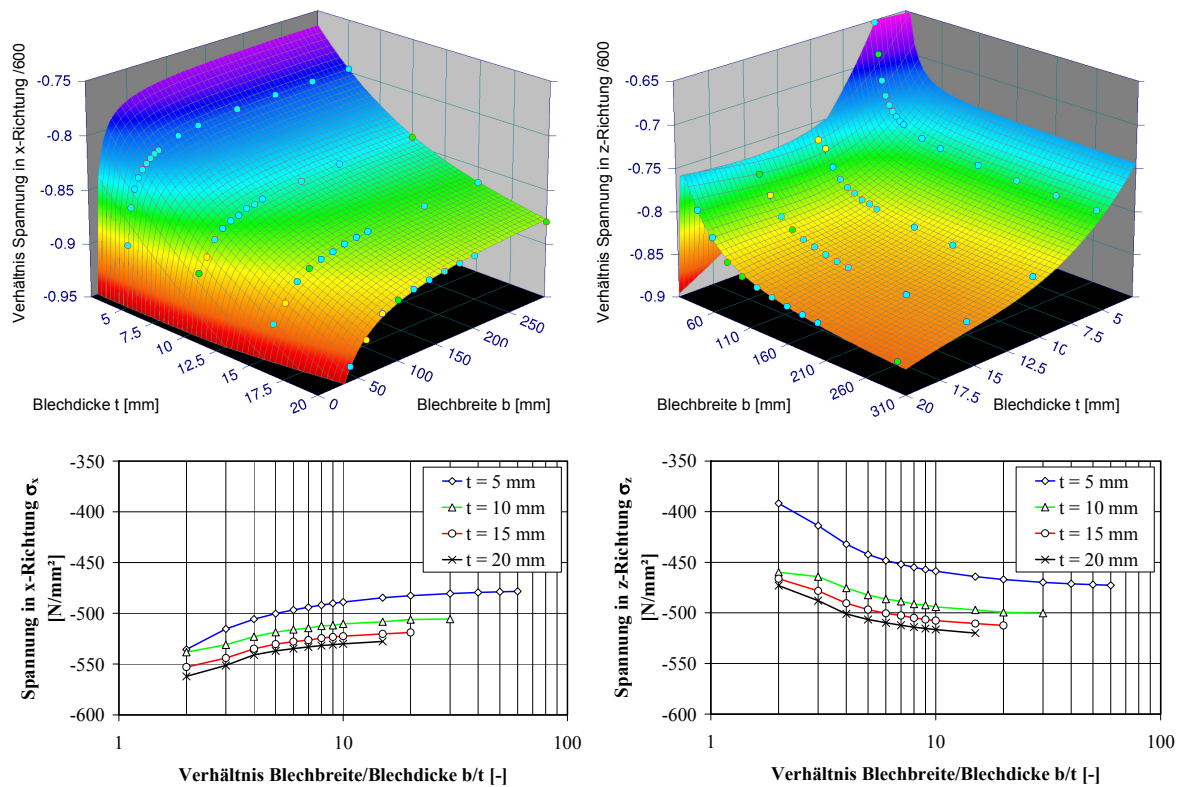


Abbildung 4.27: Zusammenhang zwischen Blechdicke, Blechbreite und Eigenspannung an der Oberfläche für den Punkt P1

Die Berechnungsergebnisse werden getrennt nach Spannung in x- und z-Richtung in Abhängigkeit von der Blechbreite b sowie der Blechdicke t für die ausgewählten Punkte P1, P2 und P3 analysiert. Abbildung 4.27 zeigt beispielhaft die Ergebnisse für Punkt P1.

Mithilfe einer Regressionsrechnung lässt sich eine allgemeine Gleichung für die Spannung in x- und z-Richtung an den drei betrachteten Positionen basierend auf den Simulationsergebnissen aufstellen. Es wird vorausgesetzt, dass eine Anfangstemperatur von $T_0 = 800 \text{ °C}$ im gesamten Blech vorhanden ist. Die beschreibende Gleichung für die Eigenspannung in Richtung i an Punkt P_j lautet:

$$\sigma_{i,T_0=800^\circ\text{C},P_j}(t, b) = 600 \cdot \left(a_1 + a_2 \cdot d + \frac{a_3}{b} + a_4 \cdot d^2 + \frac{a_5}{b^2} + \frac{a_6 \cdot t}{b} + a_7 t^3 + \frac{a_8}{b^3} + \frac{a_9 \cdot t}{b^2} + \frac{a_{10} \cdot t^2}{b} \right) \quad (4.3)$$

mit

- a_i – Koeffizienten in Tabelle A.65,
- b – Blechbreite,
- t – Blechdicke.

Eine beschreibende Gleichung, die ausschließlich für den Punkt P1 entwickelte wurde, für die Richtung i lautet:

$$\sigma_{i,T_0=800^\circ\text{C},P_1}(t, b) = 600 \cdot \left(a_1 + a_2 \cdot \frac{b}{t} + a_3 \cdot \left(\frac{b}{t} \right)^{2,5} + \frac{a_4}{\sqrt{b/t}} + \frac{a_5}{(b/t)^2} \right) \quad (4.4)$$

mit

- a_i – Koeffizienten in Tabelle A.65,
- b – Blechbreite,
- t – Blechdicke.

Durch die Struktur der Gleichung (4.4) und mithilfe der Koeffizienten a_i wird eine bessere Anpassung an die numerisch ermittelten Werte erzielt, die als Stützstellen bei der Regressionsrechnung dienen. Weiterhin ergibt sich damit eine Differenzierung hinsichtlich der Blechdicken. Eine Adaptation der Eigenspannung $\sigma_{i,T_0=800^\circ\text{C}}$ auf eine zu erzeugende Eigenspannung $\sigma_{i,0}$ in der Richtung i für Punkt P1 kann durch folgende Gleichung erreicht werden:

$$\sigma_{i,0} = f_0 \cdot \sigma_{i,T_0=800^\circ\text{C}} \quad (4.5)$$

mit

- f_0 – Faktor zur Berücksichtigung der Blechdicke t und Anfangstemperatur T_0 ,
- $\sigma_{i,T_0=800^\circ\text{C}}$ – Eigenspannung in Richtung i bei einer Anfangstemperatur $T_0 = 800 \text{ °C}$.

Bei Verwendung der in Abbildung 4.25 dargestellten Materialeigenschaften und einer konstanten Konvektion kann eine Anpassung der ermittelten Eigenspannung bei einer Anfangstemperatur von $T_0 = 800 \text{ °C}$ an die zu erzeugende Eigenspannung im Punkt P1 nur durch die Änderung der Anfangstemperatur T_0 des Bleches erfolgen.

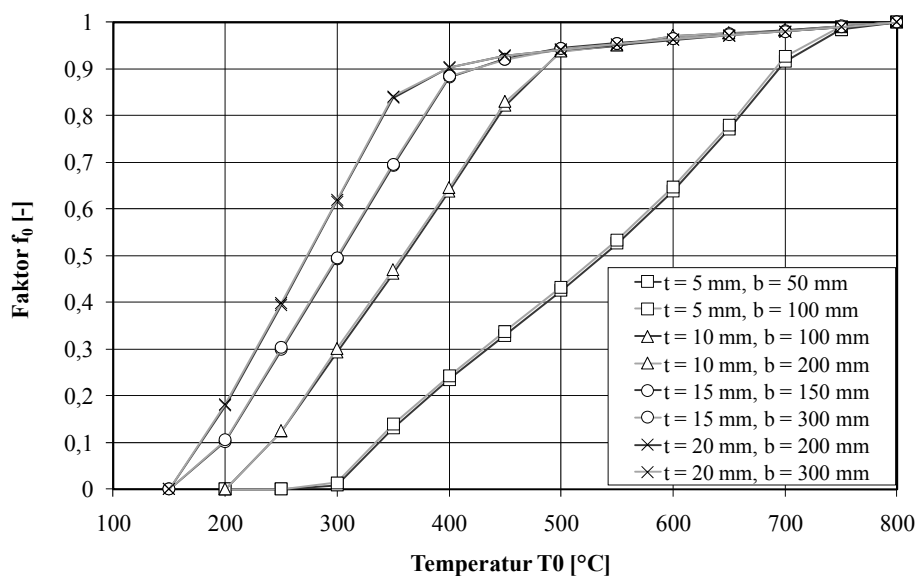


Abbildung 4.28: Zusammenhang zwischen Faktor f_0 und Anfangstemperatur T_0 in Abhängigkeit von der Blechdicke t und Blechbreite b

In Abbildung 4.28 ist der Zusammenhang zwischen Faktor f_0 und Anfangstemperatur T_0 in Abhängigkeit von der Blechdicke t und Blechbreite b dargestellt. Es ist in Abbildung 4.28 zu erkennen, dass die Blechbreite b einen vernachlässigbar kleinen Einfluss auf den Faktor f_0 hat. Sind die Eigenspannungen $\sigma_{i,0}$ und $\sigma_{i,T_0=800^\circ\text{C}}$ bekannt, kann entsprechend der Gleichung (4.5) der Faktor f_0 als Verhältnis zwischen den beiden Eigenspannungen interpretiert werden. Eine mathematische Beschreibung für die Anfangstemperatur T_0 , die in der numerischen Simulation zur Erzeugung der Eigenspannung $\sigma_{i,0}$ verwendet wird, ist durch folgende Gleichung möglich:

$$T_0(t, f_0) = 800 \cdot \frac{(b_1 + b_2 \cdot f_0 + b_3 \cdot f_0^2 + b_4 \cdot f_0^3)}{1 + b_5 \cdot f_0 + b_6 \cdot f_0^2 + b_7 \cdot f_0^3} \quad (4.6)$$

mit

- f_0 – Verhältnis zwischen den Eigenspannungen $\sigma_{i,0}$ und $\sigma_{i,T_0=800^\circ\text{C}}$,
- b_i – Koeffizienten in Tabelle A.67.

Ausgehend von der maximal angesetzten Temperatur $T = 800^\circ\text{C}$, wird mithilfe der Koeffizienten b_i und des Faktors f_0 die Anfangstemperatur ermittelt, die notwendig ist, um in der numerischen Simulation die gewünschte Walzeigenspannungen an der Oberfläche zu erreichen.

4.3.2.4.4 Auswirkungen

Ein Beispiel für Walzeigenspannungen, die nach der oben erläuterten Vorgehensweise erzeugt worden sind, zeigt Abbildung 4.29. Das Blech mit $t = 5\text{ mm}$ muss mit einer Anfangstemperatur $T_0 = 550^\circ\text{C}$ erwärmt werden, um eine Spannung von $\sigma = -250\text{ N/mm}^2$ an der Oberfläche zu erhalten. Im Gegensatz dazu bilden sich im Bereich der Blechmitte Zugspannungen aus. In der Gegenüberstellung mit experimentell ermittelten Walzeigenspannungen ergibt sich bis zur Tiefe von $z = 1,2\text{ mm}$ eine gute Übereinstimmung.

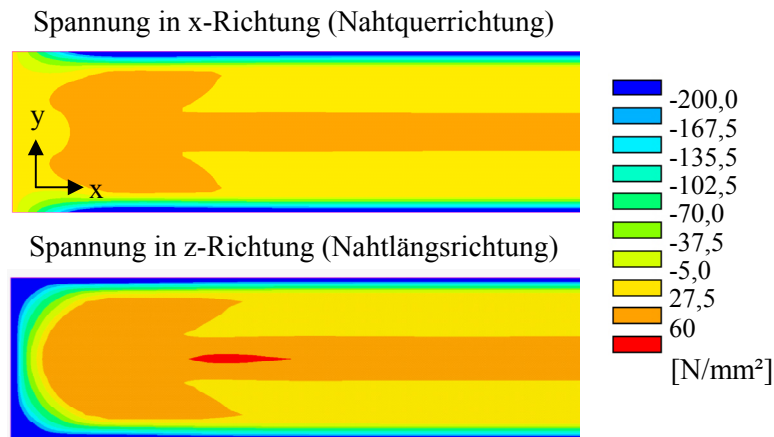


Abbildung 4.29: Walzeigenstresszustand für ein 5 mm dickes Blech der Stahlgüte S355

Abbildung 4.30 zeigt die Eigenspannungszustand in z- Richtung für zwei Bleche mit unterschiedlicher Blechdicke nach der Schweißung einer Auftragsnaht. Es ist zu erkennen, dass im Übergang von WEZ zum Grundwerkstoff eine Veränderung infolge der Walzeigenstressungen vorhanden ist.

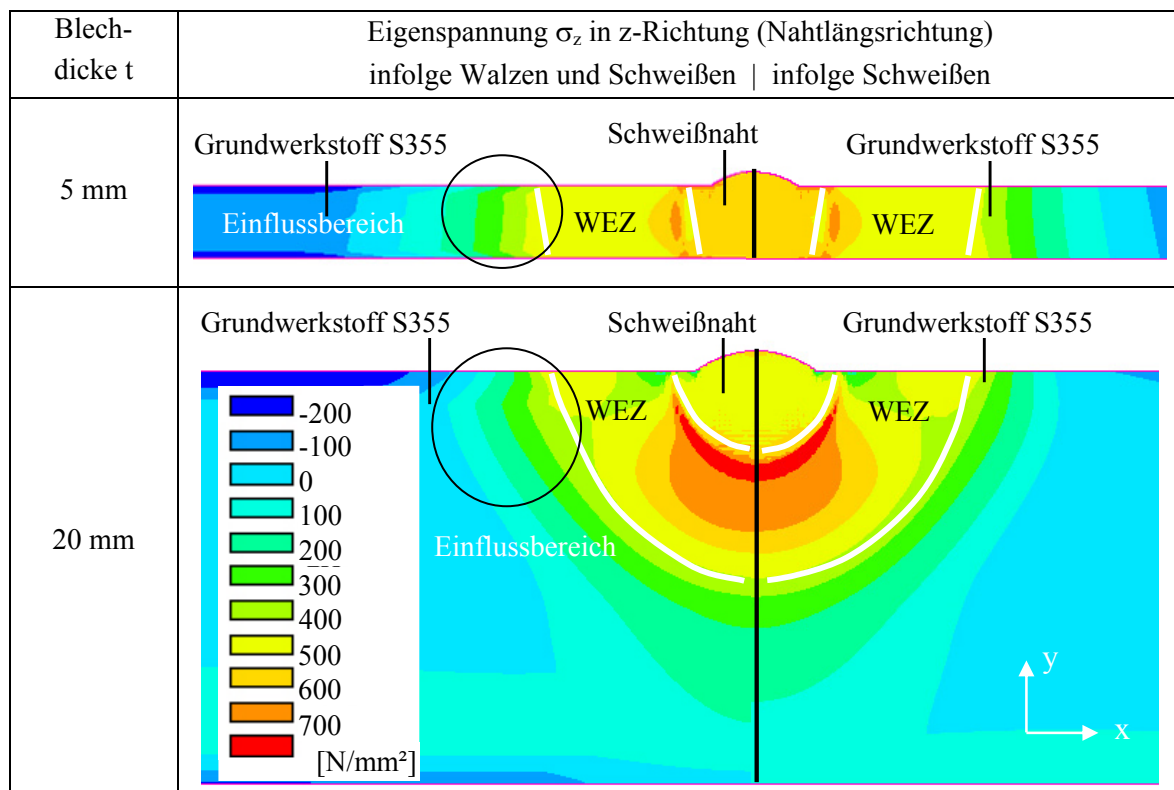


Abbildung 4.30: Eigenspannung σ_z für zwei Blech mit unterschiedlicher Blechdicke und jeweils einer Auftragsnaht

Für einen Pfad an der Oberfläche des Bleches wird der Einfluss von Walzeigenstressungen auf den Eigenspannungszustand in x- und z-Richtung nach dem Schweißen einer Auftragsnaht für vier unterschiedliche Blechdicken untersucht (siehe Abbildung 4.31). Die eingetragene Leistung beträgt $P = 5 \text{ kW}$ bei einer Schweißgeschwindigkeit von $v_s = 36,4 \text{ cm/min}$. Ergänzend findet sich eine Gegenüberstellung der Spannungsverteilungen über einen Querschnitt nach der Simulation ohne und mit Berücksichtigung der Walzeigenstressungen für x- und z-Richtung im Anhang A.14.

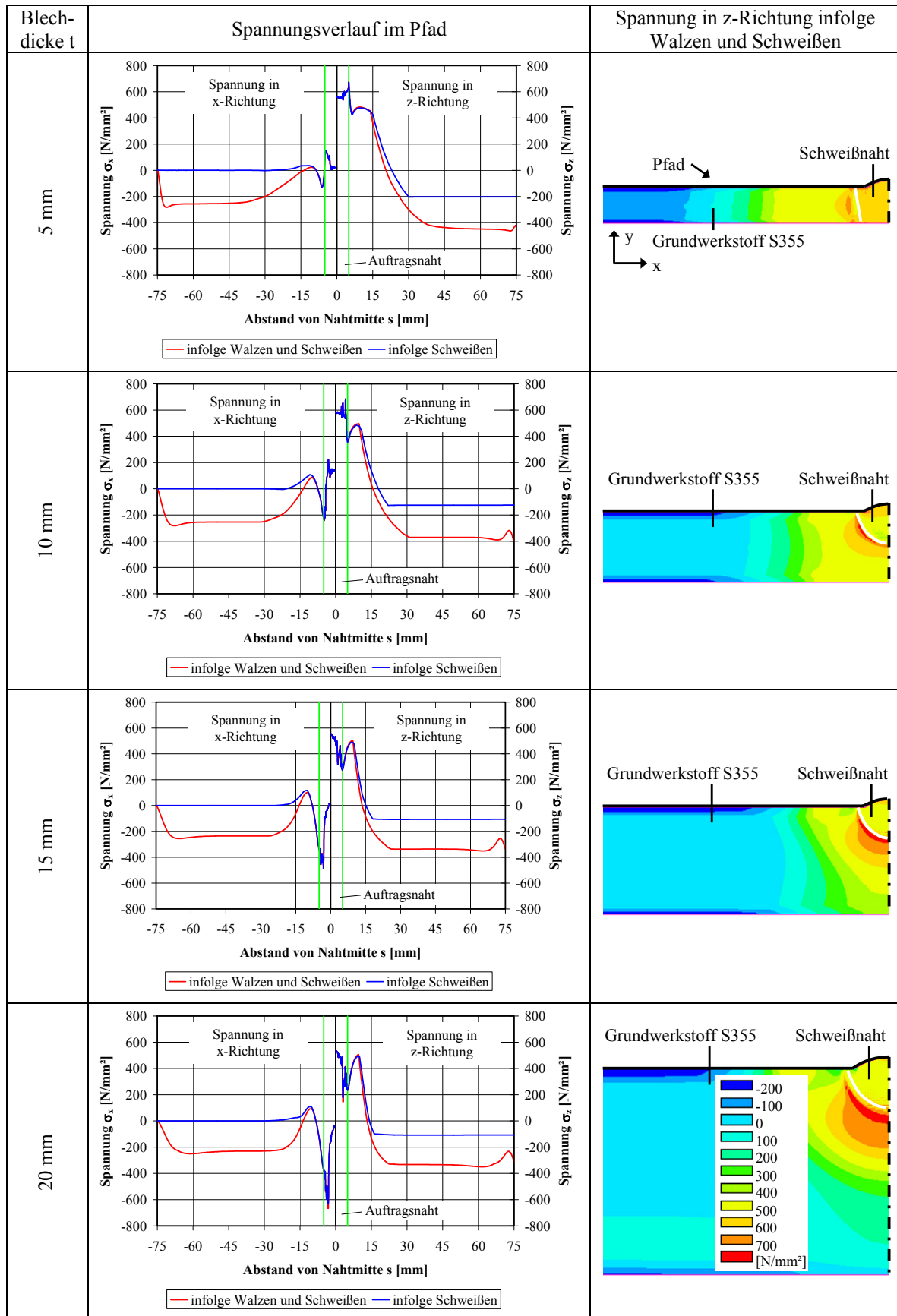


Abbildung 4.31: Spannungen in x- und z-Richtung eines Bleches der Stahlgüte S355 in Abhängigkeit von Blechdicke und Walzeigenstressen einer einlagigen Auftragsnaht

In Abbildung 4.31 sind die Spannungsverläufe in x- und z-Richtung als Diagramm und die Spannung in z-Richtung über die Blechdicke aufgeführt. Der Spannungszustand infolge des Schweißprozesses ist bei gleicher eingetragener Energie bei den untersuchten Blechdicken aufgrund der Wärmeableitung und der Geometrieverhältnisse unterschiedlich. Der Einfluss der Walzeigenstressungen ist im Spannungsverlauf erst ab einem Abstand von etwa $s = 11$ mm von der Nahtmitte zu erkennen. Dieser Abstand kennzeichnet auch die Temperaturgrenze von $T \approx 500$ °C. Die Größe des anschließenden Einflussbereiches ist abhängig von der vorhandenen Blechdicke. Tendenziell weisen dicke Bleche bei gleichen Schweißparametern einen kleineren Einflussbereich auf als dünne Bleche. Eine wesentliche Ursache liegt in der unterschiedlichen Ausbreitung der Energie innerhalb des Bleches. Beispielsweise kann sich die Temperaturgrenze von $T \approx 250$ °C im dünnen Blech erheblich weiter ausbreiten als im dicken Blech. Dies hat einen Einfluss auf die Walzeigenstressungen. Der Bereich, in dem ein Abbau der Walzeigenstressungen auftritt, erstreckt sich bis zu einem Abstand von $s = 45$ mm von Nahtmitte beim 5 mm dicken Blech und bis zu $s = 25$ mm beim 20 mm dicken Blech.

4.3.2.4.5 Zusammenfassung

Die numerischen Untersuchungen zeigen, dass es möglich ist, Walzeigenstressungen in geeigneter Weise in der Simulation zu berücksichtigen. Die entwickelte und exemplarisch dargestellte Vorgehensweise gewährleistet eine Anpassung an vorhandene Messwerte in x- und z-Richtung in Abhängigkeit von Geometrieparametern. Weiterhin gestattet die gewählte Vorgehensweise eine Charakterisierung der qualitativen und quantitativen Beeinflussung der Walzeigenstressungen in unterschiedlichen Bereichen des Bleches. In der Schweißnaht und der WEZ werden die Walzeigenstressungen infolge der sehr hohen Temperaturen und temperaturabhängigen Materialeigenschaften komplett abgebaut. Eine Gefügeumwandlung kann bei Temperaturen oberhalb $T = 500$ °C vorhanden sein, die zu einer Veränderung der Spannung nach dem Schweißen beiträgt. Im Temperaturbereich zwischen $T = 250$ °C und $T = 500$ °C ist eine Beeinflussung der Eigenstressungen unabhängig von der x- und z-Richtung zu erkennen.

Die numerisch ermittelten Ergebnisse verdeutlichen, dass eine Analyse des Eigenstresszustandes nach dem Schweißprozess innerhalb der Schweißnaht und der WEZ ohne Berücksichtigung der Walzeigenstressungen erfolgen kann, da die auftretenden Abweichungen bei den Spannungswerten unterhalb von 5 % liegen dürften. Außerhalb der WEZ dominieren mögliche Eigenstressungen aus dem Walzprozess aufgrund der geringen Temperaturbeeinflussung der eingetragenen Energie aus dem Schweißvorgang.

4.3.3 Stecklaschenverbindungen

4.3.3.1 Allgemeines

Stecklaschenverbindungen weisen Kehlnähte auf, die bei einer statischen Beanspruchung im Allgemeinen unter Schub versagen. Der Bruch tritt normalerweise in der Winkelhalbierenden der Schweißnaht ein. Die Eigenschaften der Schweißnaht, insbesondere die Gefügezusammensetzung, bestimmen maßgeblich Tragfähigkeit der Verbindung. Gegenwärtig sind kaum Erkenntnisse zu den Eigenspannungen in den Stecklaschenverbindungen nach dem Schweißen bekannt. Ziel der numerischen Simulation ist es, Aussagen zu Temperaturfeld, Gefüge- und Eigenspannungszustand für geschweißte Stecklaschenverbindungen für unterschiedliche Zeitpunkte zu erhalten. Dabei werden Ergebnisse der experimentellen Untersuchungen, die zum Teil nur punktuell vorliegen, genutzt, um das Modell der numerischen Simulation zu kalibrieren und zu verifizieren. Die numerischen Untersuchungen dienen dazu, Einflüsse von Grund- und Schweißzusatzwerkstoff auf den sich einstellenden Gefüge- sowie Eigenspannungszustand zu erkennen und Schlussfolgerungen für die Tragfähigkeit der Verbindung abzuleiten.

4.3.3.2 Experiment

4.3.3.2.1 Grundlagen

Die Geometrie eines Versuchskörpers wird in Abbildung 4.32 gezeigt, wobei jeweils ein Blech auf einer Länge $l = 100$ mm geschlitzt wurde, um das Zusammenstecken zu realisieren. Die Herstellung des Schlitzes erfolgte mithilfe eines CNC-gesteuerten Laserschnittes.

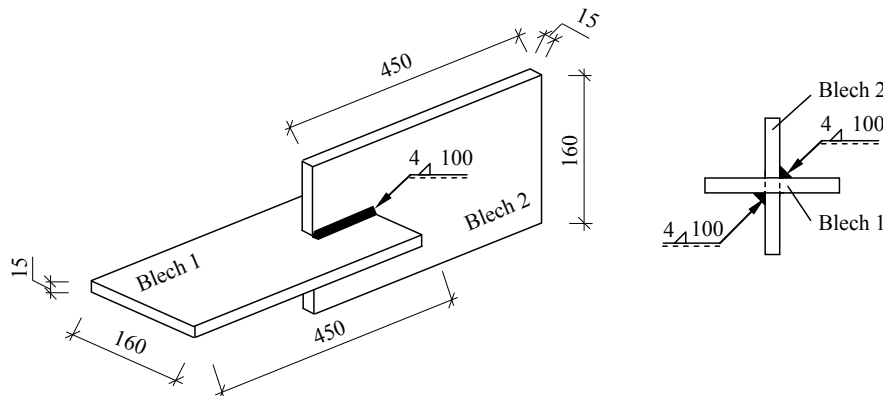


Abbildung 4.32: Geometrie des Versuchskörpers

Die chemische Zusammensetzung der verwendeten Grundwerkstoffe S355J2, S460M und S690Q als hoch- und höchstfeste Feinkornbaustähle ist in Tabelle 4.8 aufgeführt. Die Daten stammen aus den Lieferzeugnissen der Hersteller. Die Auswahl der Schweißzusatzwerkstoffe erfolgte entsprechend der Festigkeit des Grundwerkstoffes. Bei Mischverbindungen wurden verschiedene Schweißzusatzwerkstoffe eingesetzt. Es handelt sich dabei um Drahtelektroden für die MAG-Massivdrahtschweißung. Eine Übersicht gibt Tabelle 4.9.

Tabelle 4.8: Chemische Zusammensetzung der verwendeten Grundwerkstoffe bei Stecklaschenverbindungen

Grundwerkstoff	Blechdicke	C	Si	Mn	P	S	Al _{ges}	N	Cu
S355J2	15	0,163	0,469	1,56	0,0100	0,0007	0,041	0,0039	0,300
S460M	15	0,031	0,380	1,62	0,0070	0,0010	0,038	0,0042	0,180
S690Q	15	0,170	0,190	0,90	0,0130	0,0010	0,100	0,0050	0,020
Grundwerkstoff	Blechdicke	Mo	Ni	Cr	V	Nb	Ti	B	CE-Wert
S355J2	15	0,007	0,035	0,033	0,000	0,000	0,009	0,0000	0,45
S460M	15	0,000	0,16	0,18	0,003	0,04	0,014	0,0001	0,36
S690Q	15	0,200	0,32	0,32	0,000	0,029	0,004	0,0025	0,43

Tabelle 4.9: Verwendete Schweißzusatzwerkstoffe für die Herstellung der Kehlnähte an Stecklaschenverbindungen

Norm	Bezeichnung	Kurzbezeichnung
DIN EN 440	G 42 4M G3Si1	G42
	G 46 4M G4Si1	G46
DIN EN ISO 16834	G 69 4Mn4Ni1,5CrMo	G69

Für die in Tabelle 4.10 angegebenen Versuchskörper werden numerische Schweißsimulationen unter Berücksichtigung der Schweißparameter und des spezifischen Umwandlungsverhaltens von Grund- und Schweißzusatzwerkstoff durchgeführt. Die aufgeführten Versuchskörper sind ein Teil eines umfangreichen Versuchsprogramms aus dem Forschungsprojekt „Wirtschaftliche Schweißverbindung höherfester Baustähle“ [AIF, 2007]. Die Schweißparameter der zweiten Schweißnaht für Probe 1-014 werden auf Grundlage der anderen Versuche in geeigneter Weise angenommen, da keine Aufzeichnungen aus dem Experiment vorliegen.

Tabelle 4.10: Schweißparameter und Abkühlzeit $t_{8/5}$ von Stecklaschenverbindungen

Versuchskörper	Grundwerkstoff		Schweißzusatzwerkstoff	Schweißspannung U [V]	Schweißstrom I [A]	Schweißgeschwindigkeit v_s [cm/min]	Vorwärmtemperatur T_0 [°C]	Abkühlzeit $t_{8/5}$ [s]
	Blech1	Blech2						
1-003	S460M	S460M	G46	30,2	298	36,4	61	4,6
				30,4	294	36,9	83	6,5
1-007	S460M	S460M	G46	30,6	288	35,1	71	5,0
				30,6	286	35,2	86	5,7
1-014	S460M	S460M	G46	32,5	287	37,4	32	5,1
				–	–	34,9	60	5,9
1-051	S690Q	S690Q	G69	26,8	290	41,5	92	4,5
				25,7	290	40,1	101	3,6
1-093	S355J2	S690Q	G42	28,7	240	40,1	70	3,9
				28,6	243	32,3	87	2,1
1-099	S355J2	S690Q	G69	26,9	285	33,6	80	4,9
				26,3	280	29,2	70	5,9
1-144	S460M	S460M	G46	29,0	256	32,8	25	4,3
				29,0	256	32,8	60	4,6
1-145	S690Q	S690Q	G69	29,4	250	27,9	103	6,1
				29,2	254	27,6	104	5,4

4.3.3.2.2 Temperatur

Die Temperaturmessung erfolgt an verschiedenen Stellen ausschließlich auf der Blechoberfläche des Bleches 1, um ein umfassendes Temperaturfeld für die Versuchskörper zu erhalten. Abbildung 4.33 zeigt exemplarisch die Thermoelementanordnung für eine Stecklaschenverbindung. Mithilfe einer Schablone werden die Messpunkte auf dem Blech markiert und exakt ausgemessen. Die Anordnung der Thermoelemente wird so gewählt, dass experimentell ein umfassendes Temperaturfeld ermittelt wird. Es werden Messpunkte im Bereich der WEZ der Schweißnaht angeordnet, um Temperaturen $T > 800\text{ °C}$ zu messen und die Schweißnahtrichtung eindeutig aus den Messergebnissen zu ermitteln. Die Messungen erfolgen ausschließlich auf Blech 1. Weiterhin sind Messpunkte vorgesehen, um die Wärmeleitung im Blech zu erfassen (siehe Abbildung 4.33). Diese Anordnung der Thermoelemente bewährte sich und wurde für alle durchgeführten Versuche im Forschungsprojekt „Wirtschaftliche Schweißverbindung höherfester Baustähle“ [AIF, 2007] eingesetzt, um Messdaten in einem aussagekräftigen Temperaturbereich beim MAG-Schweißprozess zu erhalten.

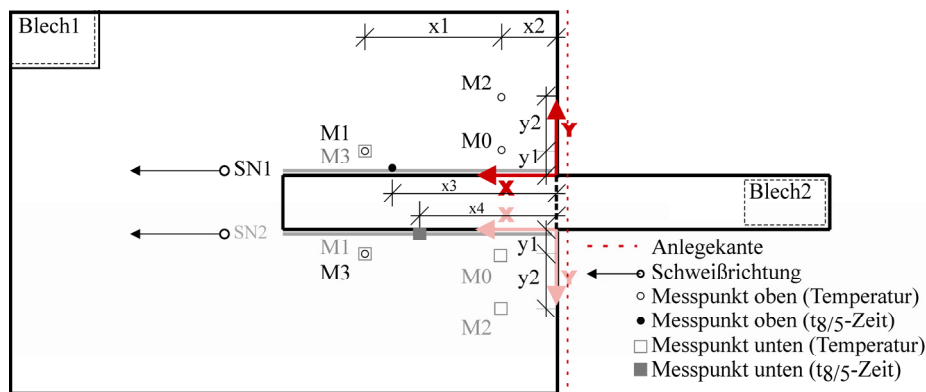


Abbildung 4.33: Anordnung der Messpunkte für die Temperaturmessung der beiden Schweißnähte der Stecklaschenverbindung

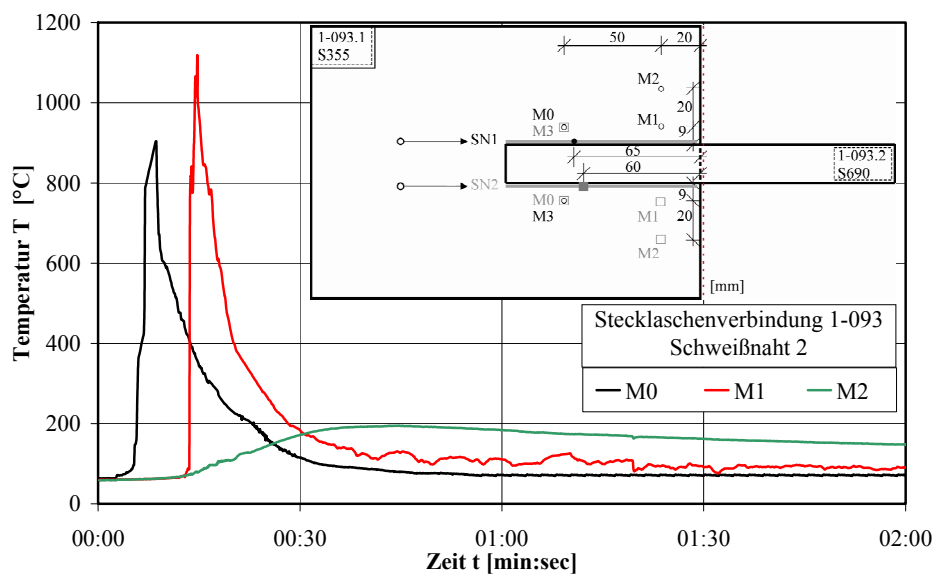


Abbildung 4.34: Temperatur-Zeit-Verläufe für ausgewählte Messpunkte der Schweißnaht 2 für die Stecklaschenverbindung 1-093

Exemplarisch sind für die Stecklaschenverbindung 1-093 drei ausgewählte Temperatur-Zeit-Verläufe für die Schweißnaht 2 (SN2), wie in Abbildung 4.34 gezeigt. Für die in Tabelle 4.10 aufgeführten Stecklaschenverbindungen finden sich die gemessenen Temperatur-Zeit-Kurven im Anhang A.17.1. Weiterhin wurden die Abkühlzeiten $t_{8/5}$ während des Schweißprozesses mithilfe eines Strahlungs-pyrometers IGA 120 [IMPAC, 2005] in der Schweißnaht gemessen (siehe Tabelle 4.10).

4.3.3.2.3 Eigenspannungen

Die untersuchten Stecklaschenverbindungen unterscheiden sich hauptsächlich in den verwendeten Grund- und Schweißzusatzwerkstoffen, nicht jedoch hinsichtlich der geometrischen Abmessungen, der Schweißnahtform, -dicke und -länge sowie des Schweißverfahrens (siehe Anhang A.17). Im Folgenden werden die Eigenspannungsverläufe für ausgewählte Messpunkte sowohl in x-Richtung (Nahtlängsrichtung) als auch in y-Richtung (Nahtquerrichtung) analysiert. Die Messungen werden ausschließlich auf dem ungeschlitzten Blech 1 durchgeführt. Da lediglich ein Blech des Grundwerkstoffes S355 untersucht wurde, werden diese Ergebnisse bei der Gruppe des Grundwerkstoffes S460 dargestellt. Abbildung 4.35 zeigt die Anordnung der Messpunkte für die Ermittlung der Eigenspannungen. Im Anhang A.16.2 sind für die untersuchten Stecklaschenverbindungen die Angaben zu finden.

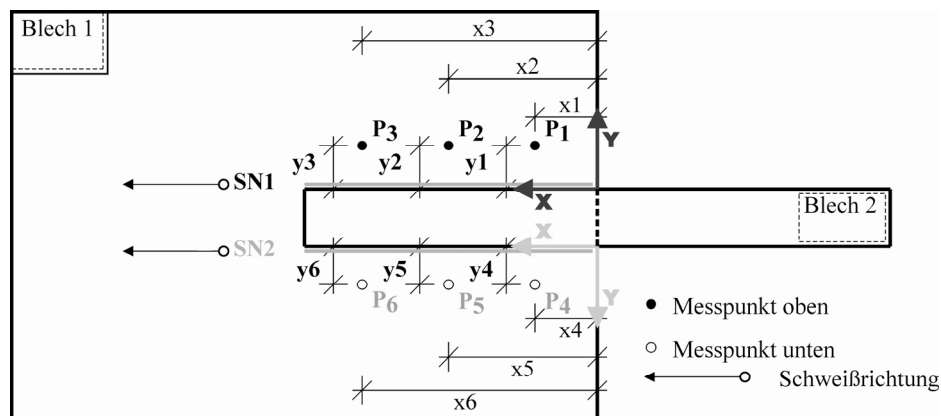


Abbildung 4.35: Anordnung der Messpunkte für die Eigenspannungsmessung der beiden Schweißnähte der Stecklaschenverbindung

Bei der Analyse der ermittelten Spannungsverläufe fällt auf, dass bei der überwiegenden Mehrheit im oberflächennahen Bereich bis zu einer Tiefe von etwa $z = 0,4$ mm ein Spannungsgradient auftritt, der sowohl nur gering, z. B. Probe 1-007, als auch extrem ausgeprägt sein kann, z. B. Probe 1-014. Die Spannungen können in diesem Bereich Spitzenwerte in Höhe der Streckgrenze der verwendeten Grundwerkstoffe erreichen, z. B. Probe 1-051, bzw. diese sogar, in einigen Fällen sehr deutlich, überschreiten. Eine Ursache von Spannungswerten, die wesentlich über den Streckgrenzen der verwendeten Grundwerkstoffe liegen, wird in der Gefügeumwandlung des Stahls gesehen. Dabei können Bereiche mit sehr hartem Gefüge entstehen, die die Dehnungsauslösung infolge des Bohrvorgangs beeinflussen. Eine andere Ursache kann im Auswerteverfahren liegen. Vor allem bei kleinen Dehnungswerten bzw. kleinen Dehnungsänderungen in großen Auswertetiefen können Probleme hinsichtlich der erforderlichen Datenkonditionierung bzw. Differentiation der Messwerte auftreten.

Der Verlauf der Spannungen, etwa ab einer Tiefe von $z = 0,5$ mm, erfolgt größtenteils sehr gleichmäßig, d. h. ist im Wesentlichen frei von extremen Spannungssprüngen / Unstetigkeiten. Betrachtet man die abgebildeten Spannungsverläufe genauer, so ergeben sich trotz gleichem Messpunkt und gleichem Grund- und Schweißzusatzwerkstoff mitunter deutliche Unterschiede in den Spannungsverläufen, die nicht einfach zu interpretieren sind. Eine Ursache für diese Unterschiede wird in den teilweise voneinander abweichenden lokalen Koordinaten der Messpunkte, bezogen auf den Nahtanfang der einzelnen Versuchsproben, vermutet. Bei Betrachtung der Spannungsverläufe von Schweißnaht 1, Messpunkt P2, der Proben 1-003 und 1-014 im Zusammenhang mit deren Messpunktkoordinaten ergibt sich hinsichtlich des Abstandes in x-Richtung ein Unterschied von etwa $x = 6$ mm (siehe Abbildung 4.36). Dies führt zu einer betragsmäßigen Spannungsdifferenz in den Spannungen von durchschnittlich $\sigma = |200|$ N/mm² bei identischen Randbedingungen. Die Messpunkte liegen demzufolge in unterschiedlich beeinflussten Blechbereichen. Im Fall der Stecklaschenverbindung aus der Stahlsorte S690Q ist ein ähnliches Verhalten festzustellen. Dieser deutliche Einfluss der Lage der Messpunkte ist auch in y-Richtung vorhanden.

Die Abstände der jeweiligen Messpunkte von der Schweißnaht werden dabei wesentlich von der Qualität der Schweißnahtausführung, z. B. vom geraden, gleichmäßigen Verlauf und von eventuellen schweißbedingten Verzugserscheinungen, z. B. von der Schiefstellung des senkrecht stehenden Blechs, bestimmt. Die berechneten Spannungsverläufe verändern sich demzufolge sowohl in x- als auch y-Richtung sehr stark entsprechend der jeweiligen Koordinate des Messpunktes. Dabei genügen bereits Abweichungen von wenigen Millimetern, um betrags- und verlaufsmäßig voneinander abweichende Spannungsverteilungen zu messen.

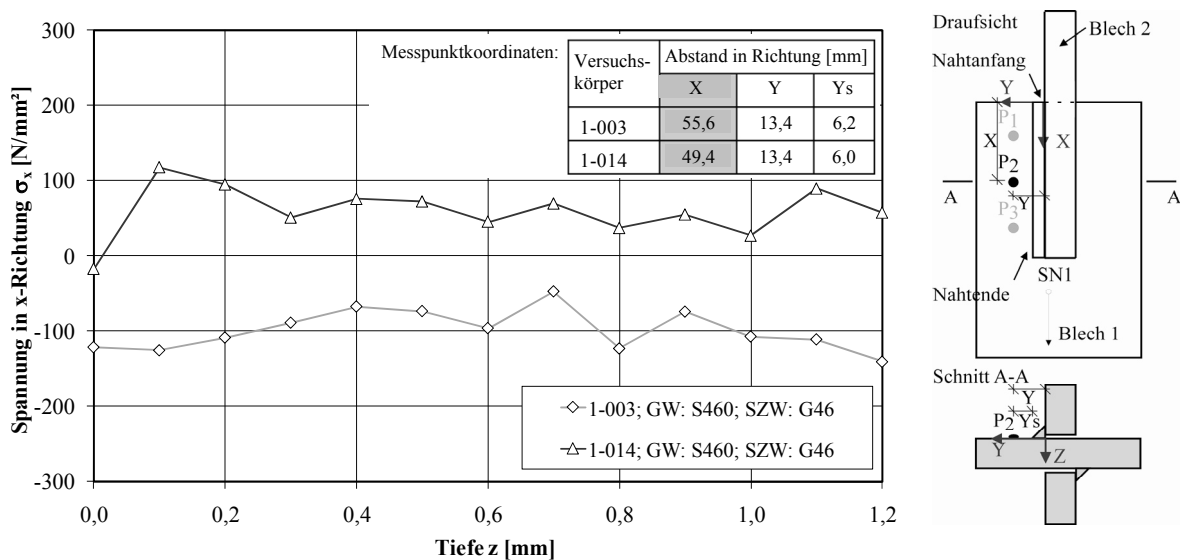


Abbildung 4.36: Verläufe der Eigenspannungen für zwei Stecklaschenverbindungen

In Abbildung 4.37 sind die Spannungswerte in x-Richtung bei einer Tiefe von $z = 0,1$ mm in Abhängigkeit von der Koordinate in x-Richtung und der beiden hauptsächlich verwendeten Grundwerkstoffe und Schweißzusatzwerkstoffe aufgetragen. Hierbei ist zu beachten, dass die Spannungswerte bei den kleineren Koordinaten (bezogen auf die Nahtlänge in Abbildung 4.37) den Werten der Punkte 1 und 4 entsprechen, diejenigen in der Mitte den Messpunkten 2 und 5 und die mit den größeren Koordinaten denen der Messpunkte 3 und 6.

Hinsichtlich der Abhängigkeit der Spannungen in x-Richtung lässt sich die Tendenz erkennen, dass die Messpunkte P3 und P6 am Nahtende überwiegend Druckspannungen aufweisen, unabhängig vom verwendeten Grundwerkstoff. In den anderen Messpunkten bilden sich sowohl Zug- als auch Druckspannungen aus. Hierbei zeigen die Messpunkte P1 und P4 beim Grundwerkstoff S460 eher Zugspannungen und beim Grundwerkstoff S690 überwiegend Spannungen im Druckbereich (siehe auch Abbildung 4.37). Für die Messpunkte in Nahtmitte – Messpunkte P2 und P5 – lassen sich hingegen keine deutlicheren Tendenzen hinsichtlich der verwendeten Grundwerkstoffe erkennen, da beide sowohl Werte im Druck- als auch im Zugbereich aufweisen.

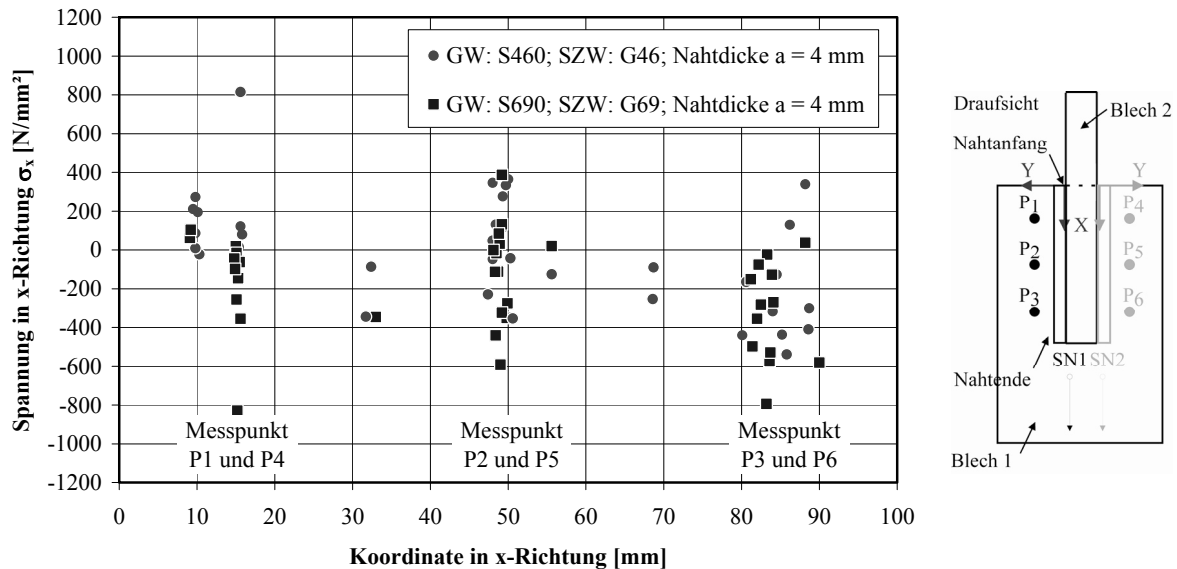


Abbildung 4.37: Spannung in x-Richtung σ_x in Abhängigkeit der x-Richtung

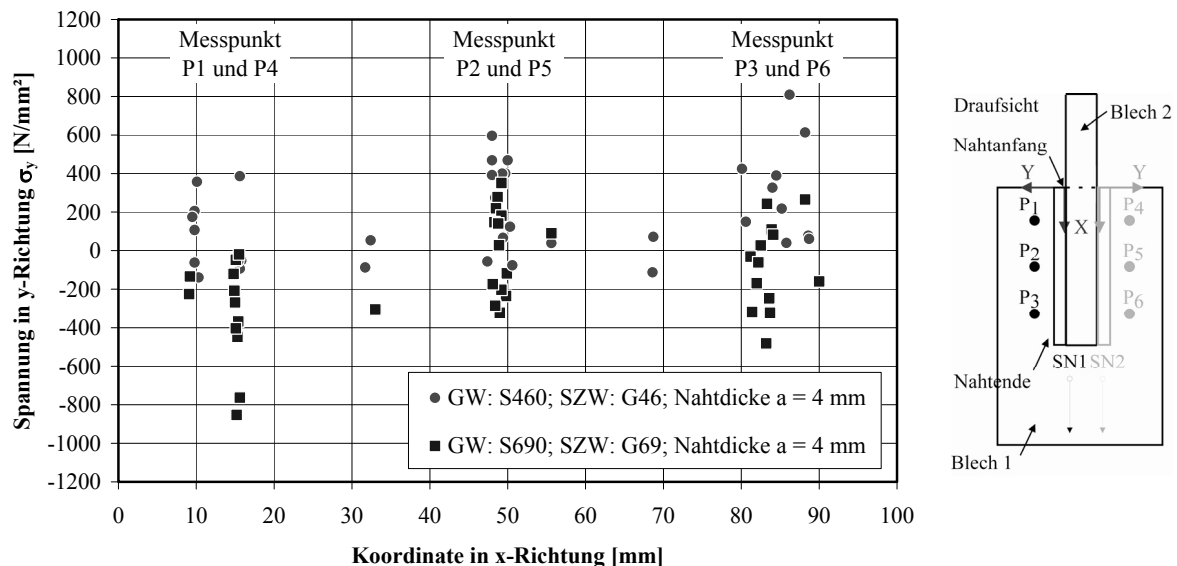


Abbildung 4.38: Spannung in y-Richtung σ_y in Abhängigkeit der x-Richtung

Im Fall der Spannungen in y-Richtung lässt sich in Abbildung 4.38 erkennen, dass die Messpunkte P1 und P4 für den Grundwerkstoff S460 überwiegend Zugspannungen ausbilden und die Spannungswerte für den Grundwerkstoff S690 vollständig im Druckbereich liegen. Die Nahtmitte

(Messpunkte P2 und P5) zeigt bei beiden Grundwerkstoffen sowohl Zug- als auch Druckspannungen. Das Nahtende (Messpunkte P3 und P6) weist Druck- und Zugspannungen auf, wobei hier wieder eine leichte Tendenz besteht, dass der Grundwerkstoff S460 eher Zug- und der Grundwerkstoff S690 eher Druckspannungen zeigt.

Bei der Betrachtung der in Abbildung 4.37 dargestellten Spannungswerte ist unbedingt zu bedenken, dass die Werte auch vom Abstand zur Schweißnaht abhängen. Dies wird in Abbildung 4.39 mittels der Spannungswerte in x-Richtung für die Messpunkte P1 und P4 für eine Tiefe von $z = 0,1 \text{ mm}$ verdeutlicht. So zeigen die Ergebnisse der Messstellen mit geringerem Abstand zur Schweißnaht überwiegend Zug- bzw. nur geringe Druckspannungen, während die Ergebnisse der Messpunkte mit größerem Nahtabstand zu Druckspannungen tendieren.

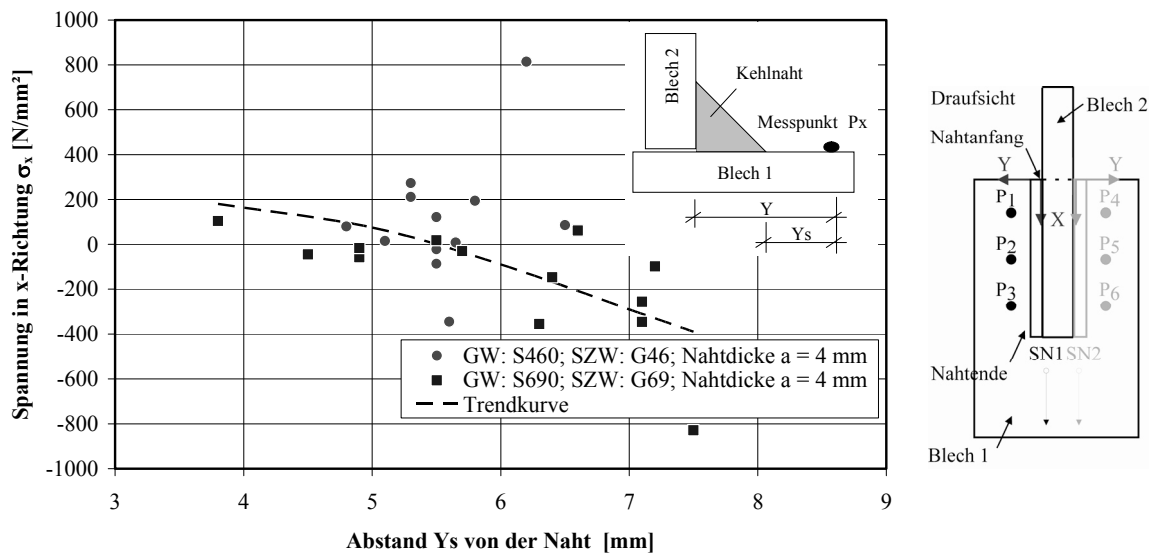


Abbildung 4.39: Einfluss des Abstandes Y_s von der Kehlnaht auf Spannung in x-Richtung σ_x bei Stecklaschenverbindungen

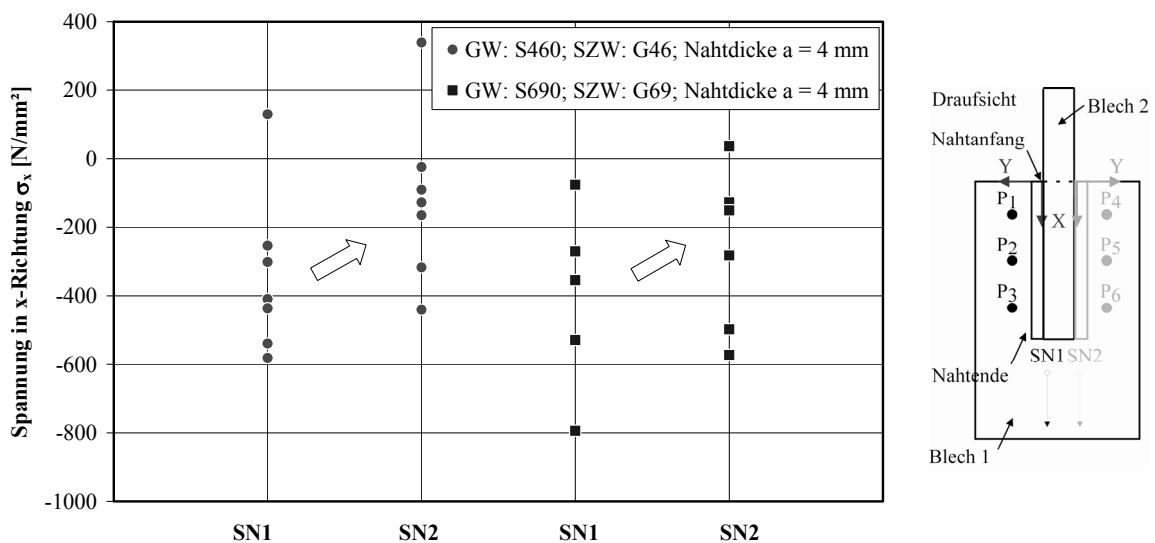


Abbildung 4.40: Einfluss der Schweißnahtreihenfolge auf die Spannung in x-Richtung σ_x bei Stecklaschenverbindungen

Bezüglich der Schweißnahtfolge lässt sich anhand einiger Messwerte in Abbildung 4.40 für beide Grundwerkstoffe feststellen, dass die Spannungen bei der Schweißnaht SN1 deutlich im Druckbereich liegen und sich im Fall der Schweißnaht SN2 geringere Druckspannungen ergeben. Eine Analyse der Messergebnisse in y-Richtung bestätigte dies ebenfalls.

Die dargestellten Ergebnisse der Untersuchungen der Eigenspannungen die Stecklaschenverbindungen in x- und y-Richtung zeigen, dass die Eigenspannungen von den verwendeten Grundwerkstoffen, dem Abstand zur Schweißnaht und der Schweißnahtreihenfolge abhängen.

4.3.3.3 Simulation

4.3.3.3.1 Grundlagen

Makroschliffbilder dienen als Grundlage für eine realitätsnahe Modellierung der Nahtgeometrie, des Einbrandes sowie des wärmebeeinflussten Bereiches. Die Unterteilung des Versuchskörpers erfolgt, wie in Abbildung 4.41 dargestellt, in Grundwerkstoff (GW) und Schweißnaht (SN). Der Bereich der WEZ wird nicht separat modelliert, sondern enger mit ausschließlich quaderförmigen Elementen vernetzt. Für die Modellierung findet ein dreidimensionales Element mit acht Knoten sowohl für die thermische als auch für die mechanische Analyse Anwendung. Eine Ausnutzung von Symmetriebedingungen ist aufgrund der Geometrie der Versuchskörper und der Herstellung der Schweißnähte SN1 und SN2 nicht möglich.

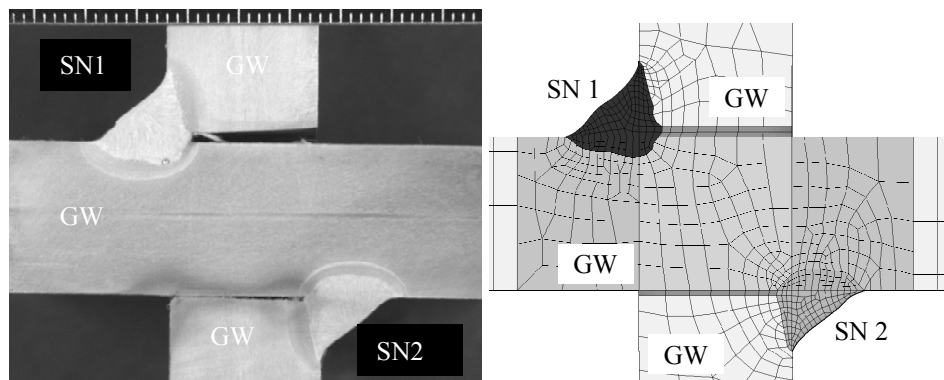


Abbildung 4.41: Makroschliffbild und Diskretisierung des Geometriemodells

Die identifizierten Bereiche GW und SN werden für die Analyse mit unterschiedlichen Materialeigenschaften in Abhängigkeit von den Gefügeeigenschaften und -zusammensetzungen belegt, wobei die temperaturabhängige Entstehung von Austenit, Ferrit, Bainit und Martensit sowie das Anlassen von Bainit und Martensit berücksichtigt werden.

4.3.3.3.2 Thermisches Verhalten

Eine Verifizierung der Ergebnisse aus der thermischen Simulation erfolgt mit den Versuchsergebnissen der Temperaturmessung (siehe Abschnitt 4.3.3.2.2). Die ausgewählten Messpunktkoordinaten ermöglichen es, den Einfluss der Wärmequelle auf das transiente Temperaturfeld sowohl längs und quer zur Schweißnaht als auch über die Blechdicke zu erfassen.

Abbildung 4.42 zeigt die gemessenen und berechneten Temperatur-Zeit-Kurven für eine Stecklasche mit Grundwerkstoff S460. Die Übereinstimmung zwischen Messung und Simulation kann als

sehr gut bezeichnet werden. Der Verlauf weist insbesondere in der Aufheizphase bis zum Erreichen der Maximaltemperatur nur einen geringfügigen Unterschied zwischen der Messung und der Simulation auf. Ursachen hierfür liegen sowohl in den komplexen Strahlungs- und Konvektionseinflüssen hervorgerufen durch den Schweißbrenner als auch in den Wärmeleitungsvorgängen in den Bauteilen, die bei der Simulation vernachlässigt werden.

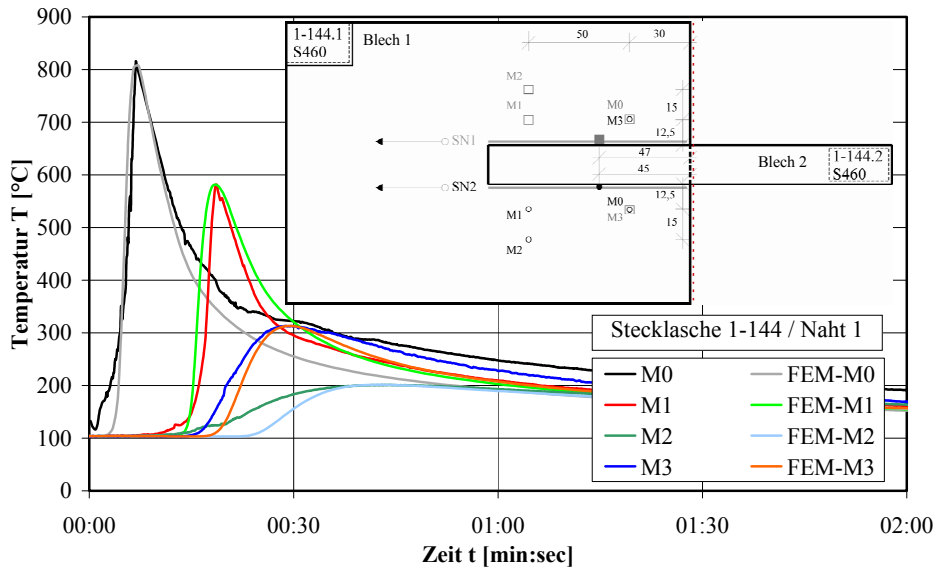


Abbildung 4.42: Gemessene und berechnete Temperatur-Zeit-Kurven für die Schweißnaht SN1 der Stecklaschenverbindung 1-144

Die numerisch ermittelten Temperatur-Zeit-Kurven werden mit dem in Abschnitt 4.3.2.2 erläuterten Algorithmus hinsichtlich des Abkühlverhaltens ausgewertet. Die Verteilung der Abkühlzeiten $t_{8/5}$ für eine Stecklaschenverbindung ist in Abbildung 4.43 dargestellt. Eine nahezu gleiche Abkühlzeit ergibt sich bei den 100 mm langen Schweißnähten ausschließlich in der Mitte der Naht. Am Rand verändert sich gegenüber der Mitte der Naht die Abkühlzeit $t_{8/5}$ infolge der Wärmeleitung stark. Dies wirkt sich insbesondere bei Nähten mit einer Länge von $l \leq 100$ mm stark aus. Die Abkühlzeit $t_{8/5}$ am Nahtanfang und -ende ist in der untersuchten Konstruktion um rund 50 % kleiner als in der Nahtmitte. Längere Nähte weisen einen größeren Bereich mit einer gleichen Abkühlzeit auf. Dadurch entsteht auch ein homogener Gefügestand in der Naht.

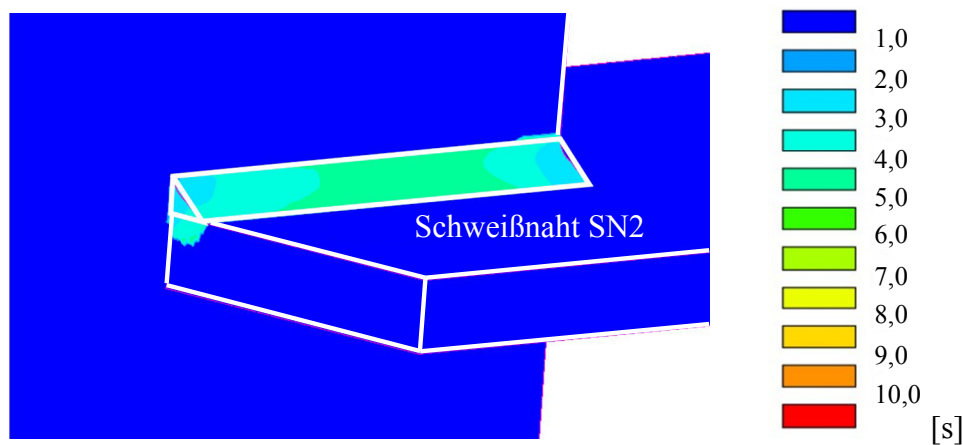


Abbildung 4.43: Verteilung der Abkühlzeit $t_{8/5}$ für die Stecklaschenverbindung 1-144

Die Messung der Abkühlzeit erfolgte während der Schweißung mithilfe des Strahlungs-pyrometers IGA 120 [IMPAC, 2005] in der Mitte der Schweißnahtlänge, um einen Wert aus einem Bereich, der unbeeinflusst vom Rand ist, zu erhalten. Die Simulation der Stecklaschenverbindungen zeigt, dass Kehlnähte eine unterschiedliche Wärmeableitung in den Blechen aufweist. Dies führt zu verschiedenen Abkühlzeiten innerhalb des Nahtquerschnittes (siehe Abbildung 4.45). Deshalb werden in der Tabelle 4.11, die die experimentell ermittelten und berechneten Werte für die untersuchten Versuchskörper auflistet, Abkühlzeitenspannen aus der Simulation angegeben, die im Nahtquerschnitt vorhanden sind.

Tabelle 4.11: Abkühlzeit $t_{8/5}$ für Stecklaschenverbindungen

Versuchskörper	Abkühlzeit $t_{8/5}$ [s] für Schweißnaht SN1 / SN2	
	Experiment	Simulation
1-003	4,6 / 6,5	4,4 – 4,8 / 5,5 – 6,7
1-007	5,0 / 5,7	4,3 – 4,6 / 5,2 – 5,5
1-014	5,1 / 6,0	4,6 – 4,8 / 5,8 – 6,1
1-051	4,5 / 3,6	4,3 – 4,8 / 4,6 – 5,0
1-093	3,9 / 2,1	3,6 – 4,0 / 3,1 – 3,4
1-099	4,9 / 5,9	4,0 – 4,6 / 4,7 – 5,0
1-144	4,3 / 4,6	3,8 – 4,6 / 4,3 – 4,7
1-145	6,1 / 5,4	5,0 – 5,3 / 5,3 – 5,6

Die Ergebnisse der Simulation stimmen bis auf die Schweißnaht SN2 der Versuchskörper 1-051 und 1-093 gut mit den Versuchsergebnissen überein. Ursachen für Abweichungen zwischen Versuchs- und Simulationsergebnissen von mehr als 10 % sind sowohl in einer Veränderung der Messpunkt-lage während des Schweißprozesses als auch in einer lokalen, kurzzeitig wirkenden Änderung der Konvektion begründet. Messung und Simulation gestatten Rückschlüsse auf den Gefügezustand in Abhängigkeit des Grund-, Schweißzusatzwerkstoffes und der Schweißparameter. Eine genaue Feststellung der Gefügeanteile ist durch eine kosten- und zeitaufwändige Analyse des Mikroschliffbildes prinzipiell möglich. Simulationen unter Berücksichtigung der in Kapitel 3 erläuterten Eingangswerte erlauben eine realitätsnahe, effektive Bewertung des Gefügezustandes, wobei insbesondere die Gefüge Bainit und Martensit für eine Beurteilung des Tragverhaltens der Verbindung interessant sind.

Die detaillierte Auswertung der Analyseergebnisse beschränkt sich hier auf die Gefügeanteile von Bainit und Martensit, die wesentlich die Tragfähigkeit der Stecklaschenverbindungen beeinflussen. Der eingesetzte Grundwerkstoff S460 und der verwendete Schweißzusatzwerkstoff G46 neigen in Abhängigkeit von den Schweißparametern und den Nahtformen bei niedriger Abkühlzeit zu einer überwiegend bainitischen Umwandlung. Dies zeigen die Ergebnisse der Simulation in Abbildung 4.44 sehr anschaulich. Der dargestellte Querschnitt ist in der Mitte der Schweißnaht zu finden.

Der Grundwerkstoff S690 weist aufgrund seiner chemischen Zusammensetzung auch bei kurzen Abkühlzeiten ein ausgeprägtes bainitisches Umwandlungsverhalten auf. In der Schweißnaht ergibt sich ein hoher Anteil von Martensit. In diesem Fall ist der Bereich mit dem angelassenen Gefüge nach der WEZ infolge der kurzen Einwirkungszeit nur sehr schmal. Bei den Stecklaschenverbindungen, die Mischverbindungen darstellen, ergeben sich aufgrund der in der Simulation angenommenen Gefügeanteile im Ausgangsblech und des Umwandlungsverhaltens während des Abkühlungsprozesses deutlich unterschiedliche Anteile von Bainit und Martensit in der WEZ als im Grundwerkstoff (siehe Abbildung 4.44).

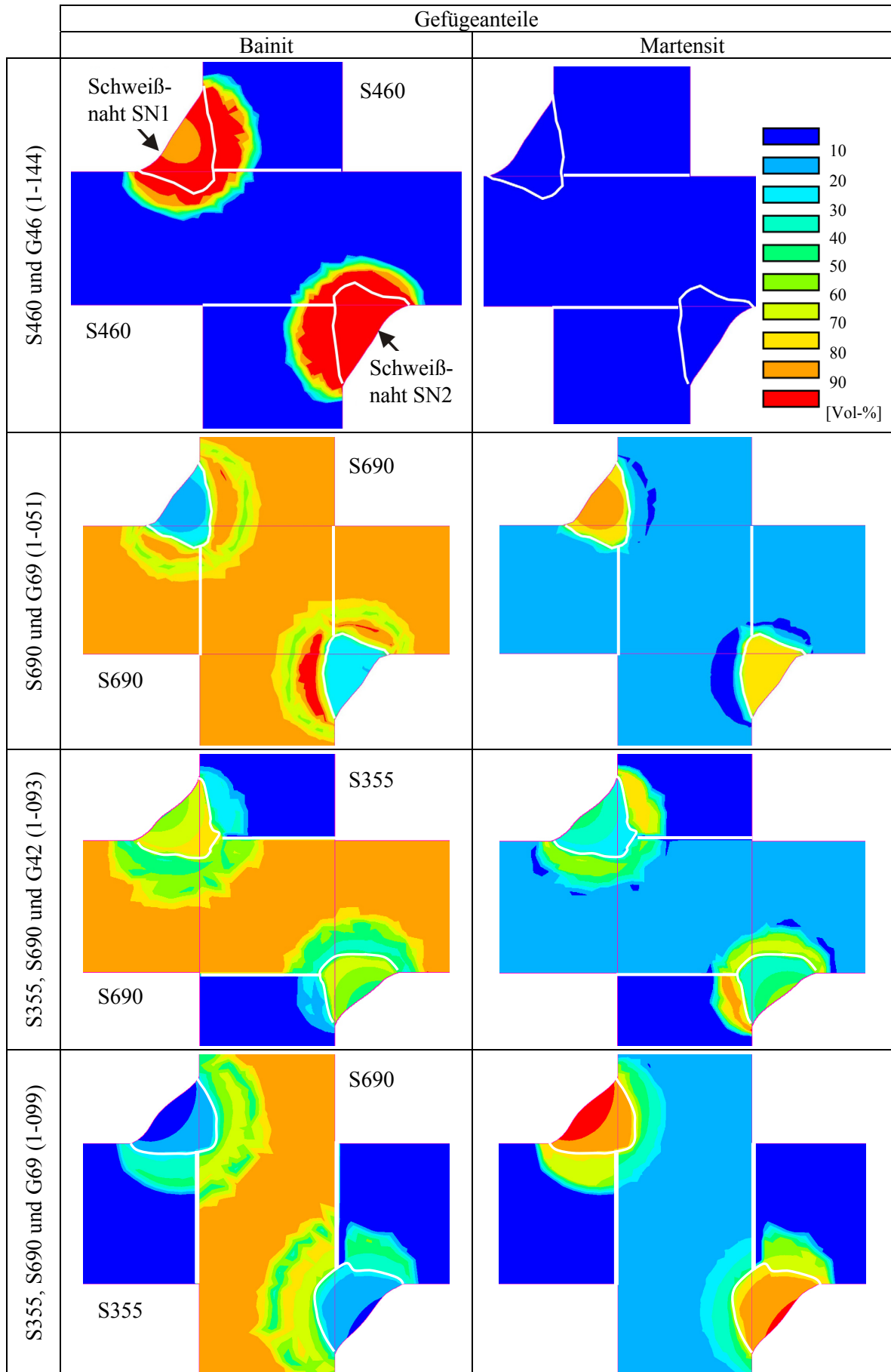


Abbildung 4.44: Bainit- und Martensitanteile bei Stecklaschenverbindungen

Ähnlich wie bei den Stecklaschenverbindungen mit gleichem Grundwerkstoff verhält sich der Schweißzusatzwerkstoff bei den Mischverbindungen der Stecklaschenverbindungen. Der Schweißzusatzwerkstoff G42 wandelt sich bei schneller Abkühlung überwiegend in Bainit um und der höherfeste Schweißzusatzwerkstoff G69 neigt bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 5,0$ s für beide Schweißnähte zur reinen martensitischen Umwandlung. Die angelassene Zone des Grundwerkstoffes tritt auch bei den beiden Mischverbindungen im Anschluss an die WEZ im höherfesten Werkstoff S690 auf. Dieser Bereich lässt sich durch einen niedrigen Anteil von Bainit und Martensit als im Ausgangsblech bestimmen. Bei der Stecklaschenverbindung sind die beiden Schweißnähte geometrisch sehr weit voneinander entfernt und eine Beeinflussung des Gefügestandes der Schweißnaht SN1 durch den zweiten Schweißprozess ist in den untersuchten Beispielen praktisch ausgeschlossen.

4.3.3.3 Einfluss der Vorwärmtemperatur

Die Vorwärmtemperatur stellt eine wichtige Einflussgröße beim Schweißprozess dar. Eine an die Schweißaufgabe angepasste Temperatur kann zu einer deutlichen Verringerung von Unregelmäßigkeiten in einer Schweißnaht bzw. -lage führen. Ein großer Vorteil liegt darin, dass eine schnelle Veränderung in einer laufenden Produktion möglich und einfach zu kontrollieren ist. Ziel sollte es sein, bei gleicher Nahtqualität hinsichtlich Trag- sowie Verformungsfähigkeit eine möglichst niedrige Vorwärmtemperatur zu verwenden, um Produktionszeit und Energiekosten einzusparen. Der Einfluss der Vorwärmtemperatur auf das Abkühlverhalten kann mit den Gleichungen aus Richtlinie [SEW 088, 1993b] und Norm [DIN 1011, 2001] berechnet werden.

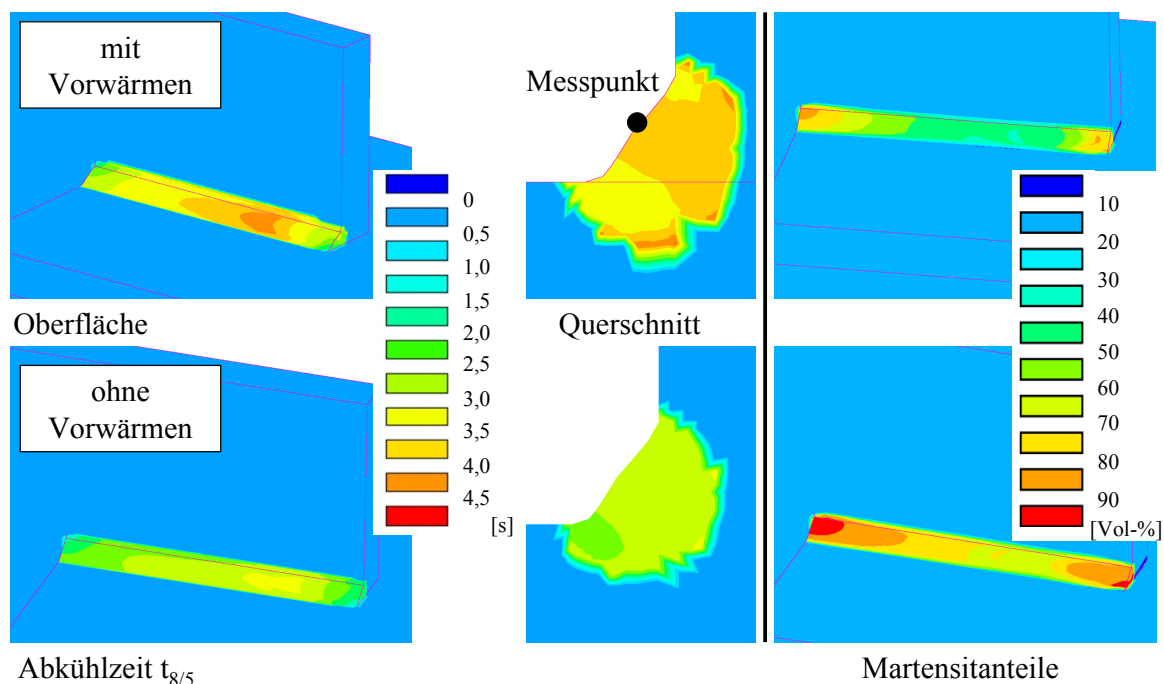


Abbildung 4.45: Abkühlzeit $t_{8/5}$ und Martensitanteile für die Stecklaschenverbindung 1-051

Abbildung 4.45 zeigt exemplarisch die Abkühlzeit für die Schweißnaht SN1 der Stecklaschenverbindung 1-051 ohne und mit Vorwärmen. Die numerische Simulation mit Berücksichtigung der Vorwärmtemperatur von $T_0 = 92$ °C bestätigt die gemessene Abkühlzeit von $t_{8/5} = 4,5$ s an der Oberfläche der Schweißnaht. Weiterhin ist zu erkennen, dass innerhalb der Schweißnaht ein ähnliches Abkühlverhalten wie beim Stumpfstoß vorliegt. Dabei können aufgrund der Geometrie schon

an der Nahtoberfläche unterschiedliche Abkühlzeiten festgestellt werden. In beiden Fällen – ohne und mit Vorwärmen – sind höhere Abkühlgeschwindigkeiten und ein höherer Anteil von Martensit am Nahtanfang und -ende als in Nahtmitte zu finden. Eine Reduzierung der Vorwärmtemperatur verstärkt, insbesondere bei höchstfesten Schweißzusatzwerkstoff, die Bildung von Martensit (siehe Abbildung 4.45).

Eine Reduzierung der Herstellungskosten durch eine Veränderung der Vorwärmtemperatur bedarf einer genaueren Untersuchung. Eine Analyse der verschiedenen Einflussfaktoren, wie Geometrie der Verbindung, Stahlsorte, Schweißparameter, Nahtform, Schweißzusatzwerkstoff, und deren Auswirkungen auf Abkühlverhalten und Ausbildung des Gefügestandes ist Voraussetzung für eine Optimierung des Schweißprozesses sowie für Kosteneinsparungen bei gleicher Qualität des Trag- und Verformungsverhaltens.

4.3.3.3.4 Mechanisches Verhalten

Ziel der mechanischen Simulation ist die Darstellung der komplexen Eigenspannungszustände, die sich nach dem Schweißen im Versuchskörper einstellen. Damit lassen sich interessante Aussagen für ausgewählte Kombinationen von Grund- und Schweißzusatzwerkstoff gewinnen, die sonst zeit- und kostenintensive Experimente erfordern. Die Auswertung der Ergebnisse beschränkt sich hier auf die Analyse der Eigenspannungen. Eine Betrachtung der Verformung des Versuchskörpers erfolgt nicht.

Die Ergebnisse der numerischen Berechnungen werden den Versuchsergebnissen, die mithilfe der Bohrlochmethode ermittelt wurden, gegenübergestellt. Exemplarisch sind in Tabelle 4.12 die gemessenen und berechneten Eigenspannungen in x- und y-Richtung für drei Stecklaschenverbindungen aufgeführt. Die prinzipielle Anordnung der Messpunkte ist in Abbildung 4.35 dargestellt. Angaben zur genauen Position finden sich im Anhang A.16.2.

Bei den Mischverbindungen 1-093 und 1-099 werden auf dem Blech 1 aus Grundwerkstoff S355 die Eigenspannungen ermittelt. Die numerischen Ergebnisse stimmen für den überwiegenden Teil der Messpunkte mit den Messergebnissen akzeptabel überein. Ausnahme bilden die Messpunkte P1 und P4. Eine bessere Übereinstimmung ergibt sich bei allen untersuchten Versuchskörpern an den Messpunkten in der Mitte der Schweißnahtlängsrichtung. Ursachen für die Abweichungen liegen sowohl in der komplexen praktischen Nahtgeometrie als auch in den Eigenspannungszuständen, die durch vorangegangene Prozesse, wie Walzen, Brennschneiden und Schleifen, erzeugt wurden. Einerseits erfordert die Erfassung der exakten Geometrie am Nahtanfang und -ende einen unverhältnismäßig großen Mess- und Modellierungsaufwand und andererseits wird der Eigenspannungszustand, der sich infolge des Brennschneidens und Schleifens ergibt, aufgrund fehlender Messergebnisse nicht berücksichtigt. In Abschnitt 4.3.2.4 konnte gezeigt werden, dass im Bereich der WEZ ein deutlicher Abbau der vorhandenen Eigenspannungen durch die hohe Temperatur und die auftretende Gefügestandswandlung infolge des Schweißprozesses erfolgt und der Eigenspannungszustand durch Schweißeigenspannungen dominiert wird. Der komplexe Eigenspannungszustand in x- und y-Richtung für die untersuchten Versuchskörper mit Grundwerkstoff S460 sowie S690 und Mischverbindungen kann mindestens tendenziell zufriedenstellend mithilfe der numerischen Simulation bestimmt werden.

Tabelle 4.12: Ergebnisse aus Experiment und Simulation für Eigenspannungen in x- und y-Richtung der Stecklaschenverbindungen

Kombi- nation	Schweißnaht	Messpunkt	Spannungsrichtung	Experiment [N/mm ²]	Simulation [N/mm ²]
1-007; GW: S460; SZW: G46	SN 1	P1	x	+357	+200
			y	+195	-68
		P2	x	+274	+344
			y	+131	+165
		P3	x	+330	+260
			y	+157	+369
	SN 2	P4	x	+205	+170
			y	+273	-92
		P5	x	+400	+431
			y	+276	+197
		P6	x	+613	+613
			y	+339	+369
1-014; GW: S460; SZW: G46	SN 1	P1	x	-208	-193
			y	-62	-33
		P2	x	+118	+191
			y	+66	+146
		P3	x	+250	+203
			y	+60	+182
	SN 2	P4	x	+121	-41
			y	+11	+18
		P5	x	+364	+292
			y	+416	+469
		P6	x	-314	+198
			y	+326	+380
1-099; GW: S355, S690; SZW: G69	SN 1	P1	x	+62	+159
			y	-226	+221
		P2	x	-17	+55
			y	+219	+227
		P3	x	-581	-359
			y	-160	+29
	SN 2	P4	x	+19	+254
			y	-232	+413
		P5	x	+132	+167
			y	+181	+418
		P6	x	-263	-328
			y	+31	+87

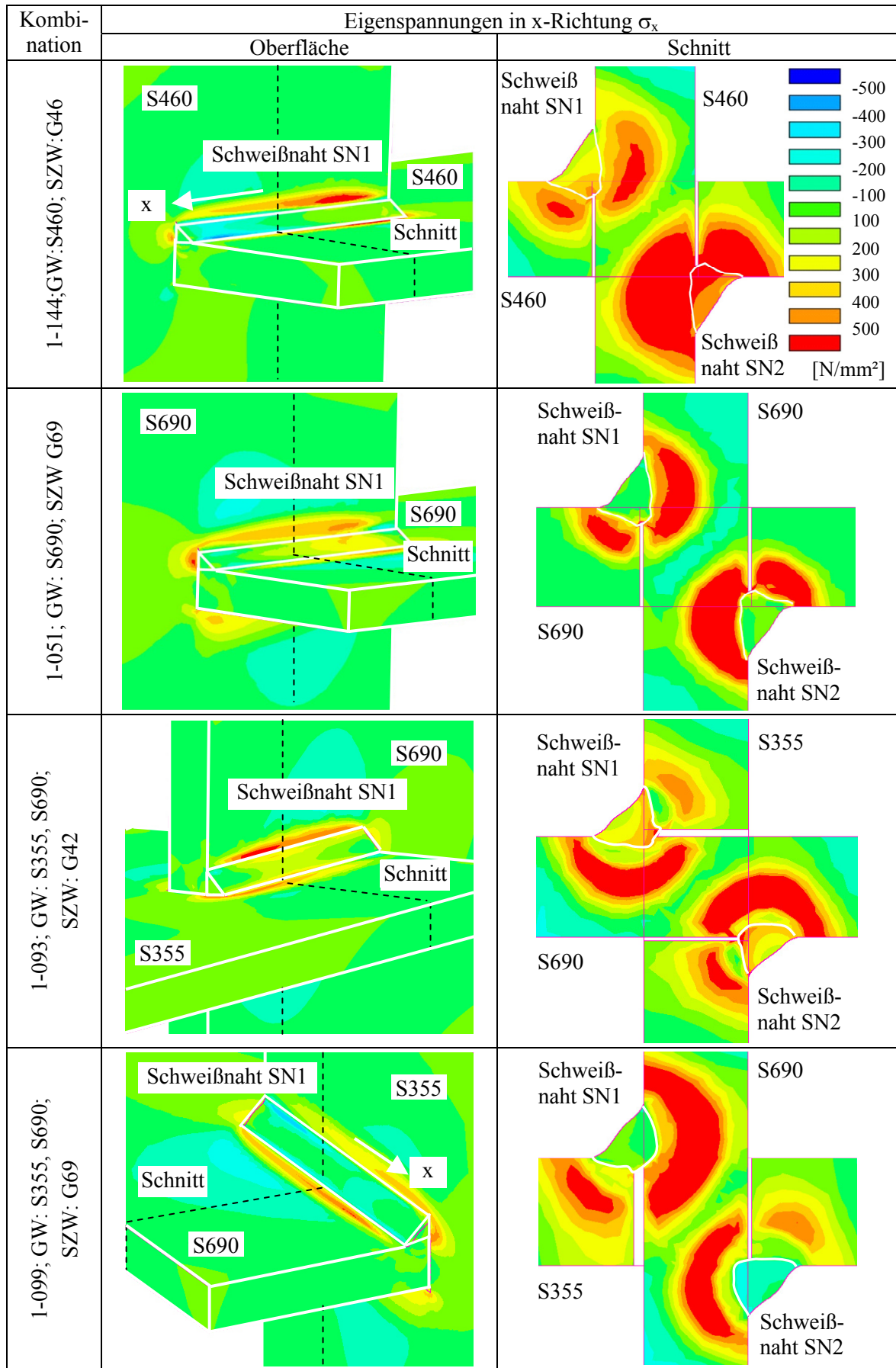


Abbildung 4.46: Eigenspannung in x-Richtung σ_x von ausgewählten Stecklaschenverbindungen

Eine unsymmetrische Ausbildung der Eigenspannungen sowohl in der Schweißnaht als auch in den angrenzenden Blechen ergibt sich infolge der Geometrie der Versuchskörper für die Grundwerkstoffe S355, S460 und S690 (siehe Abbildung 4.46). Die Stecklaschenverbindungen mit dem Grundwerkstoff S460 weisen einen charakteristischen Druckbereich an einem Ende der Schweißnaht auf. Im Gegensatz dazu sind Zugspannungen in der Nähe des anderen Endes der Schweißnaht im Blech zu finden. Ein vergleichsweise großer Bereich von Druckspannungen im Blech zeigt sich bei allen Stecklaschenverbindungen aus Grundwerkstoff S690. Die Schweißnaht weist eine im Vergleich zum Grundwerkstoff S460 sehr ausgeglichene Verteilung der Eigenspannung an der Oberfläche auf. Die Schweißnahtreihenfolge kann aufgrund der größeren Ausprägung von Zugeigenspannungen bei allen untersuchten Stecklaschenverbindungen eindeutig bestimmt werden. Die Beeinflussung des Eigenspannungszustandes durch die zweite Schweißung ist bei den Stecklaschenverbindungen mit Grundwerkstoff S355 bzw. S460 deutlich zu erkennen (siehe Abbildung 4.46).

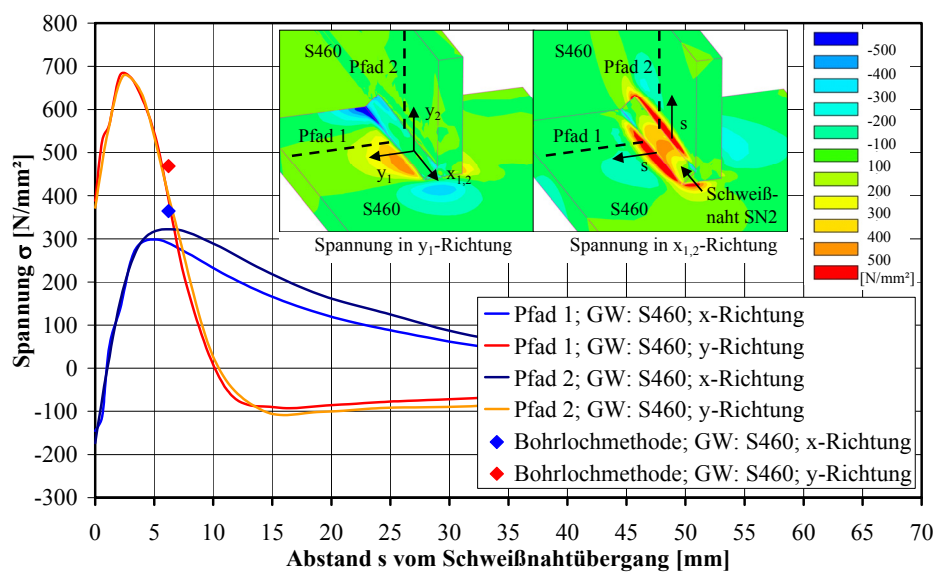


Abbildung 4.47: Spannungsverlauf für zwei Pfade bei Schweißnaht SN2 der Stecklaschenverbindung 1-014

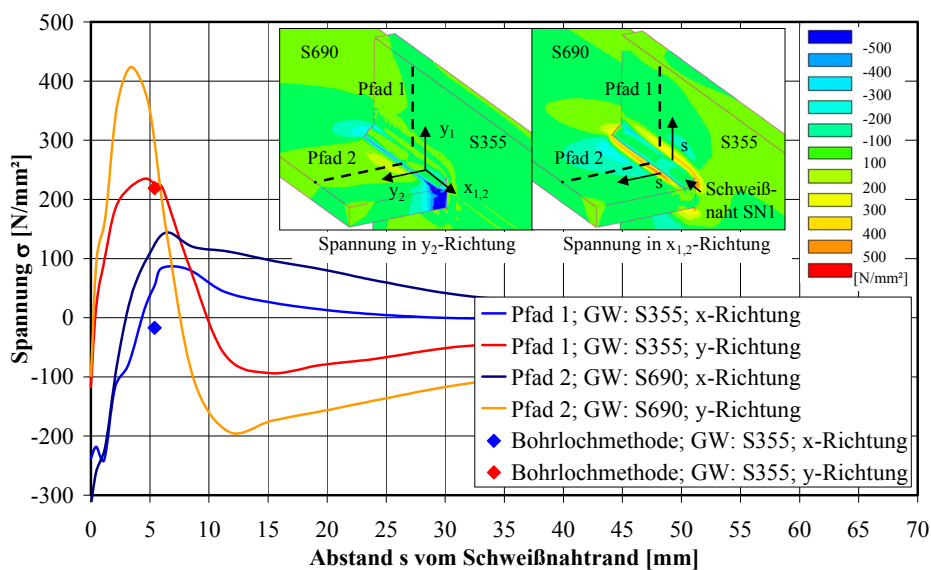


Abbildung 4.48: Spannungsverlauf für zwei Pfade bei Schweißnaht SN1 der Stecklaschenverbindung 1-099

Annähernd eigenspannungsfreie Schweißnähte liefert der Schweißzusatzwerkstoff G69, wie in Abbildung 4.46 dargestellt. Dieser Spannungszustand beruht auf der ausgeprägten Umwandlung in Martensit und der damit verbundenen Entstehung von Druckspannungen, die sich mit den Zugspannungen aus dem Abkühlungsprozess überlagern. Im Gegensatz dazu treten insbesondere bei der zweiten Schweißnaht Zugeigenspannungen in den Schweißzusatzwerkstoffen G42 und G46 auf. Der Spannungszustand in den Schweißnähten ist unabhängig von den vorhandenen Grundwerkstoffen und wird hauptsächlich durch das Umwandlungsverhalten des Schweißzusatzwerkstoffes sowie den Abkühlungsprozess, der sich aus den Schweißparametern und der Bauteilgeometrie ergibt, bestimmt.

Abbildung 4.47 zeigt eine nahezu identische Ausbildung des Eigenspannungsverlaufes in y -Richtung bei Stecklaschenverbindungen mit gleichem Grundwerkstoff. In x -Richtung kann festgestellt werden, dass durch die Festhaltung des Bleches und durch die geschlitzte und ungeschlitzte Geometrie der Einzelbleche nach dem Spannungmaximum geringfügige Unterschiede im Eigenspannungsverlauf auftreten. Die punktuell ermittelten Eigenspannungen in x - und y -Richtung stimmen gut mit dem numerischen Ergebnis überein.

Den Einfluss der Festigkeit auf den Spannungsverlauf zeigt Abbildung 4.48 für die Stecklaschenverbindungen aus den Grundwerkstoffen S355 und S690. Sowohl in x - als auch in y -Richtung weist die Spannungskurve für den Grundwerkstoff S690 ein höheres Maximum zwischen Schweißnaht und Blech gegenüber dem Grundwerkstoff S355 auf. Dieser Unterschied ergibt sich daraus, dass im Ausgangsblech ein Werkstoff aus Bainit und Martensit beim Grundwerkstoff S690 und beim Grundwerkstoff S355 ausschließlich Ferrit vorliegt. Auch der weitere Verlauf der Spannungen weist deutlich unterschiedliche Werte auf. Die experimentell ermittelte Spannung stimmt in y -Richtung sehr gut überein, allerdings unterscheiden sich die Spannungen in x -Richtung deutlich. Eine Ursache könnte sein, dass ein Reinigungsprozess nach dem Schweißen bzw. vor dem Applizieren der DMS-Rosette eine oberflächennahe Veränderung der Spannung hervorgerufen hat. Weiterhin können Fixierungen der Bleche während der Schweißungen z. B. durch temporäre Halterung einen Einfluss auf die Steifigkeit des Versuchskörpers und die Eigenspannungen insbesondere in x -Richtung beeinflusst haben. In der numerischen Simulation werden die Fixierungen mit der unbestimmten Federkonstante nicht berücksichtigt.

4.3.3.4 Zusammenfassung

Die experimentellen und numerischen Untersuchungen an Stecklaschenverbindungen zeigen, dass durch die Geometrie der Verbindung und der Bleche – geschlitzte und ungeschlitzte – ein unsymmetrischer Eigenspannungszustand auftritt. Dieser wird prinzipiell sowohl von den vorhandenen Grundwerkstoffen als auch von der Anzahl und der Reihenfolge der Schweißnähte bestimmt.

Eine experimentelle Untersuchung der Versuchskörper mit dem Bohrlochverfahren gestaltet sich aufgrund der Geometrie schwierig. Dennoch ist es möglich, signifikante Unterschiede zwischen den Grundwerkstoffen S460 und S690 festzustellen. Die Spannung in x -Richtung σ_x ist besonders geeignet, um den Einfluss des Grundwerkstoffes und der Messposition zu analysieren. Der Grundwerkstoff S460 ist eher durch Zugspannungen und der Grundwerkstoff S690 eher durch Druckspannungen charakterisiert. Weiterhin ist eine eindeutige und experimentelle Bestimmung der Schweißnahtreihenfolge durchführbar. Die Schweißnaht SN2 weist höhere Eigenspannungen un-

abhängig vom Grund- und Schweißzusatzwerkstoff im Vergleich mit der Schweißnaht SN1 auf. Dies wird auch in der numerischen Simulation festgestellt. Insbesondere bei Grundwerkstoff S460 und Schweißzusatzwerkstoff G46 ist dieses Verhalten sehr stark ausgeprägt. Eine Ursache liegt an der Veränderung der Steifigkeit der Verbindung zwischen den beiden Schweißprozessen. Prinzipiell treten beim höherfesten Werkstoff auch höhere Zugspannungen im Blech auf. Wie die numerische Simulation zeigt, können diese ausschließlich in der Blechmitte auftreten und sind experimentell bisher nicht erfassbar. Der höherfeste Schweißzusatzwerkstoff ist insbesondere in Schweißnahtmitte nahezu spannungsfrei, da eine Umwandlung in Martensit infolge kurzer Abkühlzeiten $t_{8/5}$ auftritt. Bei Mischverbindungen tritt unabhängig vom Grundwerkstoff dieser Effekt auch auf.

Auf Grundlage der numerischen Simulation lässt sich schlussfolgern, dass die Versuchskörper, die mit dem Schweißzusatzwerkstoff G46 geschweißt wurden, eine bessere Duktilität bei einer statischen Beanspruchung der Kehlnähte aufweisen als die Versuchskörper, die mit dem Schweißzusatzwerkstoff G69 geschweißt wurden. Die erreichbare Tragfähigkeit der Verbindung hängt sehr stark von den Gefügeanteilen Bainit und Martensit ab. Ein hoher Anteil von Martensit in der Schweißnaht lässt bei schubbeanspruchten Kehlnähten eine gesteigerte Tragfähigkeit erwarten. Experimentelle Untersuchungen zum Trag- und Verformungsverhalten der Stecklaschenverbindungen im Forschungsprojekt „Wirtschaftliche Schweißverbindung höherfester Baustähle“ [AIF, 2007] bestätigen die Aussagen.

4.3.4 Modifikation eines Eigenspannungszustandes

4.3.4.1 Trennen von Blechen

4.3.4.1.1 Allgemeines

Ein Eigenspannungszustand einer Konstruktion wird durch Veränderung der Geometrie modifiziert, z. B. durch Herausschneiden von Proben aus einem geschweißten Blechstoß. Am Beispiel eines 20 mm dicken Bleches, das eine in Wannlagen geschweißte DY-Naht aufweist, wird der Einfluss der Position im Ausgangsblech und des Grund- sowie Schweißzusatzwerkstoffes auf den Eigenspannungszustand einer Probe des Schweißnahtbereiches numerisch untersucht. Die Untersuchungen beschränken sich darauf, die wichtigsten Einflussgrößen ohne Änderung der Blech- und Nahtgeometrie darzustellen. Weiterführende Untersuchungen hinsichtlich des Einflusses von Nahtlänge, Naht- und Blechdicke sind möglich.

Die aufbereiteten Ergebnisse sollen dazu dienen, eine schnelle Abschätzung und gezielte Charakterisierung des Eigenspannungszustandes von Stumpfstoßproben vornehmen zu können, die aus einer Konstruktion herausgeschnitten und hinsichtlich statischer sowie Ermüdungsfestigkeit untersucht werden. Weiterhin gestatten die Analyseergebnisse eine Bestimmung des ursprünglichen Eigenspannungsniveaus in einer Konstruktion. Grundlage dafür sind Messwerte an einer entsprechenden Probe. Es wird vorausgesetzt, dass das mechanische Trennen ohne eine signifikante Wärmeeinwirkung, die zu einer Beeinflussung des vorhandenen Gefügestandes führt, erfolgt.

4.3.4.1.2 Experiment

Experimentelle Untersuchungen zur Bestimmung der Spannungsänderung infolge des Trennens wurden an zwei Stumpfstoßverbindungen unterschiedlicher Grundwerkstoffe durchgeführt. Angaben zu den beiden Versuchskörpern sind in Tabelle 4.13 zu finden. Die chemische Zusammensetzung der Stähle und die Schweißparameter sind im Anhang A.18 dokumentiert.

Tabelle 4.13: Parameter von geschweißten Stumpfstoßverbindungen

Versuch	Grundwerkstoff	Schweißzusatzwerkstoff	Blechdicke d [mm]	Schweißnahtlänge l [mm]	Öffnungswinkel α [°]	Nahtvorbereitung	Anzahl Schweißlagen
F1	S355ML	G42 ¹⁾	10	300	60	DV	3
F2	S690Q	G69 ²⁾	10	430	60	V	3

¹⁾ G42 – Kurzbezeichnung für G 46 4 M G3Si1 EN 440
²⁾ G69 – Kurzbezeichnung für G 69 Mn4Ni1,5CrMo EN ISO 16834

Das Trennen der Proben aus Grundwerkstoff S355ML erfolgte mittels einer Metallbandsäge und beim Grundwerkstoff S690Q mittels einer Wasserstrahlschneidanlage (siehe Abbildung 4.49). Es wurde darauf geachtet, dass in keiner Phase der Bearbeitung ein Temperaturanstieg auftrat, der zu einer Umwandlung des vorhandenen Gefüges führen könnte. Weiterhin wurden unterschiedliche Stellen für die Probenentnahme ausgewählt. Die Probe des Bleches aus Grundwerkstoff S355ML wurde aus dem mittleren Teil der Schweißnaht entnommen, der einen einheitlichen Spannungszustand aufweist. Zur Berücksichtigung von Spannungsrandeffekten wurde die Probe des Bleches aus Grundwerkstoff S690Q bewusst am Anfang der Schweißnaht entnommen, da dort ein komplexer Spannungszustand vorliegt.

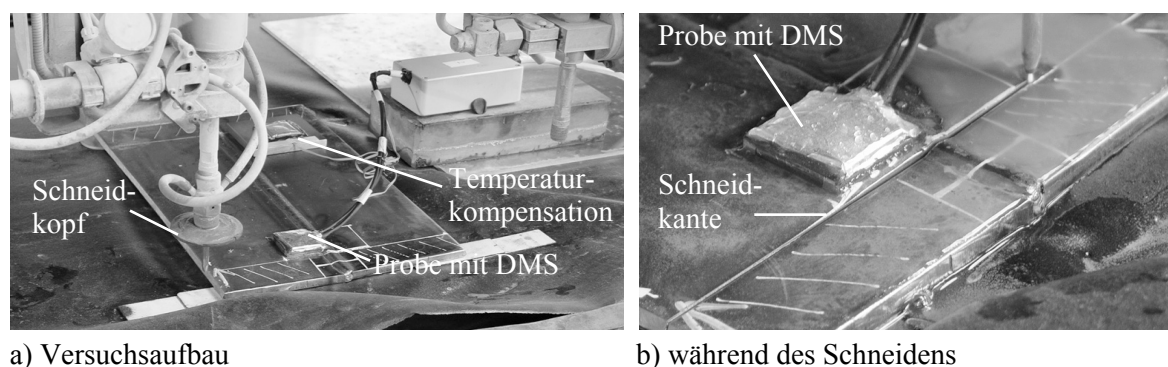


Abbildung 4.49: Herausschneiden einer Probe mittels Wasserstrahlschneidanlage

Die Veränderungen des Spannungszustandes beim Trennen konnten durch Messungen der Dehnungen in Messpunkt analysiert werden. Auf ein Aufbringen von DMS auf die Schweißnaht selbst wurde wegen der gekrümmten und unebenen Nahtoberflächen verzichtet.

Zur Reduzierung der Wärmeentwicklung geschieht das Trennen der Proben sehr langsam. Trotzdem tritt eine thermische Beeinflussung der Messstreifen auf, die durch eine lange Abkühlphase nach jedem Trennen berücksichtigt wird. Abbildung 4.50 zeigt exemplarisch für ein Blech die Dehnungen in den Messpunkten MP1 und MP2.

Die gemessenen Kurven weisen einen typischen Verlauf auf. Eine negative Dehnung wächst bis zum Erreichen eines Minimums stetig an. Zum Zeitpunkt des Extremwertes besteht eine Verbindung zwischen der Probe und dem Blech, die nur einen Bruchteil der Blechdicke ($t < 1$ mm) beträgt. Bis zum vollständigen Durchtrennen geht die negative Dehnung leicht zurück und ein sehr schwacher Anstieg infolge des Abkühlungsprozesses der Probe schließt sich an.

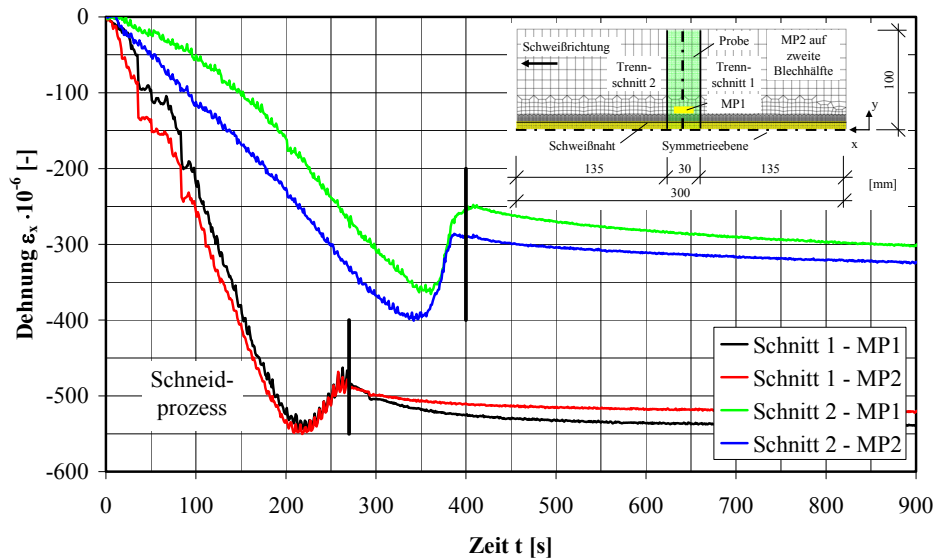


Abbildung 4.50: Dehnungs-Zeit-Kurven für zwei Trennschnitte bei zwei Stumpfstößproben aus Grundwerkstoff S355ML

Bei allen drei Versuchen können beim ersten Schnitt die größten Veränderungen der Dehnungen festgestellt werden. Der anschließende zweite Schnitt erzeugt deutlich geringere Veränderungen der Dehnungswerte. Die Abkühlzeit bis zum Erreichen der Ausgangstemperatur verlängert sich beim zweiten Schnitt gegenüber dem ersten Schnitt erheblich, da einerseits eine kleinere Fläche zur Abgabe der Wärme an die Umgebung und andererseits eine kleinere Masse zur Wärmeableitung als beim ersten Schnitt zur Verfügung stehen.

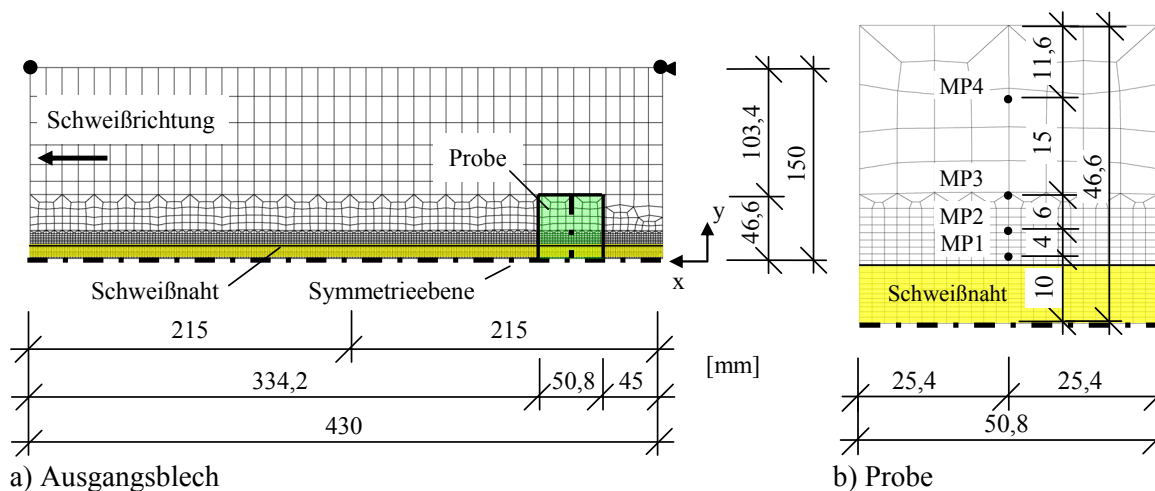


Abbildung 4.51: Modell mit Geometrie des Ausgangsbleches und der Probe der Stumpfstößverbindung aus Grundwerkstoff S690Q

Die Probe des Bleches aus Grundwerkstoff S690Q wird aufgrund des zu erwartenden komplexen Spannungszustandes mit vier Messpunkten versehen. Abbildung 4.51 zeigt die Geometrie des Ausgangsbleches mit Angabe der Probe sowie die Anordnung der vier Messpunkte zur Erfassung der Dehnungen auf der Oberfläche der Probe. Die Abstände zwischen den Messpunkten ergeben sich aufgrund der DMS-Geometrie. Weiterhin ist in Abbildung 4.51 die später verwendete Diskretisierung des Geometriemodelles dargestellt.

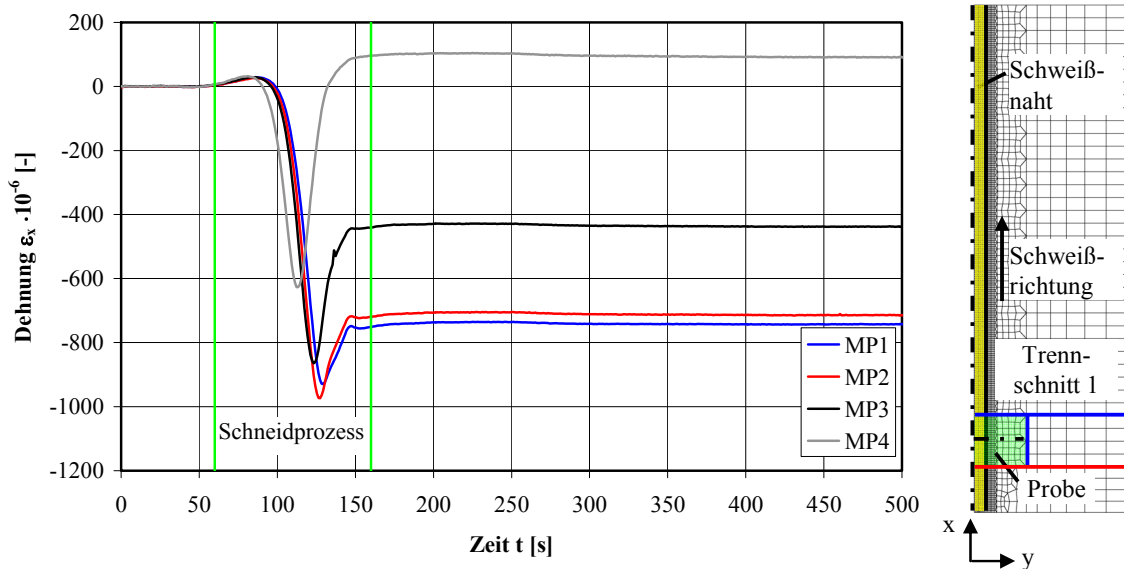


Abbildung 4.52: Dehnungs-Zeit-Kurve der vier Messpunkte für den Trennschnitt 1 der Stumpfstoßverbindung aus Grundwerkstoff S690Q

Problematisch war das Trennen der Probe mithilfe eines Hochdruckwasserstrahls, der eine sorgfältige Abdichtung der DMS erforderte. Abbildung 4.52 zeigt für den Trennschnitt 1 den Verlauf der Dehnungen in x-Richtung der Messpunkte MP1 bis MP4, die den größten Einfluss durch den Trennprozess erfahren. Ein Temperatureinfluss auf das Messergebnis war durch die Anwendung des Wasserstrahls nicht zu erwarten, was durch die Messwerte nach dem Schneidprozess auch bestätigt wurde.

Ähnlich wie in Abbildung 4.50 ergibt sich auch für die Variante Blech S690Q ein typischer Verlauf der gemessenen Kurven. Nach einem signifikanten Extremwert der negativen Dehnungen tritt eine deutliche Entspannung bis zum Ende des Schneidprozesses ein. Weiterhin lässt sich erkennen, dass die größten Veränderungen der Dehnungen während des Trennens im Bereich des unbeeinflussten Grundwerkstoffes vorhanden sind und die größten Absolutwerte am Ende des Trennprozesses im Bereich der Schweißnaht bzw. WEZ auftreten.

4.3.4.1.3 Simulation

Das Makroschliffbild dient als Grundlage für eine realitätsnahe Modellierung der Geometrie der ausgewählten Schweißverbindungen. Die Unterteilung erfolgt, wie in Abbildung 4.53 für die beiden Stumpfstoße dargestellt, in Grundwerkstoff und einzelne Schweißlagen. Im Bereich der WEZ wird die feine Vernetzung der Schweißnaht weitergeführt, wobei die Elementkantenlänge in y- und Blechdickenrichtung $0,5 \text{ mm} \leq l_E \leq 1,0 \text{ mm}$ in der Schweißnaht und WEZ beträgt. Im Bereich des Grundwerkstoffes werden die Elemente im Abstand von der Naht größer. Die Elemente sind

$l_E = 2,0$ mm in x-Richtung lang. Die temperatur- und gefügeabhängigen Werkstoffkennwerte sind in Abschnitt 3.2.1 dargestellt. Die Angaben zu den Schweißparametern sind im Anhang A.18 zu finden.

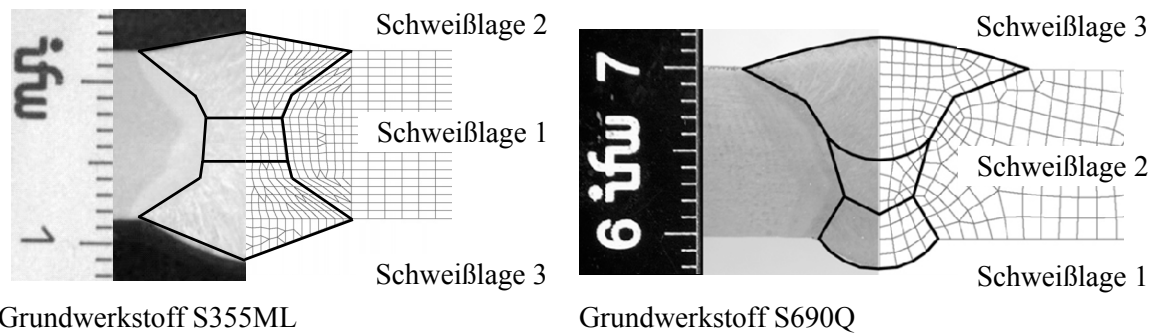


Abbildung 4.53: Makroschliffbild und Diskretisierung des Querschnittes für die untersuchten Stumpfstoßverbindung

Zur Verifizierung der mittels Simulation berechneten Temperaturen dienen die gemessenen Temperaturkurven und die nach der Richtlinie SEW 088 bestimmten Abkühlzeiten $t_{8/5}$. Eine gute Übereinstimmung wird sowohl für die Temperatur als auch für die Abkühlzeiten $t_{8/5}$ festgestellt (siehe Abbildung 4.54).

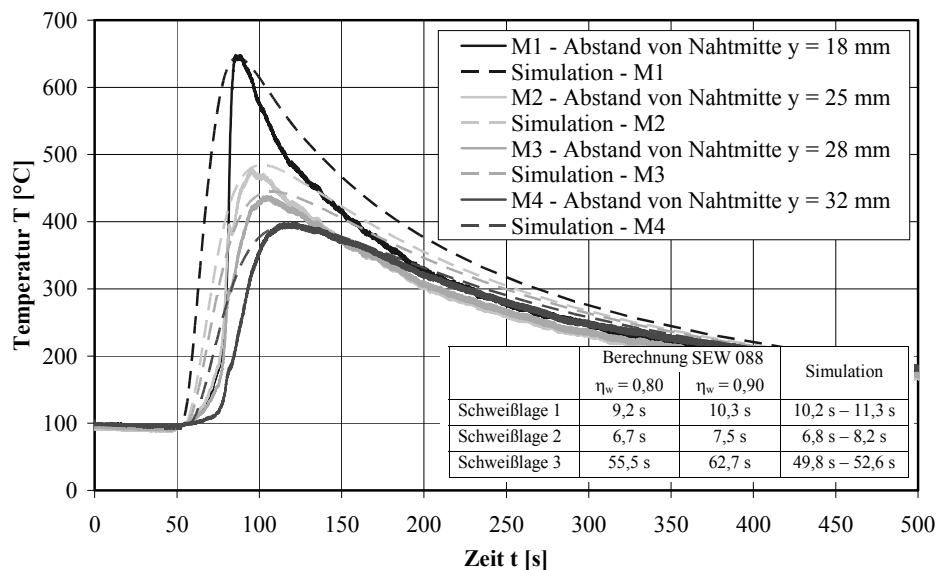


Abbildung 4.54: Temperatur-Zeit-Kurven für verschiedene Abstände von Nahtmitte einer Stumpfstoßverbindung aus Grundwerkstoff S690Q und Schweißzusatzwerkstoff G69

Die maximalen Temperaturen werden bei allen Kurven sehr gut erreicht. Deutlich ist der sehr schnelle Abfall der gemessenen Temperaturkurve während der Abkühlphase. Zwischen Simulation und Experiment tritt eine maximale Differenz von $\Delta T = 65$ K auf. Eine Ursache liegt darin, dass im numerischen Modell Anbauteile, die zur Wärmeableitung beitragen können, nicht berücksichtigt sind.

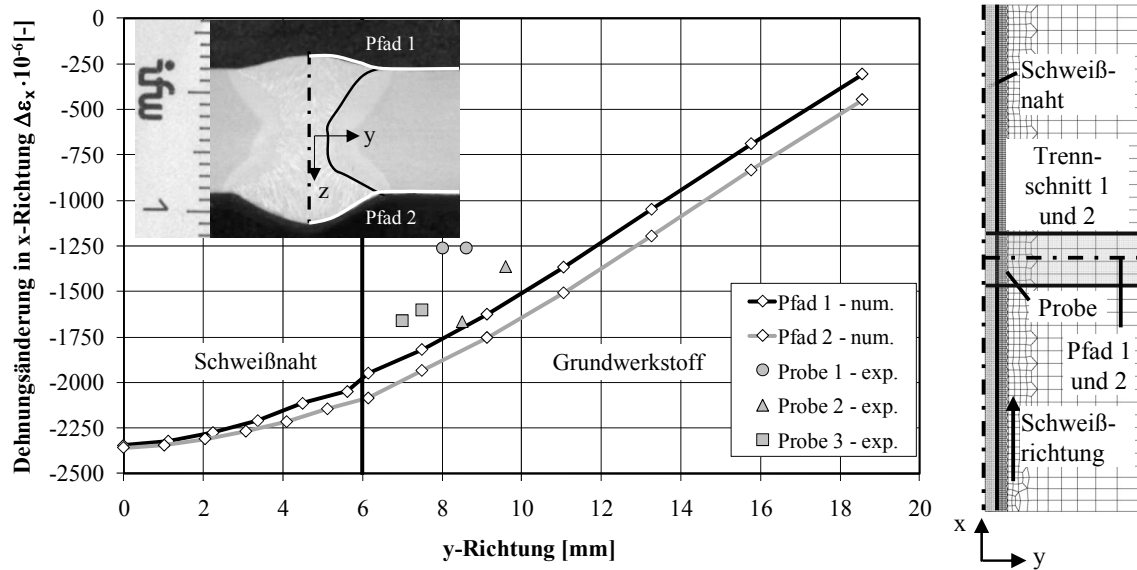


Abbildung 4.55: Dehnungsänderung in x-Richtung $\Delta\epsilon_x$ für eine Stumpfstoßverbindung aus Grundwerkstoff S355ML und Schweißzusatzwerkstoff G42

Eine Auswertung der Simulation hinsichtlich des mechanischen Verhaltens erfolgt sowohl für die Dehnungen als auch für die Spannungen. Abbildung 4.55 zeigt die Dehnungsänderung $\Delta\epsilon$ an der Oberfläche des Stumpfstoßes für Pfade 1 und 2. Die Pfade befinden sich in der Mitte der Probe. Die Versuchsergebnisse für Probe 1 weichen deutlicher als die Ergebnisse für die beiden anderen Proben vom berechneten Verlauf ab. Ursachen liegen darin, dass während des Schweißprozesses Veränderungen der eingetragenen Energie aufgetreten sind, die in der Simulation nicht berücksichtigt sind, bzw. eine lokale Veränderung der Schweißnahtgeometrie vorhanden ist. Tendenziell wird von den Dehnungswerten für Proben 2 und 3 auch der Kurvenverlauf im Grundwerkstoff erfasst.

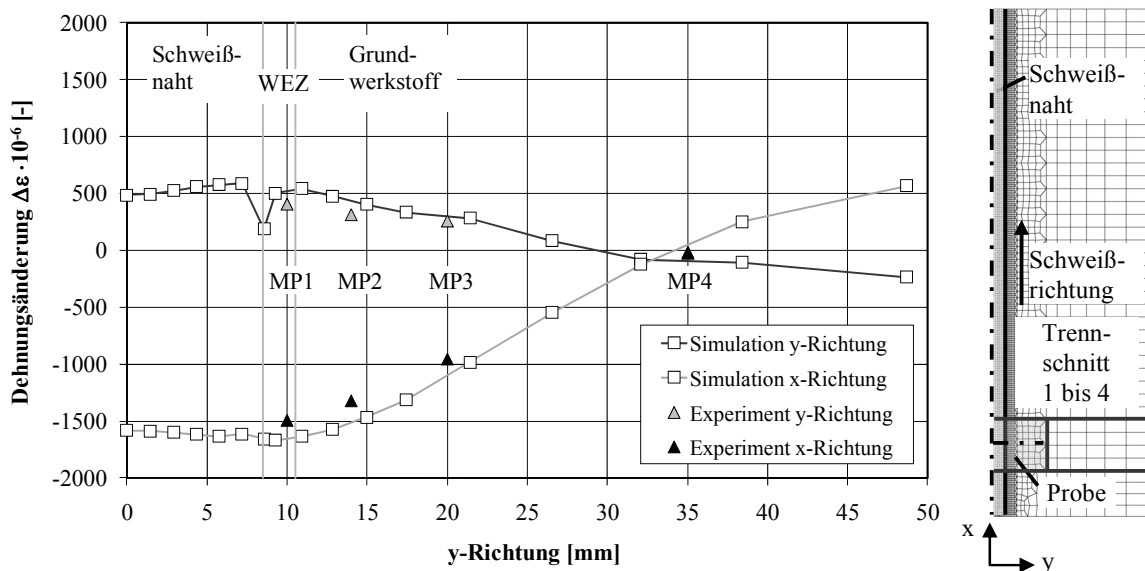


Abbildung 4.56: Dehnungsänderung in x- und y-Richtung $\Delta\epsilon$ für eine Stumpfstoßverbindung aus Grundwerkstoff S690Q und Schweißzusatzwerkstoff G69

Abbildung 4.56 zeigt die Änderungen der Dehnungen in x- und y-Richtung infolge des Trennens für den Stumpfstoß aus Grundwerkstoff S690Q. Die Ergebnisse für die Simulation ergeben sich aus der Differenz des Dehnungszustandes nach dem Schweißen von dem Dehnungszustand nach dem letzten Trennschnitt. Eine gute Übereinstimmung der Ergebnisse in beiden betrachteten Richtungen aus Simulation und Versuch ist für die einzelnen Trennschnitte festzustellen (siehe Anhang A.18). Die Ergebnisse der Dehnungsänderungen in x- und y-Richtung für MP 4 aus Simulation und Messung liegen in Abbildung 4.56 übereinander.

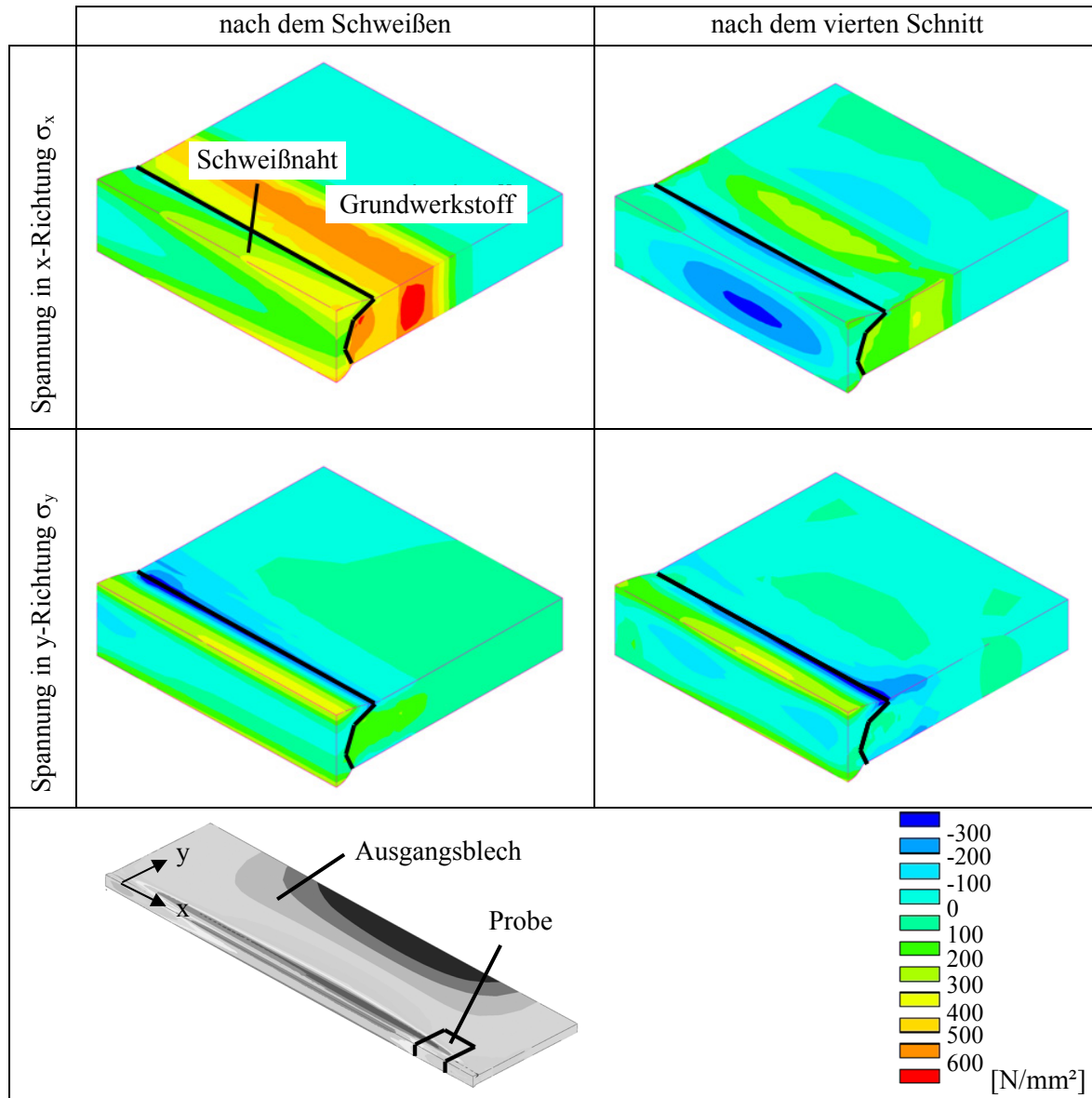


Abbildung 4.57: Eigenspannungszustand in x- und y-Richtung für eine Probe aus einer Stumpfstoßverbindung aus Grundwerkstoff S690Q und Schweißzusatzwerkstoff G69

Die numerische Simulation bietet die Möglichkeit, neben der Ermittlung von Einzelwerten, die zur Gegenüberstellung mit Versuchsergebnissen dienen, auch Spannungszustände eines Körpers darzustellen. Abbildung 4.57 zeigt für die Probe des Stumpfstoßes mit Grundwerkstoff S690Q zwei signifikante Zeitpunkte des Eigenspannungszustandes in x- und y-Richtung. Deutlich wird der starke Abbau von Zugeigenspannungen in x-Richtung infolge der Trennvorgänge. Vorhandene Zugspan-

nungen in der ursprünglichen Schweißnaht wandeln sich am Ende des Prozesses in Druckspannungen um. Die Zugspannungen reduzieren sich auf die Hälfte. In y-Richtung treten geringere Veränderungen in den Spannungen sowohl in der Schweißnaht als auch im Grundwerkstoff auf. Im Randbereich der Schnittkanten bauen sich nach dem vierten Schnitt größere Druckspannungen gegenüber dem Ausgangszustand auf.

Abbildung 4.58 zeigt exemplarisch die Spannungen für eine Probe des Stumpfstoßes aus Grundwerkstoff S690Q in x- und y-Richtung an der Oberfläche der Schweißlage 3 zum Zeitpunkt nach dem Schweißen und nach dem Trennschnitt 4. Die Ergebnisse für die Trennschnitte 1 bis 3 befinden sich im Anhang A.18. Am Verlauf der Spannung in y-Richtung wird deutlich, dass kaum eine Veränderung auftritt. Umso größer ist der Abbau der Spannung in x-Richtung um $\Delta\sigma = 300 \text{ N/mm}^2$ bis zu einem Abstand von $y = 20 \text{ mm}$. Ab einem Abstand von $y = 25 \text{ mm}$ ist die Spannungsdifferenz zwischen beiden Zuständen deutlich geringer. Zur Verifikation der numerischen Ergebnisse wurden punktuelle Messungen mittels der Bohrlochmethode an zwei unterschiedlichen Stellen auf der Oberfläche der herausgeschnittenen Probe durchgeführt. Die Auswertung erfolgt hinsichtlich der Spannung in x- und y-Richtung. Bis auf ein Messergebnis stimmen die Spannungen am Messpunkt mit den Simulationsergebnissen sehr gut überein.

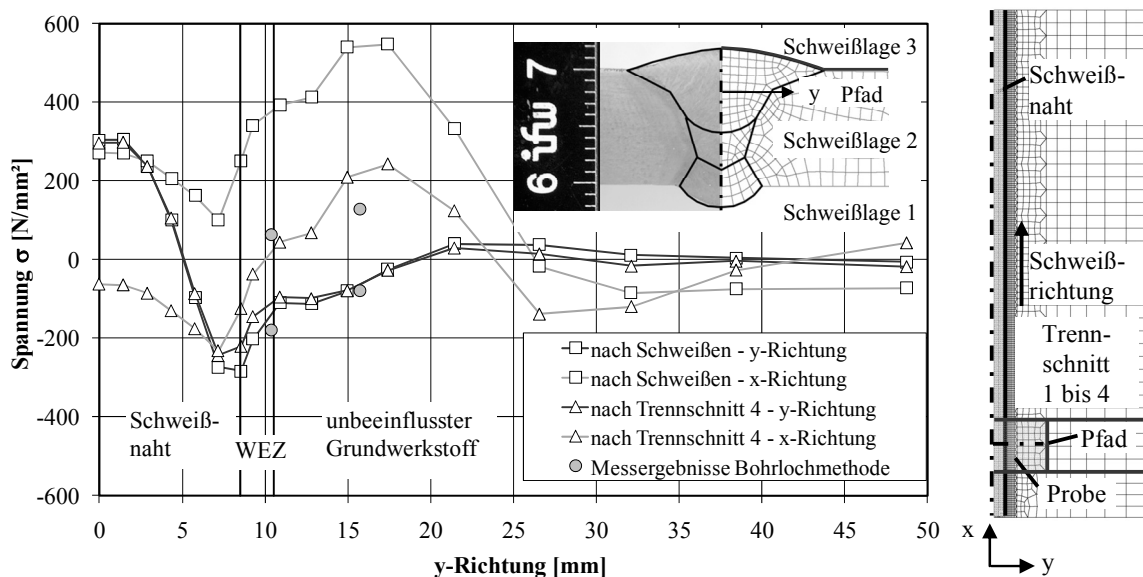


Abbildung 4.58: Spannungen in x- und y-Richtung für eine Stumpfstoßverbindung aus Grundwerkstoff S690Q und Schweißzusatzwerkstoff G69

Die experimentell ermittelten Daten zeigen, dass infolge der Trennschnitte eine Umlagerung der Dehnungen und Spannung insbesondere in x-Richtung erfolgt. Die numerische Simulation der mechanischen Trennprozesse, die keine extremen Wärmeentwicklungen aufweisen, ermöglicht eine schrittweise Betrachtung der Dehnungs- und Spannungsänderungen. Das Beispiel des Stumpfstoßes mit Grundwerkstoff S690Q demonstriert, dass auch Veränderungen der Dehnungen in der Nähe des Randes realitätsnah simuliert werden können.

4.3.4.1.4 Ausgangssituation für Parameteruntersuchungen

Für die numerischen Untersuchungen zum Einfluss von Ausgangsposition, Grund- und Schweißzusatzwerkstoff auf den Eigenspannungszustand wird eine Stumpfstoßverbindung aus dem Grundwerkstoff S460M verwendet. Im Makroschliffbild ist die geometrische Form der DY-Naht zu erkennen (siehe Abbildung 4.59). Die Modellierung des Umwandlungsverhaltens der Grund- und Schweißzusatzwerkstoffe erfolgt auf Grundlage der chemischen Analyse und der in Abschnitt 3.6 erläuterten Vorgehensweise. Die chemische Zusammensetzung ist im Anhang A.18 dargestellt.

Die Berücksichtigung des Energieeintrages für die Schweißnähte SN1 und SN2 erfolgt mithilfe der Schweißparameter, die von zwei Versuchen stammen (siehe Tabelle 4.14). Diese Angaben werden für die Simulation von Schweißverbindungen aus Grundwerkstoff S460M und S690Q verwendet, um vergleichbare Bedingungen hinsichtlich der eingetragenen Energie und der sich daraus ergebenden Temperaturzustände im Blech zu erreichen. Weiterhin ermöglicht diese Vorgehensweise eine gezielte Untersuchung des Eigenspannungszustandes in der Schweißnaht, der im Wesentlichen durch die unterschiedliche Umwandlung des Materials beeinflusst wird. Zur Verifizierung der thermischen Simulation dienen die experimentell ermittelten Abkühlzeiten $t_{8/5}$.

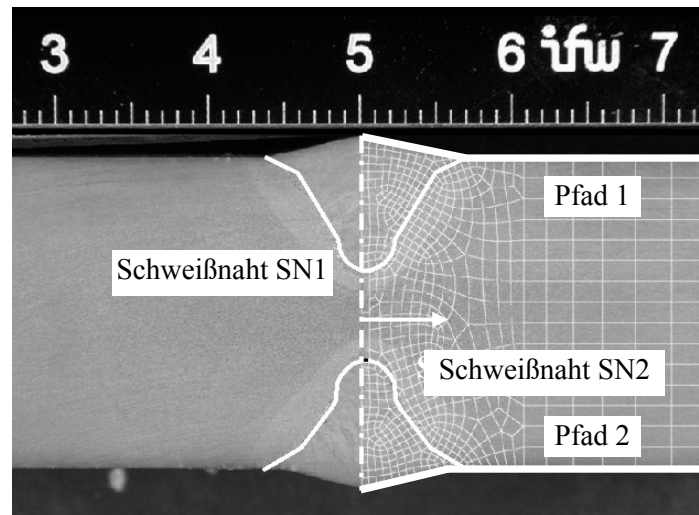


Abbildung 4.59: Makroschliffbild und Diskretisierung des Querschnittes einer Stumpfstoßverbindung aus Grundwerkstoff S460M

Tabelle 4.14: Verwendete Schweißparameter und gemessene Abkühlzeit $t_{8/5}$ der Stumpfstoßverbindungen

Grundwerkstoff	Schweißzusatzwerkstoff	Schweißspannung U [V]	Schweißstrom I [A]	Schweißgeschwindigkeit v_s [cm/min]	Vorwärmtemperatur T_0 [°C]	Abkühlzeit $t_{8/5}$ [s]
S460M	G69	30,2	298	36,4	61	7,7
		30,4	294	36,9	83	7,5
S690Q	G69	30,6	288	35,1	71	8,9
		30,6	286	35,2	86	8,9

4.3.4.1.5 Grund- und Schweißzusatzwerkstoff

Der Einfluss von Grund- und Schweißzusatzwerkstoff auf den Eigenspannungszustand wird anhand von Schweißverbindungen mit jeweils drei Schweißzusatzwerkstoffen je Grundwerkstoff untersucht. Ausgangspunkt sind zwei Stumpfstoßverbindungen mit den Grundwerkstoffen S460M und S690Q, die im Abschnitt 4.3.4.1.4 beschrieben sind. Die Auswahl erfolgt hinsichtlich der Festigkeit von Grund- und Schweißzusatzwerkstoff, um ein gezieltes Undermatching, Matching und Overmatching der Verbindung zu erreichen. Die ausgewählten Schweißzusatzwerkstoffe sind in Tabelle 4.15 aufgeführt.

Tabelle 4.15: Verwendete Schweißzusatzwerkstoffe für Stumpfstoßverbindungen

Grundwerkstoff	Norm	Bezeichnung	Kurzbezeichnung
S460M	DIN EN 440	G 42 4M G3Si1	G42
		G 46 4M G4Si1	G46
	DIN EN ISO 16834	G 69 4Mn4Ni1,5CrMo	G69
S690Q	DIN EN 440	G 46 4M G4Si1	G46
	DIN EN ISO 16834	G 69 4Mn4Ni1,5CrMo	G69
		G 89 6 M Mn4Ni2CrMo	G89

Eine erste Analyse der numerisch berechneten Eigenspannungen hat zum Ziel, den Einfluss der unterschiedlichen Schweißzusatzwerkstoffe auf den Spannungsverlauf in x- und y-Richtung für den Pfad 1 des Teilbleches T4 zu ermitteln.

Zustand 1 (Z1) ist dadurch gekennzeichnet, dass die Temperatur nach dem Schweißen der Schweißnaht SN2 im gesamten Blech $T = 20\text{ °C}$ beträgt und die Teilbleche T1 bis T7 noch zusammenhängen. Jedes Teilblech weist in Abhängigkeit von der Position entlang der Schweißnaht einen ausgeprägten Spannungszustand auf. In Zustand 2 (Z2) liegen die Teilbleche T1 und T7 getrennt vor. Die Teilbleche weisen jeweils einen spezifischen Eigenspannungszustand auf (siehe Abbildung 4.67).

Abbildung 4.60 zeigt die Spannung in y-Richtung im Pfad 1 der Schweißnaht SN1 für das Teilblech T4 der Stumpfstoßverbindung im Zustand 1 für die untersuchten Kombinationen von Grund- und Schweißzusatzwerkstoff. Die Spannungsverläufe im Pfad 1 für Zustand 2 des Teilbleches T4 sind in Abbildung 4.61 dargestellt.

In den Abbildungen 4.60 und 4.61 sind neben den Bereichen der Schweißnaht und der WEZ auch eine Anlasszone, die insbesondere beim Grundwerkstoff S690Q vorhanden ist, sowie der unbeeinflusste Grundwerkstoff eingezeichnet. Die Anlasszone ist dadurch charakterisiert, dass in diesem Bereich die maximale Temperatur nicht höher als $T = 500\text{ °C}$ ist und eine Mindesttemperatur von $T = 250\text{ °C}$ auftritt. Der unbeeinflusste Grundwerkstoff schließt sich an die Anlasszone an und weist keine Veränderungen des Gefüges infolge der Wärmeeinwirkung auf.

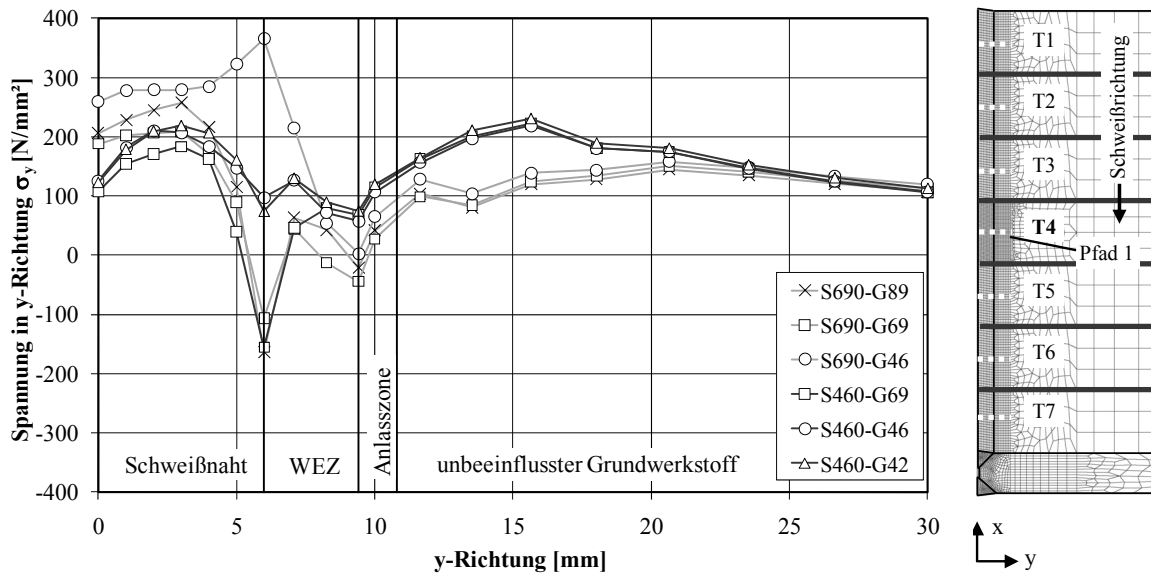


Abbildung 4.60: Spannung im Pfad 1 des Teilbleches T4 für Schweißnaht SN1 in Zustand 1 einer Stumpfstoßverbindung

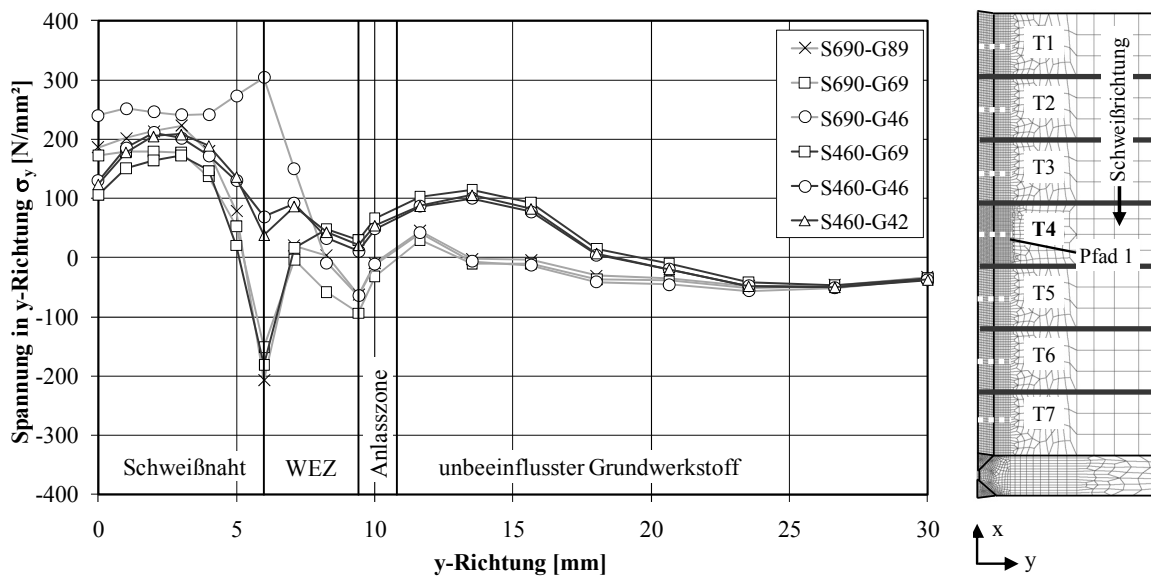


Abbildung 4.61: Spannung im Pfad 1 des Teilbleches T4 für Schweißnaht SN1 in Zustand 2 einer Stumpfstoßverbindung

Im Bereich des unbeeinflussten Grundwerkstoffes zeigen sowohl Abbildung 4.60 als auch Abbildung 4.61 einen für den Grundwerkstoff S460M und S690Q typischen Spannungsverlauf quer zur Schweißnaht. Eine deutliche Trennung hinsichtlich der einzelnen Schweißzusatzwerkstoffe ist nur bedingt möglich und ein Einfluss auf den Eigenspannungszustand ist nicht festzustellen. Ähnlich verhält es sich im Bereich der Anlasszone. Erst in der WEZ wirken sich die unterschiedlichen Schweißzusatzwerkstoffe auf den Spannungsverlauf aus. Tendenziell lässt sich feststellen, dass dort mit höherer Festigkeit des Schweißzusatzwerkstoffes niedrigere Spannungen vorliegen. Eine Ausnahme bildet die Kombination Grundwerkstoff S690 mit dem Schweißzusatzwerkstoff G46, die in der Schweißnaht wesentlich höhere Spannungen als die anderen Kombinationen aufweist. Im

Bereich der Schweißnaht, der ausschließlich durch Zugspannungen geprägt ist, setzt sich diese Tendenz fort.

Eine Spannungsdifferenz für den Pfad 1 ergibt sich zwischen Zustand 1 in Abbildung 4.60 und Zustand 2 in Abbildung 4.61 für das Teilblech T4:

$$\Delta\sigma = \sigma(Z1) - \sigma(Z2) \tag{4.7}$$

mit

- $\sigma(Z1)$ – Spannung im Zustand 1,
- $\sigma(Z2)$ – Spannung im Zustand 2.

Abbildung 4.62 zeigt den Verlauf der Spannungsdifferenz $\Delta\sigma$ in y-Richtung für den Pfad 1 des Teilbleches T4.

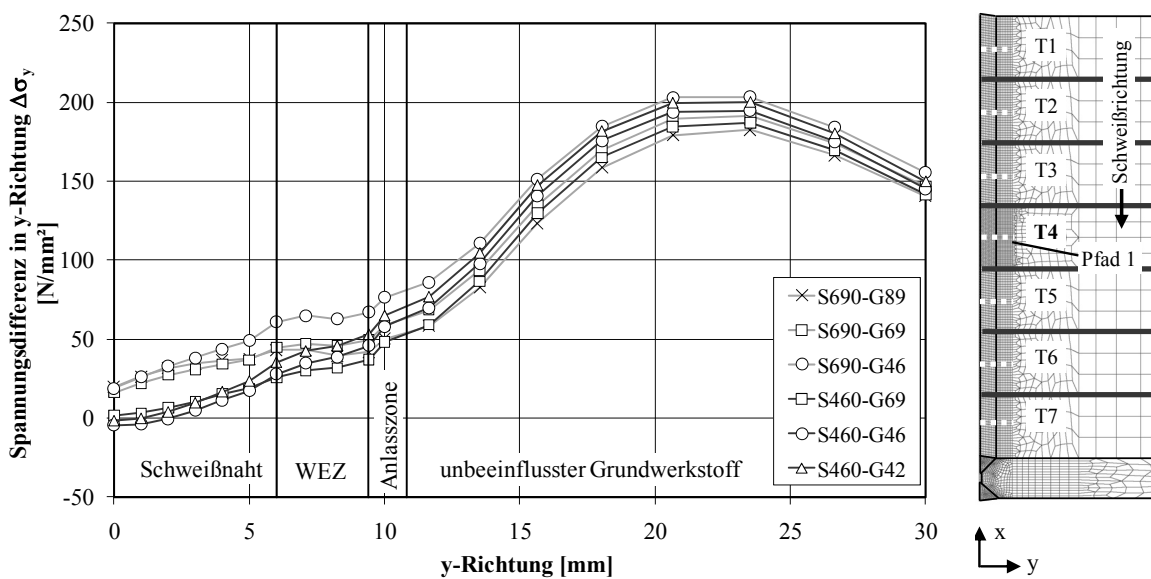


Abbildung 4.62: Spannungsdifferenz in y-Richtung $\Delta\sigma_y$ im Pfad 1 des Teilbleches T4 für Schweißnaht SN1 einer Stumpfstoßverbindung

Im Bereich der Schweißnaht zeigt sich eine von den Grundwerkstoffen abhängige Veränderung, die von $\Delta\sigma = 0 \text{ N/mm}^2$ bis maximal $\Delta\sigma = 60 \text{ N/mm}^2$ reicht. In der WEZ wird der Einfluss der Festigkeit des Schweißzusatzwerkstoffes durch den unterschiedlichen Spannungsverlauf deutlich. Ein Schweißzusatzwerkstoff höherer Festigkeit neigt tendenziell zu einer geringeren Spannungsdifferenz.

Ausgehend von der Anlasszone verlaufen alle Kurven im Bereich des unbeeinflussten Grundwerkstoffes affin. Es lässt sich feststellen, dass in der Schweißnaht 1 des Teilbleches durch das Trennen unabhängig vom Schweißzusatzwerkstoff nur eine geringe Spannungsänderung im Bereich der Schweißnaht und der WEZ in y-Richtung auftritt. Dagegen sind im unbeeinflussten Grundwerkstoff große Spannungsänderungen unabhängig sowohl vom Grund- als auch vom Schweißzusatzwerkstoff zu finden. Ein ähnliches Ergebnis lässt sich für die Schweißnaht 2 feststellen.

Im Folgenden werden die Spannungen in x-Richtung im Pfad 1 für dasselbe Teilblech T4 und die Schweißnaht 1 analysiert und die Veränderung infolge des Trennens untersucht. Abbildung 4.63

zeigt die Spannung in x-Richtung im Pfad 1 der Schweißnaht SN1 für das Teilblech T4 der Stumpfstoßverbindung im Zustand 1 für die untersuchten Kombinationen von Grund- und Schweißzusatzwerkstoff. Die Spannungsverläufe im Pfad 1 für Zustand 2 des Teilbleches T4 sind in Abbildung 4.64 dargestellt.

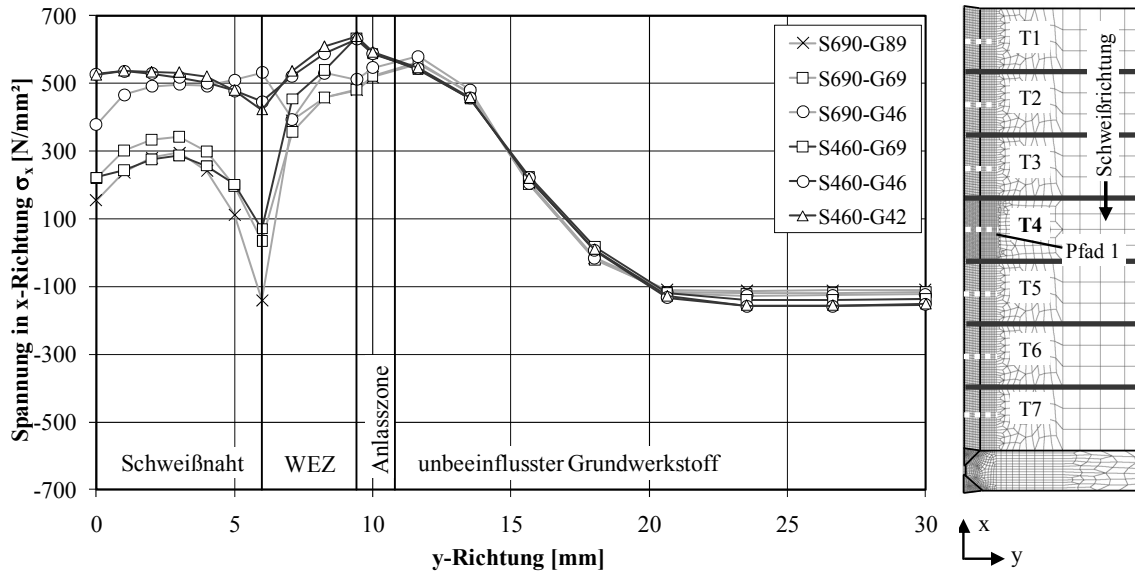


Abbildung 4.63: Spannung in x-Richtung σ_x im Pfad 1 des Teilbleches T4 für Schweißnaht SN1 in Zustand 1 einer Stumpfstoßverbindung

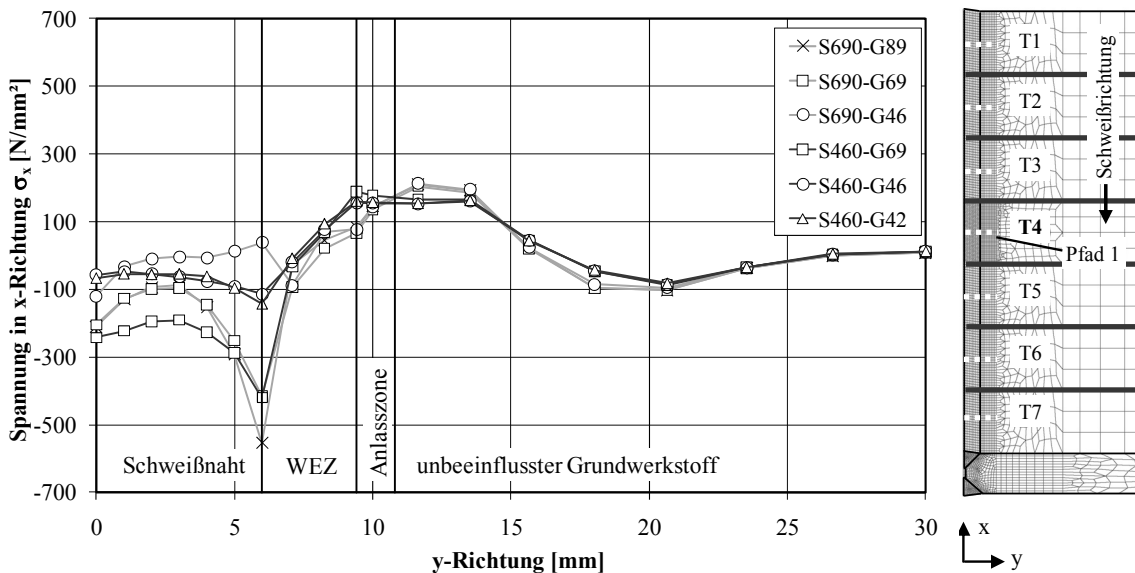


Abbildung 4.64: Spannung in x-Richtung σ_x im Pfad 1 des Teilbleches T4 für Schweißnaht SN1 in Zustand 2 einer Stumpfstoßverbindung

Im unbeeinflussten Grundwerkstoff verlaufen die Spannungskurven bis zum Abstand $y = 15$ mm unabhängig vom Grund- und Schweißzusatzwerkstoff nahezu identisch. Im Bereich der Anlasszone tritt bei Spannungen bis zu $\sigma = +650$ N/mm² im Zustand 1 eine Differenzierung hinsichtlich des Grundwerkstoffes auf. Im Zustand 2 erfolgt diese Differenzierung bei einem Abstand $y = 15$ mm.

Im Fall des Grundwerkstoffes S460M verlaufen die Spannungen mit den Schweißzusatzwerkstoffen G42 und G46 im Bereich Schweißnaht und WEZ identisch. Eine eindeutige Tendenz hinsichtlich der Größe der Eigenspannung in Abhängigkeit des Schweißzusatzwerkstoffes beim Grundwerkstoff S460M ist nicht festzustellen.

Die Spannungen für die Kombinationen des Grundwerkstoffes S690Q verlaufen in Abhängigkeit von der Festigkeit des Schweißzusatzwerkstoffes insbesondere in der Schweißnaht unterschiedlich. Tendenziell lässt sich erkennen, dass, je höher die Festigkeit des Schweißzusatzwerkstoffes ist, die vorhandenen Eigenspannungen umso niedriger sind.

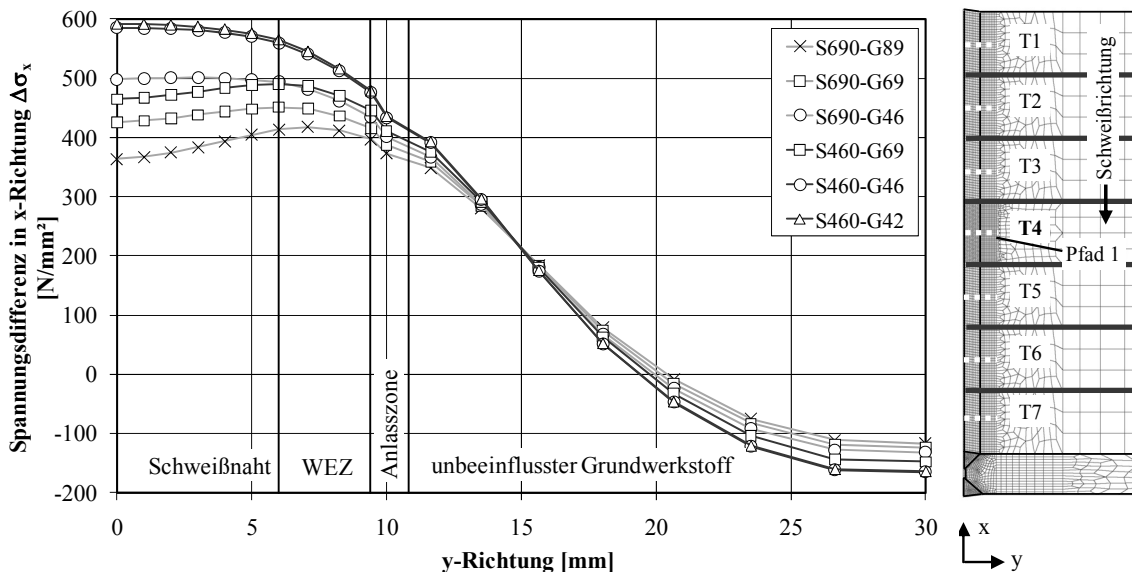


Abbildung 4.65: Spannungsdifferenz in x-Richtung $\Delta\sigma_x$ im Pfad 1 des Teilbleches 4 für Schweißnaht SN 1 der Stumpfstoßverbindung

Eine Verschiebung, die schon bei den Spannungen in y-Richtung zu beobachten war, tritt auch bei den Spannungen in x-Richtung auf (siehe Abbildung 4.65). Die Spannungsdifferenz zwischen Zustand 1 und Zustand 2 spiegelt die Beschreibung für die beiden einzelnen Zustände sehr gut wider. Im Bereich der Schweißnaht treten Spannungsänderungen von bis zu $\Delta\sigma = +600 \text{ N/mm}^2$ auf. Diese führen dazu, dass sich die nach dem Schweißen vorhandenen Zugspannungen infolge des Trennens in Druckspannungen umlagern. Der Einfluss des Schweißzusatzwerkstoffes auf die Eigenspannungen insbesondere beim Grundwerkstoff S690Q ist vorhanden und der Schweißzusatzwerkstoff mit einer höheren Festigkeit weist eine geringere Spannungsdifferenz als der Schweißzusatzwerkstoff mit einer niedrigen Festigkeit auf. Im Fall des Grundwerkstoffes S460M verlaufen die Kurven für die Kombinationen zu denen der Schweißzusatzwerkstoffen G42 und G46 identisch. Im Bereich des unbeeinflussten Grundwerkstoffes liegen alle Kurven bis zu einem Abstand von $y = 15 \text{ mm}$ sehr eng zusammen. Erst danach und im Bereich der Anlasszone sowie der WEZ findet eine Differenzierung in Abhängigkeit vom Grund- und Schweißzusatzwerkstoff statt.

Eine Änderung des Schweißzusatzwerkstoffes führt dazu, dass sich der Bereich der größten Spannungsumlagerungen von der Schweißnaht in die WEZ verschiebt. Insbesondere ein Overmatching der Schweißverbindung hat zur Folge, dass die größte Spannungsdifferenz zwischen Zustand 1 und 2 im Bereich der WEZ auftritt. Die Trennung des Bleches in Teilbleche führt bei den Spannungen

in x-Richtung zu einer deutlichen Reduzierung der Zugspannungen; im Beispiel zu Druckspannungen führt. Die Spannungsveränderungen in y-Richtung sind gegenüber der Veränderung in x-Richtung sehr gering. Ein ähnliches Verhalten ist auch bei der Schweißnaht 2 erkennen. Es lässt sich für den Einfluss des Grund- und Schweißzusatzwerkstoffes auf die Eigenspannungen zusammenfassend feststellen, dass

- tendenziell eine höhere Festigkeit des Schweißzusatzwerkstoffes zu niedrigeren Spannungen in der Schweißnaht und der WEZ führt;
- ein Undermatching unabhängig vom Grundwerkstoff und von der x- bzw. y-Richtung die größten Spannungsänderungen aufweist;
- bei Grundwerkstoffes S690Q die Schweißnaht SN2 eine geringere Veränderung der Spannung in x-Richtung zeigt als bei der Schweißnaht SN1;
- beim Grundwerkstoff S460M die Spannungsdifferenzen in x-Richtung (Nahtlängsrichtung) bei Schweißnaht SN1 und SN2 im Bereich der Schweißnaht ähnlich groß sind;
- bei den Spannungen in y-Richtung (Nahtquerrichtung) außerhalb der Umwandlungsbereiche eine Abhängigkeit vom Grundwerkstoff festzustellen ist.

In Tabelle A.73 und A.74 im Anhang A.19 finden sich detaillierte Auflistungen der Spannungen bzw. Spannungsdifferenzen für die Bereiche Schweißnaht und WEZ der Schweißnähte SN1 und SN2 getrennt nach den Grundwerkstoffen S460M und S690Q.

4.3.4.1.6 Ausgangsposition

Der Einfluss der Ausgangsposition des Teilbleches T_i im Ausgangsblech auf den Eigenspannungszustand wird an einem 175 mm langen Blech betrachtet. Abbildung 4.66 zeigt in der Draufsicht das FE-Modell und die Abmessungen sowohl der geschweißten Ausgangs- als auch der Teilbleche T1 bis T7. Diese entstehen in der Simulation nach dem Schweißen der zwei Nähte und vollständiger Abkühlung auf $T = 20\text{ °C}$ mit einer Breite von $b = 25\text{ mm}$ quer zur Schweißnaht. Die Analyse der Eigenspannungen in x- und y-Richtung wird für jedes Teilblech an der Oberfläche des in Abbildung 4.66 markierten Pfades im Bereich der Schweißnaht und der WEZ durchgeführt.

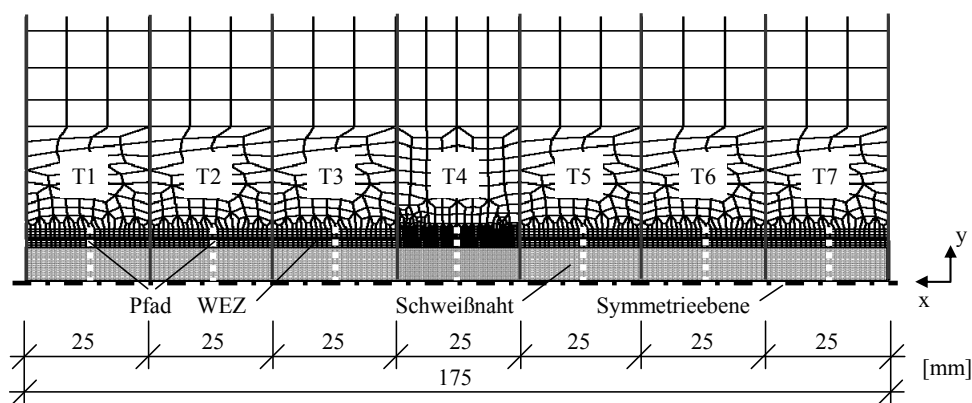


Abbildung 4.66: Geometrie und Diskretisierung des Ausgangsbleches und der Teilbleche T_i einer Stumpfstoßverbindung

Abbildung 4.67 zeigt die Spannung in x-Richtung σ_x nach dem Schweißen der Schweißnaht SN2 – Zustand 1 – und nach dem Trennen der einzelnen Teilbleche T1 bis T7 – Zustand 2 für die Kombination Grundwerkstoff S690Q und Schweißzusatzwerkstoff G69. Nach dem Schweißen weist

jedes Teilblech in Abhängigkeit von der Position entlang der Schweißnaht einen ausgeprägten Spannungszustand in der Schweißnaht und WEZ auf. In Zustand 2 (Z2) liegen die Teilbleche T1 bis T7 getrennt vor und es bildet sich ein Spannungszustand aus, der aufgrund der geometrischen Abmessung bei jedem Teilblech ähnlich ist.

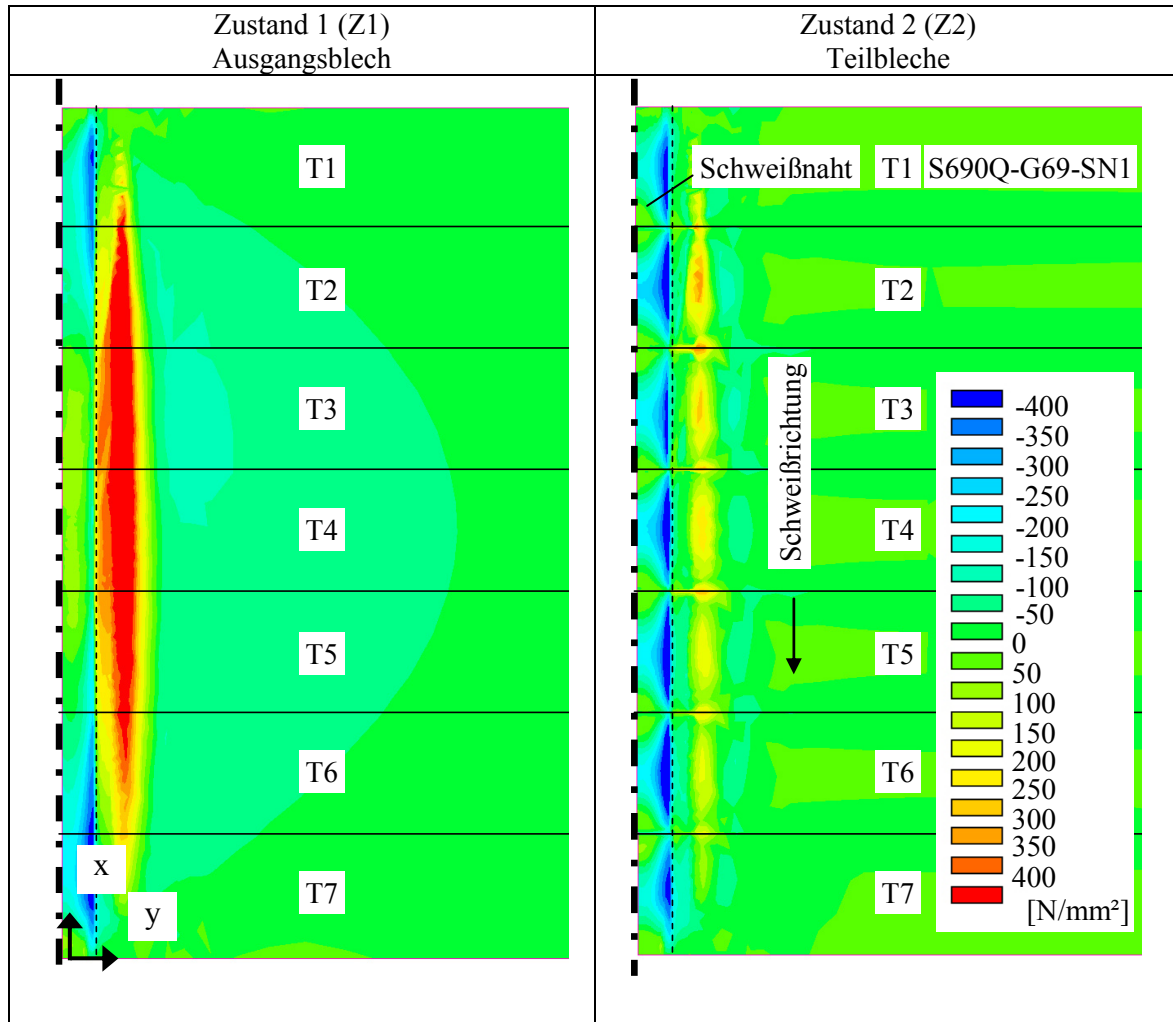


Abbildung 4.67: Spannung in x-Richtung σ_x für Zustand 1 und 2 einer Stumpfstoßverbindung

Am Beispiel der Kombination Grundwerkstoff S460 und Schweißzusatzwerkstoff G46 wird der Einfluss der Position entlang der Schweißnaht auf den Spannungsverlauf der Schweißnaht SN2 untersucht. Aus den vorangegangenen Untersuchungen ist bekannt, dass die größten Veränderungen der Spannungen im Bereich der Schweißnaht und der WEZ auftreten. Die Auswertung erfolgt daher ausschließlich für diese beiden Bereiche.

Abbildung 4.68 zeigt für Schweißnaht SN2 die Spannungen in y-Richtung σ_y für die Teilbleche T1 bis T7 in Zustand 1 und Zustand 2. Deutlich wird, dass in Zustand 1 nur Druckspannungen vorhanden sind, die sich aber unsymmetrisch im Blech ausbilden. Entsprechend liegen für die korrespondierenden Teilbleche – T1 und T7, T2 und T6, T3 und T5 – keine gleichen Spannungsverläufe vor. Dieses deutet daraufhin, dass einerseits die Lagerungsbedingung der Bleche und andererseits die Schweißrichtung einen Einfluss auch auf die Teilbleche haben, obwohl die Geometrie identisch ist.

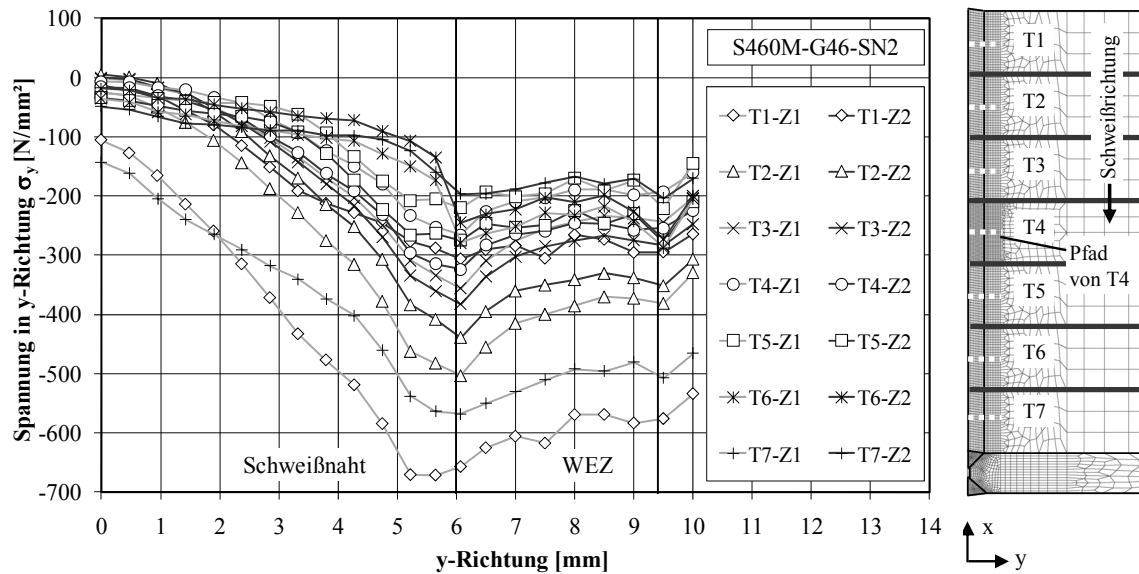


Abbildung 4.68: Spannungen in y-Richtung σ_y in Pfaden der Teilbleche T1 bis T7 für Schweißnaht SN2 des Stumpfstoßes

Infolge des Trennens der Teilbleche, das zu Zustand 2 führt, verkleinert sich das Streuband, in dem die Spannungsverläufe liegen, und ein Angleichungsprozess durch die Umlagerung der Spannung erfolgt. Dennoch existiert zwischen den beiden Spannungskurven, die das neue Streuband begrenzen, ein Spannungsunterschied von $\Delta\sigma = 300 \text{ N/mm}^2$ am Übergang zwischen Schweißnaht und WEZ. Abbildung 4.69 zeigt die Spannungsdifferenz in y-Richtung zwischen Zustand 1 und 2 und ermöglicht eine genauere Analyse. Die Teilbleche T1 und T7 weisen im Bereich der Schweißnaht eine identische Spannungsdifferenz von bis zu $\Delta\sigma = -400 \text{ N/mm}^2$ auf, was in diesem Fall bedeutet, dass sich die Druckspannungen reduzieren. Theoretisch sollte sich für die anderen korrespondierenden Teilbleche ein ähnlicher Verlauf ergeben. Die numerische Simulation zeigt, dass zwischen den zusammengehörigen Kurven ein Unterschied von rund $\sigma = 30 \text{ N/mm}^2$ besteht. Eine Ursache liegt vermutlich in der numerischen Modellierung des Trennvorgangs. Tendenziell wird aber deutlich, dass einerseits die Spannungsdifferenz vom Blechrand zur Blechmitte abnimmt und andererseits sich die Druckspannungen am Rand reduzieren. Weiterhin wird im Fall der Schweißnaht SN2 die Druckspannung in den Teilblechen T4 und T5 erhöht. Ein ähnliches Verhalten lässt sich auch bei der Schweißnaht SN1 sowohl für die Kombinationen des Grundwerkstoffes S460M als auch für die Kombinationen des Grundwerkstoffes S690Q feststellen (siehe Anhang A.19).

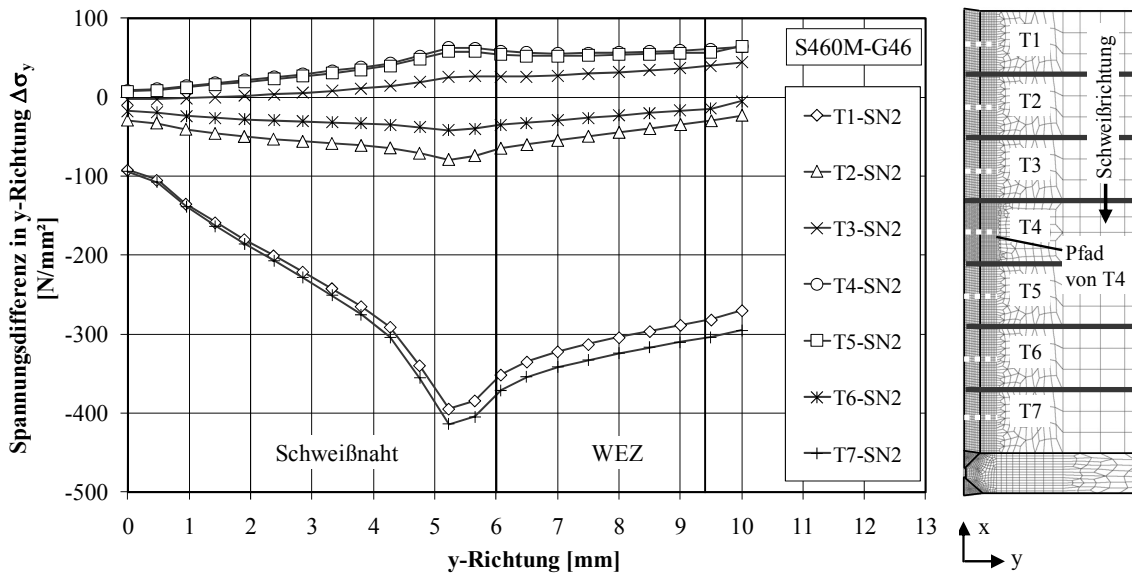


Abbildung 4.69: Spannungsdifferenz in y-Richtung $\Delta\sigma_y$ in Pfaden der Teilbleche T1 bis T7 für Schweißnaht SN2 einer Stumpfstoßverbindung

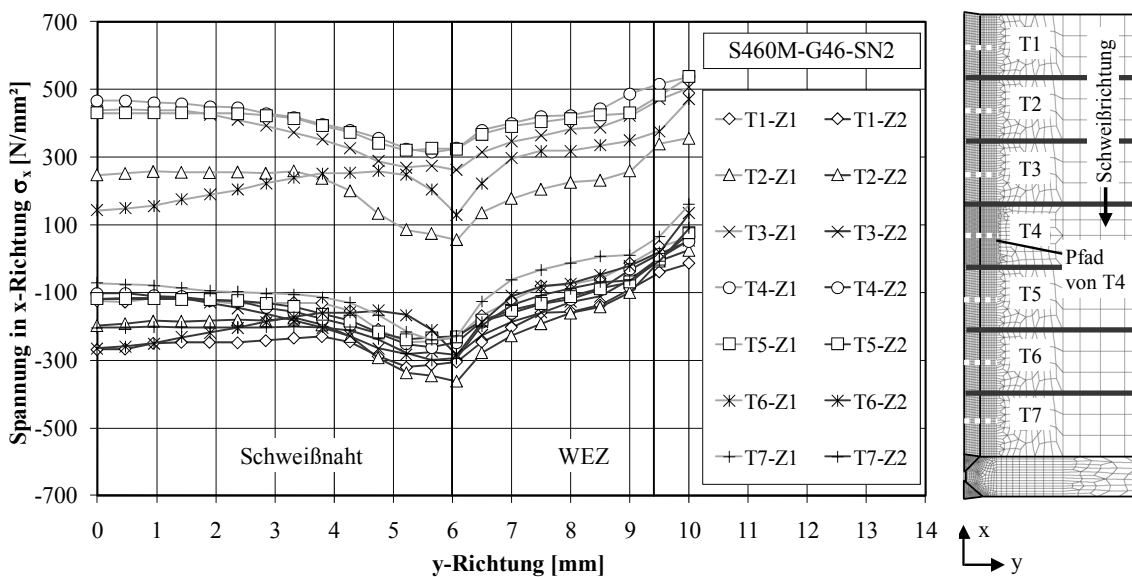


Abbildung 4.70: Spannungen in x-Richtung σ_x in Pfaden der Teilbleche T1 bis T7 für Schweißnaht SN2 einer Stumpfstoßverbindung

Die Veränderung der Spannungen in x-Richtung zeigt Abbildung 4.67, in Abbildung 4.70 wird dies anhand der ausgewählten Pfade für die Teilbleche T1 bis T7 verdeutlicht. Ausgehend von den Spannungsverläufen im Zustand 1, die sich von Druck- bis Zugspannungen erstrecken, sind im Zustand 2 im Bereich der Schweißnaht und der WEZ nur Druckspannungen zu finden. Eine eindeutige Reihenfolge, wie bei der Spannung in y-Richtung, ist nicht festzustellen. Im Bereich der WEZ liegt zwischen den begrenzenden Kurven ein Unterschied bei den Spannungen von $\Delta\sigma = 100 \text{ N/mm}^2$ vor. Dieser Spannungsunterschied vergrößert sich bis zur Nahtmitte der Teilbleche auf $\Delta\sigma = 250 \text{ N/mm}^2$. Abbildung 4.71 zeigt die Spannungsdifferenz zwischen Zustand 1 und 2 für das ausgewählte Beispiel in x-Richtung. Insbesondere für die Teilbleche T2 bis T6 ist eine über

den Bereich der Schweißnaht ähnliche Veränderung der Spannung zu beobachten. In Abhängigkeit von der Position entlang der Schweißnaht treten unterschiedlich große Spannungsdifferenzen auf. Die korrespondierenden Teilbleche T1 und T7, T2 und T6 sowie T3 und T5 weisen einen nahezu identischen Kurvenverlauf auf. Die größten Veränderungen der Spannung sind im Teilblech 4 zu finden.

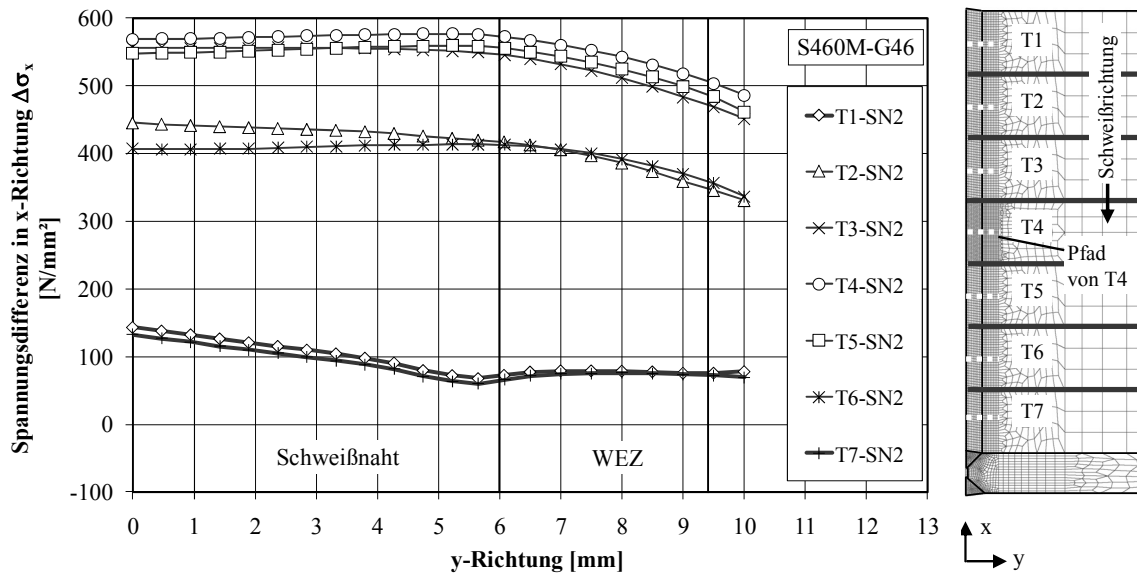


Abbildung 4.71: Spannungsdifferenz in x-Richtung $\Delta\sigma_x$ in Pfaden der Teilbleche T1 bis T7 für Schweißnaht SN2 einer Stumpfstoßverbindung

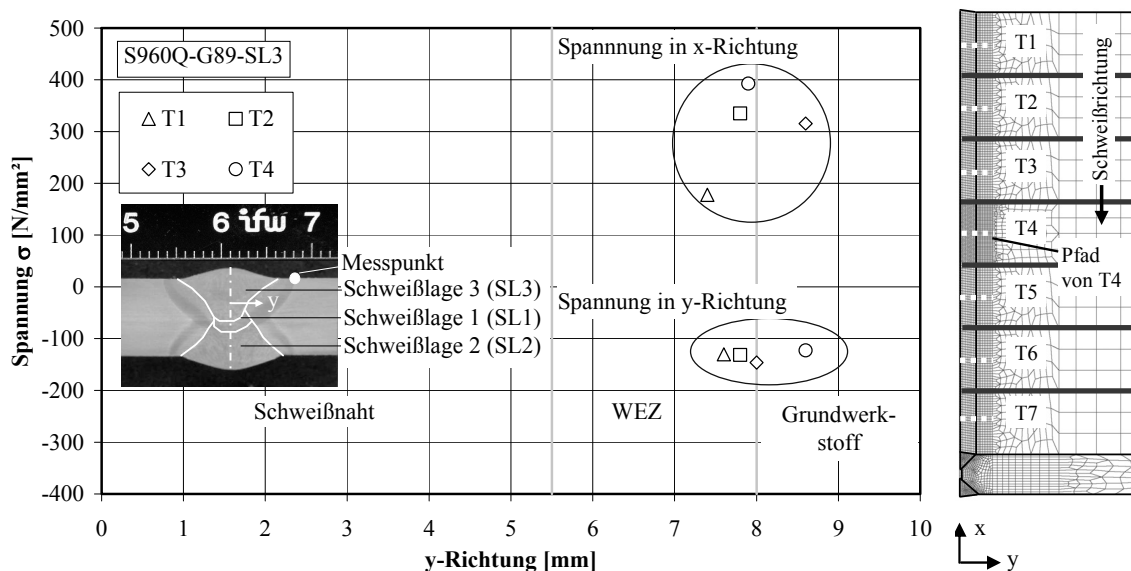


Abbildung 4.72: Gemessene Spannung in x- und y-Richtung einer Stumpfstoßverbindung

Zusätzlich wurde die Spannungsänderung für die Kombination Grundwerkstoff S960Q und Schweißzusatzwerkstoff G89 an einem 10 mm dicken Blech mit einer dreilagigen DV-Naht experimentell untersucht. Abbildung 4.72 zeigt die mithilfe der Bohrlochmethode ermittelten Spannungen in x- und y-Richtung für die Schweißlage SL3 an den 30 mm breiten Teilblechen. Der Abstand der Messstelle von der Schweißnahtmitte von mindestens $y = 7$ mm ist durch die Geometrie der

Dehnungsmessstreifenrosette bedingt. Es lässt sich erkennen, dass in Teilblechen T1 bis T4 ein ähnlicher Eigenspannungszustand in x- und y-Richtung bei unterschiedlichen Ausgangspositionen vorhanden ist. Die Messwerte der ausgewählten Punkte für die Spannung in y-Richtung liegen auf einem Niveau. In x-Richtung treten für die Teilbleche T2 bis T4 Zugspannungen in ähnlicher Höhe auf. Nur für Teilblech T1 ist die gemessene Spannung deutlich geringer. Tendenziell konnten die numerisch ermittelten Ergebnisse bestätigt werden.

Es lässt sich für den Einfluss der Position im Ausgangsblech zusammenfassend feststellen, dass

- jedes Teilblech nach dem Trennen einen individuellen Eigenspannungszustand aufweist;
- ein deutlicher Abbau der Zugeigenspannungen in x-Richtung auftritt;
- sich am Rand die Spannungen in y-Richtung stärker verändern als in der Mitte des Bleches;
- die Spannungsdifferenz in x-Richtung bei den Proben in der Mitte des Bleches größer ist als am Rand;
- im Bereich der Schweißnaht und der WEZ sowohl in x-Richtung (Nahtlängsrichtung) als auch in y-Richtung (Nahtquerrichtung) eine ähnlich hohe Beeinflussung vorhanden ist;
- tendenziell der Grundwerkstoff S690Q geringere Spannungsänderung aufweist als der Grundwerkstoff S460M.

4.3.4.1.7 Zusammenfassung

Es lässt sich feststellen, dass mit der numerischen Simulation die Veränderung des Eigenspannungszustandes durch das Trennen von geschweißten Proben bestimmt werden kann. Weiterhin zeigen die Ergebnisse, dass bei einer Stumpfstoßverbindung die Eigenspannung unabhängig von Grundwerkstoff und Schweißlage in x-Richtung stärker beeinflusst wird als in y-Richtung. Prinzipiell werden Zugeigenspannungen deutlich reduziert und Druckeigenspannungen verringert. Im Bereich der Schweißnaht und der WEZ treten die größten Veränderungen des Eigenspannungszustandes auf.

Die Untersuchungsergebnisse zum Einfluss der Position im Ausgangsblech, von Grund- und Schweißzusatzwerkstoff auf die Eigenspannungen am Beispiel einer Stumpfstoßverbindung in Tabelle A.73 und A.74 im Anhang A.19 ermöglichen es, eine Abschätzung des ursprünglichen Spannungszustandes nach dem Schweißen sowohl in x- als auch in y-Richtung in Abhängigkeit von Ausgangsposition, Grund- und Schweißzusatzwerkstoff vorzunehmen. Die strukturierte Aufbereitung in Diagrammen und Tabellen gestattet eine Aussage für die Schweißnaht und die WEZ getrennt nach den Schweißnähten SN1 und SN2. Es besteht die Möglichkeit, vom Spannungszustand im Teilblech auf den Spannungszustand im Gesamtblech zu schließen. Eine Messung der Eigenspannungen an dem zu untersuchenden Teilblech sowie die Kenntnis der Position entlang der Schweißnaht sind wichtige Voraussetzungen für die Ermittlung der Spannung im Ausgangsblech. Eine andere Möglichkeit ist, von einer Eigenspannungsmessung an einem Großbauteil den Spannungszustand eines Teilbleches oder einer Probe mithilfe der ermittelten Spannungsdifferenzen abzuschätzen. Beide Wege, die Veränderung des Eigenspannungszustandes für eine Stumpfstoßverbindung schnell und unkompliziert zu erfassen, sind auf Grundlage der numerisch ermittelten und aufbereiteten Ergebnisse denkbar.

4.3.4.2 WIG-Nachbehandlung

4.3.4.2.1 Allgemeines

Der Einsatz von Nachbehandlungsprozessen im Bereich der Nahtübergänge von Schweißverbindungen soll zu einer Verbesserung der Ermüdungsfestigkeit von Konstruktionsdetails führen. Ziel ist, höherfeste Stähle bei wechselnder Beanspruchung effektiver einsetzen zu können. Zahlreiche wissenschaftliche Veröffentlichungen beschäftigen sich mit der experimentellen Untersuchung der verschiedenen Nachbehandlungsverfahren [UMME, 2005], [KUHL, 2005].

Der WIG-Nachbehandlungsprozess besitzt dabei den Vorteil in der Nutzung der Standard-Schweißtechnologie und im automatisierten Einsatz des Brenners in Wannenlage [MINN, 1981]. Damit wird eine kostengünstige Steigerung der Schwingfestigkeit von Schweißverbindungen möglich. Weiterhin besteht die Möglichkeit einer erneuten Anwendung, um Fehler bei der Durchführung zu korrigieren und eine optimale Geometrie des Nahtübergangs zu erreichen.

In [BUIR, 1998] wird festgestellt, dass die Gefügestruktur, die sich nach dem Nachbehandlungsprozess einstellt, einen wesentlichen Einfluss auf die Schwingfestigkeit hat. Zur Reduzierung von Härtespitzen kann ein Spannungsarmglühen durchgeführt werden, bei dem allerdings eine Abminderung des Nachbehandlungseinflusses auf die Dauerfestigkeit auftritt. Dies wird als Hinweis darauf gewertet, dass auch die Eigenspannungen, die durch die WIG-Nachbehandlung entstehen, neben der Veränderung der Geometrie zur Steigerung der Schwingfestigkeit beitragen [MÜSG, 1982]. Weitere Erläuterungen sind im Anhang A.4 zu finden.

Ein Ziel der nachfolgenden Untersuchungen ist es, die WIG-Nachbehandlung von MAG-geschweißten Verbindungen höchstfester Feinkornbaustähle mithilfe der FE-Methode zu analysieren und den Einfluss einer erneuten Erwärmung nach dem Schweißprozess zu charakterisieren. Am Beispiel eines Stumpfstoßes aus Grundwerkstoff S690QL und eines Kreuzstoßes aus Grundwerkstoff S960QL werden die Veränderungen der Gefüge- und Eigenspannungszustände, die sich nach dem Schweißprozess eingestellt hatten, untersucht. Dazu ist es notwendig, in einem ersten Schritt den Zustand nach dem Schweißprozess numerisch zu simulieren. Zur Verifizierung der numerisch ermittelten Temperaturfelder werden die Versuchsergebnisse von Messungen der Abkühlzeit $t_{8/5}$ genutzt.

4.3.4.2.2 Experiment

Eine WIG-Nachbehandlung von Schweißnahtübergängen erfolgte am Günter-Köhler-Institut für Fügetechnik und Werkstoffprüfung in Jena an MAG-geschweißten Stumpf- und Kreuzstoßen aus Feinkornbaustahl S690QL (Blechdicke $t = 15$ mm) bzw. S960QL (Blechdicke $t = 10$ mm). Den Versuchsaufbau während des MAG-Schweißprozesses und des WIG-Nachbehandlungsprozesses zeigt Abbildung 4.73.

Die Makroschliffbilder eines 40 cm langen Stumpfstoßes mit einer fünfflagigen DV-Naht aus dem Grundwerkstoff S690QL und eines 50 cm langen Kreuzstoßes mit Grundwerkstoff S960QL sind in Abbildung 4.74 dargestellt. Die Verbindung beim Kreuzstoß ist als dreilagige DHV-Naht ausgebildet. Die Angabe zu dem jeweils verwendeten Schweißzusatzwerkstoff und die Reihenfolge der WIG-Nachbehandlung sind in Abbildung 4.74 ebenfalls erläutert.

Bei der WIG-Nachbehandlung wurde ein Impulslichtbogen (ILB) eingesetzt. Dadurch kann der Lichtbogendruck auf die Schmelze erhöht und eine Verbesserung der Ausrundung des Schweißnahtübergangs erreicht werden. Der verwendete Rechteckimpuls erlaubte eine gute Anpassung der Verfahrensparameter zur Ausbildung eines optimalen Nahtüberganges mit einem Mindestübergangsradius von $r = 3$ mm. Die verwendeten Parameter für die MAG-Schweißprozesse und die WIG-Nachbehandlungen sind im Anhang A.20 dokumentiert. Die Abkühlzeiten $t_{8/5}$ wurden in den Schweißnähten bzw. den Schweißnahtübergängen mithilfe eines Strahlungs-pyrometers [IMPAC, 2005] während des Versuches gemessen und sind im Anhang A.20 zu finden.

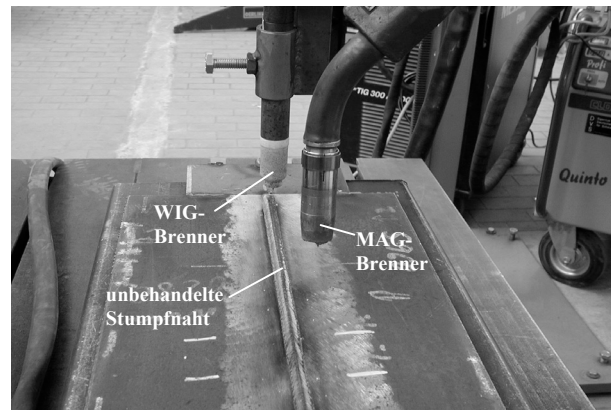


Abbildung 4.73: Versuchsaufbau beim MAG-Schweißprozess und beim WIG-Nachbehandlungsprozess einer Stumpfstoßverbindung

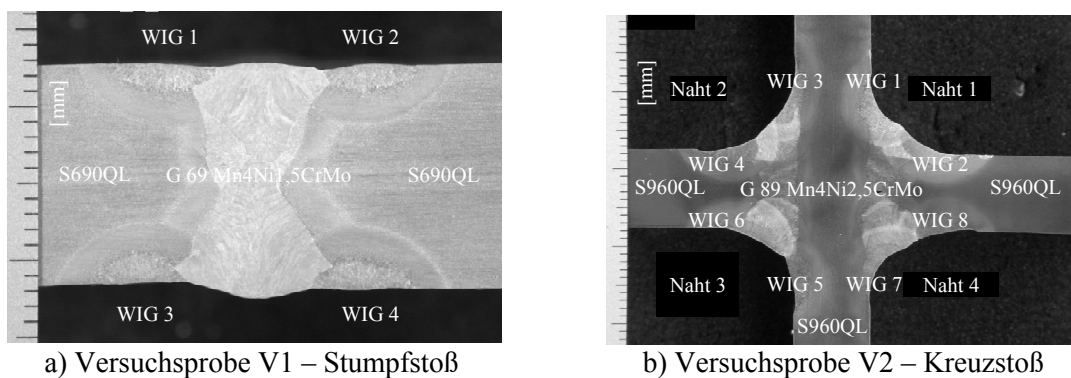


Abbildung 4.74: Makroschliffbilder der beiden untersuchten Versuchsproben

4.3.4.2.3 Simulation

Das Geometriemodell für die numerische Analyse wird auf Grundlage der Makroschliffbilder erstellt. Die Diskretisierung der Bereiche der Schweißnaht und der aufgeschmolzenen Zone, die bei der WIG-Nachbehandlung entstehen, wird mit Elementen mit einer Kantenlänge $0,5 \text{ mm} < l_E < 1,0 \text{ mm}$ durchgeführt. Es werden temperatur- und gefügeabhängige Werkstoffkennwerte und die unterschiedlichen Gefügezusammensetzungen der Ausgangsbleche aus Grundwerkstoff S690QL und S960QL berücksichtigt (siehe Abschnitt 3.2.1). Die chemische Zusammensetzung des Schweißgutes wird mithilfe der Vorgehensweise, die in Abschnitt 3.6.3 vorgestellt wurde, ermittelt und bei der Beschreibung des Umwandlungsverhaltens beachtet. Die Modellierung des Energieeintrages beim WIG-Nachbehandlungsprozess erfolgte mit dem gleichen mathematischen Ansatz wie für das MAG-Schweißverfahren (siehe Abschnitt 3.4).

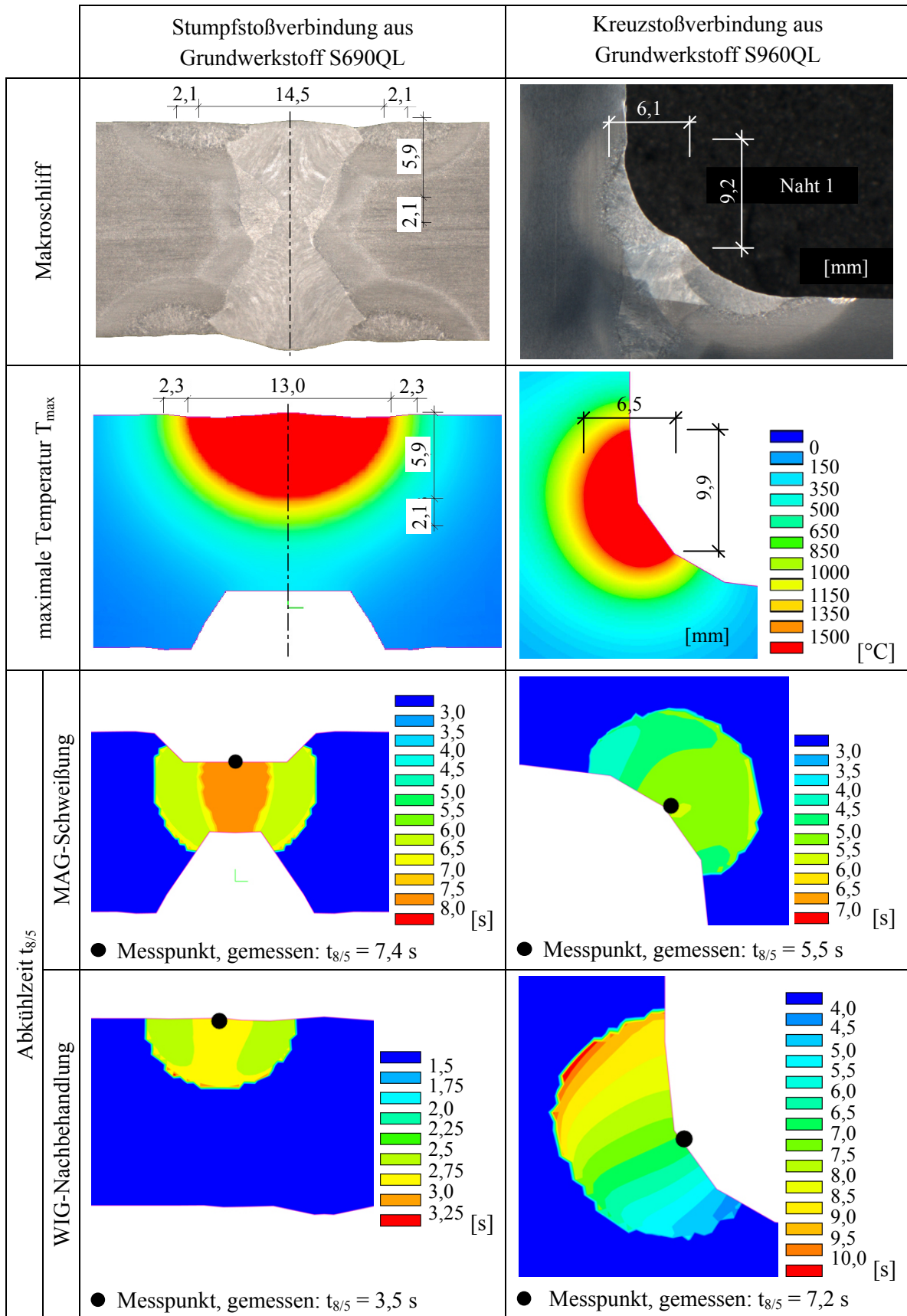


Abbildung 4.75: Grundlagen für die Beurteilung einer Stumpf- und Kreuzstoßverbindung

In Abbildung 4.75 sind exemplarisch die Messpunkte für die Messung der Abkühlzeiten $t_{8/5}$ gekennzeichnet. Eine gute Übereinstimmung zwischen Versuchs- und Analyseergebnis wird erreicht. Die numerisch ermittelten Ergebnisse der einzelnen Schweißlagen und WIG-Nachbehandlungen sind im Anhang A.20 zusammengefasst. Veränderungen der Abkühlzeiten beginnend in den Bereichen der Schweißnaht über die WEZ bis zum unbeeinflussten Grundwerkstoff werden bei der Untersuchung deutlich. Auffällig ist dabei eine breite Staffelung der Abkühlzeiten insbesondere bei der WIG-Aufschmelzung am Kreuzstoß. Dieses deutet auf eine unterschiedliche Wärmeableitung in die beiden Grundwerkstoffe hin.

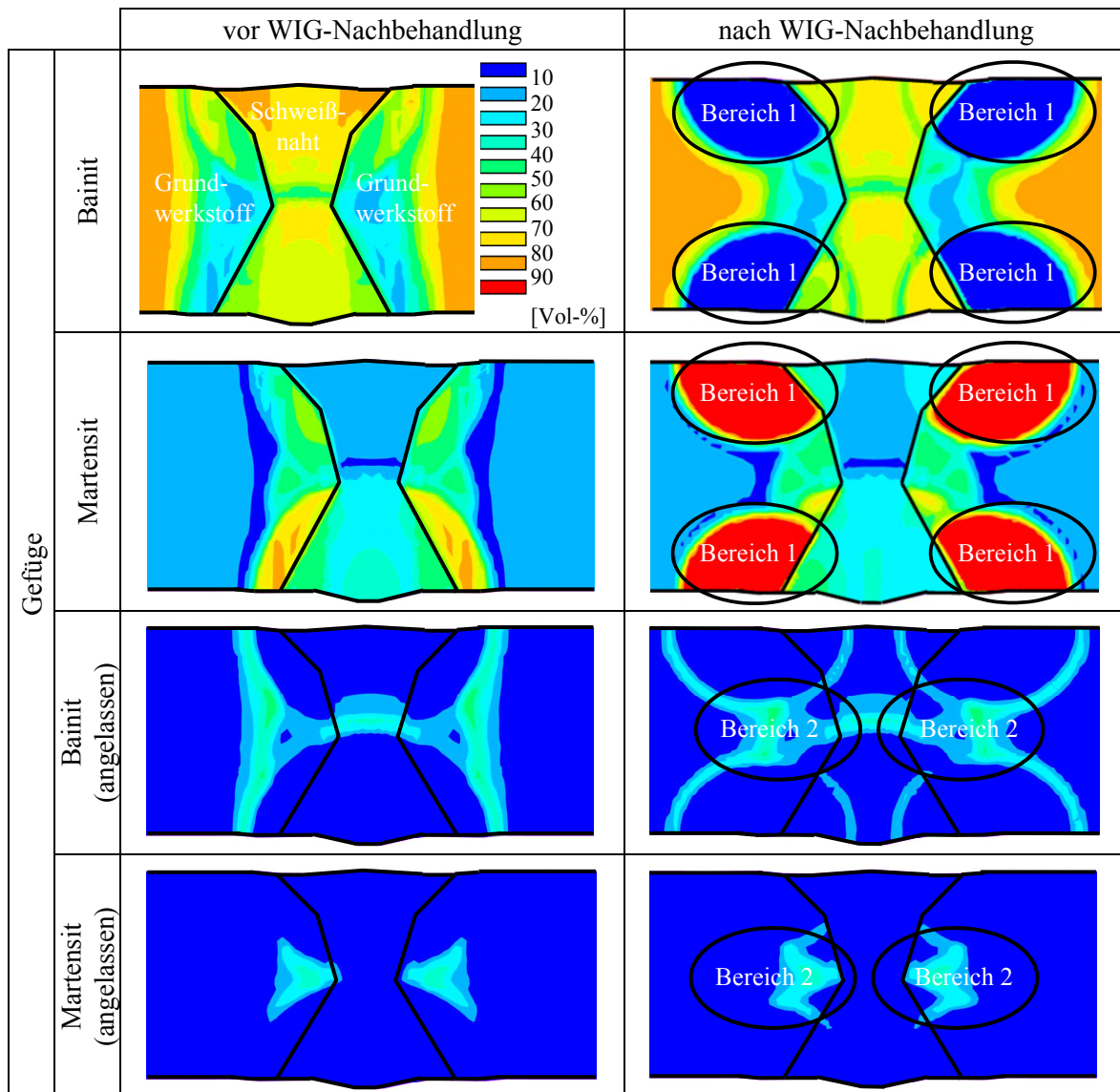


Abbildung 4.76: Gefügeanteile für eine Stumpfstoßverbindung aus Grundwerkstoff S690QL und Schweißzusatzwerkstoff G69

Die Gefügeanteile sowohl vor als auch nach der WIG-Nachbehandlung sind für die Stumpfstoßverbindung aus Abbildung 4.76 und für die Kreuzstoßverbindung aus Abbildung 4.78 zu ersehen. Die von-Mises-Vergleichsspannung σ_v des Kreuzstoßes zeigt Abbildung 4.79, für den Stumpfstoß wird die Spannung σ_y in Abbildung 4.77 dargestellt. Durch die Wärmeeinwirkung und die teilweise Aufschmelzung verändert sich das nach dem Schweißen entstandene Gefüge. Dieses wandelt sich infolge des niedrigen Energieeintrages von Austenit in überwiegend martensitisches Gefüge und

nur zu einem geringen Teil in Bainit um (Bereich 1). Im Bereich 2, der die WEZ der MAG-Schweißung und WIG-Nachbehandlung zeigt, erhöht sich der Anteil des angelassenen Gefüges. Eine schmale Zone von neu angelassenem Martensit bzw. Bainit bildet sich halbrund um die WEZ aus.

An der Spannung in y-Richtung σ_y ist deutlich eine Änderung des Eigenspannungszustandes infolge der Wärmeeinwirkung und Gefügeumwandlung durch die WIG-Nachbehandlung festzustellen (siehe Abbildung 4.77). Die Zone, die nach dem MAG-Schweißprozess hohe Eigenspannungen aufweist, breitet sich nach der WIG-Nachbehandlung weiter in den Grundwerkstoff aus (Bereich 1). In der WEZ der WIG-Nachbehandlung sind sehr hohe Spannungen in y-Richtung σ_y insbesondere in Blechmitte vorhanden. Eine ausgeprägte Spannungsspitze wird durch ein Aufschmelzen des Schweißnahtübergangs vermieden.

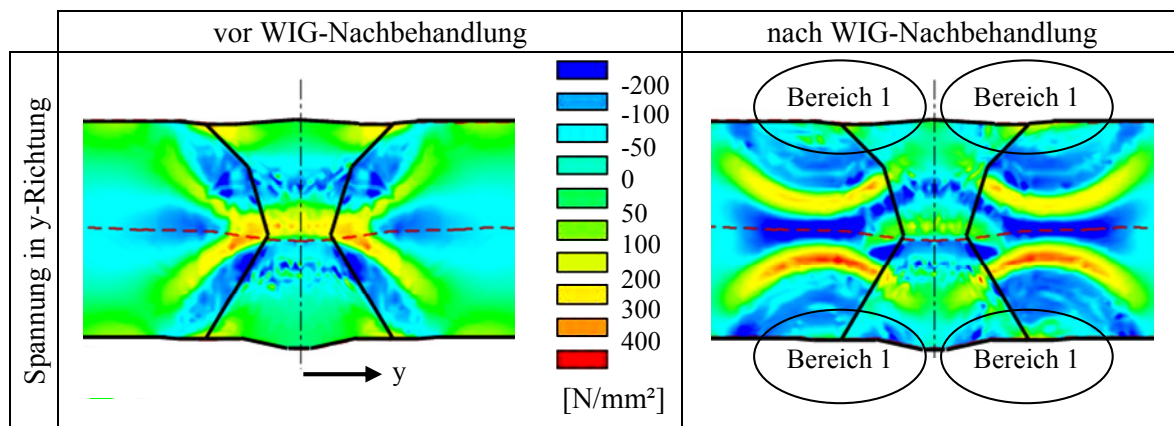


Abbildung 4.77: Spannung in y-Richtung σ_y für eine Stumpfstoßverbindung aus Grundwerkstoff S690QL und Schweißzusatzwerkstoff G69

Ähnliche Veränderungen wie beim Stumpfstoß sind auch beim Kreuzstoß festzustellen. Da die Gefügestruktur des Stahls S960QL schon überwiegend aus Martensit besteht und entsprechend dem verwendeten Schweiß-ZTU-Schaubild, das in Abbildung A.68 gezeigt ist, erst nach einer Abkühlzeit von $t_{8/5} = 12$ s Bainit entsteht, wird die Beeinflussung des Gefügeanteiles Martensit bzw. Bainit in Abbildung 4.78 nicht deutlich (Bereich 4). Der Schweißzusatzwerkstoff G89 wandelt unter den eingesetzten MAG-Schweißparametern überwiegend in Bainit um (Bereich 5). Das Schweißgut wird durch den WIG-Nachbehandlungsprozess angelassen oder teilweise aufgeschmolzen. Anordnung und Reihenfolge der einzelnen Nachbehandlungsprozesse – WIG 1 bis WIG 8 – sind im Makroschliff dargestellt (siehe Abbildung 4.74). Einen signifikanten Einfluss der Prozesse WIG1 oder WIG2 auf die Zusammensetzung des Gefüges in Bereich 6 ist nicht zu erkennen, da der Prozess WIG3 die Gefügezusammensetzung bestimmt. Dieses wird auch bei der Vergleichsspannung σ_v deutlich. Vor der WIG-Nachbehandlung ist eine symmetrische Verteilung der Eigenspannungen über Blech 1 in Abbildung 4.79 zu erkennen. Spannungsspitzen stellen sich am Übergang zwischen Schweißnaht und Blech an einer Seite der beiden Schweißnähte ein. Nach Abschluss aller WIG-Aufschmelzungen liegt ein unsymmetrischer Eigenspannungszustand im Kreuzstoß vor. Aufgrund einer geringen Blechdicke von $t = 10$ mm, eines niedrigen Energieeintrages und der Umwandlung einer großen Menge von Martensit in angelassenes Martensit bildet sich auf der WIG3-abgewendeten Seite nach vollständiger Abkühlung ein hohes Eigenspannungsniveau aus (Bereich 1). Eine Verminderung der Kerbschärfe wird hier nur durch eine geometrische Verände-

nung des Schweißnahtüberganges erreicht. Ein martensitisches Gefüge und ausgeprägte Spannungskonzentrationen an den Schweißnahtübergängen sind weiterhin vorhanden.

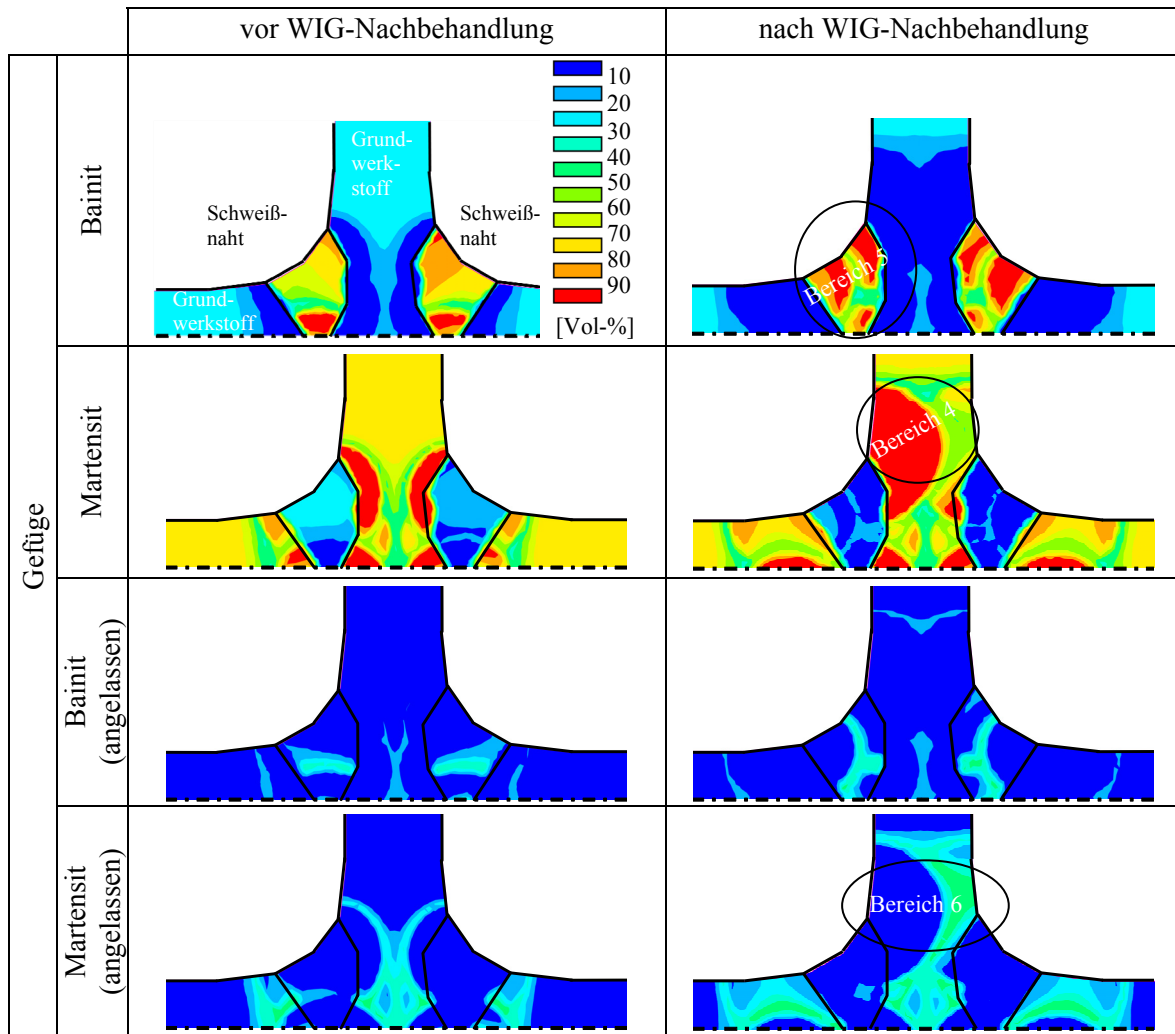


Abbildung 4.78: Gefügeanteile für eine Kreuzstoßverbindung aus Grundwerkstoff S960QL und Schweißzusatzwerkstoff G89

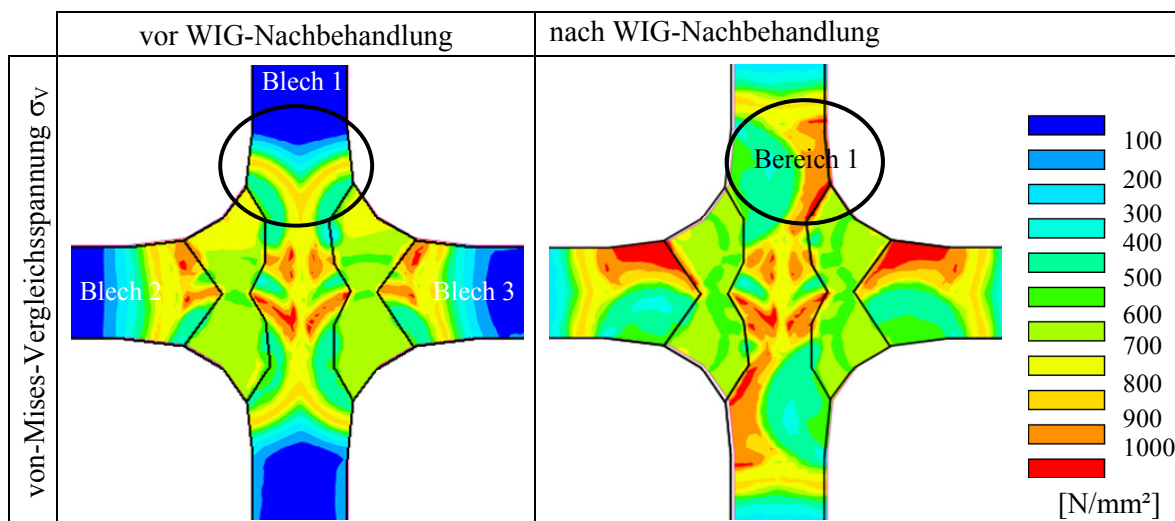


Abbildung 4.79: von-Mises-Vergleichsspannung σ_v für eine Kreuzstoßverbindung aus Grundwerkstoff S960QL und Schweißzusatzwerkstoff G89

4.3.4.2.4 Steuerung des WIG-Nachbehandlungsprozesses

Das Ziel der Verringerung des Energieeintrages in den Werkstoff zur Reduzierung der verfahrensbedingten hohen Zugeigenspannungen kann durch Veränderung von Impulsstrom und -spannung des Nachbehandlungsprozesses erreicht werden. Problematisch dabei ist, dass ein instabiler Lichtbogen entsteht und ein großer Anteil von Martensit im Übergangsbereich auftreten kann.

Durch eine einfache Modifikation des zeitlichen Abstandes zwischen zwei örtlich getrennten WIG-Nachbehandlungsprozessen lassen sich die Wärmeableitung in den Blechen und dadurch der Eigenspannungszustand einer Schweißverbindung ebenfalls gezielt beeinflussen. Am Beispiel des Kreuzstoßes mit Grundwerkstoff S960QL werden die Auswirkungen auf die Abkühlzeit $t_{8/5}$ und die Vergleichsspannungen σ_v numerisch untersucht, um ein optimales Verhältnis zwischen Prozessdauer und Eigenspannungen unter Verwendung der eingestellten Parameter Strom, Spannung und Geschwindigkeit des WIG-Nachbehandlungsprozesses zu erreichen.

Der Eigenspannungszustand auf der WIG3-abgewendeten Seite kann durch Variation des zeitlichen Abstandes zwischen den Wärmequellen WIG1 und WIG3 verändert werden. Bei einer gleichzeitigen WIG-Nachbehandlung der beiden betrachteten Schweißnahtübergänge stellt sich eine sehr große Abkühlzeit von $t_{8/5} = 13$ s ein (siehe Abbildung 4.80). Ein Maximum von $t_{8/5} = 15$ s für die beiden Punkte P1 und P2 wird bei einem zeitlichen Abstand von $\Delta t = 12,5$ s zwischen den beiden Wärmequellen erreicht. Dabei wird die maximale Abkühlzeit, die vom Hersteller empfohlen wird, deutlich überschritten. Dies hat zur Folge, dass überwiegend Gefügeanteile von Bainit in dem aufgeschmolzenen Bereich und der WEZ entsteht. Die 0,2%-Dehngrenze $R_{p0,2}$ des Stahles S960QL kann an diesen Stellen deutlich reduziert sein. Wird ein Abstand von $\Delta t = 25$ s eingestellt, erwärmt die Wärmequelle WIG3 den Punkt P1 nicht über $T = 800$ °C. Es liegen dann zwei getrennte Erwärmungsvorgänge für die beiden betrachteten Punkte vor. Die Abkühlzeit von Punkt P2 wird dennoch durch die sich einstellende Vorwärmtemperatur aus der vorhergehenden WIG-Aufschmelzung beeinflusst. Erst ab einem zeitlichen Abstand von $\Delta t = 50$ s wird die Empfehlung des Herstellers erreicht und es kann vorausgesetzt werden, dass eine Gefügestruktur aus Bainit und Martensit vorhanden ist.

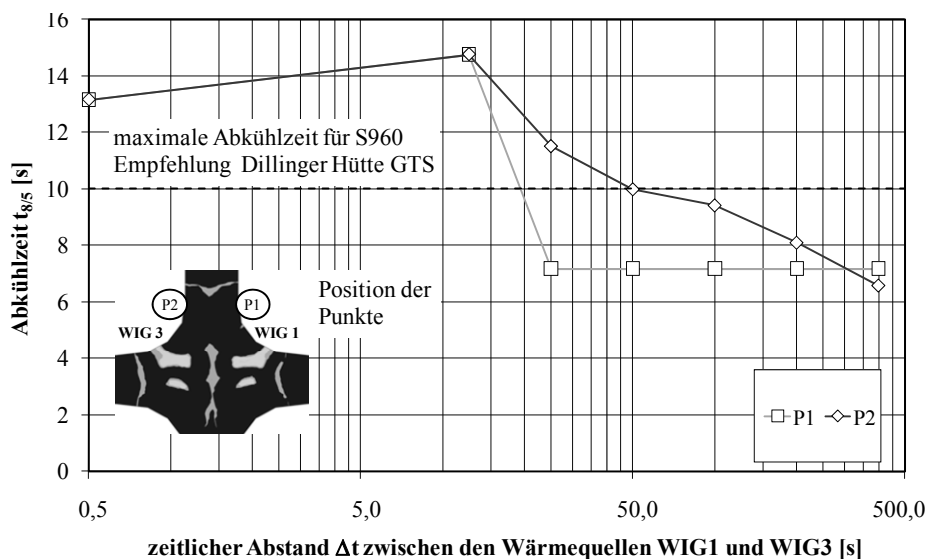


Abbildung 4.80: Veränderung der Abkühlzeit in Abhängigkeit vom zeitlichen Abstand Δt der beiden Wärmequellen bei einer Kreuzstoßverbindung

Die Entkopplung der beiden Erwärmungsvorgänge wird auch in der Veränderung der Vergleichsspannung von Punkt P1 und P2 des Kreuzstoßes deutlich (siehe Abbildung 4.81). Bis zum Abstand von $\Delta t = 25$ s zwischen den Wärmequellen unterscheiden sich die beiden von-Mises-Vergleichsspannungen um maximal $\Delta\sigma = 50$ N/mm². Danach fällt die Spannung in Punkt P2 im weiteren Verlauf leicht ab, aber in Punkt P1 steigt die Spannung um $\Delta\sigma = 150$ N/mm² an. Ein optimaler zeitlicher Abstand zwischen den Wärmequellen WIG1 und WIG3 ist $\Delta t = 50$ s unter Berücksichtigung der Geometrie der Kreuzstoßverbindung und der Verfahrensparameter für die WIG-Nachbehandlung. Bei diesem Abstand wird die vom Stahlhersteller empfohlene maximale Abkühlzeit von $t_{8/5} = 10$ s gerade erreicht und die Vergleichsspannung auf der Blechseite mit dem Prozess WIG1 liegt unter $\sigma_v = 900$ N/mm².

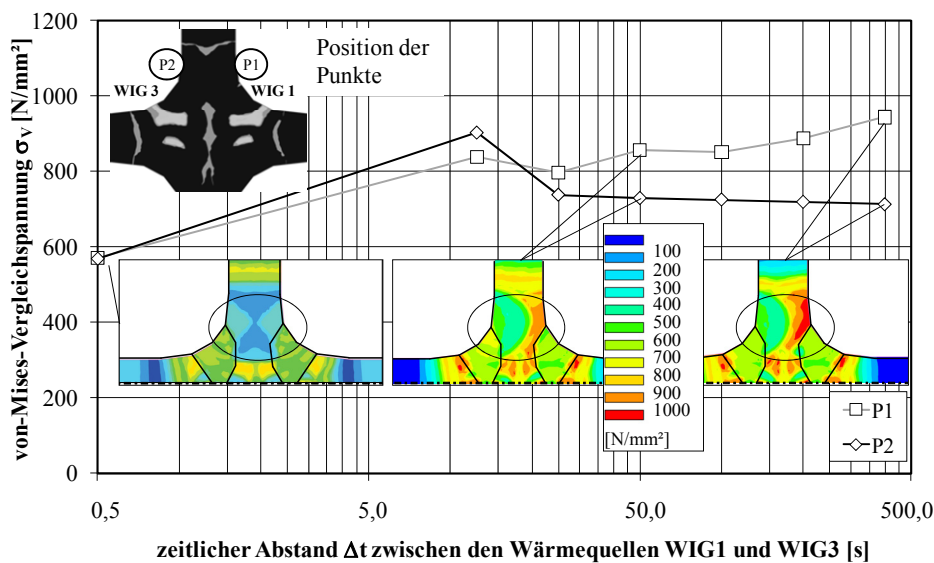


Abbildung 4.81: von-Mises-Vergleichsspannung σ_v in Abhängigkeit vom zeitlichen Abstand Δt der beiden Wärmequellen bei einer Kreuzstoßverbindung aus Grundwerkstoff S960QL und Schweißzusatzwerkstoff G89

4.3.4.2.5 Zusammenfassung

Die Untersuchungen zeigen eine gute Übereinstimmung von gemessenen und berechneten Abkühlzeiten $t_{8/5}$ sowohl für den MAG-Schweißprozess als auch für den WIG-Nachbehandlungsprozess. Weiterführende experimentelle Untersuchungen zur metallurgischen Bewertung der Schweißnaht an Stumpfstoß S690QL und Kreuzstoß S960QL nach der WIG-Nachbehandlung zeigen deutliche Veränderungen im Gefügestand, die mit den numerischen Ergebnissen auffallend übereinstimmen.

Durch eine WIG-Aufschmelzung werden neben Schweißnahtgeometrie und Gefügestruktur auch Eigenspannungszustände im Bereich der Schweißnaht wesentlich beeinflusst. Im Schweißnahtübergang kann durch den geringen Energieeintrag und das Umwandlungsverhalten der eingesetzten Stähle S690QL und S960QL allerdings das spröde Gefüge Martensit erzeugt werden. Die Eigenspannungen lassen sich im Fall der Stumpfnaht reduzieren, aber beim betrachteten Kreuzstoß entstehen auf der WIG3-abgewandten Blechseite höhere Eigenspannungen als vor der WIG-

Nachbehandlung. Im betrachteten Fall des Kreuzstoßes ist eine für den Stahl S960QL zu große Abkühlzeit vorhanden, die zu einer Reduzierung der 0,2%-Dehngrenze führt.

Die Nutzung von zwei Wärmequellen (WIG-Nachbehandlung) zeigt, dass bei einer WIG-Aufschmelzung von zwei Seiten an einem Blech die Höhe der Eigenspannungen deutlich reduziert werden kann. Zwei getrennte Erwärmungsvorgänge liegen vor, wenn ein zeitlicher Abstand zwischen beiden Wärmequellen $\Delta t > 25$ s vorhanden ist. Prinzipiell lässt sich aus den numerischen Ergebnissen feststellen, dass sich bei Verbindungen aus Feinkornbaustählen, die eine 0,2%-Dehngrenze $R_{p0,2} \geq 690$ N/mm² aufweisen, eine WIG-Nachbehandlung ungünstig auf den Gefügestand auswirkt, wenn keine spezielles zeitliches Regime beachtet wird. Die deutliche geometrische Veränderung des Schweißnahtübergangs, die aufgrund des modifizierten Kerbradius zu einer erhöhten Ermüdungsfestigkeit der Schweißverbindung führt, wird bei unkontrollierter Durchführung durch eine starke Bildung von Martensit begleitet.

Die gewonnenen Ergebnisse zeigen, dass eine numerische Simulation eine wertvolle Ergänzung zu experimentellen Untersuchungen darstellt. Es können Prozesse und Zustände modelliert und diskutiert werden, die sich experimentell nur schwer abbilden lassen. Eine schnelle Charakterisierung und einfache Optimierung, ohne die wesentlichen Verfahrensparameter – Spannung, Strom, Geschwindigkeit – zu beeinflussen, wird ermöglicht und ist am Beispiel des Kreuzstoßes exemplarisch aufgezeigt.

4.3.5 Schweißen unter Kraftereinwirkung

4.3.5.1 Allgemeines

Ein aus der Praxis stammendes Problem beschäftigt sich mit der Analyse des mechanischen Verhaltens einer Stumpfstoßverbindung mit einer sehr dicken Naht. Betrachtet wird eine Verbindung von zwei Blechen einer weit gespannten Konstruktion. Der Stoß, der auf der Baustelle mehrlagig geschweißt werden soll, muss während des Schweißprozesses eine Zugkraft in der Symmetrieebene der Anschlussbleche übertragen. In der Simulation soll die Kopplung von zwei gleichzeitig ablaufenden Vorgängen – Schweißung und Kraftereinwirkung – berücksichtigt werden, um praxisrelevante Aussagen zur Tragfähigkeit dieser speziellen Schweißverbindung zu erhalten.

Reihenfolge und Geometrieform sind für die einzelnen Schweißlagen aufgrund der Ausgangssituation in der Planungsphase unbekannt. Die Verbindung der Bleche erfolgt durch eine unsymmetrische DHV-Naht, die in Zwangsposition mit steigenden Schweißlagen (PF) geschweißt werden soll. Abbildung 4.82 zeigt Abmessung und Nahtvorbereitung des Bleches für die zu untersuchende Verbindung im horizontalen Schnitt. Die Schweißnahtlänge variiert von $200 \text{ mm} \leq l \leq 900 \text{ mm}$ bei gleicher Nahtgeometrie. Ziel der Untersuchung ist es, den Einfluss von Temperatur und Eigenspannung auf die Tragfähigkeit des Stumpfstoßes unter Berücksichtigung der Gefügewandlung zu charakterisieren. Insbesondere ist der Einfluss der mehrlagigen Naht auf den Gefügestand zu erfassen. Darüber hinaus soll für zwei Zeitpunkte eine Angabe der übertragbaren Kraft auf Grundlage der Analyseergebnisse erfolgen. Zur Beurteilung der Tragfähigkeit werden Kraft-Verformungs-Diagramme für unterschiedliche Lastfälle unter Annahme eines ebenen Dehnungszustandes und eines ebenen Spannungszustandes aufgestellt.

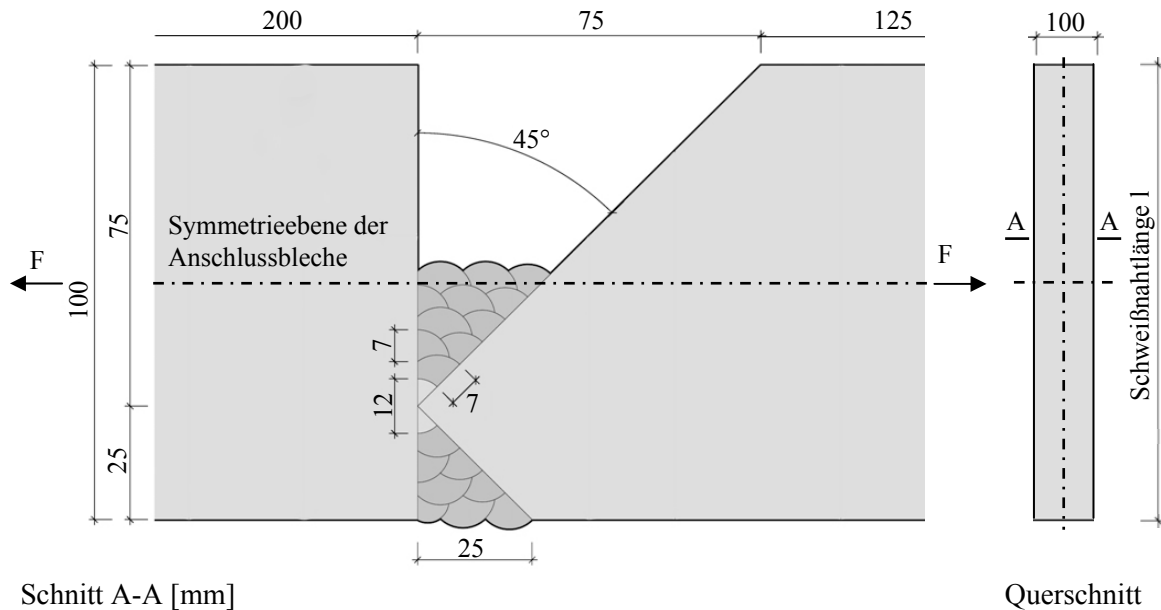


Abbildung 4.82: Geometrie der Stumpfstoßverbindung im horizontalen Schnitt mit Darstellung der einzelnen Schweißlagen und der Kräfteinwirkung F und im Querschnitt

4.3.5.2 Annahmen

Die numerischen Simulationen des thermischen und mechanischen Verhaltens werden für einen ferritischen Stahl S355 unter Erfassung der temperaturabhängigen Materialwerte durchgeführt (Abschnitt 3.2.1). Bei der Analyse werden insbesondere die Umwandlung und das Anlassen des Gefüges während des Schweißprozesses berücksichtigt und der Einfluss auf die Trageigenschaften untersucht. Es wird angenommen, dass die Schweißnaht die gleichen thermischen und mechanischen Eigenschaften wie der Grundwerkstoff aufweist. Ein elastisch-ideal-plastisches Materialgesetz unter Beachtung der durch die Gefügeumwandlung veränderten 0,2%-Dehngrenzen wird angewendet. Eine kinematische oder isotrope Verfestigung bleibt in diesen Untersuchungen unberücksichtigt.

Jede Lage wird mithilfe des MAG-Schweißprozesses und einer Streckenenergie von $E = 15 \text{ kJ/cm}$ sowie einer Schweißgeschwindigkeit von $v_s = 15 \text{ cm/min}$ geschweißt. Die Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur soll mindestens $T = 150 \text{ °C}$ betragen. Die Festlegung der geometrischen Abmessung und der Reihenfolge der Schweißlagen erfolgt praxisnah auf Grundlage von Erfahrungen aus Projekten mit ähnlichen Schweißparametern (siehe Abbildung 4.82 und Abbildung 4.83). Während der Simulation werden die einzelnen Schweißlagen in Abhängigkeit vom jeweiligen Zeitpunkt des Schweißbeginns durch Erreichen einer Temperatur über $T = 1300 \text{ °C}$ aktiviert.

Die Schweißverbindung wird mit einem zweidimensionalen Modell untersucht, dies führt zu einer deutlichen Reduzierung der Rechenzeit. Es wird angenommen, dass das Tragverhalten der kurzen Schweißnähte – $l \leq 250 \text{ mm}$ – unter Annahme eines ebenen Spannungszustandes ausreichend erfasst wird. Die langen Schweißnähte – $l > 250 \text{ mm}$ – werden unter Annahme eines ebenen Dehnungszustandes analysiert. Die Diskretisierung der Schweißlagen und des Grundwerkstoffes erfolgt als ebenes Geometriemodell mit 4-Knoten-Elementen, die eine Kantenlänge von $l_E = 1 \text{ mm}$ aufweisen. Dies erzeugt auch bei der komplexen Struktur ein regelmäßiges FE-Netz. Die Festlegung der einzelnen Schweißlagen hat zur Folge, dass es Bereiche mit ungünstigen Winkelverhältnissen zwischen den Elementen gibt. Dies kann zu numerischen Störstellen und Spannungsspitzen führen, die die Ergebnisse für Verformung und Spannung beeinflussen.

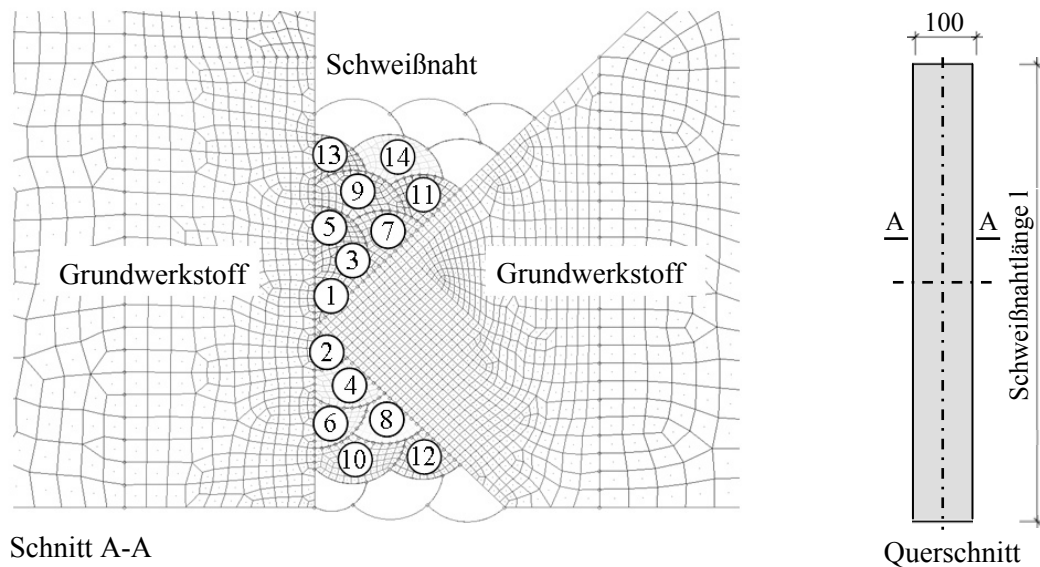


Abbildung 4.83: Diskretisierung des Querschnittes und Reihenfolge der Schweißlagen 1 bis 14 einer Stumpfstoßverbindung

Die Untersuchungen des mechanischen Verhaltens konzentrieren sich auf zwei ausgewählte Zeitpunkte, die charakteristisch für das Tragverhalten sind:

- Schweißung der Lage 3 zum Zeitpunkt t_1 und
- Schweißung der Lage 13 zum Zeitpunkt t_2 .

Zur Beurteilung des Tragverhaltens der Schweißverbindung werden Kraft-Verformungs-Diagramme aufgestellt und ausgewählte Lastfälle (siehe Tabelle 4.16) für die beiden Zeitpunkte untersucht. Theoretisch ist es möglich, für jede Schweißlage ein entsprechendes Diagramm aufzustellen.

Die Lastfälle LF 1 bis LF 3 dienen zur Beurteilung der Trageigenschaften der Verbindung ohne Einfluss des Schweißens. Weiterhin wird der Einfluss der Außermittigkeit der Schweißverbindung und der Vorwärmtemperatur auf das Kraft-Verformungs-Verhalten untersucht. Zwei weitere Lastfälle LF 4 und LF 5 berücksichtigen den Schweißprozess für die Lage 3 bzw. 13 und sind zur Erfassung des Einflusses der Gefügeumwandlung bestimmt.

In Tabelle 4.16 sind sowohl der Angriff der Kraft und die Lagerungsbedingungen für die Simulation des mechanischen Verhaltens als auch der ausgewählte Punkt P1 für die Erfassung der Verformung in Form der Verschiebung u angegeben. Weiterhin werden anhand der auftretenden plastischen Vergleichsdehnung und Verformung der Schweißverbindung verschiedene Kriterien festgelegt, um Punkte auf den Kraft-Verformungs-Kurven für die unterschiedlichen Lastfälle und Zeitpunkte zu erfassen (siehe Anhang A.21):

- Zustand 1 - Auftreten einer ersten plastischen Vergleichsdehnung ε_V in einer Schweißlage i für Lastfälle LF 1 bis LF 3 in der Schweißverbindung,
- Zustand 2 - Auftreten einer zweiten plastischen Vergleichsdehnung ε_V in einer Schweißlage j für Lastfälle LF 1 bis LF 3 in der Schweißverbindung,
- Zustand 3 - Zunahme der Verfestigung $\Delta u/\Delta F$ um 10 % bezüglich der Verfestigung am Anfang der Krafteinwirkung für den ausgewählten Punkt P1 für Lastfälle LF 1 bis LF 5.

Tabelle 4.16: Untersuchte Lastfälle (LF) beim Schweißen unter Krafteinwirkung einer Stumpfstoßverbindung

LF	Beschreibung	Abbildung
1	Die Kraft F greift mittig in Bezug zur Schweißnaht an. Die Temperatur des Bauteils beträgt $T = 20\text{ °C}$. Werkstoffkennwerte von Grund- und Schweißzusatzwerkstoff sind gleich.	
2	Die Kraft F greift außermittig in Bezug zur Schweißnaht an. Die Temperatur des Bauteils beträgt $T = 20\text{ °C}$. Werkstoffkennwerte von Grund- und Schweißzusatzwerkstoff sind gleich.	
3	Die Kraft F greift außermittig in Bezug zur Schweißnaht an. Die Temperatur des Bauteils beträgt $T = 150\text{ °C}$. Werkstoffkennwerte von Grund- und Schweißzusatzwerkstoff sind gleich.	
4	Die Kraft F greift außermittig in Bezug zur Schweißnaht an. Die Simulation des Schweißens der Lage x erfolgt unter Berücksichtigung der Gefügeumwandlung.	
5	Die Kraft F greift außermittig in Bezug zur Schweißnaht an. Die Simulation des Schweißens der Lage x erfolgt ohne Berücksichtigung der Gefügeumwandlung.	

Die Analyse der Schweißverbindung für die Lastfälle LF 1 bis LF 3 erfolgt durch kontinuierliche Steigerung der Kraft F . Die Verformung u am Punkt P1 wird für jede Laststufe aufgezeichnet. Zur Ermittlung der maximal aufnehmbaren Kraft wird der zuletzt konvergierte Zeitschritt verwendet, da in der Simulation die aufgebrachte Last und die Zeit gekoppelt sind. Die Festlegung des Ab-

bruchkriteriums bei der Lösung des nichtlinearen Gleichungssystems und die Angabe des kleinstmöglichen Zeitschrittes gestatten es, die Genauigkeit zur Festlegung der maximalen Last zu steuern.

Bei den Untersuchungen der Lastfälle LF 4 und LF 5 werden mehrere Berechnungen aufgrund der Simulation des Schweißprozesses und der gleichzeitigen Krafteinwirkung notwendig, um eine Kraft-Verformungs-Kurve zu erstellen. Die Verformung u des Punktes P1, die durch die Einwirkung des Schweißprozesses und Abkühlung auf eine Temperatur von $T = 150 \text{ °C}$ ohne Last auftritt, wird als Basiswert u_0 definiert. Eine Laststeigerung von $\Delta F = 110 \text{ kN}$, die sich aus $\Delta F = 10 \text{ kN}$ pro Knoten der Krafteinleitung ergibt, wird für die Schweißverbindung in den Lastfällen LF 4 und LF 5 angenommen. Die Verformung u_i , die im Kraft-Verformungs-Diagramm zu finden ist, folgt aus:

$$u_i = u_{F_i} - u_0 \quad (4.8)$$

mit

- u_{F_i} – Verformung, die sich bei der Kraft F_i am Punkt P1 einstellt,
- u_0 – Verformung bei einer Temperatur $T = 150 \text{ °C}$ und ohne Krafteinwirkung.

Diese Vorgehensweise dient dazu, eine Vergleichbarkeit mit den Ergebnissen aus den Lastfällen LF 1 bis LF 3 zu erreichen.

4.3.5.3 Thermische Simulation

Die maximalen Temperaturen (siehe Abbildung 4.84) dienen einerseits zur Ermittlung der Schmelzbadgeometrie und andererseits als möglicher Vergleichswert für eine spätere Messung in der Praxis am Messpunkt M1. Eine komplette Austenitisierung der Schweißlagen kann durch Erreichen einer Temperatur über $T = 1300 \text{ °C}$ vorausgesetzt werden. Dies wird bei den Schweißlagen mit der angenommenen Geometrie erreicht, was zu einer Umwandlung des Gefüges und zu einer Aktivierung der einzelnen Schweißlagen führt. Die maximale Temperatur, die im Messpunkt M1 bei der Schweißung der Lage 3 auftritt, beträgt $T_{\max} \approx 450 \text{ °C}$. Bei der Schweißung der Lage 13 ist aufgrund der Schweißlagen 1 bis 12 nur eine Temperatur von $T_{\max} \approx 225 \text{ °C}$ im Messpunkt M2 vorhanden.

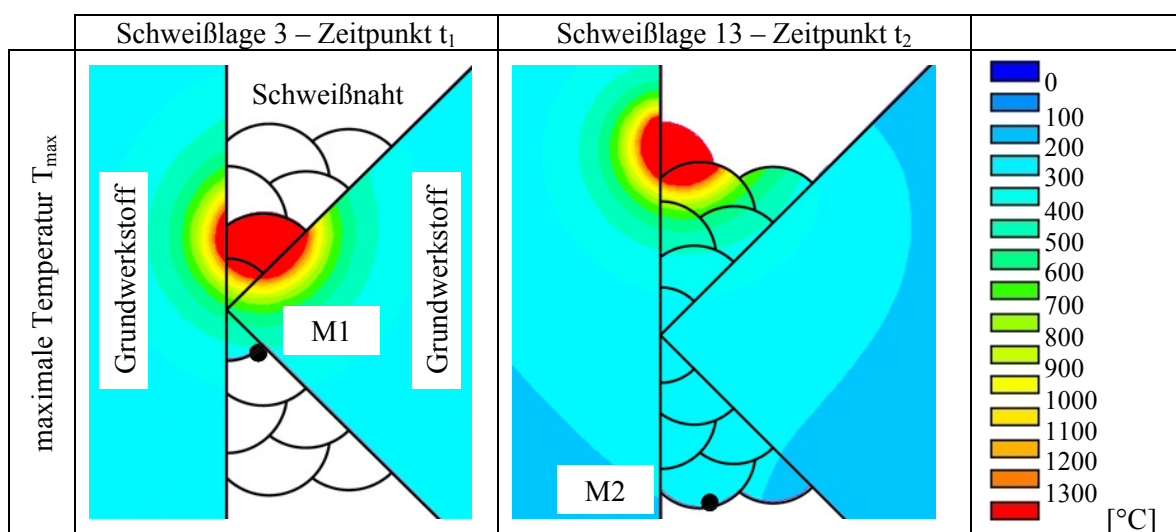


Abbildung 4.84: Maximale Temperatur T_{\max} einer Stumpfstoßverbindung aus Grundwerkstoff S355

Die aufbereiteten Ergebnisse der thermischen Simulation zeigt Abbildung 4.85. Die Abkühlzeit $t_{8/5}$ liegt für beide untersuchten Schweißlagen im Bereich von $5 \text{ s} \leq t_{8/5} \leq 6 \text{ s}$ und stellt eine realitätsnahe Zeitspanne für die angenommenen Schweißparameter dar. Die numerisch ermittelten Werte können bei der praktischen Ausführung zur Überprüfung und Überwachung des Schweißprozesses genutzt werden. Weiterhin ist zu erkennen, dass sich der Gefügeanteil von Martensit und angelassenes Gefüge von Schweißlage 3 zu Schweißlage 13 deutlich ändert.

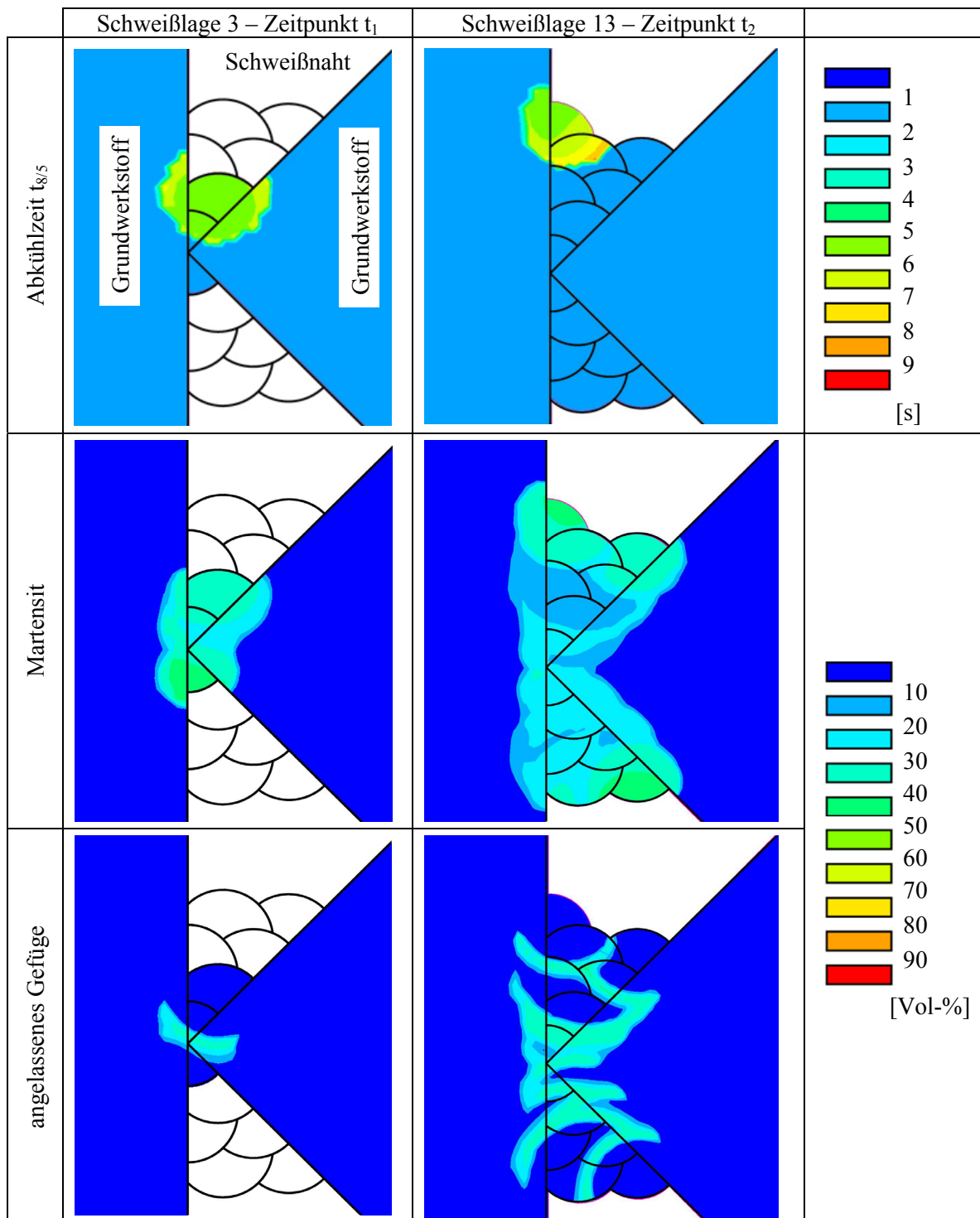


Abbildung 4.85: Abkühlzeit $t_{8/5}$ und Gefüge Martensit, angelassenes Gefüge für Schweißlage 3 und 13 einer Stumpfstoßverbindung aus Grundwerkstoff S355

4.3.5.4 Mechanische Simulation

Für die Lastfälle LF 1 bis LF 3 erfolgt eine Analyse unter Annahme eines ebenen Dehnungszustandes sowohl mit dem FE-Programm SYSWELD als auch mit dem FE-Programm ANSYS. Die Untersuchung wird ohne Berücksichtigung der Gefügewandlung und der Schweißbeigenspannungen durchgeführt, da standardmäßig im FE-Programm ANSYS kein Modul zur Modellierung der Umwandlung vorhanden ist, um vergleichbare Analyseergebnisse für Temperatur, Gefüge- und Eigenspannungszustand zu erhalten. Die parallelen Untersuchungen sollen als Verifikationstest zeigen, dass die mit dem FE-Programm SYSWELD ermittelten Ergebnisse für Verlauf und Höhe der Spannung sowie der Dehnung eines physikalisch nichtlinearen Systems sehr gut mit den Lösungen eines bewährten, gebräuchlichen Programms übereinstimmen. Eine realitätsnähere Simulation ermöglicht die Verwendung des FE-Programms SYSWELD. Die Veränderungen, die sich aus der Wärmeeinwirkung des Schweißprozesses ergeben, können mit den implementierten Modulen im Modell berücksichtigt werden. Für die mechanische Simulation werden im FE-Programm ANSYS temperaturabhängige Materialeigenschaften für ein ferritisches Gefüge verwendet.

Abbildung 4.86 zeigt exemplarisch eine Gegenüberstellung für die von-Mises-Vergleichsspannung σ_v und die plastische Dehnung ε_x im Zeitpunkt t_2 für Lastfall LF 3 bei einer Beanspruchung von $F = 10,72$ kN.

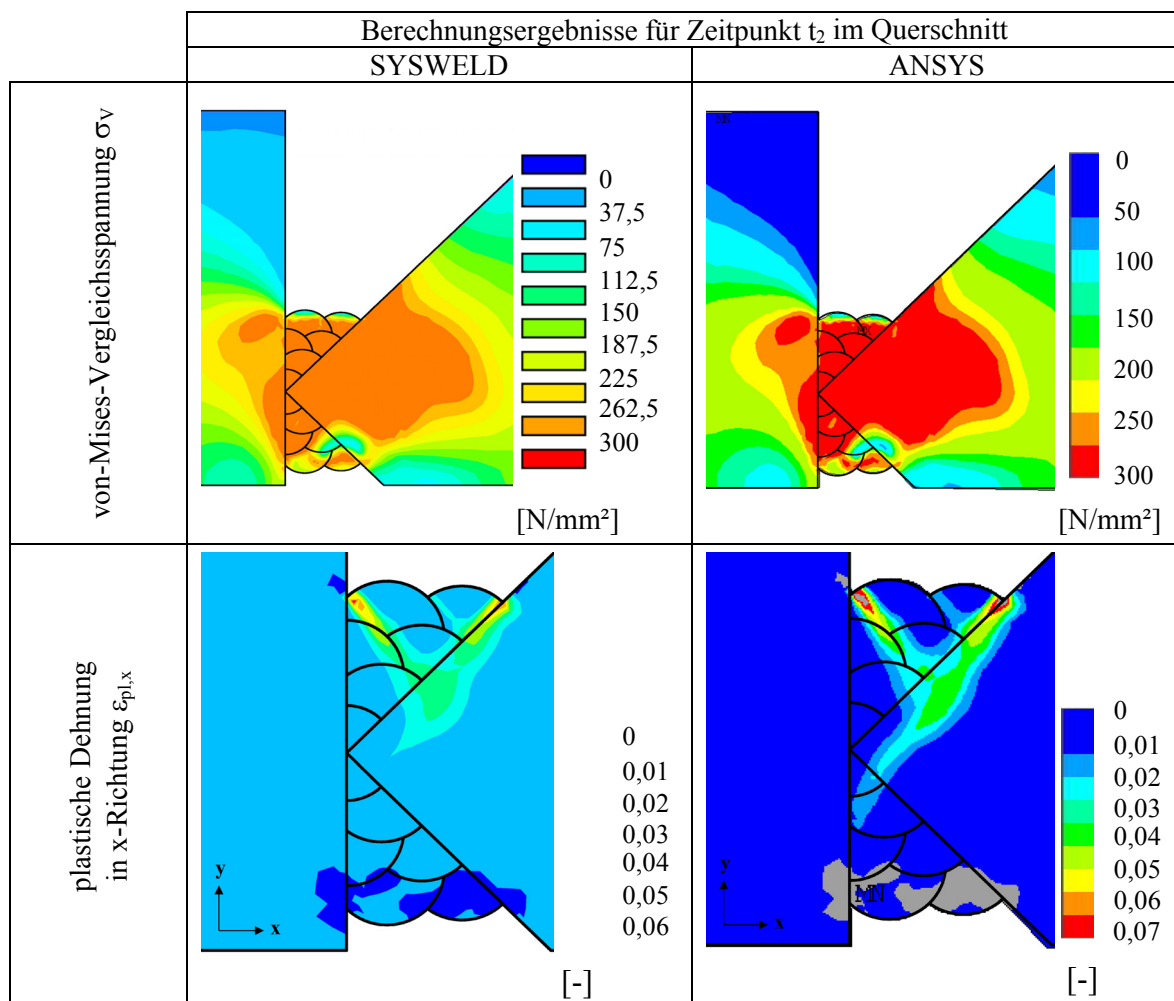


Abbildung 4.86: Vergleichsspannung σ_v und plastische Dehnung $\varepsilon_{pl,x}$ für $F = 10,72$ kN unter Annahme eines ebenen Dehnungszustandes für eine Stumpfstoßverbindung

Das FE-Programm ANSYS bietet die Möglichkeit, die Simulation des mechanischen Verhaltens mit unterschiedlichen 2D-Elementen, die aber die gleichen Freiheitsgrade pro Knoten besitzen, durchzuführen. Für die Berechnung im ebenen Dehnungszustand werden die beiden verfügbaren Elemente Plane42 und Plane182 genutzt. Abbildung 4.87 zeigt die ermittelten Spannungskurven in Abhängigkeit von der Kraft F bei einer Temperatur von $T = 150\text{ °C}$ für den Messpunkt MP1, der sich am Übergang zwischen Grundwerkstoff und Schweißnaht befindet. Die 12 Schweißlagen werden mit den gleichen Materialeigenschaften wie der Grundwerkstoff aktiviert. Schweißbeigenspannungen sind nicht vorhanden.

Eine gute Übereinstimmung der Spannungskurven des Elementes Plane182 aus dem FE-Programm ANSYS und des Elementes aus dem FE-Programm SYSWELD wird erreicht. Die maximale Spannung für jede Richtung ergibt sich bei der gleichen Beanspruchung. Unterschiede bei der maximalen Kraft F sind aufgrund verschiedener Konvergenzkriterien bei der Lösung des nichtlinearen Gleichungssystems festzustellen. Der Verlauf der Kurve, die mit Element Plane42 ermittelt wird, weicht ab einer Kraft von $F = 9,5\text{ kN}$ von den beiden anderen Kurven ab. Eine Ursache für die Abweichungen zwischen den beiden Kurven ist in der unterschiedlichen internen Beschreibung der Elemente Plane42 und Plane182 zu sehen. Weitere Verifikationsbeispiele zur mechanischen Simulation im FE-Programm SYSWELD zur Bestimmung von Spannung und Verformung infolge einer Krafteinwirkung sind in [LOOSE, 2007] zu finden.

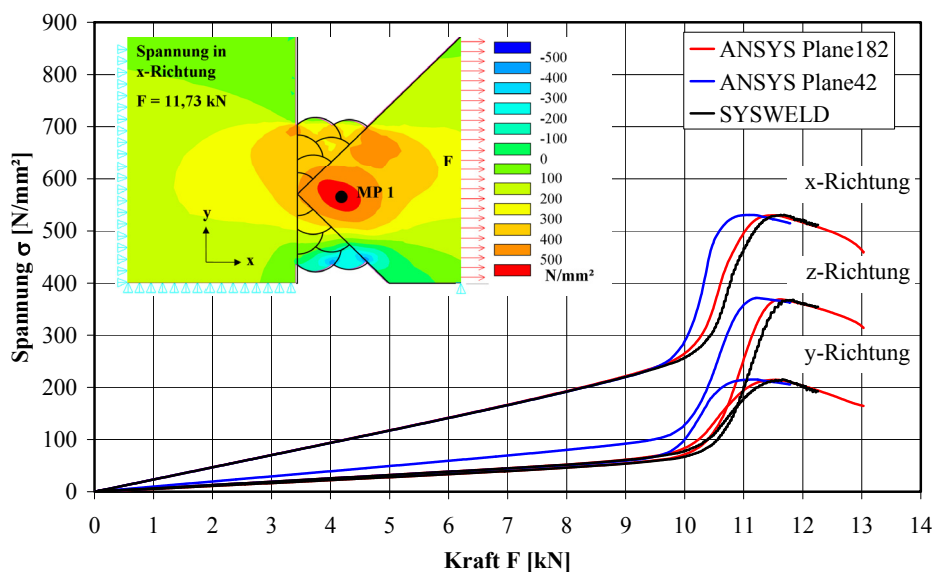


Abbildung 4.87: Spannungskraft-Kurve für LF 5 mit 12 Schweißlagen einer zugbeanspruchten Stumpfstoßverbindung aus Grundwerkstoff S355 unter Annahme eines ebenen Dehnungszustandes

4.3.5.5 Ebener Dehnungszustand

Die Ermittlung des Kraft-Verschiebungs-Verhaltens erfolgt für die beiden betrachteten Schweißlagen und Lastfälle LF 1 bis LF 5 aus Tabelle 4.16 unter Annahme eines ebenen Dehnungszustandes (EDZ). Abbildung 4.88 zeigt für Zeitpunkt t_1 die Ergebnisse der Berechnung am 2D-Modell. Für die Untersuchung von LF 1 bis LF 3 wird angenommen, dass nur die Schweißlagen 1 und 2 vorhanden sind. Die Analyse dieser drei Lastfälle wird sowohl mit dem FE-Programm SYSWELD als auch mit dem FE-Programm ANSYS durchgeführt. Die Schweißlage 3 wird erst bei den Lastfällen

LF 4 und LF 5 – Einfluss des Schweißprozesses – berücksichtigt. Als Wert für eine Gegenüberstellung zwischen den Lastfällen dient bei der Auswertung der Kurven die numerisch ermittelte Kraft im definierten Zustand 3, der auf den Kurven durch eine Raute in roter Farbe gekennzeichnet ist.

Die Kraft-Verschiebungs-Kurven für die Lastfälle LF 1 bis LF 3 können durch jeweils eine Untersuchung mit kontinuierlicher Steigerung der Kraft ermittelt werden. Die Berücksichtigung des Schweißprozesses im Lastfall LF 4 und LF 5 erfordert eine sukzessive Vorgehensweise zur Ermittlung der Kurve. Für jede ausgewählte Kraftstufe F_i wird eine neue Simulation zur Ermittlung der dazugehörigen Verschiebung u_i im Punkt P1 notwendig.

Im Kraft-Verfestigungs-Diagramm (siehe Abbildung 4.89) wird eine Grenzkraft, die sich im Zustand 3 einstellt, als aufnehmbare Kraft definiert und entsprechend in den Kurven gekennzeichnet. Eine mittige Beanspruchung (LF 1) weist die größte Grenzkraft auf. Eine Außermittigkeit infolge der Nahtvorbereitung (LF 2) führt zu einem veränderten Verlauf der Kraft-Verschiebungs-Kurve und zu einer Reduzierung der Grenzkraft. Eine zusätzliche Erwärmung des Bleches auf $T_0 = 150^\circ\text{C}$ (LF 3) hat aufgrund der herabgesetzten Materialfestigkeiten zur Folge, dass sich die Grenzkraft verringert. Die Ergebnisse der durchgeführten Vergleichsrechnung mit dem FE-Programm ANSYS stimmen sehr gut mit den Analyseergebnissen des FE-Programms SYSWELD überein.

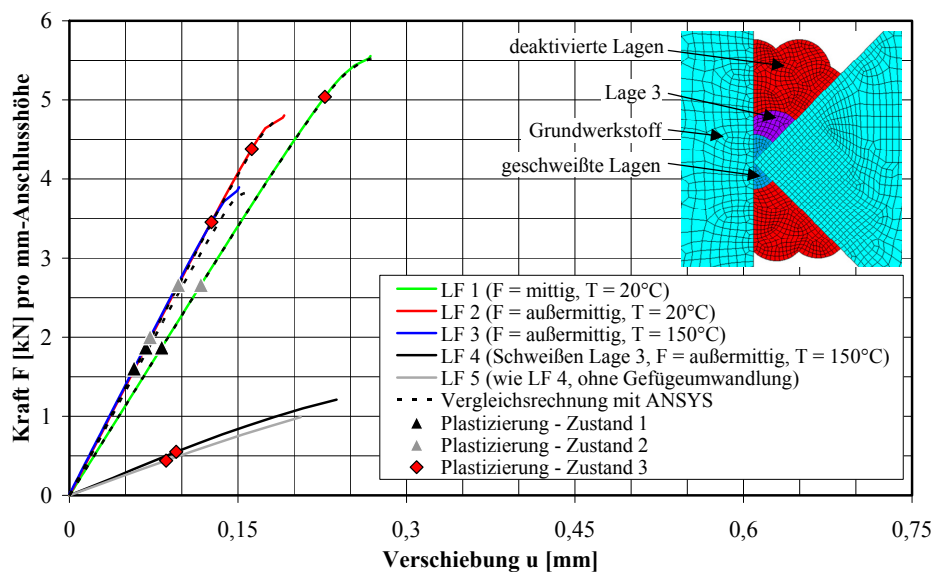


Abbildung 4.88: Kraft-Verschiebungs-Diagramm für Zeitpunkt t_1 einer zugbeanspruchten Stumpfstoßverbindung aus Grundwerkstoff S355 unter Annahme eines ebenen Dehnungszustandes

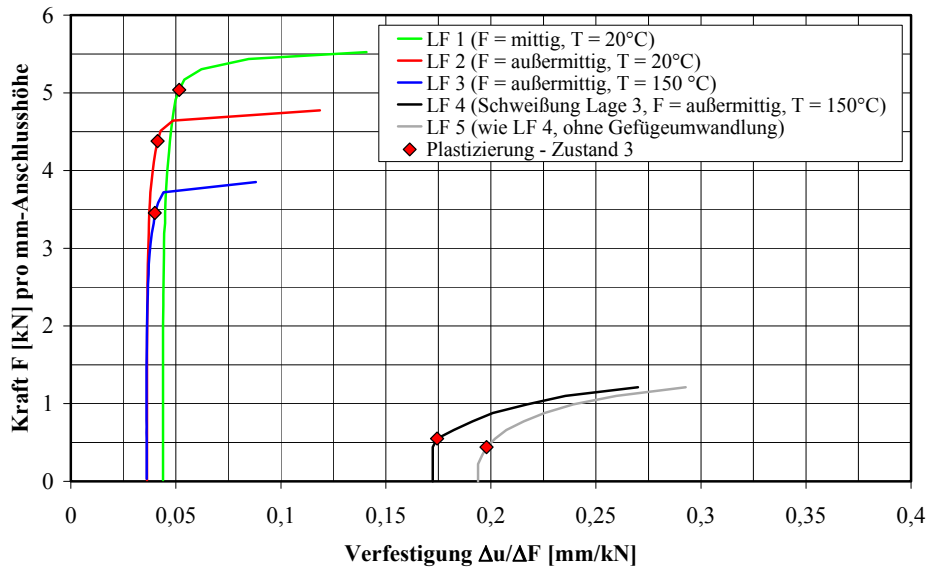


Abbildung 4.89: Kraft-Verfestigungs-Diagramm für Zeitpunkt t_1 einer zugbeanspruchten Stumpfstoßverbindung aus Grundwerkstoff S355 unter Annahme eines ebenen Dehnungszustandes

Die auftretenden hohen Temperaturen von $T > 500 \text{ }^\circ\text{C}$ in der Schweißnaht infolge des Schweißprozesses in den Lastfällen LF 4 und LF 5 führen dazu, dass nur 16 % der Kraft aus LF 3 übertragen werden können. Die vorhandenen zwei Schweißlagen sind nicht ausreichend, um die aus dem Schweißprozess vorhandene Wärme schnell abzuleiten und gleichzeitig genügend Widerstand gegenüber der Beanspruchung aufzunehmen. Weiterhin wird deutlich, dass der Einfluss der Gefügeumwandlung auf die Trageigenschaften der Verbindung beim Schweißen der Lage 3 sehr gering ist. Die Kurven für LF 4 und LF 5 liegen sehr eng beieinander und weisen gegenüber den Kurven für LF 1 bis LF 3 auch nach dem Zustand 3 eine große Verformbarkeit infolge der veränderten Materialeigenschaften auf.

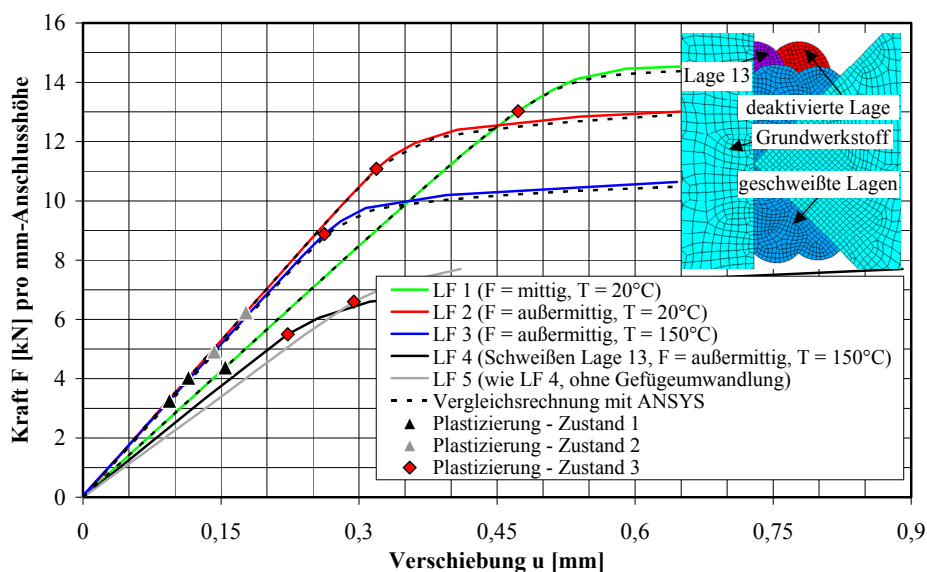


Abbildung 4.90: Kraft-Verschiebungs-Diagramm für Zeitpunkt t_2 einer zugbeanspruchten Stumpfstoßverbindung aus Grundwerkstoff S355 unter Annahme eines ebenen Dehnungszustandes

Die Auswirkungen des Schweißprozesses bei 13 Schweißlagen sind wesentlich geringer als die bei drei Schweißlagen. Die vorhandenen 12 Schweißlagen ermöglichen es, die Reduzierung der Tragfähigkeit im extrem erwärmten Bereich zu kompensieren. Weiterhin kann aufgrund des umgebenden Materials die Wärme sehr schnell abgeleitet werden. Wie aus der in Abbildung 4.85 dargestellten Temperaturverteilung zu entnehmen ist, weisen 2/3 des Schweißnahtquerschnittes eine Temperatur von $T_{\max} < 300 \text{ °C}$ auf. Die aufnehmbare Kraft im Zustand 3 wird im Lastfall LF 4 auf $F = 5,5 \text{ kN}$ herabgesetzt. Dies entspricht rund 38 % von $F = 8,88 \text{ kN}$, die sich im Lastfall LF 3 ergeben (siehe Abbildung 4.91).

Eine Berücksichtigung der Gefügeumwandlung in der Simulation führt zu einer deutlichen Veränderung der Kraft-Verschiebungs-Kurve und einer Erhöhung der Steifigkeit der Stumpfstoßverbindung. Dies weist daraufhin, dass der entstandene Gefügestand und die daraus resultierenden Eigenschaften signifikant die Tragfähigkeit der Verbindung beeinflussen. Im vorliegenden Fall würde die Tragfähigkeit der Verbindung bei einer Simulation ohne Erfassung der Gefügeumwandlung um etwa 20 % überschätzt.

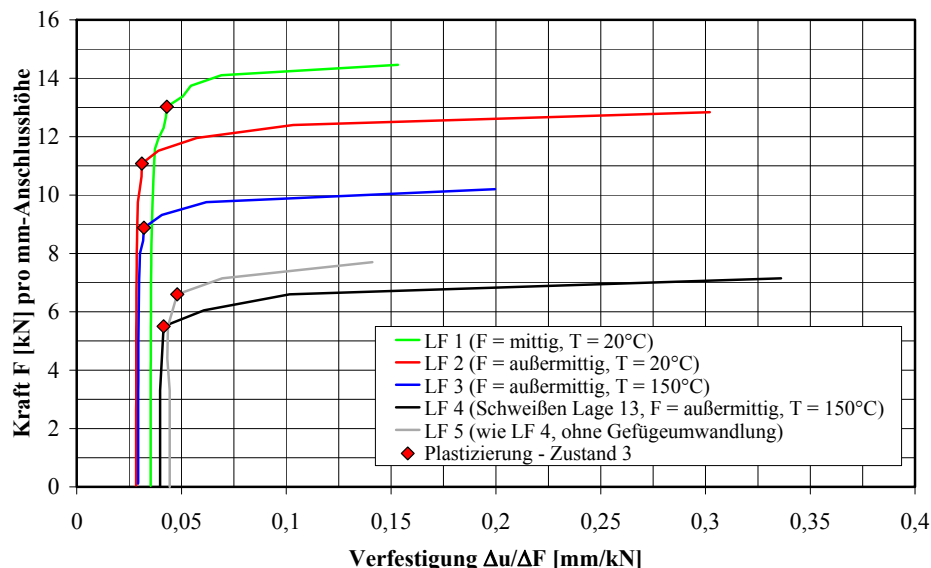


Abbildung 4.91: Kraft-Verfestigungs-Diagramm für Zeitpunkt t_2 eines zugbeanspruchten Stumpfstoßes aus Grundwerkstoff S355 unter Annahme eines ebenen Dehnungszustandes

4.3.5.6 Ebener Spannungszustand

Die Untersuchungen unter Annahme eines ebenen Spannungszustandes (ESZ) führen (siehe Abbildung 4.92) zu prinzipiell ähnlichen Verläufen der Kraft-Verformungs-Kurven wie die Analyse mit einem ebenen Dehnungszustand (EDZ). Die aufnehmbaren Kräfte F und die Verschiebungen u für alle Lastfälle im Zustand 3 sind aufgrund der geänderten mechanischen Grundlagen jedoch unterschiedlich. Die Kraft-Anstiegs-Diagramme für die Untersuchung der beiden Schweißlagen befinden sich im Anhang A.21.

Die Außermittigkeit in der Verbindung (LF 2 und LF 3) bei der Schweißlage 3 verändert den Verlauf der Kraftkurve gegenüber dem Lastfall LF 1 (siehe Abbildung 4.93). Dabei ist zu beachten, dass der Unterschied der Kräfte im Zustand 3 bei einer Temperatur von $T = 20 \text{ °C}$ auffallend gering

ist. Weiterhin ergibt sich aufgrund der temperaturabhängigen Materialeigenschaften bei einer Temperatur von $T = 150\text{ °C}$ eine Reduzierung der Grenzkraft im LF 3 um 20 % gegenüber der Grenzkraft im LF 2. Die Vergleichsrechnungen für die Lastfälle ohne Schweißprozess mit dem FE-Programm ANSYS stimmen sehr gut mit den Ergebnissen aus dem FE-Programm SYSWELD überein. In Abbildung 4.92 zeigt sich deutlich, dass sich bei der Untersuchung mit der Berücksichtigung des Schweißprozesses (LF 4 und LF 5) eine starke Herabsetzung der Grenzkräfte bei einer kleinen Verschiebung im Punkt P1 ergibt. Ein Einfluss der Gefügeumwandlung ist vorhanden, aber die Auswirkungen der Temperatur auf die Tragfähigkeit der Verbindung bei der Schweißlage 3 zum Zeitpunkt t_1 dominieren. Die Erfassung der Gefügeumwandlung (LF 4) führt zu einer Erhöhung der Steifigkeit der Stumpfstoßverbindung, aber eine Erhöhung der Grenzkraft im Zustand 3 in der Gegenüberstellung zu Lastfall LF 5 ergibt sich nicht daraus.

Bei der Untersuchung der Tragfähigkeit für die Schweißlage 13 fällt auf, dass die Berücksichtigung der Gefügeumwandlung bei der Simulation des Schweißprozesses (LF 4) sich positiv auf die Grenzkraft im Zustand 3 auswirkt. Die Veränderung des Gefüges in Kombination mit der Annahme eines ebenen Spannungszustandes ergibt eine Erhöhung der Grenzkraft für die untersuchte Stumpfstoßverbindung gegenüber dem Lastfall LF 5. Bei einer Simulation ohne Erfassung der Gefügeumwandlung wird die aufnehmbare Kraft unterschätzt. Weiterhin ist festzustellen, dass die Werte für die Grenzkraft im Zustand 3 der untersuchten Lastfälle enger zusammenliegen als bei der Untersuchung mit der Annahme eines ebenen Dehnungszustandes. Dies wird insbesondere bei der Gegenüberstellung der Grenzkräfte von Lastfall LF 2 und LF 3 deutlich und zeigt sich in einem geringen Unterschied von $\Delta F = 1,5\text{ kN}$.

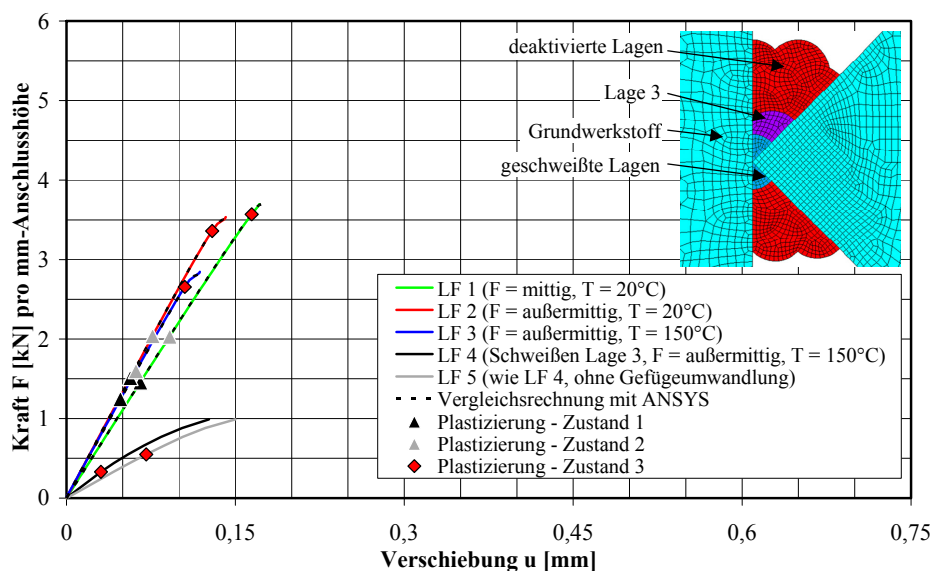


Abbildung 4.92: Kraft-Verschiebungs-Diagramm für Zeitpunkt t_1 eines zugbeanspruchten Stumpfstoßes aus Grundwerkstoff S355 unter Annahme eines ebenen Spannungszustandes

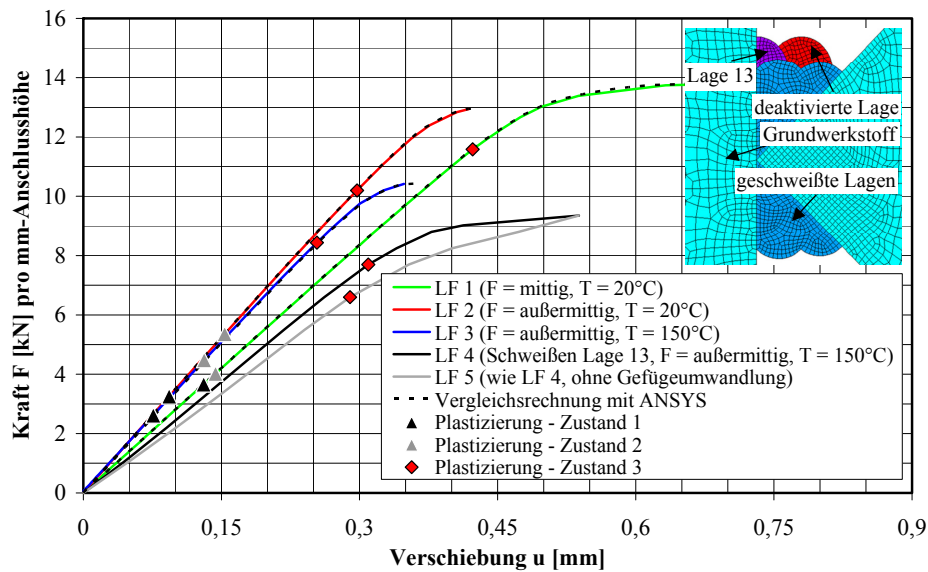


Abbildung 4.93: Kraft-Verschiebungs-Diagramm für Zeitpunkt t_2 eines Stumpfstoßes aus Grundwerkstoff S355 unter Annahme eines ebenen Spannungszustandes

4.3.5.7 Zusammenfassung

Die numerischen Untersuchungen zeigen, dass eine Simulation eines Schweißprozesses bei einer aktiven Krafteinwirkung im FE-Programm SYSWELD durch eine geeignete Vorgehensweise möglich ist. Insbesondere konnte dabei der Einfluss der Gefügeumwandlung bei der Charakterisierung der Trageigenschaft der Verbindung durch ein Kraft-Verschiebungs-Diagramm berücksichtigt werden. Eine sinnvolle Festlegung von drei Zuständen, die durch die plastische Vergleichsdehnung ε_v bzw. die Verfestigung $\Delta u/\Delta F$ definiert werden, ermöglicht die Gegenüberstellung der Kräfte für unterschiedliche Lastfälle und für eine verschiedene Anzahl von Schweißlagen.

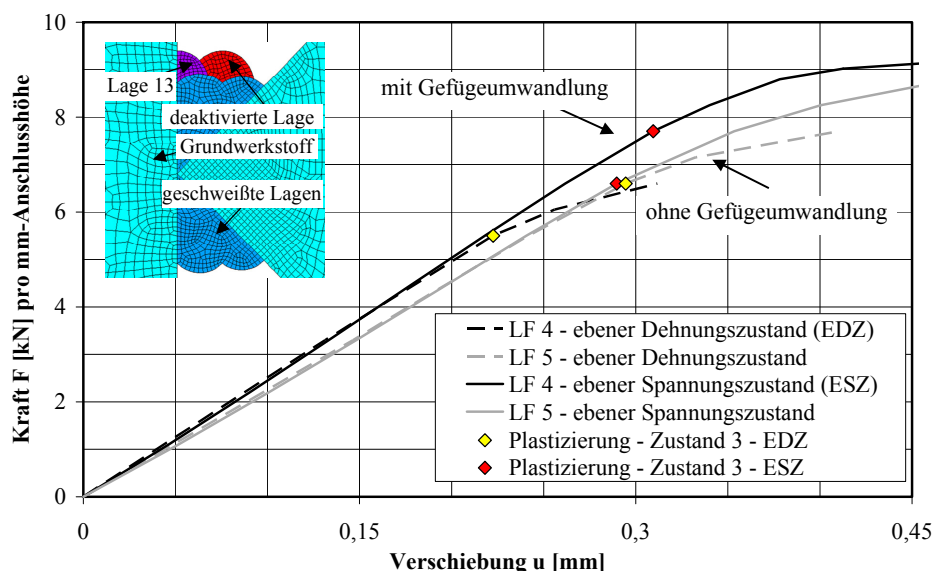
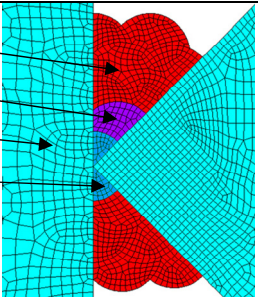
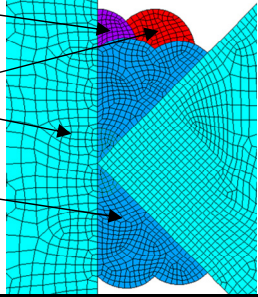


Abbildung 4.94: Kraft-Verschiebungs-Diagramm für Zeitpunkt t_2 eines Stumpfstoßes aus Grundwerkstoff S355 in Abhängigkeit der mechanischen Grundlage

In der Gegenüberstellung der Kraft-Verschiebungs-Kurven für die Untersuchung mit Gefügeumwandlung und ohne Gefügeumwandlung in Abhängigkeit von der Annahme eines ebenen Deh-

nungszustandes oder eines ebenen Spannungszustandes sind deutliche Unterschiede festzustellen (siehe Abbildung 4.94). Die Veränderung des Gefüges in der Schweißnaht führt zu einer Beeinflussung der Trageigenschaften der Verbindung. Weiterhin ist zu erkennen, dass die Untersuchung ohne Gefügeumwandlung unabhängig von den mechanischen Grundlagen gleiche Grenzkraften ergibt. Ein deutlicher Einfluss der Annahme eines ebenen Dehnungszustandes bzw. eines ebenen Spannungszustandes ist bei der Simulation unter Berücksichtigung der Gefügeumwandlung vorhanden. Für die untersuchte Stumpfstoßverbindung sind die Grenzkraft F für die Zeitpunkte t_1 und Lastfälle LFi in Tabelle 4.17 zusammengestellt.

Tabelle 4.17: Grenzkraft F für die untersuchten Zeitpunkte t_1 und Lastfälle LFi einer Stumpfstoßverbindung

Zeitpunkt	Abbildung	Annahme	Grenzkraft F [kN]				
			LF				
			1	2	3	4	5
t_1		EDZ	5,04	4,38	3,46	0,55	0,44
		ESZ	3,57	3,36	2,66	0,33	0,55
t_2		EDZ	13,02	11,08	8,88	5,50	6,60
		ESZ	11,58	10,20	8,44	7,70	6,60
LF	Erläuterung						
1	F = mittig, T = 20 °C						
2	F = außermittig, T = 20 °C						
3	F = außermittig, T = 150 °C						
4	Schweißen der Lage x, F = außermittig, mit Gefügeumwandlung						
5	Schweißen der Lage x, F = außermittig, ohne Gefügeumwandlung						
Die Angaben für die Kraft F gelten pro mm-Anschlusshöhe. EDZ – ebener Dehnungszustand, ESZ – ebener Spannungszustand							

Eine praktische Nutzung der Analyseergebnisse liegt darin, dass für eine Schweißverbindung eine definierte Kraft in Abhängigkeit von der Anzahl der vorhandenen Schweißlagen während eines Schweißprozesses bestimmt werden kann. Damit lässt sich die Montagezeit von sehr großen Bauteilen deutlich reduzieren. Die numerische Simulation ist insbesondere geeignet, um für komplexe und mehrlagige Schweißverbindungen eine wirtschaftliche Lösung für die Ausführung zu finden und diese schon in der Phase der Ausführungsplanung zu berücksichtigen. Eine zeitnahe Ermittlung der aufnehmbaren Kräfte ergibt sich durch die Vereinfachung als zweidimensionales Modell unter der Annahme eines ebenen Dehnungszustandes oder ebenen Spannungszustandes, die beispielsweise eine Optimierung der Anzahl der Schweißlagen gestattet.

4.4 Grenztragfähigkeit von Schweißverbindungen hoch- und höchstfester Feinkornbaustähle

4.4.1 Einführung

Die auf dem Markt angebotenen hoch- und höchstfesten Feinkornbaustähle, die durch ein komplexes Zusammenspiel von Walz- und Wärmebehandlungsvorgängen hergestellt werden, können an vielen Stellen nicht optimal eingesetzt werden, da die Schweißverbindungen wesentlich geringere Tragfähigkeiten aufweisen als die Grundwerkstoffe. Es existiert eine große Anzahl unabhängiger experimenteller Untersuchungen zur Tragfähigkeit dieser Stähle, die im Wesentlichen alle zum Ergebnis kommen, dass mit steigender Grenztragfähigkeit, definiert über die 0,2%-Dehngrenze, die Tragfähigkeit der Schweißverbindungen, bezogen auf die Festigkeit der Stähle, deutlich absinkt, z. B. [AIF, 2007].

Numerische Untersuchungen auf der Basis der bisher dargestellten Grundlagen gestatten allgemeine Aussagen zu möglichen Ursachen, Zusammenhängen und Vorgehensweisen zur gezielten Bearbeitung dieser Problematik. Bei den zugrunde gelegten Stecklaschenverbindungen können die Versuche an vollständigen Proben durchgeführt wurden, d. h., es treten keine Änderungen des Eigenspannungszustandes durch Trennen o. Ä. auf. Wichtig sind die möglichen Aussagen zur Gefügestruktur in der Schweißnaht und in der WEZ. Dabei wird klar, dass bis heute detaillierte Angaben zu Werkstoffeigenschaften, wie Festigkeitsunterschiede z. B. zwischen Martensit und angelassenem Martensit, fehlen. Hier besteht dringender Forschungsbedarf, um die numerischen Untersuchungen zur Tragfähigkeit noch realitätsnäher gestalten zu können.

4.4.2 Grundlagen

Die Festigkeit der hoch- und höchstfesten Feinkornbaustähle wird durch die angewendeten Walz- und Wärmebehandlungsvorgänge zur Erzielung einer feinkörnigen Struktur und durch eine sehr komplizierte Verteilung der Legierungselemente innerhalb des Gefüges erreicht. Damit gelingt es, bei hohen Werten für die 0,2%-Dehngrenze eine große Duktilität im Grundwerkstoff zu erzeugen. Der Schweißprozess verändert in der WEZ die Gefügestruktur und der zugefügte Schweißzusatzwerkstoff vermischt sich mit Teilen des aufgeschmolzenen Grundwerkstoffes. Damit entsteht ein Gefüge, das von der Zusammensetzung und den technischen Eigenschaften deutliche Unterschiede zu den hoch komplizierten Gefügestrukturen der Ausgangswerkstoffe aufweist.

Schweißnahtfestigkeiten, die vergleichbar mit den Festigkeiten der Grundwerkstoffe sind, können bei Feinkornbaustählen mit 0,2%-Dehngrenzen $R_{p0,2} > 690 \text{ N/mm}^2$ ausschließlich durch einen hohen Anteil von Martensit erreicht werden. Im Detail ist dabei zu beachten, dass sich die Struktur des Gefüges Martensit einteilen lässt in:

- nicht angelassenes Martensit – in der Schweißnaht,
- angelassenes Martensit – im Grundwerkstoff.

Detaillierte Untersuchungen, wie sich diese unterschiedlichen Martensitarten im Gefüge auswirken und welche mechanischen Eigenschaften, d. h. insbesondere Dehnverhalten und Festigkeitswerte, angenommen werden können, liegen in differenzierter Form in der Literatur nicht vor.

Prinzipiell weist das Gefüge Martensit in der Schweißnaht und WEZ eine deutlich geringere Duktilität im Vergleich zum Grundwerkstoff auf. Damit bekommen Kerben und konzentrierte hohe Ei-

genspannungen eine besondere Bedeutung. Eine Ermittlung der Gefügestruktur, insbesondere der Martensitanteile, in Schweißnaht und WEZ wird durch numerische Simulationen möglich. Dies wurde ausführlich in den vorangegangenen Abschnitten gezeigt. Die Ergebnisse der numerischen Untersuchungen von Schweißverbindungen unterschiedlicher Naht-, Stoßarten und aus verschiedenen Grundwerkstoffen zeigen, dass

- immer Gefügeanteile von Martensit in den Wärmeeinflusszonen und Schweißnähten vorhanden sind,
- am Nahtanfang und -ende höhere Anteile von Martensit auftreten.

Wenn es nicht gelingt, durch eine spezielle Schweißtechnologie und entsprechende Schweißzusatzwerkstoffe Gefügestrukturen zu erzeugen, die ähnlich denen sind, die im Grundwerkstoff auftreten, kann davon ausgegangen werden, dass mit steigenden Festigkeiten der Werkstoffe die Schweißnahtfestigkeiten in Bezug zur Festigkeit des Grundwerkstoffes immer weiter abfallen werden. Unterschiedliche Schweißgeschwindigkeiten, z. B. am Nahtanfang und am Nahtende, sind ein weiterer wichtiger Aspekt, der den Gefüge- und den Eigenspannungszustand der Schweißnähte deutlich beeinflusst. Insgesamt existiert damit eine Anzahl von Einflussparametern, die gegenwärtig kaum in ihrer Komplexität beherrschbar sind. Eine deutliche Erhöhung der Tragfähigkeit von Schweißnähten höher- und höchstfester Feinkornbaustähle bedarf umfangreicher und tiefgründiger Untersuchungen auf metallurgischem Gebiet und erfordert differenzierte Herangehensweisen in der Schweißtechnologie.

4.4.3 Tragfähigkeit von Stecklaschenverbindungen

Am Beispiel einer Stecklaschenverbindung soll die dargestellte Problematik prinzipiell erläutert werden. Für diese Verbindungsart existieren Versuchsergebnisse an unbeeinflussten Probekörpern, so dass die numerischen Simulationen an realitätsnäheren Werten kalibriert und verifiziert werden können. Abbildung 4.95 zeigt die Ergebnisse der numerischen Analyse bezüglich der Ausbildung unterschiedlicher Gefügeanteile, dargestellt am Gefügeanteil Martensit.

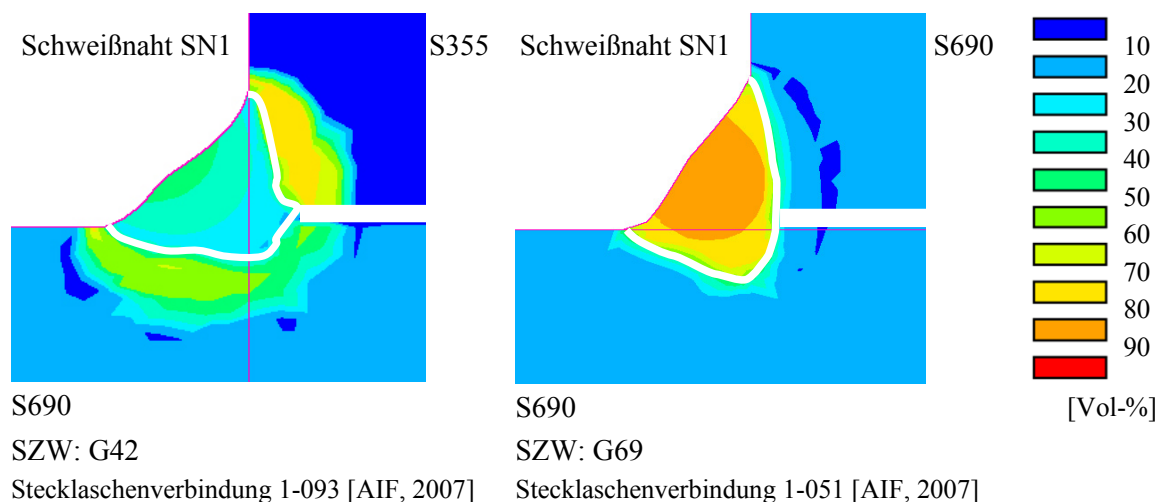


Abbildung 4.95: Gefügeanteil Martensit in der Schweißnaht SN1 für zwei Stecklaschenverbindungen mit unterschiedlichen Schweißzusatzwerkstoffen

Es ist zu erkennen, dass auch bei niedrigfestem Schweißzusatzwerkstoff G42 Anteile von Martensit in der Schweißnaht entstehen. Beim Einsatz höherfester Schweißzusatzwerkstoffe G69 ist dieser

Anteil deutlich höher, was zu größeren Festigkeiten mit Einschränkung der Duktilität der Verbindung führt, wie dies in Abbildung 4.96 gezeigt wird. Bei Stecklaschenverbindungen aus den Grundwerkstoffen S460 bzw. S690 ist ein ähnliches Tragverhalten in Abhängigkeit von der Festigkeit des Schweißzusatzwerkstoffes festzustellen.

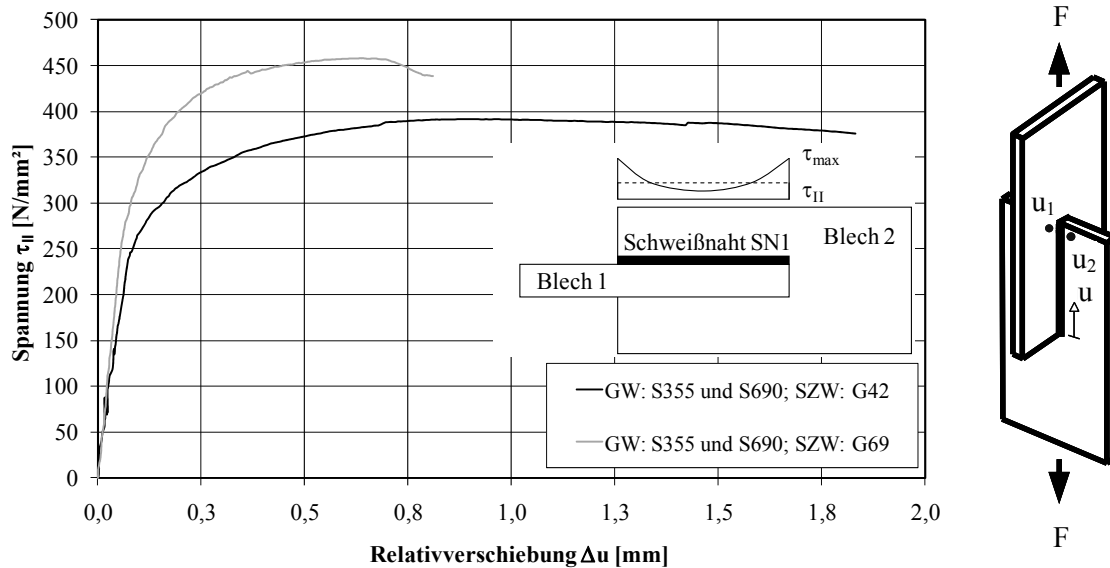


Abbildung 4.96: Einfluss des Schweißzusatzwerkstoffes auf das Tragverhalten bei Mischverbindungen S355-S690 nach [AIF, 2007]

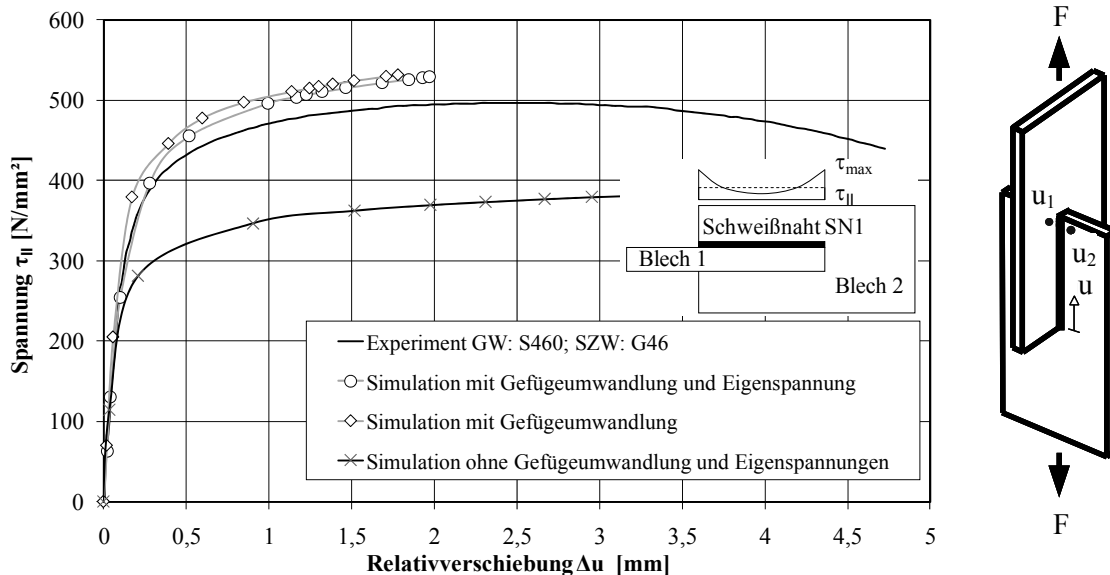


Abbildung 4.97: Einfluss der Gefügewandlung und Eigenspannung auf das Tragverhalten von Stecklaschenverbindung aus Grundwerkstoff S460 und Schweißzusatzwerkstoff G46

Analysen ohne Berücksichtigung der Gefügewandlung und Eigenspannungen in der Schweißnaht führen zu signifikant niedrigeren Tragfähigkeiten, als dies in Experimenten beobachtet wurde (siehe Abbildung 4.97). Es ist zu erkennen, dass das Tragverhalten überwiegend durch die entstandene Gefügestruktur beeinflusst wird. Die Berücksichtigung der Gefügewandlung und Eigen-

spannungen ermöglicht realitätsnahe Analyseergebnisse. Wichtig ist das Verformungsverhalten der Schweißverbindung, da es Rückschlüsse auf die Duktilität der Schweißnähte zulässt.

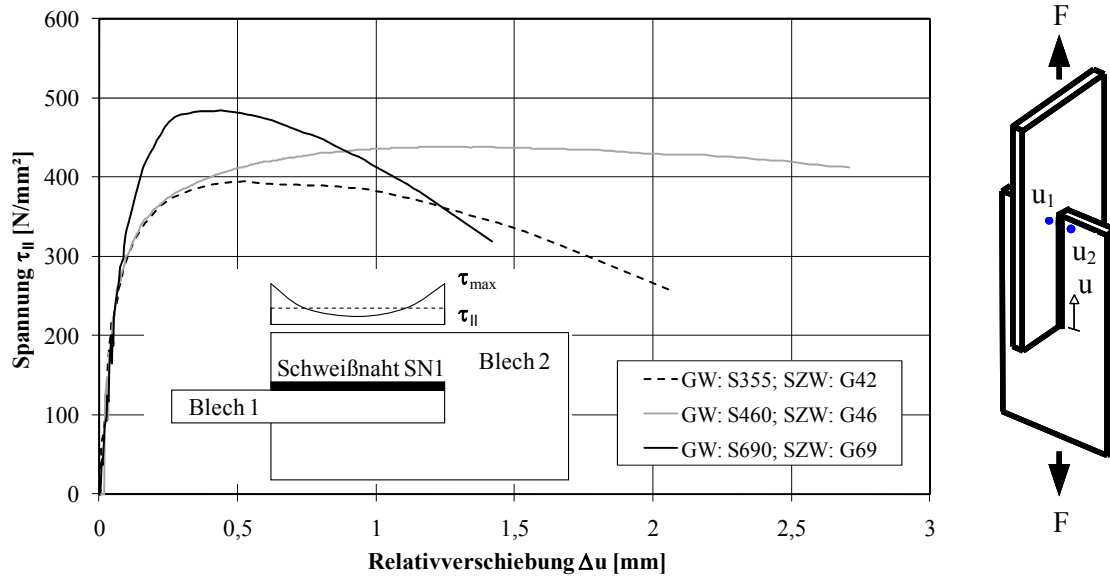


Abbildung 4.98: Experimentell ermitteltes Tragverhalten von Stecklaschenverbindungen nach [AIF, 2007]

Der Zusammenhang zwischen Tragfähigkeit und Duktilität ist in Abbildung 4.98 zu erkennen. Dabei ist festzustellen, dass die erreichte Grenztragfähigkeit der Verbindung aus Grundwerkstoff S690 deutlich unterhalb der Grenztragfähigkeiten des Grundwerkstoffes liegt.

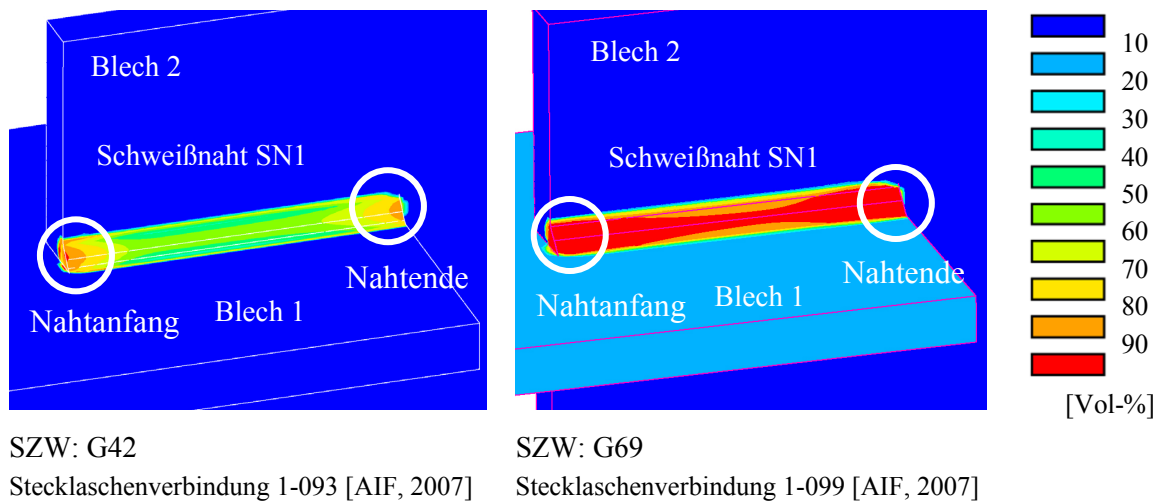


Abbildung 4.99: Gefügeanteil Martensit über die Schweißnahtlänge für zwei Stecklaschenverbindungen mit unterschiedlichen Schweißzusatzwerkstoffen

Am Nahtanfang und -ende ist der Anteil von martensitischem Gefüge wesentlich höher als in der Mitte der Schweißnaht. Ursache dafür ist – wie schon dargestellt – die schnellere Wärmeableitung während des Schweißprozesses in diesen Zonen. Damit weisen die Teile der Naht, die die höchste Beanspruchung erfahren – bekannt sind die Spannungsspitzen bei Kehlnähten am Anfang und am Ende –, die geringste Duktilität auf. Zusammen mit möglichen Kerben am Schweißnahtbeginn und

-ende sind das sicherlich wesentliche Ursachen für die Begrenzung der Tragfähigkeit höchstfester Stähle. Vorhandene Druckeigenspannungen am Nahtanfang und- ende, insbesondere bei hochfestem Schweißzusatzwerkstoff, zeigen keinen positiven Einfluss auf das Tragverhalten (siehe Abbildung 4.100). Dies verdeutlicht die komplexe Verknüpfung zwischen Gefügestruktur, Eigenspannungen, Beanspruchung der Schweißverbindung bei der Beschreibung des Tragverhaltens. Diese Fragestellung muss allerdings noch intensiv experimentell und numerisch untersucht werden.

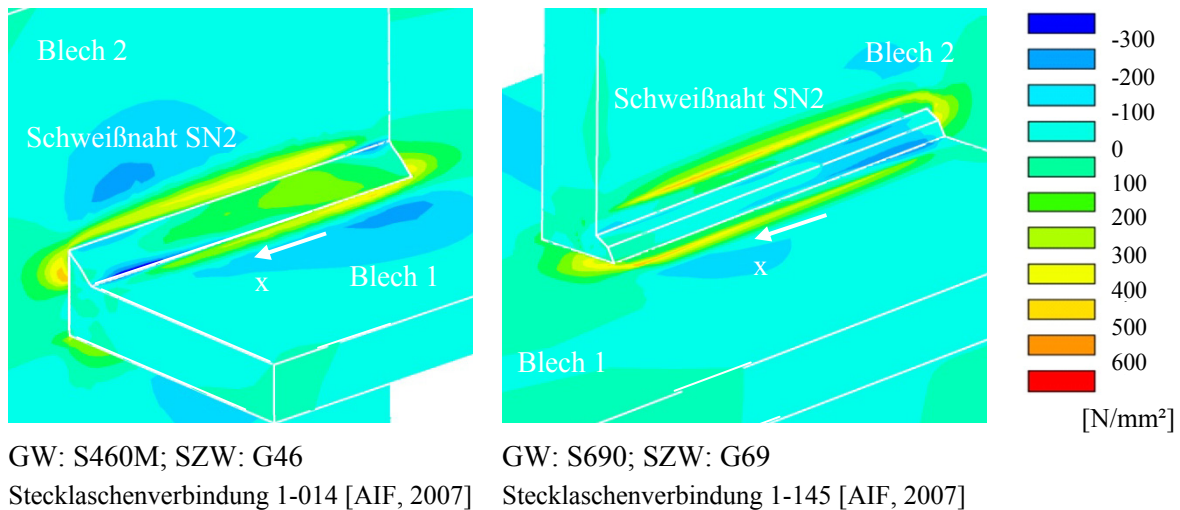


Abbildung 4.100: Eigenspannung in x-Richtung σ_x für zwei Steckglaschenverbindungen mit unterschiedlichen Schweißzusatzwerkstoffen

Auch wenn die Verwendung von Schweißzusatzwerkstoffen mit einer hohen 0,2%-Dehngrenze zu einer deutlichen Steigerung der Tragfähigkeit der Verbindung führt, ist der Gesamttragfähigkeit Grenzen gesetzt. Zu beachten ist die in Abbildung 4.96 deutlich erkennbare verminderte Duktilität der Schweißverbindungen mit höherfesten Schweißzusatzwerkstoffen.

4.4.4 Resümee

Unter Nutzung der heute verwendeten Schweißtechnologien und Schweißzusatzwerkstoffe ist es nicht möglich, die Grenztragfähigkeit der Schweißverbindungen proportional zur Festigkeit der Grundwerkstoffe zu steigern. Eine Wärmebehandlung der Schweißnaht bei hoch- und höchstfesten Feinkornbaustählen nach dem Schweißprozess ist, basierend auf den Ergebnissen numerischer Analysen, unzureichend, um die Gefügestruktur zur Steigerung einer hohen Festigkeit und Duktilität auszubilden.

Denkbar ist ein modifizierter Schweißprozess, der eine sensorgesteuerte Wärmeführung ermöglicht. Mit anschließender mechanischer Nahtbehandlung der Schweißnaht bei hohen Temperaturen kann einer Erhöhung der Tragfähigkeit von Schweißverbindungen erreicht werden. Vorteile dieses kombinierten Verfahrens liegen in der Erzeugung einer feinkörnigen Gefügestruktur, Erzeugung von Druckeigenspannungen und der Reduzierung von Kerben. Weiterhin kann ein differenziertes Vor- und Nachwärmen insbesondere von Nahtanfang und -ende dazu beitragen, die Wärmeableitung so zu beeinflussen, dass in den beiden Bereichen eine ähnliche Gefügestruktur wie in der Schweißnahtmitte vorliegt. Prinzipiell sind auf diesem Gebiet neue Vorgehensweisen notwendig, die zu einer Veränderung der Legierungsanteile und der Gefügestrukturen in der WEZ und Schweißnaht führen.

4.5 Schweißen von Duplex-Stahl und Quarzglas

4.5.1 Allgemeines

Die Verwendung von Duplex-Stahl ist in der Praxis sehr weit verbreitet, um korrosionsbeständige Konstruktionen herzustellen, die im Allgemeinen geringe Kosten für Wartung und Instandhaltung erfordern. Die Einsatzbereiche reichen von der Lebensmittelindustrie, die einen sehr hohen hygienischen Standard bezüglich der Apparate und der Leitung erfordert, bis hin zu filigranen Brückenbauwerken in der aggressiven Umgebung von Meerwasser. Eine dauerhafte Verbindung wird auch hierbei durch das schon vorgestellte MAG-Schweißen erreicht. Die Kenntnis der durch die Wärmeeinwirkung verursachten Veränderung der Werkstoffstruktur, die aus den Gefügen Austenit und Ferrit besteht, ist – unabhängig von der Nahtform – sehr wichtig für die Beurteilung der Eigenschaften der Verbindung, insbesondere der Korrosionsbeständigkeit. In den numerischen Untersuchungen wird ein mehrlagiger Stumpfstoß analysiert. Die Zielstellung besteht darin, Möglichkeiten für eine numerische Simulation in der Phase des Planungsprozesses mit eingeschränkt verfügbaren Daten aufzuzeigen.

Der Werkstoff Quarzglas unterscheidet sich sowohl durch das Verhalten bei Wärmeeinwirkung als auch durch die Art und Weise des zu verwendenden Laserstrahlschweißprozesses von den metallischen Werkstoffen Feinkornbaustahl und Duplex-Stahl. Quarzglas wird aufgrund der Transparenz bei optischen Instrumenten, z. B. Linsen für UV-Spektrografen, aber auch – wegen der sehr guten chemischen Widerstandsfähigkeit – bei Großapparaturen, die der Herstellung von Salzsäure dienen, eingesetzt. Insbesondere bei Verwendung von Gefahrstoffen ist eine dauerhafte Verbindung zwischen den Bauteilen zu gewährleisten. Die durch den Schweißprozess eingetragenen Eigenspannungen müssen sicher bewertet werden, um die Parameter des Schweißprozesses optimal zu steuern. Das Ziel ist es, einen Ansatz für die numerische Simulation des Quarzglasschweißens von Platten und Rohren mit dem CO₂-Laserstrahlverfahren vorzustellen. Weiterhin wird ein Vorschlag zur Verbesserung der Schweißtechnologie anhand numerischer Untersuchungen diskutiert.

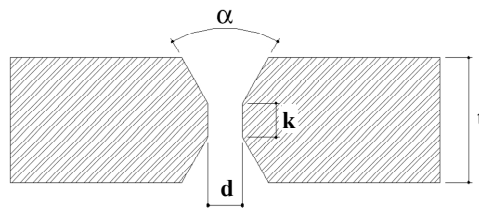
4.5.2 Duplex-Stahl

4.5.2.1 Allgemeines

Eine einfache Stumpfstoßverbindung aus Duplex-Stahl wird hinsichtlich des Temperaturfeldes und der Verteilung der Gefügeanteile von Ferrit und Austenit nach dem Schweißen untersucht. Weiterhin wird der Eigenspannungszustand der Verbindung, die eine mehrlagige Schweißnaht aufweist, numerisch bestimmt. Die Herausforderung bei der Simulation besteht darin, dass für den Duplex-Stahl nur wenige Angaben zur Umwandlung des Gefüges während des Schweißprozesses bekannt sind. Ziel ist es, einen Ansatz für die Modellierung unter Anwendung des Leblond-Modells aufzuzeigen. Die Parameter, die zur Beschreibung notwendig sind, werden auf Grundlage der verfügbaren Angaben zweckmäßig festgelegt. Die numerische Analyse erfolgt sowohl mit temperatur- als auch gefügeabhängigen Werkstoffkennwerten. Experimentelle Untersuchungen werden zu diesem Beispiel nicht durchgeführt.

4.5.2.2 Simulation

Die Untersuchungen werden für einen mehrlagigen Stumpfstoß durchgeführt, der eine Blechdicke von $t > 10$ mm aufweisen soll. Angaben zu Schweißparametern, Schweißposition, Schweißdraht, Form der Nahtvorbereitung, Nahtüberhöhung werden aus der Erfahrung vieler praktischer Beispiele abgeleitet und sinnvoll angenommen. Eine Anwendung von vorhandener Software [DILT, 2005], die zur Berechnung der entstehenden Nahtgeometrie dient, ist nicht möglich, da sich diese gegenwärtig auf einlagige Schweißsituationen beschränkt. Abbildung 4.101 zeigt die Geometrie einer Stumpfstoßverbindung mit einer Blechdicke von $10 \text{ mm} \leq t \leq 15 \text{ mm}$. Die Angaben der Geometrie für den untersuchten Fall sind in Abbildung 4.101 zu finden.



	Blechdicke t [mm]	Stegabstand s [mm]	Steghöhe k [mm]	Öffnungswinkel α [°]
allgemein	> 10	1,5 – 3	1 – 3	60 – 70
untersuchter Fall	15	1,5	3	60

Abbildung 4.101: Geometrie einer Stumpfstoßverbindung aus Duplex-Stahl

Für die numerische Analyse werden sowohl ein zwei- als auch ein dreidimensionales Modell mit fünf Schweißlagen (SL) und einer Nahtüberhöhung von $h = 1,5$ mm erstellt. Dabei wird die Form der mittels MAG-Schweißens erzeugten einzelnen Schweißlagen sehr stark abstrahiert. Es steht im Allgemeinen eine genügende Anzahl von Makroschliffbildern zur Verfügung, um eine realitätsnahe Modellierung der Geometrie der einzelnen Schweißlagen durchzuführen. Eine Diskretisierung des Querschnittes im Bereich der Schweißnaht und der WEZ erfolgt mit Elementen, die eine Kantenlänge von $l_E = 0,5$ mm aufweisen. Das dreidimensionale Modell in Abbildung 4.102 stellt nur einen Ausschnitt mit der Länge $l = 100$ mm aus einer längeren Platte dar und wird in x -Richtung mit 50 Elementen diskretisiert. Dies ergibt eine Kantenlänge von $l_E = 2,0$ mm in x -Richtung. Bei der thermischen Simulation werden sowohl temperaturabhängige als auch temperaturunabhängige Materialeigenschaften berücksichtigt, um die Auswirkungen auf die Gefügeverteilung zu untersuchen. Die Simulation des mechanischen Verhaltens wird ausschließlich mit temperaturabhängigen Materialeigenschaften unter Berücksichtigung der Umwandlungsplastizität und des Ansatzes einer isotropen Verfestigung durchgeführt.

Eine Verschiebung der Knoten auf der Symmetrieachse bzw. -ebene in y -Richtung wird im zwei- und dreidimensionalen Modell verhindert. Eine weitere Lagerung wird am Ende des Bleches an zwei Eckpunkten so vorgesehen, dass eine Verschiebung in z -Richtung nicht erfolgen kann. In x -Richtung wird das dreidimensionale Modell an einem Eckpunkt gehalten.

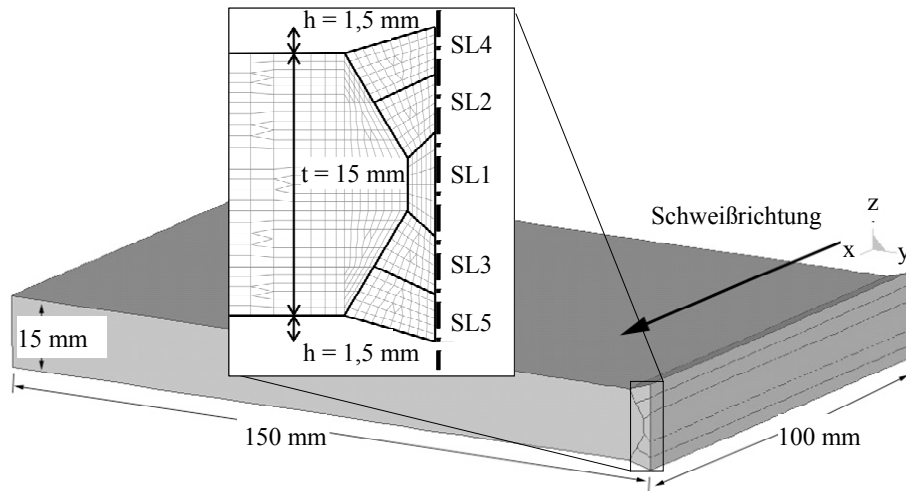


Abbildung 4.102: Abmessung des Geometriemodells und Diskretisierung des Querschnittes

Die erforderlichen Schweißparameter – Streckenenergie und Schweißgeschwindigkeit – können auf Grundlage von Erfahrungen eines Praxispartners festgelegt werden. Die Parameter werden gezielt für die unterschiedlichen Anforderungen der Schweißlage SL1 bis SL5 angepasst. Der Eintrag der Energie pro Strecken- und Zeiteinheit, die durch die beiden Schweißparameter definiert ist, erfolgt mithilfe einer Gauß-normalverteilten, doppeltellipsoiden Wärmequelle (siehe Abschnitt 3.5.2.1) ausschließlich in der Schweißnaht. Die zur Beschreibung der Wärmequelle benötigten Geometrieparameter sind in Tabelle 4.18 angegeben. Die Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur des Modells wird mit $T = 20\text{ °C}$ festgelegt und durch gezieltes Abkühlen für jede Schweißlage erreicht. Das Umwandlungsverhalten des Gefüges während des Aufheiz- und Abkühlprozesses beim Schweißen wird in Abschnitt 3.6 diskutiert.

Tabelle 4.18: Schweißparameter und Parameter zur Beschreibung einer Wärmequelle

Parameter	Schweißlage		
	SL1	SL2/SL3	SL4/SL5
E [kJ/cm]	15,0	10,8	17,5
v [cm/min]	12,0	30,0	24,0
a_1 [mm]	10,0	10,0	10,0
a_2 [mm]	20,0	20,0	20,0
b [mm]	5,0	10,0	14,9
c [mm]	6,0	7,2	6,4
Faktor n	2,32	3,05	3,02

Die thermische Simulation wird hinsichtlich des Temperaturzustandes, insbesondere der Abkühlzeit $t_{12/8}$, sowie der Gefügeverteilung von Ferrit und Austenit ausgewertet. Abbildung 4.103 zeigt exemplarisch Beispiele für die Ausbildung des Schmelzbades, den Verlauf der Abkühlzeit $t_{12/8}$ und die Verteilung des Austenits beim dreidimensionalen Modell.

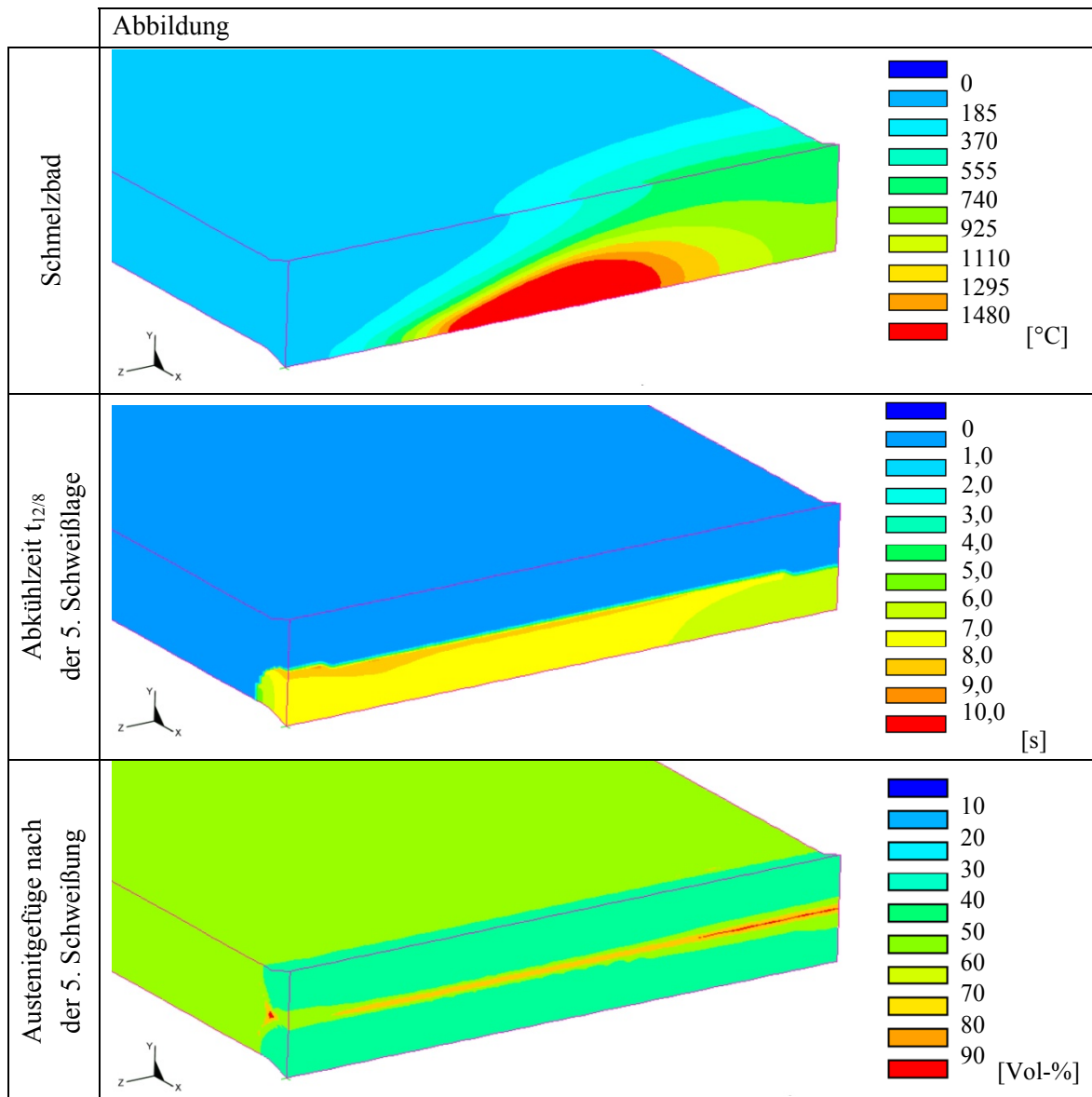
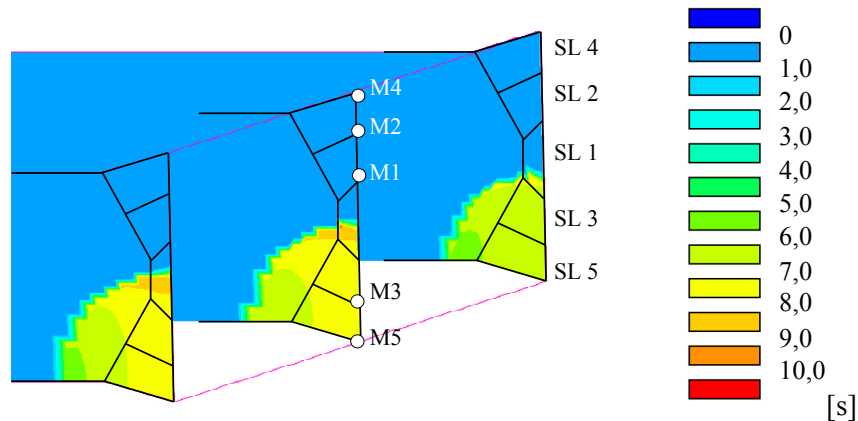


Abbildung 4.103: Schmelzbad, Abkühlzeit $t_{12/8}$ und Austenitanteile einer Stumpfstoßverbindung aus Duplex-Stahl

Der Verlauf der Abkühlzeit $t_{12/8}$ zeigt, dass sich diese in Abhängigkeit von der Position in der Schweißlage (SL) bzw. der Wärmeeinflusszone (WEZ) sowohl in x- als auch in y-Richtung der Naht verändert (siehe Abbildung 4.103). Ergebnisse aus der thermischen Simulation und den Gleichungen, die in Anlehnung an [SEW 088, 1993b] speziell für Duplex-Stähle modifiziert wurden (siehe Anhang A.22), sind für ausgewählte Messpunkte jeder Schweißlage in Abbildung 4.104 dargestellt. Eine Gegenüberstellung der ermittelten Werte zeigt, dass erst bei den Schweißlagen SL4 und SL5 eine sehr gute Übereinstimmung erreicht wird. Bei den anderen Schweißlagen treten Abweichungen von 20 % bis 30 % bezogen auf den aus der Gleichung ermittelten Wert gegenüber den Ergebnissen aus der Simulation auf.



Schweißlage (SL)	Abkühlzeit $t_{12/8}$ [s]	
	größter Wert nach [WURM, 1999]	Simulation
1	5,8	4,2
2	5,0	4,0
3	5,0	3,5
4	7,9	7,7
5	7,9	7,2

Abbildung 4.104: Abkühlzeit $t_{12/8}$ für eine Stumpfstoßverbindung aus Duplex-Stahl

In Abbildung 4.104 wird für die Schweißlage SL5 die Veränderung der Abkühlzeit $t_{12/8}$ in der Stumpfstoßverbindung für drei Schnittebenen – am Anfang, in der Mitte und am Ende des Bleches – noch einmal deutlich. Die Änderung der Ferrit- und Austenitanteile in den wärmebeeinflussten Bereichen WEZ und SL ist in Tabelle A.78 im Anhang A.22 dargestellt.

Die Auswirkungen der Temperaturabhängigkeit der thermischen Werkstoffkennwerte auf die maximale Temperatur T in der Schweißnaht, den Austenit-Anteil A_{WEZ} , A_{SLx} und die Abkühlzeit $t_{12/8}$ werden untersucht und die aufbereiteten Analyseergebnisse im Anhang A.22 aufgeführt. Es erfolgt dabei eine Unterscheidung des Austenitgehaltes in der WEZ und der Schweißlage x (SLx) mit der Aufteilung nach minimalen und maximalen Werten in diesen Bereichen. Die Ergebnisse zeigen, dass die maximale Temperatur sehr stark durch die temperaturabhängigen Werkstoffkennwerte der Gefügebestandteile und die Umwandlungswärme, die sich aus der Umwandlung zwischen Ferrit und Austenit ergibt, beeinflusst wird. Aufgrund der veränderten Temperatur-Zeit-Verläufe für einige Elemente im Blech werden in den untersuchten Bereichen auch die Abkühlzeiten beeinflusst. Die in der Simulation ermittelte minimale Abkühlzeit $t_{12/8}$ wird bei Verwendung von temperaturunabhängigen Materialeigenschaften, bezogen auf das Ergebnis der Berechnung mit temperaturabhängigen Materialeigenschaften, überschätzt. Im Fall der Schweißlage SL2 treten Änderungen bei der minimalen Abkühlzeit $t_{12/8}$ bis zu +32 % auf. Eine ähnliche Tendenz ist bei der maximalen Abkühlzeit $t_{12/8}$ bei Schweißlage SL2 festzustellen.

Der Anteil von Austenit verändert sich bei Schweißlage SL1 in Abhängigkeit von den nachfolgenden Schweißlagen von maximal $A_{SL1} = 40,9$ % nach der ersten Schweißung bis $A_{SL1} = 70,9$ % nach der fünften Schweißung sehr stark. Weiterhin ist festzustellen, dass nach der fünften Schweißung nur ein geringer Unterschied in den wärmebeeinflussten Bereichen von maximal $A_x = \pm 5$ % bei den Anteilen von Austenit auftritt.

Der Unterschied zwischen einem zwei- und dreidimensionalen Geometriemodell wird, wie bei der Untersuchung des Einflusses der Materialeigenschaften, anhand der maximalen Temperatur T in der Schweißnaht, des Austenit-Anteils A_{WEZ} , A_{SLx} und der Abkühlzeit $t_{12/8}$ analysiert (siehe Tabelle A.79 im Anhang A.22). Bei der Temperatur ist bei den Ergebnissen zwischen den beiden untersuchten Modellen kaum ein Unterschied festzustellen. Eine Veränderung von maximal +2,8 % liegt bei der Schweißlage SL5 vor.

Bei der Abkühlzeit $t_{12/8}$ ist festzustellen, dass bei allen Schweißlagen die minimale Zeit im zweidimensionalen Modell bis zu 16,8 % länger ist als bei einer dreidimensionalen Geometrie. Die minimale Abkühlzeit $t_{12/8}$ wird beim dreidimensionalen Modell am Anfang der Schweißlage ermittelt, da ein schnelles Abfließen der Wärme durch angrenzende kalte Bereiche der Schweißverbindung begünstigt wird (siehe Abbildung 4.103). Die Unterschiede bei der maximalen Abkühlzeit $t_{12/8}$ sind außer bei Schweißlage SL1 unter 10 %. Beim dreidimensionalen Modell sind die maximalen Abkühlzeiten $t_{12/8}$ länger als beim zweidimensionalen Modell. Dies verdeutlicht den Einfluss der dritten Dimension auf die Wärmeleitung und die ermittelten Abkühlzeiten der mehrlagigen Stumpfstoßverbindung. Die Ursache liegt darin, dass sich die Wärme am Ende der Schweißlage staut (siehe Abbildung 4.103). Die Konvektion und Strahlung an der Oberfläche ist nicht ausreichend, um eine schnelle Abkühlung in diesem Schweißnahtbereich zu erreichen.

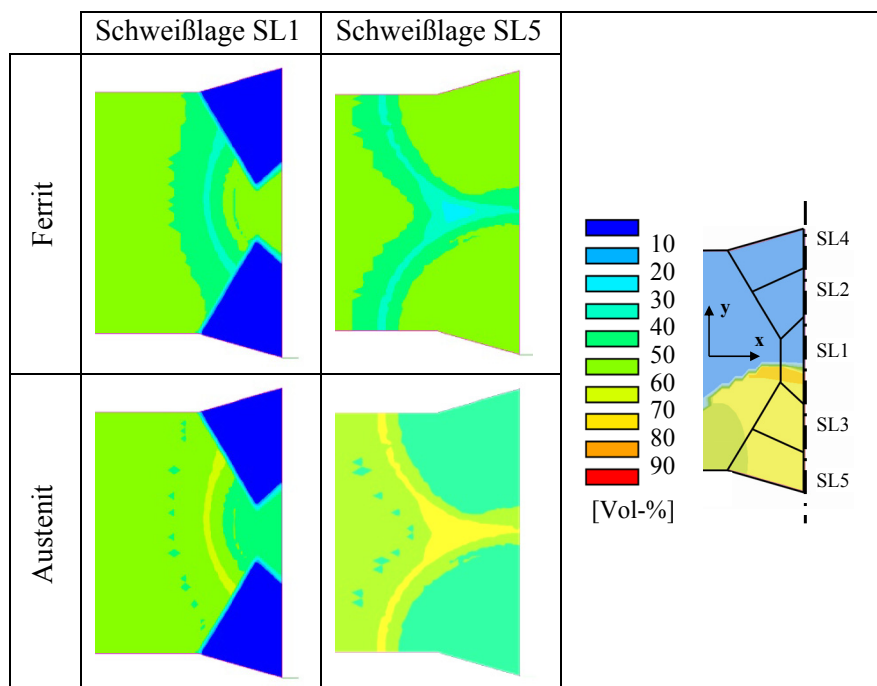


Abbildung 4.105: Ferrit- und Austenit-Anteil für Schweißlage SL1 und SL5 einer Stumpfstoßverbindung aus Duplex-Stahl

Der Anteil von Austenit verändert sich in Abhängigkeit von der Schweißlage und während des Schweißprozesses unterschiedlich stark. Es treten Schwankungen zwischen +1,3 % und +10,3 % bei den minimalen Werten und zwischen -14,9 % und +2,0 % bei den maximalen Werten auf. Deutliche Veränderungen sind bei den Gefügeanteilen der Schweißlage SL1 festzustellen. Die Gefügestruktur wird infolge der nachfolgenden Schweißungen SL2 bis SL5 wesentlich beeinflusst. Nach der fünften Schweißung wird bis auf Schweißlage SL1 ein nahezu ideales Verhältnis von

Austenit und Ferrit von 1:1 in der Schweißnaht erreicht. In der WEZ hingegen traten infolge des Abkühlvorganges höhere Anteile von Austenit auf. Abbildung 4.105 zeigt für die Schweißblage SL1 und SL5 die numerisch ermittelte Verteilung des Ferrits und Austenits für das zweidimensionale Modell.

Die Wärmeeinwirkungen der Schweißlagen SL2 bis SL5 beeinflussen eindeutig sowohl den Spannungszustand als auch die Verteilung des Gefüges im Grundwerkstoff. Die Reihenfolge der Schweißung, zumindest für die Schweißlagen SL4 und SL5, kann auf Grundlage der Verteilung von Ferrit eindeutig festgelegt werden. Durch die angenommene Geometrie für die einzelnen Schweißlagen kommt es zu Spannungskonzentrationen bei der Schweißblage SL1 in x-Richtung (siehe Abbildung 4.106). Dieser Spannungszustand verändert sich bis zur Schweißblage SL5 deutlich. Zugspannungen von bis zu $\sigma = +200 \text{ N/mm}^2$ werden in der WEZ der Schweißblage SL5 beim zweidimensionalen Modell ermittelt. Im Gegensatz dazu treten Spannungen von $\sigma = -200 \text{ N/mm}^2$ in der WEZ der Schweißblage SL4 auf. Es ist festzustellen, dass keine typische Ausprägung der Eigenspannung in x-Richtung, wie dies bei Feinkornbaustählen auffällt, mit einem signifikanten Druck- oder Zugbereich vorhanden ist.

Die Auswertung der von-Mises-Vergleichsspannung für die Schweißblage SL1 zeigt, dass ein nahezu gleiches Spannungsniveau in der Schweißnaht und in der WEZ von $\sigma_v \approx 375 \text{ N/mm}^2$ vorhanden ist. Die Schweißlagen SL2 bis SL5 führen zu einem charakteristischen Spannungszustand, der dadurch gekennzeichnet ist, dass sich um die Schweißblage 4 und 5 ein höheres Spannungsniveau ausbildet als im Grundwerkstoff.

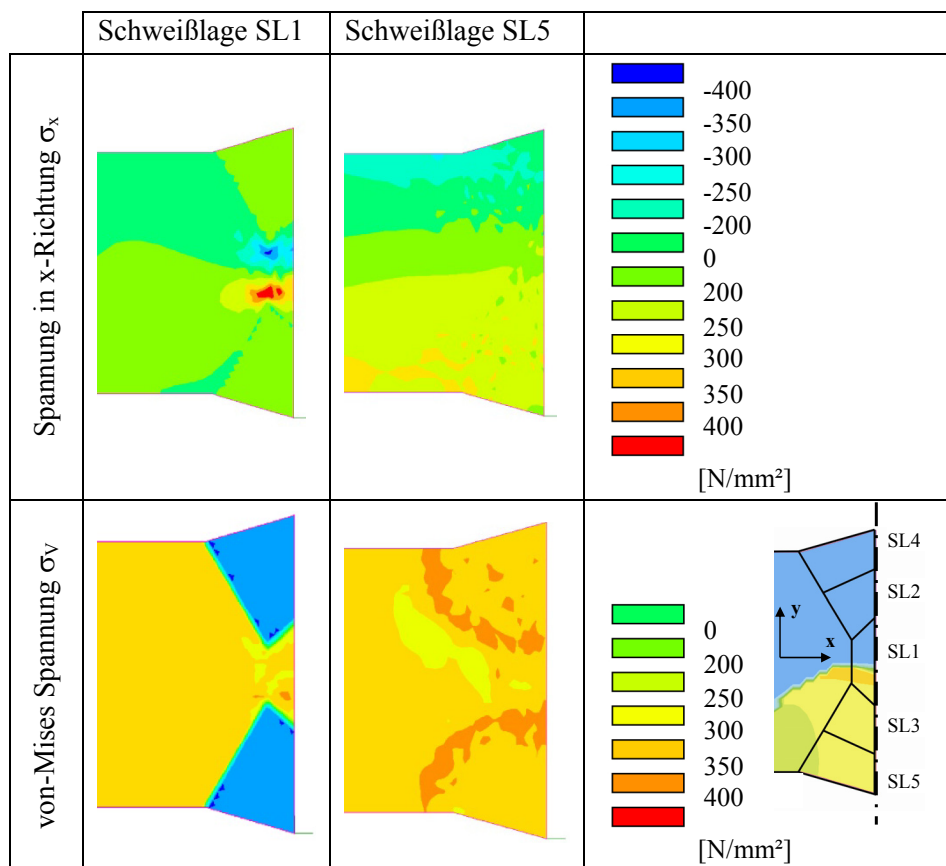


Abbildung 4.106: Spannungen σ für Schweißblage SL1 und SL5 einer Stumpfstoßverbindung aus Duplex-Stahl

4.5.2.3 Zusammenfassung

Die numerischen Untersuchungen sollen die Möglichkeiten der Simulation einer mehrlagigen Stumpfstoßverbindung aus Duplex-Stahl aufzeigen. Insbesondere die Modellierung der Gefügewandlung und der Einfluss der Werkstoffkennwerte auf das thermische Verhalten werden am Beispiel analysiert.

Eine Möglichkeit, das numerisch ermittelte Temperaturfeld zu bewerten, bietet sich an durch die Berechnung der Abkühlzeit $t_{12/8}$ [WURM, 1999]. Dabei ist eine Übereinstimmung nicht immer zu erreichen. Die geometrische Abstrahierung der einzelnen Schweißlagen und die dazugehörige Streckenenergie können Ursachen für die auftretenden Abweichungen darstellen. Für eine schnelle Abschätzung der Gefügeanteile und der Eigenspannungen ist das einfache Modell jedoch gut geeignet. Im Allgemeinen ist eine sehr enge Kopplung zwischen eingetragener Energie und Nahtform vorhanden. Wesentliche Verbesserungen der Ergebnisse in der Simulation lassen sich durch einen Abgleich der Geometrieangaben der einzelnen Schweißlagen mit einem Makroschliffbild erzielen.

Die Verwendung von temperaturabhängigen Werkstoffkennwerten in der thermischen Simulation führt zu einer Reduzierung der errechneten maximalen Temperatur und der Abkühlzeit $t_{12/8}$ in der Schweißnaht. Insbesondere in der Schweißlage SL3 ergibt sich gegenüber der Analyse mit temperaturunabhängigen Werkstoffkennwerten ein Unterschied bis zu -50 % bei der maximalen Temperatur und bis zu -25 % bei der Abkühlzeit. Das veränderte Temperaturfeld wirkt sich auf die Gefügezusammensetzung in der Schweißverbindung aus. Aufgrund der Analyseergebnisse kann festgestellt werden, dass eine niedrige Abkühlzeit tendenziell zu einem großen Anteil an Austenit in der Schweißnaht und der WEZ führt. Durch die angenommenen Schweißparameter wird ein sehr günstiges Verhältnis zwischen Ferrit und Austenit von annähernd 1:1 an der Schweißnahtoberfläche erreicht. Dies würde eine hohe Beständigkeit gegen Loch- und Spannungskorrosion der Schweißverbindung garantieren.

Die Dimension des FE-Modells stellt einen weiteren Punkt zur Bewertung der Ergebnisse dar. An zwei- und dreidimensionalen Modellen werden Untersuchungen zum thermischen Verhalten durchgeführt. Die maximale Temperatur im dreidimensionalen Modell verändert sich um -3 % gegenüber der Temperatur aus dem zweidimensionalen Modell. Die minimalen bzw. maximalen Abkühlzeiten ergeben sich beim dreidimensionalen Modell aufgrund der vorliegenden Wärmeleitung am Anfang bzw. am Ende einer Schweißlage. Weiterhin zeigen die Ergebnisse, dass nach der Schweißlage SL5 eine Abschätzung des Austenit-Anteils mit einem zweidimensionalen Modell erfolgen kann, wenn eine Toleranz von ± 10 % bei den Ergebnissen für Schweißnaht und WEZ berücksichtigt wird.

Die numerische Simulation gestattet eine aussagekräftige Charakterisierung der Temperaturfelder, Abkühlzeiten und Gefügestände für jede Schweißlage. Dies ermöglicht insbesondere beim dreidimensionalen Modell eine gezielte Beeinflussung von Schweißparametern, um eine gleichmäßige Gefügeverteilung von Austenit innerhalb einer Schweißlage bzw. Schweißnaht zu erreichen. Eine Beeinflussung des Umwandlungsverhaltens kann dadurch erfolgen, dass eine höhere Vorwärmtemperatur am Anfang einer Schweißlage und eine niedrigere am Ende einer Schweißlage als in der Mitte vorgesehen werden. Eine Festlegung von geeigneten Vorwärmtemperaturen zur Erreichung eines optimalen Verhältnisses von Austenit und Ferrit zur Verbesserung der Schweißbarkeit von Duplex-Stählen kann Ergebnis einer numerischen Untersuchung sein.

4.5.3 Quarzglas

4.5.3.1 Allgemeines

Der kosten- und zeitaufwändige Einsatz von konventionellen Gasflammen stellt eine wirtschaftliche Problemstellung beim Fügen von Quarzglas dar. Der Einsatz des CO₂-Laserstrahlschweißens beim Werkstoff Quarzglas ist eine technologische Weiterentwicklung, die sowohl zu einer Verbesserung der Nahtqualität als auch zu einer Reduzierung der Kosten bei der Herstellung beiträgt. Weiterhin bietet sich durch die numerische Analyse die Möglichkeit, die Entwicklung der Schweißtechnologie für den Werkstoff Quarzglas gezielt voranzutreiben und aufwändige Experimente einzusparen.

Die in dieser Arbeit durchgeführten numerischen Simulationen haben zum Ziel, das Temperaturfeld und den Eigenspannungszustand für eine Platte und ein Rohr aus Quarzglas beim Laserstrahlschweißen zu bestimmen. Die Analyseergebnisse sollen dazu beitragen, den Laserschweißprozess optimal und wirtschaftlich für unterschiedliche Geometrieformen einsetzen zu können. Die Herausforderungen sind darin zu sehen, den Werkstoff Quarzglas mit einem geeigneten Materialverhalten zu modellieren und gleichzeitig eine Möglichkeit aufzuzeigen, den konzentrierten Energieeintrag des Laserstrahlschweißens zu berücksichtigen. Modelle, die das Materialverhalten unter einer extremen Temperatureinwirkung beschreiben, sind gegenwärtig nicht vorhanden. In den durchgeführten Untersuchungen wird ein viskoelastisches Materialverhalten für den Werkstoff Quarzglas angenommen. Eine Erweiterung des Materialgesetzes und eine Anpassung der Wärmequelle innerhalb des FE-Programmes müssen erfolgen, um die Simulation durchführen zu können. Erste Ansätze für das Schweißen einer Platte und eines Rohres werden vorgestellt. Experimentelle Ergebnisse bieten die Möglichkeit, den komplexen Eigenspannungszustand zu analysieren.

4.5.3.2 Experiment

In Zusammenarbeit mit dem Günter-Köhler-Institut in Jena wurde eine Versuchsreihe von Stumpfnähten an 6 mm dicken Platten aus Quarzglas mit unterschiedlicher Schweißnahtlänge realisiert. Die Geometrie des Versuchskörpers zeigt Abbildung 4.107.

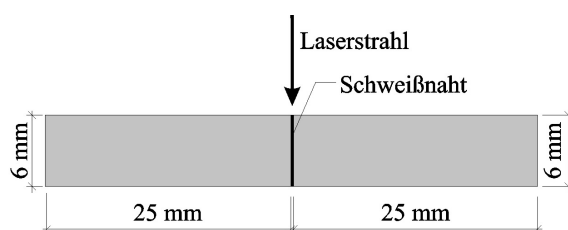


Abbildung 4.107: Geometrie der untersuchten Platte aus Quarzglas

Eine Haltevorrichtung fixiert die Platte aus Quarzglas während des Versuches punktuell (siehe Abbildung 4.108). Die dabei auftretende Belastung auf der Oberseite der Platten ist vernachlässigbar gering und hat keinen Einfluss auf den Schweißversuch bzw. die Ergebnisse.

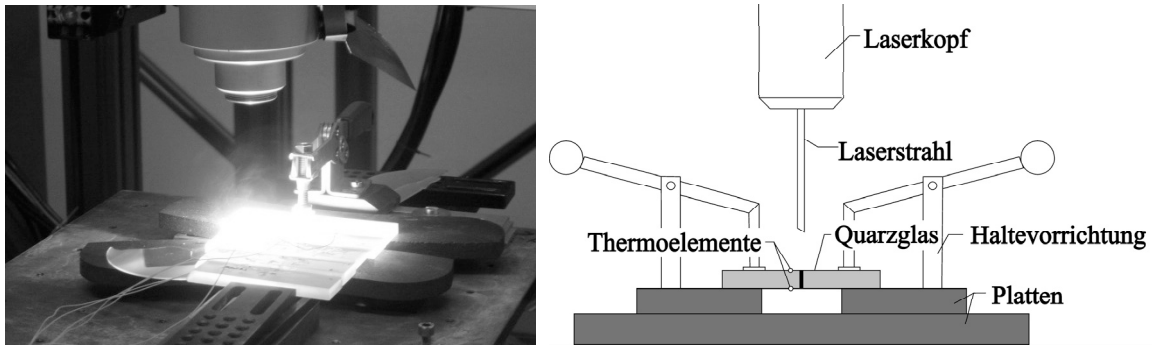


Abbildung 4.108: Versuchsaufbau zur Schweißung einer Platte aus Quarzglas

Beim Schweißen der I-Naht des Stumpfstoßes erfolgte das Eintragen der gesamten Ausgangsleistung von $P = 508 \text{ W}$ durch zwei voneinander unabhängige CO_2 -Laserstrahlen (siehe Tabelle 4.19). Ein Laserstrahl mit geringer Energiedichte und großem Radius dient zum Vorwärmen des Quarzglases. Der zweite Laserstrahl mit hoher Energiedichte und kleinem Radius wurde konzentriert in den Spalt zwischen die beiden Platten aus Quarzglas gelenkt und entwickelte dort eine Tiefenschweißwirkung durch einen Keyhole-Effekt. Spezielle Optiken zur Regulierung der Energieverteilung waren nicht vorhanden. Die Schweißgeschwindigkeit variierte zwischen $v_s = 0,3 \text{ mm/s}$ und $v_s = 0,4 \text{ mm/s}$.

Tabelle 4.19: Angaben zu den Laserstrahl-Wärmequellen beim Schweißprozess

	Vorwärmstrahl	Schweißstrahl
Energieverteilung	Gauß-normalverteilt als Oberflächeneintrag	Gauß-normalverteilt mit Tiefenwirkung
Leistung P	427 W	81,3 W
Strahlradius R_L	10 mm	0,5 mm

Zur Verifikation der numerischen Ergebnisse erfolgte bei der Schweißung eine Messung des transienten Temperaturfeldes an insgesamt fünf Messpunkten auf Ober- und Unterseite der Platte. Die Messeinrichtung bestand aus den im Abschnitt 4.2.2.3 vorgestellten Geräten.

4.5.3.3 Simulation

Das Geometriemodell wird auf Grundlage der ausgemessenen Versuchskörper erstellt. Problematisch dabei ist es, den Bereich der aufgeschmolzenen Zone innerhalb der Platten festzulegen. Die Definition des Verlaufes innerhalb der Platte erfolgt anhand der Oberflächengeometrie der Schweißnaht auf beiden Seiten der geschweißten Platte und einer Interpolation zwischen den ausgewählten Punkten, die den Schweißnahtübergang charakterisieren. Verschiedene Diskretisierungsvarianten (siehe Abbildung 4.109) werden untersucht, um einerseits eine Optimierung der Rechenzeit zu erreichen und andererseits Untersuchungen zu den netzabhängigen Ergebnissen durchzuführen. Abbildung 4.109b stellt dabei eine optimierte FE-Geometrie für den extremen Energieeintrag von zwei Laserstrahlen mit einer geringen Eindringtiefe von $z = 10 \text{ }\mu\text{m}$ dar. Daraus ergibt sich auch eine sehr feine Diskretisierung im Bereich der Schweißnaht.

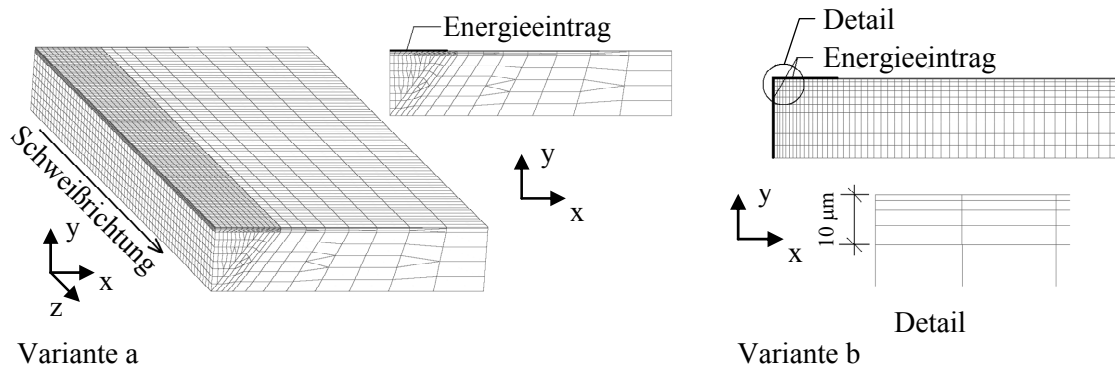


Abbildung 4.109: Varianten der Diskretisierung für Simulation des Schweißprozesses von einer Platte aus Quarzglas

Die Energiedichteverteilung der beiden Laserstrahlen wird in Abhängigkeit vom Strahlradius als Gauß-normalverteilt angenommen, da keine Veränderung der Strahlenform durch spezielle Optiken während des Versuches erfolgt. Das mathematische Modell zur Erfassung des Energieeintrages in der Simulation als Wärmequelle wird im Abschnitt 3.5.2.2 beschrieben. In Tabelle 4.20 sind ausgewählte geometrische Daten des numerischen Modells und Parameter der Wärmequellen – Vorwärm- und Schweißlaser – zu finden. Es werden sowohl Untersuchungen ohne Vorwärm laserstrahl als auch mit Vorwärm laserstrahl durchgeführt, um den Einfluss auf die Eigenspannungen zu analysieren. Die temperaturabhängigen Werkstoffkennwerte für die thermische und mechanische Simulation werden in Abschnitt 3.2.3 diskutiert.

Tabelle 4.20: Parameter der einzelnen numerischen Simulationen für eine Stumpfstoßverbindung

	Simulation				
	SIM1	SIM2	SIM3	SIM4	SIM5
<i>geometrische Parameter</i>					
Simulierte Schweißnahtlänge l [mm]	64	40	40	40	40
Anzahl der Volumenelemente	26500	24000	24000	24000	24000
gemittelte Anzahl je mm^3	2,8	4	4	4	4
<i>Parameter der Wärmequelle (Vorwärm laser)</i>					
Effektivleistung P [W]	–	–	42,7	42,7	25,6
Strahlradius R_L [mm]	–	–	10	10	10
Eindringtiefe der Laserstrahlung z [μm]	–	–	100	10	10
<i>Parameter der Wärmequelle (Schweiß laser)</i>					
Effektivleistung P [W]	65,1	65,1	81,3	32,5	32,5
Strahlradius R_L [mm]	1,5	1,5	1,5	0,5	0,5
Eindringtiefe der Laserstrahlung z [μm]	100	100	6000	6000	6000
Gesamtlaserleistung P [W]	65,1	65,1	124	75,2	58,1

Eine Verifikation der numerischen Ergebnisse wird mit gemessenen Temperatur-Zeit-Verläufen für verschiedene Punkte an der oberen und unteren Seite der Platte aus Quarzglas durchgeführt. Dazu wurde je ein Punkt auf der Ober- bzw. Unterseite ausgewählt. Die Lage dieser ausgewählten Punkte im zweidimensionalen Modell ist in Abbildung 4.110 dargestellt. Der große Abstand von Messpunkt M1 von der Schweißnaht ist durch den Strahlradius des Vorwärm laserstrahls bedingt.

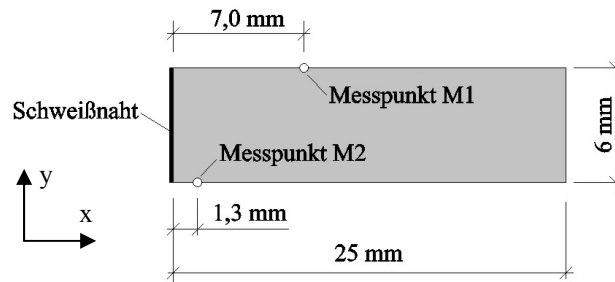


Abbildung 4.110: Anordnung der Messpunkte M1 und M2 für eine Stumpfnah

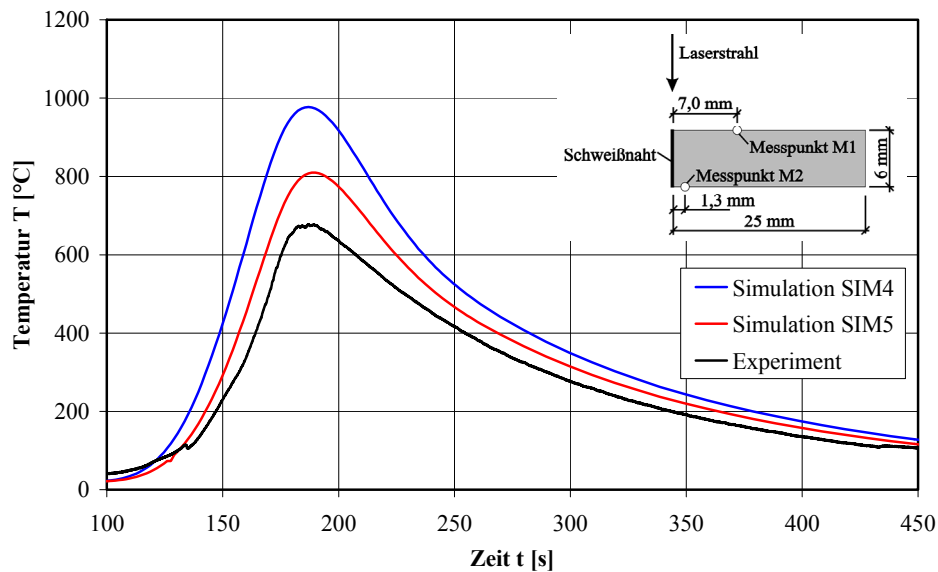


Abbildung 4.111: Temperatur-Zeit-Diagramm für Messpunkt M1 an der Oberseite der Platte aus Quarzglas

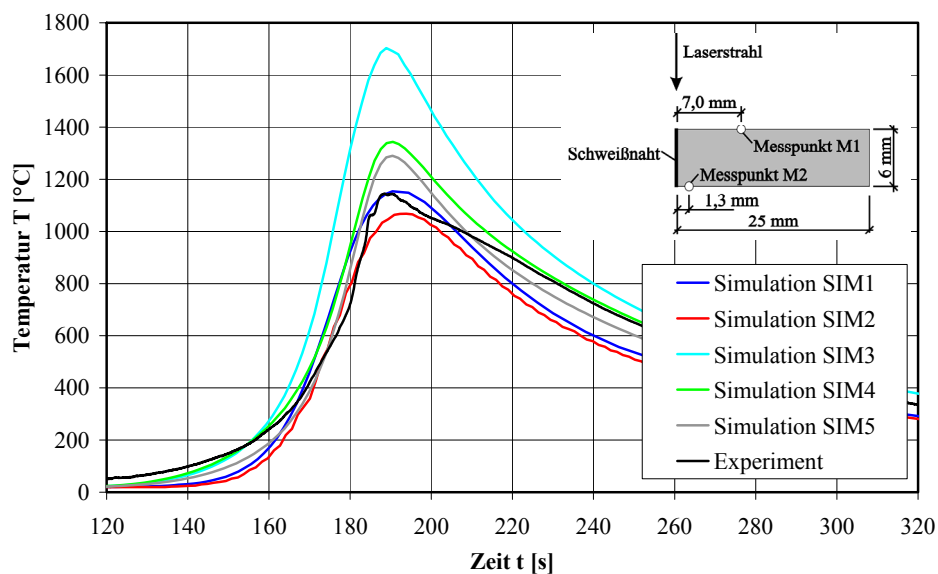


Abbildung 4.112: Temperatur-Zeit-Diagramm für Messpunkt M2 an der Unterseite der Platte aus Quarzglas

Die Auswertung der Temperatur-Zeit Verläufe erfolgt für den Punkt M1 – Oberseite der Platte – in Abbildung 4.111 und für den Punkt M2 – Unterseite der Platte – in Abbildung 4.112. Für den Messpunkt M1 werden in der numerischen Simulation höhere Temperaturen berechnet als im Versuch gemessen. Das lässt darauf schließen, dass es einen deutlichen Einfluss eines Verdampfungseffektes gibt, der bei Temperaturen $T > 2800 \text{ °C}$ auftritt und beobachtet werden kann. Bei der durchgeführten numerischen Simulation konnte dies nicht berücksichtigt werden. Das Temperatur-Zeit-Diagramm aus der Simulation SIM5 (siehe Tabelle 4.20) für den Messpunkt M2 weist eine sehr gute Übereinstimmung mit der Versuchsmessung auf.

Das mit den Einstellungen SIM5 (siehe Tabelle 4.20) berechnete Temperaturfeld innerhalb der Schweißnaht ist als Isothermendarstellung in Abbildung 4.113 dargestellt. Dabei ist der Einfluss des konzentrierten Laserstrahls auf das Temperaturfeld deutlich im oberen Bereich der Schweißnaht durch die Temperaturen $T > 2000 \text{ °C}$ zu erkennen. Im unteren Bereich der Schweißnaht wird durch den Schweißprozess die Schmelztemperatur von Quarzglas erreicht. Ein vollständiges Aufschmelzen beider Nahtflanken über die gesamte Schweißnahtlänge ist gegeben, obwohl ein deutlicher Temperaturunterschied über die Nahthöhe zu verzeichnen ist. Aufgrund der niedrigen Schweißgeschwindigkeit von $v_s = 0,3 \text{ mm/s}$ ist der Abstand zwischen den einzelnen Temperaturgradienten unmittelbar vor und hinter der Wärmequelle gering.

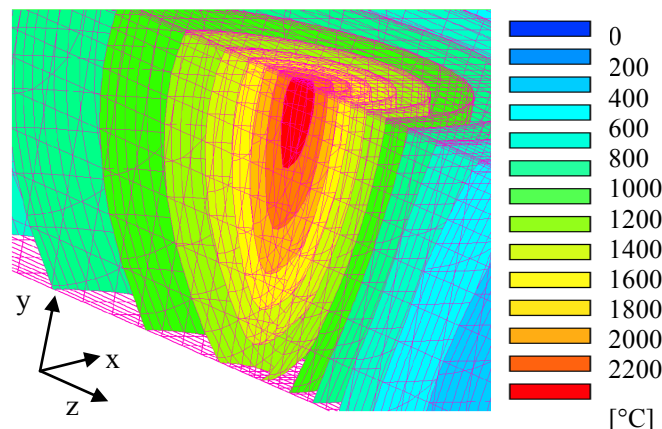


Abbildung 4.113: Isothermen während eines Laserstrahlschweißprozesses mit einem Schweißlaserstrahl einer 6 mm dicken Platte aus Quarzglas, Simulation SIM5

Aufgrund der idealisierten physikalischen Modellierung des Schweißvorgangs für das thermische FE-Berechnungsmodell ist eine Validierung der Simulationsergebnisse unbedingt erforderlich. Die Kalibrierung des Berechnungsmodells erfolgt durch die Gegenüberstellung der Temperatur-Zeit-Verläufe aus dem Experiment und der Simulation. Die Anpassung des Analysemodells an die Versuchsschweißung wird hauptsächlich über die Justierung der Wirkungsgrade der verschiedenen Laserstrahlen erreicht. Damit lässt sich eine gute Übereinstimmung von Simulation und Versuchsmessung bei den Temperatur-Zeit-Verläufen erzielen (siehe Abbildung 4.112). Die Temperatur-Zeit-Kurven weisen vor allem während des Abkühlvorgangs eine starke Ähnlichkeit auf. Eine gute Übereinstimmung des Modells zur Simulation des thermischen Verhaltens mit den tatsächlich vorhandenen Bedingungen für Wärmeleitung sowie für Konvektions- und Strahlungsverluste wird bestätigt. Ungenauigkeiten entstehen vor allem in hohen Temperaturbereichen wegen des in der Simulation nicht berücksichtigten Effekts der Wärmestrahlungsreflexion angrenzender Objekte und der Verdampfung. Insgesamt sind diese Abweichungen jedoch gering.

Die Simulation des mechanischen Verhaltens erfolgt im Anschluss an die Berechnung des transienten Temperaturfeldes unter Berücksichtigung des viskoelastischen Materialverhaltens von Werkstoff Glas. Ziel dieser mechanischen Simulation ist die Abschätzung der Spannungen, die während und nach einer Schweißung von Platten aus Quarzglas entstehen. Dazu werden die Ergebnisse der thermischen Analyse und die Diskretisierung aus Abbildung 4.109b verwendet. Die Lagerung beim Stumpfstoß erfolgt durch Festhaltung der Knoten senkrecht zur Schweißnaht in der Symmetrieebene sowie in zwei Eckknoten der Platte so, dass einerseits eine Starrkörperbewegung im FE-Modell verhindert und andererseits eine zwängungsfreie Lagerung ermöglicht wird.

Bei der Entwicklung der Spannung in z-Richtung werden zwei Phasen durchlaufen:

- Phase 1 – Entstehung von Druckspannungen in unmittelbarer Nähe der Schweißnaht während der Erwärmung
- Phase 2 – Entstehung von Druckspannung an den Oberfläche der Schweißnaht und Zugspannung in der Schweißnahtmitte während der Abkühlung

Während des Schweißens, kurz vor Erreichen der Maximalintensität des konzentrierten Schweißlaserstrahls, wird die Schweißnaht über die gesamte Tiefe stark erwärmt (siehe Abbildung 4.113). Die während des Schweißvorgangs auftretende Zugspannung an der Schweißnahtunterseite in Punkt P7 resultiert aus der schwächeren Erwärmung infolge der kegelförmigen Energieverteilung des Schweißlaserstrahls (siehe Abbildung 4.114). Bei der Abkühlung entstehen in Bereichen, die während des Schweißvorgangs viskoelastische Stauchungen bzw. Dehnungen erfahren haben, jeweils Zug- bzw. Druckspannungen.

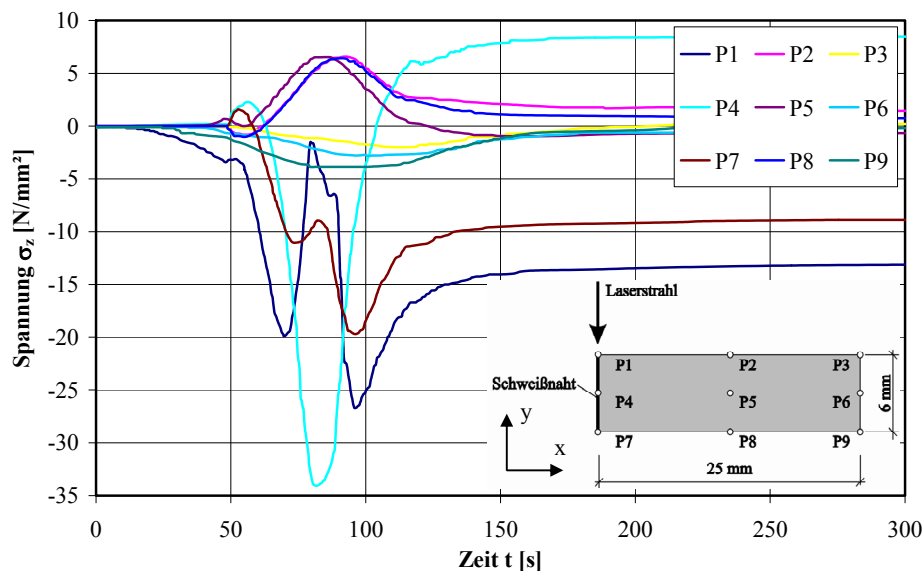


Abbildung 4.114: Zeitliche Entwicklung der Spannung σ_z für ausgewählte Punkte eines Querschnittes beim Laserstrahlschweißen einer Platte aus Quarzglas

Im Endzustand, nach vollständiger Abkühlung, entsteht in der Nähe der Schweißnaht ein für das Quarzglas günstiger Eigenspannungszustand, der annähernd dem Effekt des thermischen Vorspannens von Glas entspricht (Abbildung 4.115). Auf der Oberseite der Schweißnaht stellen sich

Druckspannungen von etwa $\sigma_y = -10 \text{ N/mm}^2$ ein, im Zentrum der Schweißnaht Zugspannungen von ca. $\sigma_y = +13 \text{ N/mm}^2$.

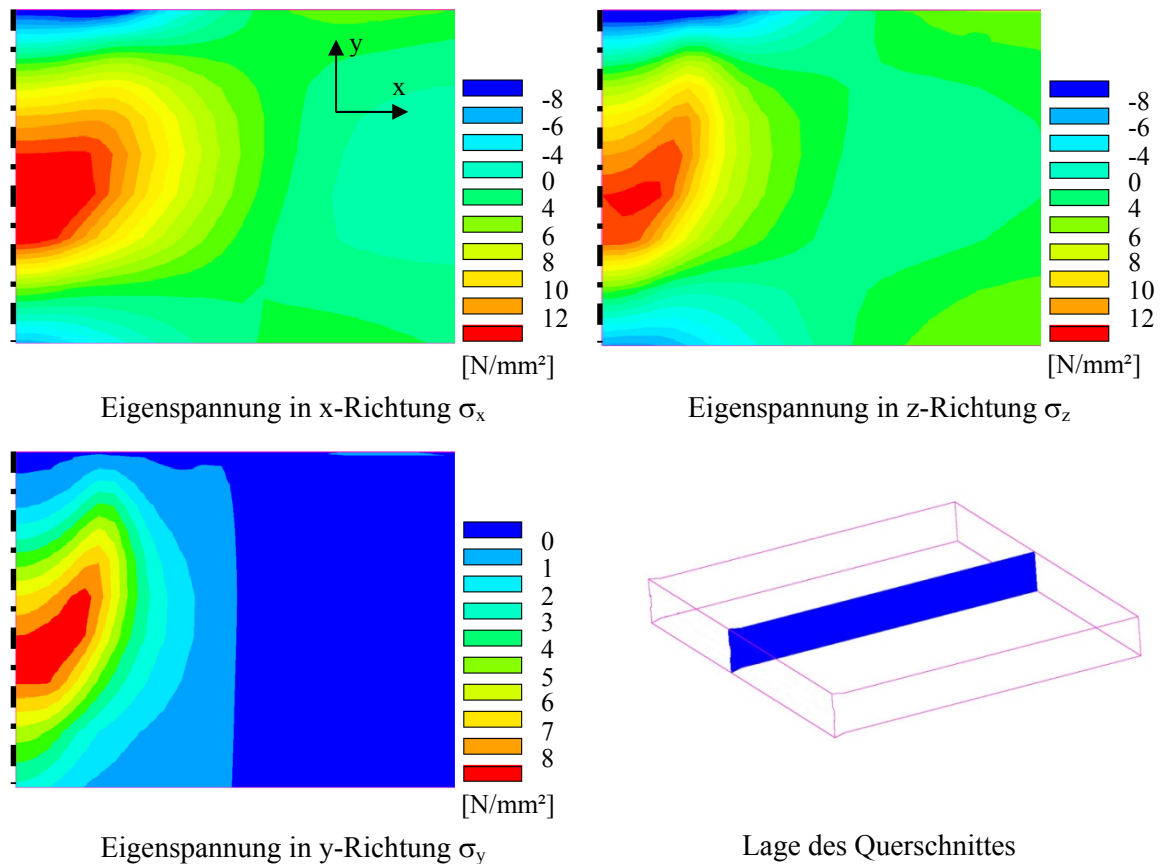


Abbildung 4.115: Eigenspannungszustand im ausgewählten Querschnitt einer 6 mm dicken Stumpfstoßverbindung aus Quarzglas, geschweißt mit einem Schweißlaserstrahl

4.5.3.4 Optimierung des Schweißprozesses

Die Schweißbarkeit des Werkstoffes Quarzglas kann wesentlich verbessert werden, wenn der Laserschweißprozess modifiziert wird. Ziel sollte es sein, ein einheitliches Temperaturfeld über die Nahhöhe während des Schweißens zu erzeugen, um eine gleichgroße Viskosität des aufgeschmolzenen Werkstoffes zu erreichen und damit das Fügen der beiden Platten aus Quarzglas zu erleichtern.

Eine Möglichkeit besteht darin, mit jeweils zwei Schweißlaserstrahlen auf Ober- und Unterseite der Schweißnaht zu arbeiten (siehe Abbildung 4.116). Die Gesamtleistung von Vorwärm- und Schweißlaserstrahl bleibt dabei unverändert. Die Leistung der einzelnen Laserstrahlen wird dafür halbiert auf beiden Seiten der Schweißnaht eingetragen. Forderungen sind, dass die Temperatur innerhalb der Schweißnaht während des Schweißprozesses mindestens $T = 1750 \text{ °C}$ betragen und die Maximaltemperatur von $T = 2700 \text{ °C}$ nicht überschritten werden soll, um Verdampfungseffekte zu vermeiden. Die notwendige Einflusstiefe des Laserstrahls reduziert sich durch die Anwendung von zwei Schweißlasern um 50 %. Aufgrund der geometrischen Gegebenheiten liegen innerhalb der Schweißnaht Symmetrieeigenschaften vor. Unter Ausnutzung dieser Symmetriebedingungen

kann in der Simulation die Elementanzahl des Modells noch einmal um die Hälfte des ursprünglichen Modells reduziert werden.

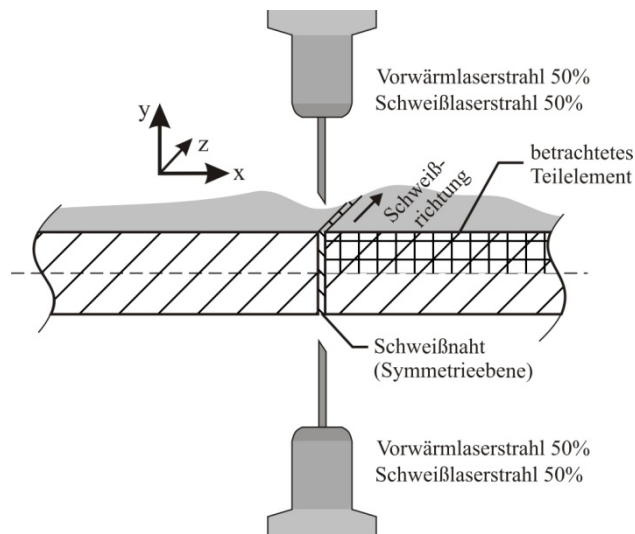


Abbildung 4.116: Schematische Darstellung einer optimierten Schweißvariante mit zwei Vorwärm- und Schweißlaserstrahlen

In Abbildung 4.117 ist das Temperaturfeld einer 6 mm dicken Platte aus Quarzglas von der Oberfläche (oben) bis zur Mitte der Platte (unten) innerhalb der Naht während des Schweißvorgangs in Form von Isothermen dargestellt. Das Temperaturfeld weist aufgrund der geringen Einflusstiefe des Laserstrahls (jeweils $z = 3$ mm) in y -Richtung einen sehr gleichförmigen Verlauf auf. Die Temperatur liegt im Bereich der gesamten Naht oberhalb von $T = 2000$ °C. Dabei beträgt die Maximaltemperatur $T = 2337$ °C und liegt damit unter der kritischen Temperatur von $T = 2800$ °C, bei der Siliziumdioxid unter Abspaltung von Sauerstoff in Siliziummonoxid übergeht. Die Stumpfnaht wird über die gesamte Tiefe vollständig durchgeschweißt. Durch ein beidseitiges Schweißverfahren können die Temperaturunterschiede innerhalb der Schweißnaht wirkungsvoll verringert werden.

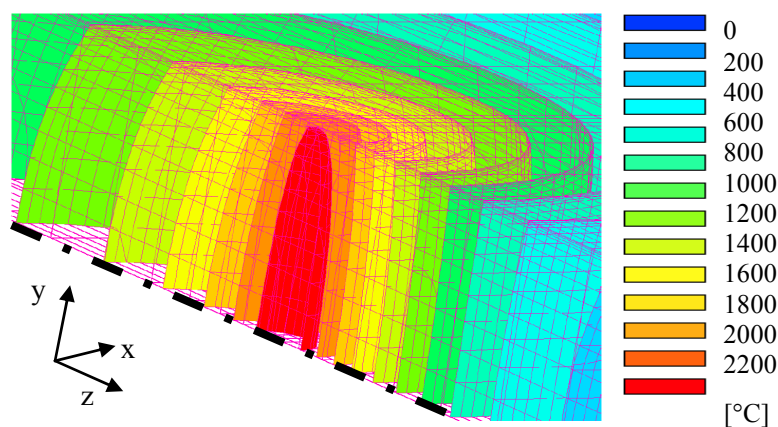


Abbildung 4.117: Isothermen für das Viertelmodell einer 6 mm dicken Platte aus Quarzglas während eines Laserstrahlschweißprozesses mit zwei Schweißlaserstrahlen

Das veränderte Temperaturfeld hat Auswirkungen auf die Eigenspannungen in der Platte aus Quarzglas. An der Ober- und Unterseite der Platten entstehen nach vollständiger Abkühlung

Druckspannungen in x- und z-Richtung, die ungefähr einen Bereich von $t = 1$ mm umfassen. Ein vorgespanntes Quarzglas ist im Bereich der Schweißnaht zu finden. Bei einer fehlerfreien Schweißnaht kann sich dieser Zustand günstig auf die Trageigenschaften der Schweißverbindung auswirken.

Die Lagerung des Modells, das ein Viertel der Platte darstellt, erzeugt insbesondere in der Ecke eine Unstetigkeitsstelle, die zu einer ungünstigen Beanspruchung führt. Innerhalb der Schweißnaht ist in diesem Bereich eine stetige Spannungsverteilung zu erwarten. Dennoch zeigen die Analyseergebnisse, dass Druckeigenstressungen an der Oberfläche der Schweißnaht vorhanden sind und Zugeigenstressungen in der Mitte der Schweißnaht reduziert werden können.

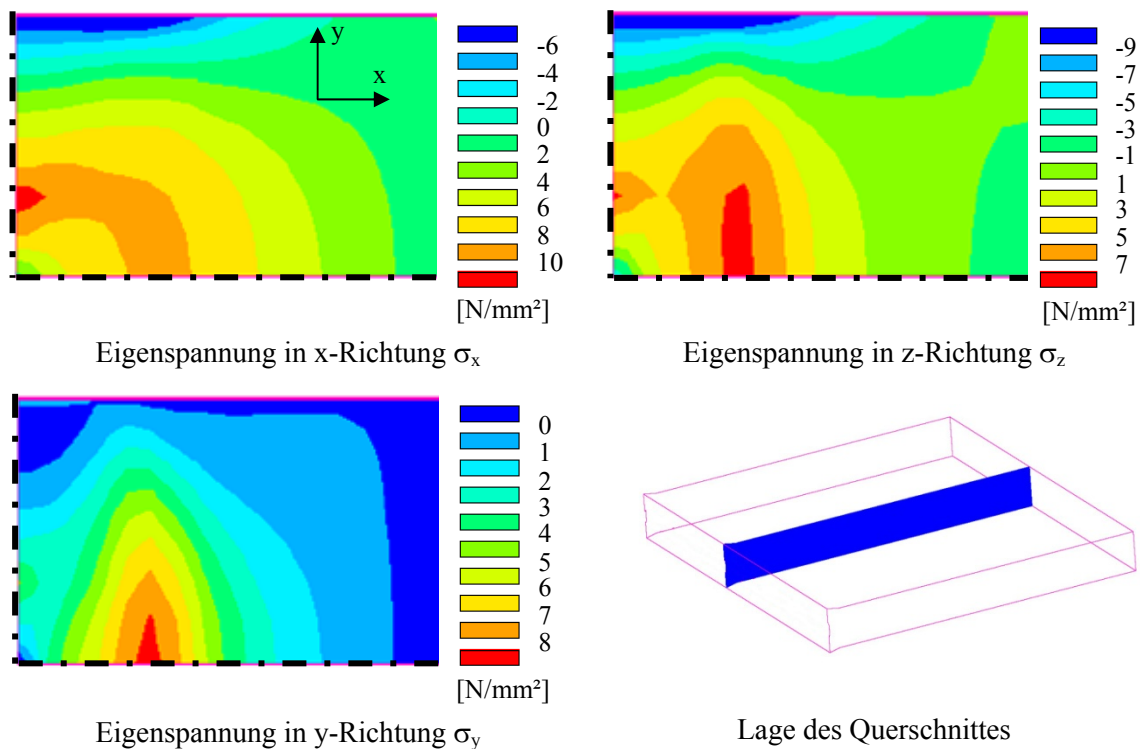


Abbildung 4.118: Eigenspannungszustand im ausgewählten Querschnitt einer 6 mm dicken Stumpfstoßverbindung aus Quarzglas, geschweißt mit zwei Schweißlaserstrahlen

Der Schweißprozess mit zwei Schweißlaserstrahlen – modifizierter Schweißprozess – wird auf eine komplexere Geometrie als die Platte übertragen. Als theoretisches Beispiel wird eine Rohrgeometrie ausgewählt. Für eine Gegenüberstellung der Ergebnisse – Temperatur und Eigenspannungen – erfolgt die Simulation auch für das Schweißverfahren mit einem Schweißlaserstrahl. Es wird angenommen, dass das Rohr einen Durchmesser $d = 45$ mm und eine Wanddicke $s = 5$ mm aufweist. Die Schweißparameter für das Schweißen des Rohres stammen von der Stumpfstoßschweißung einer 5 mm dicken Platte aus Quarzglas. Die numerische Simulation des thermischen Verhaltens verdeutlicht, dass eine vollständige Durchschweißung mit nur einem Schweißlaser nicht möglich ist. Eine Temperatur $T = 1750$ °C wird in der Rohrinne nur in einem sehr schmalen Bereich der Schweißnaht erreicht (siehe Abbildung 4.119a). Eine gleichmäßige Temperaturverteilung über die Nahhöhe während der Schweißprozesses ist nicht vorhanden.

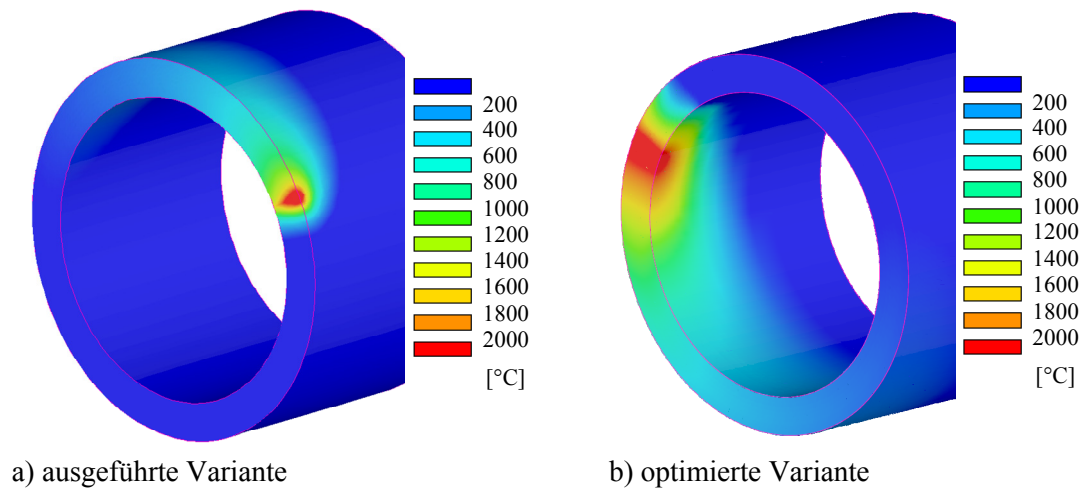


Abbildung 4.119: Temperaturfeld einer Stumpfstoßverbindung bei einem Rohr aus Quarzglas während eines Schweißprozesses

Eine vollständige Durchschweißung kann, wie bei der Platte aus Quarz, durch Einsatz von zwei Schweißlaserstrahlen realisiert werden. Im Bereich der Schweißnaht wird über die gesamte Wanddicke eine Temperatur von über $T = 1750\text{ °C}$ erzielt, um ein ausreichendes Fließen des Quarzglas zu erreichen (siehe Abbildung 4.119b). Weiterhin wirkt sich eine Vergrößerung des Einflussbereiches des Vorwärmstrahles um 30 % des ursprünglichen Strahlradius für die Ausbildung der Temperaturgradienten günstiger aus. Dieses optimierte Verfahren ist im praktischen Einsatz durch die Abmessungen des Laserkopfes auf große Rohrdurchmesser beschränkt.

Die Simulation des mechanischen Verhaltens für die Schweißung eines Rohres wird mit den gleichen Materialparametern wie die Schweißung des Stumpfstoßes der Platten aus Quarzglas durchgeführt. Eine Lagerung des Rohrs wird durch die Festhaltung der Knoten senkrecht zur Schweißnaht in der Symmetrieebene realisiert. Abbildung 4.120 zeigt den Eigenspannungszustand in Tangentialrichtung im Rohr für die zwei unterschiedlichen Ansätze der Schweißlaserstrahlen. Die Schweißung mit einem Vorwärm- und Schweißlaserstrahl führt insbesondere durch das Aufschmelzen des Schweißnahtanfangs zu großen Zugspannungen auf der Rohrinneenseite (siehe Abbildung 4.120a). Dieser Bereich kann einen Ausgangspunkt für einen Riss darstellen, der zu einer Zerstörung des Rohres führt. Eine Veränderung des Schweißprozesses durch zwei Schweißlaserstrahlen bewirkt eine deutliche Reduzierung der Zugspannungen (siehe Abbildung 4.120b). Weiterhin entstehen auf der Rohraußenseite überwiegend Druckspannungen.

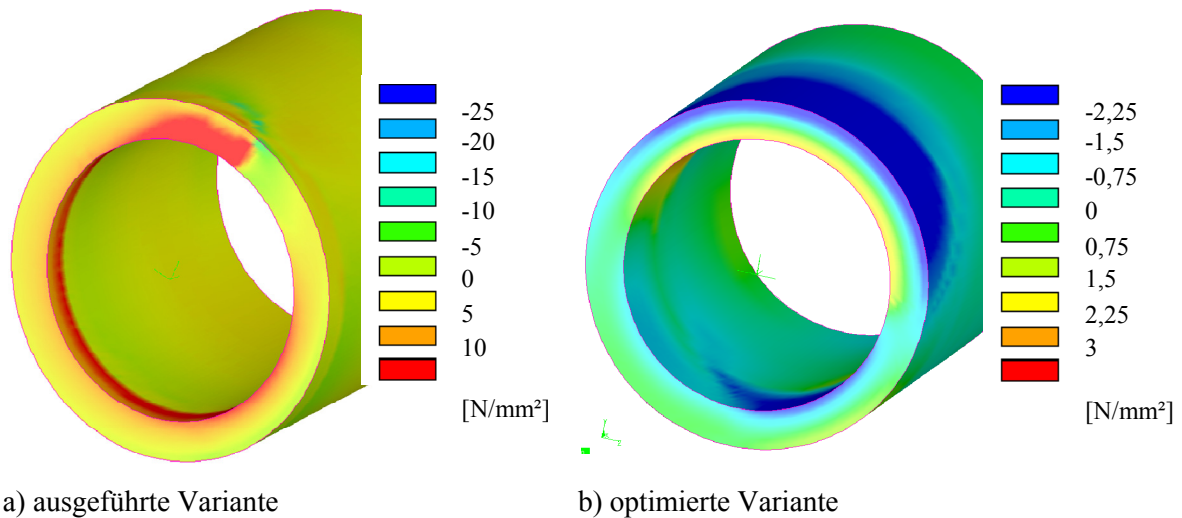


Abbildung 4.120: Eigenspannungszustand in Tangentialrichtung nach einem Schweißprozess eines Rohres aus Quarzglas

4.5.3.5 Messung der Eigenspannungen

Eigenspannungen in den Versuchskörpern – Platte und Rohr – aus Quarzglas lassen sich mithilfe eines optischen Verfahrens bestimmen. Für die Erzeugung linear polarisierter Lichtwellen wird ein Polarisator benötigt (siehe Abschnitt 4.2.3.4). Eine Auswertung der Grauwerte ermöglicht eine qualitative Aussage zu vorhandenen Spannungen im Quarzglas. Dunkle Bereiche deuten auf eine Spannungskonzentration hin (siehe Abbildung 4.121). Eine Unterscheidung zwischen Zug- und Druckspannungen ist auf den Bildern, die mit dem verwendeten Polarisator erzeugt werden, nicht möglich. In beiden Versuchskörpern sind deutliche Spannungsänderungen zwischen Schweißnaht und unbeeinflusstem Werkstoff vorhanden. Tendenziell werden die numerischen Ergebnisse durch die Versuchsergebnisse bestätigt. Eine quantitative Spannungsbestimmung ist ausschließlich mit einem kalibrierten Polarisator möglich.

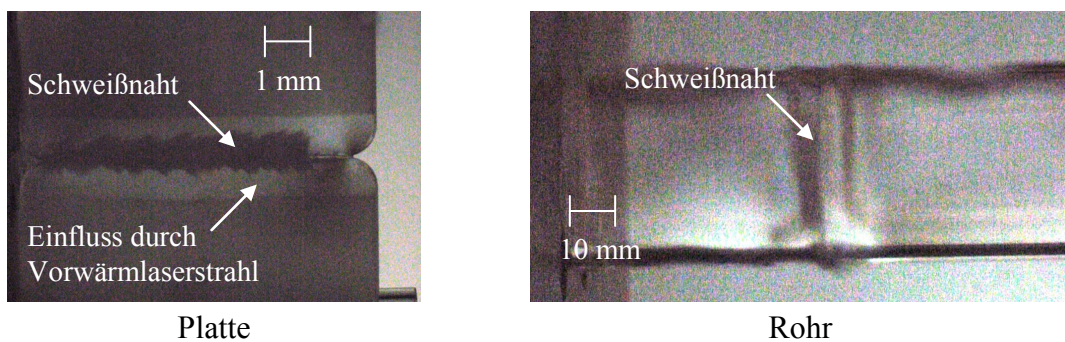


Abbildung 4.121: Eigenspannungen σ in Versuchskörpern aus Quarzglas [MÜLL, 2006]

4.5.3.6 Zusammenfassung

Die Nutzung von FE-Modellen ermöglicht sowohl die Modellierung von Laserstrahlschweißungen als auch die Berücksichtigung des viskoelastischen Materialverhaltens von Quarzglas zur Bestimmung des Temperatur- und Eigenspannungszustandes. Für die untersuchten Probekörper ist an ausgewählten Punkten zwischen den gemessenen und berechneten transienten Temperaturverläufen eine gute Übereinstimmung festzustellen. Dies resultiert aus der realitätsnahen Beschreibung des Energieeintrages mit zwei Wärmequellen als Vorwärm- und Schweißlaserstrahl. Zur Reduzierung sowohl der thermischen Belastung während des Schweißprozesses als auch der Eigenspannungen im Quarzglas wird eine weitere Variante mit gegenüberliegenden Schweißquellen und je zwei Wärmequellen untersucht. In der Simulation kann gezeigt werden, dass bei gleichem Energieeintrag eine deutliche Veränderung des Eigenspannungszustandes beim Schweißen einer Platte und eines Rohres erreicht wird. Dies führt bei einer praktischen Umsetzung zu einer wesentlichen Verbesserung der Schweißbarkeit von Platten und Rohren aus Quarzglas. Ein gleichmäßiger Eigenspannungszustand über die Plattenhöhe kann erzeugt und Spannungsspitzen in Form von Zugspannungen können vermindert werden. Weiterhin können die Trageigenschaften der Schweißverbindung durch den erzeugten Eigenspannungszustand günstig beeinflusst werden.

Die Ergebnisse der numerischen Simulationen haben gezeigt, dass Optimierungspotenziale hinsichtlich Schweißtechnologie und Eigenspannungszustände bei geschweißten Elementen aus Quarzglas vorhanden sind. Erste Schritte zur Optimierung ist die Modifikation des Laserstrahlschweißens. Temperaturfeld und Eigenspannungszustand können so beeinflusst werden, dass kritische Zugspannungen im Element reduziert werden. Das Laserstrahlschweißen stellt gegenüber der konventionellen Gasflamme eine effizientere Möglichkeit dar, Quarzglas mit einem geringen wärmebeeinflussten Bereich und einer hohen Nahtqualität zu fügen.

5 Zusammenfassung und Ausblick

5.1 Kurzfassung

Die in dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen beschäftigen sich mit wichtigen Fragestellungen hinsichtlich der numerischen Simulation und experimentellen Untersuchung des Temperaturfeldes sowie des Gefüge- und Eigenspannungszustandes von

- MAG-Schweißverfahren an den Werkstoffen Feinkornbaustahl und Duplex-Stahl,
- CO₂-Laserstrahlschweißverfahren am Werkstoff Quarzglas,
- Trennprozessen von Proben
- WIG-Nachbehandlungsverfahren.

Hinsichtlich der Naht- und Stoßarten orientierte sich die Arbeit an baupraktisch relevanten Schweißverbindungen sowie Besonderheiten, die sich aus Schweißprozessen und unterschiedlichen Werkstoffen ergeben.

Voraussetzungen für eine realitätsnahe Schweißsimulation zur Bestimmung von Temperatur, Gefügeanteil und Eigenspannung sind neben den Geometriemodellen geeignete numerische Modelle

- für die Einkopplung der Energie aus dem Schweißprozess,
- für die Abgabe der Energie durch Konvektion und Strahlung an die Umgebung,
- zur Beschreibung des thermischen und mechanischen Werkstoffverhaltens im Bereich von Raumtemperatur bis zur Schmelztemperatur.

Zuverlässigkeit und Plausibilität der numerischen Modelle werden in dieser Arbeit durch Kalibrierung und Verifikation und mit experimentellen Ergebnissen – Temperatur, Gefügezusammensetzung und Eigenspannungen – überprüft.

Eine parametrisierte Beschreibung der Wärmequellen wird durch die Modellierung der MAG-Schweißprozesse und die WIG-Nachbehandlungsverfahren erreicht. Eine Anpassung an unterschiedliche Schweißbedingungen und Naht- bzw. Stoßarten erfolgt durch Kalibrierung mit Versuchsergebnissen für Temperaturfelder und Gefügestände. Für den Laserstrahlschweißprozess mit Vorwärm- und Schweißlaserstrahl wird ein neues Modell entwickelt, um den spezifischen Energieeintrag bei Quarzglas zu erfassen.

Gefüge- und temperaturabhängige Werkstoffmodelle werden für Feinkornbaustahl und Duplex-Stahl sowohl in der thermischen als auch in der mechanischen Analyse verwendet. Dies ist notwendig, um das Umwandlungsverhalten während der Aufheiz- und Abkühlphase über einen großen Temperaturbereich effektiv zu beschreiben. Eine Erweiterung der gegenwärtig allgemein üblichen Vorgehensweise bei der Simulation stellt die separate Betrachtung des von der chemischen Zusammensetzung abhängigen Umwandlungsverhaltens im Bereich des Grundwerkstoffes und der Schweißnaht dar. Weiterhin wird ein Ansatz vorgestellt, der die Anlasseffekte von Bainit und Martensit sowohl im Ausgangswerkstoff als auch bei Mehrlagenschweißungen von Feinkornbaustählen mit einer 0,2%-Dehngrenze von $R_{p0,2} \geq 690 \text{ N/mm}^2$ berücksichtigt. Es kann gezeigt werden, dass der Anlasseffekt einen wesentlichen Einfluss auf die Gefügezusammensetzung hat. Bei Feinkornbaustählen S690 und S960 ist es unumgänglich, dies in der Simulation zu erfassen, um eine realitätsnahe Modellierung des Umwandlungsverhaltens zu ermöglichen.

Die numerische Simulation von Stumpfstoßverbindungen aus Duplex-Stahl gestattet eine aussagekräftige Charakterisierung der Temperaturfelder, Abkühlzeiten und Gefügestände für jede Schweißlage. Dies ermöglicht insbesondere beim dreidimensionalen Modell eine gezielte Beeinflussung von Schweißparametern, um eine gleichmäßige Gefügeverteilung von Austenit innerhalb einer Schweißlage bzw. Schweißnaht und dadurch eine hohe Korrosionsbeständigkeit im Bereich der Schweißverbindung zu erreichen. Weiterführende numerische Untersuchungen gestatten eine Festlegung von geeigneten Vorwärmtemperaturen zur Erreichung eines optimalen Verhältnisses von Austenit und Ferrit zur Verbesserung der Schweißbarkeit von Duplex-Stählen.

Die Simulation der Laserstrahlschweißung von Quarzglas zeigt die Möglichkeiten der Übertragung der numerischen Modelle und Methoden auf einen qualitativ anderen Werkstoff und zugehörigen Schweißprozess. Neben der Besonderheit des Energieeintrages stellt die Betrachtung eines Werkstoffes mit viskoelastischem Verhalten über einen großen Temperaturbereich eine wesentliche Erweiterung gegenüber den bisher betrachteten Werkstoffmodellen für Stahl und Aluminium dar. Am Beispiel eines Stumpfstoßes an einer Platte und einem Rohr wird demonstriert, dass eine numerische Simulation zur Optimierung des Schweißprozesses mit dem Ziel der Reduzierung der auftretenden Zugspannungen genutzt werden kann. Die Ergebnisse der numerischen Untersuchung zum Eigenspannungszustand ermöglichen es, Aussagen zur Tragfähigkeit der Schweißverbindung zu treffen. Ein durch den Schweißprozess gezielt erzeugter Eigenspannungszustand – Druckspannungen an der Oberfläche – kann sich günstig auf die Tragfähigkeit der Schweißverbindung auswirken.

Die Entwicklung eines Algorithmus und Umsetzung in ein arbeitsfähiges Modell im Programm schafft eine Möglichkeit, die praxisrelevante Abkühlzeit $t_{8/5}$ in zwei- und dreidimensionalen Modellen schnell zu bestimmen und kritische Bereiche in der Schweißverbindung wie Nahtanfang und -ende zu charakterisieren. Weiterhin kann mit den Ergebnissen die unterschiedliche Wärmeableitung in die Bleche bei Kehlnähten und mehrlagigen Stumpfnähten verdeutlicht werden. Dieses Modul ist erweiterungsfähig und kann beispielsweise auf andere Temperaturbereiche erweitert werden.

Die Berücksichtigung der in eigenen Untersuchungen ermittelten Walzeigenspannungen in der Simulation einer Auftragsnaht ermöglicht es, den Einfluss auf den Eigenspannungszustand nach dem Schweißen zu analysieren. Die entwickelte Methodik gestattet eine Anpassung der numerisch ermittelten Eigenspannungen an vorhandene Messwerte in Abhängigkeit von Geometrieparametern in der Simulation. Dies ermöglicht eine Erfassung von tiefenabhängigen Walzeigenspannungen in der Simulation. Die Walzeigenspannungen in der WEZ werden infolge der sehr hohen Temperaturen und temperaturabhängigen Materialeigenschaften vollständig abgebaut. In diesem Bereich wird der Eigenspannungszustand durch die Schweißspannungen bestimmt.

An den bisher wenig analysierten Stecklaschenverbindungen werden Untersuchungen durchgeführt, um den spezifischen Gefüge- und unsymmetrischen Eigenspannungszustand sowohl für Verbindungen aus hoch- und höchstfesten Feinkornbaustählen als auch Mischverbindungen im dreidimensionalen Modell zu beschreiben. Prinzipiell treten beim höherfesten Werkstoff auch höhere Druck- und Zugspannungen im Blech auf. Wie die numerische Simulation zeigt, können diese ausschließlich in der Blechmitte auftreten und sind experimentell gegenwärtig nicht erfassbar. In Schweißnahtmitte liegt bei Verwendung eines höherfesten Schweißzusatzwerkstoffes ein nahezu eigenspannungsfreier Zustand vor, da eine Umwandlung des Werkstoffes in überwiegend martensi-

tisches Gefüge erfolgt. Tendenziell tritt im Bereich des Nahtanfangs und -endes ein höherer Anteil von Martensit auf als in der Schweißnahtmitte. Auf Grundlage der numerischen Analyse lässt sich schlussfolgern, dass Versuchskörper, die mit einem niederfesten Schweißzusatzwerkstoff geschweißt wurden, eine bessere Duktilität im Tragverhalten aufweisen als Versuchskörper, die mit einem höherfesten Schweißzusatzwerkstoff geschweißt wurden. Darin liegt eine Ursache für die nicht proportionale Steigerung der Tragfähigkeit von Stecklaschenverbindungen im Verhältnis zur Festigkeit des Grundwerkstoffes. Bei Schweißverbindungen aus höchstfesten Feinkornbaustählen $R_{p0,2} \geq 690 \text{ N/mm}^2$ wird für die Tragfähigkeit ein hoher Gefügeanteil von Martensit in der Schweißnaht benötigt. Eine ähnliche Struktur und Duktilität des Gefüges Martensit in der Schweißnaht wie im hochwertigen Grundwerkstoff lässt sich alleine durch die chemische Zusammensetzung des Werkstoffes in der Schweißnaht und den komplexen Abkühlprozess nicht erreichen. Für höchstfeste Feinkornbaustähle $R_{p0,2} \geq 690 \text{ N/mm}^2$ gibt es gegenwärtig keine geeigneten Schmelzschweißprozesse und Schweißzusatzwerkstoffe, die es ermöglichen, das Festigkeitspotenzial der Stähle auch in der Schweißverbindung auszuschöpfen.

Das Trennen von Stumpfstoßproben führt zu Veränderungen der schweißbedingten Eigenspannungszustände. Mithilfe der numerischen Simulation ist es gelungen, qualitative und quantitative Aussage zur Veränderung der Spannungen in Abhängigkeit von Grund- und Schweißzusatzwerkstoff im Bereich der Schweißnaht und WEZ, die die größten Veränderungen des Eigenspannungszustandes unabhängig von Grund- und Schweißzusatzwerkstoff aufweisen, zu treffen. Prinzipiell werden Zugeigenspannungen deutlich reduziert und Druckeigenspannungen verringert. Durch die Analyse und vorgestellte Vorgehensweise wird es möglich, vom Spannungszustand einer Probe auf den Spannungszustand in einer Konstruktion zu schließen. Eine weitere Möglichkeit besteht darin, von einer Eigenspannungsmessung an einem Großbauteil auf den Spannungszustand einer Probe mithilfe der ermittelten Spannungsdifferenzen zu schließen.

Die numerische Analyse des WIG-Nachbehandlungsprozesses bei Schweißverbindungen aus höchstfesten Feinkornbaustählen gestattet es, die Auswirkungen einer Aufschmelzung im Bereich des Schweißnahtübergangs auf den Gefüge- und Eigenspannungszustand zu analysieren. Im abgerundeten Übergangsbereich ist infolge der kurzen Abkühlzeiten zum Teil ein höherer Anteil von Martensit und Bainit als im Grundwerkstoff vorhanden. Eine deutliche Reduzierung der schweißbedingten Zugeigenspannungen kann bei Stumpfstoßverbindungen im Übergangsbereich erreicht werden. Eine Erhöhung der Zugeigenspannungen in der WEZ der Schweißnaht ergibt sich durch die WIG-Nachbehandlung bei der Kreuzstoßverbindung. Das WIG-Nachbehandlungsverfahren ist für höchstfeste Feinkornbaustähle aufgrund der überwiegend martensitischen Umwandlung im Übergangsbereich weniger geeignet. Eine Verbesserung der Ermüdungsfestigkeit ergibt sich allein aus der geometrischen Veränderung des Übergangs zwischen Schweißnaht und Grundwerkstoff.

Durch Kopplung von zwei gleichzeitig ablaufenden Vorgängen – Schweißung und Krafteinwirkung – in der numerischen Simulation wird es möglich, praxisrelevante Aussagen zur Tragfähigkeit und Grenzkraft einer mehrlagigen Schweißverbindung, die während einer Krafteinwirkung geschweißt wird, zu erhalten. Damit kann schon in der Planungsphase eine wirtschaftliche Lösung der Ausführung aufgezeigt werden. Zur Einschätzung der Auswirkung auf das Tragverhalten werden Kraft-Verformungs-Diagramme für die Stumpfstoßverbindung aufgestellt. Eine zeitnahe Ermittlung der aufnehmbaren Kräfte ergibt sich durch die vereinfachende Annahme eines ebenen Dehnungs- oder ebenen Spannungszustandes, was beispielsweise eine Optimierung der Anzahl der

Schweißlagen gestattet. Ein großer Einfluss des Schweißprozesses ist bei einer geringen Anzahl von Schweißlagen vorhanden. Prinzipiell reduziert sich mit steigender Anzahl der Lagen der Einfluss des Schweißprozesses und es verstärkt sich der Einfluss der Gefügeumwandlung auf das Tragverhalten.

Basierend auf den experimentellen und numerischen Untersuchungen besteht zu folgenden Problemstellungen vertiefender bzw. grundsätzlicher Forschungsbedarf:

- Untersuchungen zu thermischen und mechanischen Werkstoffkennwerten von Feinkornbaustählen, Duplex-Stahl und Quarzglas,
- Beschreibung des Umwandlungsverhaltens der Gefüge in Abhängigkeit der chemischen Zusammensetzung im Bereich der Schweißnaht und bei Duplex-Stählen,
- Entwicklung eines verbesserten Modells für den Energieeintrag beim Laserstrahlschweißen von Quarzglas,
- Analyse des Einflusses von Gefüge- und Eigenspannungszuständen nach dem Schweißen auf die Tragfähigkeit der Verbindungen,
- Aufstellung von effektiven Algorithmen für die Analyse von komplexen Strukturen.

Problematisch ist die unzureichende Verfügbarkeit der thermischen, mechanischen und metallurgischen Werkstoffkennwerte über einen großen Temperaturbereich. Die Qualität der Werte hängt nicht nur von der produktionsbedingten Varianz der Werkstoffeigenschaften, sondern auch von den eingesetzten Messverfahren und den Probendimensionen ab.

Für eine Vielzahl von Stählen existieren Schweiß-ZTU-Schaubilder, die die Umwandlung beschreiben. Im engeren Sinne sind diese Schaubilder nur für den Stahl mit der gemessenen chemischen Zusammensetzung und für den Bereich der WEZ anwendbar. Eine Differenzierung des Gefüges bei den Stählen S355 bis S1100 gelingt durch eine Beschreibung der Eigenschaften von Ferrit, Perlit, Bainit und Martensit in Abhängigkeit von der chemischen Zusammensetzung. Durch das Aufstellen eines dynamischen Schweiß-ZTU-Schaubildes kann der Einfluss der chemischen Zusammensetzung auf die Gefügeumwandlung und deren Veränderung in der numerischen Simulation erfasst werden. Dazu ist eine Kopplung zwischen Temperaturfeld, Diffusion von Legierungselementen und Gefügeumwandlung notwendig. Die Berücksichtigung der Gefügeumwandlung bei der Analyse des Temperaturfeldes ist intensiv untersucht worden und stellt kein Problem bei der numerischen Simulation dar. Ansätze für die Kopplung von Temperaturfeld und Diffusion sind für die Elemente Stickstoff und Wasserstoff in der Literatur vorhanden. Diese müssen für weitere Elemente noch entwickelt werden. Für die Kopplung zwischen Diffusion und Gefügeumwandlung ist gegenwärtig kein Ansatz bekannt.

Für Duplex-Stähle sind gegenwärtig keine Modelle bekannt, die das Umwandlungsverhalten während der Aufheiz- und Abkühlphase im Schweißprozess realitätsnah erfassen. Voraussetzung sind sowohl theoretische Grundlagen zur Umwandlung bei Duplex-Stahl als auch experimentell ermittelte Daten zur Verifikation. Denkbar ist, im ersten Schritt das Umwandlungsverhalten der Duplex-Stähle durch Aufstellen von Schweiß-ZTU-Schaubildern, wie bei den Feinkornbaustählen, zu beschreiben. Dabei ist das Umwandlungsverhalten von Ferrit und Austenit während der Aufheizphase im Schweißprozess gesondert zu betrachten. Im zweiten Schritt kann durch Modifikation des vorhandenen Modells von Leblond das Umwandlungsverhalten in der numerischen Simulation berücksichtigt werden.

Die theoretischen Kenntnisse zum Energieeintrag in Quarzglas sind gegenwärtig noch zu gering, um ein komplexes Modell implementieren zu können. Der Nachteil des verwendeten Modells besteht darin, dass eine Anpassung mithilfe von experimentellen Daten erfolgen muss. Ein konsistentes Prozessmodell für einen Schweißprozess, integriert in die Werkstoff- und Struktursimulation, erspart die aufwändige und zeitintensive Kalibrierung. Für das Laserstrahlschweißen von Stahl wurde ein konsistentes Prozessmodell entwickelt. Dies müsste durch die werkstofflichen Aspekte von Quarzglas erweitert und modifiziert werden. Die Ergebnisse des Prozessmodells können dazu beitragen, das Laserstrahlschweißen von Quarzglas hinsichtlich z. B. Verfahrenskosten und Nahtqualität zu optimieren.

Die durchgeführten experimentellen Untersuchungen zur Tragfähigkeit von Stecklaschenverbindungen zeigen, dass eine Beschreibung des Tragverhaltens aufgrund der Vielzahl von Einflussparametern, z. B. Grundwerkstoff, Schweißzusatzwerkstoff, Schweißparameter allein durch Versuche nicht ausreichend ist. Die auftretenden Beanspruchungszustände in der Schweißnaht, insbesondere am Nahtanfang und -ende, sind komplex. Eine inhomogene Gefügestruktur, die sich infolge des Schweißprozesses ergibt, ist in der WEZ und der Schweißnaht vorhanden. Die numerischen Schweißsimulationen verdeutlichen, dass eine differenzierte Betrachtung von Gefüge- und Spannungszuständen der Bereiche Grundwerkstoff und Schweißnaht erfolgen muss, um das Tragverhalten der Verbindung zu beschreiben. Eine genaue Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften der Gefügestruktur, insbesondere in der Schweißnaht, und die Betrachtung der Schweißverbindung als hybrides Tragsystem sind denkbare Ansätze für weitere Untersuchungen. Dies beschränkt sich nicht auf Flankenkehlnähte bei Stecklaschenverbindungen. Die Ansätze können auf Stirnkehlnähte bei Kreuzstoßverbindungen und nicht durchgeschweißte Nähte bei Stumpfstoßverbindungen erweitert werden. Die Vorgehensweise und die Ergebnisse der Untersuchungen können sowohl im Bauwesen, Maschinenbau als auch in der Automobilindustrie genutzt werden. Durch den Ansatz eines hybriden Tragsystems können Schweißverbindungen hinsichtlich des Tragverhaltens optimal ausgenutzt werden.

Prinzipiell werden effektive Algorithmen benötigt, um auch komplexe Geometrien mit mehrlagigen Schweißnähten untersuchen zu können. Die gegenwärtige Vorgehensweise bei komplexen Bauteilstrukturen wird überwiegend durch empirische Untersuchungen und weniger durch numerische Analysen charakterisiert. Eine Reduzierung der Bearbeitungszeiten kann durch Algorithmen zur automatischen Netzerstellung und -anpassung mit Elementen, die unterschiedliche Freiheitsgrade aufweisen, erreicht werden. Gelingt es, einen geeigneten Algorithmus aufzustellen, dann können auch umfangreiche numerische Sensitivitätsanalysen zur Parameteridentifikation bei direkter und inverser Problemstellung durchgeführt sowie Optimierungsmethoden zur Reduzierung von Eigenspannungen und Verzug angewendet werden.

5.2 Resümee

Die Komplexität des Schweißprozesses und das Verhalten der Werkstoffe infolge des Energieeintrages erfordern eine umfassende Betrachtungsweise. Die Entwicklung von numerischen Modellen und Methoden in den letzten 50 Jahren ermöglicht die Simulation, Analyse und Optimierung von Schweißverbindungen hinsichtlich Temperatur, Gefügestruktur und Eigenspannungen.

Eine Differenzierung der Schweißsimulation in Prozess-, Werkstoff- und Struktursimulation gestattet eine gezielte Untersuchung von einzelnen Aspekten. Diese Unterteilung erfordert zum Teil eine

starke Abstraktion und Idealisierung der Realität durch geeignete Annahmen und Randbedingungen, die von der zu untersuchenden Fragestellung abhängen. Dadurch wird eine Kalibrierung und Verifikation der Modelle mit Versuchsergebnissen notwendig. Eine Interpretation der numerisch und experimentell ermittelten Ergebnisse ermöglicht die Ableitung von allgemeingültigen Erkenntnissen zur Ausbildung des Temperaturfeldes, Entstehung von Gefügestrukturen und Eigenspannungen.

Eine Integration der numerischen Schweißsimulation bei der Analyse einer Prozesskette erlaubt umfangreiche Aussagen sowohl zur Veränderung von schweißbedingten Gefüge- und Eigenspannungszuständen durch nachfolgende Prozesse als auch zum Einfluss von Gefügestrukturen und Eigenspannungen auf das Tragverhalten von Schweißverbindungen.

Beispiele in der Literatur und Ergebnisse der eigenen Untersuchungen zeigen, dass es mithilfe der numerischen Simulation gelingt, Schweißprozesse, Verhalten des Werkstoffes und Tragverhalten der Schweißverbindungen realitätsnah abzubilden und wissenschaftliche, praxisrelevante Erkenntnisse abzuleiten. Kenntnisse im Bereich Prozess-, Werkstoff- und Struktursimulation und deren Zusammenhänge, die überwiegend für den Stahlwerkstoff S355 und den MAG-Schweißprozess umfangreich vorliegen, bieten eine Grundlage, um z. B. neu entwickelte Werkstoffe und Kombination von unterschiedlichen Schweißprozessen in weiterführenden Forschungsprojekten zu untersuchen.

Die numerischen Modelle und Methoden zur Bestimmung von Temperaturfeldern, Gefügestrukturen und Eigenspannungszuständen in Schweißverbindungen sind in zunehmendem Maße wichtige Werkzeuge zur Optimierung des statischen und dynamischen Tragverhaltens von geschweißten Konstruktionen.

6 Literaturverzeichnis

- [AHLB, 1988] N.N.: Almemo 2290-8, Ahlborn Mess- und Regelungstechnik GmbH, Holzkirchen, 2006.
- [AIF, 2007] KUHLMANN, U.; WERNER, F.; VORMWALD, M.; KÖHLER, G.; GÜNTHER, H.-P.; BEIER, H. TH.; HEINEMANN, H.; RASCHE, CH.; WUDTKE, I.; HILDEBRAND, J.; VERSCH, CH.: AiF-Forschung-vorhaben Nr. 14195 BG - Wirtschaftliche Schweißverbindungen höherfester Bau- stähle, Arbeitsgemeinschaft industrieller Forschungsvereinigungen e. V. (AiF), FOSTA P652, Laufzeit: 01.01.2005 bis 31.01.2007.
- [ALBR, 1994] ALBRECHT, S.: Temperaturfeldbestimmung im gepulsten Wolfram-Inertgas- Lichtbogen mittels rechnergestützter Verfahren. München, Universität der Bundeswehr, Fakultät Elektrotechnik, Dissertation, 1994.
- [ALLE, 1998] N.N.: Technical Data Blue Sheet, Stainless Steel AL 2205TM Alloy. Allegheny Ludlum Corporation, Pittsburgh PA, USA 1998.
- [AMATA, 1972] AMATUNI; SHEVCHENKO; MALYUTINA, 1972 (silica glass melted by gas-flame method) aus: O. V. Mazurin et. al.: Handbook of glass data, Part A: Silica glass and binary non Silicate oxide glasses, Amsterdam: Elsevier, 1983.
- [AMS, 2006] N.N.: BEAM, Version 3.A2, AMS – Gesellschaft für angewandte Mess- und Systemtechnik mbH, Flöha, 2006.
- [ANSO, 2001] ANSORGE, J.; BUCAK, Ö.; DANGELMAIER, P.; MARTSCH, R.-M.: Zum Ermüdungsverhalten von ultrahochfesten Stählen. In: Priebe, J.; Eberwien, U. (Hrsg.): Festschrift zu Ehren von Prof. Dr.-Ing. Günther Valtinat. Hamburg-Harburg: Techn. Univ., Arbeitsbereich Stahlbau und Holzbau, 2001, S. 441 - 453.
- [ANSYS, 2007] N.N.: ANSYS®, Release 11.0, ANSYS, Inc. Southpointe, Canonsburg, 2007.
- [ARGY, 1987] ARGYRIS, J.; MLEJNEK, H.-P.: Die Methode der finiten Elemente in der elementaren Strukturmechanik – Kraft- und gemischte Methoden, Nichtlinearitäten. Braunschweig, Vieweg-Verlag, 1987.
- [ARMO, 1995] ARMONIES, G.: Schweißeigenspannungen in hochfesten Feinkornbaustählen bei unterschiedlichen Umgebungsbedingungen. Braunschweig, Technische Universität Carolo- Wilhelmina Braunschweig, Fakultät Maschinenbau und Elektrotechnik, Dissertation, 1995.
- [ASM, 1988] AMERICAN SOCIETY FOR METALS (Hrsg.): High-temperature property data: ferrous alloys. Metals Park, Ohio: ASM International, 1988.
- [ASM, 1990] AMERICAN SOCIETY FOR METALS (Hrsg.): Metals handbook. Volume 1: Properties and selection: irons, steels, and high-performance alloys. 10. ed.. Metals Park, Ohio: ASM International, 1990.
- [AURI, 1999] AURICH, D. (Hrsg.): Eigenspannungen und Verzug durch Wärmeeinwirkung. Forschungsbericht: Deutsche Forschungsgemeinschaft. Weinheim: Wiley-VCH, 1999.
- [AUST, 1939] AUSTIN, J. B.; RICKET, R. L.: An improved calculation of the transformation of steels. In: Trans. AIME. 1939, No. 135, pp. 1-20.
- [AVRA, 1939] AVRAMI, M.: Kinetics of phase change, 1: general theory. In: Journal Chem. Phys., Vol. 7 (1939), pp. 103-112.
- [AVRA, 1940] AVRAMI, M.: Kinetics of phase change, 2: transformation-time relations for random distribution of nuclei. In: Journal Chem. Phys., Vol. 8 (1940), pp. 212-224.
- [AVRA, 1941] AVRAMI, M.: Kinetics of phase change, 3: granulation, phase change and microstructure. In: Journal Chem. Phys., Vol. 9 (1941), pp. 177-184.
- [BACON, 1960] BACON; HASAPIS; WHOLLEY, 1960 aus: O. V. Mazurin et. al.: Handbook of glass data, Part A: Silica glass and binary non Silicate oxide glasses, Amsterdam: Elsevier, 1983.

- [BANS, 1986] BANSAL, N. P.: Handbook of glass properties. Orlando: Academic Press, 1986.
- [BART, 1982] BARTHOLOMÉ, E.; ET. AL. (Hrsg.): Ullmanns Encyklopädie der technischen Chemie. Bd. 22: Stähle bis Textilfärberei. 4., neubearb. u. erw. Aufl., Weinheim u.a.: Verl. Chemie, 1982.
- [BATHE, 2002] BATHE, K.-J.: Finite-Elemente-Methoden. 2., vollst. neu bearb. und erw. Aufl., Berlin: Springer, 2002.
- [BECK, 1973] BECKERT, M.; HOLZ, R.: Anwendung des Kohlenstoffäquivalents und Vorausbestimmung der Härte in der Wärmeeinflusszone von Schweißungen. In: Schweißtechnik, Band 23 (1973), Heft 8, S. 344 -346.
- [BECK, 1987] BECK, G.; SIMON, A.: Prediction of residual stresses. In: A. Niku-Lari (Hrsg.): Advances in surface treatments, Vol. 4. Oxford; New York; Beijing; Frankfurt; Sao Paulo; Sydney, Tokio, Toronto: Pergamon Press, 1987, pp. 303-326.
- [BECK, 1996] BECK, M.: Modellierung des Lasertiefschweißens. Stuttgart: Teubner, 1996.
- [BEHN, 2006] BEHNISCH, H.; AICHELE, G.: Die Schweißtechnik im Wandel der Zeiten: Vom Schmiedefeuer zum Laserstrahl. 1. Aufl., Düsseldorf: DVS-Verlag, 2006.
- [BENK, 1984] BENKIBER, G.; HORN-SAMODELKIN, G.; MEYER, B.; NOLDE, P.: Zur Schweißneigung thermomechanisch gewalzter Baustähle. In: Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren: DVS-Berichte Bd. 162. Düsseldorf: Deutscher Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren, 1984, S. 143-147.
- [BERK, 1968] BERKHOUT, CH. F.; VAN LENT, P. H.: Anwendung von Spitzentemperatur-Abkühlzeit (STAZ)-Schaubildern beim Schweißen hochfester Stähle. In: Schweißen und Schneiden, Band 20 (1968), Heft 6, S. 256–260.
- [BERR, 1995] BERRETH, K.-A.: Numerische Schweißspannungsanalyse für umwandlungsfähige Stähle. Stuttgart, Universität Stuttgart, Fakultät Energietechnik, Dissertation, 1995.
- [BEYER, 1995] BEYER, E.: Schweißen mit Laser – Grundlagen. Berlin: Springer-Verlag, 1995.
- [BHAD, 1982] BHADESHIA, H. K. D. H.: Thermodynamic analysis of isothermal transformation diagrams. In: Metal science, Vol. 16 (1982) No. 3, pp. 159-165.
- [BHAD, 1985] BHADESHIA, H. K. D. H.; SVENSSON, L.-E.; GRETOFT, B.: A model for the development of microstructure in low-alloy steel (Fe-Mn-Si-C) weld deposits. In: Acta metal., Vol. 33 (1985) 7, pp. 1271-1283.
- [BIGN, 1987] BIGNONNET, A.: Improving the fatigue strength of welded steel structures. In: Steel in Marine Structures, Amsterdam 1987, S. 99-118.
- [BLAN, 1994a] BLANKENBURG, H. J.: Quarzrohstoffe - Hochquarz, Stuttgart: Enke-Verlag, 1994.
- [BLAN, 1994b] BLANKENBURG, H. J.: Quarzrohstoffe - Quarzglas, Stuttgart: Enke-Verlag, 1994.
- [BLAN, 1994c] BLANKENBURG, H. J.: Quarzrohstoffe - Tiefquarz, Stuttgart: Enke-Verlag, 1994.
- [BLOND, 1973] BLONDEAU, R.; MAYNIER, PH.; DOLLET, J.: Forecasting the hardness and resistance of carbon and low-alloy steels according to their structure and composition. In: Revue de métallurgie: Mémoires scientifiques, Vol. 70 (1973) No. 12, pp. 883-892.
- [BLOND, 1975] BLONDEAU, R.; MAYNIER, PH.; DOLLET, J.; VIEILLARD-BARON, B.: Forecasting the hardness, resistance and breaking point of carbon and low-alloy steels according to their structure and heat treatment. In: Revue de métallurgie: Mémoires scientifiques, Vol. 72 (1975), pp. 759-769.
- [BLUM, 1990] BLUMSCHEIN, E.: Kurzlichtbogenschweißen auf dem Computer. In: Schweißen und Schneiden, Band 42 (1990), Heft 11, S. 533–556.

- [BOESE, 1980] BOESE, U.; WERNER, D.; WIRTZ, D.: Das Verhalten der Stähle beim Schweißen. 3. Aufl., Düsseldorf: Deutscher Verlag für Schweißtechnik, 1980.
- [BÖHM, 1992] BÖHME, D.; HERMANN, F.-D.: Handbuch der Schweißverfahren – Teil 2: Autogentechnik, Thermisches Schneiden, Elektronen-, Laserstrahl-, Reib-, Ultraschall- und Diffusionsschweißen. Fachbuchreihe Schweißtechnik Band 76. Düsseldorf: DVS-Verlag, 1992.
- [BÖRJ, 2001] BÖRJESSON, L.; LINDGREN, L.-E.: Simulation of multipass welding with simultaneous computation of material properties. In: Transactions of the ASME, Vol. 123 (2001), No. 1, pp. 106-111.
- [BÖRN, 1989] BÖRNSEN, M.: Zum Einfluss von Gefügeumwandlungen auf Spannungen und Formänderungen bei thermischer und mechanischer Belastung. Düsseldorf: VDI-Verlag, 1989.
- [BOWEN, 1978] BOWEN; TAYLOR, 1978 aus: O. V. Mazurin et. al.: Handbook of glass data, Part A: Silica glass and binary non Silicate oxide glasses, Amsterdam: Elsevier, 1983.
- [BRON, 1996] BRONSTEIN, I. N.; SEMENDJAJEW, K. A.: Teubner-Taschenbuch der Mathematik. Leipzig; Stuttgart: B.G. Teubner, 1996.
- [BRÜK, 1964a] BRÜCKNER 1964-1970 aus: O. V. Mazurin et. al.: Handbook of glass data, Part A: Silica glass and binary non Silicate oxide glasses, Amsterdam: Elsevier, 1983.
- [BRÜK, 1964b] BRÜCKNER, 1964a aus: O. V. Mazurin et. al.: Handbook of glass data, Part A: Silica glass and binary non Silicate oxide glasses, Amsterdam: Elsevier, 1983.
- [BRUNE, 2003] BRUNE, E.: Schweiß-, Schneid- und Schutzgase. PanGas Linde AG, 2003.
- [BUCA, 1974] BUCARO, D.: Angaben zum Elastizitätsmodul von Quarzglas. In: Handbook of glass data. Part A: Silica glass and binary non Silicate oxide glasses. Amsterdam: Elsevier, 1983.
- [BUCAK, 2000] BUCAK, Ö.: Zum Ermüdungsverhalten von hoch- und höchstfesten Stählen. In: Stahlbau. Band 69 (2000), Heft 4, S. 311-316.
- [BUCH, 1990] BUCHMAYR, B.; KIRKALDY, J. S.: Modelling of the temperature field, transformation behaviour, hardness and mechanical response of low alloy steels during cooling from austenite region. In: Journal of Heat Treating, Vol. 8 (1990), No. 2, pp. 127-136.
- [BUCH, 1991] BUCHMAYR, B.: Fachbuchreihe Schweißtechnik. Bd. 112: Computer in der Werkstoff- und Schweißtechnik : Anwendung von mathematischen Modellen. Düsseldorf: Verl. für Schweißen und verwandte Verfahren, 1991.
- [BUER, 1994] BUERHOP, C.: Glasbearbeitung mit Hochleistungslasern. Erlangen, Universität Erlangen-Nürnberg, Dissertation, 1994.
- [BUIR, 1998] BUIRETTE, C.; DEGALLAIX, G.; DAUPHIN, J.Y.; MÉNIGAULT, J.: Microstructural effects on short fatigue crack initiation and propagation in high strength steel butt welded joints. In: Welding in the World 41 (1998), S. 37-48.
- [CARN, 1964] CARNEVALE, L.: Ultrasonic Measurement of Elastic Moduli at Elevated Temperatures, using Momentary Contact. Acoustical Society of America, 1964.
- [CASE, 1972] CASEY; HETHERINGTON; WINTERBURN; YATES, 1972 aus: O. V. Mazurin et. al.: Handbook of glass data, Part A: Silica glass and binary non Silicate oxide glasses, Amsterdam: Elsevier, 1983.
- [CAST, 2006] N.N.: Castolin Eutectic®: Hochlegierte Eisenwerkstoffe und Nickel-legierungen – Produkt- und Anwendungsinformation, <http://www.castolin.de/wCastolinde/pdf/produkte/zusatzwerkstoffe/Handbuch3.pdf> (bis 03.08.2006).

- [CATM, 2006] N.N.: Catman Professional, Version 5.0, Hottinger Baldwin Meßtechnik GmbH, 2006.
- [CHAND, 1999] CHANDRAN, B. G.: Prediction and sensitivity analysis of microstructure in thermo-mechanical processes. Pennsylvania, Pennsylvania State University, Department of Mechanical and Nuclear Engineering, Master of Science, 1999.
- [CHAR, 1994] CHARLES, J.: Structure and mechanical properties of duplex stainless steel. In: Duplex '94 stainless steels. 4th Int. Conf., Glasgow, GB, 13.-16.11.1994, Volume 1, Paper KI.
- [CHEN, 2003] CHEN, C. M.; KOVACEVIC, R.: Finite element modelling of friction stir welding - thermal and thermomechanical analysis. In: International Journal of Machine Tools and Manufacture. Vol. 43 (2003), No. 13, pp. 1319-1326.
- [CHRIST, 1982] CHRISTENSEN, R. M.: Theory of viscoelasticity – An Introduction. 2. ed. New York: Academic Press Inc., 1982.
- [CLAR, 2004] CLARIN, M.: High Strength Steel – Local Buckling and Residual Stresses. Lulea, Lulea University of Technology, Dept. of Civil and Environmental Engineering, Division of Structural Engineering - Steel Structures, Licentiate Thesis, 2004.
- [DAHL, 1999] DAHL, W.; DILTHEY, U.; WEIRICH, P.; DE PAYBRUNE, J.: Eigenspannungen und Verzug beim Schweißen dicker Bleche. In: Aurisch, D.; Kloos, K.-H.; Lange, G.; Macherauch, E.: Eigenspannungen und Verzug durch Wärmeeinwirkungen. DFG-Forschungsbericht. Weinheim: Wiley-VCH, 1999, S. 175-201
- [DAST 009, 2005] RICHTLINIE DAST 009: Stahlsortenauswahl für geschweißte Stahlbauten. Deutscher Stahlbau-Verband, Düsseldorf, Ausgabe 2005-01.
- [DAUD, 1998] DAUDEVILLE, L.; CARRÉ, H.: Thermal Tempering Simulation of Glass Plates – Inner and Edge Residual Stresses. In: Journal of Thermal Stresses, Vol. 21 (1998), No. 6, pp. 667-689, 1998.
- [DAUS, 1982] DAUS, J.: Glas – schweisstechnisch verarbeitet. In: Schweißtechnik, Bd. 32 (1982), H. 4, S. 158-161.
- [DEBR, 2001] DEBROY, T.: Mathematical Modelling of Fluid Flow and Heat Transfer in Fusion Welding. In: Mathematical Modelling of Weld Phenomena Bd. 5, Technische Universität Graz, 2001, S. 1-20.
- [DECA, 1991] DE CAMPOS LYRA, A.: Computersimulation des Umwandlungsverhaltens von Stählen bei thermomechanischer Behandlung. Aachen, Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule Aachen, Fakultät Bergbau, Hüttenwesen und Geowissenschaften, Dissertation, 1991.
- [DEGEN, 1968] DEGENKOLBE, J.: Wasservergütete Baustähle - Herstellung und Eigenschaften. In: Schweizer Archiv für angewandte Wissenschaft und Technik, Band 33 (1968), Heft 1, S. 2–18.
- [DEGEN, 1985] DEGENKOLBE J.; UWER, D.; WEGMANN, H.G.: Kennzeichnung von Schweißtemperaturzyklen hinsichtlich ihrer Auswirkung auf die mechanischen Eigenschaften von Schweißverbindungen durch die Abkühlzeit $t_{8/5}$ und deren Ermittlung. Thyssen Technische Berichte, B. 17 (1985), H. 1, S. 57-73.
- [DEGEN, 1999] DEGENKOLBE, J.; HOUGARDY, H. P.; UWER, D.: Merkblatt „Schweißen unlegierter und niedriglegierter Baustähle“. 4., überarb. Aufl., Düsseldorf: Stahl-Informationszentrum, 1999.
- [DELO, 1974] DELONG, W. T.: Ferrite in austenitic stainless steel weld metal. In: Welding Journal, Vol. 53, Juli, pp. 273-286.

- [DENIS, 1984] DENIS, S.; GAUTIER, E.; SIMON, A.; BECK, G.: Stress Phase Transformation Interactions: Basic Principles; Modelization and their Role in the Calculation of Internal Stresses. In: Proc. International Symposium on the Calculation of Internal Stresses in Heat Treatment of Metallic Materials. (Editor E. Attebo, T. Ericsson). Vol. I, pp. 157, 1984.
- [DENU, 2005] DEN UIJL, N. J.; ANWAR, M.: Laser Weld Induced Microstructural Changes in Automotive Bodsheets. In: Mathematical Modelling of Weld Phenomena Bd. 7, Technische Universität Graz, 2005, S. 309-326.
- [DEVY, 1960] DEVYATKOVA; PRITOV; SMIRNOV; MOIZHES, 1960 aus: O. V. Mazurin et. al.: Handbook of glass data, Part A: Silica glass and binary non Silicate oxide glasses, Amsterdam: Elsevier, 1983.
- [DGM, 1980] MACHERAUCH, E (Hrsg.): Eigenspannungen: Entstehung – Berechnung – Messung – Bewertung. Oberursel: Deutsche Gesellschaft für Metallkunde e. V., 1980.
- [DILL, 2003] DILLINGER HÜTTE GTS (Hrsg.): Technische Information, Nr. II/2003: Sparen mit hochfestem Stahl: DILLIMAX. Dillingen: AG der Dillinger Hüttenwerke, 2003.
- [DILT, 1993] DILTHEY, U.; HABEDANK, G.; REICHEL, TH.; SUDNIK, W.; IWANOW, A.: Numerische Simulation des Metall-Aktivgasschweißprozesses. In: Schweißen und Schneiden, Band 45 (1993), Heft 3, S. 148–153.
- [DILT, 1995] DILTHEY, U.: Schweißtechnische Fertigungsverfahren. Bd. 2: Verhalten der Werkstoffe beim Schweißen. 2. Aufl., Düsseldorf: DVS-Verlag, 1995.
- [DILT, 1999] N.N.: Diplom-Hauptprüfung Schweißtechnisch Fertigungsverfahren, Institut für Schweiß-technik und Fügetechnik, RWTH Aachen, März 1999.
- [DILT, 2000] DILTHEY, U.; REIGEN, U.; KRETSCHMER, M.: Comparison of FEM Simulations to Measurements of Residual Stresses for the Example of a Welded Plate: A State-of-The-Art Report. In: In: Modelling Simul. Mater. Sci. Eng., 8 (2000), S. 911-926.
- [DILT, 2003] DILTHEY, U.; WESLING, V.; KRETSCHMER, M.; POSS, R.: Erfassung des Kenntnisstands zur Verfügbarkeit von Kennwerten für die Bemessung gefügter Bauteile aus höherfesten Stahlwerkstoffen. Forschungsbericht P 575 / A 171: Stiftung Stahlanwendungsforschung. Aachen; Clausthal-Zellerfeld, 2003.
- [DILT, 2005] DILTHEY, U.; DIKSHEV, I.; MOKROV, O.; PAVLYK, V.: Software Package SimWeld for Simulation of Gas-Metal-Arc-WeldingProcesses of Steels and Aluminium Alloys. In: Mathematical Modelling of Weld Phenomena Bd. 7, Technische Universität Graz, 2005, S. 1057 – 1079.
- [DIN 10027, 2005] NORM DIN EN 10027-1: Bezeichnungssysteme für Stähle – Teil 1: Kurznamen. DIN Deutsches Institut für Normung e. V., Berlin, Ausgabe 2005-10.
- [DIN 10088, 2005a] NORM DIN EN 10088-1: Nichtrostende Stähle - Teil 1: Verzeichnis der nichtrostenden Stähle. DIN Deutsches Institut für Normung e. V., Berlin, Ausgabe 2005-09.
- [DIN 10088, 2005b] NORM DIN EN 10088-3: Nichtrostende Stähle – Teil 3: Technische Lieferbedingungen für Halbzeug, Stäbe, Walzdraht, gezogenen Draht, Profile und Blankstahlerzeugnisse aus korrosionsbeständigen Stählen für allgemeine Verwendung. DIN Deutsches Institut für Normung e. V., Berlin, Ausgabe 2005-09.
- [DIN 1011, 2001] NORM DIN EN 1011-2: Schweißen - Empfehlungen zum Schweißen metallischer Werkstoffe - Teil 2: Lichtbogenschweißen von ferritischen Stählen, DIN Deutsches Institut für Normung e. V., Berlin, Ausgabe 2001-05.
- [DIN 1910] NORM DIN 1910-100: Schweißen und verwandte Prozesse: Begriffe – Teil 100: Metallschweißprozesse mit Ergänzungen zu DIN EN 14610. 1. DIN Deutsches Institut für Normung e. V., Berlin, Ausgabe 2008-02.

- [DIN 1993, 2005] NORM DIN EN 1993 TEIL 1-8: Bemessung und Konstruktion von Stahlbauten: Bemessung von Anschlüssen. DIN Deutsches Institut für Normung e. V., Berlin, Ausgabe 2005-07.
- [DIN 1993, 2005] NORM DIN EN 1993: Bemessung und Konstruktion von Stahlbauten: Allgemeine Regeln –Tragwerksbemessung für den Brandfall. DIN Deutsches Institut für Normung e. V., Berlin, Ausgabe 2005-05.
- [DIN 643, 2003] NORM DIN EN ISO 643: Stahl – Mikrophotographische Bestimmung der scheinbaren Korngröße. DIN Deutsches Institut für Normung e. V., Berlin, Ausgabe 2003-09.
- [DIN 8249, 2000] NORM DIN EN ISO 8249: Schweißen – Bestimmung der Ferrit-Nummer (FN) in austenitischem und ferritisch-austenitischem (Duplex-)Schweißgut von Cr-Ni-Stählen. DIN Deutsches Institut für Normung e. V., Berlin, Ausgabe 2000-10.
- [DOET, 1989] DOETSCH, G.: Anleitung zum praktischen Gebrauch der Laplace-Transformation und der Z-Transformation. 6. Aufl., München: R. Oldenbourg Verlag, 1989.
- [DORN, 1985] DORN, L.; ÖHLSCHLÄGER, E.: Temperaturverhältnisse beim Laserstrahl-Punktschweißen. In: Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren: DVS-Berichte Bd. 99. Düsseldorf: Deutscher Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren, 1985, S. 176-180.
- [DORN, 1986] DORN, L.; HOBACHER, A.; SCHULZE, G.; WEYLAND, F.: Schweißen von Baustählen und hochfesten Feinkornbaustählen. Kontakt & Studium, Bd. 147. Sindelfingen: Expert-Verlag, 1986.
- [DULEY, 1998] DULEY, W. W.: Laser Welding. New York: John Wiley, 1998.
- [DÜREN, 1985] DÜREN, C.: Prediction equations for the prediction of cold cracking resistance in field-welding large-diameter pipes. In: 3R-international, Vol. 24 (1985), No. 8, pp. 434-439.
- [DVS 0916, 1997] MERKBLATT DVS 0916: Metall-Schutzgasschweißen von Feinkornbaustählen. DVS, Ausschuss für Technik, Arbeitsgruppe „Lichtbogenschweißen“, DVS-Verlag, Düsseldorf, 1997.
- [DVS 0946, 2004] RICHTLINIE DVS MB 0946: Empfehlungen zum Schweißen von nicht rostenden austenitisch-ferritischen Duplex- und Superduplexstählen. DVS, Ausschuss für Technik, Arbeitsgruppe „Lichtbogenschweißen“, DVS-Verlag, Düsseldorf, 2004.
- [DVS, 1990] DEUTSCHER VERBAND FÜR SCHWEIßEN UND VERWANDTE VERFAHREN (Hrsg.): Handbuch der Kennwerte von metallischen Werkstoffen zur FEZEN-Werkstoff-Datenbank. Düsseldorf: Deutscher Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren, 1990.
- [ECCS, 1984] ECCS-CECM-EKS: Publication No. 33: Ultimate Limit State Calculation of Sway Frames with Rigid Joints. Brüssel, 1984.
- [EDEL, 2001] N.N.: Edelstahl Rostfrei: Die Verarbeitung von Edelstahl Rostfrei (MB 822). 3., überarb. Aufl., Düsseldorf: Informationsstelle Edelstahl Rostfrei, 2003.
- [EDEL, 2003a] N.N.: Edelstahl Rostfrei: Allgemeine bauaufsichtliche Zulassung Z-30.3-6 vom 5. Dezember 2003 „Erzeugnisse, Verbindungsmittel und Bauteile aus nichtrostenden Stählen“ (Sonderdruck 862). Düsseldorf: Informationsstelle Edelstahl Rostfrei, 2003.
- [EDEL, 2003b] N.N.: Edelstahl Rostfrei – Eigenschaften (MB 821). 3. Aufl., Düsseldorf: Informationsstelle Edelstahl Rostfrei, 2003.
- [EDEL, 2004] N.N.: Edelstahl Rostfrei: Schweißen von Edelstahl Rostfrei (MB 823). 4., überarb. Aufl. Düsseldorf: Informationsstelle Edelstahl Rostfrei, 2004.
- [ELME, 2008] ELMER, J. W.; PALMER, T. A.; SPECHT, E. D.: Synchrotron Based Observations of Sigma Phase Formation and Dissolution in Duplex Stainless Steel. In: Mathematical Modelling of Weld Phenomena Bd. 8, Technische Universität Graz, 2008, S. 297-314.

- [ENGE, 1993] ENGEMANN, B.: Schneiden mit Laserstrahlung und Wasserstrahl. Ehningen: expert-Verlag, 1993.
- [EURO, 2006] N.N.: Euro Inox und The Steel Construction Institute: Bemessungshilfen zu nichtrostenden Stählen im Bauwesen, 3. Aufl., 2006.
- [EVER, 2002] EVERTZ, T.: Thema: Spannungs-Dehnungs-Kurven: Datenblätter zu Stählen. Salzgitter, 2002-02-25.
- [FAGA, 1978] FAGALY; BOHN, 1978 aus: O. V. Mazurin et. al.: Handbook of glass data, Part A: Silica glass and binary non Silicate oxide glasses, Amsterdam: Elsevier, 1983.
- [FISC, 1990] FISCHER, W.; HEESCHEN, J.; MÜSGEN, B.: Kombinierte Nachbehandlungsverfahren zur Verbesserung der Dauerschwingfestigkeit von geschweißten Stahlkonstruktionen. DVS-Berichte 131 (1990), S. 43-48.
- [FRAN, 2004] FRANKE, S.; SCHWARK, M.: Beanspruchungsanalyse von Bauteilen aus Voll- und Brettschichtholz durch Industriephotoграмmetrie. In: Schriftenreihe des DVW, Band 46, S. 237-252.
- [FRANK, 1988] FRANK, G.: Fachbuchreihe Schweißtechnik. Bd. 87: BASIC-Programme zur Berechnung von Schweißdaten: 12 Programme mit 48 Anwendungsbeispielen. Düsseldorf: Deutscher Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren, 1988.
- [FRANK, 1989] FRANK, G.: Berechnen und Darstellen von Schweiß-Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubildern für Kohlenstoff-Mangan-Stähle mit Computern. In: Schweißen und Schneiden, Band 41 (1989), Heft 11, S. 586-589.
- [FRANK, 1990] FRANK, G.: Fachbuchreihe Schweißtechnik. Bd. 104: Schweiß-ZTU-Schaubilder und Eigenschaftsdiagramme von Baustählen mit Hilfe von Computern: Berechnen und grafisches Darstellen. Düsseldorf: Deutscher Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren, 1990.
- [FRAS, 1968] FRASER 1968 aus: O. V. Mazurin et. al.: Handbook of glass data, Part A: Silica glass and binary non Silicate oxide glasses, Amsterdam: Elsevier, 1983.
- [FREN, 1978] FRENKEL; SERGEEV; BOITSOV, 1978 aus: O. V. Mazurin et. al.: Handbook of glass data, Part A: Silica glass and binary non Silicate oxide glasses, Amsterdam: Elsevier, 1983.
- [FUHR, 1999] FUHRMANN, J.; HÖMBERG, D.: Numerical simulation of the surface hardening of steel. In: International Journal of Numerical Methods for Heat & Fluid Flow. Vol. 9 (1999), No. 6, pp. 705-724.
- [FUKU, 1994] FUKUHARA, S.: High Temperature Elastic Moduli and Internal Dilational and Shear Frictions of Fused Quartz. In: Japanese Journal of Applied Physics, Vol. 33 (1994), Issue 5B, pp. 2890..
- [FUKU, 1997] FUKUHARA, SANPEI, SHIBUKI: Low Temperature-Elastic Moduli, Debye Temperature and Internal Dilational and Shear Frictions of Fused Quartz, Chapman and Hall 1997.
- [GABB, 1987] GABBERT, U.; BAUMGARTEN, H.: Nichtlineare instationäre Temperaturfeldberechnungen mit der Finite-Elemente-Methode. In: Technische Mechanik. (1987), H. 8, S. 5 - 17.
- [GEOT, 1991] GEOTTI-BIANCHINI, F.; DE RIU, L.; GAGLIARDI, G.; GUGLIELMI, M.; PANTANO, CG.: New Interpretation of the IR reflectance spectra of SiO₂-rich films on soda-lime glass. In: Glastechn. Berichte, Jg. 64 (1991), H. 8, S. 205-217.
- [GIESE, 1993] GIESE, P.: Numerische Simulation von Schweißprozessen für Stahl- und Gusseisenverbindungen. Clausthal-Zellerfeld, Technische Universität Clausthal, Fakultät Bergbau, Hüttenwesen und Maschinenwesen, Dissertation, 1993.

- [GMA, 1993] N.N.: Experimentelle Spannungsanalyse zur Bestimmung von Eigenspannungen und zur Betriebsüberwachung von Bauteilen und Anlagen - GMA-Bericht 22. GEMA-Kolloquium, Köln, 1993.
- [GOLD, 1984] GOLDAK, J.; CHAKRAVARIT, A.; BIBBY, M.: A New Finite Element Model for Welding Heat Source. In: Metallurgical Transaction B, Vol. 15B (1984), pp. 299-305.
- [GOLD, 2005] GOLDAK, J. A.; AKHLAGHI, M.: Computational Welding Mechanics. New-York: Springer Science+Business Media, 2005.
- [GORD, 2000] GORDON, R.; KOPPENHOEFER, K.: "Round Robin" on Residual stress and distortion prediction. Phase I Round Robin Result. Joint Working Group X-XV of IIW, Miami, 2000.
- [GRAJ, 1987] GRAJA, P.: Rechnerische und experimentelle Untersuchungen zum Einfluss kontinuierlicher und diskontinuierlicher Wärmebehandlungsverfahren auf die Wärme- und Umwandlungseigenspannungen und Verzüge von un- und niedriglegierten Stählen. Karlsruhe, Universität Karlsruhe, Fakultät Maschinenbau, Dissertation, 1987.
- [GRAN, 1993] GRANJON, H: Werkstoffkundliche Grundlagen des Schweißens. Düsseldorf: Deutscher Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren, 1993.
- [GREE, 1965] GREENWOOD, G. W.; JOHNSON, R. H.: The deformation of metals under small stresses during phase transformation. In: Proc. Roy. Soc. A. 283 (1965), 636.
- [GRIG, 1980] GRIGORYANTS, A. G.: The comparison of laser and arc welding. In: Welding Production. Vol. 27 (1980), No. 9, pp. 1-4.
- [GROSS, 1997] GROSS, A.: Berechnung von Phasenumwandlungen mit Hilfe der Finite-Element-Methode. Braunschweig, Technische Universität Carolo-Wilhelmina Braunschweig, Fakultät Maschinenbau, Diplomarbeit, 1997.
- [GROSS, 2005] GROSS, A.: Experimentelle und theoretische Untersuchungen des Unterwasserschweißens unter Berücksichtigung von Gefügeumwandlung. Düsseldorf: VDI-Verlag, 2005.
- [GROT, 2005] GROTE, K.-H., FELDHUSEN, J. (Hrsg.): Taschenbuch für den Maschinenbau. Berlin: Springer, 2005.
- [GROTH, 2000a] GROTH, C.; MÜLLER, G.: FEM für Praktiker. Bd. 3: Temperaturfelder: Basiswissen und Arbeitsbeispiele zu FEM-Anwendungen der Temperaturfeldberechnung: Lösungen mit dem Programm ANSYS 5.5. 3., aktual. Aufl., Renningen-Malmsheim: expert-Verl., 2000.
- [GROTH, 2000b] GROTH, C.: Gefügeumwandlung – Schweißen – Einführung. In: CAD-FEM GmbH (Hrsg.): Tagungsband, 18. CAD-FEM User'Meeting. Grafing b. M.: CAD-FEM GmbH, 2000, S. II.15.8.1-4.
- [GUME, 2004] GUMENYK, A.: Modellbildung und Prozesssimulation des Laserstrahlschweißens von Leichtbauwerkstoffen. Aachen, RWTH Aachen, Dissertation, 2004.
- [GUNN, 1997] GUNN, R.N.: Duplex stainless steels – Microstructure, properties and applications. Abington Publishing, Cambridge England 1997
- [HAAG, 1987] HAAGENSEN, P. J.; DRÄGEN, A.; SLIND, T.; ORJASÆTER, O.: Prediction of the Improvement in Fatigue Life of Welded Joints due to Grinding. TIG-Dressing, Weld Shape Control and Shot Peening. In: 3. Internat. ECSC Offshore Conference on Steel in Marine Structures, Amsterdam, 1987.
- [HAAG, 2001] HAAGENSEN, P.J.; MADDOX, S.J.: IIW Recommendations on Post Weld Improvement of Steel and Aluminium Structures. Document XIII-1815-00, The International Institute of Welding (IIW), Revised Revision, July 4, 2001

- [HAAG, 2003] HAAGENSEN, J.: Fatigue Improvement Techniques – Advantages and Limitations. Departement of Structural Engineering, Univeristy of Science ans Technology, Trondheim, 2003.
- [HACK, 2003] HACKMAIR, CH.: Messung und numerische Simulation der Schweißverzüge an Aluminium-Fahrwerkskomponenten. München: Technische Universität München, Fakultät Maschinenwesen, Dissertation, 2003.
- [HAIB, 1976] HAIBACH, E.: Schwingfestigkeit von Schweißverbindungen. In: VDI-Bericht 286, 1976, S. 179-192.
- [HAMA, 1996] HAMANN, R.: Fortschritt-Berichte. VDI Reihe 2, Nr. 378: Numerische Berechnung des instationären Temperaturfeldes im Schweißkörper für den nassen Plasma-MIG-Unterwasserschweißvorgang. Düsseldorf: VDI, 1996.
- [HAMME, 2000] HAMME, U.; HAUSER, J; KERN, A.; SCHRIEVER, U.: Einsatz hochfester Baustähle im Mobilkranbau. In: Stahlbau. Band 69 (2000), Heft 4, S. 295-305.
- [HAND, 1996] N.N.: Handbook of Measurement of Residual Stresses. Society for Experimental Mechanics Inc., 1996.
- [HÄNS, 1961] HÄNSCH, H.; KREBS, J.: Eigenspannungen und Schrumpfungen in Schweißkonstruktionen: Festigkeit, Gestaltung und Fertigung unter dem Einfluss des Schweißens. Berlin: Verl. Technik, 1961.
- [HÄNS, 1984] HÄNSCH, H.: Schweißeigenspannungen und Formänderungen an stabartigen Bauteilen: Berechnung und Bewertung. Berlin: Verl. Technik, 1984.
- [HÄNS, 2006] HÄNSCH, H.; KREBS, J.: Eigenspannungen und Formänderungen in Schweißkonstruktionen: Grundlagen und praktische Anwendungen. Düsseldorf: DVS-Verlag, 2006.
- [HASC, 1972] HASCHKE, J.: Analyse der Zusammenhänge zwischen Temperaturfeld, temperatur- und umwandlungsbedingter Volumenänderung beim Lichtbogenschweißen. Aachen, Rheinisch-westfälische Hochschule Aachen, Dissertation, 1972.
- [HÄUS, 1998] HÄUSER, H.; BRAUN, S.; REITSAM, R.: Finite-Elemente-Simulation von Schweißprozessen mit AlMg- und AlMgSi-Legierungen unter Berücksichtigung von Rekristallisation, Ausscheidungsrückbildung und natürlichem Altern. In: DVS-Bericht 194, S. 47-51.
- [HBM, 2005] N.N.: Spider 8 – Messverstärker und -erfassung. Hottinger Baldwin Messtechnik GmbH, Darmstadt.
- [HBM, 2007] N.N.: Dehnungsmessstreifen und Zubehör – Produktkatalog. Hottinger Baldwin Messtechnik GmbH, Darmstadt, 2007.
- [HEES, 1986] HEESCHEN, J.: Untersuchung zum Dauerschwingverhalten von Schweißverbindungen aus hochfesten Baustählen unter besonderer Berücksichtigung des Eigenspannungszustandes und der Nahtgeometrie. Kassel: Universität Gesamthochschule Kassel, Dissertation, 1986.
- [HERO, 1994] HEROLD, H.; WODARA, J. (Hrsg.): Lexikon der Schweißtechnik: Schweißen, Schneiden und verwandte Verfahren. 1. Aufl., Düsseldorf: DVS-Verlag, 1994.
- [HERZ, 1977] HERZOG, M.: Die Größe der Eigenspannungen in Walz- und Schweißprofilen nach Messungen. In: Stahlbau. Bd. 46 (1977), H. 9, S. 283-287.
- [HETH, 1964a] HETHERINGTON, 1964 aus: Bansal, N. P.: Handbook of glass properties, ACADEMIC PRESS. INC., Orlando, Florida 1986.
- [HETH, 1964b] HETHERINGTON, 1964; Hofmaier, Urbain, 1968 aus: Bansal, N. P.: Handbook of glass properties, ACADEMIC PRESS. INC., Orlando, Florida 1986.

- [HETN, 1986] HETNARSKI, R. B. (ED.): Mechanics and Mathematical Methods – A Series of Handbooks – Second Series: Thermal Stresses- Volume 1: Thermal Stresses I. Amsterdam: Elsevier Science Publishers B.V., 1986.
- [HEUS, 1993] HEUSER, H.: Schweißen von Duplex-Stählen. In: Jahrbuch Schweißtechnik 1993, S. 69-78.
- [HILL, 1997] HILLEBRAND, A.: Berichte aus der Lasertechnik: Numerische Simulation des Laserstrahlschneid- und -schweissprozesses durch Finite Elemente Berechnung. Aachen: Shaker, 1997.
- [HOFF, 1987] HOFFMANN, K.: Eine Einführung in die Technik des Messens mit Dehnungsmessstreifen. Darmstadt, Hottinger Baldwin Messtechnik, 1987.
- [HOHM, 1997] HOHMANN, R.; SETZER, M. J.: Bauphysikalische Formeln und Tabellen., 3. Aufl., Düsseldorf: Werner-Verlag, 1997.
- [HORN, 1991] HORNBOKEN, E.; WARLIMONT, H.: Metallkunde. 2., völlig Neubearb. und erw. Aufl., Berlin: Springer-Verlag, 1991.
- [HORN, 1998] HORN, A. M.; HUTHER, I.; LIEURADE, H. P.: Fatigue Behaviour of T-Joints improved by TIG-dressing. In: Welding in the World, Vol. 41 (1998), No. 4.
- [HOUG, 1975] HOUGARDY, H. P.: Die Umwandlung der Stähle. Düsseldorf: Verlag Stahleisen, 1975.
- [HOUG, 1986a] HOUGARDY, H. P.; YAMAZAKI, K.: An improved calculation of the transformation of steels. In: Steel research. Vol. 57 (1986) No. 9, pp. 466-471.
- [HOUG, 1986b] HOUGARDY, H. P.; WILDAU, M.: Berechnung der Wärmebehandlung von Stählen - Umwandlungsverhalten, Spannungen, Verzug. In: Stahl und Eisen. Vol. 105 (1986), No. 22, pp. 1289-1296.
- [HOUG, 1990] HOUGARDY, H. P.: Umwandlung und Gefüge unlegierter Stähle. Düsseldorf: Verlag Stahleisen, 1990.
- [HUBO, 2001] HUBO, R., SCHRÖTER, F.: Stähle für den Stahlbau – Auswahl und Anwendung in der Praxis. In: Stahlbau-Kalender 2001, S. 545-589.
- [HUDD, 1999] HUDDLESTON, T., BYRNE, P.: Numerical Inversion of Laplace Transforms. <http://www.eng.usouthal.edu/huddleston/SoftwareSupport/mathcad.htm>, Alabama, 1999.
- [HÜGEL, 1998] HÜGEL, H.: Strahlwerkzeug Laser. Stuttgart: Teubner, 1992.
- [HWB, 2005] N.N.: HWB Schweißtechnik, www.hwbschweisstechnik.de, 2005.
- [HYPE, 2004] N.N.: HyperMesh®, Release 7.0, Altair Engineering Inc., Big Beaver, 2004.
- [IIVI, 2005] N.N.: Daten von Quarzglas, Firma II-VI LOT, 2005.
- [IKE, 2001] IKE UNIVERSITÄT STUTTGART (Hrsg.): THERSYST-Datenbank, Stuttgart, Universität Stuttgart, Institut für Kernenergetik und Energiesysteme, 2001.
- [ILME, 2007] N.N.: Laborausstattung des Zentrums für Mikro- und Nanotechnologie der Technischen Universität Ilmenau, 2007
- [IMA, 2001] IMA GMBH DRESDEN (Hrsg.): Werkstoffdatenbank: WIAM®-METALLINFO. Dresden: IMA GmbH Dresden, 2001.
- [IMPAC, 2005] N.N.: Strahlungs-pyrometer IGA 120. IMPAC-Infrared GmbH, Frankfurt / Main.
- [INOUE, 1981] INOUE, T; NAGAKI, S.; KISHINO, T.; MOUHAWA, M.: Description of transformation kinetics, heat conduction and elastic-plastic stress in the course of quenching and tempering of some steels. In: Arch. of Appl. Mech. Vol. 50 (1981), No. 5, pp. 315-328.

- [INOUE, 1998] INOUE, T.; WANG, Z.: Coupling between stress, temperature and metallic structures during processes incorporating phase transformation. In: *Mathematical Modelling of Weld Phenomena*, Vol. 4. London: IOM Communications, 1998, pp. 547-575.
- [INSI, 2003] INSITU (Hrsg.): CD: Werkstoffdatenbank StahlVersion 1.0, Aachen, 2003.
- [ISMAR, 1987] ISMAR, H.; MAHREHOLTZ, O.: *Technische Plastomechanik*. Braunschweig, Vieweg-Verlag, 1979.
- [JABL, 1991] JABLONKA, A.; HARSTE, K.; SCHWERDTFEGER, K.: Thermomechanical properties of iron and iron-carbon alloys: density and thermal contraction. In: *Steel Research*, Vol. 62 (1991), No.1, pp. 24-33.
- [JIN, 2004] JIN, X.: Finite Element Analysis of Modeling Residual Stress Distribution in All-position Duplex Stainless Steel Welded Pipe. In: *Journal of Materials Science and Technology*, Vol.20 (2004), No.4, pp. 387-340.
- [JOHA, 2002] JOHANSSON, P.; LILJAS, M.: A new lean duplex stainless steel for construction purposes. AvestaPolarit AB, 2002 – <http://www.avestapolarit.com>.
- [JOHN, 1939] JOHNSON, W. A.; MEHL, R. F.: Reaction kinetics in process of nucleation and growth. In: *Transactions of the American Institute of Mining Engineers.*, Vol. 135 (1939), pp. 416-458.
- [JONS, 1986] JONSSON, M.; BENCHERT, L.: Measurement of residual deformations in butt-welded plates by use of the white light speckle technique. In: *J. of Strain Analysis* Vol. 21 (1986), No. 4, pp. 243-246.
- [JUNEK, 1998] JUNEK, L.; OCHODEK, V.; LAMAC, Z.: Influence of welding technology on residual stress distribution. In: *Mathematical modelling of weld phenomena* 4, pp. 576-583.
- [KARK, 2007] KARKHIN, V. A.; HOMICH, P. N.; MICHAILOV, V. G.: Computer-Aided Express Determination of Diffusible Hydrogen in Deposited Weld Metal. In: 3th Joint Conference, International Conference on Total Welding Management in Industrial Application. Lappeenranta, 2007.
- [KARL, 1986] KARLSSON, L.: Thermal stresses in welding. In: R.B. Hetnarski (Hrsg.): *Thermal stresses*, Vol. 1. Amsterdam: North-Holland, 1986, pp. 299-389.
- [KASS, 2001] KABNER, M.: *Forschungsberichte des Instituts für Schweißtechnik*. Bd. 2: Beitrag zur rechnerischen Ermittlung von schweißbedingten Verformungen und Spannungen. Aachen: Shaker, 2001.
- [KEIL, 1995] KEIL, S.: *Beanspruchungsermittlung mit Dehnungsmessstreifen*. Zwingenberg an der Bergstraße, Cuneus Verlag, 1995
- [KERS, 1992] KERSKEN-BRADLEY, M.; TWILT, L.: Untersuchungen zur realistischen Erfassung des Gesamtbauwerkverhaltens bei Brandbeanspruchung: Teil 1, Teil 2, Forschungsbericht: Projekt 157. Düsseldorf: Studienges. Stahlanwendung e.V., 1992.
- [KIM, 1989] KIM, S.-D.; NA, S.-J.: A study on heat and mass flow in stationary gas tungsten arc welding using the numerical mapping method. In: *Proc. Inst. Mech. Eng. B*, Vol. 203 (1989), No B4, pp. 233-244.
- [KIRK, 1984] KIRKALDY, J. S.; VENUGOPALAN, D.: Prediction of microstructure and hardenability in low alloy steels. In: Marder, A. R.; Goldstein, J. I. (Hrsg.): *Phase transformations in ferrous alloys: proceedings of an international conference cosponsored by the Ferrous Metallurgy Committee of The Metallurgical Society of AIME and the Phase Transformations TA of the Material Science Division of the American Society for Metals*. Warrendale, Penn.: Metallurgical Society of AIME, 1984, pp. 125-148.

- [KOIS, 1959] KOISTINEN, D. P.; MARBURGER, R. E.: A general equation prescribing extend of austenite-martensite transformation in pure FE-C alloys and plain carbon steels. In: Acta Metallurgica, Vol. 7 (1959), pp. 59-60.
- [KOLL, 1996] KOLLECK, M.: Werkstoffkundliche Untersuchungen zum Schweißen von hochfesten, mikrolegierten Feinkornbaustählen. Clausthal-Zellerfeld, Technische Universität Clausthal, Fakultät Bergbau, Hüttenwesen und Maschinenwesen, Dissertation, 1996.
- [KÖNIG, 1989] KÖNIG, G.: Stand der Technik auf dem Gebiet der Eigenspannungsmessung; Seminar über Eigenspannungsmessungen. 17.-18.05.1989 in Miskloc.
- [KOTE, 1992] KOTECKI, D.J.; SIEWERT, T.A.: WRC-1992 constitution diagram for stainless weld metals. A modification of the WRC-1988 diagram. In: Welding Journal, Vol. 71 (1992), No. 5, pp. 171-178.
- [KRAB, 1981a] KRABIELL, A.; DAHL, W.: Zum Einfluss von Temperatur und Dehnungsgeschwindigkeit auf die Streckgrenze von Baustählen unterschiedlicher Festigkeit. In: Archiv für das Eisenhüttenwesen, Band 52 (1981), Heft 11, S. 429-436.
- [KRAB, 1981b] KRABIELL, A.; DAHL, W.: Zum Einfluss von Temperatur und Dehnungsgeschwindigkeit auf die Festigkeits- und Dehnungskennwerte von Baustählen mit unterschiedlicher Festigkeit. In: Archiv für das Eisenhüttenwesen, Band 52 (1981), Heft 11, S. 437-444.
- [KRAS, 2005] KRASOVSKYY, A.: Verbesserte Vorhersage der Rückfederung bei der Blechumformung durch weiterentwickelte Werkstoffmodelle. Karlsruhe, Universität Karlsruhe, Fakultät für Maschinenbau, Dissertation, 2005.
- [KRES, 2000] KRESCHEL, TH.: Forschungshefte. B 309, Werkstofftechnologie: Simulation des Austenitisierungsverhaltens mikrolegierter Stähle. Freiberg: Techn. Univ. Bergakademie, 2000.
- [KUCH, 2004] KUCHLING, H.: Taschenbuch der Physik. 18. Aufl., Leipzig: Fachbuchverlag Leipzig, 2004.
- [KUHL, 2005] KUHLMANN, U.; BERGMANN, J.; THUMSER, R.; GÜNTHER, H.-P.; GERTH, U.; DÜRR, A.: Erhöhung der Ermüdungsfestigkeit von geschweißten höherfesten Baustählen durch Anwendung von Nachbehandlungsverfahren. In: Stahlbau, Jg. 74 (2005), H.5, S. 358-365.
- [LANC, 1986] LANCASTER, J. F. (Hrsg.): The Physics of Welding. 2. Aufl. Oxford: Pergamon Press, 1986.
- [LANC, 1993] LANCASTER, J. F.: Metallurgy of Welding. 5. Aufl., London: Chapman&Hall, 1993.
- [LEBL, 1983] LEBLOND, J. B.; DUBOIS, D.: A general mathematical description of hydrogen diffusion in steel. In: Acta Metallurgica, Vol. 31 (1983), No. 10, pp. 1459-1478.
- [LEBL, 1984a] LEBLOND, J. B.; DEVAUX, J.: A new kinetic model for anisothermal metallurgical transformations in steels including effect of austenite grain size. In: Acta Metallurgica, Vol. 32 (1984), No. 1, pp. 137-146.
- [LEBL, 1984b] LEBLOND, J. B.; MOTTET, G.; DEVAUX, J.; DEVAUX, J. C.: Mathematical Models for Description of Anisothermal Phase Transformation in Steels and their Consequences on the Plastic Behaviour. In: Proc. International Symposium on the Calculation of Internal Stresses in Heat Treatment of Metallic Materials (Editor E. Attebo, T. Ericsson). Vol. I, pp. 191, 1984.
- [LEBL, 1986a] LEBLOND, J. B.; MOTTET, G.; DEVAUX, J. C.: A theoretical and numerical approach to the plastic behaviour of steels during phase transformations. I: Derivation of general relations. In: Journal of the mechanics and physics of solids. Vol. 34 (1986), No. 4, pp. 395 - 406.

- [LEBL, 1986b] LEBLOND, J. B.; MOTTET, G.; DEVAUX, J. C.: A theoretical and numerical approach to the plastic behaviour of steels during phase transformations. II: Study of classical plasticity for ideal plastic phases. In: Journal of the mechanics and physics of solids. Vol. 34 (1986), No. 4, pp. 411 - 432.
- [LEKO, 1974] LEKO; MESHCHERYAKOVA; GUSAKOVA; LEBEDEVA, 1974 aus: O. V. Mazurin et. al.: Handbook of glass data, Part A: Silica glass and binary non Silicate oxide glasses, Amsterdam: Elsevier, 1983.
- [LIND, 1998] LINDNER, J., SCHEER, SCHMIDT, H.: Erläuterungen zur DIN 18800 Teil 1 bis Teil 4. Beuth Kommentare, Berlin, Verlag Ernst&Sohn, 1998.
- [LIND, 1999] LINDHORST, L.: Fortschritt-Berichte. VDI Reihe 2, Nr. 499: Numerische Simulation des Plasma-MIG-Unterwasserschweißens: Eigenspannungen, Gefüge und Bruchmechanik. Düsseldorf: VDI, 1999.
- [LIND, 2008] LINDGREN, L.-E.; RADAJ, D.: Verification and Validation in Computational Welding Mechanics. In: Mathematical Modelling of Weld Phenomena Bd. 8, Technische Univeristät Graz, 2008, S. 1039-1051.
- [LIVS, 1979] LIVSCHITZ, L. S.: Metallkunde der Schweißtechniker. Moskau, 1979.
- [LOOSE, 2007] LOOSE, T.: Einfluss des transienten Schweißvorganges auf Verzug, Eigenspannungen und Stabilitätsverhalten axial gedrückter Kreiszyinderschalen aus Stahl. Karlsruhe, Universität Karlsruhe, Fakultät für Bauingenieur-, Geo- und Umweltwissenschaften, Dissertation, 2007.
- [LOOSE, 2007b] LOOSE, T.: Schweißsimulation mit Schalenelementmodellen. In: Tagungsband SYSWELD Forum 2007, 2007.
- [LOPE, 1996] LOPEZ MARTINEZ, L.; BLOM, A. F.; WANG, G. S.: Fatigue Behaviour of TIG Improved Welds. In: International Conference of Fatigue of Welded Components and Structures. 1996
- [LORE, 1969] LORENZ, K.; MÉDAWAR, G.: Über das Korrosionsverhalten austenitischer Chrom-Nickel-(Molybdän-)Stähle mit und ohne Stickstoffzusatz unter besonderer Berücksichtigung ihrer Beanspruchbarkeit in chloridhaltigen Lösungen. In: Thyssenforschung 1, Heft 3, S. 97 / 108.
- [LORY, 1976] LORYAN; KOSTANYAN; KAFYROV; BAGDASARYAN, 1976 aus: O. V. Mazurin et. al.: Handbook of glass data, Part A: Silica glass and binary non Silicate oxide glasses, Amsterdam: Elsevier, 1983.
- [LUCKS, 1960] LUCKS, D.: Angaben zur Wärmeleitfähigkeit von Quarzglas. In: Handbook of glass data. Part A: Silica glass and binary non Silicate oxide glasses. Amsterdam: Elsevier, 1983.
- [LUCKS, 1960a] LUCKS; DEEM; WOOD 1960 aus: O. V. Mazurin et. al.: Handbook of glass data, Part A: Silica glass and binary non Silicate oxide glasses, Amsterdam: Elsevier, 1983.
- [LUCKS, 1960b] LUCKS; DEEM; WOOD 1960 (without foil) aus: O. V. Mazurin et. al.: Handbook of glass data, Part A: Silica glass and binary non Silicate oxide glasses, Amsterdam: Elsevier, 1983.
- [LUDW, 1998] LUDWIG, F.-ST.: Thermodynamische Untersuchungen zur Politur von Glas mittels Lasers. München: Technische Universität München, Dissertation, 1998.
- [LÜPF, 1966] LÜPFERT, H.: Metallische Werkstoffe. 9., vollst. neubearb. Aufl., Prien: Winter, 1966.
- [LYRA, 1991] LYRA, A. C.: Computersimulation des Umwandlungsverhaltens von Stählen bei thermomechanischer Behandlung (TMB). Aachen, Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule Aachen, Dissertation, 1991.

- [MA, 1994] MA, N. X.; UEDA, Y.: Measuring methods for three-dimensional residual stresses with the aid of distribution functions of inherent strain (Report 2) – TL_yL_z -method and T-method for measurement of 3-dimensional residual stresses in bead-on-plate-welds. In: Trans. JWRI Vol. 23 (1994), No. 2, pp. 239-247.
- [MACE, 2000] MACE, R. G.: Application Engineering, GE Quartz Inc., Februar 2000.
- [MACH, 1961] MACHERAUCH, E.; MÜLLER, P.: Das $\sin^2\psi$ -Verfahren der röntgenographischen Spannungsmessung. In: Zeitschrift für angewandte Physik, Jg. 13 (1961), H. 7, S. 305-312.
- [MACH, 1973] MACHERAUCH, E.; WOHLFAHRT, H.; Wolfstieg, U.: Zur zweckmäßigen Definition von Eigenspannungen. In: HTM, Jg. 28 (1973), H. 3, S. 201-211.
- [MACK, 1996] MACKERLE, J.: Finite Elemente Analysis and Simulation of Welding: a Bibliography (1976-1996). In: Modelling Simul. Mater. Sci. Eng., 4 (1996), S. 501-533.
- [MACK, 2002] MACKERLE, J.: Finite Elemente Analysis and Simulation of Welding: a Bibliography (1996-2001). In: Modelling Simul. Mater. Sci. Eng., 10 (2002), S. 295-318.
- [MADE, 1991] MADELUNG, O (Hrsg.): Landolt-Börnstein Zahlenwerte und Funktionen aus Naturwissenschaften und Technik: Neue Serie. Gruppe 3: Kristall- und Festkörperphysik; Bd. 15: Metalle: elektronische Transportphänomene; Teilbd. c. Berlin: Springer, 1991.
- [MAGN, 1983] MAGNIN, T.; LE COZE, J.; DESESTRET, A.: Twinning and stress corrosion cracking of ferrite phases of duplex stainless steels. Duplex Stainless Steels'82, Conference Proceedings, Ohio, U.S.A., 1983, 535-551
- [MALI, 1977] MALISIUS, R.: Fachbuchreihe Schweißtechnik. Bd. 10: Schrumpfung, Spannungen und Risse beim Schweißen. Düsseldorf: Deutscher Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren, 1977.
- [MANG, 1966] MANGEE, C. L.: Transformation Kinetics, Microplasticity and Aging of Martensite in Fe-31Ni. Pittsburgh, Carnegie Institute of Technology, College of Engineering and Science, Ph.D, 1966.
- [MAPLE, 2003] N.N.: Maple®, Release 9.01, Maplesoft, Waterloo, Ontario, 2003.
- [MASU, 1970] MASUBUCHI, K.: Control of distortion and shrinkage in welding. WRC Bulletin 149, New York: Welding Research Council, 1970.
- [MASU, 1980] MASUBUCHI, K.: Analysis of welded structures. 1. Aufl. Oxford: Pergamon Press, 1980.
- [MATS, 2002] MATSCHKE, D.: Thema: ZTU-Diagramme für Schweißzusätze. Hamm, 2002-11-14.
- [MAYN, 1978] MAYNIER, PH.; DOLLET, J.; BASTIEN, P.: Prediction of microstructure via empirical formulae based on CCT diagrams. In: Doane, D. V.; Kirkaldy, J. S. (Hrsg.): Hardenability Concepts with Applications to Steel. Warrendale: Metallurgical Society of AIME, 1978, pp. 163 – 176.
- [MAZU, 1983] MAZURIN, O.V.: Handbook of glass data, Part A: Silica glass and binary non Silicate oxide glasses. Amsterdam: Elsevier, 1983.
- [MEHM, 2003] MEHMERT, P.: Numerische Simulation des Metallschutzgasschweißens von Großblechen aus un- und niedriglegiertem Feinkornbaustahl. Clausthal, Technische Universität Clausthal, Fakultät für Bergbau, Hüttenwesen und Maschinenwesen, Dissertation, 1989.
- [MEN, 1973] MEN, CH.: Angaben zur Wärmeleitfähigkeit von Quarzglas. In: Handbook of glass data. Part A: Silica glass and binary non Silicate oxide glasses. Amsterdam: Elsevier, 1983.
- [METSO, 2004] N.N.: Materials Data Sheet, Stainless duplex steel Ralloy 2377 / UNS S31803. Metso Powdermet AB, Sweden 2004.

- [MICH, 1988] MICHAILOV, V. G.; KARKHIN, V. A.: Using the finite element method in predicting the constructional steel susceptibility to cold cracking during welding. In: Second International Conference „Computer Technology in welding“, Cambridge, 8-9 Juni 1988. The Welding Institute, Abington, 1988.
- [MICH, 1991] MICHAILOV, V.; RUGE, J.; THOMAS, K.: Berechnung der Wasserstoffverteilung beim Schweißen. In: Schweißen und Schneiden. Band 43 (1991), Heft 11, S. 655-658.
- [MICH, 1993] MICHAILOV, V.; THOMAS, K.; WOHLFAHRT, H.: Ermittlung der Wasserstoffverteilung in Schweißverbindungen mit der Finite-Elemente-Methode. In: Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren: DVS-Berichte Bd. 156. Düsseldorf: Deutscher Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren, 1993, S. 167-171.
- [MICH, 1994] MICHAILOV, V.; THOMAS, K.; WOHLFAHRT, H.; WEHR, P.: Berechnung der Wasserstoffverteilung beim Elektronenstrahlschweißen der Titanlegierung TiAl6V4. In: Schweißen und Schneiden. Band 46 (1994), Heft 3, S. 105-108.
- [MICH, 1996] MICHAILOV, V.; THOMAS, K.; WOHLFAHRT, H.: Der Wasserstoff als maßgebliche Einflussgröße für die Kaltrissneigung von Stählen beim Schweißen. In: Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren: DVS-Berichte Bd. 176. Düsseldorf: Deutscher Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren, 1996, S. 30-34.
- [MICH, 2000] MICHAILOV, V. G.: Erweiterte analytische Modelle für die Berechnung der Temperaturfelder beim Schweißen. In: Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren: DVS-Berichte Bd. 209. Düsseldorf: Deutscher Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren, 2000, S. 181-186.
- [MIKI, 1999] MIKI, C.; ANAMI, K.; TANI, H.; SUGIMOTO, I.: Fatigue Strength Improvement Methods by Treating the Weld Toe. In: Yosetsu-Gakkai-Ronbunshu, Vol. 17 (1999), No. 1, pp. 111-119.
- [MIKR, 2005] MIKRON INSTRUMENT COMPANY INC. (Hrsg.): Table of Emissivity of Various Surfaces for Infrared Thermometry. 2005.
- [MINN, 1981] MINNER, H. H.: Schwingfestigkeitserhöhung von Schweißverbindungen aus hochfesten Feinkornbaustählen StE 460 und StE 690 durch Einsatz des WIG-Nachbehandlungsverfahrens. Darmstadt: Technische Universität Darmstadt, Dissertation, 1981.
- [MITT, 1987] MITTER, W.: Umwandlungsplastizität und ihre Berücksichtigung bei der Berechnung von Eigenspannungen. Berlin, Gebrüder Bornträger, 1987.
- [MIURA, 1986] MIURA, M.; KUDO, T.; TSUGE, H.; KOSO, M.; KOBAYASHI, T.: Effect of chemical composition on Microstructure, mechanical and corrosion properties of Duplex Stainless Steel Weldment. DUPLEX STAINLESS STEELS'86, Proceedings of the Conference on Duplex Stainless Steels, The Hague, The Netherland, 1986, 319-325
- [MOLA, 2004] MOLA, M.: Numerische Legierungsentwicklung eines nickelreduzierten Duplex-Stahls. Dissertation, Fakultät für Maschinenbau, Ruhr-Universität Bochum, 2004
- [MÜLL, 1995] MÜLLER, G.; REHFELD, I.; KATHEDER, W.: Kontakt & Studium. Bd. 441: FEM für Praktiker : die Methode der finiten Elemente mit dem FE-Programm ANSYS Rev. 5.0: mit vielen Demonstrationsbeispielen. 2., verb. Aufl., Renningen-Malmsheim: expert-Verl., 1995.
- [MÜLL, 2006] MÜLLER, H.: Bilder der Eigenspannungen in Platte und Rohr aus Quarzglas.2006.
- [MÜLL, 2007] MÜLLER, H.; OERTEL, S.; SCHMIDT, T.: Entwicklung eines Laserschweißkopfes mit der koaxialen Überlagerung zweier Laserstrahlen. In: Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren: DVS-Berichte Bd. 244. Düsseldorf: Deutscher Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren, 2007, S. 640-643.

- [MÜNI, 1989] MÜNCH, C.-J.: Die Analyse thermomechanischer Vorgänge mit der Finite-Element-Methode. Magdeburg, Technische Universität Otto-von-Guericke Magdeburg, Fakultät Technische Wissenschaften, Dissertation, 1989.
- [MÜNK, 1995] MÜNKER, J.: Untersuchungen und Weiterentwicklungen der Auswertungsmethoden für teilzerstörende Eigenspannungsmeßverfahren. Siegen, Universität-Gesamthochschule Siegen, Fachbereich Maschinentechnik, Dissertation, 1995.
- [MÜSG, 1982] MÜSGEN, B.: Verbesserung der Schwingfestigkeit von Schweißverbindungen hochfester wasservergüteter Feinkornbaustähle durch thermische und mechanische Nachbehandlung der Nähte. Thyssen AG Duisburg, Abschlussbericht Forschungsvertrag Nr. 7210.KD/105, 1982.
- [MWE, 2005] N.N.: Mulipass welding example, SYSWELD Self-Training. Paris: Esi Group, 2003.
- [NELS, 1982] NESLON, D.V.: Residual Stress Effects in Fatigue. In: ASTM Spec., Pub. 776, 1982, pp. 172-192.
- [NEUH, 2004] NEUHAUS, M.; KANNENGIEBER, T.; BÖLLINGHAUS, T.; HEROLD, H.; HOFFMEISTER, H.: Beurteilung der Kaltrissicherheit von Schweißverbindungen in realen Konstruktionen mit der Finite-Elemente Methode. In: Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren: DVS-Berichte Bd. 232. Düsseldorf: Deutscher Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren, 2004, S. 195-200.
- [NEUM, 1978] NEUMANN, A.; RÖBENACK, K.-D.: Verformungen und Spannungen beim Schweißen : Untersuchungsergebnisse aus Forschung und Literatur. Berlin: Verl. Technik, 1978.
- [NEUM, 1981] NEUMANN, V.: Ein Beitrag zur Untersuchung der wasserstoffbeeinflussten Kaltrissneigung höherfester niedriglegierter Feinkornbaustähle mit dem Implantversuch. Forschungsbericht: Bd. 79, 1981.
- [NEUM, 1982] NEUMANN, A.; LÜBECK, K.-H.: Konstruktive und technologische Richtlinien zum verformungsarmen Schweißen. Bd. 2: Technologische Richtlinien. Karl-Marx-Stadt, 1982.
- [NEUM, 1996] NEUMANN, A. (Hrsg.): Schweißtechnisches Handbuch für Konstrukteure. Teil 1: Grundlagen, Tragfähigkeit, Gestaltung. 7., überarb. Aufl., Düsseldorf: Deutscher Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren, 1996
- [NITS, 1991] NITSCHKE, TH.: Einfluss von Eigenspannungen auf die Dauerschwingfestigkeit von Schweißverbindungen. In: DVS-Bericht 133 (1991), S. 101-107.
- [NITS, 1995] NITSCHKE-PAGEL, TH.: Eigenspannungen und Schwingfestigkeitsverhalten geschweißter Feinkornbaustähle. Clausthal-Zellerfeld: Papierflieger, 1995.
- [NOLDE, 2001] NOLDE, P.; MEYER, B.; SARHIL, Y.: Kaltrissicherheit des hochfesten Feinkornstahls S1100QL. In: Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren: DVS-Berichte Bd. 216. Düsseldorf: Deutscher Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren, 2001, S. 345-348.
- [OHRL, 1976a] OHRlich, J.; PIETRZENIUK, H.-J.: Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle. Bd. 4: Zeit - Temperatur - Austenitisierung – Schaubilder 2. Teil. Düsseldorf: Stahleisen, 1976.
- [OHRL, 1976b] OHRlich, J.; ROSE, A.; WIEST, P.: Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle. Bd. 3: Zeit - Temperatur - Austenitisierung – Schaubilder. Düsseldorf: Stahleisen, 1973.
- [OISHI, 1969] OISHI, KIMURA, 1969 (Vitrosil) aus: O. V. Mazurin et. al.: Handbook of glass data, Part A: Silica glass and binary non Silicate oxide glasses, Amsterdam: Elsevier, 1983.
- [OKER, 1955] OKERBLUM, N. O.: The calculation of deformations of welded metal structures (russisch). Moskau: Mashgiz, 1955.
- [OKER, 1959] OKERBLUM, N. O.: Schweißspannungen in Metallkonstruktionen. Halle (Saale): VEB Carl Marhold, 1959.

- [OMEG, 2007] N.N.: Temperaturmesstechnik, Deckenpfanne: Omega Newport Electronics, 2007.
- [OTTO, 1963] OTTO, TH.: Angaben zum Wärmeausdehnungskoeffizienten. In: Handbook of glass data. Part A: Silica glass and binary non Silicate oxide glasses. Amsterdam: Elsevier, 1983.
- [OTTO, 1997] OTTO, A.: Transiente Prozesse beim Laserstrahlschweißen. Bamberg: Meisenbach, 1997.
- [PAGL, 2006] PAGLIARO, P.; PRIME, M. B.; ZUCCARELLO, B.: Multiple Stress Components From Multiple Cuts for the Contour Method. In: Associazione Italiana per l'Analisi delle Sollecitazione (AIAS), XXXV Convegno Nazionale, 13-16 Settembre 2006, Università Politecnica delle Marche.
- [PAPA, 2003] PAPAIACOVOU, P.: Übersicht zu Herstellung, Produktformen und Anwendungen von Duplexstählen. In: Verarbeitung von nichtrostenden Duplex-Stählen (D 881), Düsseldorf: Informationsstelle Edelstahl Rostfrei, 2003.
- [PASQ, 2001] PASQUALE, P.: Numerische Simulation schweißtechnischer Fertigungsschritte. Karlsruhe, Universität Karlsruhe, Fakultät Maschinenbau, Dissertation, 2001.
- [PEIT, 1992] PEITER, A. (Hrsg): Handbuch Spannungsmesspraxis. Experimentelle Ermittlung mechanischer Spannungen. Braunschweig: Vieweg&Sohn Verlagsgesellschaft, 1992.
- [PETE, 1993] PETERSEN, CH.: Stahlbau: Grundlagen der Berechnung und baulichen Ausbildung von Stahlbauten. 3., überarb. und erw. Aufl., Braunschweig; Wiesbaden: Vieweg, 1993.
- [PETE, 2001] PETERSHAGEN, H.: Schwingfestigkeit und Fertigung – brauchen wie neue Konzepte? In: Priebe, J.; Eberwien, U. (Hrsg.): Festschrift zu Ehren von Prof. Dr.-Ing. Günther Valtinat. Hamburg-Harburg: Techn. Univ., Arbeitsbereich Stahlbau und Holzbau, 2001, S. 487 - 497.
- [PETE, 2003] PETERSHAGEN, H.: Höherfester Stahl in der Schiffskonstruktion - eine Herausforderung an die Schweißtechnik In: Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren: DVS-Berichte Bd. 225. Düsseldorf: Deutscher Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren, 2003, S. 201-205.
- [PETZ, 1976] PETZOLD, H: Silikatchemie, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1976.
- [PETZ, 1990] PETZOLD, A.; MARUSCH, H.; SCHRAMM, B.: Der Baustoff Glas: Grundlagen, Eigenschaften, Erzeugnisse, Glasbauelemente, Anwendung. 3., vollst. Neubearb. und erw. Aufl., Berlin: Verlag für Bauwesen, 1990.
- [PIES, 1998] PIESCHEL, J.: Untersuchungen zur Werkstoffbeeinflussung und Eigenspannungsentstehung und -verteilung beim Schweißen und Flammrichten hochfester schweißbarer Feinkornbaustähle. Magdeburg, Technische Universität Otto-von-Guericke Magdeburg, Fakultät Maschinenbau, Dissertation, 1998.
- [PITT, 1992] PITZER, A: Dreidimensional-instationäre Simulation von Temperaturfeldern beim WIG-Schweißen von Werkstücken mit temperaturabhängigen Materialwerten. Clausthal-Zellerfeld, Technische Universität Clausthal, Fakultät Bergbau, Hüttenwesen und Maschinenwesen, Dissertation, 1992.
- [PITT, 2004] PITZNER, A.; WEISS, D.; JI, J.; SEYFFARTH, P.: Vorhersage der Nahtgeometrie beim Laser-MSG-Hybridschweißen durch verknüpfte mathematische und empirische Modelle. In: Tagungsband zum Innovation Hybridtechnologie – Fügetechnik für die Fertigung der Zukunft, SLV Halle, November 2004.
- [POHL, 1996] POHL, M.: Gefüge und Gebrauchseigenschaften ferritisch-austenitischer Duplex-Stähle. Ruhr-Universität Bochum, Institut für Werkstoffe – Werkstoffprüfung. Metallographietagung 11/1996 in Hamburg, Sonderbände der Prakt. Met., Band 28 (1996), S.57-68.

- [POHL, 1996] POHL, M.: Gefüge und Gebrauchseigenschaften ferritisch-austenitischer Duplex-Stähle. Ruhr-Universität Bochum, Institut für Werkstoffe – Werkstoffprüfung. Metallographietagung 11/1996 in Hamburg, Sonderbände der Prakt. Met., Jg. 28 (1996), S.57-68.
- [POMA, 1982a] POMASKA, H.-U.: MAG-Schweißen von Feinkornbaustählen. In: Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren: DVS-Berichte Bd. 74. Düsseldorf: Deutscher Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren, 1982, S. 168-173.
- [PORZA, 2002] PORZNER, H.: Materialdaten: Persönliche Mitteilung. München, 2002-12-06.
- [PRIME, 2002] PRIME, M. B.; MARTINEAU, R. L.: Mapping Residual Stresses after foreign object damage using the contour method. In: 6th European Conferences on Residual Stresses, July 10-13, 2002, Coimbra, Portugal.
- [PRIME, 2005] PRIME, M. B.: Residual Stresses Measured in Quenched HSLA-100 Steel Plate. In: Proceedings of the 2005 SEM Annual Conference and Exposition on Experimental and Applied Mechanics, June 7-9, 2005 Portland, OR, USA.
- [QDOC, 2000] N.N.: QDOC- 2000 nach DIN EN ISO 9000 und ff., Version 2.1, EMW-Schweißtechnik Handels-GmbH, Mühlheim-Kärlich, 2000.
- [RADA, 1974] RADAJ, D.: Festigkeitsnachweise, Teil 1: Grundverfahren. Fachbuchreihe Schweißtechnik Bd. 64. Düsseldorf: DVS-Verlag, 1974.
- [RADAJ, 1975] RADAJ, D.: Vollständige Spannungs-Dehnungs-Temperaturänderungs- beziehung für die Schweißeigenspannungsberechnung mit finiten Elementen. In: Schweißen und Schneiden. Bd. 27 (1975), H. 10, S. 394 - 396.
- [RADAJ, 1988a] RADAJ, D.: Wärmewirkung des Schweißens: Temperaturfeld, Eigenspannungen, Verzug. Berlin; Heidelberg; New York; London; Paris; Tokyo: Springer, 1988
- [RADAJ, 1988b] RADAJ, D.: Finit-Element-Berechnung von Temperaturfeld, Eigenspannungen und Verzug beim Schweißen. In: Schweißen und Schneiden. Bd. 40 (1988), H. 6, S. 269 - 276.
- [RADAJ, 1992] RADAJ, D.: Heat Effects of Welding; Temperature Field, Residual Stress, Distortion. Berlin: Springer, 1992.
- [RADAJ, 1999] RADAJ, D.: Fachbuchreihe Schweißtechnik. Bd. 141: Schweißprozesssimulation: Grundlagen und Anwendungen. Düsseldorf: Verl. für Schweißen und verwandte Verfahren, 1999.
- [RADAJ, 2002] RADAJ, D.: Fachbuchreihe Schweißtechnik. Bd. 143: Eigenspannungen und Verzug beim Schweißen: Rechen- und Messverfahren. Düsseldorf: Verl. für Schweißen und verwandte Verfahren, 2002.
- [RAMI, 2003] RAMIRES, M.; TRAPAGA, G.; MCKELLIGET, J.: A Comparison between Two Different Numerical Formulations of Welding Arc Simulation. In: Modelling Simul. Mater. Sci. Eng., 11 (2003), S. 675-695.
- [RAND, 1910] RANDALL 1910 aus: O. V. Mazurin et. al.: Handbook of glass data, Part A: Silica glass and binary non Silicate oxide glasses, Amsterdam: Elsevier, 1983.
- [RATC, 1963a] RATCLIFFE, 1963 aus: O. V. Mazurin et. al.: Handbook of glass data, Part A: Silica glass and binary non Silicate oxide glasses, Amsterdam: Elsevier, 1983.
- [RATC, 1963b] RATCLIFFE, 1963; Danielson, 1982; Zeller, Pohl, 1971 aus: Bansal, N. P.: Handbook of glass properties, ACADEMIC PRESS. INC., Orlando, Florida 1986.
- [REICK, 1993] REICK, W. K.: Kaltumformung und Rekristallisation eines rostbeständigen ferritisch-austenitischen Duplex-Stahles. Dissertation, Ruhr-Universität Bochum, Fakultät für Maschinenbau, 1993

- [RICH, 1973] RICHTER, F.: Stahleisen-Sonderberichte. Bd. 8: Die wichtigsten physikalischen Eigenschaften von 52 Eisenwerkstoffen. Düsseldorf: Stahleisen, 1973.
- [RICH, 1983] RICHTER, F.: Stahleisen-Sonderberichte. Bd. 10: Physikalische Eigenschaften von Stählen und ihre Temperaturabhängigkeit: polynome und graphische Darstellungen. Düsseldorf: Stahleisen, 1983.
- [RICH, 1991] RICHTER, F.: Die physikalischen Eigenschaften von metallischen Werkstoffen. In: Metall - Wirtschaft, Wissenschaft, Technik, Bd. 45 (1991), Heft 6, S. 582-589.
- [RICH, 2002] RICHTER, K.: Spannungs-Dehnungs-Kurven: Datenblätter zu Stählen. Dillingen, 2002-01-25.
- [RITT, 1999] RITTER, R.; WOHLFAHRT, H.; ZHANG, F.: Werkstoff-, Verfahrens- und Geometrieinflüsse auf den schweißbedingten Verzug. In: Aurisch, D.; Kloos, K.-H.; Lange, G.; Macherauch, E.: Eigenspannungen und Verzug durch Wärmeeinwirkungen. DFG-Forschungsbericht. Weinheim: Wiley-VCH, 1999, S. 202-232
- [ROHL, 1990] ROHLOFF, H.; NEUSCHÜTZ, E.: Fließspannung von Stählen bei der Warmumformung. Düsseldorf: Stahleisen, 1990.
- [ROHL, 1996] ROHLOFF, H.; ZASTERA, A.: Physikalische Eigenschaften gebräuchlicher Stähle: Daten für Hersteller und Anwender. Düsseldorf: Stahleisen, 1996.
- [ROHR, 1989] ROHRBACH, CHR. (Hrsg): Handbuch für experimentelle Spannungsanalyse. Düsseldorf: VDI-Verlag, 1989.
- [ROHS, 1973] ROHSENOW, W. M.; HARTNETT, J. P.: Handbook of heat transfer. New York: McGraw-Hill, 1973.
- [ROIK, 1983] ROIK, K.: Vorlesungen über Stahlbau – Grundlagen. 2. Aufl., Berlin: Verlag Ernst&Sohn, 1983.
- [ROSE, 1941] ROSENTHAL, D.: Mathematical theory of heat distribution during welding and cutting. In: Welding Journal Research Supplement, Vol. 20 (1941), No. 5, pp. 220-234.
- [ROSE, 1945] ROSENTHAL, D.; NORTON, J. T.: A method for measuring triaxial stresses in plates. In: Welding Journal Research Supplement, Vol. 24 (1945), No. 5, pp. 295-307.
- [ROSE, 1946] ROSENTHAL, D.: The theory of moving sources of heat and its application to metal treatments. In: Trans. ASME, Vol. 68 (1946), No. 11, pp. 849-866.
- [ROSE, 1972] ROSE, A.; HOUGARDY, H.: Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle. Bd. 2: Düsseldorf: Stahleisen, 1972.
- [RUD, 2003] RUDOLPH, R.: Rechnerische Bauteil-Ermüdungsfestigkeit unter dem besonderen Aspekt der Schweißnahtnachbehandlung. Dortmund: Universität Dortmund, Fachbereich Bio- und Chemieingenieurwesen, Habilitation, 2003.
- [RUGE, 1991] RUGE, J.: Handbuch der Schweißtechnik. Bd. 1: Werkstoffe. 3. Aufl., Berlin: Springer, 1991.
- [RUGE, 1993] RUGE, J.: Handbuch der Schweißtechnik. Bd. 2: Verfahren und Fertigung. 3., neubearb. Aufl., Berlin [u.a.]: Springer, 1993.
- [RYKA, 1957] RYKALIN, N. N.: Berechnung der Wärmevorgänge beim Schweißen. Berlin: VEB Verlag Technik, 1957.
- [SARH, 2005] SARHIL, Y.: Schweißbarkeit von höchstfesten Feinkornstählen. Rostock, Universität Rostock, Fakultät Maschinenbau und Schifftechnik, Dissertation, 2005.
- [SCHA, 1949] SCHAEFFLER, A. L.: Constitution Diagram for Stainless Steel. In: Metal Progress, Vol.56 s (1949), No. Pp. 680, 680-B.

- [SCHA, 1993] SCHARFF, A.; KÖTHE, C.: Ermittlung der mechanischen Kennwerte von MAG-Schweißgut mit Hilfe des schweißtechnologischen Beratungssystems WeldWare. In: Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren: DVS-Berichte Bd. 156. Düsseldorf: Deutscher Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren, 1993, S. 102-106.
- [SCHA, 1997] SCHARFF, A.: Anwendungsbeispiele für das schweißtechnische Beratungssystem WeldWare. In: Schweißen und Schneiden, 49 (1997) 8, S. 521-529.
- [SCHA, 2001] SCHARFF, A.; SEYFFARTH, P.; SZIESLO, U.: Mehrfachoptimierung beim Auftragschweißen hochfester Baustähle. In: Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren: DVS-Berichte Bd. 216. Düsseldorf: Deutscher Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren, 2001, S. 1-6.
- [SCHE, 1985] SCHELLHASE, M.: Der Schweißlichtbogen – ein technologisches Werkzeug. 1. Aufl., Düsseldorf: DVS-Verlag, 1985.
- [SCHL, 1991] SCHLESINGER, M. E.: Engineered Materials Handbook, Vol. 4, ASM International 1991.
- [SCHL, 2004] SCHLIEBNER, R., VORMWALD, M.: Teil 2: Schwingfestigkeits-untersuchungen zur Festlegung von FAT-Klassen für Hybrid-Schweißverbindungen, Institut für Strukturmechanik, 2004.
- [SCHL, 2005] SCHLIEBNER, R.: Experimentelle und numerische Untersuchungen zur Bewertung der Schwingfestigkeit von Hybridschweißverbindungen. Darmstadt, Technische Universität Darmstadt, Fachbereich Bauingenieurwesen und Geodäsie, Dissertation, 2005.
- [SCHM, 2006] SCHMIDT, T.; MÜLLER, H.; WÄCHTER, S.; BLIEDTNER, J.: Quarzglas-Tiefschweißen mittels CO₂-Laser. In: Tagungsband 6. Symposium Zukunft Glas – von der Tradition zum High-Tech-Produkt, 2006, S. 114-118.
- [SCHO, 1977] SCHOLZE, H.: Glas-Natur, Struktur und Eigenschaften. 2. Aufl., Berlin: Springer-Verlag, 1997.
- [SCHO, 1999] N.N.: Technische Gläser: Physikalische und chemische Eigenschaften. Schott AG, 1999.
- [SCHO, 2000] SCHOTTEN, K.-J.: Berichte aus dem Institut für Eisenhüttenkunde. Bd. 2000,14: Mathematische Beschreibung der Fließkurve bei der Warmumformung verschiedener Stähle. Aachen: Shaker, 2000.
- [SCHR, 1985] SCHRÖDER, R.: Untersuchungen zur Spannungs- und Eigenspannungsbildung beim Abschrecken von Stahlzylindern. Karlsruhe: Universität Karlsruhe, Dissertation, 1985.
- [SCHR, 2003] SCHRÖTER, F.: Höherfeste Stähle für den Stahlbau – Auswahl und Anwendung. In: Bauingenieur. Band 78 (2003), Heft Sep, S. 426-432.
- [SCHU, 1996] SCHULZE, G.; KRAFKA, H.; NEUMANN, P.: Schweißtechnik: Werkstoffe - konstruieren – prüfen. 2., überarb. Aufl., Düsseldorf: VDI., 1996.
- [SCHU, 2007] SCHUMANN, H.: Metallographie. 14. Aufl., Weinheim: Wiley-VCH, 2007.
- [SCHW, 1985] N.N.: Broschüre Schweißtechnik Berlin, Band 35 Heft 4, Berlin 1985.
- [SCHW, 1993] SCHWARZ, T.; KOCKELMANN, H.: Die Bohrlochmethode - ein für viele Anwendungsbereiche optimales Verfahren zur experimentellen Ermittlung von Eigenspannungen. In: Messtechnische Briefe 29(1993)2, S. 33-38.
- [SCHW, 2004] SCHWARKE, M.: Beanspruchungsanalyse von Bauteilen aus Voll- und Brett-schichtholz durch Industriephotogrammetrie am Beispiel von Ausklinkungen und Durchbrüchen. In: Posterbeitrag zur Ingenieurvermessung 2004, 14th International Conference on Engineering Surveying, Zürich, 15. - 19. März 2004.

- [SCHW, 2007] SCHWENK, CH.: FE-Simulation des Schweißverzuges laserstrahlgeschweißter dünner Bleche. Berlin, Technische Universität Berlin, Fakultät V – Verkehrs- und Maschinensysteme, Dissertation, 2007.
- [SERG, 1969] SERGEEV; CHADOVICH, 1969 aus: O. V. Mazurin et. al.: Handbook of glass data, Part A: Silica glass and binary non Silicate oxide glasses, Amsterdam: Elsevier, 1983.
- [SEW 088, 1993a] RICHTLINIE BEIBLATT 1 ZU SEW 088: Schweißgeeignete Feinkornbaustähle: Richtlinien für die Verarbeitung, besonders für das Schmelzschweißen, Kaltrissicherheit beim Schweißen, Ermittlung angemessener Mindestvorwärmtemperaturen. DIN Deutsches Institut für Normung e. V., Berlin, Ausgabe 1993-10.
- [SEW 088, 1993b] RICHTLINIE BEIBLATT 2 ZU SEW 088: Schweißgeeignete Feinkornbaustähle: Richtlinien für die Verarbeitung, besonders für das Schmelzschweißen, Ermittlung der Abkühlzeit $t_{8/5}$ zur Kennzeichnung von Schweißtemperaturzyklen. DIN Deutsches Institut für Normung e. V., Berlin, Ausgabe 1993-10.
- [SEYF, 1980] SEYFFARTH, P.; KASSATKIN, O. G.: Statistische Ermittlung prozentualer Gefügezusammensetzung beim Schweißen. In: ZIS-Mitteilungen, Band 22 (1980), Heft 12, S. 1365-1371.
- [SEYF, 1982] SEYFFARTH, P.; KUSCHER, G.: Fachbuchreihe Schweißtechnik. Bd. 75: Atlas Schweiß-ZTU-Schaubilder. Düsseldorf: Deutscher Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren, 1982.
- [SEYF, 1984] SEYFFARTH, P.; KASSATKIN, O. G.: Rechnerische Bestimmung der prozentualen Gefügezusammensetzung in der Wärmeeinflusszone niedriglegierter Stähle. In: ZIS-Mitteilungen, Band 26 (1984), Heft 12, S. 1284-1292.
- [SEYF, 1989] SEYFFARTH, P.; SCHARFF, A.; KLINKHARDT, S.: Schweißtechnisches Beratungssystem WeldWare. In: Schweißtechnik, Band 39 (1989), Heft 10, S. 442-445.
- [SEYF, 1990] SEYFFARTH, P.; KLINKHARDT, S.; STEINHAEUER, C.: Schweißtechnisches Beratungssystem WeldWare. In: Metallverarbeitung, Band 44 (1990), Heft 3, S. 81.
- [SEYF, 1991] SEYFFARTH, P.; SCHARFF, A.; FISCHER, S.: Prediction of weld dates with computer-aided WeldWare-system. In: Proceedings of the International Conference on Joining of Metals (JOM-5), Helsingor, 1991, pp. 180-185.
- [SEYF, 1992a] SEYFFARTH, P.: Schweißtechnisches rechnergestütztes Beratungssystem WeldWare. In: Tagungsband Software-Workshop "Schweißtechnologische Beratung am Computer". SLV Rostock. Rostock, 1992.
- [SEYF, 1992b] SEYFFARTH, P.; MEYER, B.; SCHARFF, A.: DVS-Berichte. Bd. 110: Großer Atlas Schweiß-ZTU-Schaubilder. Düsseldorf: Deutscher Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren, 1992.
- [SEYF, 1995] SEYFFARTH, P.; MEYER, B.: Zusammenhang zwischen Umwandlungsverhalten, mechanisch-technologischen Eigenschaften und Kinetik der Thermodeformation. In: Schweißen und Schneiden, Band 47 (1995), Heft 10, S. 813-821.
- [SEYF, 1998] SEYFFARTH, P.; SCHARFF, A.: Möglichkeiten zur Vorkalkulation von Gütewerten und Prozessdaten. In: Der Praktiker, Band 50 (1998), Heft 10, S. 388-393.
- [SEYF, 1999] SEYFFARTH, P.; HOFFMANN, J.: Abschlussbericht: Grundlegende Untersuchungen zur Thermodynamik metallurgischer Vorgänge beim Laserstrahlschweißen. Rostock: SLV Mecklenburg-Vorpommern, 1999.
- [SEYF, 2000] SEYFFARTH, P.; HOFFMANN, J.: Umwandlungsverhalten un- und niedriglegierter Stähle unter besonderer Berücksichtigung der für das Laserstrahlschweißen typischen Temperatur-Zeit-Zyklen. In: Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren: DVS-Berichte Bd. 205. Düsseldorf: Deutscher Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren, 2000, S. 9-13.

- [SHIN, 1981] SHINKAI; BRADT; RINDONE, 1981 aus: O. V. Mazurin et. al.: Handbook of glass data, Part A: Silica glass and binary non Silicate oxide glasses, Amsterdam: Elsevier, Amsterdam 1983.
- [SIZ, 2001] STAHL-INFORMATIONEN-ZENTRUM (Hrsg.): Dokumentation 570 „Grobblech – Herstellung und Anwendung“, Düsseldorf: Stahl-Informationen-Zentrum, 2001.
- [SIZ, 2004] STAHL-INFORMATIONEN-ZENTRUM (Hrsg.): Fußgängerbrücken aus Stahl – D577. 1. Aufl., Düsseldorf: Stahl-Informationen-Zentrum, 2004.
- [SJÖS, 1984] SJÖSTRÖM, S.: Interactions and Constitutive Models for the Calculation of Quench Stresses in Steel. In: Proc. International Symposium on the Calculation of Internal Stresses in Heat Treatment of Metallic Materials. (Editor E. Attebo, T. Ericsson). Vol. I, pp. 221, 1984.
- [SOMM, 1993] SOMMER, P.: PC-gestütztes Regressionsmodell zur Berechnung der mechanischen Eigenschaften von Stählen nach einer Wärmebehandlung. In: Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren: DVS-Berichte Bd. 156. Düsseldorf: Deutscher Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren, 1993, S. 78-81.
- [SOMM, 2003] DR. SOMMER WERKSTOFFTECHNIK GMBH (Hrsg.): CD: SoDat: NaviMat, Issum, 2003.
- [SONA, 2000] SONANDER, C.: Ermüdung von geschweißten Kreuzstößen aus WELDOX 1100. In: Stahlbau. Band 69 (2000), Heft 4, S. 317-322.
- [SOSM, 1927a] SOSMANN, 1927 aus: O. V. Mazurin et. al.: Handbook of glass data, Part A: Silica glass and binary non Silicate oxide glasses, Amsterdam: Elsevier, 1983.
- [SOSM, 1927b] SOSMANN, 1927 aus: Bansal, N. P.: Handbook of glass properties, ACADEMIC PRESS. INC., Orlando, Florida 1986.
- [SOSM, 1927c] SOSMANN, 1927; White, 1973; Kurkjian, 1972 aus: Bansal, N. P.: Handbook of glass properties, ACADEMIC PRESS. INC., Orlando, Florida 1986.
- [SOUL, 2002] SOULOUMIAC, B.; BOITOUT, F.; BERGHEAU, J.M.: A New Local-Global Approach for the Modelling of Welded Steel Component Distortions. In: Mathematical Modelling of Weld Phenomena Bd. 6, Technische Universität Graz, 2002, S. 573-590.
- [SPAR, 1992] SPARFEL, Y.: L'amélioration de la durée de vie en fatigue des assemblages soudés parachevés. In: Soudage e Techniques Connexes (1992), Nr. 9/10, S. 29-50.
- [SPIN, 1962] SPINNER, 1962 aus: Bansal, N. P.: Handbook of glass properties, ACADEMIC PRESS. INC., Orlando, Florida 1986.
- [SSAB, 2002] SSAB Oxelösund (Hrsg.): Werkstoffblatt für WELDOX 1100. Oxelösund: SSAB Oxelösund, 2002-02.
- [SST, 2006] N.N.: SST – Schweißsimulationstool – Schlussbericht zum BMBF-Verbundprojekt SST-Schweißsimulationstool – Werkzeug zur vollständigen numerischen Simulation des Schmelzschweißens. Aachen: Shaker Verlag, 2006.
- [STAD, 2003] STADTAUS, M.; MICHAILOV, V.; WOHLFAHRT, H.: Numerical calculation of the main factors on cold cracking. In: Materialwissenschaft und Werkstofftechnik. Band 34 (2003), Heft 1, S. 145-151.
- [STAD, 2008] STADTAUS, M.; MICHAILOV, V.; DOYNOV, N.: Investigation of the Modified CTS-Test for the Prediction of Cold Cracking Susceptibility by Numerical Models. In: Mathematical Modelling of Weld Phenomena Bd. 8, Technische Universität Graz, 2008, S. 767 – 784.
- [STAR, 2004] STARCEVIC, I.: Simulation der Eigenspannungen für Schweißvorgänge. Weimar, Bauhaus-Universität Weimar, Fakultät Bauingenieurwesen, Diplomarbeit, 2004.

- [STRA, 2000] STRASSBURG, F.W.; WEHNER, H.: Schweißen nichtrostender Stähle. Düsseldorf: DVS-Verlag, 2000.
- [STRE, 2000] STRECKENBACH, T.: Numerische Simulation der Gefügeumwandlung in Stahl – Theorie und Umsetzung in ANSYS. Berlin, Technische Fachhochschule Berlin, FB II Mathematik - Physik - Chemie, Diplomarbeit, 2000.
- [STRU, 2007] N.N.: Scentis Version 5.5. Struers GmbH, Willich.
- [SUGA, 1968] SUGAWARA, 1968; 1969 aus: O. V. Mazurin et. al.: Handbook of glass data, Part A: Silica glass and binary non Silicate oxide glasses, Amsterdam: Elsevier, 1983.
- [SUN, 1999] SUN, B.: Einfluss der α' -Ausscheidung auf die mechanischen und chemischen Eigenschaften von Duplex-Stählen. VDI-Verlag, Düsseldorf 1999.
- [SUZU, 1985] SUZUKI, H.: A new formula for estimating HAZ maximum hardness in welded steel. In: Transactions of the Japan Welding Society, Vol. 16 (1985) No. 2, pp. 61-68.
- [SYST, 2006] N.N.: SYSTUS 2000: Analysis Reference Manual. Paris: ESI GROUP, 2006.
- [SYSW, 2006a] N.N.: SYSWELD 2006. ESI GROUP, Paris, 2006.
- [SYSW, 2006b] N.N.: SYSWELD 2006: Reference Manual. Paris: ESI GROUP, 2006.
- [TAMM, 1933] TAMMANN, G.: Der Glaszustand. Leipzig: L. Voß, 1993.
- [TERA, 1984] TERASAKI, T.; AKIYAMA, T.; SERINO, M.: Chemical Compositions and Welding Procedure to Avoid Cold Cracking. In: Al-Erhayem, O. A. K. (Hrsg.): Proceedings of the International Conference on Joining of Metals (JOM-2). Helsingør: Teknikum, 1984, pp. 381-386.
- [THYS, 2002a] THYSSEN SCHWEIßTECHNIK DEUTSCHLAND GMBH (Hrsg.): Handbuch der Thyssen Schweißzusätze. Hamm: Thyssen Schweißtechnik, 2002-08.
- [THYS, 2002b] N.N.: NIROSTA® 4462, Ferritisch-austenitischer Duplexstahl mit hoher Festigkeit und Korrosionsbeständigkeit. ThyssenKrupp Nirosta GmbH, 2002.
- [TIETZ, 1982] TIETZ, H.-D.: Grundlagen der Eigenspannungen – Entstehung in Metallen, Hochpolymeren und silikatischen Werkstoffen. Messtechnik und Bewertung. 1. Auf., Leipzig: VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1982.
- [TOUL, 1970a] TOULOUKIAN, Y. S.: Thermophysical properties of matter: The TPRC data series. Volume 1: Thermal conductivity: metallic elements and alloys. New York; Washington: IFI/Plenum, 1970.
- [TOUL, 1970b] TOULOUKIAN, Y. S.: Thermophysical properties of matter: The TPRC data series. Volume 4: Specific heat: metallic elements and alloys. New York; Washington: IFI/Plenum, 1970.
- [TOUL, 1975] TOULOUKIAN, Y. S.: Thermophysical properties of matter: The TPRC data series. Volume 12: Thermal expansion: metallic elements and alloys. New York; Washington: IFI/Plenum, 1975.
- [TZIT, 1973] TZITZELKOV, I.: Eine mathematische Methode zur Beschreibung des Umwandlungsverhaltens eutektoidischer Stähle. Aachen, Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule Aachen, Fakultät für Bergbau und Hüttenwesen, Dissertation, 1973.
- [UEDA, 1982] UEDA, Y.; FUKUDA, K.: Simplified measuring methods of three-dimensional residual stresses – Proposal of nL_y method and simple L_y method. In: Trans. JWRI Vol. 11 (1982), No. 2, pp. 95-104.
- [UEDA, 1995] UEDA, Y.; MURAKAWA, H.; LUO, Y.: A computational model of phase transformation for welding processes. In: Trans. JWR. Vol. 24 (1995) No. 1, pp. 95-100.

- [UEDA, 1999] UEDA, Y.: Computational Welding Mechanics. Joining and Welding Research Institute, Osaka University, 1999.
- [UMME, 2005] UMMENHOFER, TH.; WEICH, I.; NITSCHKE-PAGEL, TH.: Lebens- und Restlebensdauererlängerung geschweißter Windenergieanlagentürme und anderer Stahlkonstruktionen durch Schweißnahtnachbehandlung. In: Stahlbau, Jg. 74 (2005), H.6, S. 412-422.
- [USIN, 2000] N.N.: Datenblatt für URANUS® 45N+. Le Creusot Cedex: USINOR INDUSTRIEEL 2000.
- [VDE, 1965] VEREIN DEUTSCHER EISENHÜTTENLEUTE (Hrsg.): Werkstoff-Handbuch Stahl und Eisen: mit 301 Zahlentafeln und sonstigen Übersichtsblättern. 4., vollst. Neubearb. und stark erw. Aufl., Düsseldorf: Stahleisen, 1965.
- [VDE, 1992] VEREIN DEUTSCHER EISENHÜTTENLEUTE (Hrsg.): Stahl-Eisen-Werkstoffblatt SEW 310, Düsseldorf: Stahleisen, 1992.
- [VDI, 1994] VEREIN DEUTSCHER INGENIEURE (Hrsg.): VDI-Wärmeatlas: Berechnungsblätter für den Wärmeübergang. 7., erw. Aufl., Düsseldorf: VDI, 1994.
- [VDI/VDE 3522, 1987] RICHTLINIE VDI/VDE 3522: Zeitverhalten von Berührungsthermometern, VDI-Verlag, Düsseldorf, Ausgabe 1987-06.
- [VIP, 2006] N.N.: VIP INFORMATION. <http://newweb.cqvip.com/en/index.htm> (bis 03.08.2006).
- [VOGE, 1971] VOGEL, W.: Struktur und Kristallisation der Gläser. 2. Aufl., Leipzig: VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1971.
- [VOß, 2000] VOß, O.; MICHAILOV, V.; WOHLFAHRT, H.: Experimentelle Ermittlung der für eine numerische Schweißsimulation benötigten Materialdaten. In: Tagungsband: 18. CAD-FEM User's Meeting 2000, Friedrichshafen.
- [VOß, 2001] VOß, O.: Forschungsberichte des Instituts für Schweißtechnik. Bd. 3: Untersuchung relevanter Einflussgrößen auf die numerische Schweißsimulation. Aachen: Shaker, 2001.
- [VRN, 2006] N.N.: Stainless Steel Plate, Sheet & Coil SAF 2205. VRN STEEL (Pty) Ltd, 2006.
- [WÄCH, 2002] WÄCHTER, S.; KASCH, S.; MÜLLER, H.: Laserfügetechnologie für Glas und Keramik. In: In: Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren: DVS-Berichte Bd. 211. Düsseldorf: Deutscher Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren, 2002, S. 87-95.
- [WACK, 2003] WACKERBAUER, G.: Schweißen und Nachbehandeln austenitisch-ferritischer Stähle. In: Verarbeitung von nichtrostenden Duplex-Stählen (D 881), Düsseldorf: Informationsstelle Edelstahl Rostfrei, 2003.
- [WANF, 2006] N.N.: WANFANG DATA: <http://www.wanfangdata.com.cn/> (bis 03.08.2006)
- [WANG, 1996] WANG, J.; UEDA, Y.; MURAKAWA, H.; YUAN, M. G.; YANG, H. Q.: Improvement in numerical accuracy and stability of 3-D FEM analysis in welding. In: Welding Journal. Vol. 75 (1996), No. 4, pp. 129-134.
- [WEBS, 2002] WEBSTER, P.; ANANTHAVIRAVAKUMAR, N.; HUGHES, D.; MILLS, G.; PRESTON, R., SHERCLIFF, H.; WITHERS, P.: Measurement and Modelling of Residual Stresses in a TIG Weld. In: Journal of Applied Physics A: Materials Science and Processing 74 (2002), Nr. 7, S. 1421-1423.
- [WEGST, 1989] WEGST, C. W.: Stahlschlüssel. 15., vollst. Neubearb. u. erw. Aufl., Marbach: Verl. Stahlschlüssel Wegst, 1989.
- [WEIN, 1993] WEINBERG, M. C.: Ceramic Transactions: Nucleation and Crystallization in Liquids and Glasses Vol. 30, Univ. of Arizona, The American Ceramic Society, Vesterville, Ohio 1993.

- [WEIß, 1994] WEIß, D.: Finite-Elemente-Simulation von Temperaturfeld und Schmelzbaddeformation beim Lichtbogenschweißen. Magdeburg, Technische Universität Otto-von-Guericke Magdeburg, Fakultät Maschinenbau, Dissertation, 1994.
- [WEIß, 1996] WEIß, C.: Software zur Berechnung der Wasserstoffumverteilung beim Schweißen – ein Hilfsmittel für den Praktiker. In: Schweißen und Schneiden. Band 48 (1996), Heft 4, S. 258, 260, 263.
- [WELD, 2006] N.N.: WeldWare, Version 6.0/2006-01, SLV M-V GmbH, Rostock, 2006.
- [WEVE, 1971] WEVER, F.; ROSE, A.; PETER, W.: Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle. Bd. 1: Düsseldorf: Stahleisen, 1971.
- [WICH, 2006] WICHERS, M.: Schweißen unter einachsiger, zyklischer Beanspruchung – Experimentelle und numerische Untersuchungen. Braunschweig, Technische Universität Carolo-Wilhelmina Braunschweig, Fakultät Architektur, Bauingenieurwesen und Umweltwissenschaften, Dissertation, 2006.
- [WIEW, 1990] WIEWECKE, F.: Untersuchungen zum thermischen Abbau schweißbedingter und strahlinduzierter Eigenspannungen. Kassel: Gesamthochschule Kassel, Dissertation, 1990.
- [WILD, 1986] WILDAU, M.: Zum Einfluss der Werkstoffeigenschaften auf Spannungen, Eigenspannungen und Maßänderungen von Werkstücken aus Stahl. Aachen, Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule Aachen, Fakultät Bergbau, Hüttenwesen und Geowissenschaften, Dissertation, 1986.
- [WILL, 1985] WILLAM, K. J.; SZIMMAT, J.; ARGYRIS, J. H.: Finite element analysis of arc welding processes. In: Lewis, Roland W. (Hrsg.): Numerical Methods in Heat Transfer, Bd. 3. Chichester (u.a.): Wiley, 1985, S. 1-34.
- [WITT, 1972] WITTE, W.: Über wasservergütete Feinkornbaustähle mit einer Mindeststreckgrenze zwischen 43 kp/mm² und 90 kp/mm². In: Rheinstahl-Technik, Band 10 (1972), Heft 3, S. 107-122.
- [WOHL, 1976] WOHLFAHRT, H.: Schweiß Eigenspannungen. In: Härterei-technische Mitteilungen. Band 31 (1976), Heft 1/2, S. 56-71.
- [WOHL, 1977] WOHLFAHRT, H.; MACHERAUCH, E.: Die Ursachen des Schweiß Eigenspannungszustandes. In: Materialprüfung, Jg.19 (1977), H. 8, S. 272-280.
- [WOHL, 1980] WOHLFAHRT, H.: Schweiß Eigenspannungen: Entstehung – Berechnung - Bewertung. In: Macherauch, E.; Hauk, V. (Hrsg.): Eigenspannungen: Entstehung, Messung, Bewertung, Bd. 1. Oberursel: Dt. Ges. für Metallkunde, 1980, S. 85-116.
- [WOHL, 1986] WOHLFAHRT, H.: Die Bedeutung der Austenitumwandlung für die Eigenspannungsentstehung beim Schweißen. In: Härterei-technische Mitteilungen, Band 41 (1986), Heft 5, S. 248-257.
- [WOHL, 2000] WOHLFAHRT, H.; NITSCHKE-PAGEL, TH.: Anhebung der Schwingfestigkeit und der Lebensdauer von Schweißverbindungen aus Stahl und Aluminiumlegierungen. In: DVM-Bericht „Mit Kerben leben?“, Koblenz, 2000, S. 211-227.
- [WOHL, 2002] WOHLFAHRT, H.; SCHMIDT, J.: Simulation der Vorgänge im Schmelzbad beim Laserstrahlschweißen zur Voraussage von Nahtausbildung, Gefüge, Verzug und Schweiß Eigenspannungen. Abschlußberichte: AiF-Forschungsvorhaben 11.583 A/B. Braunschweig; Magdeburg, 2002.
- [WURM, 1999] WURM, T.: Werkstoffkundliche und metallurgische Untersuchungen zum Metall-Schutzgasschweißen des ferritisch-austenitischen Super-Duplexstahls X2CrNiMoCuN25-6-3. Technischen Universität Clausthal, Fakultät für Bergbau, Hüttenwesen und Maschinenwesen, Dissertation, 1999.

- [YANG, 2005] YANG, Q.; WU, J.; ZHAO, H.; PARK, J.: Numerical Simulation of Stress-Strain Curve of Duplex Stainless Steel. In: Transactions of Materials and Heat Treatment, Vol.26 (2005), No.5, pp. 124-128. (in Chinesisch)
- [YU, 1977] YU, H.-J.: Berechnung von Abkühlungs-, Umwandlungs-, Schweiß- sowie Verformungseigenstressen mit Hilfe der Methode der finiten Elemente. Karlsruhe, Universität Karlsruhe, Fakultät Maschinenbau, Dissertation, 1977.
- [YURI, 1987] YURIOKA, N.; OKUMURA, M.; KASUYA, T.; COTTON, H. J. U.: Prediction of HAZ hardness of transformable steels. In: Metal Construction. Vol. 19 (1987), No. 4, pp. 217-223.
- [YURI, 1990] YURIOKA, N.; HORII, Y.; WAKABAYASHI, M.; MASUI, H.; TAMEHIRO, H.; KIMURA, T.: Heat-Affected-Zone Hardness of SAW Weld Metals. IIW-Document: IX-1524-88.
- [ZHANG, 1996] ZHANG, F.: Beitrag zum schweißbedingten Verzug unter Berücksichtigung seiner Wechselbeziehung mit den Eigenspannungen. Braunschweig, Technische Universität Carolo-Wilhelmina Braunschweig, Fakultät Maschinenbau und Elektrotechnik, Dissertation, 1996.
- [ZHANG, 1998] ZANG, J.; DONG, P.; BRUST, F.W.; SHACK, W.J.: Analysis of residual stresses in a girth weld of a BWR core shroud. In: Doc IIW-x/XV-RSDP-26-98.
- [ZIEN, 1989] ZIENKIEWICZ, O. C.; TAYLOR, R. L.: The finite element method. Vol. 1: Basic formulation and linear problem. 4. Aufl., McGraw-Hill Book Company, 1989.
- [ZIEN, 1991] ZIENKIEWICZ, O. C.; TAYLOR, R. L.: The finite element method. Vol. 2: Solid and fluid mechanics dynamics and non-linearity. 4. Aufl. London: McGraw-Hill Book Company, 1991.
- [ZIMM, 2004] ZIMMER, P.; KANNENGIEßER, T.: Risssicherheit beim Schweißen höchstfester Stähle. In: ILS 2004, Intelligente Leichtbausysteme, neue Materialkonzepte für integrierte Systeme. Wolfsburg, 2004, S. 22.1.22.7.
- [ZIMM, 2007] ZIMMER, P.: Zur Bewertung der Kaltrissicherheit von Schweißverbindungen aus hochfesten Feinkornbaustählen. Hamburg, Universität der Bundeswehr Hamburg, Fachbereich Maschinenbau, Dissertation, 2007.

Anhang

Inhaltsverzeichnis

A.1	Herstellungsverfahren von Feinkornbaustählen	4
A.2	Werkstoffkennwerte	7
A.2.1	Feinkornbaustahl	7
A.2.2	Duplex-Stahl	45
A.2.3	Quarzglas	53
A.3	Schweißprozess	65
A.3.1	MAG-Schweißen	65
A.3.2	Laserstrahlschweißen	66
A.4	Nachbehandlung	67
A.5	Temperaturfeld	68
A.5.1	Mathematische Formulierung	68
A.5.2	Wärmequelle	74
A.5.3	Wärmeübergangskoeffizienten	89
A.5.4	Emissionskoeffizienten	91
A.6	Gefügeumwandlung	94
A.6.1	Bereiche der Gefügeumwandlung	94
A.6.2	ZTA-Schaubild	95
A.6.3	Schweiß-ZTU-Schaubild	97
A.6.4	Mathematische Formulierung	105
A.7	Härte – Mathematische Formulierung	114
A.8	Strukturmechanische Analyse	120
A.8.1	Mathematische Formulierung	120
A.8.2	Anfangs- und elastische Dehnung	120
A.8.3	Plastische Dehnung	121
A.8.4	Wärme- und Umwandlungsdehnung	124
A.8.5	Umwandlungsplastizität	124
A.8.6	Viskoelastizität	126
A.8.7	Diskretisierung des Raums	127
A.8.8	Diskretisierung der Zeit	127
A.8.9	FE-Programm SYSWELD	129
A.9	Chemische Zusammensetzung des Schweißguts	133
A.10	Zeitverhalten der Thermoelemente	134
A.11	Ermittlung der Spannungen – experimentelle Methode	144
A.11.1	Allgemeines	144
A.11.2	Differentialansatz	145
A.11.3	Messparameter Röntgenstrahlverfahren	146
A.12	Ermittlung der Abkühlzeit $t_{8/5}$	147
A.13	Experimentelle Ermittlung der Walzeigenspannungen	151
A.14	Modellierung von Walzeigenspannungen	161
A.15	Stecklaschenverbindungen	165
A.16	Anordnung der Messpunkte bei Stecklaschenverbindungen	166
A.16.1	Temperatur	166
A.16.2	Eigenspannung	169

A.17	Ergebnisse bei Stecklaschenverbindungen	174
A.17.1	Temperatur	174
A.17.2	Eigenspannung	181
A.18	Untersuchung zur Modifikation des Eigenspannungszustandes	183
A.19	Modifikation des Eigenspannungszustandes infolge des Herausschneidens	185
A.19.1	Teilblech T4	185
A.19.2	Grundwerkstoff S460M und Schweißzusatzwerkstoff G42	188
A.19.3	Grundwerkstoff S460M und Schweißzusatzwerkstoff G46	192
A.19.4	Grundwerkstoff S460M und Schweißzusatzwerkstoff G69	194
A.19.5	Grundwerkstoff S690Q und Schweißzusatzwerkstoff G46	198
A.19.6	Grundwerkstoff S690Q und Schweißzusatzwerkstoff G69	202
A.19.7	Grundwerkstoff S690Q und Schweißzusatzwerkstoff G89	206
A.20	Modifikation des Gefüges- und Eigenspannungszustandes infolge einer WIG-Nachbehandlung	212
A.21	Schweißen unter Krafteinwirkung	221
A.22	Schweißen von Duplexstahl	223

A.1 Herstellungsverfahren von Feinkornbaustählen

Die Eigenschaften des Stahls werden durch die chemische Eigenschaften und die Herstellung bestimmt. Beim herkömmlichen Walzen entstehen Bleche mit grobem, ferritisch-perlitischem Gefüge, das auf hohe Walztemperatur und geringe Formänderungswiderstände zurückzuführen ist. Zur Verbesserung der Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften werden verschiedene Verfahren nach dem Walzen oder beim Walzen angewendet. Dazu zählen Normalglühen und Vergüten nach dem Walzen sowie thermomechanisches Walzen.

Zur Erzielung des feinkörnigen Gefüges beim Normalglühen wird nach dem Walzen das Blech ca. $T = 20\text{ K}$ bis $T = 50\text{ K}$ über Umwandlungstemperatur A_{c3} (Endtemperatur der Austenitbildung beim Aufheizen) erwärmt und anschließend abgekühlt. Die enthaltenen Legierungs- (Mangan, Nickel, Kupfer) und Mikrolegierungselemente (Niob, Vanadin, Titan) im Stahl beeinflussen die Gefügestruktur beim Normalglühen. Durch eine Verzögerung der γ - α -Umwandlung durch Nickel beim Abkühlen entsteht eine feine Kornmatrix, wodurch die Zähigkeit erhöht wird. Die Bildung von Mischkristallen aus Mangan und Nickel mit Eisen verbessert die Zähigkeitseigenschaften des Stahls ebenfalls. Mikrolegierungselemente und Kupfer bewirken eine Ausscheidungshärtung, die sich in einer Festigkeitserhöhung widerspiegelt. Stähle, die normalgeglüht hergestellt sind, erreichen eine 0,2%-Dehngrenze zwischen $R_{p0,2} = 235\text{ N/mm}^2$ und $R_{p0,2} = 500\text{ N/mm}^2$ und besitzen ein Gefüge aus polygonalem Ferrit und Perlit.

Beim Vergüten durchläuft das Blech nach dem Walzen zwei Erwärmungsvorgänge. Der erste Schritt, das Härten, umfasst das Aufheizen des Bleches über die A_{c3} -Temperatur und das anschließende schnelle Abkühlen mit einer Geschwindigkeit von $v = 40\text{--}50\text{ K/s}$. Ein abgeschrecktes und verspanntes Gefüge aus Martensit und Bainit mit unverhältnismäßig hohem Kohlenstoffgehalt entsteht. Im zweiten Schritt wird das Blech bis unterhalb der Umwandlungstemperatur A_{c1} (Starttemperatur der Austenitbildung beim Aufheizen) erwärmt, dies wird als Anlassen bezeichnet. Das vorhandene Gefüge aus Martensit und Bainit scheidet dabei fein verteilte Carbide aus. Am Ende der beiden Vorgänge liegen im Blech angelassenes, kohlenstoffarmes Martensit und angelassenes, feinkörniges Bainit vor.

Die Verwendung von Legierungs- (Mangan, Molybdän, Chrom, Nickel) und Mikrolegierungselementen (Vanadin, Bor, Titan) verändert die Umwandlungstemperaturen des Stahls und setzt die kritischen Abkühlgeschwindigkeiten für die Bildung von Martensit und Bainit herab. Die gewünschte Gefügestruktur im Blechkern kann auch bei dicken Blechen durch wirtschaftlich günstige und technisch mögliche Abkühlgeschwindigkeiten gesichert erzeugt werden. Das Vorhandensein von Martensit und Bainit ist eine Voraussetzung für die Erzeugung von hochfesten Feinkornbaustählen. Das entstehende feinkörnige Gefüge trägt zur Steigerung der Zähigkeit ohne Festigkeitsverlust bei. Durch das Vergüten könnten Feinkornbaustähle mit einer 0,2%-Dehngrenze von über $R_{p0,2} = 460\text{ N/mm}^2$ bis $R_{p0,2} = 960\text{ N/m}^2$ und gleichzeitig guten Zähigkeitseigenschaften hergestellt werden.

Beim thermomechanischen Walzen von Blechen entsteht durch eine gezielte Steuerung von Temperatur, Verformung und Zeit ein neuer Lieferzustand. Man unterscheidet drei Phasen. Beim ersten Vorgang, der Vorwalzphase, wird eine Bramme auf eine Zwischendicke mit feinkörnigem und regelmäßig entwickeltem Austenitgefüge gewalzt. Im anschließenden zweiten Vorgang, der Pendelphase, kühlt die Bramme ohne Walzen ab und durch Ausscheiden von Verbindungen mit den

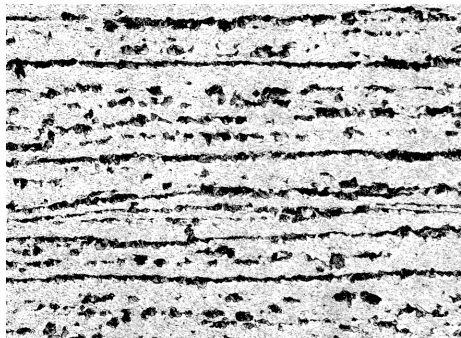
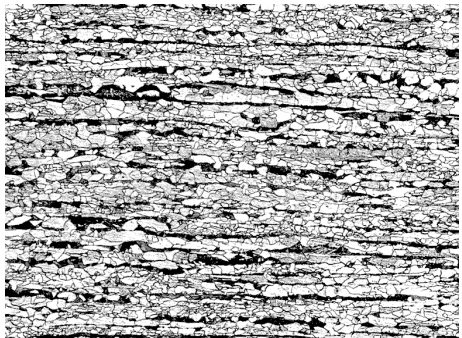

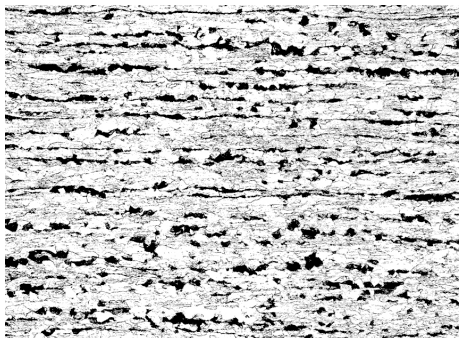
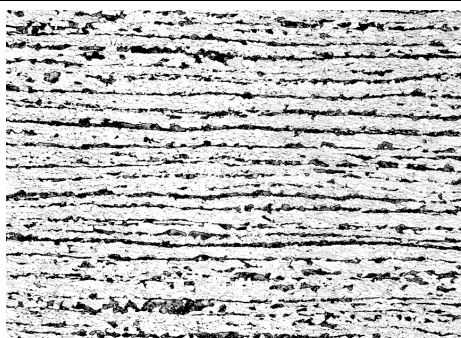
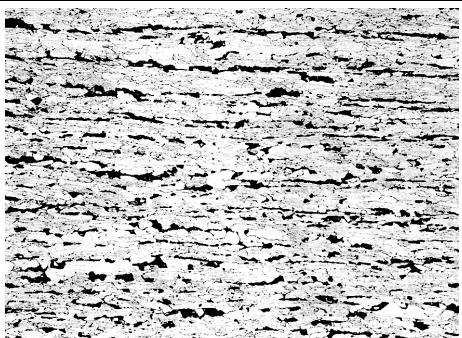
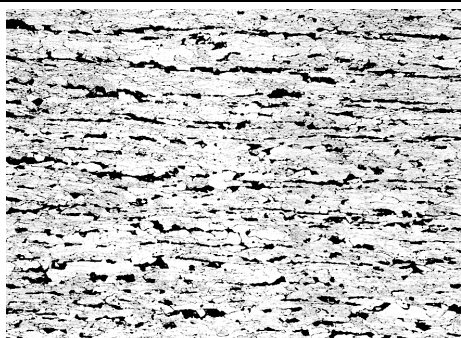
Mikrolegierungselementen (Carbonitride) wird eine Kornneubildung des Gefüges behindert. Das Endwalzen bewirkt in Abhängigkeit von Temperatur und Verformung eine weitere Verfeinerung des Austenitkorns. Nach dem letzten Walzen und bei langsamer Abkühlung entsteht im Blech aus dem modifizierten Austenitgefüge ein Ferrit- und lamellares Perlitgefüge mit feiner Struktur. Eine Abschreckung mit Wasser ($v = 15\text{--}20\text{ K/s}$) bewirkt ein Umklappen des Austenits zu Bainit und führt so zur Steigerung der Festigkeit. Die Zähigkeit wird durch das feinkörnige Gefüge erzielt. Ein nachfolgendes Anlassen ist bei Blechen mit hoher Anforderung an die Festigkeit erforderlich. Dazu wird die Ausscheidungshärtung beim Anlassen ausgenutzt. Durch den niedrigen Legierungselementgehalt besitzen die thermomechanisch gewalzten Stähle eine gute Schweißbeugung und sind für Schweißungen mit hohen Abkühlungsgeschwindigkeiten geeignet.

Eine schematische Übersicht über die drei genannten Herstellungsverfahren und die Festigkeitseigenschaften von Feinkornbaustählen ist in Abbildung A.1 zu sehen.

Verfahren	Normalisieren (N)	Härten und Anlassen (QT)	Thermomech. Walzen (TM)
Behandlung			
Mikrostruktur	Polygonaler Ferrit und Perlit	Angelassener Martensit und Bainit	Gestreckter Ferrit und Perlit
Stahlsorte	Feinkornbaustähle Schiffbaustähle Wetterfeste Stähle Offshorestähle Kaltumformstähle	Verschleißfeste Stähle Hochfeste Stähle Offshorestähle	Schiffbaustähle Wetterfeste Stähle Offshorestähle Kaltumformstähle Kaltzähstähle
0,2%-Dehngrenze [N/mm ²]	240 - 500	450 - 1100	300 - 550

Abbildung A.1: Schematische Übersicht der Herstellungsverfahren von Feinkornbaustählen nach [KOLL, 1996]

Tabelle A.1: Gefügeanteile Ferrit und Perlit beim Stahl S355M

Phase	Probe						
	S355M-1	S355M-2	S355M-3	S355M-4	S355M-5	S355M-6	S355M-7
Perlit [%]	28,87	18,46	12,82	23,43	26,35	16,94	16,94
Schwellenwert	0-135	0-95	0-110	0-114	0-170	0-140	0-140
Ferrit [%]	71,13	81,54	87,18	76,56	73,65	83,04	83,06
Schwellenwert	136-255	96-255	111-255	115-255	171-255	141-255	141-255
S355M-1			S355M-2				
S355M-3			S355M-4				
S355M-5			S355M-6				
S355M-7							

A.2 Werkstoffkennwerte

A.2.1 Feinkornbaustahl

Die in den folgenden Tabellen und Diagrammen dargestellten Materialdaten für die Gefügebestandteile Austenit, Ferrit, Perlit, Bainit und Martensit sind aus verschiedenen Literaturquellen zusammengetragen. Die Tabelle A.2 enthält die Quellen für die Materialdaten, die in Abbildung A.2 bis Abbildung A.22 grafisch dargestellt sind.

λ – Wärmeleitfähigkeit [W/(m K)]	$R_{p0,2}$ – 0,2%-Dehngrenze [N/mm ²]
c_p – spezifische Wärmekapazität [J/(kg K)]	R_m – Zugfestigkeit [N/mm ²]
ρ – Dichte [kg/m ³]	E – Elastizitätsmodul [N/mm ²]
h – Enthalpie [MJ/kg]	ν – Querkontraktionszahl [-]
α – Wärmeausdehnungskoeffizienten [1/K]	σ - ϵ – Spannungs-Dehnungs-Kurve

Tabelle A.2: Übersicht über Quellen der Materialdaten von Austenit, Ferrit, Perlit, Bainit und Martensit / Teil 1

Quelle	Gefüge	Materialdaten										Literatur	
		λ	c_p	ρ	h	α	$R_{p0,2}$	R_m	E	ν	σ - ϵ		
Q1	α -Eisen γ -Eisen				X X								[GIESE, 1993]
Q2	Bainit Martensit Austenit						X X X					X X X	[HILL, 1997]
Q3	Austenit Ferrit Bainit Martensit	X X X X	X X X X	X X X X	X X X X	X X X X	X X X X		X X X X	X X X X	X X X X		[SYSW, 2006a]
Q4	Austenit-Ck45 Ferrit-Ck45 Perlit-Ck45 Bainit-Ck45 Martensit-Ck45 Austenit-St37 Ferrit-St37 Perlit-St37 Bainit-St37 Martensit-St37	X X X X X X X X X	X X X X X X X X X			X X X X X X X X X	X X X X X X X X X		X X X X X X X X X	X X X X X X X X X			[YU, 1977]
Q4	Austenit-StE70 Bainit-StE70 Martensit-StE70						X X X						[YU, 1977]
Q5	Martensit						X	X					[KASS, 2001]
Q6	Ferrit Perlit Bainit Austenit Martensit						X X X X X						[WOHL, 1986]

Tabelle A.3: Übersicht über Quellen der Materialdaten von Austenit, Ferrit, Perlit, Bainit und Martensit / Teil 2

Quelle	Gefüge	Materialdaten										Literatur
		λ	c_p	ρ	h	α	$R_{p0,2}$	R_m	E	ν	$\sigma_{(T)}-\epsilon$	
Q7	Perlit						X		X			[MICH, 1988]
	Martensit						X		X			
	Austenit						X		X			
Q8	α -Eisen		X		X							[AUST, 1939]
	γ -Eisen		X		X							
Q9	Ferrit	X	X			X	X		X	X		[BÖRJ, 2001]
	Perlit	X	X			X	X		X	X		
	Bainit	X	X			X	X		X	X		
	Austenit	X	X			X	X		X	X		
	Martensit	X	X			X	X		X	X		
Q10	Ferrit						X					[SCHA, 2001]
	Bainit						X					
	Austenit						X					
	Martensit						X					
Q11	α -Eisen			X								[JABL, 1991]
	γ -Eisen			X								
Q12	Ferrit					X			X		X	[GROSS, 2005]
	Bainit										X	
	Austenit					X					X	
	Martensit					X			X		X	
Q13	Ferrit	X	X	X		X	X	X	X	X	X	[WICH, 2006]

Tabelle A.4: Wärmeleitfähigkeit von Austenit, Ferrit, Perlit, Bainit und Martensit

Temperatur T [°C]	Wärmeleitfähigkeit λ [W/(m K)]												
	Q3 / Ferrit, Bainit, Martensit	Q3 / Austenit	Q4 / Austenit- Ck45	Q4 / Ferrit, Perlit, Bainit- Ck45	Q4 / Martensit- Ck45	Q4 / Austenit- St37	Q4 / Ferrit, Perlit, Bainit, Martensit- St37	Q9 / Ferrit	Q9 / Martensit	Q9 / Austenit	Q9 / Perlit	Q9 / Bainit	Q13 / Ferrit
0	46,00	15,00	14,99	48,99	43,12	16,75	54,43	58,33	25,08	15,00	38,42	33,85	
20													40,40
50													40,90
100	46,00										40,27	36,39	41,60
150											40,56	36,69	41,70
200	45,00										40,25	36,45	41,70
250													41,40
300	43,00		18,34	41,66	36,68	20,93	43,96				39,00	34,55	40,90
350													40,10
400	41,00										36,73	31,51	39,30
500	38,00										34,09	27,93	37,50
600	35,00		21,69	34,33	30,14	25,12	37,68				31,62	24,52	35,40
700	29,00										29,64	22,09	32,90
800	24,00	24,00									28,68	21,21	31,80
875								38,89	26,57		28,98	22,00	
900			25,08	27,00		29,31	29,31						32,80
1000													33,80
1050													34,20
1100										28,76			
1500	32,00	24,00											
2200		32,00											
2500		32,00											

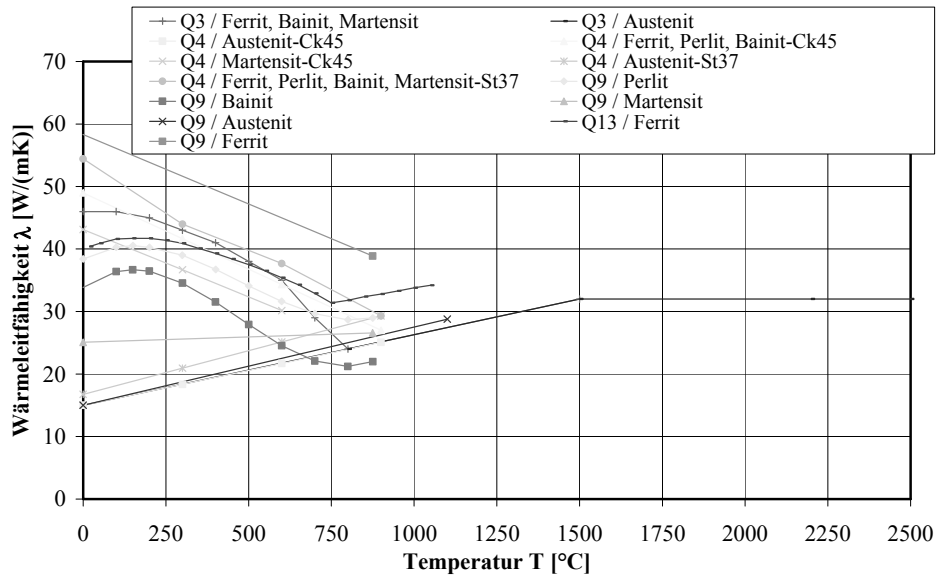


Abbildung A.2: Wärmeleitfähigkeit von Austenit, Ferrit, Perlit, Bainit und Martensit

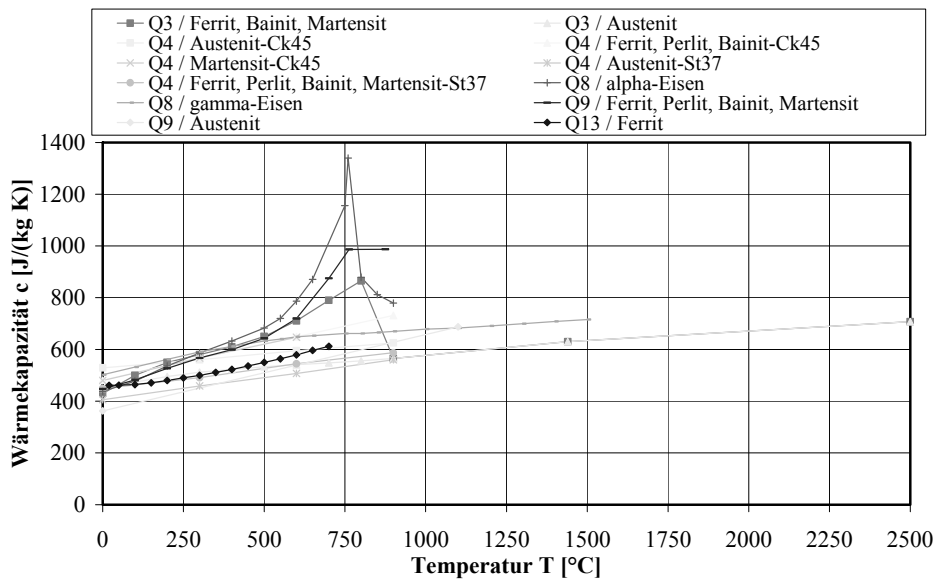


Abbildung A.3: Spezifische Wärmekapazität von Austenit, Ferrit, Perlit, Bainit, Martensit, alpha- und gamma-Eisen

Tabelle A.5: Spezifische Wärmekapazität von Austenit, Ferrit, Perlit, Bainit, Martensit, alpha- und gamma-Eisen

Temperatur T [°C]	Spezifische Wärmekapazität c_p [J/(kg K)]											
	Q3 / Ferrit, Bainit, Martensit	Q3 / Austenit	Q4 / Austenit- Ck45	Q4 / Ferrit, Perlit, Bainit-Ck45	Q4 / Martensit- Ck45	Q4 / Austenit- Si37	Q4 / Ferrit, Perlit, Bainit, Martensit- Si37	Q8 / alpha- Eisen	Q8 / gamma- Eisen	Q9 / Ferrit, Perlit, Bainit, Martensit	Q9 / Austenit	Q13 / Ferrit
0	430	450	529	481	480	406	448	438	502	447	363	
100	500	463						478	532	482		416
200	550	495						536	561	527		417
300	580	512	560	568	567	459	491	586	590	567		409
400	610	523						632	611	600		393
500	650	533						682	632	643		375
550								720	641			365
600	710	541	595	649	647	507	544	787	649	719		354
650								871	653			343
700	790	548								875		329
750								1156	662			314
760								1340		986		
800	865	556						879	662			318
850								812	666			324
875										987		
900	565	565	625	731		560	587	779	670			328
950												333
1000									678			338
1100									682		688	
1200									691			
1300									699			
1400									708			
1440	630	630										
1500									716			
2500	707	707										

Tabelle A.6: Temperaturabhängige Dichte von Austenit, Ferrit, Bainit, Martensit, alpha- und gamma-Eisen

Temperatur T [°C]	Dichte ρ [kg/m ³]				
	Q3 / Austenit	Q3 / Ferrit, Bainit, Martensit	Q11 / alpha-Eisen	Q11 / gamma-Eisen	Q13 / Ferrit
20	7815	7990	7869		7837
50					7828
100			7845		7813
150					7798
200			7813		7782
250					7776
300			7781		7748
350					7731
400			7747		7713
450					7695
500			7712		7677
550					7658
600			7677		7639
650					7620
700			7640		7602
750					7600
800			7601	7695	7612
850					7615
900				7644	7590
950					7564
1000				7594	7541
1050					7514
1100				7543	
1200				7493	
1300				7442	
1400				7391	
1500	7290	7290			

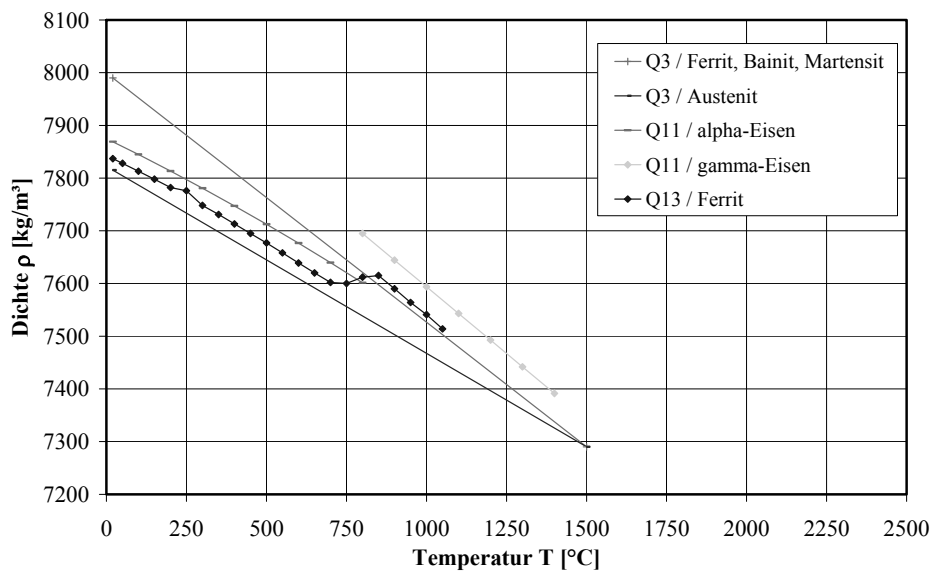


Abbildung A.4: Dichte von Austenit, Ferrit, Bainit, Martensit, alpha- und gamma-Eisen

Tabelle A.7: Enthalpie von Austenit, Ferrit, Bainit, Martensit, alpha- und gamma-Eisen

Temperatur T [°C]	Enthalpie h [MJ/kg]					
	Q1 /	Q1 /	Q3 /	Q3 /	Q8 /	Q8 /
	alpha-Eisen	gamma-Eisen	Ferrit, Bainit, Martensit	Austenit	alpha-Eisen	gamma-Eisen
0	0,001	0,139	0,075	0,150	0,071	0,161
100	0,012	0,150	0,125	0,200	0,117	0,211
200		0,191	0,180	0,252	0,168	0,268
300	0,086		0,238	0,305	0,225	0,326
400			0,299	0,360	0,286	0,386
450		0,309				
500	0,173		0,364	0,417	0,352	0,448
550					0,387	0,480
600			0,435	0,476	0,424	0,512
650					0,465	0,545
670	0,271					
700		0,418	0,514	0,537		
750					0,559	0,610
800			0,600	0,600	0,612	0,644
850					0,655	0,677
900	0,418		0,665	0,665	0,693	0,710
906					0,697	0,713
1000		0,567			0,771	0,777
1030	0,543					
1074	0,591					
1100					0,848	0,846
1200	0,677	0,704			0,925	0,913
1300	0,752				1,002	0,991
1400					1,080	1,054
1500			1,067	1,067	1,157	1,125
1525				1,097		
1530		0,900				
1535					1,184	
1550				1,143		
1600				1,267		
1650				1,359		
1675				1,389		
1700				1,406		
1800	1,103	1,082				
2500				1,972		

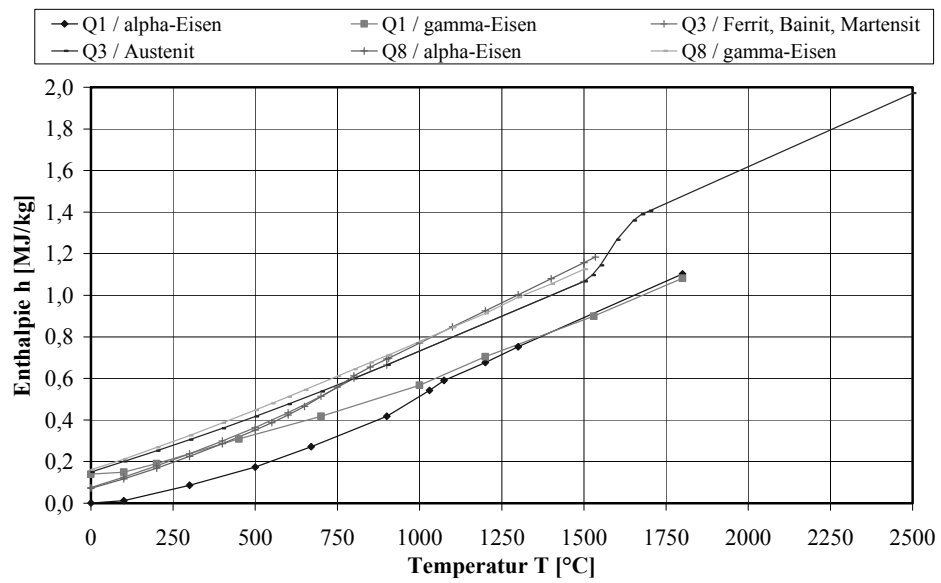


Abbildung A.5: Enthalpie von Austenit, Ferrit, Bainit, Martensit, alpha- und gamma-Eisen

Tabelle A.8: Wärmeausdehnungskoeffizient von Austenit, Ferrit, Perlit, Bainit und Martensit

Temperatur T [°C]	Wärmeausdehnungskoeffizient α $\cdot 10^{-6}$ [1/K]						
	Q3 /	Q3 /	Q4 /	Q4 /	Q4 /	Q9 /	Q9 /
	Ferrit, Bainit, Martensit	Austenit	Austenit- Ck45, Austenit- St37	Ferrit, Perlit, Bainit- Ck45	Martensit- Ck45, Ferrit, Per- lit, Bainit, Martensit- St37	Ferrit, Perlit, Bainit, Martensit	Austenit
0				14,0	13,0	10,8	21,9
20			21,0				
25	16,4	23,4					
300			21,0	14,0	13,0		
400							
600			21,0	14,0			
875						25,4	
900			21,0	14,0	13,0		
1100							21,9
1200	16,4	23,4					
1300	16,7	23,4					

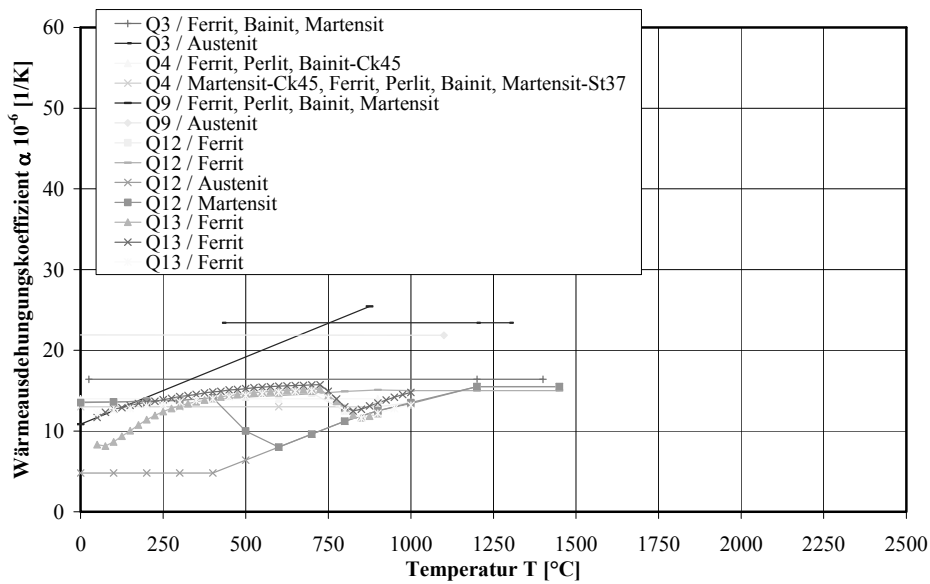


Abbildung A.6: Wärmeausdehnungskoeffizient von Austenit, Ferrit, Perlit, Bainit und Martensit

Temperatur T [°C]	Wärmeausdehnungskoeffizient α $\cdot 10^{-6}$ [1/K]						
	Q12 /	Q12 /	Q12 /	Q12 /	Q13 /	Q13 /	Q13 /
	Ferrit	Ferrit	Austenit	Martensit	Ferrit	Ferrit	Ferrit
0	13,6	13,6	4,8	13,5			
50					8,3	11,7	12,2
75					8,1	12,3	
100	13,6	13,6	4,8	13,6	8,7	12,7	12,6
125					9,3	12,9	
150					10,0	13,2	12,8
175					10,7	13,4	
200	13,7	13,7	4,8	13,7	11,4	13,5	13,1
225					11,9	13,7	
250					12,4	13,9	13,3
275					12,8	14,0	
300	13,8	13,8	4,8	13,8	13,1	14,3	13,6
325					13,4	14,4	
350					13,6	14,5	13,8
375					13,8	14,7	
400	14,1	14,0	4,8	14,1	14,0	14,8	14,0
425					14,2	14,9	
450					14,4	15,1	14,2
475					14,5	15,2	
500	14,2	14,2	6,4	10,0	14,6	15,3	14,4
525					14,7	15,4	
550					14,8	15,4	14,6
575					14,9	15,5	
600	14,5	14,4	8,0	8,0	15,0	15,5	14,8
625					15,0	15,6	
650					15,1	15,6	14,9
675					15,1	15,7	
700	14,7	14,6	9,6	9,6	15,2	15,7	15,0
725					15,2	15,7	
750					14,4	14,9	14,1
775					13,7	14,0	
800	12,5	14,9	11,2	11,2	12,8	13,0	12,5
825					12,0	12,5	
850					11,6	12,7	11,6
875					11,8	13,1	
900		15,1	12,5	12,5	12,2	13,5	12,2
925						13,8	
950						14,2	12,8
975						14,5	
1000	13,5	15,0	13,4	13,5		14,8	13,2
1100							
1200	15,5	15,0	15,5	15,5			
1450	15,5	15,0	15,5	15,5			

Tabelle A.9: 0,2%-Dehngrenze von Austenit

Temperatur T [°C]	0,2%-Dehngrenze $R_{p0,2}$ [N/mm ²]									
	Q2 / Austenit	Q3 / Austenit	Q4 / Austenit- St37	Q4 / Austenit- Ck45	Q4 / Austenit- StE70	Q6 / Austenit	Q7 / Austenit	Q9 / Austenit	Q10 / Austenit	
0										
20	189	245	50	190	100		249	43	232	
50									227	
100								66	220	
150							241		212	
200		200						79	204	
250									192	
300	109	160	40	110	75			84	182	
400		140					194	81	158	
450									144	
500		121						76	130	
550									117	
600	78	102	30	30	50		156	65	106	
650									95	
700		83						52	85	
750						38				
751										
800		64							76	
900	69	45	20	20			113	41	65	
1000	50	30				4		27	44	
1100		18						19	28	
1200		12					36		15	
1300		5								
1420		5								
2000	10									

Tabelle A.10: 0,2%-Dehngrenze von Ferrit und Perlit

Temperatur T [°C]	0,2%-Dehngrenze $R_{p0,2}$ [N/mm ²]						
	Q3 /	Q4 /	Q4 /	Q6 /	Q7 /	Q9 /	Q9 /
	Ferrit	Ferrit, Perlit- Ck45	Ferrit, Perlit- St37	Ferrit, Perlit	Perlit	Ferrit	Perlit
0		360	260	480	616	390	453
20	390						
200	258						
250				436	603		
300	232	230	200		591		
400	200						
500	187						
600	137	30	40	95	488		
700	78				213		
750				39	158		
800	75				115		267
806						43	
872						45	266
900	45	20	20				
1000	30						
1100	18						
1200	10				36		
1300	5						
1420	5						

Temperatur T [°C]	0,2%-Dehngrenze $R_{p0,2}$ [N/mm ²]			
	Q10 /	Q13 /	Q13 /	Q13 /
	Ferrit	Ferrit	Ferrit	Ferrit
20	322	356,624	385,286	375,468
50	313	356,314	357,639	364,653
100	297	345,283	366,506	357,512
150	289	324,791	362,461	352,658
200	281	320,601	327,547	331,433
250	274	329,085	329,849	326,705
300	267	300,289	308,572	320,023
350	258	268,581	285,267	287,182
400	248	275,431	282,927	259,326
450	238	238,761	245,528	252,535
500	223	226,958	258,746	238,182
550	202	184,021	208,085	223,376
600	171	179,303	205,65	177,385
650	139	126,224	151,873	165,934
700	105	87,705	116,406	116,645
750	76	54,864	75,783	85,273
800	65	51,231	71,326	69,352
850		42,998	55,786	58,42
900		36,852	47,085	46,096
950		31,885	38,305	41,282
1000		24,332	32,015	31,857
1050		17,834	24,418	23,506
1100		16,177	18,263	16,546
1150		10,562	14,705	15,664
1200		4,558	11,72	14,679

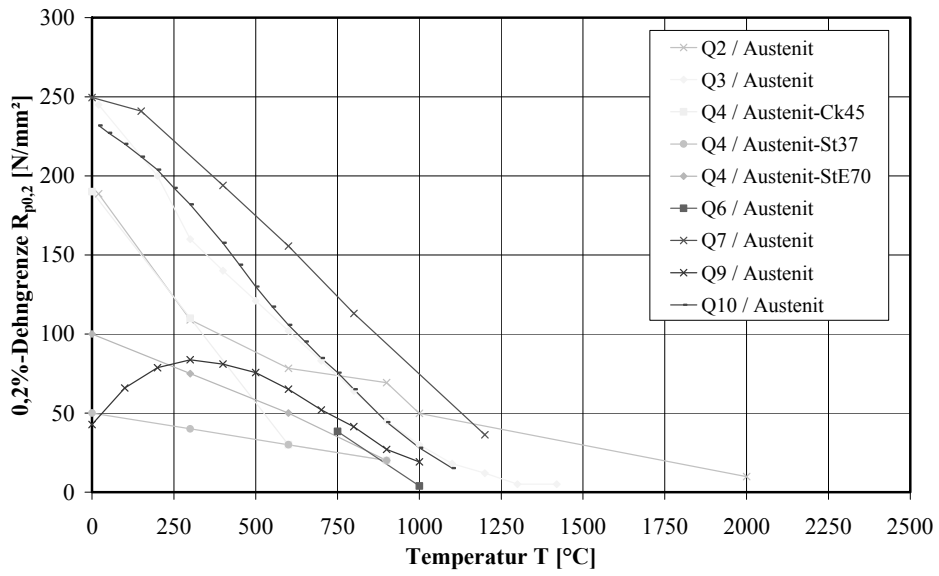


Abbildung A.7: 0,2%-Dehngrenze von Austenit

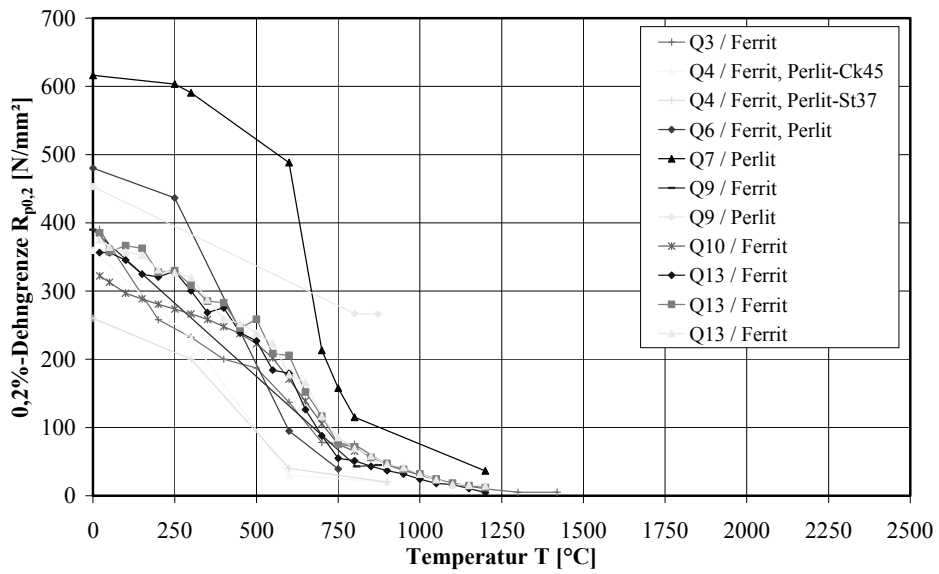


Abbildung A.8: 0,2%-Dehngrenze von Ferrit und Perlit

Tabelle A.11: 0,2%-Dehngrenze von Bainit

Temperatur T [°C]	0,2%-Dehngrenze $R_{p0,2}$ [N/mm ²]							
	Q2 /	Q3 /	Q4 /	Q4 /	Q4 /	Q6 /	Q9 /	Q10 /
	Bainit	Bainit	Bainit-St37	Bainit-StE70	Bainit-Ck45	Bainit	Bainit	Bainit
0			300	700	440	700	1298	
20	360	500						744
50								721
100								683
150								663
200		490						652
250								641
300	228	472	240	560	330			633
350						553		616
400		438						594
450								564
500		384						522
550								467
600	100	280	40	100	60			390
650				20		123		312
700		140		50				229
750								149
800		80					903	77
801							3	
900	70	45						
1000	51	30						
1100		18						
1200		10						
1300		5						
1420		5						
2000	11							

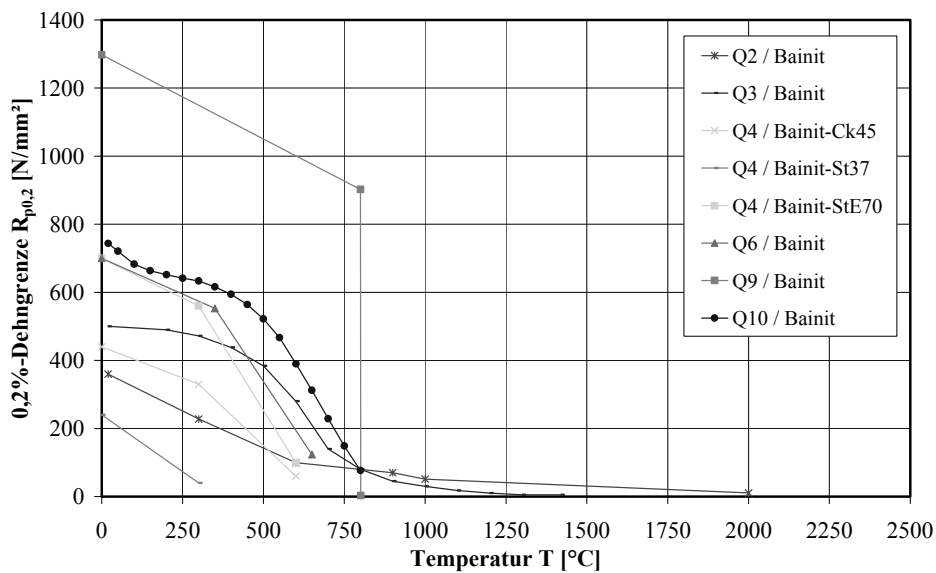


Abbildung A.9: 0,2%-Dehngrenze von Bainit

Tabelle A.12: 0,2%-Dehngrenze von Martensit

Temperatur T [°C]	0,2%-Dehngrenze $R_{p0,2}$ [N/mm ²]									
	Q2 / Martensit	Q3 / Martensit	Q4 / Martensit-St37	Q4 / Martensit-Ck45	Q4 / Martensit-StE70	Q5 / Martensit	Q7 / Martensit	Q9 / Martensit	Q10 / Martensit	
0										
20	702	710			1680	1150	972	1271	1252	
50									1208	
100									1146	
150							949		1110	
200		620							1089	
250									1072	
300	500	592	1080	1480	1520	1000	889		1054	
400		563							988	
450							751		932	
500		505				820			866	
550									790	
600	198	395	880	1260	1200	620	426		684	
650									542	
700		200				170			384	
750									248	
800		90				50	158	614	114	
900	71	45								
1000	52	30				1				
1100		18								
1200		10					34			
1300		5								
1420		5								
1500						1				
2000	11									

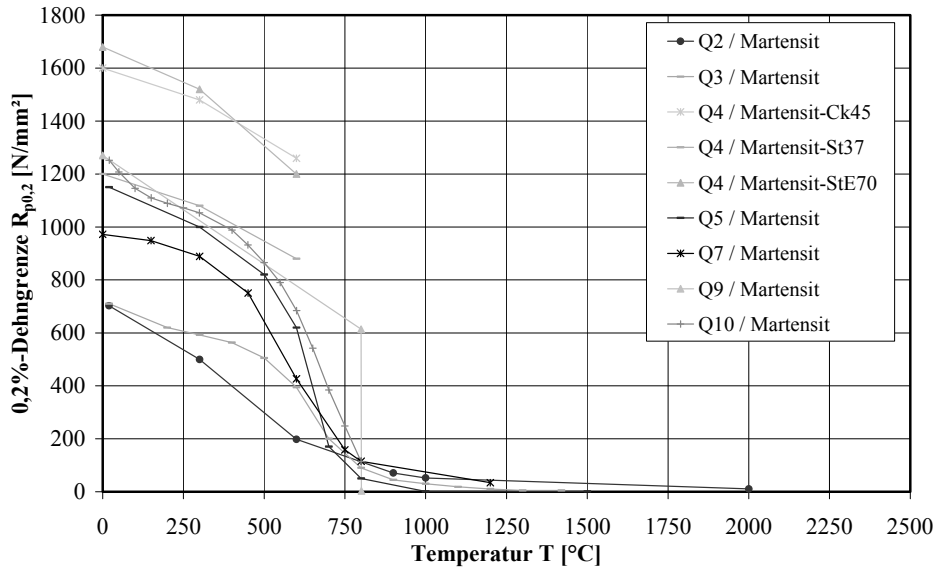


Abbildung A.10: 0,2%-Dehngrenze von Martensit

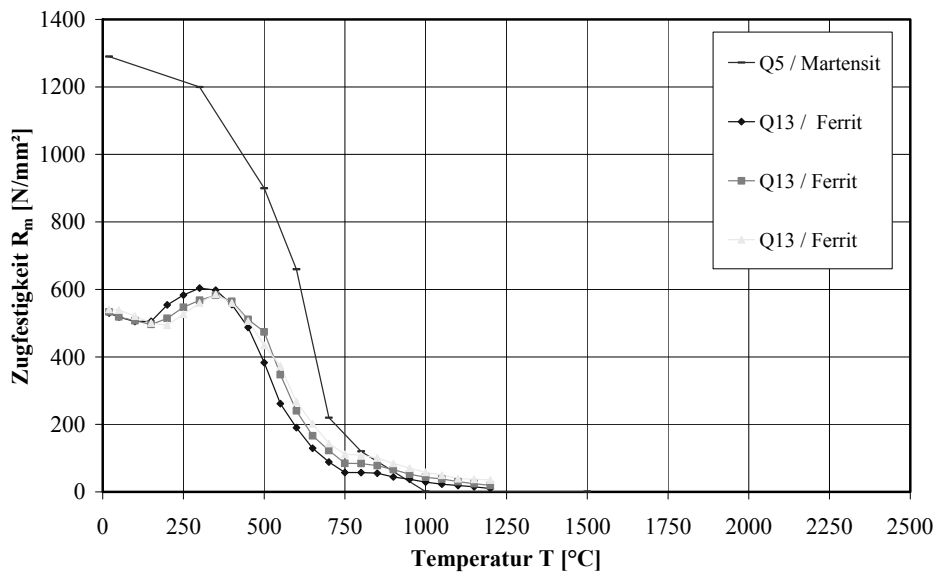


Abbildung A.11: Zugfestigkeit von Ferrit und Martensit

Tabelle A.13: Zugfestigkeit von Martensit

Temperatur T [°C]	Zugfestigkeit R _m [N/mm ²]			
	Q5 /	Q 13 /	Q13 /	Q13 /
	Martensit	Ferrit	Ferrit	Ferrit
20	1290	530,347	533,436	541,005
50		518,223	518,786	538,828
100		505,344	507,464	521,408
150		505,624	496,418	500,556
200		554,117	514,253	494,131
250		583,433	547,286	526,74
300	1200	604,247	568,254	560,058
350		598,277	582,937	585,549
400		554,999	564,667	560,369
450		487,451	511,188	506,585
500	900	382,987	474,399	434,523
550		261,454	347,397	373,219
600	660	190,4	240,229	267,005
650		129,542	166,173	202,061
700	220	88,885	122,921	143,775
750		57,985	85,187	112,047
800	120	57,508	83,945	108,527
850		55,421	78,181	100,691
900		44,206	66,072	84,705
950		37,564	52,804	70,769
1000	1	29,09	43,322	58,419
1050		22,902	38,426	50,145
1100		19,167	30,492	39,444
1150		15,457	24,631	37,285
1200		10,296	19,269	35,398
1500	1			

Tabelle A.14: Elastizitätsmodul von Austenit, Ferrit, Perlit, Bainit und Martensit

Temperatur T [°C]	Elastizitätsmodul E [N/mm ²]												
	Q3 / Austenit, Ferrit, Bainit, Martensit	Q4 / Austenit- Ck45	Q4 / Martensit- Ck45	Q4 / Ferrit, Perlit, Bainit- Ck45	Q4 / Ferrit, Perlit, Bainit, Martensit- St37	Q4 / Austenit -St37	Q7 / Austenit	Q7 / Martensit, Perlit	Q9 / Ferrit, Perlit, Bainit, Martensit	Q9 / Austenit	Q12 / Ferrit	Q12 / Ferrit	Q12 / Martensit
0		200000	200000	210000	210000	200000	185872	228255	220463	205866			
10											212642	212642	187893
20	210000								216982	199949	206622	206622	
100									210827	192332	199264	199264	187893
200	200000								202724	182527	169163	192575	160468
300		175000	185000	193000	190000	170000			192917	171503	134381	183879	110301
400	175000								180919	158047	107625	175184	85551
500									167221	142644	101605	164481	
600	135000	150000	168000	165000	155000	155000			151332	125780	75518	139732	
700											47424		
750									133736	106970		113645	
800	78000								119264				
875													
900		124000		120000	100000	60000				86212		88896	
1000	15000									63267		64816	
1100	7000									39589			
1150													
1200	3000						60255	60255			20000	20000	
1300	1000												
1500	1000												

Temperatur T [°C]	Elastizitätsmodul E [N/mm ²]			
	Q13 / Ferrit	Q13 / Ferrit	Q13 / Ferrit	Q13 / Ferrit
20	201109	201685	204745	212000
50	191348	198053	200588	211000
100	199941	199666	237174	208000
150	198234	210374	217523	205000
200	206215	201132	212630	202000
250	173457	204491	197599	198000
300	177276	217633	211913	194000
350	177705	188371	202371	189000
400	171079	183162	190570	185000
450	158877	184268	146613	180000
500	154668	167881	177418	175000
550	130001	133803	148357	170000
600	87042	107162	120509	165000
650	69716	86226	89934	162000
700	53804	70666	85913	159000
750	52516	57735	68151	157000
800	39302	46452	54939	153000
850	18910	30689	33183	144000
900	13191	30116	18101	133000
950	18851	20930	21076	
1000	15039	27366	16501	
1050	13935	22921	15162	
1100	7064	17034	13012	
1150	13275	16786	12821	
1200	11532	18595	11532	

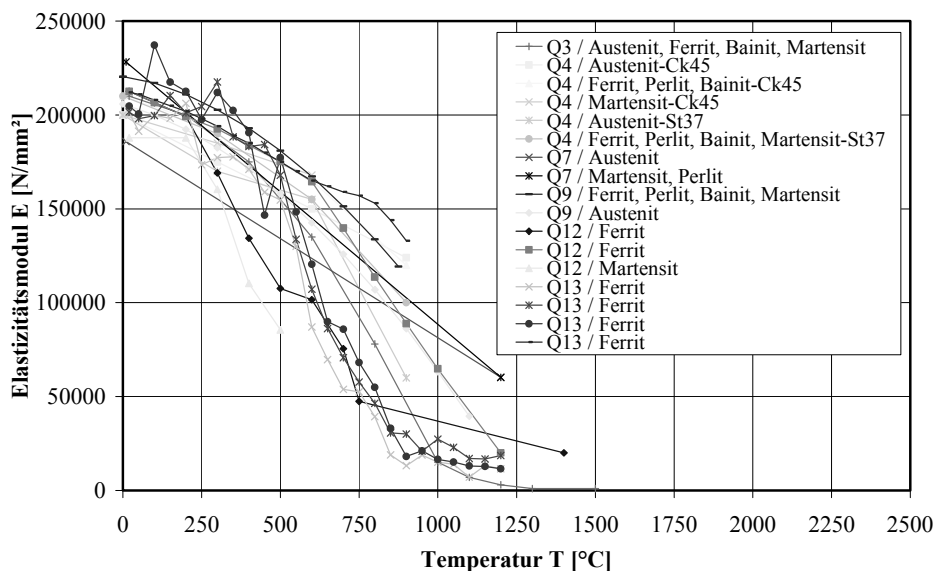


Abbildung A.12: Elastizitätsmodul von Austenit, Ferrit, Perlit, Bainit und Martensit

Tabelle A.15: Querkontraktionszahl von Austenit, Ferrit, Perlit, Bainit und Martensit

Temperatur T [°C]	Querkontraktionszahl ν [-]					
	Q3 / Ferrit, Bainit, Martensit, Austenit	Q4 / Austenit- Ck45	Q4 / Ferrit, Perlit, Bainit, Martensit- Ck45	Q4 / Austenit, Ferrit, Perlit, Bainit, Martensit- St37	Q9 / Ferrit, Perlit, Bainit, Martensit, Austenit	Q13 / Ferrit
0		0,29	0,28	0,28	0,28	0,277
20	0,33					
50						0,287
100						0,284
150						0,281
200	0,33					0,278
250						0,286
300		0,31	0,30	0,30		0,293
350						0,277
400	0,33					0,285
450						0,286
500						0,287
550						0,288
600	0,33	0,33	0,31	0,31		0,310
650						0,350
900		0,35				
1000	0,33					
1100					0,31	
1200			0,33	0,33		
1400	0,33					

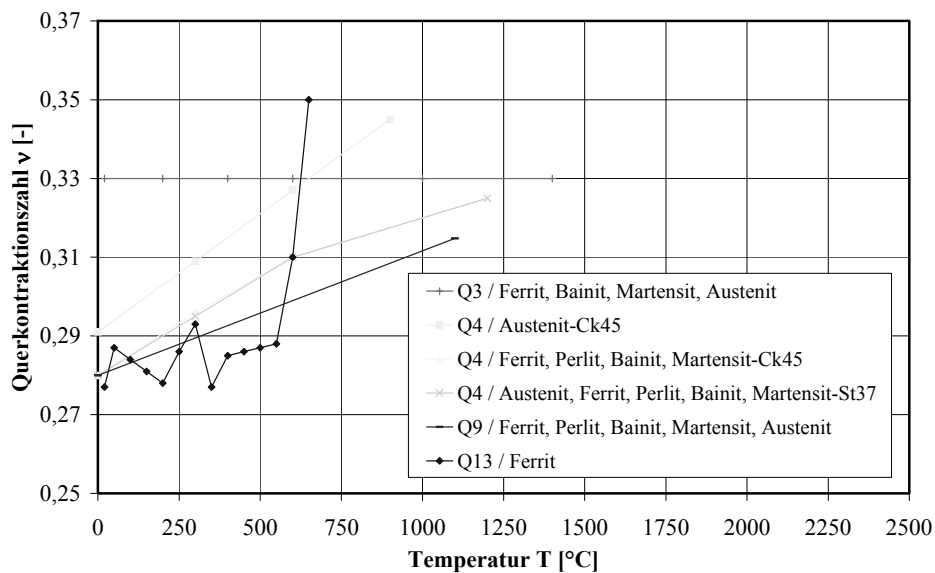


Abbildung A.13: Querkontraktionszahl von Austenit, Ferrit, Perlit, Bainit und Martensit

Tabelle A.16: Spannungs-Dehnungs-Kurve von Bainit

Dehnung ε [-]	Spannung σ [N/mm ²]					
	Q2 /	Q2 /	Q2 /	Q2 /	Q2 /	Q2 /
	Martensit	Martensit	Martensit	Martensit	Martensit	Martensit
	20 °C	300 °C	600 °C	900 °C	1000 °C	3000 °C
0	0	0	0	0	0	0
0,0002						10,6
0,0005					51,3	
0,0007			99,6	70,1		
0,0012		227,6				
0,0017	359,6					
0,0100	417,9	290,8	163,8	134,7	78,4	15,9

Tabelle A.17: Spannungs-Dehnungs-Kurve von Martensit

Dehnung ε [-]	Spannung σ [N/mm ²]					
	Q2 /	Q2 /	Q2 /	Q2 /	Q2 /	Q2 /
	Martensit	Martensit	Martensit	Martensit	Martensit	Martensit
	20 °C	300 °C	600 °C	900 °C	1000 °C	3000 °C
0	0	0	0	0	0	0
0,0002						10,6
0,0005					51,9	
0,0007				71,0		
0,0013			197,9			
0,0026		499,6				
0,0034	702,0					
0,0100	748,4	553,6	260,3	135,2	79,3	16,0

Tabelle A.18: Spannungs-Dehnungs-Kurve von Austenit

Dehnung ε [-]	Spannung σ [N/mm ²]					
	Q2 /	Q2 /	Q2 /	Q2 /	Q2 /	Q2 /
	Martensit	Martensit	Martensit	Martensit	Martensit	Martensit
	20 °C	300 °C	600 °C	900 °C	1000 °C	3000 °C
0	0	0	0	0	0	0
0,0001						9,9
0,0005			78,3		49,8	
0,0006		109,0				
0,0007				69,3		
0,0009	188,7					
0,0100	253,6	175,7	145,9	134,1	77,9	15,2

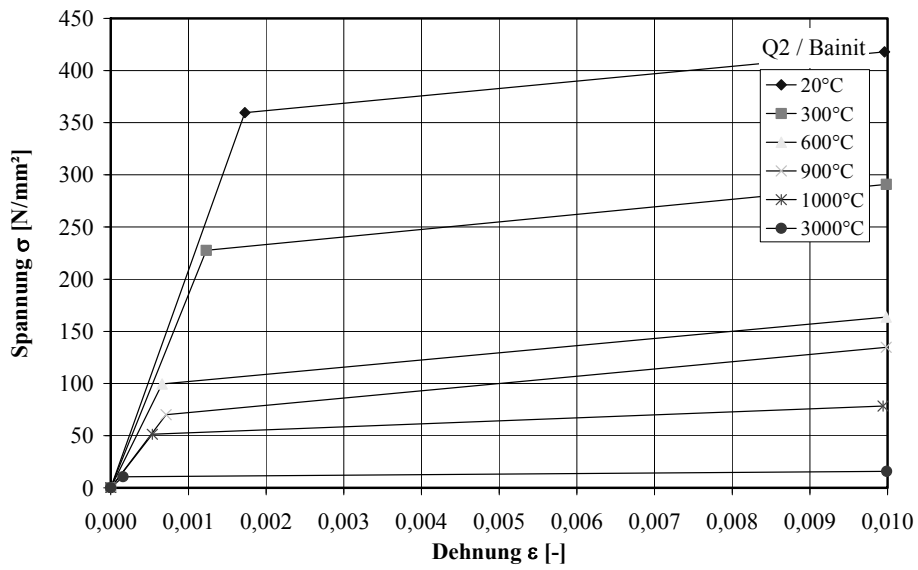


Abbildung A.14: Spannungs-Dehnungs-Kurve von Bainit

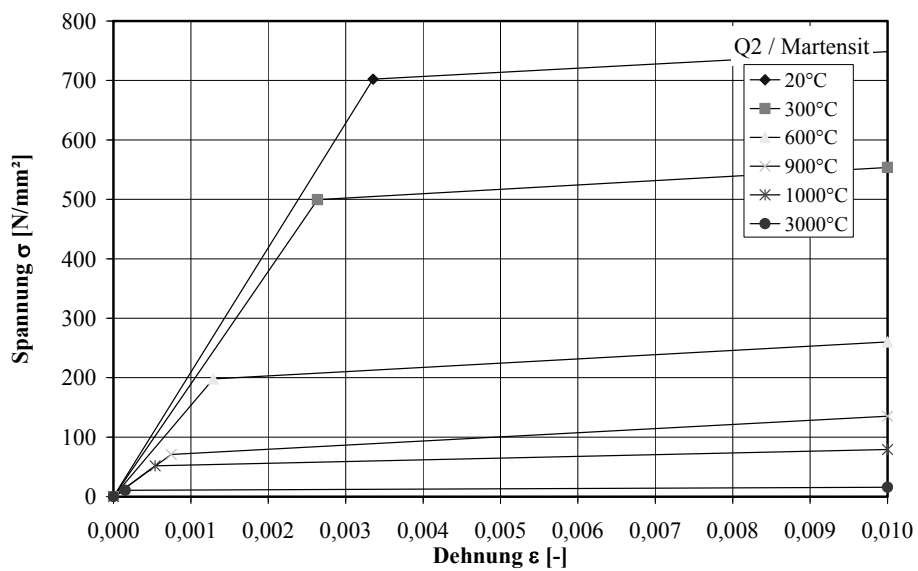


Abbildung A.15: Spannungs-Dehnungs-Kurve von Martensit

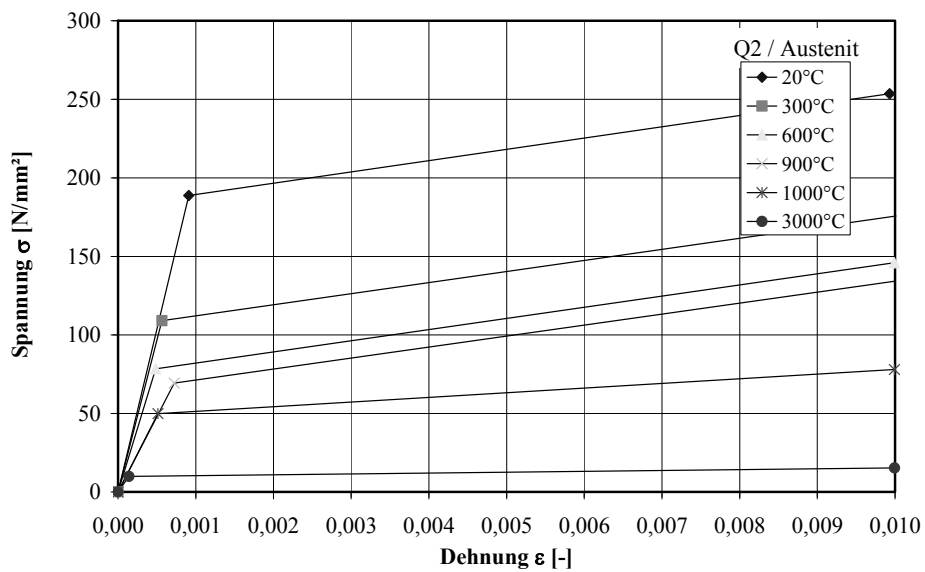


Abbildung A.16: Spannungs-Dehnungs-Kurve von Austenit

Tabelle A.19: Spannungs-Dehnungs-Kurve von Ferrit

Dehnung ε [-]	Spannung σ [N/mm ²]							
	Q12 / Ferrit	Q12 / Ferrit	Q12 / Ferrit	Q12 / Ferrit	Q12 / Ferrit	Q12 / Ferrit	Q12 / Ferrit	Q12 / Ferrit
	20 °C	200 °C	295 °C	407 °C	500 °C	600 °C	700 °C	750 °C
0,001	181,5	241,3	103,1	160,8	146,4	107,2	70,1	
0,003	441,3	455,7	398,0	323,8	325,8	255,7	200,1	132,1
0,005	550,6	499,1	451,7	400,1	406,3	317,6	226,9	142,4
0,007	569,3	507,4	474,4	468,2	431,1	325,9	235,2	152,7
0,009	575,5	513,6	493,0	478,6	439,4	326,0	235,3	152,8
0,011	577,6	528,1	503,4	491,0	451,8	326,0	237,4	150,8
0,013	581,8	532,3	509,6	499,3	451,9	328,1	237,4	150,9
0,015	583,9	538,5	515,8	507,6	456,1	328,2	237,5	150,9
0,017	583,9	542,7	522,1	511,8	460,2	328,3	237,5	151,0
0,019	588,2	551,0	528,3	518,0	460,3	328,3	237,6	151,0
0,021	588,2	551,1	532,5	524,3	462,4	326,3	237,6	151,1
0,023	590,3	553,2	536,7	526,4	464,5	324,3	235,6	151,1
0,025	590,4	559,4	540,9	530,6	464,6	322,3	233,6	151,2
0,027	592,5	559,5	543,0	534,7	466,7	322,3	231,6	151,2
0,029	592,6	559,5	545,1	536,8	468,8	320,3	223,4	151,3
0,031	592,6	563,7	547,2	539,0	468,9	318,3	211,1	151,3
0,033	592,7	563,8	549,4	543,1	468,9	318,4		151,4
0,035	594,8	565,9	553,5	547,3	471,1	318,4		151,5
0,037	592,8	568,0	555,6	549,4	471,1	316,4		151,5
0,039	592,8	568,0	557,7	551,6	471,1	316,5		151,6
0,041	590,9	561,9	557,8	551,6	471,2	314,5		149,6
0,043	590,9	559,9	557,8	551,7	471,2	313,5		149,6
0,045	588,9	557,9	562,0	551,7	473,4	312,5		149,7
0,047	586,9	555,9	564,2	553,8	473,4	310,5		149,7
0,049	584,9	551,8	566,3	553,9	473,5	310,6		149,8
0,051	582,9	545,7	568,4	558,1	473,5	310,6		147,8
0,053	580,8	541,6	568,4	560,2	473,6	308,6		147,8
0,055	578,8	535,5	568,5	560,2	473,6	308,7		147,9
0,057	576,8	529,4	568,5	560,3	473,7			
0,059	572,8	519,1	568,6	562,4	473,7			
0,061	570,7	496,5	568,7	562,5	473,8			
0,063	568,7		570,8	562,5	473,8			
0,065	566,7		570,8	562,6	471,8			
0,067	564,7		570,9	562,6	471,9			
0,069	562,7		573,0	562,7	472,0			
0,071	560,7		573,1	564,8	472,0			
0,073	558,7		573,1	564,8	470,0			
0,075	552,6		573,2	564,9	468,0			

Tabelle A.20: Spannungs-Dehnungs-Kurve von Bainit

Dehnung ε [-]	Spannung σ [N/mm ²]					
	Q12 /	Q12 /	Q12 /	Q12 /	Q12 /	Q12 /
	Bainit	Bainit	Bainit	Bainit	Bainit	Bainit
	20 °C	200 °C	295 °C	407 °C	500 °C	600 °C
0,001	207,5	253,1	227,8	134,1	118,9	43,0
0,003	341,6	420,1	313,7	318,8	311,2	217,5
0,005	384,5	478,1	344,0	389,5	349,0	273,1
0,007	409,7	513,5	381,8	427,4	389,4	295,7
0,009	432,3	538,6	399,4	450,0	407,0	310,8
0,011	444,8	553,7	419,5	480,3	427,1	320,8
0,013	454,8	576,3	444,7	497,9	434,6	328,2
0,015	467,3	583,8	462,3	512,9	452,2	333,2
0,017	482,4	596,3	477,3	528,0	457,1	338,1
0,019	489,9	608,9	489,9	538,0	472,1	340,5
0,021	499,8	618,8	502,4	547,9	482,1	342,9
0,023	509,8	628,8	512,4	557,9	489,6	345,3
0,025	519,8	631,2	522,4	567,9	497,0	347,7
0,027	529,8	641,2	529,8	575,4	504,5	347,5
0,029	537,3	651,2	537,3	585,4	506,9	347,4
0,031	542,2	656,1	542,2	587,8	511,8	349,8
0,033	544,6	658,5	552,2	597,8	516,8	349,7
0,035	547,0	660,9	559,7	602,7	519,2	349,5
0,037	551,9	665,9	564,6	607,6	521,6	349,4
0,039	554,3	673,3	569,5	612,6	526,5	349,3
0,041	559,3	678,2	577,0	617,5	526,3	346,6
0,043	564,2	680,6	579,4	619,9	528,7	346,5
0,045	569,1	680,5	584,3	624,8	531,1	346,3
0,047	569,0	680,4	589,2	629,7	533,5	346,2
0,049	573,9	682,8	594,2	632,1	533,4	346,1
0,051	576,3	685,2	596,6	637,1	535,8	343,4
0,053	578,7	682,5	598,9	636,9	535,7	343,3
0,055	581,1	682,4	603,9	641,9	535,5	343,1
0,057	583,5	684,8	606,3	644,3	537,9	340,5
0,059	585,9	684,6	608,7	649,2	537,8	340,3
0,061	588,3	682,0	611,1	651,6	537,6	340,2
0,063	588,1	679,3	613,5	651,4	537,5	337,5
0,065	590,5	679,2	618,4	653,8	537,4	334,9
0,067	592,9	679,0	620,8	656,2	537,2	334,7
0,069	592,8	676,3	620,7	658,6	537,1	332,0
0,071	595,2	673,7	623,1	661,0	534,4	329,4
0,073	597,6	673,5	625,4	660,9	534,3	329,3
0,075	597,5	673,4	627,8	660,7	534,2	326,6

Tabelle A.21: Spannungs-Dehnungs-Kurve von Martensit

Dehnung ε [-]	Spannung σ [N/mm ²]				
	Q12 /	Q12 /	Q12 /	Q12 /	Q12 /
	Martensit	Martensit	Martensit	Martensit	Martensit
	20 °C	200 °C	295 °C	407 °C	500 °C
0,001	200,6	196,6	152,5	116,3	88,2
0,003	529,6	525,6	437,3	413,2	413,2
0,005	645,9	734,2	653,9	549,6	605,8
0,007	770,2	854,5	770,2	685,9	625,7
0,009	830,3	934,6	862,4	798,2	685,8
0,011	866,3	990,7	918,5	854,3	709,8
0,013	898,3	1026,7	960,5	898,3	725,7
0,015	922,3	1054,7	1002,6	922,3	733,7
0,017	942,2	1078,7	1034,6	938,2	737,6
0,019	958,2	1094,7	1050,5	954,2	737,5
0,021	970,1	1110,6	1070,5	966,1	737,3
0,023	974,0	1118,5	1082,4	974,0	737,2
0,025	986,0	1130,4	1094,3	981,9	733,1
0,027	993,9	1134,4	1102,2	981,8	729,0
0,029	1001,8	1134,2	1114,2	981,7	728,9
0,031	1005,7	1134,1	1118,1	981,6	724,8
0,033	1005,6	1142,1	1126,0	989,6	720,6
0,035	1009,5	1142,0	1129,9	985,4	716,5
0,037	1009,4	1141,8	1133,8	985,3	712,4
0,039	1013,3	1141,7	1137,7	985,2	708,3
0,041	1013,2	1137,6	1141,6	985,1	704,2
0,043	1015,1	1109,4	1145,5	981,0	700,0
0,045	1017,0		1145,4	976,8	695,9
0,047	1012,9		1145,3	972,6	691,8
0,049	1008,8		1145,2	964,4	687,7
0,051	1008,7		1149,1	960,3	683,6
0,053	1000,5		1149,0	956,2	679,5
0,055	1000,4		1148,9	952,0	675,3
0,057	992,3		1148,8	947,9	671,2
0,059	984,1		1148,7	943,8	667,1
0,061	976,0		1148,6	939,7	663,0
0,063	967,9		1148,5	935,6	658,8
0,065	955,7		1144,4	931,4	650,7
0,067	935,6		1144,2	927,3	646,6
0,069	899,3		1140,1	919,2	646,5
0,071			1140,0	915,1	638,3
0,073			1139,9		634,2
0,075			1135,8		630,1

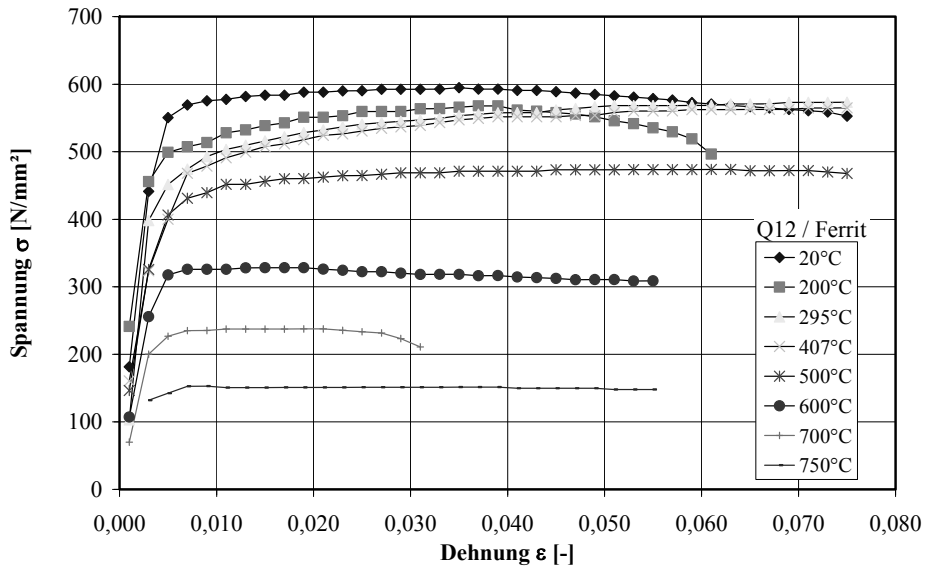


Abbildung A.17: Spannungs-Dehnungs-Kurve von Ferrit

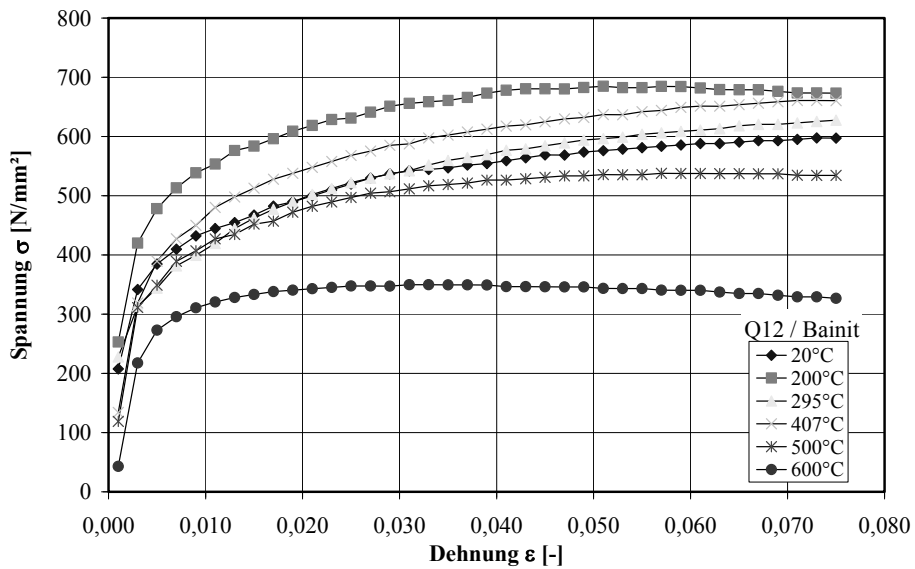


Abbildung A.18: Spannungs-Dehnungs-Kurve von Bainit

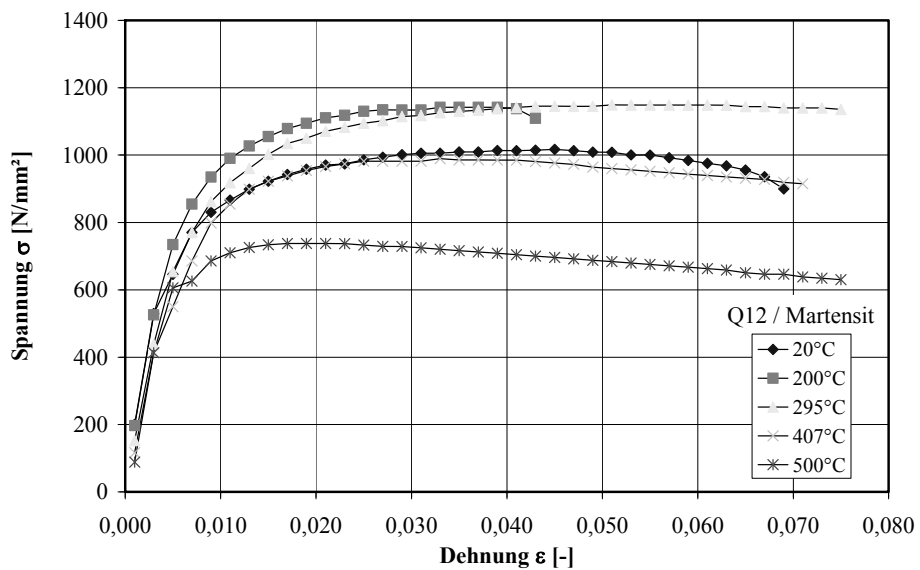


Abbildung A.19: Spannungs-Dehnungs-Kurve von Martensit

Tabelle A.22: Spannungs-Dehnungs-Kurve von Austenit und Ferrit

Dehnung ϵ [-]	Spannung σ [N/mm ²]													
	Q3 /	Q3 /	Q3 /	Q3 /	Q3 /	Q3 /	Q3 /	Q3 /	Q3 /	Q3 /	Q3 /	Q3 /	Q3 /	Q3 /
	20 °C	200 °C	300 °C	400 °C	500 °C	600 °C	700 °C	800 °C	900 °C	1000 °C	Q3 /	Q3 /	Q3 /	Q3 /
0,003	51,5	50,7	49,7	46,0	40,0	29,1	14,5	9,9	6,9	4,4				
0,004	73,6	72,5	70,9	65,7	57,2	41,5	20,8	14,2	9,8	6,2				
0,005	94,2	92,7	90,8	84,0	73,2	53,1	26,6	18,1	12,6	8,0				
0,010	110,4	108,7	106,4	98,5	85,8	62,3	31,1	21,2	14,7	9,3				
0,030	165,6	163,0	159,6	147,7	128,6	93,4	46,7	31,8	22,1	14,0				
0,040	191,3	188,4	184,5	170,7	148,6	107,9	54,0	36,8	25,5	16,2				
0,050	206,0	202,9	198,6	183,8	160,1	116,2	58,1	39,6	27,5	17,4				
0,070	228,1	224,6	219,9	203,5	177,2	128,7	64,3	43,9	30,4	19,3				
0,085	231,8	228,2	223,5	206,8	180,1	130,8	65,4	44,6	30,9	19,6				
0,100	235,5	231,8	227,0	210,1	182,9	132,8	66,4	45,3	31,4	19,9				
0,130	242,8	239,1	234,1	216,7	188,7	137,0	68,5	46,7	32,4	20,5				
0,170	253,9	250,0	244,8	226,5	197,2	143,2	71,6	48,8	33,8	21,5				
0,240	268,6	264,5	258,9	239,7	208,7	151,5	75,8	51,7	35,8	22,7				
0,300	275,9	271,7	266,0	246,2	214,4	155,7	77,8	53,1	36,8	23,3				
0,400	287,0	282,6	276,7	256,1	223,0	161,9	80,9	55,2	38,3	24,3				
0,500	298,0	293,4	287,3	265,9	231,5	168,1	84,1	57,3	39,7	25,2				
0,800	316,4	311,5	305,1	282,3	245,8	178,5	89,2	60,8	42,2	26,8				
1,000	327,0	322,0	315,7	292,2	254,4	184,7	92,4	63,0	43,7	27,7				

Tabelle A.23: Verfestigungs-Dehnungs-Kurve von Martensit

Dehnung ϵ [-]	Spannung σ [N/mm ²]												
	Q3 / 20 °C	Q3 / 200 °C	Q3 / 300 °C	Q3 / 400 °C	Q3 / 500 °C	Q3 / 600 °C	Q3 / 700 °C	Q3 / 800 °C	Q3 / 900 °C	Q3 / 1000 °C	Q3 / 1000 °C	Q3 / 1000 °C	Q3 / 1000 °C
0,003	93,8	81,9	78,2	74,4	66,7	52,2	26,4	11,9	7,5	4,6			
0,004	134,0	117,0	111,7	106,2	95,3	74,5	37,7	17,0	10,8	6,6			
0,005	171,5	149,7	143,0	136,0	122,0	95,4	48,3	21,7	13,8	8,5			
0,010	200,9	175,5	167,5	159,3	142,9	111,8	56,6	25,5	16,1	9,9			
0,030	301,4	263,2	251,3	239,0	214,4	167,7	84,9	38,2	24,2	14,9			
0,040	348,3	304,2	290,4	276,2	247,7	193,8	98,1	44,2	28,0	17,2			
0,050	375,1	327,5	312,8	297,4	266,8	208,7	105,7	47,5	30,1	18,5			
0,070	415,1	362,6	346,3	329,3	295,4	231,0	117,0	52,6	33,3	20,5			
0,085	422,0	368,5	351,8	334,6	300,1	234,8	118,9	53,5	33,9	20,8			
0,100	428,7	374,3	357,4	339,9	304,9	238,5	120,8	54,3	34,4	21,1			
0,130	442,1	386,0	368,6	350,5	314,4	245,9	124,5	56,0	35,5	21,8			
0,170	462,2	403,6	385,4	366,5	328,7	257,1	130,2	58,6	37,1	22,8			
0,240	489,0	427,0	407,7	387,7	347,8	272,0	137,7	62,0	39,3	24,1			
0,300	502,4	438,7	418,9	398,3	357,3	279,5	141,5	63,7	40,3	24,8			
0,400	522,5	456,2	435,6	414,3	371,6	290,7	147,2	66,2	41,9	25,8			
0,500	542,5	473,8	452,4	430,2	385,9	301,8	152,8	68,8	43,6	26,7			
0,800	576,0	503,0	480,3	456,8	409,7	320,5	162,3	73,0	46,2	28,4			
1,000	596,0	521,0	497,1	472,7	424,0	331,7	167,9	75,6	47,9	29,4			

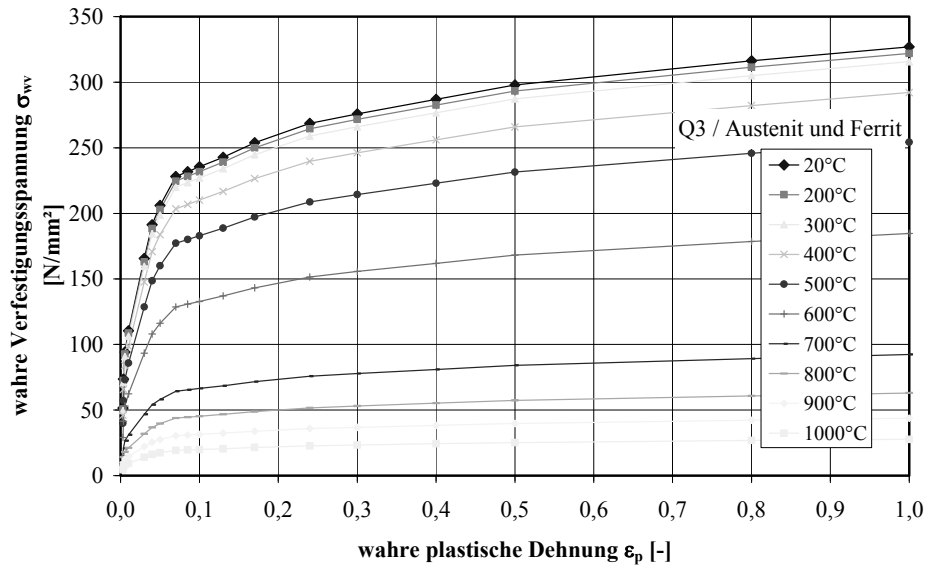


Abbildung A.20: Verfestigungs-Dehnungs-Kurve von Austenit und Ferrit

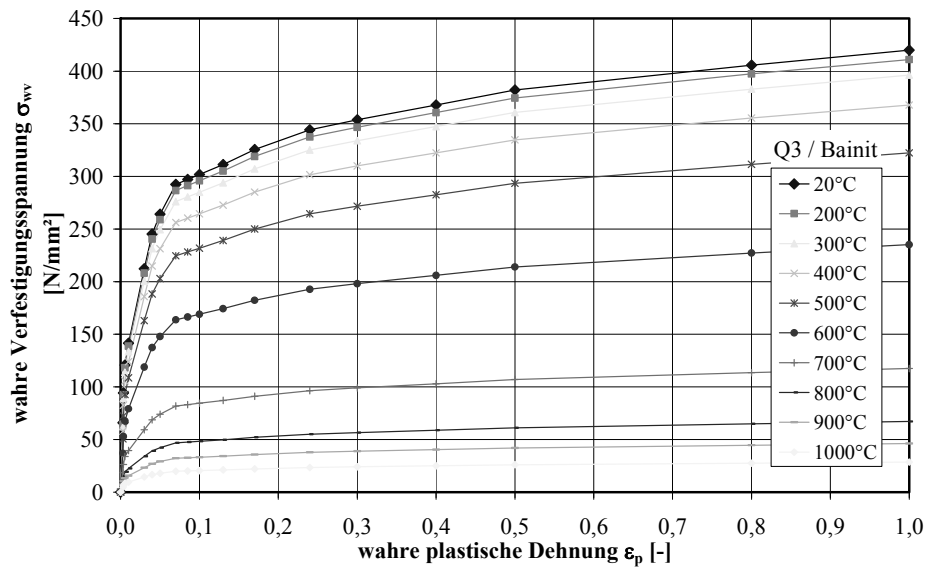


Abbildung A.21: Verfestigungs-Dehnungs-Kurve von Bainit

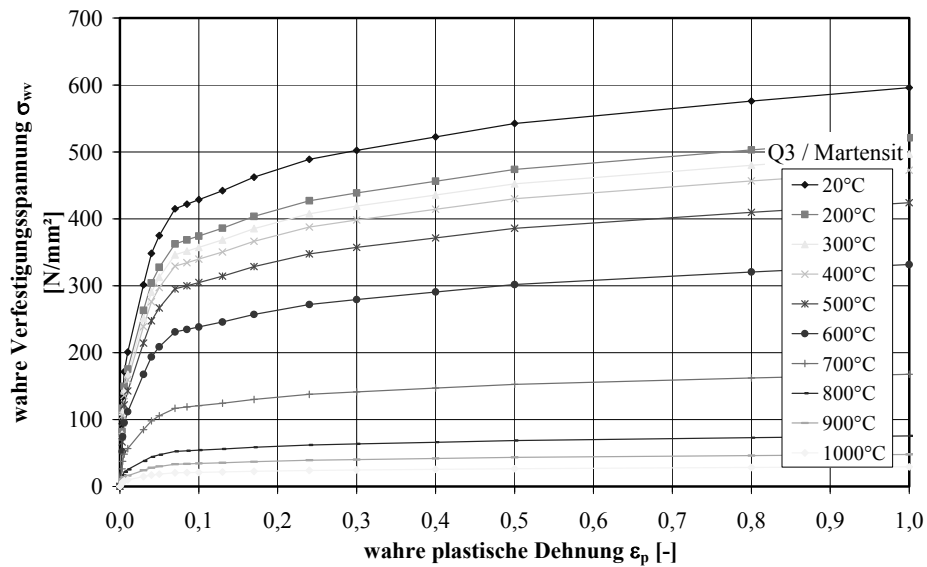


Abbildung A.22: Verfestigungs-Dehnungs-Kurve von Martensit

Tabelle A.24: Spannungs-Dehnungs-Kurve von Ferrit – V1

Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit	
20 °C		50 °C		100 °C		150 °C		200 °C	
Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ
[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]
0,17087	343,633	0,17231	329,72	0,16725	334,395	0,15513	307,527	0,14672	302,562
0,18401	356,624	0,18643	356,314	0,17376	345,283	0,16754	324,791	0,20643	320,601
1,81322	375,181	1,65834	368,949	1,82736	362,79	1,44777	341,466	0,9652	333,818
2,6706	407,71	2,48177	400,281	2,67173	392,093	2,06176	370,066	1,4841	378,999
3,54508	433,971	3,30698	425,872	3,52023	416,191	2,67674	392,462	2,02841	407,958
4,41774	455,084	4,13109	446,206	4,35521	435,01	3,30134	415,096	2,59783	428,784
5,29105	471,707	4,95192	462,11	5,20617	450,294	3,91867	432,37	3,03513	455,081
6,15215	484,717	5,77751	474,82	6,04776	462,242	4,53826	444,664	3,69174	461,352
7,02278	495,197	6,60034	484,827	6,8941	471,807	5,15926	456,053	4,22982	477,333
7,89161	503,54	7,42116	492,815	7,75	479,534	5,77294	472,261	4,80471	495,376
8,76934	510,232	8,24792	499,177	8,59716	485,65	6,39095	474,001	5,34942	512,584
9,63898	515,489	9,07417	504,233	9,43601	490,557	7,0158	474,227	5,83384	517,958
10,5067	519,622	9,89835	508,158	10,2862	494,526	7,63865	492,122	6,44816	514,647
11,37687	522,895	10,71791	511,267	11,1356	497,621	8,25324	494,812	6,99115	524,784
12,2545	525,393	11,54463	513,646	11,97952	500,054	8,87614	496,028	7,5409	531,896
13,12121	527,246	12,37823	515,471	12,82739	501,967	9,49036	494,209	8,0524	542,681
13,99187	528,661	13,19241	516,706	13,6664	503,359	10,11044	497,87	8,60822	543,797
14,86717	529,571	14,01829	517,606	14,52206	504,424	10,734	502,982	9,17683	543,517
15,7382	530,107	14,85013	518,077	15,36821	505,074	11,34654	504,967	9,65111	554,117
16,60901	530,347	15,67857	518,223	16,22061	505,344	11,97327	505,624	10,23151	553,672

Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit	
250 °C		300 °C		350 °C		400 °C		450 °C	
Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ
[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]
0,17184	298,063	0,14572	258,335	0,11818	210,02	0,11011	188,382	0,07675	121,942
0,26364	329,085	0,38387	300,289	0,35601	268,581	0,38324	275,431	0,35634	238,761
0,94719	333,201	1,1028	361,442	1,07619	349,573	0,78969	320,659	0,76052	290,937
1,43022	388,661	1,84288	410,88	2,04187	408,642	1,45859	365,825	1,46392	332,504
1,83862	414,782	2,57839	451,078	3,00245	453,234	2,13361	400,718	2,15178	362,221
2,37592	445,021	3,32709	484,166	3,96219	486,858	2,80626	429,413	2,85051	386,745
2,87385	463,698	4,06663	510,136	4,933	513,638	3,46846	453,029	3,55368	406,718
3,35908	484,447	4,80532	530,386	5,89641	534,651	4,14444	473,115	4,24596	422,734
3,74226	493,675	5,55022	546,361	6,85562	550,959	4,81389	489,689	4,94667	435,885
4,33358	510,928	6,29598	559,078	7,81824	563,876	5,48167	503,51	5,64323	446,741
4,82741	517,766	7,03044	568,997	8,78616	573,95	6,16425	515,027	6,34112	455,536
5,2758	533,835	7,77882	576,637	9,7396	581,587	6,83385	524,311	7,04033	463,029
5,82968	545,118	8,51632	583,225	10,7004	587,701	7,49855	531,965	7,73765	469,128
6,23579	548,9	9,26265	589,011	11,67227	592,244	8,16895	538,363	8,42977	474,221
6,70628	555,355	10,006	593,753	12,62507	595,501	8,84973	543,575	9,13404	478,277
7,10379	563,305	10,7467	597,458	13,59324	597,393	9,51386	547,695	9,81969	481,626
7,60258	570,753	11,48011	600,279	13,82256	597,725	10,18276	550,737	10,52639	484,221
8,24552	571,519	12,22842	602,468	13,82256	597,725	10,86038	552,974	11,22428	486,03
8,75518	574,143	12,96629	603,738	13,82256	597,725	11,53119	554,412	11,91831	487,116
9,25023	583,433	13,71678	604,247	17,36806	598,277	12,21063	554,999	12,62097	487,451

Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit	
500 °C		550 °C		600 °C		650 °C		700 °C	
Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ
[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]
0,07542	116,649	0,07168	93,189	0,10754	93,609	0,11985	83,553	0,13128	70,634
0,36341	226,958	0,34911	184,021	0,44345	179,303	0,37667	126,224	0,35968	87,705
0,58584	257,033	0,41445	199,749	0,47087	179,935	0,45494	127,145	0,39032	87,949
1,09135	290,527	0,75701	225,411	0,50566	180,585	0,53646	127,886	0,43768	88,221
1,58798	310,273	1,09974	238,259	0,67241	183,333	0,60195	128,351	0,47004	88,346
2,10149	326,462	1,43168	244,189	0,82623	184,817	0,68695	128,734	0,50266	88,462
2,60438	338,924	1,78353	248,53	0,98805	185,894	0,77164	129,089	0,55342	88,564
3,10713	348,855	2,12178	251,486	0,1488	186,966	0,8424	129,19	0,59349	88,618
3,62307	356,929	2,46872	253,863	0,29593	187,724	0,93033	129,308	0,62677	88,666
4,1211	363,018	2,80382	255,6	0,46256	188,301	1,018	129,427	0,67208	88,787
4,62786	367,99	3,15133	257,189	0,61538	188,812	1,08837	129,528	0,70673	88,813
5,12972	371,877	3,4878	258,253	0,77954	189,209	1,17605	129,641	0,74145	88,831
5,64695	374,971	3,8356	259,097	0,94299	189,448	1,24743	129,691	0,77679	88,849
6,14786	377,39	4,17025	259,842	2,09958	189,786	1,34122	129,836	0,829	88,853
6,65805	379,328	4,51369	260,369	2,25416	189,912	1,4112	129,836	0,85605	88,81
7,16253	380,796	4,86164	260,754	2,40735	190,048	1,49622	129,848	0,89079	88,771
7,66583	381,805	5,20796	261,12	2,57661	190,22	1,57978	129,912	0,94305	88,72
8,17366	382,425	5,54096	261,244	2,73689	190,283	1,6494	129,836	0,98187	88,668
8,67617	382,805	5,87559	261,32	2,88501	190,377	2,24848	129,537	1,01613	88,629
9,19196	382,987	6,23553	261,454	3,03982	190,4	2,31935	129,542	0,86464	88,885

Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit	
750 °C		800 °C		850 °C		900 °C		950 °C	
Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ
[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]
0,08577	45,045	0,09521	37,42	0,18372	34,741	0,2346	30,948	0,13448	25,35
0,31289	54,864	0,32899	51,231	0,42989	42,998	0,47261	36,852	0,37424	31,895
0,35526	55,112	0,60452	52,905	0,9673	45,771	0,68264	37,676	0,61836	32,926
0,61803	55,936	1,08528	54,044	1,73844	48,175	1,09632	38,648	1,04318	34,014
0,86158	56,391	1,5691	54,931	2,50488	49,738	1,50684	39,54	1,47932	34,591
1,12223	56,764	2,05136	55,45	3,27705	50,857	1,92363	40,311	1,90564	35,022
1,37277	56,982	2,53486	55,893	4,05044	51,758	2,32964	40,924	2,33061	35,418
1,63088	57,133	3,02099	56,204	4,82369	52,446	2,74394	41,451	2,77097	35,769
1,89465	57,324	3,50394	56,479	5,59391	53,01	3,15077	41,917	3,19318	36,088
2,14909	57,43	3,99057	56,718	6,36232	53,529	3,56317	42,316	3,63389	36,344
2,40013	57,572	4,47788	56,903	7,13592	53,893	3,98814	42,702	4,05547	36,605
2,65587	57,661	4,952	57,048	7,90632	54,262	4,39909	43,035	4,49781	36,835
2,91115	57,772	5,44101	57,178	8,6755	54,524	4,81328	43,323	4,92637	37,019
3,17653	57,839	5,92819	57,273	9,44375	54,737	5,2169	43,527	5,35754	37,159
3,41853	57,897	6,41108	57,35	10,21451	54,928	5,63951	43,714	5,78894	37,285
3,675	57,945	6,88777	57,404	10,98657	55,088	6,05043	43,842	6,21015	37,37
3,94261	57,963	7,38222	57,44	11,74558	55,203	6,45819	43,989	6,64297	37,442
4,19352	57,968	7,8608	57,467	12,51867	55,305	6,86956	44,108	7,07956	37,469
4,45347	57,959	8,34159	57,476	13,2965	55,341	7,28694	44,166	7,51155	37,532
4,71544	57,985	8,83598	57,508	14,06982	55,421	7,70613	44,206	7,94634	37,564

Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit	
1000 °C		1050 °C		1100 °C		1150 °C		1200 °C	
Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ
[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]
0,12612	18,967	0,10517	14,656	0,18202	12,858	0,06178	8,201	0,03119	3,597
0,36447	24,332	0,33767	17,834	0,44278	16,177	0,28286	10,562	0,28675	4,558
0,66659	25,243	0,72864	18,724	0,66017	16,426	0,56802	11,227	1,10502	5,196
1,15172	26,03	1,30097	19,534	1,05564	16,804	1,03182	11,875	1,92377	5,668
1,62708	26,591	1,85477	20,08	1,46415	17,085	1,51086	12,365	2,73865	6,071
2,09547	27,012	2,42211	20,568	1,85852	17,338	1,96728	12,788	3,56448	6,442
2,57924	27,343	2,98325	20,925	2,26729	17,561	2,44499	13,239	4,38819	6,793
3,05481	27,635	3,54208	21,251	2,66734	17,752	2,91268	13,596	5,21174	7,135
3,51907	27,9	4,11367	21,554	3,07394	17,961	3,37949	13,859	6,03663	7,47
4,0006	28,117	4,67696	21,779	3,46355	18,121	3,84927	14,132	6,85224	7,781
4,48242	28,307	5,24638	21,999	3,88126	18,259	4,31573	14,364	7,6714	8,095
4,94863	28,471	5,81004	22,175	4,27257	18,41	4,78246	14,524	8,49838	8,391
5,43423	28,599	6,37341	22,338	4,68026	18,539	5,24773	14,716	9,32051	8,7
5,90655	28,741	6,938	22,457	5,0773	18,695	5,71743	14,859	10,1447	8,993
6,38584	28,838	7,49036	22,567	5,47982	18,797	6,17573	14,979	10,97198	9,283
6,85694	28,94	8,05436	22,651	5,88717	18,882	6,64952	15,153	11,79513	9,563
7,33226	28,993	8,62499	22,721	6,27772	18,962	7,1205	15,256	12,60858	9,821
7,80751	29,05	9,18146	22,796	6,69356	19,047	7,58006	15,336	13,43532	10,064
8,27635	29,05	9,75204	22,831	7,0938	19,109	8,04829	15,443	14,25628	10,232
8,7659	29,09	10,31907	22,902	7,50461	19,167	8,51902	15,457	15,08333	10,296

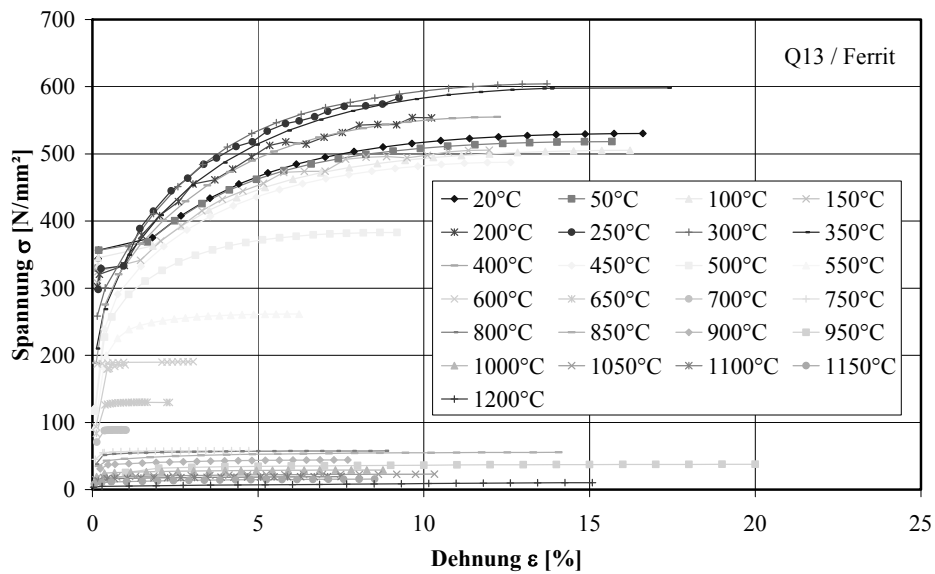


Abbildung A.23: Spannungs-Dehnungs-Kurve von Ferrit – V1

Tabelle A.25: Spannungs-Dehnungs-Kurve von Ferrit – V2

Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit	
20 °C		50 °C		100 °C		150 °C		200 °C	
Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ
[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]
0,1745	351,941	0,17257	341,785	0,17062	340,66	0,15642	329,063	0,14931	300,305
0,20329	385,286	0,20013	357,639	0,18759	366,506	0,21447	362,461	0,18631	327,547
2,18063	390,94	2,05169	383,205	2,17326	381,178	2,26499	379,542	2,14001	379,055
2,99626	419,795	2,77864	408,86	2,93935	405,245	2,99695	399,795	2,93589	404,03
3,80858	443,212	3,51206	430,468	3,70727	426,117	3,72037	418,348	3,73312	427,581
4,61782	462,165	4,25546	448,391	4,49	443,075	4,4558	433,488	4,54259	446,885
5,43963	477,693	4,99471	462,803	5,26939	456,626	5,18527	445,726	5,33466	459,831
6,25689	490,123	5,72773	474,446	6,04447	467,365	5,92459	455,722	6,14637	469,162
7,06899	499,993	6,46864	484,13	6,81242	476,031	6,65511	463,828	6,94627	480,746
7,89092	508,026	7,2024	491,853	7,58773	483,182	7,37631	470,374	7,73492	490,575
8,70454	514,406	7,94253	498,256	8,37168	488,991	8,11972	476	8,54762	500,728
9,52547	519,572	8,67394	503,3	9,14484	493,636	8,85254	480,509	9,34592	494,491
10,3361	523,608	9,41001	507,467	9,90652	497,335	9,58883	484,336	10,15422	497,549
11,15384	526,769	10,15254	510,738	10,69152	500,363	10,31275	487,403	10,94233	500,57
11,97728	529,19	10,88194	513,362	11,46444	502,672	11,04024	489,971	11,74513	503,607
12,78888	530,966	11,61678	515,345	12,24146	504,517	11,77078	492,121	12,54932	506,332
13,6056	532,21	12,35567	516,857	13,00641	505,792	12,50504	493,846	13,35561	508,676
14,42823	532,963	13,09958	517,877	13,79297	506,742	13,24355	495,15	14,15841	511,118
15,30897	533,377	13,8301	518,483	14,56687	507,258	13,96834	496,061	14,94758	513,121
15,6881	533,436	14,58216	518,786	15,34507	507,464	14,71868	496,418	15,76469	514,253

Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit	
250 °C		300 °C		350 °C		400 °C		450 °C	
Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ
[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]
0,14621	298,99	0,12935	281,515	0,13015	245,159	0,10272	188,147	0,08989	165,638
0,37443	329,849	0,35285	308,572	0,36487	285,267	0,40843	282,927	0,3506	245,528
1,45383	356,141	0,80429	329,988	0,85784	339,018	0,8374	323,67	0,64574	297,033
2,18378	395,871	1,3044	353,885	1,58329	392,02	1,5799	374,202	1,21573	339,048
2,96744	428,3	1,86949	396,469	2,29796	433,421	2,32263	414,323	1,78857	371,033
3,76071	453,253	2,4492	420,77	3,01333	466,219	3,07054	446,754	2,3628	397,335
4,49038	483,373	2,9965	444,385	3,72759	491,93	3,81164	472,265	2,95184	419,457
5,30565	485,381	3,50229	469,144	4,45245	512,248	4,56272	492,004	3,52615	437,298
6,04812	499,561	4,03042	483,279	5,16837	528,045	5,30072	507,403	4,09683	452,189
6,85534	525,014	4,61495	505,696	5,88937	540,14	6,04882	520,375	4,67871	464,741
7,60285	518,676	5,19028	517,541	6,60927	549,687	6,79253	530,877	5,25514	475,151
8,39143	515,942	5,71294	518,022	7,32405	557,271	7,53059	539,355	5,82599	483,598
9,16676	518,151	6,27898	529,745	8,04471	563,77	8,27796	546,198	6,40453	490,716
9,94262	525,159	6,83973	545,433	8,75674	568,998	9,01597	551,785	6,9753	496,414
10,71982	528,325	7,35758	549,428	9,47578	573,241	9,7628	556,118	7,55334	501,082
11,48173	531,08	7,92728	555,098	10,19987	576,747	10,50137	559,318	8,13804	504,771
12,25604	535,573	8,43545	544,782	10,91551	579,271	11,2445	561,839	8,71404	507,472
12,98109	545,532	8,97765	551,282	11,63561	581,227	11,99701	563,37	9,27985	509,399
13,7903	543,507	9,57017	566,427	12,34669	582,4	12,73811	564,314	9,8676	510,705
14,52962	547,286	10,13336	568,254	13,08147	582,937	13,48529	564,667	10,44734	511,188

Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit	
500 °C		550 °C		600 °C		650 °C		700 °C	
Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ
[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]
0,08015	134,551	0,0983	131,533	0,13345	143,003	0,14099	121,57	0,13217	93,399
0,36346	258,746	0,3728	208,085	0,38955	205,65	0,3725	151,873	0,38787	116,406
0,59323	286,869	0,41806	214,492	0,4459	207,972	0,46694	154,145	0,41971	116,909
1,09806	324,828	0,76444	263,857	0,74418	216,586	0,56716	155,888	0,4696	117,534
1,59626	351,396	1,11373	282,301	1,02048	220,283	0,76769	158,143	0,62295	119,14
2,10887	374,972	1,47241	294,813	1,30759	224,252	0,96846	158,981	0,8002	119,884
2,60855	394,03	1,83186	306,605	1,60914	228,265	1,17897	159,82	0,95003	120,187
3,12033	410,25	2,18839	315,755	1,88423	231,019	1,38513	160,895	1,11939	120,566
3,61638	423,242	2,53775	323,006	2,18282	233,226	1,58585	162,209	1,2743	120,87
4,1226	434,25	2,89564	328,843	2,46668	234,953	1,79039	163,233	1,44783	121,211
4,62303	443,346	3,26036	333,59	2,75421	236,298	1,97984	163,88	1,60201	121,514
5,13226	450,976	3,61501	337,217	3,04452	237,351	2,19002	164,462	1,77369	121,893
5,63525	457,048	3,95769	340,049	3,33134	237,777	2,40075	164,976	1,9276	122,163
6,14416	462,167	4,32106	342,406	3,62441	238,492	2,59384	165,338	2,10085	122,45
6,64529	466,076	4,67287	344,049	3,91884	239,065	2,80812	165,611	2,25622	122,634
7,15233	469,252	5,02763	345,332	4,19566	239,411	3,00466	165,772	2,43412	122,72
7,64939	471,562	5,38552	346,255	4,49272	239,744	3,22115	165,906	2,59148	122,814
8,16951	473,206	5,74673	346,833	4,77037	239,975	3,41781	166,044	2,75028	122,85
8,66368	474,046	6,09177	347,237	5,06876	240,153	3,61599	166,097	2,90993	122,85
9,17981	474,399	6,45723	347,397	5,36788	240,229	3,8336	166,173	3,08774	122,921

Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit	
750 °C		800 °C		850 °C		900 °C		950 °C	
Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ
[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]
0,09246	53,383	0,09713	45,117	0,11417	35,038	0,09907	29,835	0,11117	23,267
0,34082	75,783	0,37645	71,326	0,37969	55,786	0,37223	47,085	0,38174	38,305
0,4561	77,145	0,63651	73,577	1,12138	61,484	0,96307	51,596	0,86891	41,757
0,79766	78,896	1,13367	75,364	2,08591	66,714	1,80718	55,559	1,59189	44,225
1,15113	79,799	1,62992	77,032	3,06058	69,797	2,64274	58,024	2,31967	46,259
1,50585	80,703	2,14168	78,547	4,0274	71,744	3,49377	59,702	3,02738	47,577
1,85763	81,599	2,64118	79,675	4,98293	73,084	4,31877	60,901	3,75709	48,598
2,21059	82,384	3,14554	80,54	5,96358	74,175	5,16263	61,902	4,47498	49,355
2,57072	82,929	3,63412	81,221	6,91686	75,031	6,01204	62,669	5,21046	50,009
2,93138	83,422	4,14323	81,796	7,8939	75,732	6,84327	63,338	5,92892	50,562
3,27927	83,732	4,65047	82,358	8,86001	76,278	7,69463	63,895	6,65071	50,999
3,62502	84,065	5,14498	82,728	9,82509	76,788	8,52931	64,37	7,37237	51,389
3,97454	84,3	5,64113	83,036	10,80025	77,143	9,36758	64,747	8,09269	51,751
4,33982	84,579	6,15686	83,303	11,75664	77,476	10,2068	65,075	8,81912	52,003
4,69393	84,686	6,6567	83,49	12,72092	77,702	11,04744	65,353	9,5295	52,211
5,04268	84,894	7,1592	83,615	13,69513	77,87	11,88788	65,605	10,25585	52,419
5,3998	84,93	7,66008	83,758	14,65871	78,017	12,73502	65,757	10,98585	52,569
5,75098	85,076	8,16421	83,838	15,63034	78,132	13,58076	65,914	11,70196	52,666
6,09085	85,072	8,66926	83,896	16,59579	78,137	14,41482	65,995	12,42019	52,737
6,462	85,187	9,17475	83,945	17,57424	78,181	15,26639	66,072	13,15588	52,804

Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit	
1000 °C		1050 °C		1100 °C		1150 °C		1200 °C	
Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ
[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]
0,07878	21,56	0,07015	16,079	0,07408	12,619	0,05394	9,055	0,03626	6,743
0,33018	32,015	0,30661	24,418	0,3088	18,263	0,28331	14,705	0,26657	11,72
0,74573	34,487	0,78852	27,092	0,77901	20,505	0,70874	16,497	0,64131	12,971
1,38836	36,193	1,4916	28,971	1,49283	21,976	1,36018	17,664	1,23163	13,881
2,03941	37,846	2,20972	30,583	2,2033	23,34	2,00107	18,695	1,84592	14,535
2,67344	38,855	2,91904	31,761	2,91391	24,382	2,65374	19,545	2,43796	15,208
3,33174	39,613	3,62828	32,743	3,62182	25,242	3,30107	20,267	3,04435	15,785
3,98264	40,183	4,32125	33,565	4,32534	25,999	3,94593	20,879	3,6472	16,287
4,61694	40,73	5,04512	34,327	5,04196	26,687	4,60506	21,43	4,2467	16,737
5,27475	41,219	5,73713	34,963	5,74011	27,281	5,24283	21,923	4,83001	17,111
5,91692	41,618	6,46182	35,547	6,45034	27,851	5,89717	22,363	5,44482	17,468
6,55688	41,999	7,17049	36,057	7,15755	28,381	6,54958	22,764	6,04038	17,789
7,19837	42,322	7,87473	36,561	7,86788	28,825	7,20022	23,13	6,63484	18,084
7,86271	42,564	8,58417	36,968	8,5784	29,224	7,8519	23,451	7,23539	18,313
8,50811	42,793	9,29274	37,347	9,29232	29,554	8,482	23,764	7,84376	18,573
9,13833	42,972	10,00181	37,688	10,00021	29,899	9,13817	23,993	8,44115	18,776
9,78508	43,152	10,69739	37,973	10,69664	30,17	9,79066	24,226	9,04005	18,952
10,43849	43,255	11,41189	38,221	11,40623	30,329	10,44457	24,429	9,63972	19,111
11,081	43,291	12,12009	38,361	12,09582	30,492	11,08954	24,565	10,24773	19,216
11,74213	43,322	12,83697	38,426	12,09582	30,492	11,74535	24,631	10,84807	19,269

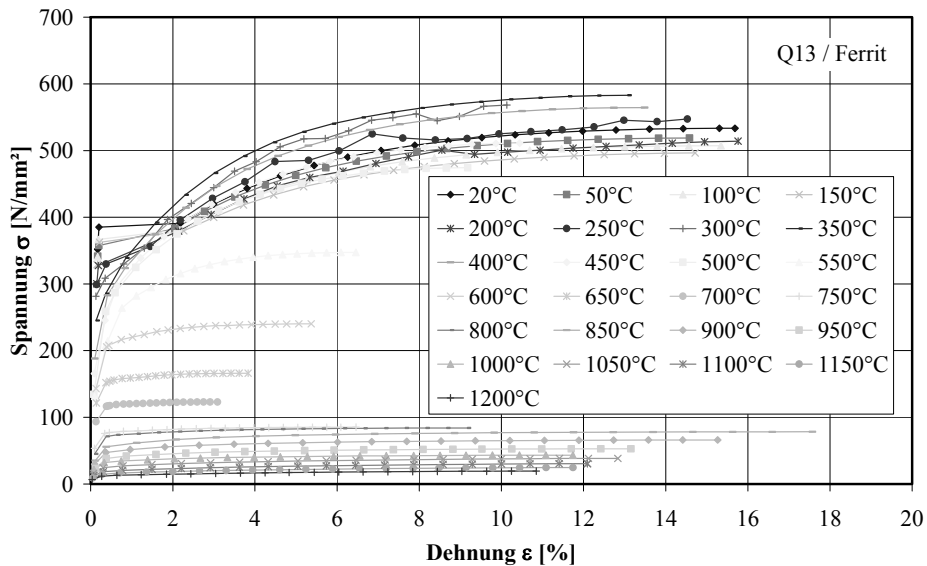


Abbildung A.24: Spannungs-Dehnungs-Kurve von Ferrit – V2

Tabelle A.26: Spannungs-Dehnungs-Kurve von Ferrit – V3

Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit	
20 °C		50 °C		100 °C		150 °C		200 °C	
Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ
[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]
0,17069	349,472	0,16901	339,017	0,1427	338,45	0,15611	339,566	0,14424	306,702
0,22324	375,468	0,24355	364,653	0,21566	357,512	0,25334	352,658	0,20934	331,433
2,13334	384,21	1,60113	365,586	1,73253	358,251	1,93102	360,808	1,6285	347,895
2,90981	418,388	2,36423	405,669	2,52012	395,666	2,72733	388,459	2,28074	375,865
3,68852	442,333	3,13479	432,56	3,30162	421,271	3,5544	412,471	2,92917	393,282
4,46301	462,065	3,89886	454,338	4,09356	441,948	4,36923	431,176	3,59243	412,729
5,24837	478,277	4,66506	472,046	4,89054	458,731	5,18104	446,023	4,24681	426,624
6,02674	491,369	5,42978	486,328	5,68743	472,242	5,98571	457,773	4,8948	439,301
6,80503	502,09	6,19994	497,861	6,4657	482,936	6,81404	467,457	5,55052	452,138
7,58399	510,848	6,9492	507,098	7,27137	491,898	7,62032	474,963	6,2042	459,742
8,34639	517,867	7,7352	514,909	8,06495	499,016	8,43737	481,118	6,8418	467,374
9,13453	523,775	8,49603	521,017	8,85844	504,747	9,25313	486,077	7,50456	470,389
9,91283	528,445	9,24819	525,811	9,64282	509,309	10,05758	489,957	8,15459	480,156
10,70408	532,228	10,01107	529,724	10,43912	512,978	10,87418	493,081	8,80957	483,704
11,46957	535,095	10,78261	532,765	11,20976	515,748	11,69762	495,566	9,48111	485,208
12,27087	537,39	11,55615	535,101	12,01732	517,973	12,48779	497,344	10,12318	482,737
13,03485	539,007	12,32972	536,801	12,82407	519,562	13,31151	498,761	10,7865	488,619
13,83055	540,134	13,09733	537,948	13,58743	520,595	14,12848	499,748	11,43234	491,902
14,57756	540,764	13,85731	538,567	14,3804	521,195	14,93704	500,29	12,08029	493,586
15,39209	541,005	14,64414	538,828	15,20203	521,408	15,77394	500,556	12,762	494,131

Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit	
250 °C		300 °C		350 °C		400 °C		450 °C	
Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ
[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]
0,14817	292,778	0,13415	284,274	0,11383	230,369	0,10489	199,883	0,09781	143,407
0,38345	326,705	0,36675	320,023	0,34453	287,182	0,34615	259,326	0,39738	252,535
1,03478	340,315	0,88926	326,168	0,47585	297,167	0,8465	324,66	0,72688	298,031
1,59479	380,048	1,40018	367,422	1,34422	380,252	1,59673	375,046	1,38246	340,732
2,13499	406,097	2,01591	405,05	2,22597	434,971	2,33488	414,652	2,03749	374,534
2,72591	423,775	2,5737	423,759	3,11908	476,956	3,08578	446,516	2,69438	401,461
3,28733	443,073	3,12829	450,167	3,99121	507,507	3,83019	470,866	3,34372	422,793
3,85212	465,411	3,7005	472,237	4,88916	530,207	4,57489	489,658	3,98739	440,01
4,40567	473,352	4,2651	482,992	5,76869	546,723	5,30779	505,032	4,64131	454,369
4,96498	494,593	4,83995	501,259	6,63034	558,681	6,07153	518,086	5,30443	466,27
5,53371	496,568	5,39202	513,29	7,51916	568,071	6,80513	528,269	5,96175	475,741
6,10414	502,056	5,9485	528,982	8,40097	574,265	7,54065	536,576	6,59603	483,284
6,65654	516,04	6,55627	533,184	9,30119	576,838	8,29995	543,304	7,24824	489,518
7,23212	514,827	7,12979	531,842	10,1037	580,007	9,04612	548,517	7,9143	494,563
7,79559	505,015	7,68537	544,634	10,1037	580,007	9,76791	552,551	8,55894	498,458
8,34476	517,447	8,26276	544,486	10,1037	580,007	10,52705	555,685	9,20599	501,415
8,91518	520,369	8,8223	548,268	12,82973	581,753	11,28609	557,995	9,8828	503,777
9,4844	522,066	9,36262	549,284	13,71297	583,459	12,00616	559,415	10,52301	505,265
10,05639	525,154	9,96671	555,483	14,58327	584,72	12,75664	560,138	11,18972	506,216
10,62706	526,74	10,53831	560,058	15,48237	585,549	13,41553	560,369	11,84558	506,585

Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit	
500 °C		550 °C		600 °C		650 °C		700 °C	
Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ
[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]
0,08239	146,168	0,09595	142,355	0,08569	103,263	0,13992	125,836	0,11658	100,16
0,35622	238,182	0,36616	223,376	0,34999	177,385	0,38607	165,934	0,34198	116,645
0,60404	271,146	0,57551	251,782	0,58221	202,329	3,12584	193,049	3,04305	135,795
1,15945	307,578	1,0564	282,912	1,07389	224,551	1,12839	178,08	1,13275	126,669
1,694	333,718	1,54998	300,813	1,5722	231,798	1,61272	182,252	1,62826	129,29
2,23737	354,857	2,04424	317,214	2,05033	238,434	2,07543	186,057	2,11831	131,35
2,78414	371,898	2,54089	329,652	2,55221	245,594	2,56597	189,92	2,62501	133,872
3,33659	385,738	3,02412	339,228	3,0446	250,726	3,04061	192,679	3,1255	136,138
3,86918	396,513	3,51542	346,86	3,54384	254,678	3,51802	194,807	3,63449	137,915
4,40727	405,336	4,01002	352,955	4,04599	257,75	3,98246	196,457	4,11694	139,198
4,95786	412,535	4,51301	357,941	4,5341	260,076	4,46377	197,792	4,61727	140,279
5,51048	418,32	4,99186	361,741	5,01603	261,91	4,93262	198,883	5,13148	141,126
6,05525	422,945	5,48122	364,87	5,50864	263,334	5,40747	199,717	5,62948	141,843
6,5855	426,395	5,97861	367,313	6,00659	264,449	5,8826	200,415	6,12925	142,453
7,14567	429,275	6,47757	369,234	6,50487	265,32	6,35547	200,947	6,60342	142,822
7,67874	431,358	6,94711	370,595	7,00066	265,98	6,85057	201,371	7,12563	143,161
8,20872	432,796	7,46637	371,786	7,48987	266,468	7,30871	201,66	7,61416	143,38
8,76191	433,811	7,94919	372,552	7,97012	266,761	7,78459	201,863	8,12062	143,57
9,30632	434,374	8,42043	372,975	8,46949	266,916	8,27723	202,026	8,61487	143,686
9,87202	434,523	8,94227	373,219	8,98701	267,005	8,75642	202,061	9,12505	143,775

Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit	
750 °C		800 °C		850 °C		900 °C		950 °C	
Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ
[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]
0,08816	60,08	0,08036	44,148	0,09886	32,805	0,17044	30,851	0,12538	26,425
0,33705	85,273	0,32772	69,352	0,37896	58,42	0,45739	46,096	0,39348	41,282
0,85437	91,831	1,21693	78,706	1,30342	66,817	1,43123	54,045	1,26391	47,377
1,59994	95,168	2,32759	83,855	2,42582	75,484	2,63623	60,135	2,35542	51,947
2,31762	97,623	3,43787	89,503	3,55064	80,979	3,81978	65,409	3,45052	55,889
3,06824	100,785	4,53893	93,637	4,69122	84,945	5,01583	69,162	4,54502	58,664
3,8155	103,067	5,63271	96,768	5,80023	87,934	6,21872	72,014	5,64438	60,862
4,55823	104,92	6,74413	99,27	6,93638	90,374	7,4218	74,334	6,73439	62,598
5,28858	106,419	7,83453	101,257	8,06813	92,388	8,60906	76,184	7,82111	64,091
6,03483	107,626	8,96229	102,867	9,20184	94,042	9,8029	77,798	8,91238	65,329
6,78359	108,668	10,04734	104,163	10,31452	95,461	10,98477	79,169	10,0165	66,439
7,5272	109,498	11,16856	105,271	11,46192	96,69	12,21044	80,349	11,09156	67,372
8,25576	110,157	12,24995	106,118	12,56571	97,679	13,39617	81,356	12,19174	68,201
8,99094	110,706	13,35036	106,819	13,72461	98,544	14,56673	82,203	13,27633	68,892
9,7305	111,116	14,46609	107,374	14,82019	99,214	15,79545	82,917	14,37481	69,478
10,46948	111,424	15,55188	107,769	15,96606	99,728	16,99218	83,543	15,48496	69,936
11,20109	111,711	16,68117	108,088	17,11381	100,163	18,15751	83,982	16,55636	70,311
11,96365	111,868	17,7649	108,327	18,21847	100,447	19,36515	84,359	17,62723	70,588
12,67715	111,988	18,8888	108,479	19,36406	100,62	20,57869	84,567	18,74413	70,733
13,45375	112,047	20,00714	108,527	20,50272	100,691	21,78501	84,705	19,85904	70,769

Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit		Q13 / Ferrit	
1000 °C		1050 °C		1100 °C		1150 °C		1200 °C	
Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ	Dehnung ϵ	Spannung σ
[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]	[%]	[N/mm ²]
0,12397	20,456	0,08792	13,33	0,06382	8,304	0,06951	8,912	0,06983	8,054
0,40168	31,857	0,35966	23,506	0,32537	16,546	0,32037	15,664	0,33615	14,679
1,22364	37,905	1,11935	28,504	1,09741	20,349	1,30307	19,291	1,10597	17,583
2,25807	41,017	2,08358	31,76	2,10583	22,485	2,47593	21,771	2,11969	19,779
3,31982	44,056	3,06814	34,914	3,10873	24,934	3,67877	24,305	3,12191	21,876
4,36103	46,572	4,04597	37,267	4,11127	26,992	4,86279	26,409	4,12302	23,722
5,40416	48,54	5,03244	39,18	5,12023	28,789	6,05396	28,206	5,12503	25,305
6,46621	50,21	6,00442	40,825	6,11543	30,284	7,22746	29,718	6,11811	26,729
7,51047	51,591	6,97344	42,263	7,1132	31,641	8,40404	31,112	7,11931	27,989
8,55877	52,811	7,96879	43,576	8,12282	32,834	9,59536	32,347	8,12798	29,125
9,59198	53,88	8,92218	44,696	9,1182	33,934	10,78124	33,443	9,12481	30,153
10,66077	54,842	9,90394	45,731	10,11861	34,928	11,9809	34,407	10,13162	31,053
11,69084	55,662	10,87791	46,645	11,11512	35,82	13,1425	35,267	11,12816	31,896
12,73968	56,374	11,87013	47,465	12,13093	36,64	14,33391	36,009	12,14324	32,683
13,8037	56,998	12,83915	48,178	13,12679	37,363	15,51203	36,62	13,14325	33,354
14,8399	57,497	13,81447	48,805	14,13375	38,007	16,71817	37,063	14,15664	33,935
15,88028	57,915	14,79576	49,325	15,15038	38,548	17,87066	37,281	15,17018	34,481
16,92324	58,218	15,77806	49,75	16,13109	38,987	17,95967	37,285	16,15181	34,916
17,97233	58,37	16,76445	50,024	17,11874	39,293	17,95967	37,285	17,14148	35,226
19,06472	58,419	17,75311	50,145	18,16019	39,444	17,95967	37,285	18,18563	35,398

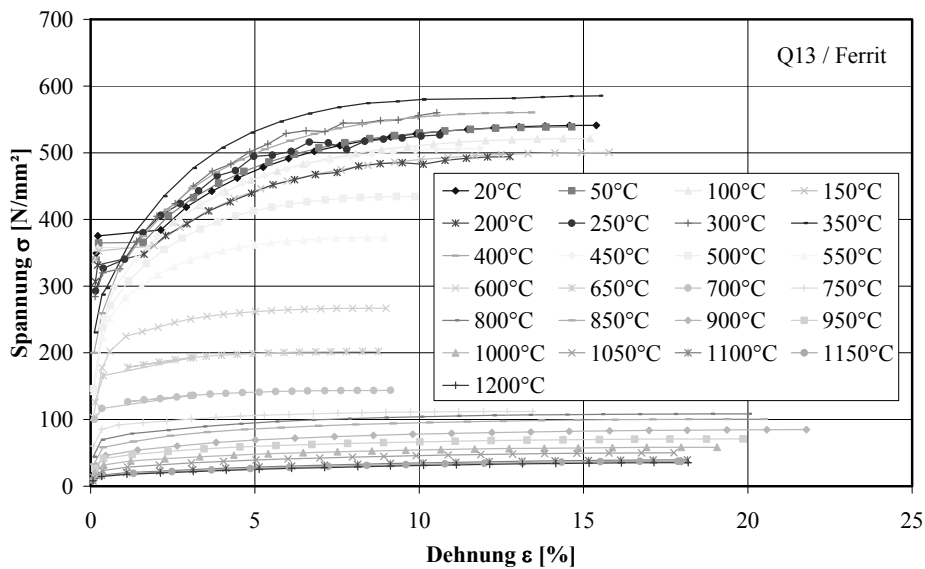


Abbildung A.25: Spannungs-Dehnungs-Kurve von Ferrit – V3

A.2.2 Duplex-Stahl

Die in den folgenden Tabellen und Diagrammen dargestellten Materialdaten für den Duplex-Stahl 1.4462 sind aus verschiedenen Literaturquellen zusammengetragen. Zusätzlich sind die Daten für Ferrit und Austenit aus dem FE-Programm SYSWELD angegeben. Die Tabelle A.27 enthält die Quellen für die Materialdaten, die in Abbildung A.26 bis Abbildung A.33 grafisch dargestellt sind.

λ – Wärmeleitfähigkeit [W/(m K)]	$R_{p0,2}$ – 0,2%-Dehngrenze [N/mm ²]
c_p – spezifische Wärmekapazität [J/(kg K)]	E – Elastizitätsmodul [N/mm ²]
ρ – Dichte [kg/m ³]	ν – Querkontraktionszahl [–]
α – Wärmeausdehnungskoeffizienten [1/K]	σ - ϵ – Spannungs-Dehnungs-Kurve

Tabelle A.27: Übersicht über Quellen der Materialdaten für Duplex-Stahl sowie Ferrit und Austenit

Quelle	Werkstoff	Materialdaten								Literatur
		λ	c_p	ρ	α	$R_{p0,2}$	E	ν	σ - ϵ	
Q1	Duplex-Stahl	X	X		X	X	X	X		[JIN, 2004]
Q2	Austenit	X	X	X						[SYSW, 2006a]
	Ferrit	X	X	X						
Q3	Duplex-Stahl		X						X	[YANG, 2005]
	ferritischer Stahl								X	
	austenitischer Stahl								X	
Q4	Duplex-Stahl				X					[GUNN, 1997]
Q5	Duplex-Stahl		X		X					[THYS,2002b]
Q6	Duplex-Stahl				X					[REICK, 1993]
Q7	Duplex-Stahl				X	X	X			[DIN 10088, 2005a],
										[DIN 10088, 2005b]

Tabelle A.28: Wärmeleitfähigkeit für Duplex-Stahl sowie Ferrit und Austenit

Temperatur T [°C]	Wärmeleitfähigkeit λ [W/(mK)]		
	Q1 /	Q2 /	Q2 /
	Duplex-Stahl	Ferrit	Austenit
0		40,0	15,0
20	19,0		
100	19,0	40,0	
200		39,0	
300	23,0	38,0	
400		36,0	
500	25,0	33,0	
600		29,0	
700		25,0	
800	23,0		
900		26,0	26,0
1200	19,5		
1480	19,0		
1500		34,0	34,0
1525			42,5
1550			59,5
1600			102,0
1700			136,0
2500			272,0

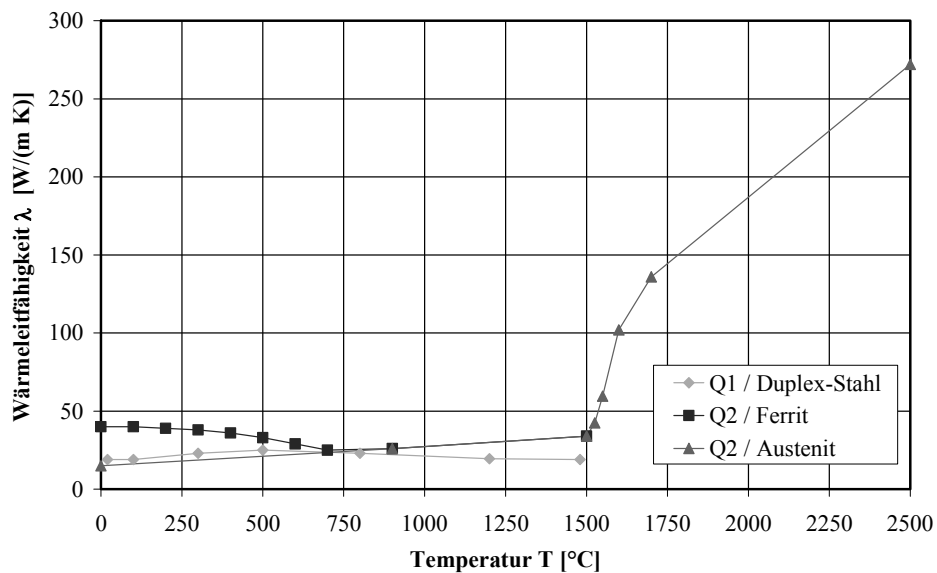


Abbildung A.26: Wärmeleitfähigkeit von Duplex-Stahl sowie Ferrit und Austenit

Tabelle A.29: spezifische Wärmekapazität von Duplex-Stahl sowie Ferrit und Austenit

Temperatur T [°C]	spezifische Wärmekapazität c_p [J/(kg K)]				
	Q1 /	Q2 /	Q2 /	Q3 /	Q5 /
	Duplex-Stahl	Ferrit	Austenit	Duplex-Stahl	Duplex-Stahl
0		430	480		
20	400			470	500
100	475	500	500	500	530
200		550	520	530	560
300	540	580	535	560	590
400		610	550		
500		650	570		
600	800	710	590		
700		790	605		
800	900	865	635		
900		650	650		
1000	660				
1480	732				
1500		670	670		

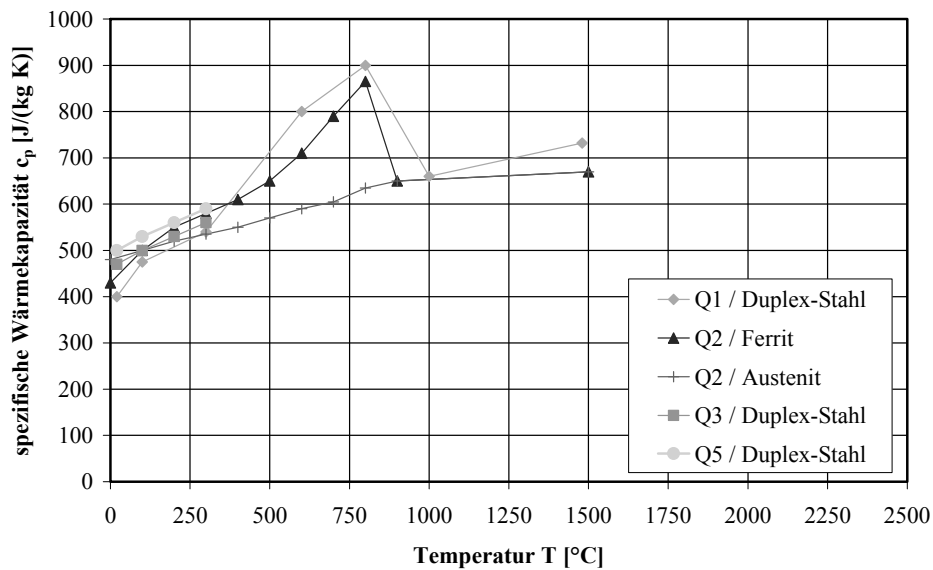


Abbildung A.27: spezifische Wärmekapazität von Duplex-Stahl sowie Ferrit und Austenit

Tabelle A.30: Dichte von Ferrit und Austenit

Temperatur T [°C]	Dichte ρ [kg/m ³]	
	Q2 / Ferrit	Q2 / Austenit
20	7815	7990
1480	7290	7290

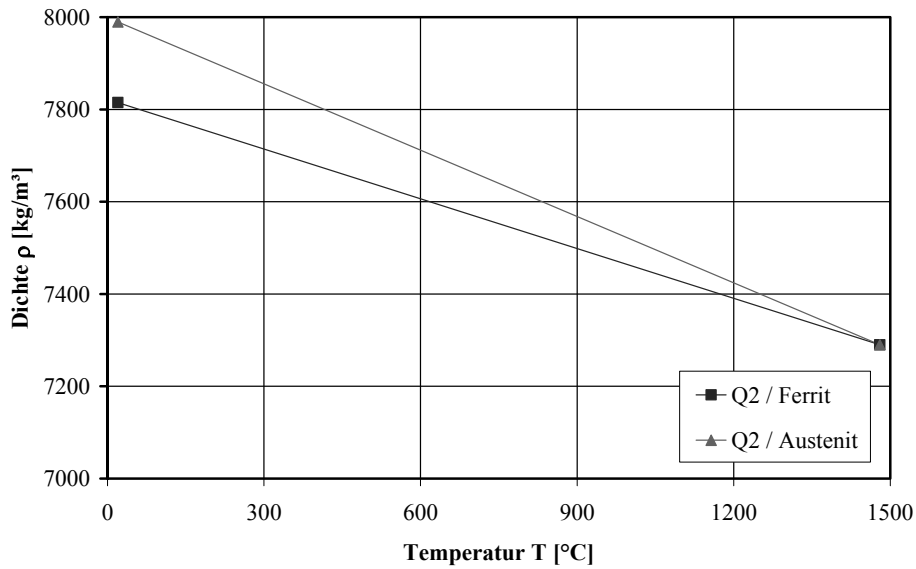


Abbildung A.28: Dichte von Ferrit und Austenit

Tabelle A.31: Wärmeausdehnungskoeffizienten von Duplex-Stahl

Temperatur T [°C]	Wärmeausdehnungskoeffizienten α [1/K]				
	Q1 /	Q4 /	Q5 /	Q6 /	Q7 /
	Duplex-Stahl	Duplex-Stahl	Duplex-Stahl	Duplex-Stahl	Duplex-Stahl
20	13,9			17,9	
100	13,9	13,0	12,0	18,5	13,0
200		14,0	12,5	18,8	13,5
300	14,9	14,5	13,0	19,1	14,0
350	15,5				
400	17,0			19,4	14,5
500	17,5			20,0	
600				20,6	
700				21,2	
800	18,1			21,3	
850				21,8	
1480	18,5				

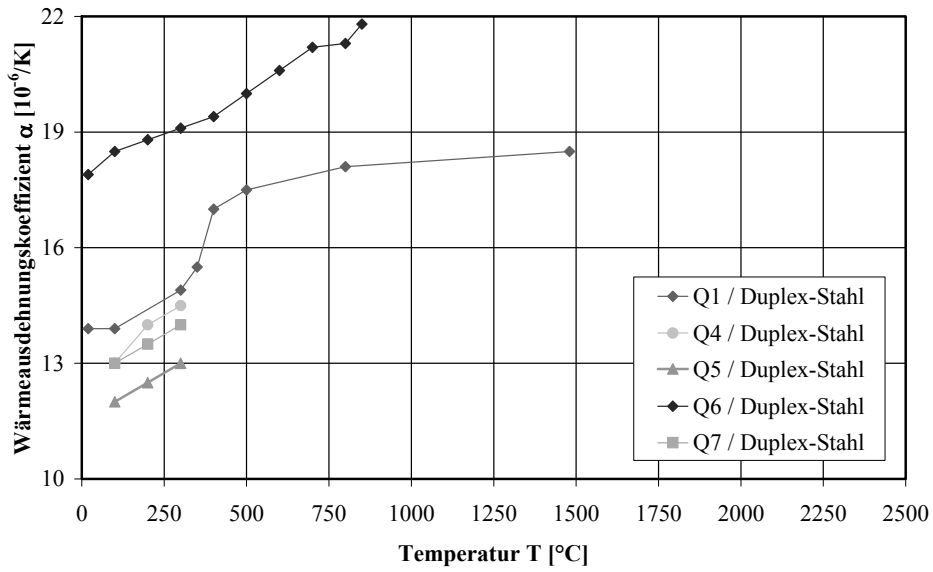


Abbildung A.29: Wärmeausdehnungskoeffizienten von Duplex-Stahl

Tabelle A.32: 0,2%-Dehngrenze von Duplex-Stahl

Temperatur T [°C]	0,2%-Dehngrenze $R_{p0,2}$ [N/mm ²]	
	Q1 / Duplex-Stahl	Q7 / Duplex-Stahl
	Q1 / Duplex-Stahl	Q7 / Duplex-Stahl
0	460	
20		450
100		360
150		335
200	320	315
250		300
470	270	
800	180	
1100	10	
1480	5	

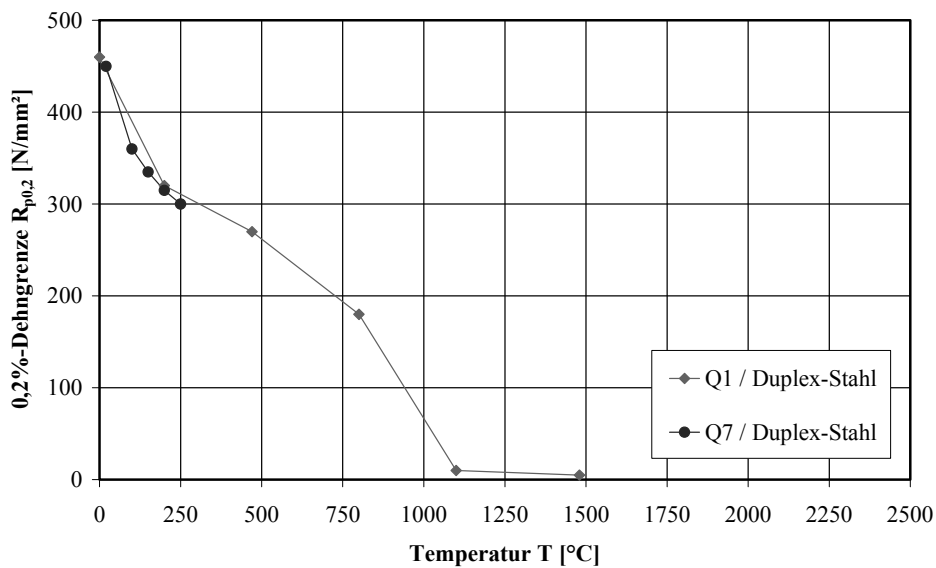


Abbildung A.30: 0,2%-Dehngrenze von Duplex-Stahl

Tabelle A.33: Elastizitätsmodul von Duplex-Stahl

Temperatur T [°C]	Elastizitätsmodul E [N/mm ²]	
	Q1 /	Q7 /
	Duplex-Stahl	Duplex-Stahl
20	188000	200000
100		194000
200		186000
250	170000	
300	163000	180000
500	145000	
700	130000	
1100	40000	
1480	1000	

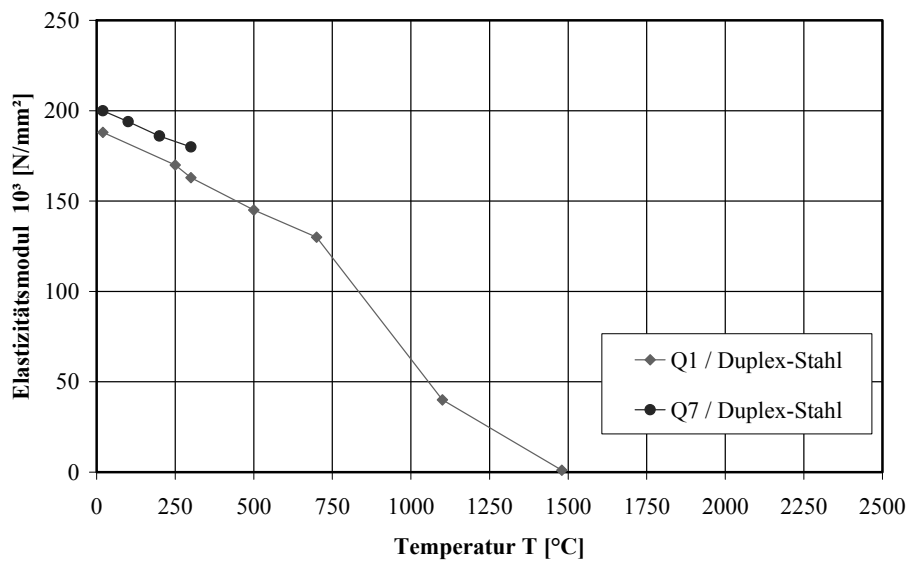


Abbildung A.31: Elastizitätsmodul von Duplex-Stahl

Tabelle A.34: Querkontraktionszahl von Duplex-Stahl

Temperatur T [°C]	Querkontraktionszahl ν [-]
	Q1 /
	Duplex-Stahl
0	0,26
400	0,32
500	0,31
650	0,29
1000	0,23
1480	0,23

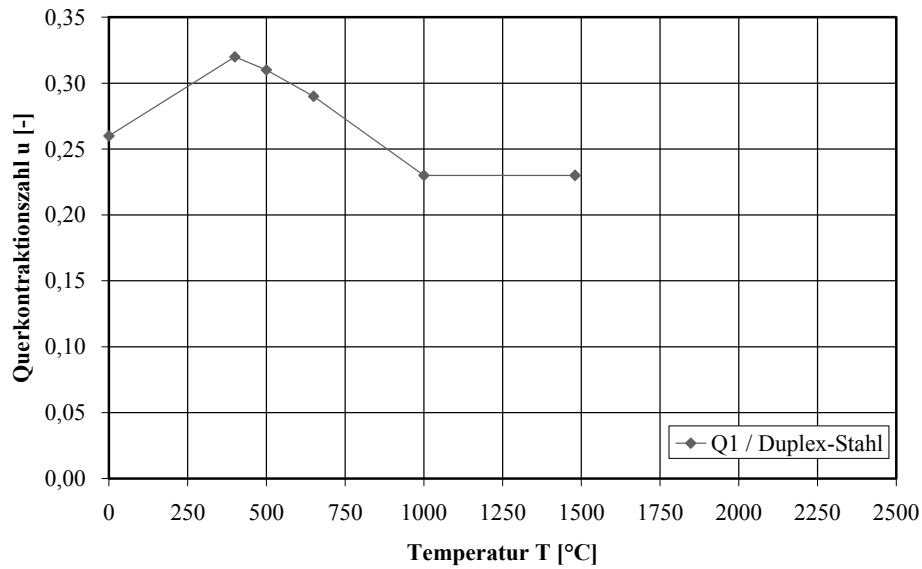


Abbildung A.32: Querkontraktionszahl von Duplex-Stahl

Tabelle A.35: Spannungs-Dehnungs-Kurve

Dehnung ε [-]	Spannung σ [N/mm ²]		
	Q3 /	Q3 /	Q3 /
	Duplex-Stahl	austenitischer Stahl	ferritischer Stahl
0	0	0	0
0,005		200	
0,010	400	250	400
0,015	440	275	500
0,020	460		
0,022			580
0,050	500	330	640
0,090			680
0,100		400	685
0,110			670
0,120			650
0,130			600
0,140	580		
0,150	570		330
0,160	540	446	
0,165		442	
0,167		440	
0,170	420	425	
0,173	350		
0,175		280	

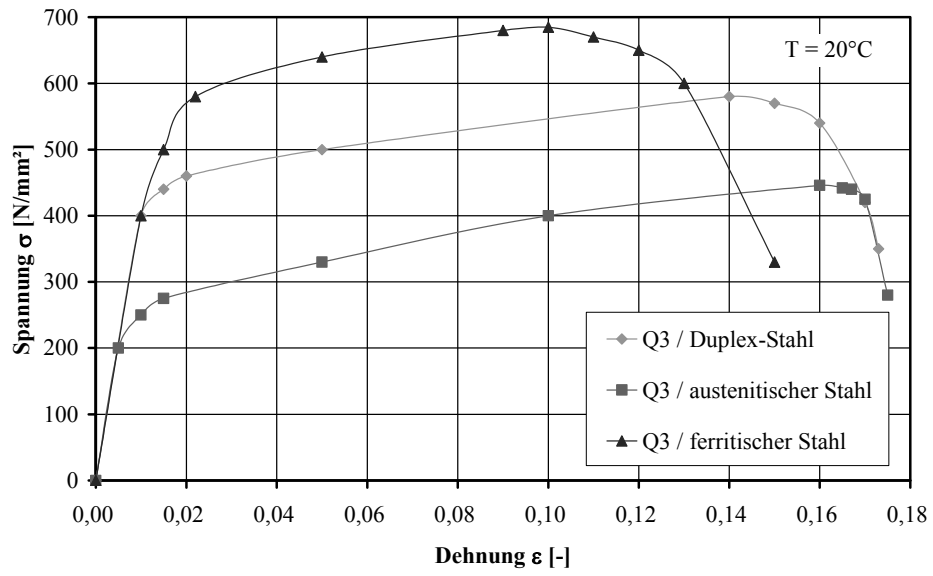


Abbildung A.33: Spannungs-Dehnungs-Kurve

A.2.3 Quarzglas

Die in den folgenden Tabellen und Diagrammen dargestellten Materialdaten für Quarzglas sind aus verschiedenen Literaturquellen zusammengetragen. Die Tabelle A.36 enthält die Quellen für die Materialdaten, die in Abbildung A.34 bis Abbildung A.40 grafisch dargestellt sind.

λ – Wärmeleitfähigkeit [W/(m K)]	E – Elastizitätsmodul [N/mm ²]
c_p – spezifische Wärmekapazität [J/(kg K)]	ν – Querkontraktionszahl [–]
ρ – Dichte [kg/m ³]	η – Viskosität [Pa s]
α – Wärmeausdehnungskoeffizienten [1/K]	

Tabelle A.36: Übersicht über Quellen der Materialdaten für Quarzglas

Quelle	Materialdaten							Literatur
	λ	c_p	ρ	α	E	ν	η	
Q1				X				[AMATA, 1972]
Q2			X				X	[BACON, 1960]
Q3							X	[BOWEN, 1978]
Q4							X	[SCHW, 1985]
Q5			X					[BRÜK, 1964a]
Q6							X	[BRÜK, 1964b]
Q7					X			[BUCA, 1974]
Q8					X	X		[CARN, 1964]
Q9		X						[CASE, 1972]
Q10	X							[DEVY, 1960]
Q11	X	X	X	X	X			[IIVI, 2005]
Q12			X	X			X	[SCHO, 1999]
Q13			X					[FAGA, 1978]
Q14			X					[FRAS, 1968]
Q15		X						[FREN, 1978]
Q16						X		[FUKU, 1997]
Q17					X	X		[FUKU, 1994]
Q18					X			[BLAN, 1994a]
Q19	X	X						[BLAN, 1994b]
Q20					X			[BLAN, 1994c]
Q21							X	[HETH, 1964a]
Q22							X	[HETH, 1964b]
Q23							X	[LEKO, 1974]
Q24							X	[LORY, 1976]
Q25		X		X				[LUCKS, 1960a]
Q26	X							[LUCKS, 1960b]
Q27				X			X	[MACE, 2000]
Q28				X				[OISHI, 1969]
Q29				X				[OTTO, 1963]
Q30				X				[PETZ, 1976]
Q31				X				[RAND, 1910]
Q32	X							[RATC, 1963a]
Q33	X							[RATC, 1963b]
Q34		X						[SCHL, 1991]
Q35	X							[SERG, 1969]
Q36					X			[SHIN, 1981]
Q37		X						[SOSM, 1927a]
Q38		X						[SOSM, 1927b]
Q39				X				[SOSM, 1927c]
Q40					X	X		[SPIN, 1962]
Q41	X							[SUGA, 1968]

Tabelle A.37: Wärmeleitfähigkeit von Quarzglas

Temperatur T [°C]	Wärmeleitfähigkeit λ [W/(m K)]							
	Q10	Q11	Q19	Q26	Q32	Q33	Q35	Q41
0			1,172304		1,3230288	1,32		1,3481496
20		1						
25						1,37		
26,85	1,381644							
50					1,402578	1,41		1,4360724
76,85	1,4570064							
80							0,59	
93,3				1,81428				
100			1,381644		1,46538	1,48	0,67	1,5156216
126,85	1,528182							
150							0,88	1,57005
176,85	1,5951708							
200			1,46538			1,59	1,1	1,6161048
204,4				1,91895				
226,85	1,6412256							
250							1,28	1,653786
273,1							1,32	
276,85	1,6789068							
280								1,6789068
300						1,71	1,36	1,695654
315,6				1,93058				
326,85	1,716588							
350							1,43	1,7542692
376,85	1,7710164							
400							1,5	1,8254448
426,7				2,15155				
426,85	1,842192							
450								1,9133676
476,85	1,9343016							
500			1,925928				1,62	2,009664
526,85	2,051532							
537,8				2,33763				
576,85	2,1855096							
600							1,72	
626,85	2,3613552							
648,9				2,64001				
676,85	2,595816							
700			2,595816				1,8	
726,85	2,909826							
760				3,18662				
776,85	3,34944							
800								
826,85	3,97746							
871,1				3,96583				

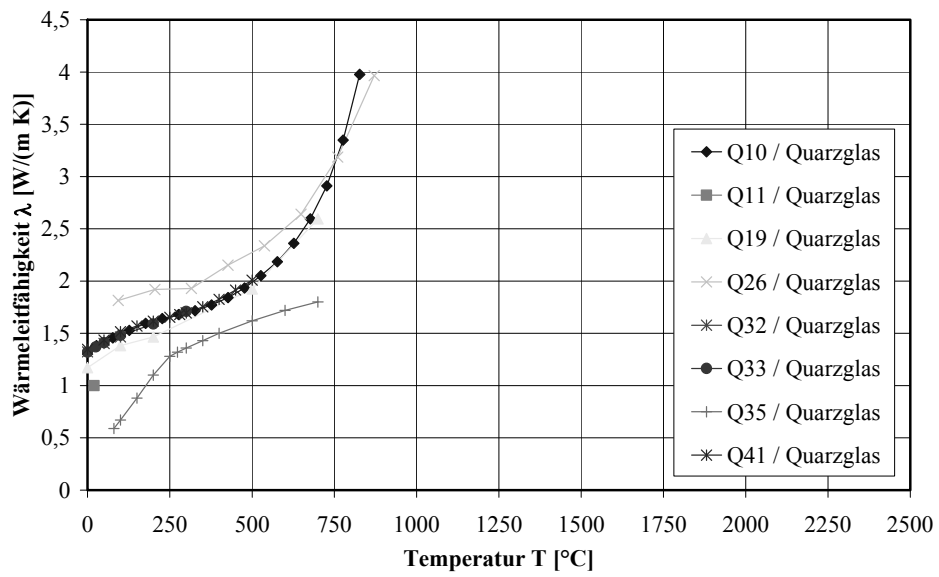


Abbildung A.34: Wärmeleitfähigkeit von Quarzglas

Tabelle A.38: Spezifische Wärmekapazität von Quarzglas

Temperatur T [°C]	Spezifische Wärmekapazität cp [J/(kg K)]							
	Q9	Q11	Q15	Q19	Q25	Q34	Q37	Q38
0				699,1956			694,283	788,45943
20		750		728,5032	687,16	1053		
25								841,40155
29,85	742							
40,9			757,84					
49,85	772							
50							775,15	
50								879,21735
60,27			785,53					
74,85	805,5							
78,88			808,73					
92,85	828,1							
93,3					804,48			
97,24			836,99					
100				833,1732		1050	842,19	954,84895
109,85	856,5							
115,68			857,75					
126,85	874,3							
133,69			879,59					
145,85	889,8							
150							900,85	1022,91739
152,77			901,32					
164,85	918,5							
173,03			923,1					
190,85	940,9							
193,1			941,93					
200							951,13	1079,64109
203,85	944,8							
204,4					946,94			
212,97			960,37					
213,85	956,4							
250							988,84	
256,35	986,5							
262,99			1000,79					
277,85	984,2							
290,27			1021,41					
299,85	999,7							
300				1021,5792			1026,55	1164,72664
315,6					1039,12			
316,52			1037,52					
327,35	1017							
342,6			1049,26					
350							1064,26	
368,57			1062,18					
375,85	1031							
394,36			1074,2					
399,85	1045							

Temperatur T [°C]	Spezifische Wärmekapazität c_p [J/(kg K)]							
	Q9	Q11	Q15	Q19	Q25	Q34	Q37	Q38
400							1089,4	1217,66876
407,85	1047							
419,96			1082,59					
426,7					1101,97			
427,85	1055							
450							1114,54	
470,76			1103,35					
500				1113,6888		1271	1131,3	1283,84641
537,8					1152,25			
550							1143,87	
600							1152,25	1306,53589
648,9					1189,96			
700							1177,39	1334,89774
760					1223,48			
800							1198,34	1359,47801
871,1					1248,62			
900							1210,91	1374,60433
1000				1189,0512		1215	1223,48	1387,83986
1200							1269,57	1406,74776
1300							1324,04	1421,87408
1400							1374,32	1431,32803
1500						1250	1420,41	1440,78198
1600							1449,74	1444,56356
1700							1474,88	1444,56356
2000						1284		

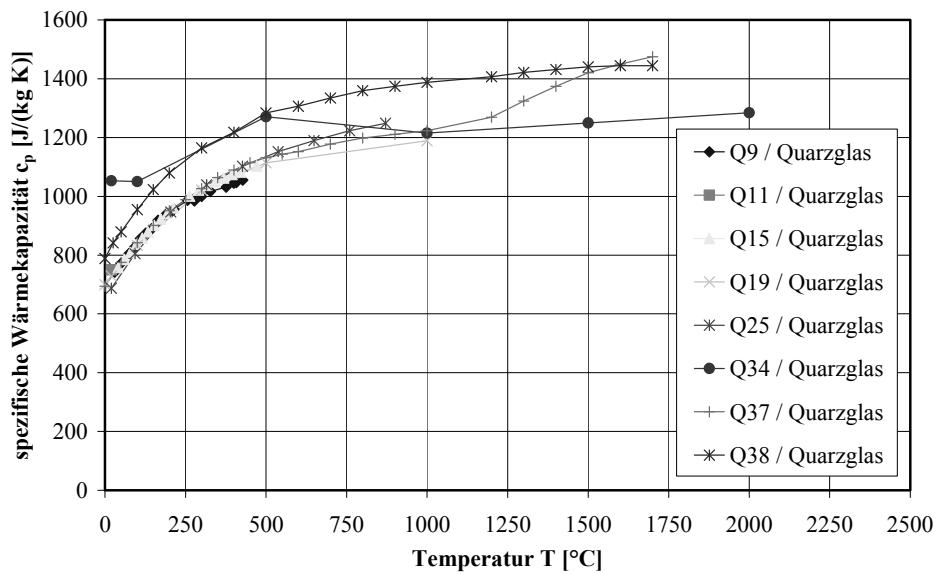


Abbildung A.35: Spezifische Wärmekapazität von Quarzglas

Tabelle A.39: Dichte von Quarzglas

Temperatur T [°C]	Dichte ρ [g/cm ³]					
	Q2	Q5	Q11	Q12	Q13	Q14
20		2,201	2,19	2,15		
900						2,2009
1000		2,201			2,201	
1100		2,202			2,198	2,202
1200		2,2025			2,206	
1250						2,2033
1300		2,2035				
1400		2,205			2,213	2,2035
1500						2,2031
1600		2,206				
1800		2,2045				
1935	2,094					
2000		2,203				
2048	2,072					
2114	2,057					
2165	2,045					
2322	1,929					

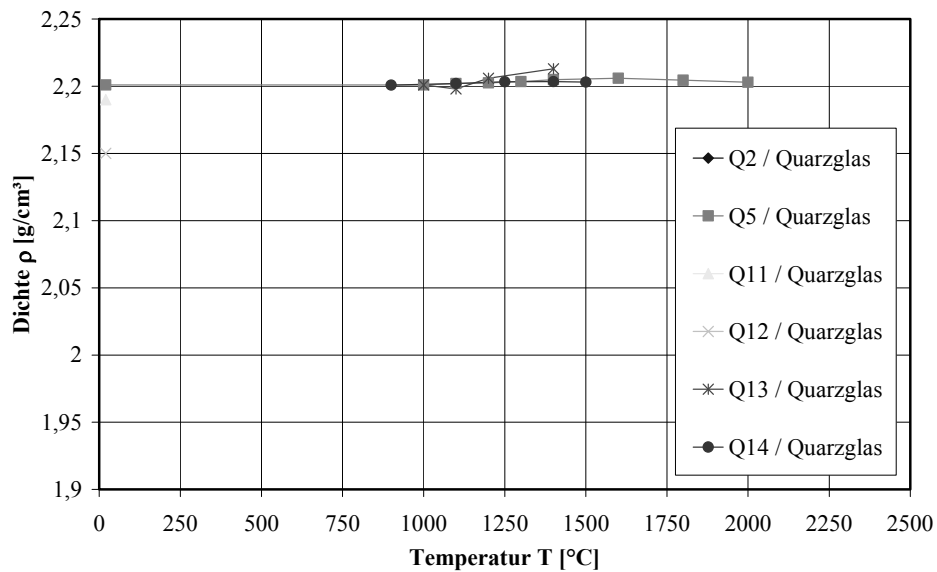


Abbildung A.36: Dichte von Quarzglas

Tabelle A.40: Wärmeausdehnungskoeffizient von Quarzglas

Temperatur T [°C]	Wärmeausdehnungskoeffizient α 10^{-7} [1/K]									
	Q1	Q11	Q12	Q25	Q27	Q28	Q29	Q30	Q31	Q39
20		8,00	13,0		5,50			6,00		
25										4,10
50	4,62									4,30
75	4,77									
78,93									4,28	
81,66									4,23	
93,3				4,92						
100	5,14									4,80
150	5,52									
200	5,67						6,09			5,30
204,4				5,00						
209,9									5,16	
229,4									5,32	
250	5,81									
300	5,82	8,00	1,30		5,50	5,56	6,04		5,46	5,60
315,6				5,31						
350	5,82									
362									5,56	
400	5,78					5,55	5,86	6,00		5,70
425,3									5,66	
426,7				5,53						
450	5,68									
487									5,69	
500	5,62					5,46	5,64			5,70
533									5,71	
537,8				5,53						
540									5,64	
550	5,52									
600	5,43					5,23	5,42			5,60
618,3									5,67	
650	5,34			5,44						
700	5,24					4,87	5,20		5,62	
702										
750	5,12									
760				5,27						
800	4,98					4,67	4,98			5,40
802,6									5,49	
871,1				5,17						
900	4,93					4,44	4,80			
939									5,37	
1000	4,78					4,55	4,72			5,40
1060							4,81			
1065	4,71					4,62				
1100							6,20		5,85	
1300							6,60			
1400							7,10			
1550							7,60			
1620							6,80			
1700							6,50			

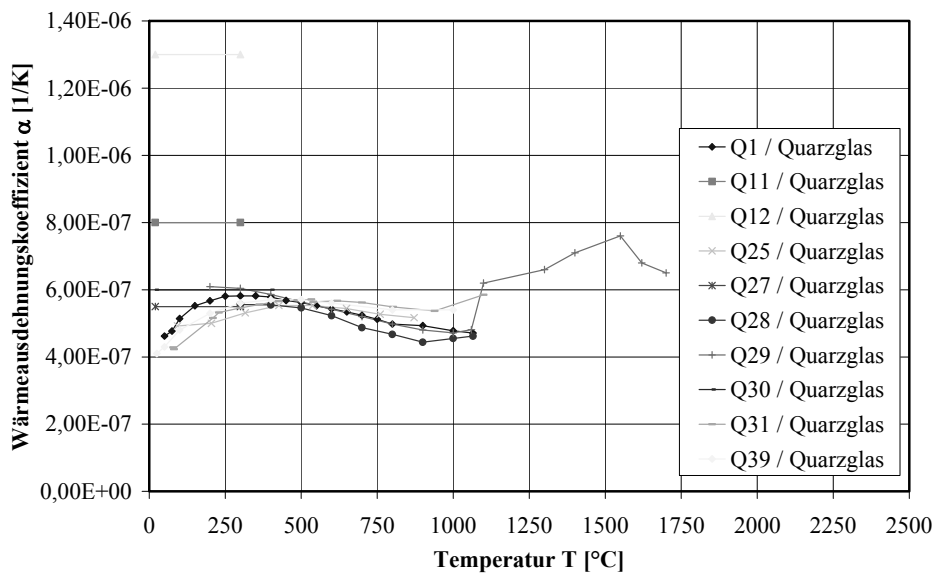


Abbildung A.37: Wärmeausdehnungskoeffizient von Quarzglas

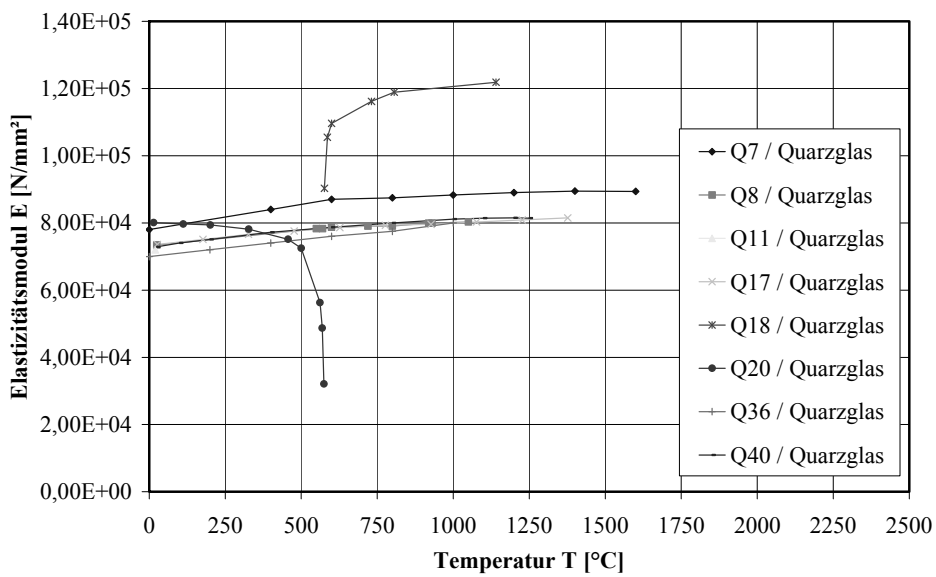


Abbildung A.38: Elastizitätsmodul von Quarzglas

Tabelle A.41: Elastizitätsmodul von Quarzglas

Temperatur T [°C]	Elastizitätsmodul E 10 ⁺⁴ [N/mm ²]							
	Q7	Q8	Q11	Q17	Q18	Q20	Q36	Q40
0	7,80						7,00	
15						8,01		
20			7,20					
25		7,34						7,29
26,85				7,36				
100								7,40
112,5						7,97		
176,85				7,51				
200							7,20	7,51
201						7,94		
326,85				7,66				
327,5						7,82		
400	8,40						7,40	7,72
457						7,52		
476,85				7,76				
500						7,25		
550		7,83						
562						5,63		
569						4,87		
570		7,83						
574,5						3,21		
576,5					9,03			
586					10,6			
600	8,70	7,87			11,0		7,60	7,87
626,85				7,86				
720		7,91						
731					11,6			
776,85				7,93				
800	8,75	7,91					7,75	8,00
806					11,9			
920		7,99						
926,85				7,96				
930		7,99						
998								
1000	8,83						8,00	8,11
1050		8,03						
1076,85				8,03				
1096								
1100								8,14
1141					12,2			
1200	8,90							
1200								8,15
1226,85				8,09				
1250								8,14
1376,85				8,15				
1400	8,95							
1600	8,94							

Tabelle A.42: Querkontraktionszahl von Quarzglas

Temperatur T [°C]	Querkontraktionszahl ν [-]			
	Q8	Q16	Q17	Q40
25	0,163			0,165
26,85			0,172	
46,85		0,176		
96,85		0,18		
100	0,16			0,171
121,85		0,182		
176,85			0,175	
200	0,162			0,173
300	0,162			
326,85			0,18	
400	0,162			0,177
476,85			0,183	
500	0,166			
600	0,168			0,182
626,85			0,187	
700	0,17			
776,85			0,19	
800	0,173			0,187
900	0,175			
926,85			0,19	
1000	0,181			0,193
1050	0,181			
1076,85			0,193	
1100				0,194
1200				0,195
1226,85			0,193	
1250				0,197
1376,85			0,197	

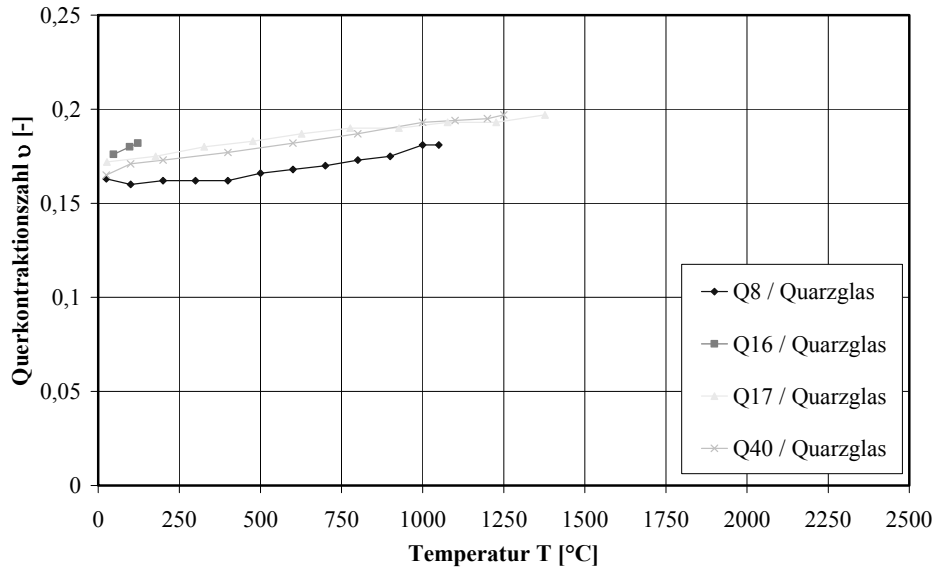


Abbildung A.39: Querkontraktionszahl von Quarzglas

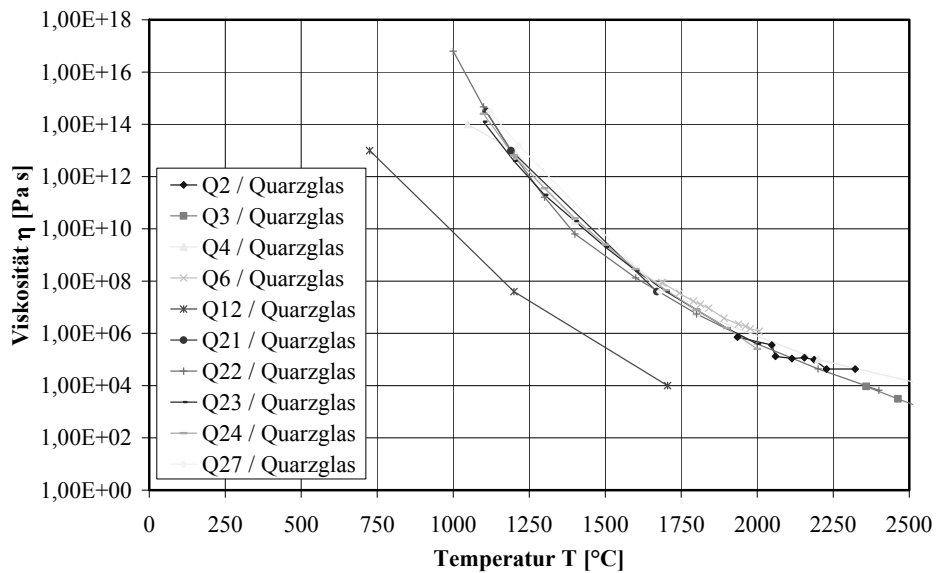


Abbildung A.40: Viskosität von Quarzglas

Tabelle A.43: Viskosität von Quarzglas

Temperatur T [°C]	Viskosität η [Pa s]									
	Q2	Q3	Q4	Q6	Q12	Q21	Q22	Q23	Q24	Q27
725					1,00E+13					
1000							6,31E+16			
1047			1,00E+14							
1100							4,68E+14	1,26E+14	2,51E+14	
1108						3,16E+14				
1120										3,16E+14
1190						1,00E+13				
1200			1,00E+13		3,98E+07		6,61E+12	3,98E+12	6,31E+12	
1215										1,5849E+13
1300							1,62E+11	2,00E+11	3,55E+11	
1400			2,00E+10				6,31E+09	2,00E+10	2,51E+10	
1500								2,00E+09	2,51E+09	
1600							1,32E+08	2,51E+08	2,88E+08	
1670						3,98E+07				
1680										3,98E+07
1686				8,91E+07						
1690				8,32E+07						
1700								3,98E+07	4,47E+07	
1705					1,00E+04					
1744				3,47E+07						
1790				1,70E+07						
1800			6,31E+06				5,50E+06	7,94E+06	7,94E+06	
1813				1,29E+07						
1840				9,12E+06						
1891				3,80E+06						
1900								1,58E+06	1,58E+06	
1935	7,21E+05									
1938				2,24E+06						
1961				1,86E+06						
1977				1,51E+06						
2000							3,98E+05	3,98E+05	2,51E+05	
2006				1,20E+06						
2048	3,56E+05									
2060	1,32E+05									
2114	1,09E+05									
2155	1,17E+05									
2187	9,82E+04									
2200			1,00E+05				4,37E+04			
2228	4,32E+04									
2322	4,29E+04									
2358		9,30E+03								
2400							6,61E+03			
2463		3,10E+03								
2513		1,90E+03								
2565			1,00E+04							
2583		8,60E+02								
2600			6,31E+03							
3000			1,26E+03							

A.3 Schweißprozess

A.3.1 MAG-Schweißen

Eine Drahtelektrode wird dem Schweißbrenner kontinuierlich zugeführt und der gezündete Lichtbogen erreicht das Aufschmelzen sowohl des Drahtes als auch der Nahtflanken. Die physikalischen Phänomene des Lichtbogens werden in [LANC, 1986] dargestellt. Das Schutzgas schützt das aufgeschmolzene Material vor der Atmosphäre und verhindert den Abbrand von Legierungselementen. Als Schutzgas werden chemisch aktive, stark oxidierende Gasgemische aus Kohlendioxid und Sauerstoff oder oxidierende Gasgemische auf Argon-Basis mit Zusatz von Sauerstoff, Kohlendioxid oder reaktionsträge, reduzierende Gasgemische aus Wasserstoff und Stickstoff [HERO, 1994] verwendet. Die Schweißung erfolgt mit Gleichstrom und die Drahtelektrode ist positiv, das Werkstück negativ gepolt, um einen konzentrierten Brennfleck an der Elektrode für eine bessere Abschmelzung zu erreichen. Die chemische Zusammensetzung des Schweißzusatzwerkstoffes ist sowohl an den Grundwerkstoff als auch an die Schweißposition angepasst. In Abhängigkeit des Schutzgases und der Schweißparameter können verschiedene Lichtbogenarten auftreten: Lang-, Kurz-, Impuls- und Mischlichtbogen. Der frei brennende Lichtbogen ist die Mischform eines elektrodenstabilisierten und eines eigenstabilisierten Lichtbogens. Für das Schweißen von Feinkornbaustählen und Duplex-Stählen werden im Allgemeinen Kurzlichtbogen bei dünnen Blechen und Wurzelschweißungen und Sprühlichtbogen bei großen Blechdicken verwendet [BRUNE, 2003], [HWB, 2005], [SCHE, 1985]. Zur Steigerung der Leistungsfähigkeit kann sowohl eine Kombination von MAG-Schweißverfahren mit anderen Schweißverfahren, wie das Laserstrahlschweißen, als auch das Tandemschweißen verwendet werden [BEHN, 2006]. Abbildung A.41 zeigt den prinzipiellen Aufbau des MAG-Schweißverfahrens.

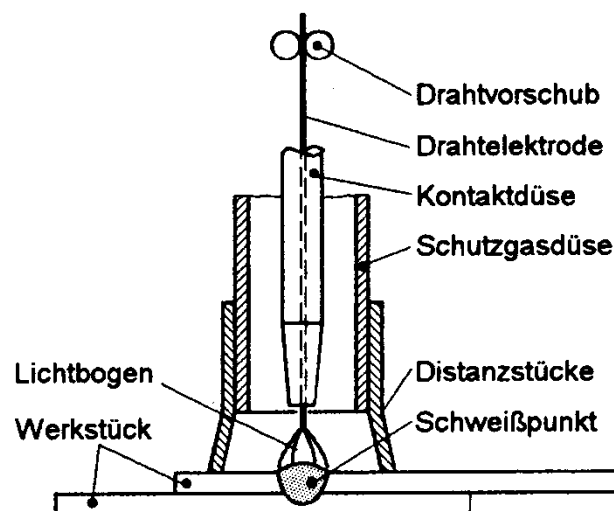


Abbildung A.41: MAG-Schweißverfahren [HERO, 1994]

A.3.2 Laserstrahlschweißen

Beim Laserstrahlschweißen wird die Wärme durch einen kohärenten und monochromatischen Laserstrahl im Werkstück erzeugt [HERO, 1994]. Das Zusammenschweißen des Werkstücks wird durch das geschmolzene Material um die Dampfkapillare, die durch die Bewegung des Laserstrahls im Werkstück eine ständige Ortsveränderung erfährt, erreicht. Innerhalb der Dampfkapillare, die durch den Dampfdruck entgegen dem hydrostatischen Druck des Schmelzbades und der Oberflächenspannung der Kapillarwandung offen gehalten wird, findet durch mehrfache Reflexion eine wärmeerzeugende Absorption statt. Das flüssige Material, das sich in Bewegungsrichtung hinter der Energiequelle befindet, kühlt langsam ab und bildet die Schweißnaht mit einem ausgeprägten Tiefen/Breiten-Verhältnis. Als Prozessgase werden Helium und Argon eingesetzt. Die Wechselwirkungen zwischen Laserstrahl und Werkstoff sind ausführlich in [BEYER, 1995], [BÖHM, 1992], [DULEY, 1998], [HÜGEL, 1998] erläutert. Abbildung A.42 zeigt den prinzipiellen Aufbau des Laserstrahlschweißverfahrens.

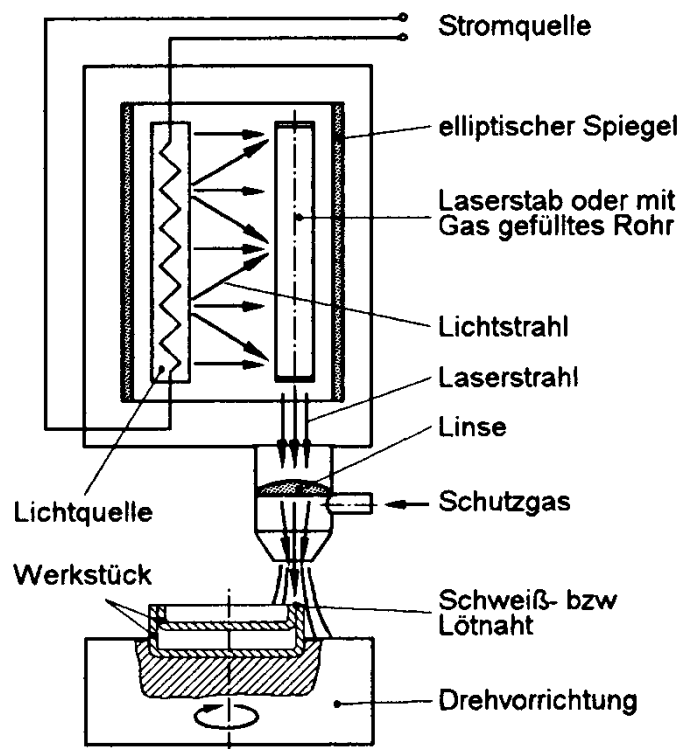


Abbildung A.42: Laserstrahlschweißverfahren [HERO, 1994]

A.4 Nachbehandlung

Die WIG-Nachbehandlung dient hauptsächlich zur Reduzierung der Kerbwirkung am Nahtübergang. Die Anwendung kann mit dem WIG-Schweißbrenner ohne Zufuhr von Schweißzusatzwerkstoff erfolgen. Abbildung A.43 zeigt den prinzipiellen Aufbau des WIG-Schweißverfahrens.

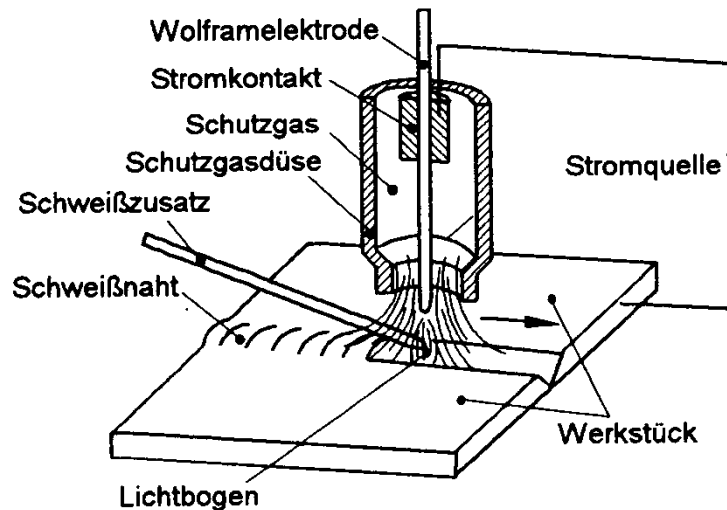


Abbildung A.43: WIG-Schweißverfahren [HERO, 1994]

Das Verfahren ist für alle üblichen Verbindungen mit Schweißnahtüberhöhung und Ermüdungsrisen im Bereich der Schweißnahtübergänge geeignet [BIGN, 1987]. Im Schrifttum liegen umfangreiche und abgesicherte Erfahrungen sowie Hinweise zur praktischen Ausführung aus technologischer Sicht, wie Verfahrensparameter [HAAG, 2001], [SPAR, 1992], vor.

Die Kerbwirkung kann durch Angabe von Nahtflankenwinkel und Kerbradius quantitativ beschrieben werden. Die Geometrieverbesserung durch WIG-Nachbehandlung für eine Stumpfnah ist in Tabelle A.44 angegeben.

Tabelle A.44: Veränderung von Kerbradius und Nahtflankenwinkel nach [RUD, 2003]

Quelle	vor WIG-Nachbehandlung		nach WIG-Nachbehandlung	
	Nahtflankenwinkel [°]	Kerbradius [mm]	Nahtflankenwinkel [°]	Kerbradius [mm]
[HORN, 1998]	127±8	1,40±0,8	172±5	2,9±0,5
[MIKI, 1999]	126	1,1	125	7,3
[HAAG, 1987]	127	1,4	126	6,4
[HEES, 1986]	–	0,5 – 1,0	–	5 – 10
[MINN, 1981]	–	0,5 – 1,0	–	5 – 10
[LOPE, 1996]	–	0,14	–	7,0

A.5 Temperaturfeld

A.5.1 Mathematische Formulierung

Bei der mathematischen Beschreibung der Energiebilanz am Volumenelement werden die in Abbildung A.44 dargestellten Wärmeströme berücksichtigt.

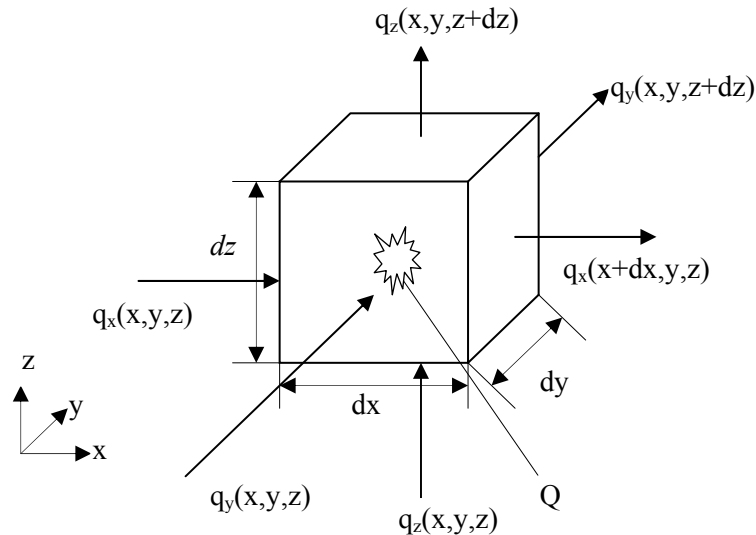


Abbildung A.44: Wärmeströme am Volumenelement [GIESE, 1993]

Die Wärmemenge, die durch die Verformung des Werkstoffes während des Schweißvorgangs freigesetzt wird, ist gegenüber der zugeführten Wärmemenge durch den Lichtbogen gering und wird bei der Betrachtung von schweißthermischen Problemen im Allgemeinen vernachlässigt.

Für die Energiebilanz müssen drei wesentliche Prozesse erfasst werden:

- Wärme wird durch eine Wärmequelle dem Volumenelement zugeführt, und durch eine Wärmesenke wird dem Volumenelement Wärme entzogen.
- Ein Wärmestrom aus dem Volumenelement fließt über die Oberfläche ab.
- Die gespeicherte Wärmemenge im Volumenelement verändert sich bei zeitlichen Temperaturänderungen.

Die Bilanzgleichung ergibt sich:

$$\left(\frac{\partial q_x}{\partial x} + \frac{\partial q_y}{\partial y} + \frac{\partial q_z}{\partial z} \right) dx dy dz dt + \left(c \cdot \rho \cdot \frac{\partial T}{\partial t} \right) dx dy dz dt - Q dx dy dz dt = 0 \quad (\text{A.1})$$

mit

- T – Temperatur,
- $q_{x,y,z}$ – Wärmestromdichten bezüglich der Hauptachsen x, y, z,
- ρ – Dichte,
- c – spezifische Wärmekapazität,
- Q – pro Volumeneinheit erzeugte beziehungsweise zugeführte Wärmemenge.

Der Zusammenhang zwischen Wärmestrom und lokalen Temperaturen ist im Fouriersche Wärmeleitungsgesetz formuliert:

$$q_x = -\lambda_x \cdot \frac{\partial T}{\partial x}; \quad q_y = -\lambda_y \cdot \frac{\partial T}{\partial y}; \quad q_z = -\lambda_z \cdot \frac{\partial T}{\partial z} \quad (\text{A.2})$$

mit

- $q_{x,y,z}$ – Wärmestromdichten in den Hauptachsen x, y, z,
- T – Temperatur,
- λ_{xyz} – Wärmeleitfähigkeit in den Hauptachsen x, y, z.

Die Wärme fließt entgegengesetzt zur Richtung des Temperaturgradienten. Im allgemeinen Fall ist die Wärmeleitfähigkeit in allen drei Hauptachsen unterschiedlich, das heißt anisotrop. In Matrixschreibweise sieht dies wie folgt aus:

$$\begin{Bmatrix} q_x \\ q_y \\ q_z \end{Bmatrix} = - \begin{bmatrix} \lambda_{xx} & \lambda_{xy} & \lambda_{xz} \\ \lambda_{yx} & \lambda_{yy} & \lambda_{yz} \\ \lambda_{zx} & \lambda_{zy} & \lambda_{zz} \end{bmatrix} \cdot \begin{Bmatrix} \partial T / \partial x \\ \partial T / \partial y \\ \partial T / \partial z \end{Bmatrix}. \quad (\text{A.3})$$

Im isotropen Fall ist $\lambda_x = \lambda_y = \lambda_z = \lambda$. Für die FE-Berechnungen wird eine Homogenität des Materials vorausgesetzt. Die Wärmeleitfähigkeitsmatrix ist somit nur auf der Hauptdiagonalen mit einem Wert für λ besetzt. In diesem Fall kann eine skalare Größe als Wärmeleitungskoeffizient eingesetzt werden.

Ersetzt man in Gleichung (A.1) die Wärmestromdichte $q_{x,y,z}$ durch die Gleichungen (A.2), so entsteht aus der Bilanzgleichung die Fouriersche Differentialgleichung für das Gebiet G:

$$c \cdot \rho \cdot \frac{\partial T}{\partial t} + \lambda \cdot \left[-\frac{\partial}{\partial x} \left(\frac{\partial T}{\partial x} \right) - \frac{\partial}{\partial y} \left(\frac{\partial T}{\partial y} \right) - \frac{\partial}{\partial z} \left(\frac{\partial T}{\partial z} \right) \right] - Q = 0$$

bzw. (A.4)

$$c\rho \cdot \frac{\partial T}{\partial t} + \lambda \cdot \left[-\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} - \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} - \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right] - Q = 0$$

mit

- T – Temperatur,
- ρ – Dichte,
- c – spezifische Wärmekapazität,
- λ – Wärmeleitfähigkeit,
- Q – pro Volumeneinheit erzeugte beziehungsweise zugeführte Wärmemenge.

Die instationäre Wärmeleitungsgleichung stellt eine partielle Differentialgleichung 2. Ordnung vom parabolischen Typ dar. Aufgrund der Temperaturabhängigkeit der Wärmeleitfähigkeit ist sie quasilinear. Sie wird ausgehend vom infinitesimal kleinen Volumenelement für ein zusammenhängendes Gebiet G formuliert.

Eine analytische Lösung dieser Differentialgleichung existiert nur bei speziellen Annahmen für den Wärmeeintrag und die physikalischen Materialwerte. Eine allgemeine Lösung für beliebige Wär-

mequellen und temperaturabhängige Materialwerte existiert nicht. Deshalb bedient man sich bei der Analyse instationärer Temperaturfeldprobleme bei Schweißvorgängen einiger Näherungsverfahren, zum Beispiel der Finite-Elemente-Methode (FEM) und der Finite-Differenzen-Methode (FDM).

Zur vollständigen und eindeutigen Beschreibung von zeitlich variablen Wärmeleitvorgängen ist es erforderlich, Randbedingungen und einen Anfangswert für die Temperatur festzulegen. Es sind drei verschiedene Arten von Randbedingungen auf Teiloberflächen R_i vorstellbar.

Randbedingung 1. Art – Dirichlet'sche Randbedingung

$$T_r(x, y, z, t) - T_R(x, y, z, t) = 0 \text{ auf } R_1 \quad (\text{A.5})$$

Das Temperaturfeld auf der Oberfläche ist als Funktion von Ort und Zeit bekannt. Die vorgeschriebene Temperatur ist durch den Index R und die tatsächlich auftretende Temperatur durch den Index r gekennzeichnet. Diese Randbedingung ist für die Simulation von Schweißprozessen ungeeignet, da das resultierende Temperaturfeld im Bereich der Wärmequelle bereits als Grenzbedingung bekannt sein muss.

Randbedingung 2. Art – Neumann'sche Randbedingung

$$q_{nR} - \lambda \cdot \frac{\partial T}{\partial n} = 0 \text{ auf } R_2 \quad (\text{A.6})$$

mit

$$q_{nR} \quad - \text{als Wärmestromfluss in Richtung der Oberflächennormalen und analog dazu}$$

$$\frac{\partial T}{\partial n} \quad - \text{die Richtungsableitung der Temperatur.}$$

Berechnet wird q_{nR} mithilfe der drei Richtungskosinusse und aus den vorhandenen Wärmestromdichten:

$$q_{nR} = \{\cos(x, n), \cos(y, n), \cos(z, n)\} \cdot \begin{Bmatrix} q_x \\ q_y \\ q_z \end{Bmatrix} \quad (\text{A.7})$$

Abbildung A.45 zeigt die Wärmeströme über die Kontinuumsoberfläche und stellt die Situation der Gleichung (A.7) dar.

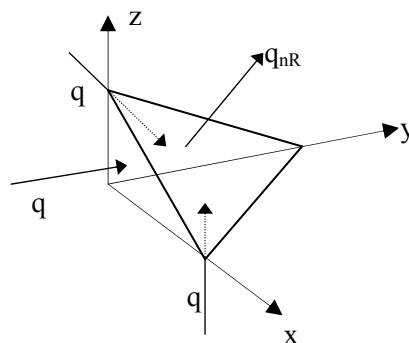


Abbildung A.45: Wärmestrom über Kontinuumsoberfläche [GIESE, 1993]

Die Wärmestromdichte auf einem Teil der Oberfläche in Abhängigkeit von Ort und Zeit ist bekannt. Diese Randbedingung wird verwendet, wenn eine zweidimensionale Wärmequelle auf das Gebiet G aufgebracht wird. Die dreidimensionalen Wärmequellen werden im Term Q berücksichtigt. Zur Verringerung des Rechenaufwandes werden Symmetrieeigenschaften der Modelle ausgenutzt. Dabei gilt für diese Flächen eine adiabatische Randbedingung. Dies kann erzeugt werden, wenn

$$q_{nR} = 0 \quad (\text{A.8})$$

angesetzt wird.

Randbedingung 3. Art – Robin'sche Randbedingung

$$q_{nR} - \alpha_k \cdot (T_o - T_u) = 0 \text{ auf } R_3 \quad (\text{A.9})$$

mit

- α_k – temperaturabhängiger Wärmeübergangskoeffizient,
- T_o – Temperatur der Oberfläche,
- T_u – Temperatur der Umgebung.

Es findet ein Wärmeübergang zwischen der Körperoberfläche und dem Umgebungsmedium statt. Der Wärmeübergang ist proportional zur Differenz aus Temperatur der Oberfläche T_o und Temperatur der Umgebung T_u . Mit dieser Randbedingung kann zum Beispiel die Konvektion von Luft und Schutzgas oder das Abschrecken des Bauteils erfasst werden. Die Strahlung, die durch das Stefan-Boltzmann-Gesetz beschrieben wird, lässt sich in eine Form wie Gleichung (A.9) überführen und mit der Konvektion zusammenfassen. Der temperaturabhängige modifizierte Wärmeübergangskoeffizient für die Strahlung wird mit α_{Str} bezeichnet. Die Konvektion und die Strahlung können auf einer gemeinsamen Randoberfläche auftreten und werden im Abschnitt 3.5.3 diskutiert.

Alle drei Randbedingungen sind Funktionen des Ortes, der Zeit und der Temperatur. Die Oberfläche, auf der Randbedingungen wirken, ist in ihrer Größe und Gestalt nicht festgelegt, sondern kann sich während der Analyse, das heißt über die Zeit, ändern. Die drei Oberflächen R_1 , R_2 und R_3 bilden zusammen die Gesamtoberfläche R :

$$R_1 \cup R_2 \cup R_3 = R. \quad (\text{A.10})$$

Dabei überschneidet sich die erste Oberfläche nicht mit den anderen zwei Oberflächen:

$$R_1 \cap R_2 = \emptyset, R_1 \cap R_3 = \emptyset. \quad (\text{A.11})$$

Bei einer instationären Temperaturfeldberechnung muss eine Temperaturverteilung zu einem beliebigen Zeitpunkt t – dieser wird meist mit $t = 0$ angenommen – für das Gebiet G bekannt sein:

$$T(x, y, z, t = 0) = T_0(x, y, z). \quad (\text{A.12})$$

Dabei können zwei praxisrelevante Bedingungen für das Gebiet G auftreten:

$$1) T_0(x, y, z) = T_U. \quad (\text{A.13})$$

Das Gebiet G hat die Temperatur der Umgebung angenommen:

$$2) T_0(x, y, z) = T_V(x, y, z). \quad (\text{A.14})$$

Durch das Vorwärmen mit der Temperatur T_V weist das Gebiet G eine höhere Temperatur als die Umgebung auf.

„Für die Entwicklung einer Finiten-Elemente-Lösung kann entweder von einer Galerkin-Formulierung der Fourierschen Gleichung der Wärmeleitung oder von einer Variationsformulierung des Wärmeleitungsproblems ausgegangen werden“ [BATHE, 2002]. In der Variationsformulierung ergibt sich das Gesamtpotential Π , auch Funktional des Problems genannt, zu:

$$\begin{aligned} \Pi = & \int_V T \cdot \rho \cdot c \cdot \frac{\partial T}{\partial t} dV + \int_V \frac{1}{2} \cdot \lambda \cdot \left[\left(\frac{\partial T}{\partial x} \right)^2 + \left(\frac{\partial T}{\partial y} \right)^2 + \left(\frac{\partial T}{\partial z} \right)^2 \right] dV \\ & - \int_V T \cdot Q dV - \int_R T_R \cdot q_{nR} dR - \sum_i T^i \cdot \dot{Q}^i. \end{aligned} \quad (\text{A.15})$$

Es wird hierbei noch eine Wärmezufuhr durch konzentrierte Wärmeströme \dot{Q}^i im Punkt i erfasst. Die einzige Variable in der Gleichung (A.15) ist die Temperatur T . Die Forderung nach Stationarität des Funktionals Π ergibt unter der Voraussetzung, dass $\frac{\partial T}{\partial t}$ nur eine Funktion des Ortes ist:

$$\begin{aligned} \delta \Pi = & \int_V \delta T \cdot \rho \cdot c \cdot \frac{\partial T}{\partial t} dV + \int_V \delta T'^T \cdot \lambda \cdot T' dV - \int_V \delta T \cdot Q dV \\ & - \int_R \delta T_R \cdot q_{nR} dR - \sum_i \delta T^i \cdot \dot{Q}^i = 0 \end{aligned} \quad (\text{A.16})$$

mit

$$\begin{aligned} T'^T & \text{ – Temperaturgradient } \left\{ \frac{\partial T}{\partial x}, \frac{\partial T}{\partial y}, \frac{\partial T}{\partial z} \right\}, \\ \lambda & \text{ – Wärmeleitfähigkeit,} \\ \delta T & \text{ – virtuelle Variation der Temperatur,} \\ \delta T_R & \text{ – virtuelle Variation der Oberflächentemperatur.} \end{aligned}$$

Der Begriff der virtuellen Temperatur entstand in Anlehnung an das Prinzip der virtuellen Verrückungen. Die Gleichung (A.16) stellt die Grundlage der FE-Methode für das Wärmeleitungsproblem dar. Berücksichtigt man dazu die oben genannten Randbedingungen, so ergibt sich:

$$\begin{aligned} \int_V \delta T \cdot C \cdot \dot{T} dV + \int_V \delta T'^T \cdot \lambda \cdot T' dV = & \int_R \delta T_R \cdot q_{nR} dR + \int_V \delta T \cdot Q dV + \sum_i \delta T \cdot \dot{Q}^i \\ & - \int_R \delta T_R \cdot \alpha_K \cdot (T_O - T_U) dR - \int_R \delta T_R \cdot \alpha_{Str} \cdot (T_O - T_U) dR. \end{aligned} \quad (\text{A.17})$$

Diskretisierung des Modells

Das Gebiet G wird durch finite Elemente diskretisiert. In Analogie zur Spannungsberechnung gilt für das m -te Element:

$$\begin{aligned} T^{(m)} &= H^{(m)} \cdot T, \\ T_R^{(m)} &= H_R^{(m)} \cdot T, \\ T'^{(m)} &= B^{(m)} \cdot T \end{aligned} \tag{A.18}$$

mit

- $H^{(m)}$ – die Interpolationsmatrix für die Elementtemperatur,
- $B^{(m)}$ – die Interpolationsmatrix für den Elementtemperaturgradienten,
- $H_R^{(m)}$ – die Interpolationsmatrix für die Oberflächentemperatur und
- T – der Vektor der Knotentemperatur.

Wenn man die Gleichungen (A.18) in Gleichung (A.17) einsetzt und umstellt, dann lautet die FE-Gleichung zur Berechnung des nichtlinearen, instationären Temperaturfeldes:

$$[C] \cdot \{\dot{T}\} + [K^\lambda + K^K + K^{\text{Str}}] \cdot \{T\} = \{Q + Q^K + Q^{\text{Str}}\} \tag{A.19}$$

mit

$$\text{Wärmekapazitätsmatrix: } [C] = \sum_m \left\{ \int_{V^{(m)}} H^{(m)T} \cdot C^{(m)} \cdot H^{(m)} dV^{(m)} \right\},$$

$$\text{Wärmeleitfähigkeitsmatrix: } [K^\lambda] = \sum_m \left\{ \int_{V^{(m)}} B^{(m)T} \cdot \lambda^{(m)} \cdot B^{(m)} dV^{(m)} \right\},$$

$$\text{Konvektionsmatrix: } [K^K] = \sum_m \left\{ \int_{R^{(m)}} \alpha_K^{(m)} \cdot H_R^{(m)T} \cdot H_R^{(m)} dR^{(m)} \right\},$$

$$\text{Wärmestrahlungsmatrix: } [K^{\text{Str}}] = \sum_m \left\{ \int_{R^{(m)}} \alpha_{\text{Str}}^{(m)} \cdot H_R^{(m)T} \cdot H_R^{(m)} dR^{(m)} \right\},$$

Vektor der Knotenwärmeströme

$$\text{Konvektion: } [Q^K] = \sum_m \left\{ \int_{R^{(m)}} \alpha_K^{(m)} \cdot H_R^{(m)T} \cdot H_R^{(m)} \cdot T_U dR^{(m)} \right\},$$

$$\text{Strahlung: } [Q^{\text{Str}}] = \sum_m \left\{ \int_{R^{(m)}} \alpha_{\text{Str}}^{(m)} \cdot H_R^{(m)T} \cdot H_R^{(m)} \cdot T_U dR^{(m)} \right\},$$

$$\text{Äußere Belastung: } [Q] = \sum_m \left\{ \int_{R^{(m)}} H_R^{(m)T} \cdot q_{nR} dR^{(m)} + \int_{V^{(m)}} H^{(m)T} \cdot Q dV^{(m)} + \dot{Q}_m \right\}.$$

A.5.2 Wärmequelle

Mit einem Wärmequellenmodell wird der Energieeintrag, der durch den Lichtbogen und den Übergang des aufgeschmolzenen Schweißzusatzwerkstoffes erzeugt wird, modelliert. Für die Erfassung des Energieeintrages in der Simulation existieren in Abhängigkeit des betrachteten Prozesses verschiedene Modelle. Diese können hinsichtlich der

- Geometrie in Punkt-, Linien-, Flächen-, Volumenquelle;
- Bewegung in ruhende, gleichmäßig bewegte, ungleichmäßig bewegte Quelle und
- Einwirkung in momentan wirkende, stetig wirkende, unstetig wirkende Quelle

unterteilt werden [RADAJ, 1988a]. Wesentliche Bedeutung für die numerische Simulation von Schweißprozessen besitzen neben den Volumenquellen auch die Flächenquellen – Lichtbogen-, Gasflammen-, MAG-, MIG-Schweißverfahren – die eine realitätsnahe Modellierung gestatten. Die hier betrachteten verteilten Wärmequellen ermöglichen durch die mathematische Beschreibung der Wärmestromdichteverteilung eine Anpassung des Modells an die vorhandene Schmelzbadgeometrie sowie an die gemessenen Temperaturen.

Die komplexen Vorgänge im Lichtbogen und bei der Übertragung der Energie in den Werkstoff werden in der numerischen Simulation durch die Verwendung eines Wärmeübertragungswirkungsgrades berücksichtigt. Dieser Wirkungsgrad fasst folgende schwierig abschätzbare Vorgänge, die im Allgemeinen als Verluste auftreten, zusammen:

- Einschnürungen des Lichtbogens,
- Strahlung des Lichtbogens,
- Schweißspritzer,
- Wärmeleitung vom Lichtbogenplasma in das Werkstück.

Die effektive Leistung der Wärmequelle wird folgendermaßen berechnet:

$$q_{\text{eff}} = \eta_w \cdot U \cdot I \quad (\text{A.20})$$

mit

- q_{eff} – effektive Leistung,
- η_w – Wärmeübertragungswirkungsgrad,
- U – Schweißspannung,
- I – Schweißstrom.

In [RYKA, 1957] wird eine rechentechnisch günstige Verteilung – Gauß-Normalverteilung – angenommen, um den Verlauf der Wärmestromdichte in x-, y- und z-Richtung des realen Prozesses zu beschreiben. So lautet eine beschreibende Gleichung der Wärmestromdichteverteilung wie folgt:

$$q_i(x, y, z) = q_j(0) \cdot e^{-k_m(x, y, z)} \quad (\text{A.21})$$

mit

- $q_i(x, y, z)$ – Einleitung in Abhängigkeit der lokalen Koordinaten,
- $q_j(0)$ – Maximum der Wärmestromdichte im Koordinatenursprung,
- $e^{-k_m(x, y, z)}$ – Gauß-Normalverteilungsfunktion mit Konzentrationsparametern k_m .

Die Gleichung (A.20) weist noch freie Konzentrationsparameter der Gauß-Normalverteilung auf, die den Wärmeeintrag beschreiben. Zwei Forderungen bilden die Grundlage zur Festlegung dieser freien Parameter:

- 1) Der effektive Wärmeeintrag q_{eff} soll innerhalb eines Erwärmungsflecks bzw. -volumens S erfolgen:

$$q_{\text{eff}} = \int_S q_j(0) \cdot e^{-k(x,y,z)} dS. \quad (\text{A.22})$$

- 2) Der Energieeintrag soll am Rand der Wärmequelle auf 5 % des Maximums abgesunken sein. Hier kann zum Beispiel $x = a_1$, $y = 0$ und $z = 0$ eingesetzt werden

$$q(a_1, 0, 0) = q_j(0) \cdot e^{-k(a_1, 0, 0)} = 0,05 \cdot q_j(0). \quad (\text{A.23})$$

Das Beispiel in Abbildung A.46 zeigt für eine dreidimensionale Wärmequelle das Erwärmungsvolumen S und die Zuordnung der Parameter (a_1 , a_2 , b , c) zu den Koordinatenrichtungen, die gleichzeitig die Begrenzung der Wärmequelle darstellen [GOLD, 2005].

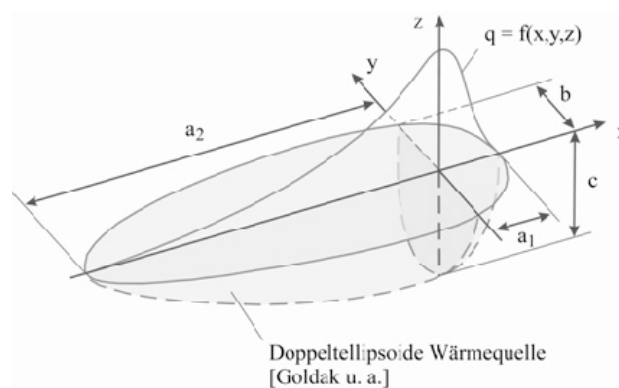


Abbildung A.46: Beschreibung einer Wärmequelle

Mit den Gleichungen (A.20), (A.21) und (A.22) können verschiedene Flächen- und Volumenquellen und Kombinationen aus beiden Quellen modelliert werden. Ein wesentlicher Vorteil bei der Anwendung von dreidimensionalen Modellen gegenüber den zweidimensionalen Modellen ist die Möglichkeit, den Energieeintrag in die Tiefe zu gestalten.

Für eine Wärmequelle mit dreidimensional normalverteiltem Wärmeeintrag und Unterscheidung in zwei Bereiche wird im Folgenden die Festlegung der Parameter dargestellt. Der Ansatz für die Wärmequelle lautet:

$$q_1(x, y, z) = q_{\max} \cdot e^{-A_1 \cdot x^2 - B \cdot y^2 - C \cdot z^2} \quad \text{für } x \geq 0, \quad (\text{A.24})$$

$$q_2(x, y, z) = q_{\max} \cdot e^{-A_2 \cdot x^2 - B \cdot y^2 - C \cdot z^2} \quad \text{für } x \leq 0 \quad (\text{A.25})$$

mit

- $q_{1,2}(x, y, z)$ – lokale Einleitung,
- q_{\max} – Einleitungsmaximum,
- x, y, z – Koordinaten des lokalen Systems,
- A_1, A_2 – Konzentrationsparameter der Gauß-Verteilung, in positiver und negativer Schweißrichtung x ,
- B – Konzentrationsparameter der Gauß-Verteilung in y - Richtung,
- C – Konzentrationsparameter der Gauß-Verteilung in z - Richtung.

Die Effektivleistung der Wärmequelle setzt sich aus den beiden Anteilen q_1 und q_2 , die innerhalb des gewählten Bereiches wirken, zusammen:

$$\begin{aligned} q_{\text{eff}} &= \int_{-\infty}^0 \int_{-\infty}^{\infty} \int_0^{\infty} q_1(x, y) dx dy dz + \int_{-\infty}^0 \int_{-\infty}^{\infty} \int_0^0 q_2(x, y) dx dy dz \\ &= \int_{-\infty}^0 \int_{-\infty}^{\infty} \int_0^{\infty} q_{\max} \cdot e^{-A_1 \cdot x^2 - B \cdot y^2 - C \cdot z^2} dx dy dz + \int_{-\infty}^0 \int_{-\infty}^{\infty} \int_0^{\infty} q_{\max} \cdot e^{-A_2 \cdot x^2 - B \cdot y^2 - C \cdot z^2} dx dy dz \end{aligned} \quad (\text{A.26})$$

Eine Lösung für ein vergleichbares Integral ist in [BRON, 1996] explizit angegeben:

$$\int_0^{\infty} e^{-a^2 \cdot x^2} dx = \frac{\sqrt{\pi}}{2 \cdot a} \quad \text{für } a > 0. \quad (\text{A.27})$$

Die Gleichung (A.26) kann mithilfe der Gleichung (A.27) gelöst werden und es ergibt sich:

$$\begin{aligned} q_{\text{eff}} &= 2 \cdot q_{\max} \cdot \frac{\sqrt{\pi}}{2 \cdot \sqrt{A_1}} \cdot \frac{\sqrt{\pi}}{2 \cdot \sqrt{B}} \cdot \frac{\sqrt{\pi}}{2 \cdot \sqrt{C}} + 2 \cdot q_{\max} \cdot \frac{\sqrt{\pi}}{2 \cdot \sqrt{A_2}} \cdot \frac{\sqrt{\pi}}{2 \cdot \sqrt{B}} \cdot \frac{\sqrt{\pi}}{2 \cdot \sqrt{C}} \\ &= \left[\frac{\sqrt{\pi^3}}{4 \cdot \sqrt{A_1 \cdot B \cdot C}} + \frac{\sqrt{\pi^3}}{4 \cdot \sqrt{A_2 \cdot B \cdot C}} \right] \cdot q_{\max}. \end{aligned} \quad (\text{A.28})$$

Der Rand des Wirkungsbereiches ist durch die Parameter a_1 , a_2 , b und c , welche die Ellipsoidenhalbachsen in x -, y - und z -Richtung darstellen, festgelegt. Auf den Rändern dieser Halbachsen soll die effektive Leistung auf 5 % vom Maximum abfallen. Die dazugehörigen Gleichungen lauten:

$$\begin{aligned} q_1(x = a_1, y = 0, z = 0) &= q_2(x = -a_2, y = 0, z = 0) = 0,05 \cdot q_{\max}, \\ q_{1,2}(x = 0, y = b, z = 0) &= q_{1,2}(x = 0, y = 0, z = -c) = 0,05 \cdot q_{\max}. \end{aligned} \quad (\text{A.29})$$

Die freien Parameter A_1 , A_2 , B und C werden wie folgt bestimmt:

$$A_1 = \frac{-\ln(0,05)}{a_1^2} \approx \frac{3}{a_1^2}, \quad A_2 = \frac{-\ln(0,05)}{a_2^2} \approx \frac{3}{a_2^2}, \quad B = \frac{-\ln(0,05)}{b^2} \approx \frac{3}{b^2}, \quad C = \frac{-\ln(0,05)}{c^2} \approx \frac{3}{c^2}. \quad (\text{A.30})$$

Werden die Gleichungen (A.28) und (A.30) in Gleichung (A.24) beziehungsweise (A.25) eingesetzt, ergibt sich die örtliche Effektivleistung zu:

$$q_1(x, y, z) = \frac{12 \cdot \sqrt{3} \cdot q_{\text{eff}}}{\sqrt{\pi^3} \cdot (a_1 + a_2) \cdot b \cdot c} \cdot e^{-3 \frac{x^2}{a_1^2} - 3 \frac{y^2}{b^2} - 3 \frac{z^2}{c^2}} \quad \text{für } x \geq 0, \quad (\text{A.31})$$

$$q_2(x, y, z) = \frac{12 \cdot \sqrt{3} \cdot q_{\text{eff}}}{\sqrt{\pi^3} \cdot (a_1 + a_2) \cdot b \cdot c} \cdot e^{-3 \frac{x^2}{a_2^2} - 3 \frac{y^2}{b^2} - 3 \frac{z^2}{c^2}} \quad \text{für } x \leq 0. \quad (\text{A.32})$$

In Abbildung A.47 sind die beiden Gleichungen (A.31) und (A.32) für den Bereich der Oberfläche grafisch dargestellt.

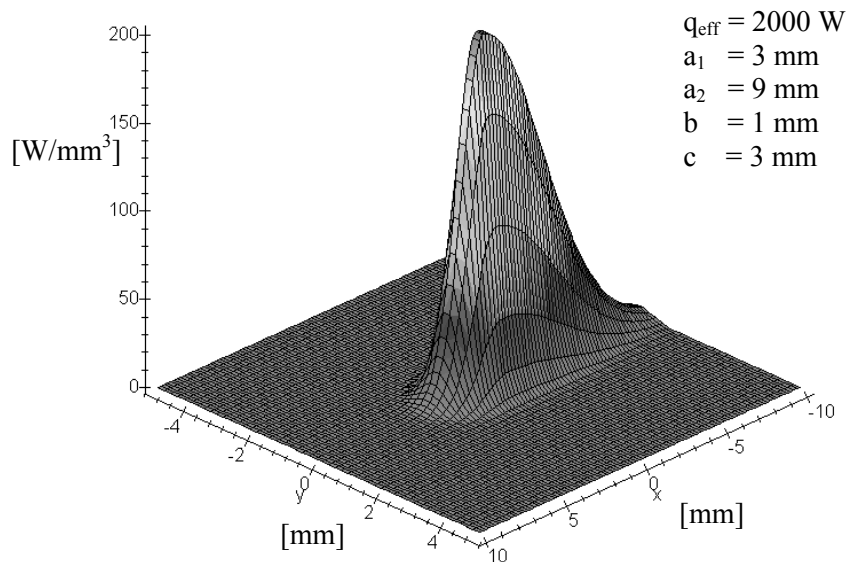


Abbildung A.47: Doppeltellipsoid mit geglättetem Verlauf

Diese Beschreibung der Energieverteilung bei der Wärmequelle geht auf [GOLD, 2005] zurück. Der große Unterschied besteht darin, dass beim Modell von Goldak am Nullpunkt eine Unstetigkeit im Verlauf des Energieeintrages vorhanden ist, wenn die Längen der Halbachsen a_1 und a_2 unterschiedlich sind. Einerseits können die Gewichtungsfaktoren f_v , f_h in den Gleichungen (A.33) und (A.34) als zusätzlicher Freiheitsgrad und andererseits zu Beseitigung der Unstetigkeit genutzt werden. Für den vorderen Teil gilt:

$$q_1(x, y, z) = f_v \cdot \frac{6 \cdot \sqrt{3} \cdot q_{\text{eff}}}{\sqrt{\pi^3} \cdot a_1 \cdot b \cdot c} \cdot e^{-3 \frac{x^2}{a_1^2} - 3 \frac{y^2}{b^2} - 3 \frac{z^2}{c^2}} \quad (\text{A.33})$$

und für den hinteren Teil:

$$q_2(x, y, z) = f_h \cdot \frac{6 \cdot \sqrt{3} \cdot q_{\text{eff}}}{\sqrt{\pi^3} \cdot a_2 \cdot b \cdot c} \cdot e^{-3 \frac{x^2}{a_2^2} - 3 \frac{y^2}{b^2} - 3 \frac{z^2}{c^2}}. \quad (\text{A.34})$$

Dabei ist zu beachten, dass Goldak für die beiden Gewichtungsfaktoren folgende Bedingung eingeführt hat:

$$f_v + f_h = 2. \quad (\text{A.35})$$

Für eine Wärmequelle mit den Abmessungen $a_1 = 6 \text{ mm}$, $a_2 = 10 \text{ mm}$, $b = 7 \text{ mm}$ und $c = 6 \text{ mm}$ sowie einer effektiven Leistung von $q_{\text{eff}} = 1800 \text{ W}$ ist der Verlauf des Energieeintrages in Abhängigkeit von unterschiedlichen Gewichtungsfaktoren f_v und f_h in Abbildung A.48 dargestellt.

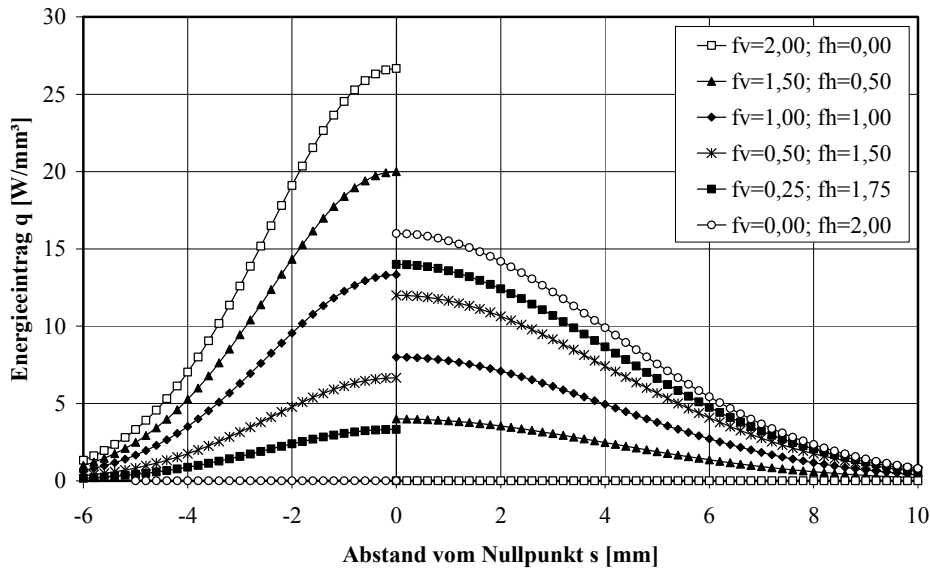


Abbildung A.48: Verlauf des Energieeintrages bei unterschiedlichen Gewichtungsfaktoren f_v , f_h

Das gleiche Verhalten im Verlauf des Energieeintrages wurde bereits bei Untersuchungen in [GIESE, 1993] festgestellt. Um die Unstetigkeit am Nullpunkt zu beseitigen, lässt sich eine mathematische Beschreibung für den Faktor f_v in Abhängigkeit der geometrischen Abmessung der Wärmequelle unter Anwendung der Gleichungen (A.33) und (A.34) sowie der Bedingung (A.35) aufstellen [MEHM, 2003]:

$$f_v = \frac{2 \cdot a_1}{a_1 + a_2}. \quad (\text{A.36})$$

Die Tabelle A.45 zeigt einige in der Literatur z. B. [GIESE, 1993], [HAMA, 1996], [LIND, 1999], [PITT, 1992], [RADAJ, 1988a], [RADAJ, 1999], [ROSE, 1946], [WEIß, 1994], [WEIß, 1996] gefundene Modelle für die Simulation des Energieeintrages. Die Beschreibung mithilfe der Gauß-Normalverteilungsfunktion ist sehr weit verbreitet, obwohl in [RADAJ, 1999] angemerkt wird, dass bisher ungeklärt ist, inwieweit die ablaufenden physikalischen Vorgänge beim Eintrag der Energie in den Werkstoff mit der Wahrscheinlichkeitstheorie beschrieben werden können.

In der numerischen Simulation wirkt die Wärmequelle ausschließlich in der Schweißnaht. Die räumliche Diskretisierung durch finite Elemente hat zur Folge, dass die Energie nur punktuell in die Gauß-Punkte eingetragen wird. Eine Anpassung in Abhängigkeit von Vernetzung und Zeit ist

unerlässlich, um die angegebene bzw. gewünschte Energie in das Modell einzutragen sowie ein vollständiges Aufschmelzen zu ermöglichen.

Tabelle A.45: Auswahl von Modellen zur Beschreibung der Wärmequelle

	Bezeichnung	mathematische Beschreibung
Flächenquellen (zweidimensional)	Kreisnormalmodell (kartesische Koordinaten)	$q(x, y) = \frac{3 \cdot q_{\text{eff}}}{\pi \cdot r_{95}^2} \cdot e^{-3 \cdot (x^2 + y^2) / r_{95}^2}$
	Elliptisches Normalmodell	$q(x, y) = \frac{3 \cdot q_{\text{eff}}}{\pi \cdot a \cdot b} \cdot e^{-3 \cdot x^2 / a^2 - 3 \cdot y^2 / b^2}$
	Doppeltelliptisches Normalmodell	für $x \geq 0$ $q_1(x, y) = \frac{6 \cdot q_{\text{eff}}}{\pi \cdot (a_1 + a_2) \cdot b} \cdot e^{-3 \cdot x^2 / a_1^2 - 3 \cdot y^2 / b^2}$ für $x \leq 0$ $q_2(x, y) = \frac{6 \cdot q_{\text{eff}}}{\pi \cdot (a_1 + a_2) \cdot b} \cdot e^{-3 \cdot x^2 / a_2^2 - 3 \cdot y^2 / b^2}$
	Linienförmiges Mo- dell [LOOSE, 2007]	$q(x, y) = q_{\text{eff}} \cdot e^{-y^2 / b^2}$
Volumenquellen (dreidimensional)	Sphärisches Normalmodell	$q(x, y, z) = \frac{6 \cdot \sqrt{3} \cdot q_{\text{eff}}}{\sqrt{\pi^3} \cdot r_{95}^3} \cdot e^{-3 \cdot (x^2 + y^2 + z^2) / r_{95}^2}$
	Doppeltellipsoides Normalmodell [GOLD, 2005]	für $x \geq 0$ $q_1(x, y, z) = f_v \cdot \frac{6 \cdot \sqrt{3} \cdot q_{\text{eff}}}{\sqrt{\pi^3} \cdot a_1 \cdot b \cdot c} \cdot e^{-3 \cdot x^2 / a_1^2 - 3 \cdot y^2 / b^2 - 3 \cdot z^2 / c^2}$ für $x \leq 0$ $q_1(x, y, z) = f_h \cdot \frac{6 \cdot \sqrt{3} \cdot q_{\text{eff}}}{\sqrt{\pi^3} \cdot a_2 \cdot b \cdot c} \cdot e^{-3 \cdot x^2 / a_2^2 - 3 \cdot y^2 / b^2 - 3 \cdot z^2 / c^2}$
	Doppeltellipsoides Normalmodell	für $x \geq 0$ $q_1(x, y, z) = \frac{12 \cdot \sqrt{3} \cdot q_{\text{eff}}}{\sqrt{\pi^3} \cdot (a_1 + a_2) \cdot b \cdot c} \cdot e^{-3 \cdot x^2 / a_1^2 - 3 \cdot y^2 / b^2 - 3 \cdot z^2 / c^2}$ für $x \leq 0$ $q_2(x, y, z) = \frac{12 \cdot \sqrt{3} \cdot q_{\text{eff}}}{\sqrt{\pi^3} \cdot (a_1 + a_2) \cdot b \cdot c} \cdot e^{-3 \cdot x^2 / a_2^2 - 3 \cdot y^2 / b^2 - 3 \cdot z^2 / c^2}$
	Kombination von MIG- und Plasma- Lichtbogenmodell [HAMA, 1996]	$q(x, y, z) = q_{\text{MIG}}(x, y, z) + q_{\text{Pl}}(x, y, z)$ $q_{\text{MIG}}(x, y, z) = \frac{6 \cdot \sqrt{3} \cdot q_{\text{MIG}}}{\pi^{3/2} \cdot a_{\text{MIG}} \cdot b_{\text{MIG}} \cdot c_{\text{MIG}}} \cdot e^{-3 \cdot (x^2 / a_{\text{MIG}}^2 + y^2 / b_{\text{MIG}}^2 + z^2 / c_{\text{MIG}}^2)}$ $q_{\text{Pl}}(x, z) = \frac{\sqrt{3} \cdot q_{\text{Pl}}}{2 \pi^{3/2} \cdot r_m \cdot d_{\text{Pl}}} \cdot e^{-3 \cdot (\sqrt{x^2 + z^2} - r_m)^2 / d_{\text{Pl}}^2}$
	Tiefe Quelle [GIESE, 1993]	$q(x, y, z) = f_i \cdot \frac{q_{\text{eff}}}{\Phi\left(\sqrt{6} \cdot \frac{d}{c_i}\right)} \cdot \frac{6 \cdot \sqrt{3}}{\sqrt{\pi^3} \cdot a_i \cdot b_i \cdot c_i} \cdot e^{-3 \cdot (x^2 / a_i^2 + y^2 / b_i^2 + z^2 / c_i^2)}$
	Konisches Normalmodell	$q(x, y, z) = q_{\text{max}} \cdot e^{-\frac{x^2 + y^2}{\left(\frac{r_e - (r_e - r_i)(z_e - z)}{z_e - z_i}\right)^2}}$
	Schichtenquelle [MEHM, 2003]	$q(x, y, z) = \frac{2 \cdot \sqrt{3} \cdot q_{\text{eff}}}{\sqrt{\pi} \cdot c} \int_{z_0}^{z_1} e^{-3 \cdot z^2 / c^2} dz$

Für das Laserstrahlschweißen, das zur Gruppe des Tiefenschweißens gehört, wird eine Möglichkeit für die Modellierung untersucht, um die verschiedenen Energieanteile bzw. -verluste genauer zu berücksichtigen. Die Laserstrahlleistung wird durch verschiedene Mechanismen in das Material eingebracht. Dazu gehören die Absorption an der Kapillarwand, der Wärmetransport über die flüssige Schmelze, die Absorption der Strahlung durch ein Plasma wie auch die Konvektion zwischen Plasma und Kapillarwand. Verluste beim Tiefenschweißen entstehen durch Transmission und Reflexion der Laserstrahlung sowie durch abströmenden Metalldampf. Die Verluste bei der Bildung eines Schutzgasplasmas werden hierbei nicht berücksichtigt. Bei Schweißvorgängen muss die Bildung von Schutzgasplasmen unterbunden werden, da dies zur Unterbrechung des Schweißprozesses führen würde. Die eingetragene Leistung lässt sich mathematisch in folgender Bilanzgleichung beschreiben:

$$P_L = P_{\text{refl}} + P_{\text{abs}} + P_{\text{trans}} + P_{\text{Plasma}} + P_{\text{Dampf}} \quad (\text{A.37})$$

mit

- P_L – eingestrahlte Laserleistung,
- P_{refl} – reflektierte Laserleistung,
- P_{abs} – absorbierte Laserleistung,
- P_{trans} – transmittierte Laserleistung,
- P_{Plasma} – durch Plasma abgeschirmte Laserleistung,
- P_{Dampf} – Verlustleistung durch abströmenden Metalldampf.

Für die Betrachtung des Prozesses und Aussagen zu Auswirkungen auf den Werkstoff ist die absorbierte Laserstrahlung wichtig. Die anderen Anteile sind als Verluste zu bewerten, wie dies Abbildung A.49 zeigt. Eine Ermittlung und Bewertung der einzelnen Verlustanteile ist Voraussetzung für eine realitätsnahe Simulation.

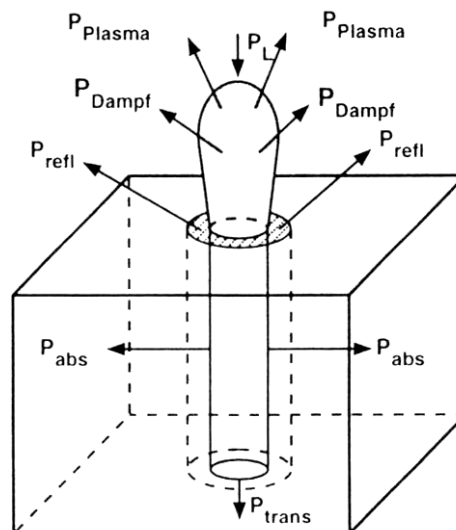


Abbildung A.49: Terme der Leistungsbilanz beim Tiefenschweißen [BEYER, 1995]

Die Absorption der Laserstrahlung hängt sehr stark von der Polarisation und dem Einfallswinkel der Strahlung ab. Die Polarisation kann für konstante Schweißrichtung parallel polarisiert werden, um den maximalen Absorptionsgrad zu erreichen. Der Einfallswinkel der Laserstrahlung richtet sich nach der Neigung der Kapillare und somit nach der Schweißgeschwindigkeit. Da sich die Kapillare mit zunehmender Schweißgeschwindigkeit abflacht, reduziert sich auch der Absorptions-

grad und die Reflexion nimmt zu. Eine flache Kapillare reflektiert mehr Laserstrahlung im Bereich der oberen Kapillarfront in den Raum, wodurch die Verluste erhöht werden. Für den Stahl St52 ist dieser Zusammenhang in [BEYER, 1995] untersucht worden. In Abbildung A.50 sind Verluste durch reflektierte Laserleistung in Abhängigkeit von der Schweißgeschwindigkeit für verschiedene Strahlparameter und Strahlleistungen dargestellt.

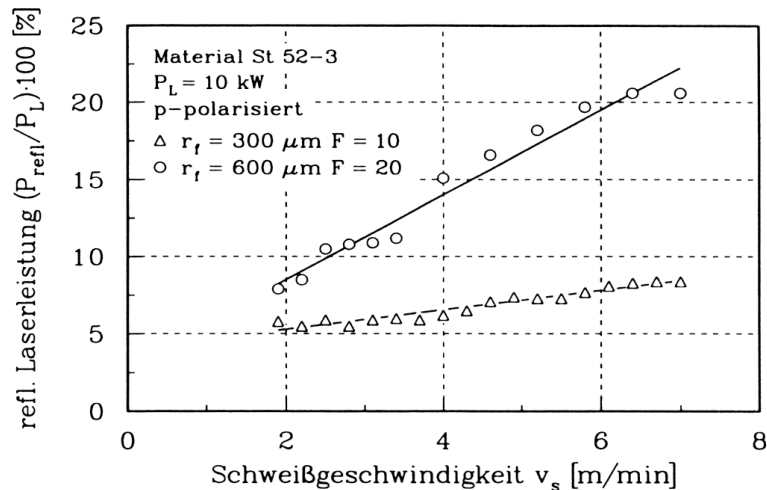


Abbildung A.50: Reflektierte Laserleistung in Abhängigkeit von der Schweißgeschwindigkeit [BEYER, 1995]

Mit diesen Angaben kann eine Abschätzung der Verluste durch Reflexion für das gegebene Material und die gegebenen Schweißparameter erfolgen. Die Transmission beim Tiefenschweißen entsteht durch Leistungsüberschuss und ermöglicht eine Öffnung der Kapillare im Kapillarwurzelbereich. Durch das Öffnen der Kapillarwurzel kann bei Schweißnähten mit großen Nahttiefen und kleinen Nahtbreiten die Porenbildung im Nahtwurzelbereich reduziert oder vermieden werden. Die Transmission beim Tiefenschweißen gehört somit zu den Verlusten. Die beiden folgenden Abbildungen zeigen die transmittierte Laserleistung in Abhängigkeit von der Schweißgeschwindigkeit für verschiedene Strahlparameter und Blechdicken.

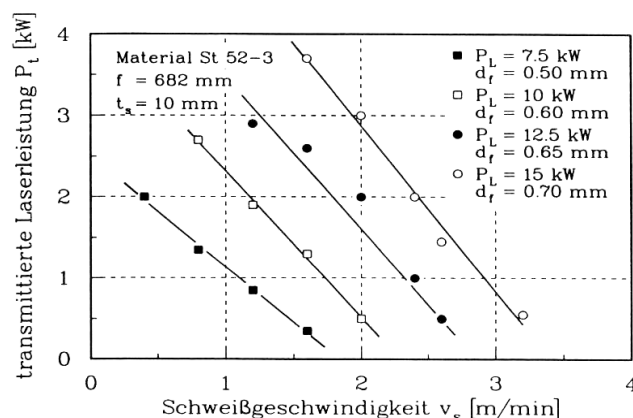


Abbildung A.51: Transmittierte Laserleistung in Abhängigkeit von der Schweißgeschwindigkeit für verschiedene Laserleistungen [BEYER, 1995]

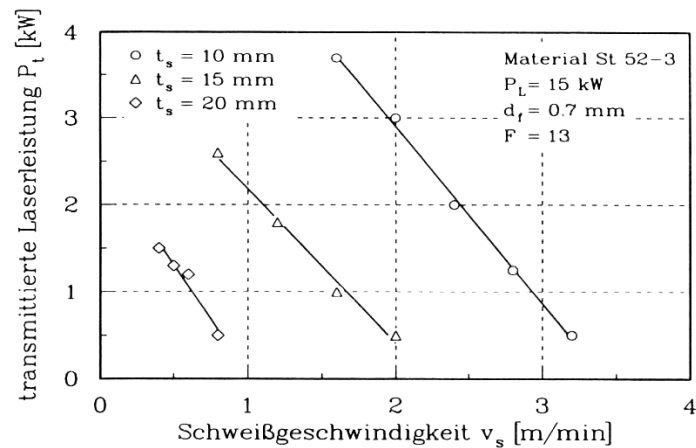


Abbildung A.52: Transmittierte Laserleistung in Abhängigkeit von der Schweißgeschwindigkeit für unterschiedliche Blechdicken [BEYER, 1995]

Auf Grundlage diese Informationen kann eine Abschätzung der Transmissionsverluste für das gegebene Material und die gegebenen Schweißparameter durchgeführt werden. Die Verluste durch aus der Kapillare strömenden Metalldampf für Stahl liegen im Bereich zwischen 2 % und 7 % von der Laserleistung und sind von der Blechdicke, der Laserstrahlleistung, der Schweißgeschwindigkeit sowie den Materialkennwerten abhängig.

Plasmaabsorption in der Kapillare findet im ionisierten Metalldampf statt. Darin wird ein Teil der Energie des Laserstrahls an das Metallplasma übertragen. Dieser Prozess ist diskontinuierlich, da die Dichte des Metalldampfes von der Verdampfungsrate abhängig ist. Die Verdampfungsrate ist abhängig von der Absorption des Laserstrahls an der Kapillarwand, welche aber durch ein Metalldampfplasma reduziert wird. Es kommt damit zu einem fluktuierenden Prozess, der schwer zu erfassen ist. Aus diesem Grund sind Messergebnisse, die zur Abschätzung dieses Anteils dienen könnten, kaum vorhanden.

Die Energie des Laserstrahls, die das Metalldampfplasma absorbiert, wird über Konvektion zwischen Plasma und Kapillarwand sowie durch die Strahlung des Plasmas auf die Kapillarwand übertragen und schlussendlich in das Material eingetragen. Die in dieser Arbeit als Beispiel dienende Schweißnaht einer Stumpfstoßverbindung eines 6 mm dicken Bleches wurde mittels einer Laserleistung von $P_L = 7$ kW erstellt.

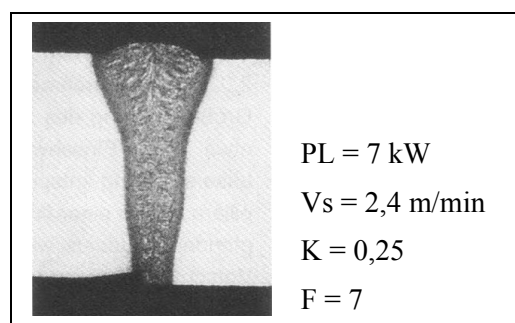


Abbildung A.53: Makroschliff einer laserstrahlgeschweißten Naht (Blechdicke $d = 6$ mm) [BEYER, 1995]

Da für diesen Schweißvorgang keine Verluste in den Diagrammen aufgezeichnet wurden, muss eine Abschätzung anhand von Messungen ähnlicher Schweißvorgänge erfolgen. Die reflektierte Laserleistung kann nach dem Diagramm in Abbildung A.50 abgeschätzt werden. Die Fokussierkennzahl ist das Verhältnis aus Brennweite und Durchmesser der Strahloptik. Bei der betrachteten Schweißung beträgt die Fokussierkennzahl $F = 7$, das Diagramm in Abbildung A.50 wurde jedoch mit Fokussierkennzahl $F = 10$ aufgestellt. Das bedeutet, dass der Laserstrahl im Gegensatz zur betrachteten Schweißnaht seinen Durchmesser über die Tiefe weniger stark verändert. In der betrachteten Schweißnaht wird demnach oberhalb bzw. unterhalb des Brennpunktes des Laserstrahls die Kapillare breiter aufgeschmolzen und es kommt zu einer Erhöhung der reflektierenden Fläche an der Kapillarfront. Mit einem Radius von $R = 0,2$ mm ist die Kapillare schmaler als bei den in Abbildung A.50 gezeigten Messergebnissen, was zu einer Reduzierung der Fläche an der Kapillarfront sowie zur Verringerung der Reflexion führt. Die Verluste durch Reflexion am Kapillarkopf liegen für eine Schweißgeschwindigkeit von $v_s = 2,4$ m/min zwischen 6% für $P_L = 10$ kW und 8% für $P_L = 5$ kW. Da die Reflexionen in der betrachteten Schweißnaht durch den kleineren Radius geringer sind, wird der Verlust durch Reflexion mit 5% festgelegt und entspricht $P_{\text{refl}} = 0,35$ kW.

Die Transmissionsverluste werden aus Abbildung A.51 und Abbildung A.52 ermittelt. In Abbildung A.54 sind die Verluste durch Transmission für eine Leistung von $P_L = 15$ kW und für verschiedene Materialdicken dargestellt. Da anhand dieser Abbildungen keine direkte Abschätzung möglich ist, wird aus den Messreihen für $d = 10$ mm, $d = 15$ mm und $d = 20$ mm eine Reihe für $d = 6$ mm extrapoliert (siehe Abbildung A.54).

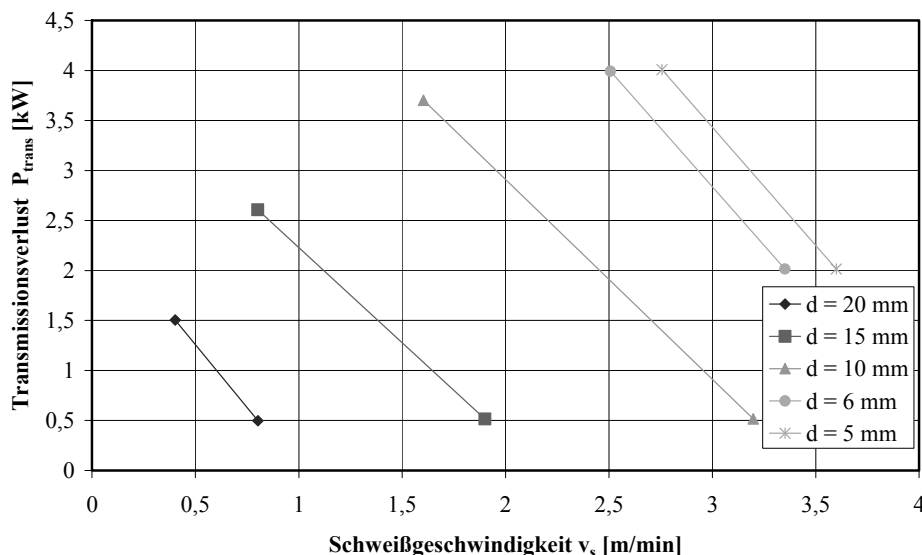


Abbildung A.54: Transmissionsverluste P_{trans} bei einer Laserleistung $P_L = 15$ kW und unterschiedlichen Blechdicken bei Werkstoff Stahl

Die Messreihe für $P_L = 15$ kW und $t_s = 15$ mm sind in beiden Diagrammen identisch. Eine Übertragung der extrapolierten Reihe für $P_L = 15$ kW und $d = 6$ mm in das Diagramm der Abbildung A.55 ist möglich. Der Abstand zwischen den Reihen in Abbildung A.55 ist annähernd identisch. Demnach kann aus dem Abstand zwischen den Reihen $P_L = 15$ kW und $d = 10$ mm und $P_L = 15$ kW und $d = 6$ mm eine Reihe mit den Werten von $P_L = 7,5$ kW und $d = 6$ mm aus der Rei-

he $P_L = 7,5 \text{ kW}$ und $d = 10 \text{ mm}$ abgeschätzt werden. Hieraus lässt sich aus Reihe $P_L = 7,5 \text{ kW}$ und $t_s = 6 \text{ mm}$ eine transmittierte Laserleistung von $P_{\text{trans}} = 0,8 \text{ kW}$ bei einer Schweißgeschwindigkeit von $v_s = 2,4 \text{ m/min}$ ermitteln. Für den betrachteten Schweißvorgang mit einer Laserleistung von $P_L = 7 \text{ kW}$ ergibt sich eine transmittierte Leistung von $P_{\text{trans}} = 0,75 \text{ kW}$.

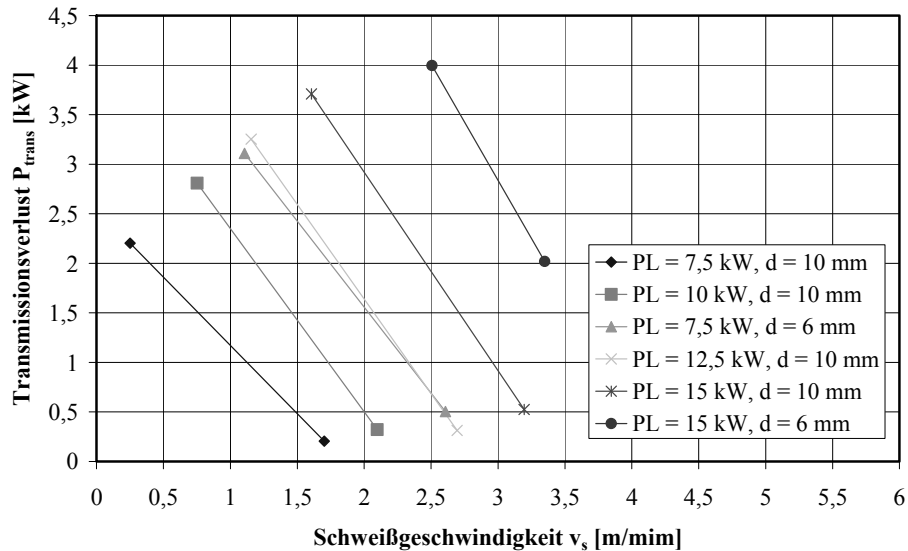


Abbildung A.55: Transmissionsverlust P_{trans} in Abhängigkeit der Laserleistung P_L und der Blechdicke d bei Werkstoff Stahl

Der Verlust durch abströmenden Metalldampf wird pauschal mit 3% der Laserleistung angenommen. Es ergibt sich damit ein Verlust von $P_{\text{Dampf}} = 0,21 \text{ kW}$ durch abströmenden Metalldampf. Die Summe der einzelnen Verluste ergibt $P_{\text{Verl}} = 1,31 \text{ kW}$.

Auf Basis der vorhandenen Daten sind die ermittelten Verluste eine sehr gute Abschätzung, welche die Verluste lassen sich durch eine lineare Gleichung aus Abbildung A.55 darstellen. Der Faktor m , der allgemein als Steigung bekannt ist, variiert für die verschiedenen Funktionen. In Abbildung A.56 ist die Steigung in Abhängigkeit der Laserleistung aufgetragen.

Die Gleichung für die Transmissionsverluste ergibt sich unter einem linearen Ansatz zu:

$$P_{\text{trans}} = m \cdot v_s + n. \quad (\text{A.38})$$

Der funktionale Zusammenhang für die Beschreibung der Steigung m lautet:

$$m = 0,112 \cdot P_L + 0,52. \quad (\text{A.39})$$

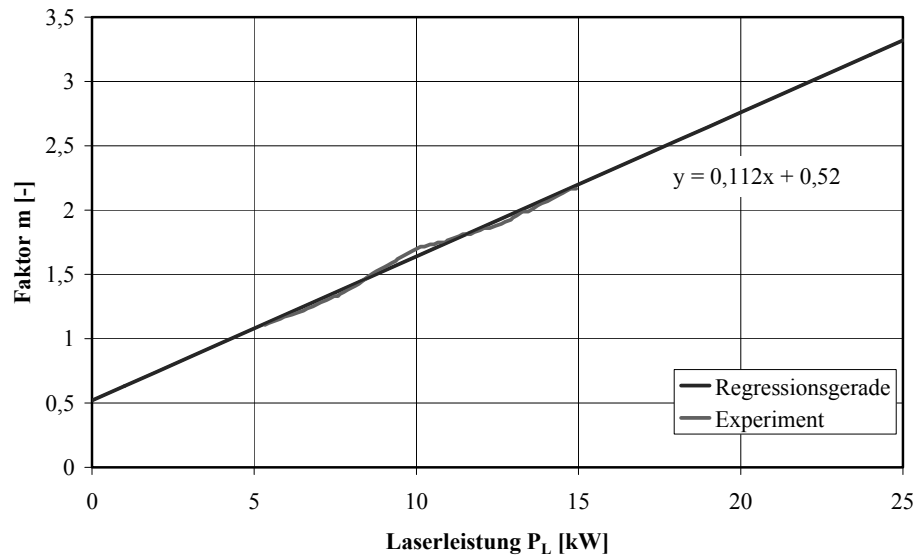


Abbildung A.56: Faktor m der linearen Funktionen in Abhängigkeit der Laserleistung P_L

Zur Bestimmung des Wertes n wird das Produkt aus dem Betrag der Steigung m und der Funktion der Schweißgeschwindigkeit v_s mit dem Transmissionsverlust von $P_{\text{trans}} = 0$ kW in Abhängigkeit der Laserleistung P_L gebildet (siehe Abbildung A.57).

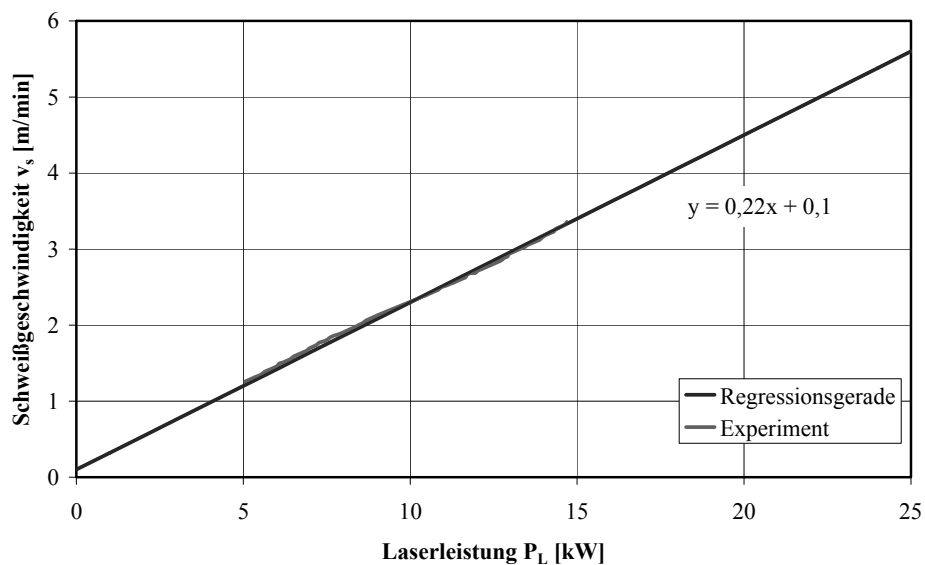


Abbildung A.57: Funktion x_0 ($v_s(P_{\text{trans}} = 0)$) in Abhängigkeit der Laserleistung P_L

Unter Verwendung der Gleichungen (3.61) bis (3.63) lässt sich folgende Gleichung aufstellen:

$$P_{\text{trans}} = (0,112 \cdot P_L + 0,52) \cdot v_s + ((0,112 \cdot P_L + 0,52) \cdot (0,22 \cdot P_L + 0,1)). \quad (\text{A.40})$$

Gleichung (A.40) ist nur für eine Blechdicke von $d = 10$ mm gültig. Um eine Anpassung an die Materialdicke vorzunehmen, wird die Funktion der Transmissionsverluste modifiziert. Dies erfolgt mit der Veränderung des Faktors n in der linearen Funktion. Dazu werden die Funktionen aus Abbildung A.52 der Einfachheit halber als parallel angenommen und die vertikalen Abstände zu den Messreihen in der transmittierten Leistung gemessen (siehe Abbildung A.58).

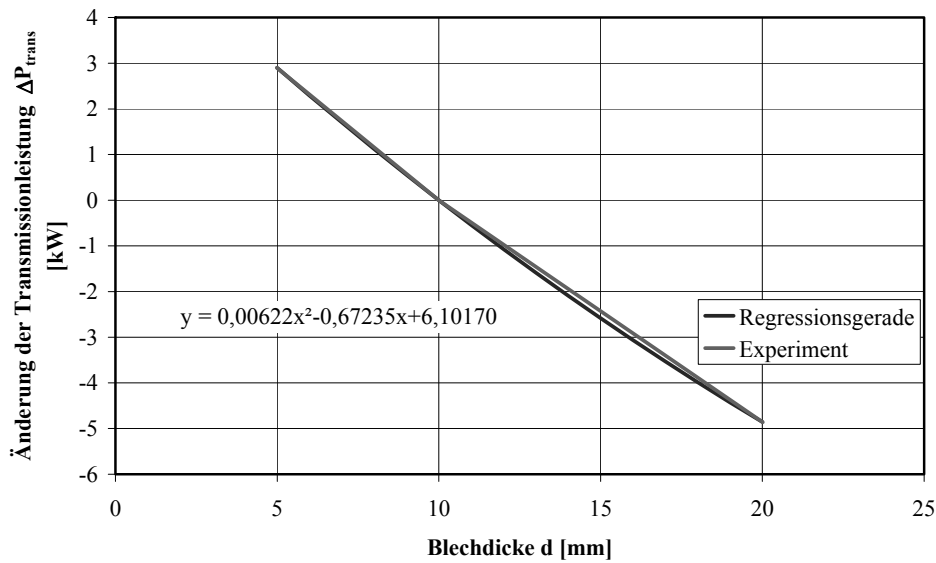


Abbildung A.58: Änderung der Transmissionsleistung P_{trans} in Abhängigkeit von der Blechdicke t_s

Die beschreibende Gleichung lautet:

$$\Delta P_{\text{trans}} = 0,00622 \cdot d^2 - 0,67235 \cdot d + 6,10170 . \quad (\text{A.41})$$

Aus Gleichung (A.40) und (A.41) ergibt sich:

$$P_{\text{trans}} = (0,112 \cdot P_L + 0,52) \cdot v_s + ((0,112 \cdot P_L + 0,52) \cdot (0,22 \cdot P_L + 0,1) + (0,00622 \cdot d^2 - 0,67235 \cdot d + 6,10170)) . \quad (\text{A.42})$$

Damit ist unter Beachtung der Anwendungsgrenzen eine Berechnung des Transmissionsverlustes möglich. Die Laserstrahlleistung sollte dabei zwischen $P_L = 5 \text{ kW}$ und $P_L = 15 \text{ kW}$, die Schweißgeschwindigkeit zwischen $v_s = 1 \text{ m/min}$ und $v_s = 4 \text{ m/min}$ und die Materialdicke zwischen $d = 5 \text{ mm}$ und $d = 15 \text{ mm}$ liegen, um realitätsnahe Ergebnisse zu liefern. Die Ausgangsdaten für die Reflexionsverluste sind quantitativ beschränkt. Da die reflektierte Laserleistung als Anteil der Laserleistung angegeben ist, wird sich dieser Wert nicht stark verändern. Dies gilt nur für kleine Fokussdurchmesser (siehe Abbildung A.50), welche von der Laserleistung abhängen. Mit steigender Laserleistung werden auch die minimal zu erreichenden Strahldurchmesser größer. Der Anteil der Reflexionsverluste steigt bei gleicher Leistung, aber größerem Fokussdurchmesser überproportional an. Dies liegt an der breiteren Reflexionsfläche, am Kapillarkopf sowie an der flacheren Kapillare, da durch einen breiteren Laserstrahl mehr Material aufgeschmolzen wird. Bei geringen Schweißgeschwindigkeiten ($v_s = 1,0 \text{ m/min}$ bis $v_s = 2,5 \text{ m/min}$) liegt der Anteil im Bereich zwischen 4 bis 6 % von der Laserleistung und bei höheren Schweißgeschwindigkeiten ($v_s = 2,5 \text{ m/min}$ bis $v_s = 4 \text{ m/min}$) im Bereich zwischen 6% und 7% von der Laserleistung. Die Verluste durch abströmenden Metaldampf liegen allgemein zwischen 2% und 7 % von der Laserleistung.

Die Gleichungen lassen sich einfach in einem Tabellenkalkulationsprogramm implementieren. Der Gesamtverlust wird nach der Eingabe der Parametern Laserleistung P_L , Schweißgeschwindigkeit v_s und Blechdicke d automatisch berechnet (siehe Abbildung A.59).

Die Ausgabewerte gelten nur für den Baustahl St53-3 bzw. S355J2G3		
Anwendungsgrenzen: Laserstrahlleistung $P_L = 5 - 15$ kW, Blechdicke $d = 5 - 15$ mm und Schweißgeschwindigkeit $v_s = 1 - 4$ m/min		
In den Kästchen werden die Ausgangswerte eingetragen		
Laserstrahlleistung P_L [kW]	7	
Schweißgeschwindigkeit v_s [m/min]	2,4	
Dicke des Bleches d [mm]	6	
Verluste durch Transmission P_{trans} [kW]	0,85	
Anteil des Reflexionsverlustes P_{refl} an der Laserstrahlleistung [%]	4,00	Bei geringen Schweißgeschwindigkeiten (1,0 bis 2,5 m/min) im Bereich von 4 bis 6 % und bei höheren Schweißgeschwindigkeiten (2,5 bis 4 m/min) im Bereich von 6 bis 7 %.
Verluste durch Reflexion P_{refl} [kW]	0,28	
Anteil der Verluste durch abströmenden Metaldampf P_{dampf} an der Laserstrahlleistung [%]	3,00	Die Verluste liegen allgemein zwischen 2 und 7 %.
Verluste durch abströmenden Metaldampf P_{dampf} [kW]	0,21	
Summe der Verluste [kW]	1,34	

Abbildung A.59: Eingabemaske zur Ermittlung des Gesamtverlustes

Ausgehend von den zylinderförmigen dreidimensionalen Wärmequellen für die Modellierung des Energieeintrages beim Laserstrahlschweißen (siehe Tabelle A.45):

$$q_R = q_0 \cdot \exp\left(\frac{r^2}{r_0^2}\right) \quad (\text{A.43})$$

mit

q_R – lokale Energiedichte,

q_0 – max. Energiedichte,

$$r_0 = r_e - \left(\frac{(r_e - r_i) \cdot (z_e - z)}{z_e - z_i} \right) \text{ – aktueller Maximalradius in Abhängigkeit der Tiefe} \quad (\text{A.44})$$

wird eine zweite Gauß-verteilte Funktion in folgender Weise berücksichtigt:

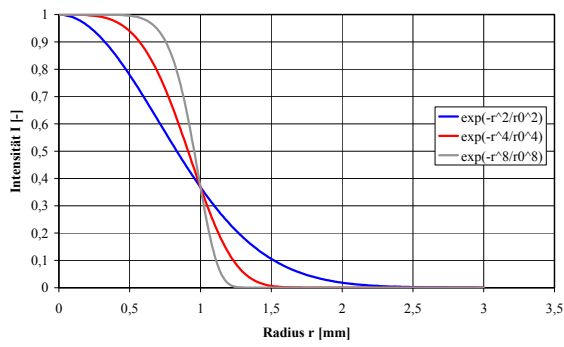
$$q_R = q_0 \cdot \left[\exp\left(\frac{r^n}{r_{oa}^n}\right) - \exp\left(\frac{r^m}{r_{oi}^m}\right) \right]. \quad (\text{A.45})$$

Eine individuelle Anpassung ist durch die freie Wahl der Potenzen n und m innerhalb der Exponentialfunktion gewährleistet. Durch Erhöhung der Potenzen fällt die Intensität der Energie in der einzelnen Quelle erst im Randbereich stark ab, was eine schärfere Abgrenzung sowie einen gezielteren Energieeintrag ermöglicht.

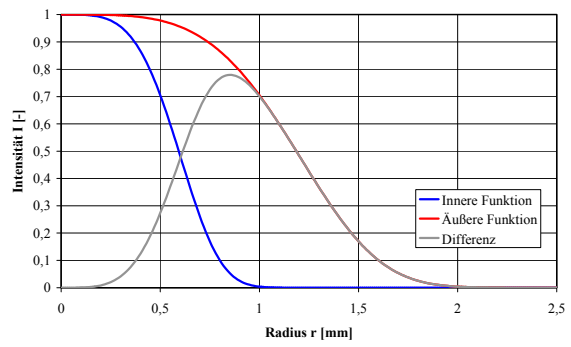
Gleichung (A.45) gestattet es, die lokale Energiedichte q_R zwischen Kegelstumpf und hohlem Zylinder variieren zu lassen. Dadurch kann ein innerer Zylinder modelliert werden, der keine Energie an das Material abgibt und den Keyhole-Effekt berücksichtigt.

In Abbildung A.60 ist die Verteilung der Energiedichte für unterschiedliche Potenzen n und deren Kombination sowie zwei Verteilungen der lokal wirkenden Energie im FE-Modell dargestellt.

a)

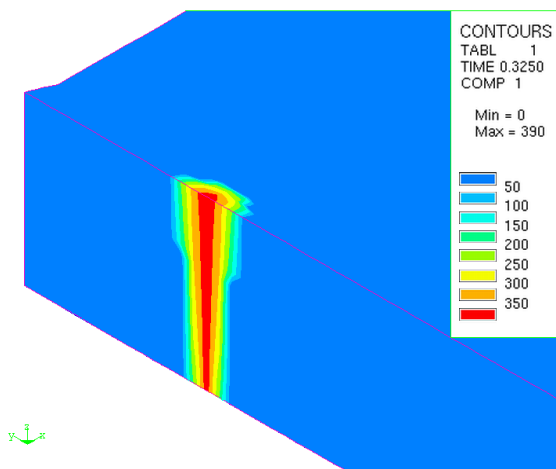


unterschiedliche Potenzen n ($r_0 = 1$ mm)

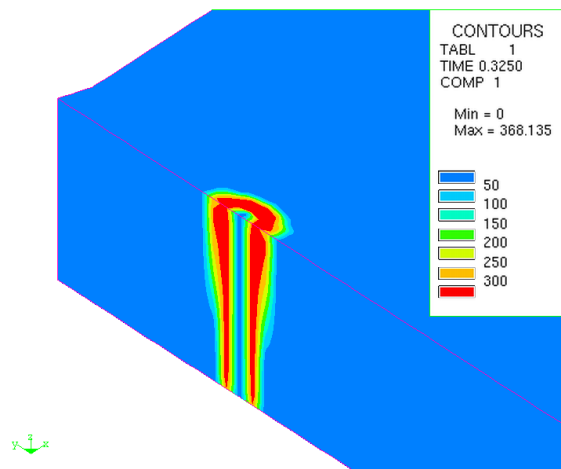


Kombination zweier Funktionen

b)



ursprüngliche Verteilung



modifizierte Verteilung

Abbildung A.60: Verteilung der Energiedichte für verschiedene Potenzen n sowie Kombination (a) und Energieverteilung [W/mm³] für zwei unterschiedliche Beschreibungen im FE-Modell (b)

A.5.3 Wärmeübergangskoeffizienten

Ein Teil der eingetragenen Energie wird durch freie oder erzwungene Konvektion über die Fläche des geschweißten Bauteils an die Umwelt abgegeben. Für die Beschreibung des Wärmeübergangs bei freier Konvektion, die den größten Anteil zur Gesamtkonvektion beiträgt, wurden im Laufe der Jahre mehrere empirische Formeln aufgestellt [VDI, 1994]. Die folgenden Kennzahlen beschreiben maßgeblich die freie Konvektion:

$$\text{Gr – Grashof-Zahl } \text{Gr} = \frac{g \cdot l_{\text{cr}}^3}{\nu^2} \cdot \beta \cdot \Delta T, \quad (\text{A.46})$$

$$\text{Pr – Prandtl-Zahl } \text{Pr} = \frac{\nu}{a} = \nu \cdot \frac{\rho \cdot c}{\lambda}, \quad (\text{A.47})$$

$$\text{Ra – Raleigh-Zahl } \text{Ra} = \text{Gr} \cdot \text{Pr}, \quad (\text{A.48})$$

$$\text{Nu – Nußelt-Zahl } \text{Nu} = \frac{\alpha \cdot l_{\text{cr}}}{\lambda} \quad (\text{A.49})$$

mit

- a – Temperaturleitfähigkeit,
- g – Erdbeschleunigung,
- l_{cr} – charakteristische Länge,
- T_o – Oberflächentemperatur,
- T_u – Fluidtemperatur,
- α – Wärmeübergangskoeffizient,
- β – thermischer Ausdehnungskoeffizient,
- λ – Wärmeleitfähigkeit der Umgebungsluft,
- ν – kinematische Viskosität.

Dabei wird zwischen laminaren und turbulenten Strömungsverhältnissen unterschieden. Am Beispiel einer Platte, die rechteckig ist und waagrecht liegt, ergibt sich die Nußelt-Zahl für

$$\text{Ra} < 4 \cdot 10^7 \text{ (laminar) zu } \text{Nu} = 0,7 \cdot \text{Ra}^{1/4} \text{ und} \quad (\text{A.50})$$

$$\text{Ra} \geq 4 \cdot 10^7 \text{ (turbulent) zu } \text{Nu} = 0,155 \cdot \text{Ra}^{1/3}. \quad (\text{A.51})$$

Der Wärmeübergangskoeffizient α kann unter Verwendung der Wärmeleitfähigkeit λ der Umgebungsluft und der charakteristischen Länge l_{cr} , die bei der Platte die kürzere Seite darstellt, ermittelt werden. Eine allgemeine Darstellung der empirischen Formel zur Berechnung des Wärmeübergangskoeffizienten bei freier Konvektion findet sich in [HAMA, 1996]:

$$\text{Nu} = K_1 \cdot (\text{Ra})^n. \quad (\text{A.52})$$

Die Werte K_1 und n sind aus Experimenten bestimmte Koeffizienten. Eine Zusammenstellung von K_1 - und n -Werten für den Wärmeübergang an der Plattenoberseite und -unterseite durch freie Konvektion ist in [HAMA, 1996] zu finden.

Einige Literaturstellen, beispielsweise [HAMA, 1996] und [PITT, 1992], weisen darauf hin, dass die Stoffwerte des Umgebungsmediums für den Mittelwert T_m aus der Oberflächentemperatur T_o und der Umgebungstemperatur T_u zu bestimmen und in die Gleichungen einzusetzen sind:

$$T_m = \frac{T_o + T_u}{2}. \quad (\text{A.53})$$

In [WEIß, 1994] wird festgestellt, dass kein signifikanter Einfluss auf die Ausbildung des Temperaturfeldes vorliegt und so für die freie Konvektion ein konstanter Wert von $\alpha_K = 20 \text{ W}/(\text{m}^2\text{K})$ angenommen werden kann.

Unter der Düse des Schweißbrenners tritt während des Schweißens sehr partiell und zeitlich begrenzt eine erzwungene Konvektion auf. Dieser Anteil wird bei [PITT, 1992] auf der Basis von Gardon und Cobonpue mit folgende empirische Gleichung beschrieben:

$$\alpha_{ek} = 13 \cdot \text{Re}^{0.5} \cdot \text{Pr}^{0.33} \cdot \frac{k_g}{a_d} = 13 \cdot \left(\frac{v_g \cdot d_d \cdot \rho_g}{\mu_g} \right)^{0.5} \left(\frac{\mu_g \cdot c_{pg}}{k_g} \right)^{0.33} \frac{k_g}{a_d} \quad (\text{A.54})$$

mit

- v_g – Düsenaustrittsgeschwindigkeit des Schutzgases,
- ρ_g – Dichte des Schutzgases,
- μ_g – dynamische Viskosität des Schutzgases,
- d_d – Durchmesser der Schweißdüse,
- c_{pg} – spezifische Wärmekapazität des Schutzgases,
- k_g – Wärmeleitfähigkeit des Schutzgases,
- a_d – Abstand der Düse vom Werkstück.

Die mithilfe der Gleichung (A.54) ermittelten Werte für die Konvektion bei Verwendung eines Schutzgases (98% Argon und 2% Sauerstoff) und den Materialeigenschaften bei $T = 20 \text{ °C}$ sind für einen Düsendurchmesser $d_d = 19 \text{ mm}$ in Abbildung A.61 dargestellt. Bei größerem Abstand der Düse vom der Werkstückoberfläche ist ein sehr steiler Abfall der Werte festzustellen.

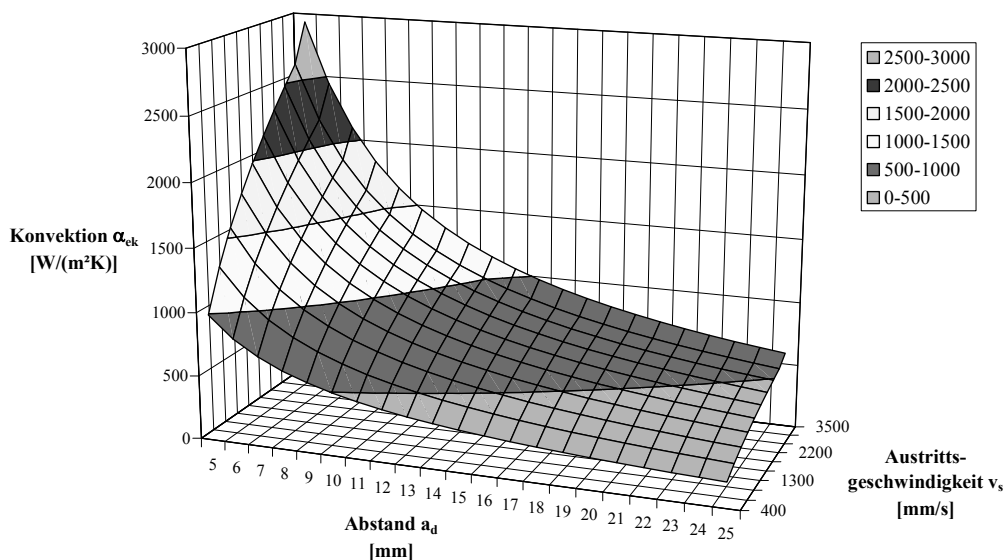


Abbildung A.61: Wärmeübergangskoeffizient in Abhängigkeit von Austrittsgeschwindigkeit v_g des Gases und Abstand a_d vom Werkstück (Durchmesser $d_d = 19 \text{ mm}$)

A.5.4 Emissionskoeffizienten

Jeder Körper tauscht in Form von Reflektion, Transmission, Absorption oder Emission Wärme als Strahlung mit der Umgebung aus. Mithilfe des Stefan-Boltzmann-Gesetzes und eines richtungs-, material- sowie oberflächenabhängigen Emissionskoeffizienten kann die Strahlung für einen „grauen“ Körper wie folgt beschrieben werden:

$$q_s = \varepsilon \cdot \sigma \cdot (T^4 - T_0^4) \quad (\text{A.55})$$

mit

- q_s – Wärmestromdichte,
- ε – Emissionskoeffizient,
- σ – Stefan-Boltzmann-Konstante ($\sigma = 5,6698 \cdot 10^{-8} \text{ W}/(\text{m}^2 \text{ K}^4)$),
- T – absolute Oberflächentemperatur,
- T_0 – absolute Umgebungstemperatur.

Die Gleichung lässt sich in eine Form überführen, die eine Berücksichtigung im FE-Programm deutlich erleichtert. Da die Temperatur in der vierten Potenz auftaucht, während sie in allen anderen Gleichungen nur als lineare Größe zu finden ist, wird die Gleichung umgeformt:

$$q_s = \varepsilon \cdot \sigma \cdot (T + T_0) \cdot (T^2 + T_0^2) \cdot (T - T_0). \quad (\text{A.56})$$

Der Wärmeübergangskoeffizient für Wärmestrahlung α_s berechnet wie folgt:

$$\alpha_s = \varepsilon \cdot \sigma \cdot (T + T_0) \cdot (T^2 + T_0^2). \quad (\text{A.57})$$

Die Oberflächentemperatur T und die Umgebungstemperatur T_0 in den Gleichungen (A.56) beziehungsweise (A.57) müssen in absoluten Temperaturen, das heißt zum Beispiel in Kelvin [K] oder Rankin [R], eingesetzt werden. Die Richtungsabhängigkeit des Emissionskoeffizienten muss bei Abweichungen von der Flächennormalen von $\alpha > 45^\circ$ berücksichtigt werden. Zwischen $\alpha = 0^\circ$ und $\alpha = 45^\circ$ Abweichung wird dieser Koeffizient als konstant angesehen [VDI, 1994].

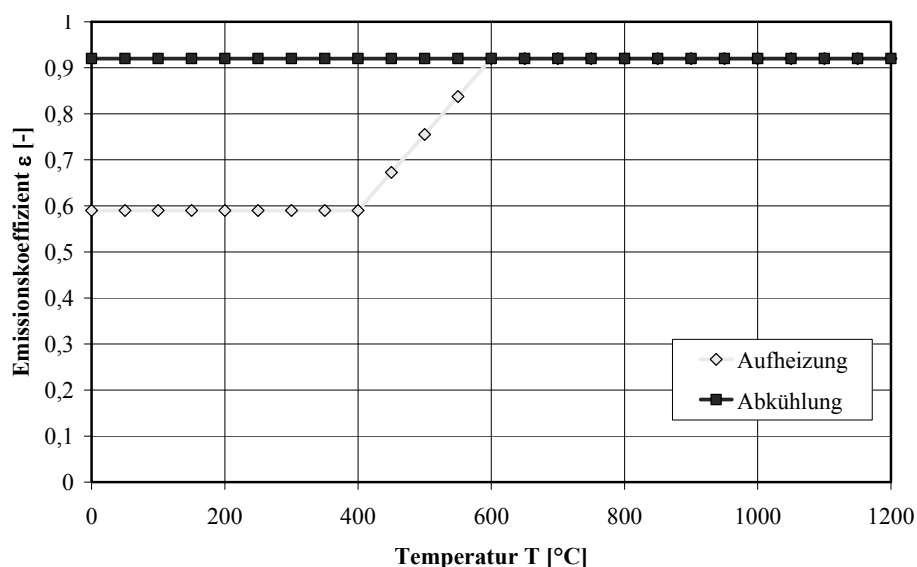


Abbildung A.62: Gemessener Emissionskoeffizient

In [MEHM, 2003] wurde die Emissionskoeffizienten ε für Bleche aus Stählen S355 und S460 mithilfe der Messergebnisse von angepunkteten Thermoelementen sowie einer Thermographiekamera des Typs INFRAMETRICS 600 ermittelt (siehe Abbildung A.69). Dabei erfolgte eine Anpassung der thermographisch bestimmten Temperaturen an die gemessenen Temperaturen der Thermoelemente durch Änderung des Emissionsgrades in der Software THERMAGRAM 5.0. Eine Temperaturabhängigkeit konnte bei den Untersuchungen bis $T = 300\text{ °C}$ nicht festgestellt werden.

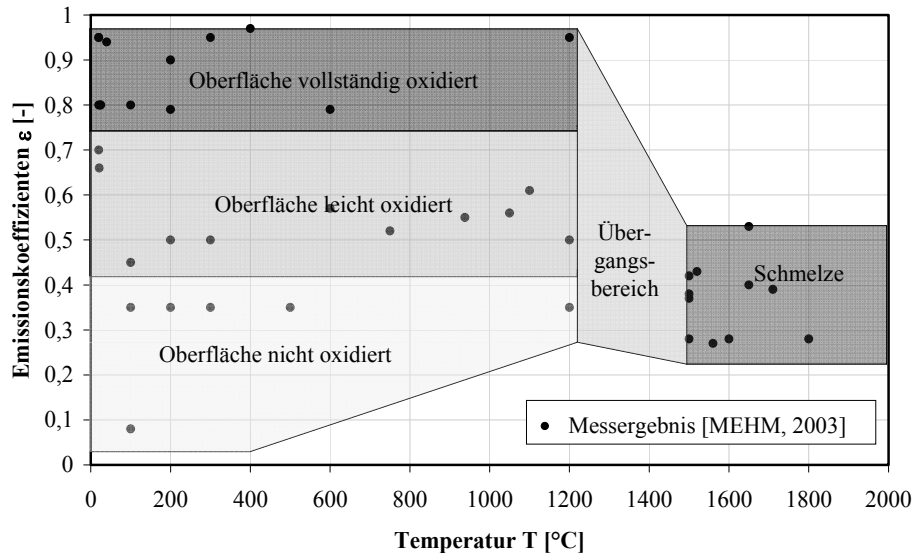


Abbildung A.63: Emissionskoeffizienten in Abhängigkeit von der Oberflächenbeschaffenheit

Tabelle A.46 fasst aus Experimenten bestimmte Koeffizienten für die untersuchten Bleche zusammen.

Tabelle A.46: Experimentell ermittelte Emissionskoeffizienten nach [MEHM, 2003]

Material	Emissionskoeffizient ε	vorhandene Oberflächenfarbe
S355	0,95	rostig, rot, rußig,
6 mm, 8 mm, 10 mm	0,70	grau, großflächig
S460	0,95	grau, rot, rußig, leicht rostig
Schweißnaht	0,95	silbrig matt

Die Beschaffenheit der Oberfläche wird durch den dimensionslosen Emissionskoeffizienten ε ausgedrückt. Angaben zu Emissionskoeffizienten für verschiedene Materialoberflächen geben [GROT, 2005] und [VDI, 1994]. Bei [GIESE, 1993] wurde der Emissionskoeffizient genauer untersucht. Es wurde festgestellt, dass dieser sich im Laufe der Erwärmung infolge einer sich ändernde Oberflächenbeschaffenheit variiert. Bei Verwendung von Reinstargon blieb der Wert von $\varepsilon = 0,59$ konstant und auch bei hohen Temperaturen ($T > 1100\text{ °C}$) trat keine Veränderung auf. Bei Aufheizgeschwindigkeiten im Umgebungsmedium Luft, die dem Schweißprozess ähnlich waren, bildete sich auf einer sandgestrahlten Probe bei $T \approx 500\text{ °C}$ eine Oxidschicht und der Koeffizient schnellte auf $\varepsilon = 0,92$ hoch. Er blieb auch in der Abkühlungsphase konstant bei $\varepsilon = 0,92$ (siehe

Abbildung A.62). Eine Zusammenstellung von Emissionskoeffizienten für verschiedene Materialoberflächen und Zustände ist in [MIKR, 2005] zu finden.

Einen Gesamtwärmeübergangskoeffizienten kann wie folgt definiert werden:

$$\alpha_{\text{ges}} = \alpha_k + \alpha_s = \alpha_k + \varepsilon \cdot \sigma \cdot (T_o + T_u) \cdot (T_o^2 + T_u^2). \quad (\text{A.58})$$

Der Vorteil dieser Methode liegt darin, dass Konvektion und Strahlung, die meistens gemeinsam auf einer Oberfläche auftreten, in einem Schritt in das FE-Modell eingebracht werden können.

A.6 Gefügeumwandlung

A.6.1 Bereiche der Gefügeumwandlung

Veränderungen in der Gefügestruktur beim Aufheizen oder Abkühlen des Werkstoffes lassen sich infolge der Veränderungen in den Materialeigenschaften lokalisieren. Im Umkehrschluss dazu bilden einige Autoren, die Gefügeumwandlung durch Anpassung der temperaturabhängigen Materialdaten nach.

Schweißverbindungen können in vier unterschiedliche Zonen eingeteilt werden, die sich in Abhängigkeit von der aufgetretenen Temperatur und den abgelaufenen metallurgischen Prozessen bei umwandlungsfähigen Stählen definieren lassen. Abbildung A.64 zeigt für die drei wichtigsten Zonen – Schmelzbad, Wärmeeinflusszone und Anlasszone – die entsprechenden Temperaturen sowie die im Allgemeinen ablaufenden Vorgänge.

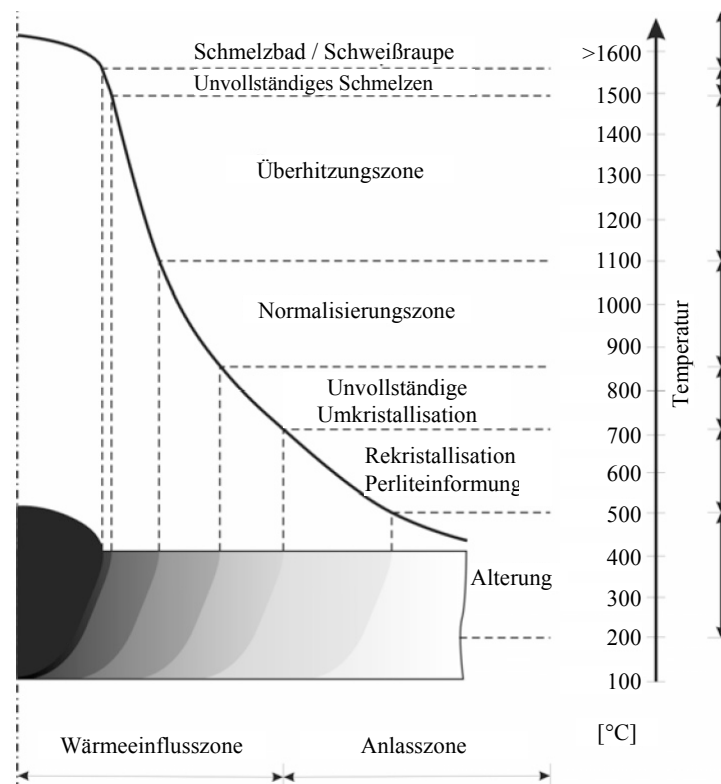


Abbildung A.64: Zusammenhang zwischen Temperatur und Zonen nach [STAR, 2004]

Im *Schmelzbad* tritt einerseits eine Umwandlung von der flüssigen in die feste Phase (Aufschmelzen und Erstarren bei $T \approx 1550 \text{ °C}$) und andererseits eine Umwandlung in der festen Phase (strukturelle Phasenumwandlung) des Grund- und Schweißzusatzwerkstoffes mit einer Energieaufnahme beim Aufheizen bzw. Energieabgabe bei der Abkühlung auf.

Die sich an das Schmelzbad anschließende *Wärmeeinflusszone* ist durch eine Austenitisierung des Werkstoffes, die bei der A_{C1} -Temperatur (ab $T \approx 700 \text{ °C}$) beginnt, charakterisiert. Eine vollständige Umwandlung von Ausgangsgefüge in Austenit beim Aufheizen stellt sich oberhalb der A_{C3} -Temperatur (ab ca. $T \approx 850 \text{ °C}$) ein.

In der *Anlasszone* finden aufgrund der hohen Temperaturen bis zur A_{C1} -Temperaturgrenze Rekristallisationsvorgänge und zum Teil eine Vergrößerung des Kornes statt. Insbesondere bei Verbindungen aus hoch- und höchstfesten Feinbaustählen kann diese Zone durch ein Absinken der Härtewerte identifiziert werden.

Der unbeeinflusste Grundwerkstoff schließt sich an die Anlasszone an und bildet die vierte Zone in einer Schweißverbindung. In dieser Zone ist das Ausgangsgefüge nach den verschiedenen Wärmebehandlungen sowie Walzvorgängen bei der Herstellung der Bleche zu finden.

Die Phasenumwandlungen bei Stahl lassen sich in zwei Gruppen eingeteilt werden. Die erste Gruppe umfasst die Umwandlung einer Phase beim Aufschmelzen und Erstarren. Bei un- und niedriglegiertem Stahl ist im Allgemeinen im Temperaturbereich über $T = 850\text{ °C}$ das γ -Kristall/-Eisen, welches eine kubisch-flächenzentrierte Struktur aufweist und Austenit genannt wird, stabil. Unterhalb von $T = 700\text{ °C}$ existiert im Allgemeinen das Ferrit als α -Kristall/-Eisen mit kubisch-raumzentrierter Struktur. Im Bereich zwischen $T = 850\text{ °C}$ und $T = 700\text{ °C}$ liegen beide Kristallstrukturen vor. Die zweite Gruppe beschreibt die Umwandlung einer festen Phase ohne Änderung des Aggregatzustandes, was als strukturelle Phasenumwandlung bezeichnet wird. Es ist aus vielen Untersuchungen bekannt, dass die Entstehung von einzelnen Gefügen bzw. die Umwandlung sehr stark von folgenden Einflüssen abhängen:

- Zustand des Ausgangsgefüges, insbesondere Korngröße und Homogenisierung,
- chemische Zusammensetzung des betrachteten Stahls,
- Zeit-Temperatur-Verlauf des Prozesses insbesondere bei der Abkühlung.

A.6.2 ZTA-Schaubild

Die Stähle wandeln sich infolge einer Wärmeeinwirkung beim Erreichen einer spezifischen Temperatur um. Beim Erwärmen kann zwischen einer kontinuierlichen und einer isothermen Temperaturführung unterschieden werden. Diese beiden grundsätzlichen Erwärmungsvorgänge werden in entsprechenden Schaubildern, so genannten kontinuierlichen beziehungsweise isothermen Zeit-Temperatur-Austenitisierungsschaubildern (ZTA-Schaubildern) dargestellt. Liegt eine rasche Erwärmung wie beim Schweißen vor, werden die Vorgänge durch ein kontinuierliches ZTA-Schaubild beschrieben. Es wird von einer konstanten Erwärmgeschwindigkeit ausgegangen. Bei der Simulation eines Wärmebehandlungsprozesses, bei dem nach einer Erwärmung über einen längeren Zeitraum eine konstante Temperatur gehalten wird, kommt das isotherme ZTA-Schaubild zum Einsatz, um die Umwandlungsvorgänge zu beschreiben. Die isotherme Temperaturführung wird hier nicht weiter betrachtet, da diese für die in dieser Arbeit durchgeführte Simulation des Schweißprozesses keine Bedeutung hat.

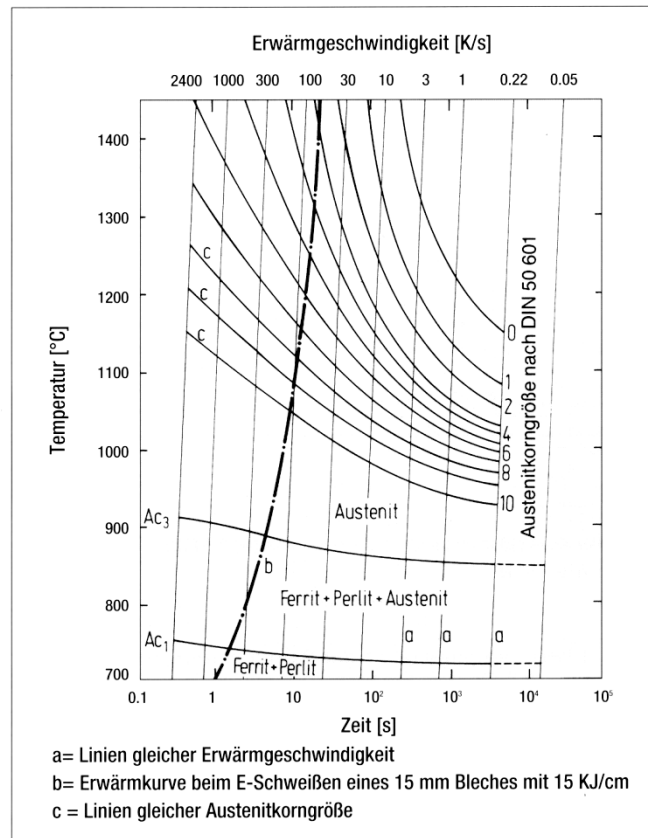


Abbildung A.65: ZTA-Schaubild eines S355N [DEGEN, 1999]

Beim Erreichen der A_{c1} -Temperatur des Werkstoffes beginnt sich das Gefüge umzuwandeln und Austenit wird gebildet. Zwischen A_{c1} - und A_{c3} -Temperatur liegt ein Gemisch aus Ausgangsgefüge und Austenit vor. Am A_{c3} -Punkt liegt im Stahl inhomogener Austenit und kein Ausgangsgefüge mehr vor. Oberhalb der A_{c3} -Temperatur wird das Gefüge homogenisiert und Kornwachstum setzt ein. Diese Vorgänge – Karbidauflösung, Homogenisierung und Korngrößenveränderungen – werden im ZTA-Schaubild dargestellt. Das Austenitisierungsverhalten wird durch Ausgangsgefüge, Korngröße und chemische Zusammensetzung beeinflusst.

In [DEGEN, 1999] wird ein kontinuierliches ZTA-Schaubild für S355N gezeigt, das nur entlang der Erwärmungsgeschwindigkeit gelesen werden darf. Wird die Erwärmungskurve in das ZTA-Schaubild eingetragen, kann die entstehende Korngröße abgelesen werden. Beim Erreichen der maximalen Temperatur des eingezeichneten Beispielles wird an der Schmelzlinie ein Austenitkorn in einer Größenordnung der Kennziffer 2 nach [DIN 643, 2003] vorliegen. Beim ferritisch-perlitischen Ausgangsgefüge wird die Umwandlung in Austenit nach der Keimbildung durch das Gesetz für Keimwachstum gesteuert. Bei zunehmender Aufheizgeschwindigkeit wird der Umwandlungspunkt zu einer höheren Temperatur verschoben. Die Anzahl der Keime nimmt ab, dies führt zu einer Vergrößerung des vorhandenen Gefüges.

A.6.3 Schweiß-ZTU-Schaubild

Eine Gefügeumwandlung findet bei umwandlungsfähigen Stählen beim Abkühlprozess statt. Diese Vorgänge beeinflussen wesentlich den Eigenspannungszustand im Bauteil. Beim Abkühlen tritt bei umwandlungsfähigen Stählen eine Umlagerung der Atome auf. Aus der flächenzentrischen Anordnung entsteht ein raumzentrisch orientiertes Gitter, was mit einer Volumenveränderung verbunden ist. Zusätzlich sind noch Umwandlungsplastizitäten zu beobachten. Bei Vernachlässigung der Umwandlungen des Gefüges beim Abkühlen ergeben sich bei der Schweißsimulation von Baustählen falsche Ergebnisse, die zu ungünstigen Aussagen hinsichtlich der Eigenspannungen führen können.

Die Beschreibung des Umwandlungsverhaltens erfolgt durch die Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubilder (ZTU-Schaubilder). Man unterscheidet zwischen kontinuierlichen und isothermen Vorgängen. Wird der Stahl nach der Austenitisierung sehr schnell auf eine Umwandlungstemperatur abgekühlt und anschließend eine gewisse Zeit bei dieser Temperatur gehalten, wird dieses Verhalten durch das isotherme ZTU-Schaubild beschrieben. Damit das gebildete Gefügemisch erhalten bleibt, wird der Stahl abgeschreckt.

Bei kontinuierlicher Abkühlung wird eine Probe mit konstanter Geschwindigkeit abgekühlt. Für das ZTU-Schaubild werden mehrere Kurven mit unterschiedlicher Abkühlgeschwindigkeit benötigt. Nach Ermittlung und Auswertung der Gefügeanteile werden die Punkte mit gleichem Umwandlungszustand im Diagramm verbunden. Dadurch werden im Schaubild einzelne Gefügebereiche sichtbar. Wie beim Aufheizen darf das ZTU-Schaubild nur entlang der Abkühlkurven gelesen werden. Der bei Raumtemperatur gemessene Härtewert ist im Allgemeinen am unteren Ende der jeweiligen Abkühlkurve zu finden.

Prinzipiell wird zwischen vier Gefügearten unterschieden, die bei umwandlungsfähigem Stahl bei der Abkühlung von Austenit entstehen können. Dabei handelt es sich um Ferrit, Perlit, Bainit und Martensit. Bainit wird auch als Zwischengefüge bezeichnet. Unter Umständen wird ein sehr kleiner Rest Austenit nicht umgewandelt und bleibt im Stahl.

Die beiden Gefügearten Ferrit und Perlit entstehen durch eine diffusionsgesteuerte Umwandlung bei der Abkühlung. Dieser Vorgang erfolgt im hohen Temperaturbereich, wenn sich der Kohlenstoff im Austenitgitter noch bewegen kann. Martensit wird durch den diffusionslosen Umklappvorgang von Austenit bei relativ tiefen Temperaturen gebildet. Die tiefen Umwandlungstemperaturen werden durch sehr große Abkühlgeschwindigkeiten und somit durch Unterkühlung des Gefüges erreicht. Der Übergang zwischen den beiden unterschiedlichen Umwandlungsvorgängen wird durch das Bainit bzw. Zwischengefüge ausgefüllt, da dort zwei völlig verschiedene Umwandlungsabläufe verbunden werden. Im Bainitgebiet wird zwischen oberem und unterem Bainit differenziert. Ähnlich wie Ferrit oder Perlit wandelt sich das obere Bainit diffusionsgesteuert um. Dementsprechend klappt das untere Bainit bei tieferen Temperaturen diffusionslos um.

Der Schweißprozess ist im Allgemeinen durch einen schnellen Anstieg und einen langsamen Abfall der Temperatur gekennzeichnet. Eine längere Haltezeit bei der maximalen Temperatur gibt es nicht. Damit unterscheidet sich die Wärmeführung beim Schweißen wesentlich von der Wärmeführung bei Wärmebehandlungsprozessen. Die üblichen ZTU-Schaubilder, die für die Wärmebehandlung aufgestellt wurden, sind für die Anwendung in der Schweißtechnik ungeeignet und die Verwendung führt zu großen Fehlern bei der Bestimmung der Gefügeanteile.

Für die Erstellung der so genannten Schweiß-ZTU-Umwandlungsschaubilder (Schweiß-ZTU-Schaubilder) wird ein charakteristischer Temperaturverlauf benutzt. Dabei wird eine Probe mit $v \approx 700$ K/s auf $T = 1350$ °C erwärmt und ohne Haltezeit mit unterschiedlichen Abkühlgeschwindigkeiten abgekühlt. Durch die behinderte Keimbildung wird die γ - α -Umwandlung verzögert. Die Umwandlungsbereiche werden zu längeren Abkühlzeiten und zu tieferen Temperaturen hin verschoben. Weiterhin kann für jedes Gefüge in Abhängigkeit von der Abkühlgeschwindigkeit eine Start- und Endtemperatur ermittelt werden. Das Schweiß-ZTU-Schaubild spiegelt das Umwandlungsverhalten für eine bestimmte Aufheizung beziehungsweise Austenitisierungstemperatur und chemische Zusammensetzung wider.

Die verwendeten Grundwerkstoffe sind niedrig- und mikrolegierte Feinkornbaustähle mit einer komplexen und charakteristischen Umwandlungskinetik, die durch ZTA- und Schweiß-ZTU-Schaubilder beschrieben wird. Eine hohe Anzahl von Legierungselementen im Stahl kann eine Diffusion des Kohlenstoffes behindern. Die diffusionsgesteuerte Umwandlung wird zur längeren Zeit hin verschoben und die Martensitbildung findet erst bei niedrigeren Temperaturen statt. Dies wird bei einer Gegenüberstellung der ZTU-Schaubilder deutlich.

Der Atlas der Schweiß-ZTU-Schaubilder [SEYF, 1982] stellt für eine Vielzahl von Stählen und Schweißzusatzwerkstoffen die beschreibenden Diagramme sowohl für das Umwandlungsverhalten als auch für die mechanischen Eigenschaften bei einer Aufheizrate von $v \approx 700$ K/s bereit. Diese Aufheizrate ist dazu geeignet, das Aufheizen beim MAG-Schweißprozess zu beschreiben. Eine Berücksichtigung des Austenitisierungszustandes, der indirekt durch die Aufheizrate beschrieben wird, ist für die Ermittlung der Gefügeanteile bei der Abkühlung unumgänglich. In Tabelle A.47 sind weitere Literaturquellen zusammengestellt, die Schweiß-ZTU-Schaubilder von hochfesten Feinkornbaustählen enthalten.

Tabelle A.47: Quellenangaben der Schweiß-ZTU-Schaubilder

Stahl	Quelle
St 52-3	[PETE, 1993]
S355N	[SEYF, 1995]
S355J3G3*	[SEYF, 1999]
S355TM*	[SEYF, 1999]
StE 690	[NITS, 1995]
StE 690*	[SEYF, 1999]
StE 70	[HASC, 1972]
S690Q	[SEYF, 1998]
S690QL	[SCHA, 2001]
S890QL	[SARH, 2005]
S960	[KASS, 2001]
S960Q	[SEYF, 1998]
S960QL	[SARH, 2005]
S1100QL	[NOLDE, 2001], [SARH, 2005]

* Schweiß-ZTU-Schaubild mit Aufheizrate 6000 K/s

Das Programm Weldware ist ein schweißtechnologisches Beratungssystem zur Kalkulation der Wärmeführung beim Schweißen auf der Basis von Grundwerkstoffdatenbanken. Das Programm benutzt die Methode der multiplen Regression, um den Einfluss der Schweißgutzusammensetzung

auf die Gefügezusammensetzung und die mechanischen Kennwerte im Schweißgut abzuschätzen zu können.

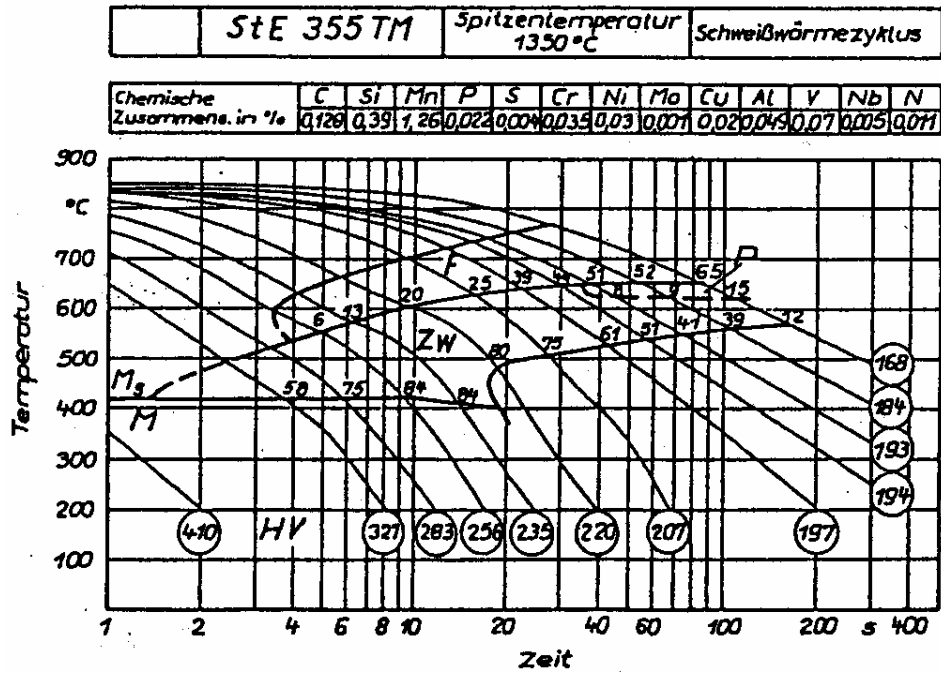


Abbildung A.66: Schweiß-ZTU-Schaubild für StE355 TM [BENK, 1984]

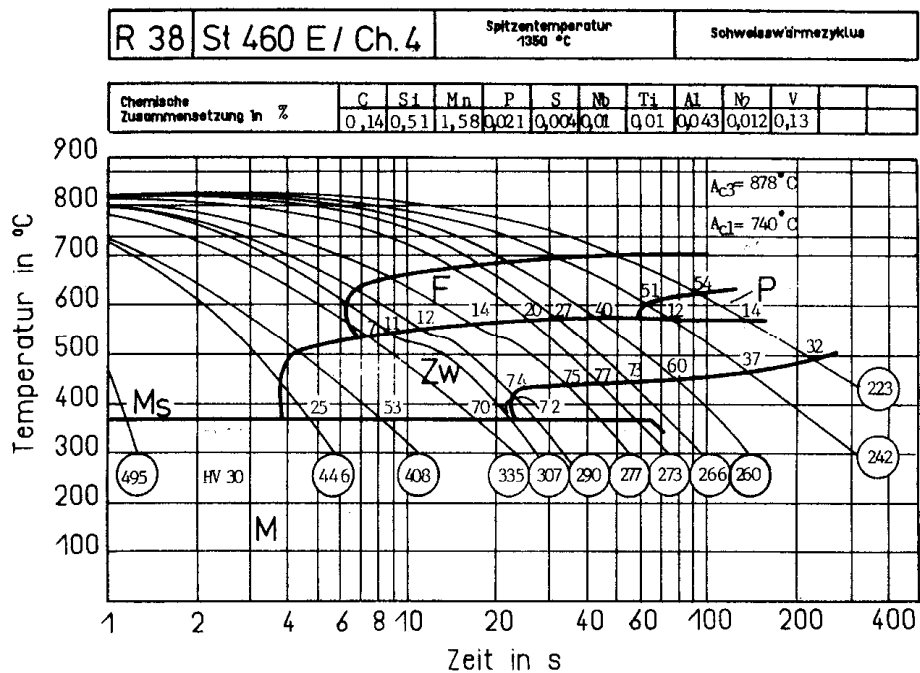


Abbildung A.67: Schweiß-ZTU-Schaubild für St460 E [SEYF, 1992b]

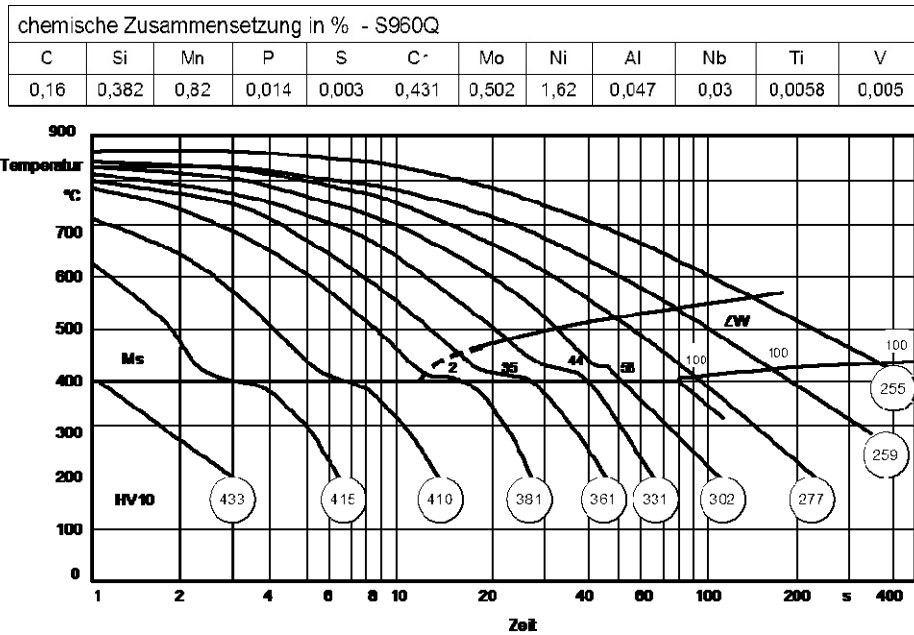


Abbildung A.68: Schweiß-ZTU-Schaubild für S960Q nach [SEYF, 1998]

Die Bestimmung der Gefügeanteile von Grund- und Schweißzusatzwerkstoff in Abhängigkeit von der Abkühlzeit $t_{8/5}$ wird mithilfe von zwei Berechnungsprogrammen – CO2 und WeldWare – durchgeführt und die Ergebnisse werden grafisch dargestellt. Die chemische Zusammensetzung ist in Tabelle A.48 zu entnehmen.

Tabelle A.48: Chemische Zusammensetzung in %

Nr.	Stahl	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Ni	Mo	Ti	Al	V
R26	St355 T / Ch. 1 [SEYF, 1992b]	0,10	0,41	1,32	0,035	0,028	0,24	0,16	0,39	0,14	0,01	0,017	0,07
SG9	MSG/0,23% Mo [SEYF, 1992b]	0,10	0,42	0,84	0,018	0,023	0,15	0,05	0,09	0,23	0,04	n. b.	0,01

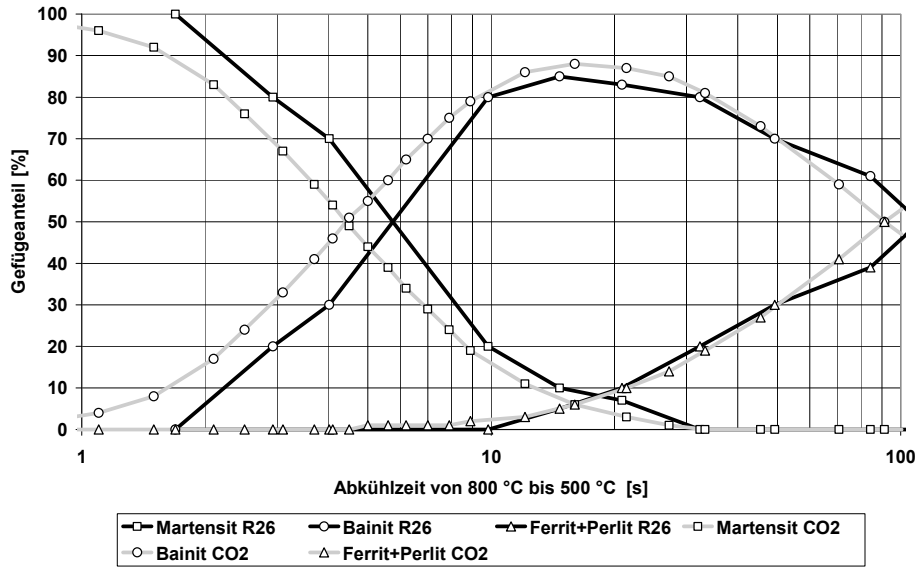


Abbildung A.69: Gegenüberstellung der Gefügeanteile aus Messung und Berechnung eines Stahles St355

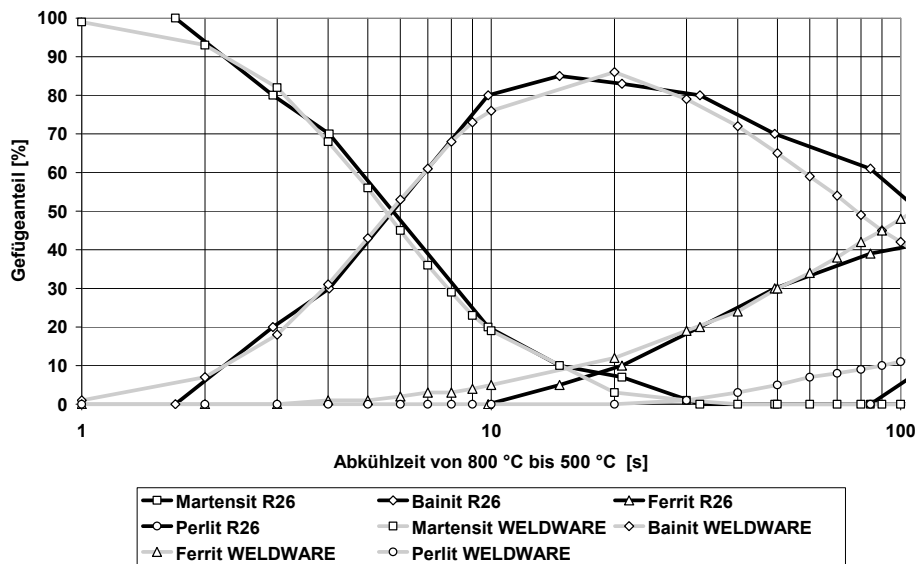


Abbildung A.70: Gegenüberstellung der Gefügeanteile zwischen Messung und Berechnung eines Stahles St355

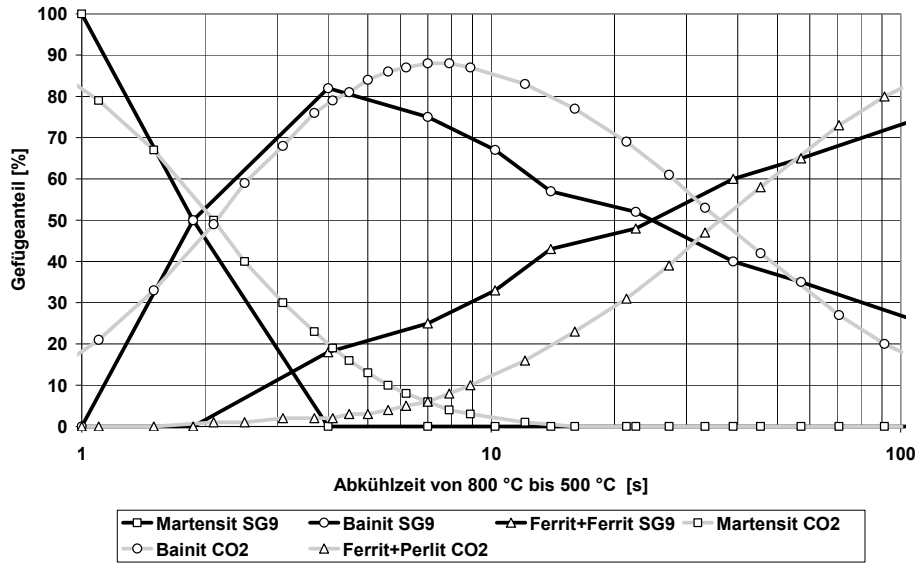


Abbildung A.71: Gegenüberstellung der Gefügeanteile aus Messung und Berechnung eines verschweißten Schweißzusatzwerkstoffes

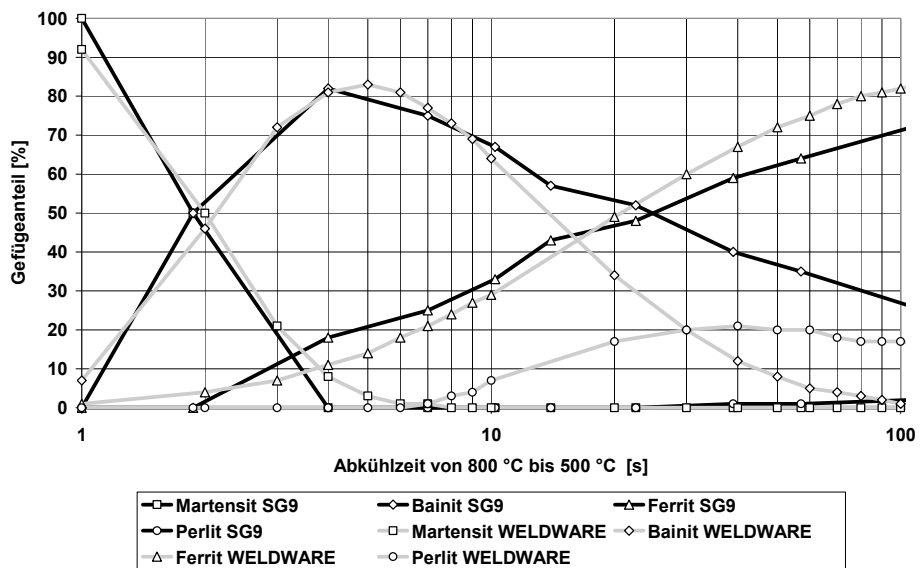


Abbildung A.72: Gegenüberstellung der Gefügeanteile aus Messung und Berechnung eines verschweißten Schweißzusatzwerkstoffes

chemische Zusammensetzung in % - G 46 4 M G4Si1 EN440 „Union K 56“											
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Co	Cu	V
0,0899	0,787	1,39	0,0096	0,0126	0,0224	0,005	0,027	0,0121	0,0159	0,0709	0,005

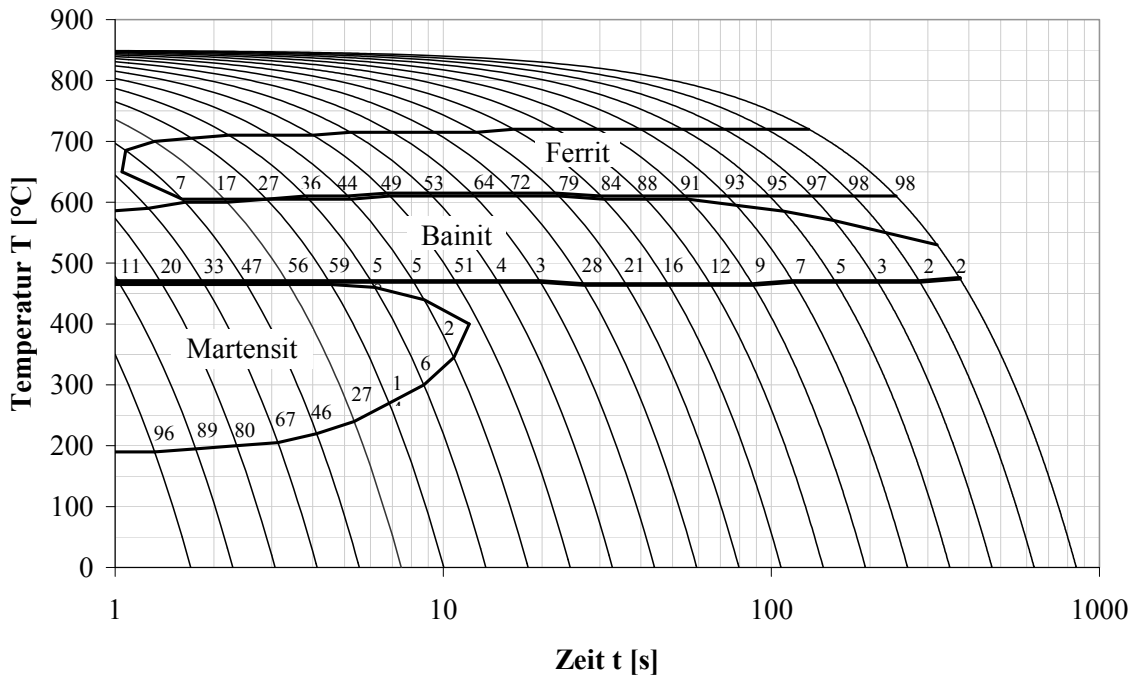


Abbildung A.73: Schweiß-ZTU-Schaubild des verschweißten SZW Union K 56

chemische Zusammensetzung in % - G Mn3Ni1Mo EN12534 „Union MoNi“											
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Co	Cu	V
0,0975	0,514	1,33	0,0109	0,0095	0,0788	0,243	0,638	0,0126	0,0116	0,0476	0,00816

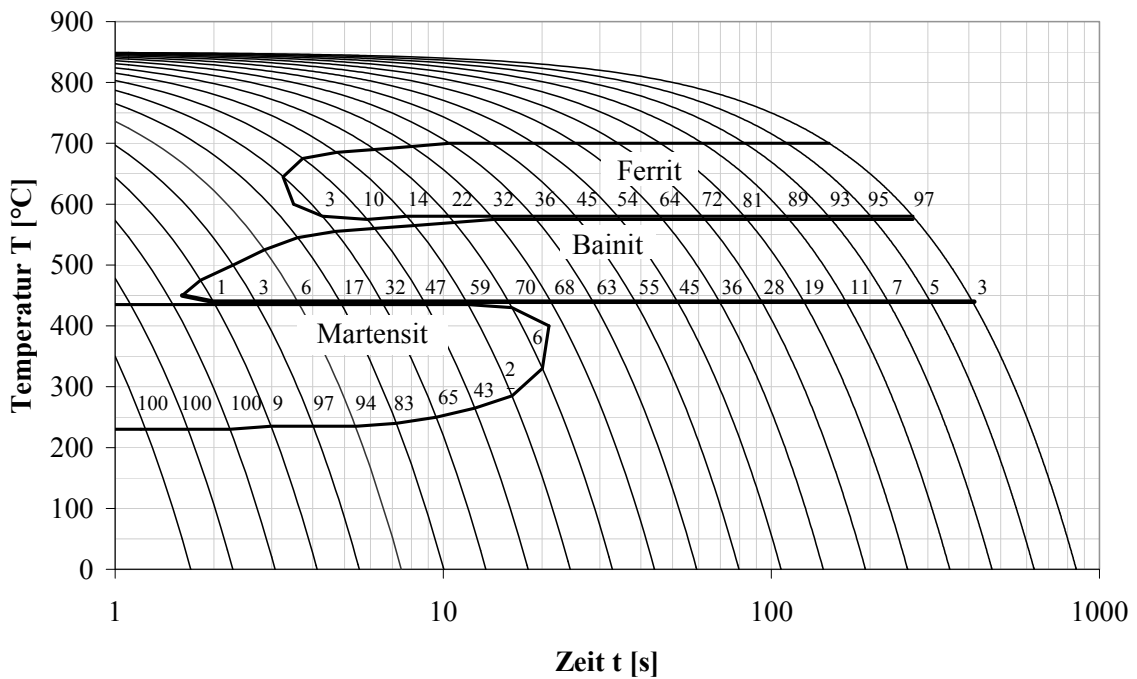


Abbildung A.74: Schweiß-ZTU-Schaubild des verschweißten SZW Union MoNi

chemische Zusammensetzung in % - G Mn4Ni1,5CrMo EN12534 „Union NiMoCr“											
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Co	Cu	V
0,109	0,591	1,37	0,0115	0,0095	0,1995	0,448	1,35	0,0138	0,0176	0,1045	0,01227

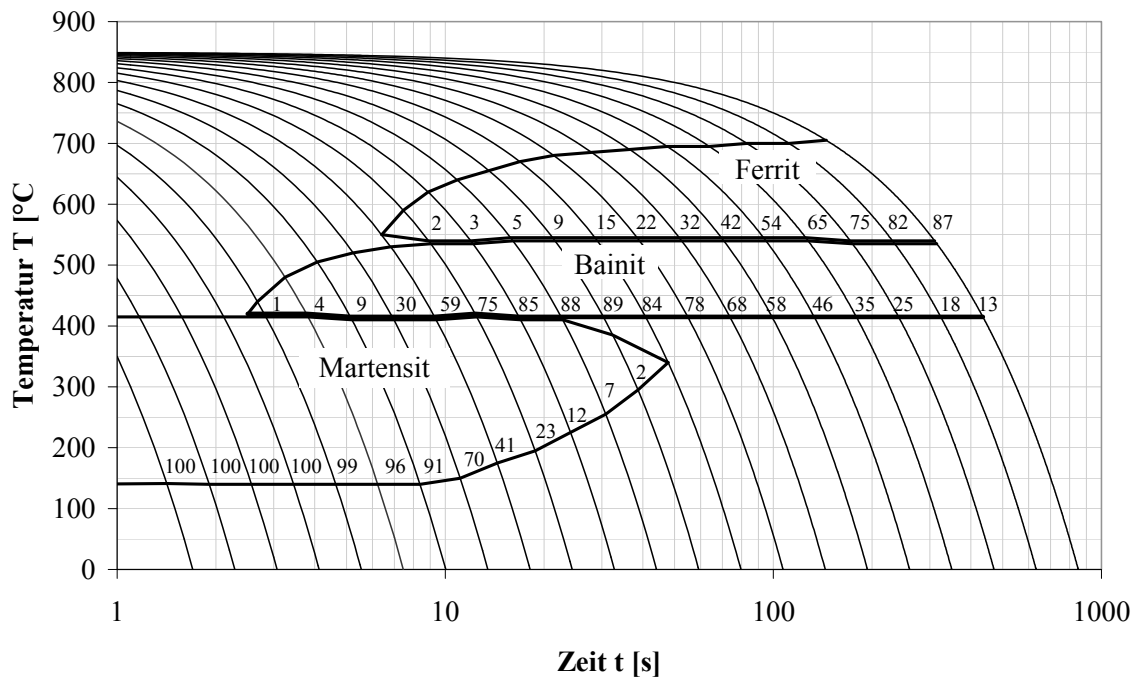


Abbildung A.75: Schweiß-ZTU-Schaubild des verschweißten SZW Union NiMoCr

chemische Zusammensetzung in % - G Mn4Ni2CrMo EN12534 „Union X90“											
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Co	Cu	V
0,109	0,591	1,37	0,0115	0,0095	0,1995	0,448	1,35	0,0138	0,0176	0,1045	0,01227

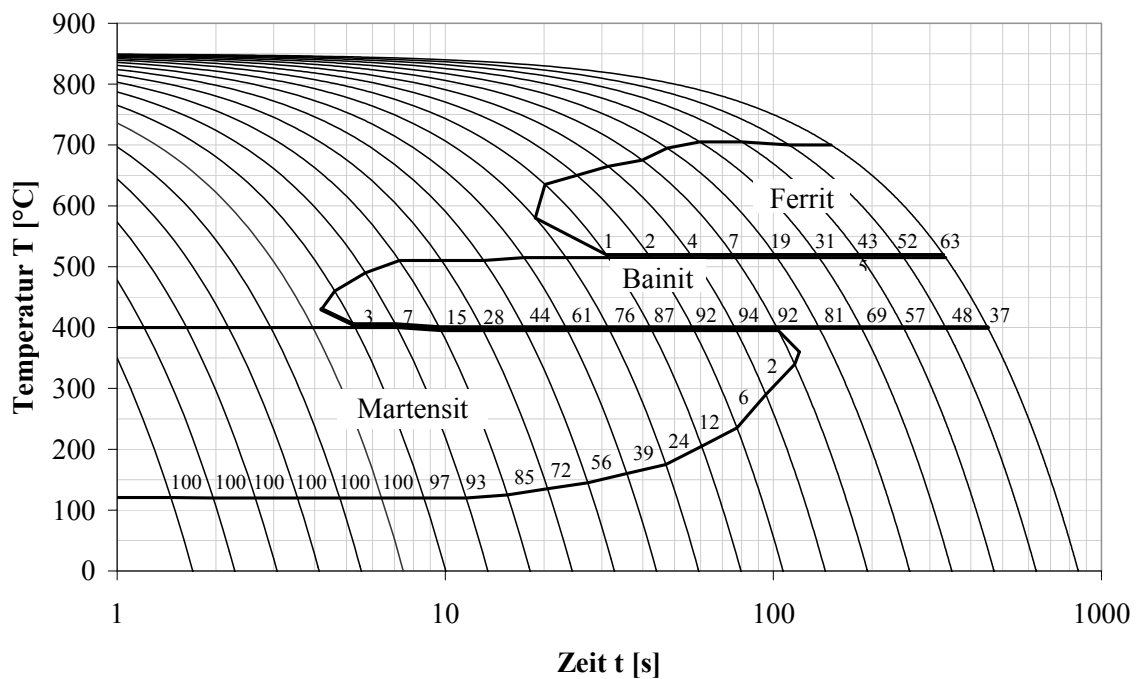


Abbildung A.76: Schweiß-ZTU-Schaubild des verschweißten SZW Union X90

A.6.4 Mathematische Formulierung

Eine mathematische Beschreibung der Phasenumwandlungen ist Voraussetzung für eine realitätsnahe FE-Simulation des Gefügestandes. Darauf aufbauend ist eine Voraussage des zum zeitlich veränderlichen Temperatur- bzw. Spannungsfeldes auch bei komplexen Bauteilen möglich. In den letzten Jahren wurde eine Vielzahl von mathematischen Modellen entwickelt, um die Umwandlung zwischen verschiedenen Phasen zu beschreiben. In [GROSS, 2005] werden die gegenwärtig zur Verfügung stehenden Modelle sehr kompakt aufgeführt (siehe Tabelle A.49).

Tabelle A.49: Modelle zur Ermittlung des Phasenanteiles y_i nach [GROSS, 2005]

Prozess	Modellierung der Umwandlung	
isotherm	Austin-Rickett (1935)	$y_i = 1 - (1 + b_i \cdot t^{n_i})^{-1}$
	Johnson-Mehl-Avrami (1939)	$y_i = 1 - \exp(-b_i \cdot t^{n_i})$
	Koistinen-Marburger (1959)	$y_{\text{mar}} = 1 - \exp(\alpha \cdot (M_s - T))$
	Wildau-Hougardy (1986)	$y_{\text{mar}} = 1 - \exp(b \cdot (M_s - T)^n)$
	Schröder (1985)	$y_{\text{mar}} = 1 - \left(\frac{T - M_e}{M_s - M_e} \right)^2$
	Bhadeshia (1985)	$y_w = \int_{\tau=0}^{t_2} \left\{ \frac{[C_3 \cdot G \cdot (t_2 - \tau)] \cdot [I_w \cdot d\tau] \times [C_3 \cdot 3 \cdot (L - 4 \cdot q' \cdot C_1)]}{\left\{ \frac{3 \cdot L^2}{4 \cdot C_1} \right\}} \right\}$
nicht-isotherm	LSG2M (1994)	$y_i = 1 - \exp(-b_i \cdot (t^* + dt)^{n_i})$
	Christian (1965)	$\frac{dy_i}{dt} = h(T) \cdot g(y)$
	Börnsen (1989)	$\frac{dy_i}{dt} = b_i^{1/n_i} \cdot n_i \cdot (y_{\text{eqi}} - y_i) \cdot \left(\ln \frac{y_{\text{eqi}}}{y_{\text{eqi}} - y_i} \right)^{1-1/n_i}$
	Leblond (1984)	$\frac{dy_i}{dt} = \frac{y_{\text{eq},i}(T) - y_i}{\tau(T)} \cdot f(\dot{T})$
	Seyffarth Kassatkin (1984)	$y_{\text{mar}}(t_A) = 1 - \phi \left(\frac{\ln t_A - \ln t_{x,\text{mar}}}{\ln S_{\text{mar}}} \right)$
	Kirkaldy (1984)	$\frac{dy_i}{dt} = B(G, T) \cdot y_i^m \cdot (1 - y_i)^p$

Weiterhin existieren Algorithmen zur Berechnung von ZTU-Schaubildern, die auf Datensätzen basieren und als empirische und kalibrierte Modelle zur Verfügung stehen [FRANK, 1988], [FRANK, 1989], [SCHA, 1993], [SEYF, 1982], [SOMM, 1993].

Eine Zusammenfassung von mehreren Schweiß-ZTU-Schaubildern eines Werkstoffes führt zu einem neuen Diagramm, dem so genannten Spitzentemperatur-Abkühlzeit-Schaubild (STAZ-Schaubild) [BERK, 1968]. Aus dem entstehenden Diagramm können Härte und Gefüge in der WEZ in Abhängigkeit von der erreichten Spitzentemperatur und der zwischen $T = 800 \text{ °C}$ und $T = 500 \text{ °C}$ benötigten Abkühlzeit $t_{8/5}$ abgelesen werden. Ein Vorteil gegenüber den einzelnen ZTU-Schaubildern in [ROSE, 1972] und [SEYF, 1992b] ist, dass die Variation der Maximaltemperatur und somit der unterschiedliche Austenitisierungsgrad bei der Ermittlung des Gefüges und der Härte berücksichtigt wird. STAZ-Schaubilder existieren in der Literatur nur für vereinzelte Werkstoffe, da für die Erstellung mindestens drei ZTU-Schaubilder mit unterschiedlicher Spitzentemperatur (Austenitisierungstemperatur) erforderlich sind.

Einen ersten mathematischen Ansatz zur Berechnung der Gefügeanteile für die diffusionsgesteuerte Umwandlung stellten Johnson, Mehl und Avrami auf [AVRA, 1939], [AVRA, 1940], [AVRA, 1941], [JOHN, 1939]. Für die diffusionslose Umwandlung existiert eine beschreibende Gleichung zur Martensitbildung von Koistinen und Marburger in Abhängigkeit der Martensitstarttemperatur [KOIS, 1959]. Beide Gleichungen sind für isotherme Bedingungen gültig. Der Einsatz in der Simulation wird durch die beim Schweißprozess auftretenden kontinuierlichen Temperaturveränderungen erschwert.

In [CHAND, 1999] werden vier Modelle zur Beschreibung der Gefügeumwandlung vorgestellt und hinsichtlich des Einsatzes in der numerischen Berechnung und Analyse bewertet. Das Modell von Bhadeshia [BHAD, 1982] stellt das Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubild für isotherme Prozesse unter Anwendung des thermodynamischen Konzeptes und in Abhängigkeit von der chemischen Zusammensetzung auf. Die Abbildung der thermisch kontinuierlichen Vorgänge beim Schweißen ist mit diesem Modell schwer möglich. Die Anpassung der Gefügeumwandlung an den anisothermen Prozess erfolgt bei [LEBL, 1984a] durch Einführung von Korrekturfaktoren, die für jede Phase getrennt ermittelt werden, und unter Berücksichtigung der Korngröße von Austenit. Die Arbeit von Leblond und Devaux [LEBL, 1984a] stellt einen wichtigen Ausgangspunkt für weitere Untersuchungen und Modelle zur Beschreibung der Gefügeumwandlung bei thermisch kontinuierlichen Vorgängen dar und wird für die in dieser Arbeit durchgeführten Simulationen angewendet.

Ende der 1940er-Jahre veröffentlichten Johnson [JOHN, 1939] und Austin [AUST, 1939] erste mathematische Beschreibungen für die diffusionsgesteuerte und martensitische Umwandlung bei isothermen Prozessen. Durch die Entwicklung der Rechentechnik und der entsprechenden Methoden war es möglich, auch für komplexere Abkühlprozesse wie die nicht-isothermen Vorgänge beim Schweißen neue Modelle aufzustellen bzw. bestehende Modelle zu modifizieren.

Isotherme Prozesse

Ausgehend von einer Basisgleichung (siehe Tabelle A.50) entstehen durch Integration die Modelle von Johnson-Mehl-Avrami und von Austin-Ricket. Die beiden Gleichungen unterscheiden sich durch den Zahlenwert für k in der Basisgleichung, der den Verlauf der Umwandlung charakterisiert.

Tabelle A.50: Entwicklung aus der Basisgleichung

Basisgleichung	Modell von	angesetzter Wert	integrierte Gleichung
$\frac{dy_i}{dt} = (1 - y_i)^k \cdot n_i \cdot b_i \cdot t^{n_i-1}$	Austin-Ricket	$k = 1$	$y_i = 1 - \exp(-b_i \cdot t^{n_i})$
	Johnson-Mehl-Avrami	$k = 2$	$y_i = 1 - (1 + b_i \cdot t^{n_i})^{-1}$

Es wird vorausgesetzt, dass sich eine Phase 1 vollständig in Phase 2 umwandelt. Dies gilt für die betrachteten Umwandlungsprozesse im Stahl nicht immer, da mehrere Phasenumwandlungen gleichzeitig bzw. hintereinander ablaufen können. Daher schlägt Ueda [UEDA, 1995] vor, einen fiktiven Phasenanteil einzuführen, um den Restanteil einer Phase zu berücksichtigen.

Die Ermittlung der Parameter b und n für die Austin-Ricket-Gleichung bzw. Johnson-Mehl-Avrami-Gleichung erfolgt mithilfe von existierenden isothermen ZTU-Schaubildern. Dabei werden die Startzeit, die durch die 1%-Umwandlungsgrenze gekennzeichnet ist, und die Endzeit, die die Umwandlung von 99 % der Phase erreicht ist, für eine bestimmte Temperatur herausgelesen und eingesetzt. Mithilfe von zwei Wertepaaren können die Parameter in Abhängigkeit von der Temperatur die Parameter bestimmt werden.

Zur mathematischen Beschreibung des Kurvenverlaufes der Parameter b und n über einen größeren Temperaturbereich wurden verschiedene Ansätze, wie z. B. Polynomansätze, entwickelt. Weiterhin gibt es einerseits in [BÖRN, 1989] und [HOUG, 1986a] mathematische Approximationen, die die Zeiten gleicher Phasenanteile beschreiben. Andererseits wurde versucht, thermodynamische Modelle zur Bestimmung von b und n aufzustellen. Aufgrund der Komplexität und wegen der gegenseitigen Beeinflussung unterschiedlicher Effekte ist dies nur schwer eindeutig möglich.

Für die Beschreibung der diffusionslosen Umwandlung von Austenit (Phase 1) in Martensit (Phase 2) liegen drei allgemein akzeptierte mathematische Modelle vor. Die Besonderheit bei der martensitischen Umwandlung ist der starke Einfluss der Temperatur auf die Entstehung von Martensit. Das Wachstum ist nicht wie bei der diffusionsgesteuerten Umwandlung von der Zeit abhängig. Koistinen und Marburger gehen in [KOIS, 1959] von einem linearen Zusammenhang zwischen Martensitanteil dy_{mar} und Temperaturveränderung dT aus:

$$\frac{dy_{\text{mar}}}{dT} = \alpha \cdot (1 - y_{\text{mar}}) \quad \text{für } T < M_s. \quad (\text{A.59})$$

Der Parameter α stellt dabei den Anstieg des entstehenden Martensitanteiles dar und ist abhängig von der Kohlenstoffkonzentration im Stahl und von der Martensitstarttemperatur. Bekannter ist die Gleichung:

$$y_{\text{mar}} = 1 - \exp(\alpha \cdot (M_s - T)). \quad (\text{A.60})$$

Von Wildau und Hougardy wurde in [HOUG, 1986b] eine der Johnson-Mehl-Avrami-Gleichung sehr ähnliche Gleichung entwickelt. Dabei stellen die Parameter b und n eine Funktion der Martensitstarttemperatur M_s dar:

$$y_{\text{mar}} = 1 - \exp(b \cdot (M_s - T)^n). \quad (\text{A.61})$$

Eine andere Herangehensweise ist in [SCHR, 1985] zu finden. Die bei der betrachteten Temperatur entstehenden Martensitanteile hängen von der Start- (M_s) und Endtemperatur (M_e) der Martensitbildung ab:

$$y_{\text{mar}} = 1 - \left(\frac{T - M_e}{M_s - M_e} \right)^2. \quad (\text{A.62})$$

Damit werden messtechnisch erfassbare Eigenschaften eines Stahles berücksichtigt sowie ein eindeutiger Zusammenhang zwischen chemischer Zusammensetzung und Umwandlung hergestellt.

Das Modell zur Bestimmung des Widmanstättenischen Gefügeanteiles:

$$y_w = \int_{\tau=0}^{t_2} \frac{\{ [C_3 \cdot G \cdot (t_2 - \tau)] \cdot [I_w \cdot d\tau] \times [C_3 \cdot 3 \cdot (L - 4q' \cdot C_1)] \}}{\left\{ \frac{3 \cdot L^2}{4 \cdot C_1} \right\}} \quad (\text{A.63})$$

zum Endzeitpunkt t_2 mit C_1 , C_2 und C_3 als Konstanten in Abhängigkeit der vorhandenen Legierungselementen sowie der Dehnungsrate G und der Zeitvariable τ stellten Bhadeshia et al. auf [BHAD, 1985].

Nicht-isotherme Prozesse

Im Allgemeinen laufen sowohl Aufheiz- als auch Abkühlvorgänge bei Schweißprozessen ab, bei denen sich die Temperatur über die Zeit zum Teil sehr schnell verändert. Die Modelle, die für diese nicht-isothermen Prozesse entwickelt wurden, können in drei Gruppen eingeteilt werden, wie in Tabelle A.51 gezeigt.

Tabelle A.51: Übersicht zur Einteilung der Modelle für nicht-isotherme Prozesse

Gruppe	Ansatz / Idee	Modell
1	Treppenmodell / additive Modelle	$\frac{dy_i}{dt} = b_i^{1/n_i} \cdot n_i \cdot (y_{eqi} - y_i) \cdot \left(\ln \frac{y_{eqi}}{y_{eqi} - y_i} \right)^{1-1/n_i}$
2	Modifikation von Gleichungen	$\frac{dy_i}{dt} = \frac{y_{eq,i}(T) - y_i}{\tau(T)} f(\dot{T})$
3	Empirische Modelle	$y_{mar}(t_A) = 1 - \phi \left(\frac{\ln t_A - \ln t_{x,mar}}{\ln S_{mar}} \right)$

Ausgehend von der Johnson-Mehl-Avrami-Gleichung wird ein Modell für eine nicht-isotherme Umwandlung entwickelt. Dahinter steckt die Idee, dass eine Folge von sehr kleinen isothermen Schritten ähnlich einer Treppe den nicht-isothermen Temperaturverlauf nachbildet. Diese additive Methode kann wie folgt für eine temperaturabhängige Verzögerungszeit bis zum Beginn der Keimbildung $\tau(T)$ und eine Länge dt_i des Zeitschrittes i definiert werden für:

$$\text{diffusionsgesteuerte Umwandlung} \quad S = \sum_i \frac{dt_i}{\tau(T)} = 1, \quad (\text{A.64})$$

$$\text{nicht-diffusionsgesteuerte Umwandlung} \quad S = f(\dot{T}) \cdot \sum_i \frac{dt_i}{\tau(T)} = 1. \quad (\text{A.65})$$

Zur Berücksichtigung der Abkühlgeschwindigkeit bei der nicht-diffusionsgesteuerten Umwandlung wird zusätzlich ein Faktor $f(\dot{T})$ eingeführt, der den funktionalen Zusammenhang beschreibt.

Da die Johnson-Mehl-Avrami-Gleichung nur für eine isotherme Umwandlung gültig ist und beim nächsten Temperatur-Zeit-Schritt andere Parameter b und n zu verwenden sind, die zu einem veränderten Phasenanteil führen, wird eine fiktive Zeit t_{i+1}^* für den nächsten Zeitschritt eingeführt:

$$t_{i+1}^* = \left(\frac{\ln \left(1 - \frac{y_i}{y_{i+1}^{\max}} \right)}{b_{i+1}} \right)^{\frac{1}{n_{i+1}}}. \quad (\text{A.66})$$

Die fiktive Zeit t_{i+1}^* stellt den Übergang vom Berechnungsschritt i zum nächsten Schritt $i+1$ sicher und gewährleistet, dass der Phasenanteil y_{i+1} zum Beginn des Zeitschrittes $i+1$ bei der Temperatur

T_{i+1} bei veränderten Parametern b und n gleich dem Phasenanteil y_i am Ende des Zeitschrittes i bei der Temperatur T_i ist (Abbildung A.77).

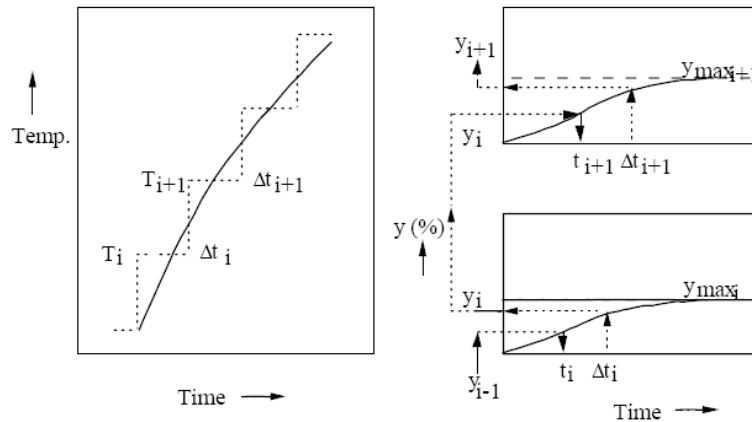


Abbildung A.77: Schematische Darstellung für die Berechnung neuer Phasenanteile [LEBL, 1984a]

Der Phasenanteil y_{i+1} wird am Ende des Zeitschrittes $i+1$ mit der Summe aus fiktiver Zeit t_{i+1}^* und Zeitschritt dt wie folgt berechnet:

$$y_{i+1} = y_{i+1}^{\max} \cdot \left(1 - \exp\left(-b_{i+1} \left(t_{i+1}^* + dt\right)^{n_{i+1}}\right) \right). \quad (\text{A.67})$$

Voraussetzungen für die Anwendung eines additiven Modells wurden von Lyra auf Grundlage verschiedener Literaturquellen in [LYRA, 1991] zusammengefasst:

- Isokinetisches Verhalten: Im Temperaturbereich der ablaufenden Umwandlung muss ein konstantes Verhältnis zwischen Keimbildungsrate I und Wachstumsgeschwindigkeit G vorliegen.
- Frühe Sättigung der Keimbildungsstelle: Die Umwandlung ist additiv, wenn zu einem frühen Zeitpunkt keine verfügbaren Stellen für die Keimbildung vorhanden sind. Dann existiert eine temperaturabhängige Umwandlungsgeschwindigkeit.

Mit dem semi-empirischen Modell von Leblond aus [LEBL, 1984a] können mehrere Phasenumwandlungen gleichzeitig oder nacheinander betrachtet werden. Es wird davon ausgegangen, dass sich das Gleichgewicht der Phasenanteile bei sehr langsamer Aufheizung bzw. Abkühlung unabhängig von der Temperatur nach ausreichender Zeit einstellt. Dies wird als temperaturunabhängiger Gleichgewichtszustand $y_{\text{eq},i}(T)$ der Phase y_i bezeichnet und es wird angenommen, dass dieser Zustand auf Grund der Reaktionsträgheit der Teilchen nach einer Verzögerung $\tau(T) > 0$ erreicht wird. Je größer die Temperaturänderungsrate beim Umwandlungsprozess ist, umso größer ist die Verzögerung bis zum Erreichen des Gleichgewichtszustandes der umgewandelten Phase.

Die nicht-diffusionsgesteuerte Umwandlung hängt insbesondere von der Geschwindigkeit der Abkühlung ab und wird durch einen zusätzlichen Faktor $f(\dot{T})$ in der Gleichung berücksichtigt. Damit ergeben sich zwei Gleichungen, die durch die einfache Formulierung sehr gut für die Integration in ein numerisches Berechnungsprogramm geeignet sind:

$$\text{diffusionsgesteuerte Umwandlung} \quad \frac{dy_i}{dt} = \frac{y_{\text{eq},i}(T) - y_i}{\tau_i(T)}, \quad (\text{A.68})$$

$$\text{nicht diffusionsgesteuerte Umwandlung} \quad \frac{dy_i}{dt} = \frac{y_{\text{eq},i}(T) - y_i}{\tau(T)} \cdot f(\dot{T}). \quad (\text{A.69})$$

Weiterhin berücksichtigt das Modell von Leblond den Einfluss der Austenitkorngröße auf die Umwandlung infolge der Aktivierungsenergie bei wachsenden, stetigen und fallenden Austenitanteilen. Die Änderungen der Korngrößen in den unterschiedlichen Bereichen werden durch folgende Gleichungen beschrieben:

$$\text{wachsende Austenitanteile} \quad \dot{D}^a = C \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) - \frac{\dot{y}_{\text{aus}}}{y_{\text{aus}}} \cdot D^a, \quad (\text{A.70})$$

$$\text{stetige und fallende Austenitanteile} \quad \dot{D}^a = C \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right). \quad (\text{A.71})$$

Im Allgemeinen werden die Konstanten mit $a = 4$ und $C = 0,4948 \cdot 10^{14} \text{ mm}^4/\text{s}$ angenommen. Die Aktivierungsenergie Q und die Gaskonstante R ergeben als Quotient den Wert von $Q/R = 63900 \text{ K}$.

Durch die Anwendung von empirischen Modellen gelingt es sehr schnell, Aussagen zur Verteilung der Phasenanteile in der kritischen Wärmeeinflusszone ausgehend von der chemischen Zusammensetzung und der Abkühlzeit $t_{8/5}$, die die Zeit zwischen $T = 800 \text{ °C}$ und $T = 500 \text{ °C}$ während der Abkühlung darstellt, zu bestimmen. Dazu wurde eine Vielzahl von Schweiß-ZTU-Schaubildern hinsichtlich des Umwandlungsverhaltens, insbesondere der Bildungszeiten der Phasen Ferrit, Perlit, Bainit und Martensit, ausgewertet. Für niedriglegierte Stähle entwickelten Seyffarth und Kassatkin Modelle zur Berechnung der Phasenanteile unter Verwendung einer normierten Integralfunktion der Normalverteilung [SEYF, 1984]. Zur Bestimmung der Martensitanteile lautet die Gleichung:

$$y_{\text{mar}}(t_A) = 1 - \phi\left(\frac{\ln t_A - \ln t_{x,\text{mar}}}{\ln S_{\text{mar}}}\right). \quad (\text{A.72})$$

Diese Modelle gelten nur unter bestimmten Voraussetzungen und besitzen einen eingeschränkten Gültigkeitsbereich. Für eine allgemeine Anwendung auf alle Stähle sind solche Modelle nicht geeignet.

Kirkaldy *et al.* stellt in [KIRK, 1984] folgendes Modell vor:

$$\frac{dy_i}{dt} = B(G, T) \cdot y_i^m \cdot (1 - y_i)^p. \quad (\text{A.73})$$

mit B als Koeffizient für die effektive Rate. Weiterhin werden die Austenitkorngröße G , die Temperatur T sowie m und p als halbempirische Koeffizienten berücksichtigt. Aus dem allgemeinen

Modell werden Gleichungen für einzelne Temperaturbereiche unter Beachtung der Umwandlung von Austenit in andere Gefügeteile aufgestellt.

- Umwandlung von Austenit in Ferrit $A_{e3} > T > A_{e1}$,

Für die Umwandlung von Austenit in Ferrit bis zur Austenittemperatur A_{e1} wird folgende Gleichung angesetzt:

$$\frac{dy_i}{dt} = \frac{2^{\frac{G-1}{2}} \cdot (\Delta T)^a \cdot C_2}{C_1} \cdot y_i^{\frac{2(1-y_i)}{3}} \cdot (1-y_i)^{\frac{2y_i}{3}} \quad (\text{A.74})$$

Dabei ist y_i der virtuelle Anteil, der durch y_f/y_{fe} mit dem aktuellen Gefügeanteil y_f und dem Gleichgewichtsanteil y_{fe} definiert wird. Weiterhin werden die ASTM-Korngrößennummer G für Austenit und die Temperaturdifferenz ΔT für die Abkühlung von A_{e3} bis T berücksichtigt. Für die Parameter a , C_1 und C_2 gelten die nachstehenden Annahmen:

$$a = 3, \quad (\text{A.75})$$

$$C_1 = 59,6 \cdot \text{Mn} + 1,45 \cdot \text{Ni} + 67,7 \cdot \text{Cr} + 24,4 \cdot \text{Mo}, \quad (\text{A.76})$$

$$C_2 = \exp\left(\frac{-23500}{RT}\right). \quad (\text{A.77})$$

- Umwandlung von Austenit in Perlit $A_{e1} > T > B_s$,

Mit einer Gleichung, die ähnlich der Gleichung (A.74) ist, wird die Umwandlung von Austenit in Perlit beschrieben und ist bis zur Starttemperatur B_s , die die den Beginn der Bainitbildung kennzeichnet, gültig:

$$\frac{dy_i}{dt} = \frac{2^{\frac{G-1}{2}} \cdot (\Delta T)^a \cdot C_2}{C_1} \cdot y_i^{\frac{2(1-y_i)}{3}} \cdot (1-y_i)^{\frac{2y_i}{3}} \quad (\text{A.78})$$

Der virtuelle Anteil y_i bezieht sich auf den Perlitanteil und stellt das Verhältnis y_p/y_{pe} mit dem aktuellen Gefügeanteil y_p und dem Gleichgewichtsanteil y_{pe} dar. Für die Parameter a , C_1 und C_2 werden hier folgende Annahmen getroffen:

$$a = 3, \quad (\text{A.79})$$

$$C_1 = 1,79 + 5,42 \cdot (\text{Cr} + \text{Mo} + 4 \cdot \text{Mo} \cdot \text{Ni}), \quad (\text{A.80})$$

$$\frac{1}{C_2} = \frac{1}{\exp\left(\frac{-27500}{RT}\right)} + \frac{0,01 \cdot C + 0,52 \cdot \text{Mo}}{\exp\left(\frac{-37000}{RT}\right)}. \quad (\text{A.81})$$

Die Starttemperatur B_s berechnet sich in Abhängigkeit von der chemischen Zusammensetzung wie folgt:

$$B_s = 656 - 58 \cdot C - 35 \cdot \text{Mn} - 75 \cdot \text{Si} - 15 \cdot \text{Ni} - 34 \cdot \text{Cr} - 41 \cdot \text{Mo}. \quad (\text{A.82})$$

- Umwandlung von Austenit in Bainit $B_s > T > M_s$,

Die beschreibende Gleichung für die Berechnung der Bainitanteile y_b zwischen Starttemperatur B_s und Starttemperatur M_s basiert auf Gleichung (A.78). Für die Parameter a , C_1 und C_2 werden folgende Werte angesetzt:

$$a = 2, \quad (\text{A.83})$$

$$C_1 = 0,0001 \cdot (2,34 + 10,1 \cdot C + 3,8 \cdot Cr + 19 \cdot Mo), \quad (\text{A.84})$$

$$\exp\left(y_1^2 \cdot (1,9 \cdot C + 2,5 \cdot Mn + 9 \cdot Ni + 1,7 \cdot Cr + 4 \cdot Mo - 2,6)\right), \quad (\text{A.85})$$

$$C_2 = \exp\left(\frac{-27500}{RT}\right). \quad (\text{A.86})$$

Ähnlich wie die Starttemperatur B_s hängt die Starttemperatur M_s von der chemischen Zusammensetzung ab:

$$M_s = 561 - 474 \cdot C - 35 \cdot Mn - 17 \cdot Ni - 17 \cdot Cr - 21 \cdot Mo. \quad (\text{A.87})$$

- Umwandlung von Austenit in Martensit $T < M_s$.

Unterhalb der Starttemperatur M_s wandelt sich der restliche Austenit in Martensit um. Die jeweiligen Anteile ergeben sich aus den vorher ablaufenden Umwandlungen.

A.7 Härte – Mathematische Formulierung

Tabelle A.52 gibt einen Überblick über einige verfügbare und für unterschiedliche Anwendungsbereiche entwickelte Gleichungen.

Tabelle A.52: Zusammenstellung einiger Gleichungen zur Berechnung der Härte

Autor	Gleichung
Beckert (1973)	$H_{\max} = B + (A + B) \cdot \exp\left(-\left(b \cdot t_{8/5}\right)^2\right)$
Blondeau (1973)	$H_F = 42 + 223 \cdot C + 53 \cdot Si + 30 \cdot Mn + 12,6 \cdot Ni + 7 \cdot Cr$ $+ 19 \cdot Mo + (10 - 19 \cdot Si + 4 \cdot Ni + 8 \cdot Cr + 130 \cdot V) \cdot \log v$
Maynier (1978)	$\max H = 42 + 223 \cdot C + 53 \cdot Si + 30 \cdot Mn + 12,6 \cdot Ni + 7 \cdot Cr$ $+ 19 \cdot Mo + (10 - 19 \cdot Si + 4 \cdot Ni + 8 \cdot Cr + 130 \cdot V) \cdot \log v$
Blondeau (1973) Maynier (1978)	$H_M = 127 + 949 \cdot C + 27 \cdot Si + 11 \cdot Mn + 8 \cdot Ni + 16 \cdot Cr + 21 \cdot \log v$ $H_B = -323 + 185 \cdot C + 330 \cdot Si + 15 \cdot Mn + 65 \cdot Ni + 144 \cdot Cr + 191 \cdot Mo$ $+ (98 + 53 \cdot C - 55 \cdot Si - 22 \cdot Mn - 10 \cdot Ni - 20 \cdot Cr - 33 \cdot Mo) \cdot \log v$
Seyffarth (1982)	$HV30 = 323,6 - 114,6 \cdot \ln t + 11,33 \cdot (\ln t)^2 + 123,7 \cdot C_{\bar{a}} \ln t - 15,58 \cdot C_{\bar{a}} \cdot (\ln t)^2 - 1299 \cdot C$ $- 79,11 \cdot Si - 120,7 \cdot Mn - 539,0 \cdot Cr + 79,22 \cdot Ni + 2830 \cdot Cr \cdot C + 620,8 \cdot C_{\bar{a}} + 875 \cdot P_C$
Terasaki (1984)	$H_{\max} = H_B + (H_M - H_B) \cdot \exp(-0,2 \cdot (t_{8/5} / t_M - 1))$
Düren (1985)	$H_M = 802 \cdot C + 305$ $H_B = 350 \cdot \left(C + \frac{Si}{11} + \frac{Mn}{8} + \frac{Cu}{9} + \frac{Ni}{17} + \frac{Mo}{6} + \frac{V}{3}\right) + 101$ $H_{\max} = 2019 \cdot \left[C \cdot (1 - \log t_{8/5}) + 0,3 \cdot \left(C + \frac{Si}{11} + \frac{Mn}{8} + \frac{Cu}{9} + \frac{Ni}{17} + \frac{Mo}{6} + \frac{V}{3}\right)\right]$ $+ 66 \cdot (1 - \log t_{8/5})$
Suzuki (1985)	$HV10 = H_{\infty} + \frac{K}{1 + \exp(a \cdot (Y - Y_5))}$
Yurioka (1987)	$H_M = 884 \cdot C \cdot (1 - 0,3 \cdot C^2) + 294$ $H_B = 145 + 130 \cdot \tanh(2,65 \cdot CE_2 - 0,69)$ $H_{\max} = \frac{(H_M + H_B)}{2} - \frac{(H_M - H_B)}{2,2} \cdot \arctan\left(4 \cdot \left(\log\left(\frac{t_{8/5}}{t_M}\right) / \log\left(\frac{t_B}{t_M}\right)\right) - 2\right)$
Frank (1990)	$HV30 = 476,53 - 0,09 \cdot t_A + 4254,967 \cdot C + 400,094 \cdot Si + 430,644 \cdot Mn$ $- 69,498 \cdot t_A \cdot C - 5,747 \cdot t_A \cdot Si - 4,13 \cdot t_A \cdot Mn - 1094,725 \cdot C \cdot Si - 2365,307 \cdot C \cdot Mn$ $+ 294,463 \cdot Mn \cdot Si + 0,304 \cdot t_A + 2680,845 \cdot C^2 - 709,626 \cdot Si^2 - 43,646 \cdot Mn^2$ $+ 80,04 \cdot C \cdot Mn \cdot t_A - 1,23 \cdot C \cdot Si \cdot t_A^2 + 0,015 \cdot C \cdot t_A^3 - 7,73 \cdot 10^{-5} \cdot t_A^4$
Yurioka (1990)	$H_B = 206 + 422 \cdot C + 98,5 \cdot CE_2 + (80,5 + 402 \cdot C - 89,5 \cdot CE_2) \cdot \arctan x$
Legierungselemente in Massen-%	

Nachfolgend werden die in Tabelle A.52 aufgeführten Ansätze kurz erläutert. Einen exponentialen Ansatz für den Verlauf der Härte in Abhängigkeit von der Abkühlzeit $t_{8/5}$ wählt Beckert in [BECK, 1973]:

$$H_{\max} = B + (A + B) \cdot \exp\left(- (b \cdot t_{8/5})^2\right) \quad (\text{A.88})$$

mit

$$A = 939 \cdot C + 284, \quad (\text{A.89})$$

$$B = 167 \cdot (CE_B)^{2,42} + 137, \quad (\text{A.90})$$

$$b = \exp(-0,013 \cdot B + 0,8). \quad (\text{A.91})$$

Zur Bestimmung des Kohlenstoffäquivalentes CE_B wird folgende Gleichung verwendet:

$$CE_B = C + \frac{\text{Si}}{11} + \frac{\text{Mn}}{9,2} + \frac{\text{Cu}}{3,9} + \frac{\text{Ni}}{17} + \frac{\text{Cr}}{3,2} + \frac{\text{Mo}}{3,4}. \quad (\text{A.92})$$

Die in [BUCH, 1991] als Ansätze von Maynier [MAYN, 1978] vorgestellten Gleichungen werden im Reference Manual von SYSWELD [SYSW, 2006b] mit den gleichen Formeln unter einer älteren Quelle [BLOND, 1973] angegeben und beziehen sich auf die Härteberechnung für abgeschreckte Werkstoffe. Weiterhin finden sich in [SYSW, 2006b] Angaben zur Härte von angelassenem Martensit-, Bainit- und Ferritgefüge mit der Feststellung, dass sich bei kleinen Anlassparametern sich größere Härtewerte ergeben als bei der Berechnung für abgeschreckte Werkstoffe.

Blondeau geht in [BLOND, 1973] davon aus, dass im Stahl allein Martensit oder Bainit vorliegen und er berechnet die Härte für die einzelnen Gefüge in Abhängigkeit von der Abkühlgeschwindigkeit bei $T = 700 \text{ °C}$ [°C/h]:

$$H_M = 127 + 949 \cdot C + 27 \cdot \text{Si} + 11 \cdot \text{Mn} + 8 \cdot \text{Ni} + 16 \cdot \text{Cr} + 21 \cdot \log v, \quad (\text{A.93})$$

$$H_B = -323 + 185 \cdot C + 330 \cdot \text{Si} + 15 \cdot \text{Mn} + 65 \cdot \text{Ni} + 144 \cdot \text{Cr} + 191 \cdot \text{Mo} \\ + (98 + 53 \cdot C - 55 \cdot \text{Si} - 22 \cdot \text{Mn} - 10 \cdot \text{Ni} - 20 \cdot \text{Cr} - 33 \cdot \text{Mo}) \cdot \log v. \quad (\text{A.94})$$

Die folgende Gleichung wird sowohl in [BUCH, 1991] zur Bestimmung der maximal auftretenden Härte im Gefüge aus Martensit und Bainit als auch in [SYSW, 2006b] zur Ermittlung der Härte für Ferrit angewendet:

$$\max H = 42 + 223 \cdot C + 53 \cdot \text{Si} + 30 \cdot \text{Mn} + 12,6 \cdot \text{Ni} + 7 \cdot \text{Cr} + 19 \cdot \text{Mo} \\ + (10 - 19 \cdot \text{Si} + 4 \cdot \text{Ni} + 8 \cdot \text{Cr} + 130 \cdot V) \cdot \log v. \quad (\text{A.95})$$

Die Berechnung der Härte als Funktion der Abkühlzeit $t_{8/5}$ und der chemischen Zusammensetzung stellt Seyffarth in [SEYF, 1982] dar. Mithilfe der nichtlinearen multiplen Regressionsanalyse und den Härtewerten aus den aufgestellten Schweiß-ZTU-Schaubildern wird die Gleichung aufgestellt:

$$\text{HV}_{30} = 323,6 - 114,6 \cdot \ln t_{8/5} + 11,33 \cdot (\ln t_{8/5})^2 + 123,7 \cdot C_a \cdot \ln t_{8/5} \\ - 15,58 \cdot C_a \cdot (\ln t_{8/5})^2 - 1299 \cdot C - 79,11 \cdot \text{Si} - 120,7 \cdot \text{Mn} - 539,0 \cdot \text{Cr} \\ + 79,22 \cdot \text{Ni} + 2830 \cdot \text{Cr} \cdot C + 620,8 \cdot C_a + 875 \cdot P_C. \quad (\text{A.96})$$

mit den Kohlenstoffäquivalenten C_a und P_C

$$C_a = C + \frac{\text{Si}}{24} + \frac{\text{Mn}}{6} + \frac{\text{Cr}}{5} + \frac{\text{Ni}}{40} + \frac{\text{Mo}}{4} + \frac{\text{V}}{14}, \quad (\text{A.97})$$

$$P_C = C + \frac{\text{Si}}{30} + \frac{\text{Mn}}{20} + \frac{\text{Cr}}{20} + \frac{\text{Ni}}{60} + \frac{\text{Mo}}{15} + \frac{\text{V}}{10} + \frac{\text{Cu}}{20} + \frac{\text{B}}{0,2}. \quad (\text{A.98})$$

Terasaki stellt in [TERA, 1984] drei Gleichungen für die Berechnung der Härte in Abhängigkeit von der chemischen Zusammensetzung sowie der kritischen Abkühlzeit zur Bildung für Martensit t_M und Bainit t_B vor:

$$t_{8/5} < t_M \quad H_M = 812 \cdot C + 293, \quad (\text{A.99})$$

$$t_M \leq t_{8/5} < t_B \quad H_{\max} = H_B + (H_M - H_B) \cdot \exp(-0,2 \cdot (t_{8/5} / t_M - 1)), \quad (\text{A.100})$$

$$t_{8/5} > t_B \quad H_B = 164 \cdot \left(C + \frac{\text{Si}}{2} + \frac{\text{Cr}}{7} + \frac{\text{Mo}}{2} + \text{V} + \text{Nb} + 7 \cdot \text{B} \right) + 153 \quad (\text{A.101})$$

mit

$$\log t_M = 2,5 \cdot \left(C + \frac{\text{Mn}}{3} + \frac{\text{Cu}}{4} + \frac{\text{Ni}}{8} + \frac{\text{Cr}}{10} + \frac{\text{Mo}}{3} + 5 \cdot \text{B} \right) - 1,27. \quad (\text{A.102})$$

Die Gleichungen von Düren basieren auf Regressionsanalysen ausgehend von 930 Messungen an 110 Stählen [DÜREN, 1985]. Die Härte von Martensit hängt dabei nur vom Kohlenstoffgehalt ab:

$$H_M = 802 \cdot C + 305. \quad (\text{A.103})$$

Bei der Bestimmung der Härte von Bainit werden neben Kohlenstoff noch weitere Legierungselemente in Form eines Kohlenstoffäquivalents berücksichtigt:

$$H_B = 350 \cdot \left(C + \frac{\text{Si}}{11} + \frac{\text{Mn}}{8} + \frac{\text{Cu}}{9} + \frac{\text{Ni}}{17} + \frac{\text{Mo}}{6} + \frac{\text{V}}{3} \right) + 101. \quad (\text{A.104})$$

Im Übergangsbereich wird die Härte in Abhängigkeit von der Abkühlzeit und chemischen Zusammensetzung bestimmt:

$$H_{\max} = 2019 \cdot \left[C \cdot (1 - \log t_{8/5}) + 0,3 \cdot \left(C + \frac{\text{Si}}{11} + \frac{\text{Mn}}{8} + \frac{\text{Cu}}{9} + \frac{\text{Ni}}{17} + \frac{\text{Mo}}{6} + \frac{\text{V}}{3} \right) \right] + 66 \cdot (1 - \log t_{8/5}). \quad (\text{A.105})$$

Für kohlenstoffarme Stähle stellte Suzuki auf der Basis von Messergebnissen an 70 Stählen die maximale Härte als Funktion der Abkühlzeit $t_{8/5}$ und unterschiedlicher Kohlenstoffäquivalente P_{cm} , CE_m , CE unter Verwendung der multiplen Regression dar. [SUZU, 1985]. Ausgangspunkt ist die folgende Gleichung:

$$HV10 = H_\infty + \frac{K}{1 + \exp(a \cdot (Y - Y_5))} \quad (\text{A.106})$$

mit

$$Y = \log t_{8/5}, \quad (\text{A.107})$$

$$H_\infty = 884 \cdot C + 287 - K. \quad (\text{A.108})$$

Die Parameter K, a und Y_5 in der obigen Gleichung ermöglichen die Berücksichtigung unterschiedlicher Kohlenstoffäquivalente mit nur einer Ausgangsgleichung:

Tabelle A.53: Zusammenstellung der Parameter K, a und Y_5

Kohlenstoffäquivalente	Parameter K, a, Y_5
P_{cm}	$K = 237 + 1633 \cdot C - 1157 \cdot P_{cm}$ $a \cdot K = 566 + 5532 \cdot C - 2280 \cdot P_{cm}$ $Y_5 = -0,0300 - 6,00 \cdot C + 7,77 \cdot P_{cm}$ $P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5 \cdot B$
CE_m	$K = 233 + 811 \cdot C - 355 \cdot CE_m$ $a \cdot K = 574 + 3918 \cdot C - 732 \cdot CE_m$ $Y_5 = 0,0050 - 0,472 \cdot C + 2,37 \cdot CE_m$ $CE_m = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{15} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{5} + \frac{V}{5} + 15 \cdot B$
CE	$K = 231 + 838 \cdot C - 376 \cdot CE$ $aK = 571 + 3975 \cdot C - 778 \cdot CE$ $Y_5 = 0,0202 - 0,652 \cdot C + 2,50 \cdot CE$ $CE = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{15} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{5} + \frac{V}{5}$

Den Ausgangspunkt für die Bestimmung der maximalen Härte in der Wärmeeinflusszone nach Gleichung

$$H_{max} = \frac{(H_M + H_B)}{2} - \frac{(H_M - H_B)}{2,2} \cdot \arctan \left(4 \cdot \left(\log \left(\frac{t_{8/5}}{t_M} \right) / \log \left(\frac{t_B}{t_M} \right) \right) - 2 \right) \quad (A.109)$$

bilden in [YURI, 1987] 40 Datensätze unter Berücksichtigung der Härte für Martensit H_M und Bainit H_B , der kritischen Abkühlzeit zur Bildung für Martensit t_M und Bainit t_B sowie der Abkühlzeit $t_{8/5}$.

Die Härte von Martensit bzw. Bainit wird folgendermaßen berechnet:

$$H_M = 884 \cdot C \cdot (1 - 0,3 \cdot C^2) + 294, \quad (A.110)$$

$$H_B = 145 + 130 \cdot \tanh(2,65 \cdot CE_2 - 0,69) \quad (A.111)$$

mit dem Kohlenstoffäquivalent CE_2

$$CE_2 = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{10} + \frac{Ni}{18} + \frac{Cr}{15} + \frac{Mo}{2,5} + \frac{V}{5} + \frac{Nb}{3}. \quad (A.112)$$

Wenn das Kohlenstoffäquivalent $CE_2 \leq 0,75$ ist, dann gilt für die Bestimmung der Härte von Bainit:

$$H_B = 197 \cdot CE_2 + 117. \quad (\text{A.113})$$

Die kritische Abkühlzeit für die Martensitbildung t_M wird nach Yurioka durch folgende Gleichung

$$t_M = \exp(10,6 \cdot CE_1 - 4,8) \quad (\text{A.114})$$

mit dem Kohlenstoffäquivalent CE_1

$$CE_1 = C_p + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{12} + \frac{Cr \cdot (1 - 0,16\sqrt{Cr})}{8} + Mo + \Delta H \quad (\text{A.115})$$

bestimmt.

Dabei gilt für den Faktor C_p

$$C_p = C, \text{ wenn } C \leq 0,3 \%, \quad (\text{A.116})$$

$$C_p = \frac{C}{6} + 0,25, \text{ wenn } C > 0,3 \%, \quad (\text{A.117})$$

und für den Faktor ΔH

Tabelle A.54: Werte ΔH in Anhängigkeit von B

B	$\leq 1 \text{ ppm}$	2ppm	3ppm	$\geq 4 \text{ ppm}$
ΔH	0	$0,03 \cdot f_N$	$0,06 \cdot f_N$	$0,09 \cdot f_N$

mit

$$f_N = \frac{0,02 - N}{0,02}. \quad (\text{A.118})$$

Für die Bestimmung der kritischen Abkühlzeit für die Bainitbildung t_B wird nachfolgende Gleichung verwendet:

$$t_B = \exp(6,2 \cdot CE_3 + 0,74) \quad (\text{A.119})$$

mit dem Kohlenstoffäquivalent CE_3

$$CE_3 = C_p + \frac{Mn}{3,5} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{9} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4}. \quad (\text{A.120})$$

Die empirisch ermittelte und für die überwiegend zur Anwendung kommenden Schmelzschweißverfahren aufgestellte Gleichung von Frank ergibt sich durch mehrdimensionale Regressionsrechnung auf Grundlage von 64 Datengruppen [FRANK, 1990]:

$$\begin{aligned} HV30 = & 476,53 - 0,09 \cdot t_A + 4254,967 \cdot C + 400,094 \cdot Si + 430,644 \cdot Mn - 69,498 \cdot t_A \cdot C \\ & - 5,747 \cdot t_A \cdot Si - 4,13 \cdot t_A \cdot Mn - 1094,725 \cdot C \cdot Si - 2365,307 \cdot C \cdot Mn \\ & + 294,463 \cdot Mn \cdot Si + 0,304 \cdot t_A + 2680,845 \cdot C^2 - 709,626 \cdot Si^2 - 43,646 \cdot Mn^2 \\ & + 80,04 \cdot C \cdot Mn \cdot t_A - 1,23 \cdot C \cdot Si \cdot t_A^2 + 0,015 \cdot C \cdot t_A^3 - 7,73 \cdot 10^{-5} \cdot t_A^4. \end{aligned} \quad (\text{A.121})$$

Neben der chemischen Zusammensetzung wird die Abkühlzeit $t_A = \frac{t_{8/5}}{0,9}$ berücksichtigt. Die angegebene Gleichung ist für den Abkühlungsbereich $7s \leq t_A \leq 40s$ gültig.

Alle bisher aufgeführten Literaturquellen setzen voraus, dass die Härte in der Wärmeeinflusszone gesucht wird. Die Abhängigkeit der Härte von der chemischen Zusammensetzung und der Abkühlzeit untersucht Yurioka [YURI, 1990] für das UP-Schweißgut und stellt in Anlehnung an seine früheren Formeln [YURI, 1987] einen Ansatz unter Berücksichtigung des Sauerstoff- und Borgehaltes auf:

$$H_B = 206 + 422 \cdot C + 98,5 \cdot CE_2 + (80,5 + 402 \cdot C - 89,5 \cdot CE_2) \cdot \arctan x \quad (\text{A.122})$$

mit

$$x = \frac{\log t_{8/5} - 2,3 \cdot CE_1 - 1,35 \cdot CE_3 + 0,76}{1,15 \cdot CE_1 - 0,673 \cdot CE_3 - 0,548} \quad (\text{A.123})$$

Für das Kohlenstoffäquivalent CE_1 wird folgende Gleichung angesetzt:

$$CE_1 = C + \frac{\text{Si}}{24} + \frac{\text{Mn}}{8} + \frac{\text{Cu}}{15} + \frac{\text{Ni}}{12} + \frac{\text{Cr}}{8} + \frac{\text{Mo}}{4} + \Delta H \quad (\text{A.124})$$

mit

$$\Delta H = -0,14 \cdot (\text{O}[\text{ppm}] - 20) / 600 + \Delta BH \quad (\text{A.125})$$

und für ΔBH

$$\Delta BH = 0 \quad \text{wenn } B < 2 \text{ ppm}, \quad (\text{A.126})$$

$$\Delta BH = 0,09 \cdot \frac{B[\text{ppm}] - 2}{B_x[\text{ppm}] - 2} \quad \text{oder} \quad (\text{A.127})$$

$$\Delta BH = 0,09 + 0,009 \cdot \frac{B[\text{ppm}] - B_x}{10} \quad (\text{A.128})$$

mit

$$B_x = 4 + \frac{45}{300} \cdot \left[\text{O} - \frac{48}{54} \cdot (0,85 \cdot \text{Al}) - \frac{16}{48} \cdot (0,70 \cdot \text{Ti}) - 20 \right] + \frac{45}{50} \cdot \left[\text{N} - \frac{14}{48} \cdot (0,30 \cdot \text{Ti}) - 20 \right] \quad (\text{A.129})$$

Für die Kohlenstoffäquivalente CE_2 und CE_3 werden die nachstehenden Gleichungen verwendet:

$$CE_2 = C + \frac{\text{Si}}{24} + \frac{\text{Mn}}{5} + \frac{\text{Cu}}{10} + \frac{\text{Ni}}{18} + \frac{\text{Cr}}{5} + \frac{\text{Mo}}{2,5} + \frac{\text{V}}{5} + \frac{\text{Nb}}{3}, \quad (\text{A.130})$$

$$CE_3 = C + \frac{\text{Mn}}{4} + \frac{\text{Cu}}{20} + \frac{\text{Ni}}{9} + \frac{\text{Cr}}{5} + \frac{\text{Mo}}{4}. \quad (\text{A.131})$$

A.8 Strukturmechanische Analyse

A.8.1 Mathematische Formulierung

Die Berechnung der Spannungen bei der Schweißsimulation unter Anwendung der FE-Methode lässt sich ausgehend von den auftretenden Dehnungsanteilen erklären. In der Literatur sind umfangreiche und ausführliche Darstellungen zu diesem komplexen Gebiet zu finden, worauf hier verwiesen werden soll [ARGY, 1987], [BATHE, 2002], [ISMAR, 1987], [RADAJ, 1975], [RADAJ, 1988b].

Die zu berechnende, zeitabhängige Gesamtdehnung ε für ein Volumenelement, welches sich durch Differentiation der Verschiebungen nach den Koordinaten x , y , z ergibt, basiert im Allgemeinen auf der summarische Zusammensetzung der Anteile der Komponenten Anfangs-, elastische, plastische, thermische, umwandlungsbedingte, plastische umwandlungsbedingte und Kriechdehnung:

$$\varepsilon = \varepsilon_a + \varepsilon_{el} + \varepsilon_{pl} + \varepsilon_{th} + \varepsilon_{um} + \varepsilon_{ump} + \varepsilon_{kr} . \quad (\text{A.132})$$

mit

- ε_a – Anfangsdehnung,
- ε_{el} – elastische Dehnung,
- ε_{pl} – plastische Dehnung,
- ε_{th} – thermische Dehnung,
- ε_{um} – umwandlungsbedingte Dehnung,
- ε_{ump} – plastische umwandlungsbedingte Dehnung,
- ε_{kr} – Kriechdehnung.

A.8.2 Anfangs- und elastische Dehnung

Die Anfangsdehnung ε^a ist die Eigendehnung im Ausgangszustand der mechanischen Berechnung und ergibt sich bei einem eigenspannungs- sowie beanspruchungsfreien Bauteil zu:

$$\varepsilon_a = 0 . \quad (\text{A.133})$$

Für einen isotropen Werkstoff mit dem Elastizitätsmodul E , der Querkontraktionszahl ν und dem Gleitmodul G gilt im dreidimensionalen Raum für die elastische Dehnung ε^{el} unter Berücksichtigung des Hookeschen Gesetzes folgender Zusammenhang in Vektorschreibweise:

$$\{\varepsilon_{el}\} = [D]^{-1} \cdot \{\sigma\} \quad (\text{A.134})$$

mit dem Elastizitätstensor $[D]$

$$[D]^{-1} = \frac{1}{E} \cdot \begin{bmatrix} 1 & -\nu & -\nu & 0 & 0 & 0 \\ -\nu & 1 & -\nu & 0 & 0 & 0 \\ -\nu & -\nu & 1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{E}{G} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{E}{G} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{E}{G} \end{bmatrix} . \quad (\text{A.135})$$

Das elastische Dehnungsinkrement $\{d\varepsilon_{el}\}$ ergibt sich unter Anwendung der partiellen Differentiation bei temperaturabhängigen Werkstoffeigenschaften zu:

$$\{d\varepsilon_{el}\} = [D]^{-1} \cdot \{d\sigma\} + \frac{\partial [D]^{-1}}{\partial T} \cdot dT \{\sigma\}. \quad (\text{A.136})$$

A.8.3 Plastische Dehnung

Durch Definition einer Fließbedingung f kann der Übergang zwischen elastischem und plastischem Werkstoffverhalten festgelegt und der Zusammenhang zwischen Vergleichsspannung σ_V und Fließspannung σ_F dargestellt. In der Plastizitätstheorie ist die Fließbedingung durch die Fließfunktion

$$f^{vM}(\sigma, \alpha) = 0 \quad (\text{A.137})$$

mit α als Verfestigungsbedingung gegeben.

Im Allgemeinen wird die Fließbedingung nach von Mises (Gestaltsänderungshypothese) verwendet. Die Fließbedingung von Navier (Hauptnormalspannungshypothese) und von Tresca (Schubspannungshypothese) sind in diesem Zusammenhang noch zu nennen, werden hier aber nicht weiter betrachtet. Die Gleichung (A.137) kann mit dem deviatorischen Spannungstensor s_{ij} und der Fließspannung σ_F , die von der Belastungsgeschichte abhängt, definiert werden:

$$f^{vM} = \sqrt{\frac{3}{2} \cdot s_{ij}^T \cdot s_{ij}} - \sigma_F = 0 \quad (\text{A.138})$$

und wird als plastisches Potenzial eines elastoplastischen Werkstoffes bezeichnet.

Ausgehend von der Gleichung (A.138) lässt sich mithilfe der Lagrangeschen Multiplikatorenmethode die Fließregel ableiten:

$$d\varepsilon_{pl} = \lambda \cdot \frac{\partial f^{vM}}{\partial \sigma} \quad (\text{A.139})$$

mit

- λ – problemabhängiger Multiplikator,
- f^{vM} – plastisches Potenzial als Funktion der Spannung,
- σ – tatsächlicher Spannungszustand.

Das Fließen eines Werkstoffes tritt solange auf, wie Gleichung (A.138) und

$$df^{vM} = \frac{\partial f^{vM}}{\partial \sigma} d\sigma + \frac{\partial f^{vM}}{\partial \kappa} d\kappa = 0 \quad (\text{A.140})$$

erfüllt sind. Damit wird sichergestellt, dass der berechnete Spannungszustand durch die auftretenden plastischen Verzerrungen auf der Fließoberfläche des beschreibenden Zylinders bzw. Kegels bleibt.

Ein Spannungszustand, der sich innerhalb des beschreibenden Zylinders bzw. Kegels im dreidimensionalen Raum befindet, wird als elastisch definiert. Erst beim Erreichen der Zylinder- oder Kegeloberfläche tritt das Fließen ein. Radaj unterscheidet drei Fälle:

$$df^{vM} > 0, \quad d\kappa > 0 \quad \text{elasto-plastische Belastung mit Verfestigung,}$$

$$\begin{aligned}
df^{vM} = 0, \quad d\kappa = 0 & \quad \text{idealplastisches Werkstoffverhalten, neutrale Umlastung ohne} \\
& \quad \text{Verfestigung eines verfestigungsfähigen Werkstoffes,} \\
df^{vM} < 0, \quad d\kappa = 0 & \quad \text{Entlastung ohne plastische Anteile und Verfestigung.}
\end{aligned}$$

Aufgrund des kristallinen Aufbaus von Stahl sind Verfestigungseffekte im Kornbereich bei steigender Belastung über die Fließspannung hinaus zu beobachten. Zur mathematischen Beschreibung des Verfestigungsverhaltens sind das isotrope und das kinematische Modell für Stahl geeignet. Weitere Ansätze, die die Veränderung der Fließbedingungen nach dem Fließen charakterisieren, werden nicht diskutiert.

Die isotrope Verfestigung zeichnet sich durch die Richtungsunabhängigkeit und damit einen Anstieg der Fließspannung bei Auftreten von plastischen Verzerrungen in allen Belastungsrichtungen aus. Die allgemein dargestellte Fließfunktion in Gleichung (A.140) kann im Fall der isotropen Verfestigung durch Einführung einer skalaren Größe κ als Verfestigungsparameter vereinfacht werden:

$$f^{vM}(\sigma, \kappa) = \sqrt{\frac{3}{2} \cdot \{s_{ij}\}^T \cdot \{s_{ij}\}} - \sigma_F(\kappa, T) = 0. \quad (\text{A.141})$$

Die Fließspannung $\sigma_F(\kappa, T)$ wird sowohl von der Belastungsvorgeschichte, die durch den Verfestigungsparameter κ beschrieben wird, als auch von der Temperatur beeinflusst. Bei konstanter Temperatur nimmt in Abhängigkeit der Verfestigung die Fließspannung σ_F zu. Der Radius, der beim Schnitt des Fließzylinders im Hauptspannungsraum entsteht, hängt von der Vorgeschichte ab und kann mit $R = (3/2)^{0,5} \sigma_F(\kappa, T)$ angegeben werden.

Die Summe aller plastischen Arbeiten, die im Laufe der Belastungsvorgeschichte vom eigendehnungsfreien Ausgangszustand s_0 bis Dehnungsendzustand s auftreten, ergibt den Verfestigungsparameter κ und stellt eine positive skalare Größe dar:

$$\kappa = \int_{s_0}^s \sigma \cdot d\varepsilon_{pl}. \quad (\text{A.142})$$

Das dazugehörige Verfestigungsinkrement lässt sich aus Gleichung (A.142) ableiten:

$$d\kappa = \sigma \cdot d\varepsilon_{pl}. \quad (\text{A.143})$$

Der Plastizitätsfaktor λ – auch als problemabhängiger Multiplikator bezeichnet – berechnet sich für die isotrope Verfestigung zu:

$$\lambda^{iso} = \frac{\frac{\partial f^{vM}}{\partial \sigma} \cdot [D] \cdot d\varepsilon - \frac{\partial f^{vM}}{\partial \sigma} \cdot [D] \cdot d\varepsilon_{th}}{\frac{\partial f^{vM}}{\partial \sigma} \cdot [D] \cdot \frac{\partial f^{vM}}{\partial \sigma} - \frac{\partial f^{vM}}{\partial \kappa} \cdot \sigma \cdot \frac{\partial f^{vM}}{\partial \sigma}}. \quad (\text{A.144})$$

Bei der kinematischen Verfestigung tritt eine richtungsabhängige Verschiebung des Mittelpunktes der Fließfläche bzw. des Fließkörpers ein. Um dieses zu erfassen, wird die Fließbedingung nach von Mises durch Prager um die Größe κ modifiziert:

$$f^{vM}(\sigma - \kappa) = \sqrt{\frac{3}{2} \cdot (s_{ij} - \kappa) \cdot (s_{ij} - \kappa)} - \sigma_F(T) = 0. \quad (\text{A.145})$$

Der Radius im Fall der dargestellten Verfestigung beträgt aufgrund der konstanten Fließspannung bei jeder Belastung $R = (3/2)^{0.5} \sigma_F(T)$. Der Verfestigungsparameter κ dient dazu, den richtungsabhängigen Anstieg der Fließspannung σ_F – auch als Bauschinger-Effekt bekannt – zu berücksichtigen.

Ähnlich wie bei der isotropen Verfestigung lässt sich bei der kinematischen Verfestigung ein Inkrement der Verfestigung $d\kappa$ unter Einführung eines Proportionalitätsfaktors C aus dem plastischen Dehnungsinkrement $d\varepsilon^{pl}$ aufstellen:

$$d\kappa = C \cdot d\varepsilon^{pl}. \quad (\text{A.146})$$

Der Proportionalitätsfaktor C hängt ausschließlich von den Verfestigungseigenschaften des Werkstoffes ab und charakterisiert deren Steigung. Beispielhaft ergibt sich der Faktor C unter Ansatz eines bilinearen Werkstoffgesetzes mit dem Elastizitätsmodul E und den Tangentenmodul E_T der Spannungs-Dehnungs-Kurve zu:

$$C = \frac{2}{3} \cdot \frac{E \cdot E_T}{E - E_T}. \quad (\text{A.147})$$

Der Plastizitätsfaktor λ berechnet sich für die kinematische Verfestigung unter Anwendung der Gleichungen (A.134), (A.136), (A.140), (A.141) und (A.147) zu:

$$\lambda^{kin} = \frac{\frac{\partial f^{vM}}{\partial \{\sigma\}} \cdot [D] \cdot \{d\varepsilon\} - \frac{\partial f^{vM}}{\partial \{\sigma\}} \cdot [D] \cdot \{d\varepsilon^{th}\}}{\frac{\partial f^{vM}}{\partial \{\sigma\}} \cdot [D] \cdot \frac{\partial f^{vM}}{\partial \{\sigma\}} - \frac{\partial f^{vM}}{\partial \{\kappa\}} \cdot C \cdot \frac{\partial f^{vM}}{\partial \{\sigma\}}}. \quad (\text{A.148})$$

Die plastische Dehnung ε^{pl} kann unter Beachtung der Fließbedingung, der Fließfunktion und des Verfestigungsgesetzes eindeutig bestimmt werden. Bei einmaliger Belastung ist die Annahme der isotropen Verfestigung ausreichend. Liegt eine mehrmalige Belastung, z. B. Druck-Zug-Druck, vorhanden vor, dann ist die kinematische Verfestigung anzuwenden. Es zeigt sich aber, dass es aufgrund der Komplexität bei der Ermittlung des Proportionalitätsfaktors C und des angesetzten Werkstoffgesetzes es zu Problemen bei der numerischen Berechnung kommt. Neben der isotropen und kinematischen Verfestigung ist im FE-Programm SYSWELD auch eine Kombination beider Verfestigungsmodelle implementiert [SYST, 2006]. Das von Prager modifizierte Modell für die kinematische Verfestigung wird durch das Ersetzen der konstanten Fließspannung $\sigma_F(T)$ mit einer variablen Fließspannung $\sigma_i(T)$ in ein neues Modell überführt:

$$f^{vM}(\sigma - \kappa) = \sqrt{\frac{3}{2} \cdot (s_{ij} - \kappa) \cdot (s_{ij} - \kappa)} - \sigma_i(T) = 0. \quad (\text{A.149})$$

Aufgrund der Definition des plastischen Potentials ergibt sich ein Radius von $R = (3/2)^{0.5} \sigma_i(T)$.

A.8.4 Wärme- und Umwandlungsdehnung

Die thermische Dehnung ε^{th} berechnet sich aus dem temperaturabhängigen Wärmeausdehnungskoeffizienten $\alpha(T)$ und der Temperaturdifferenz zwischen der Referenztemperatur T_0 und der momentan vorliegenden Temperatur T ohne Schubdeformation zu:

$$\varepsilon^{\text{th}} = \alpha(T) \cdot (T - T_0). \quad (\text{A.150})$$

Das Inkrement der thermischen Dehnung $d\varepsilon^{\text{th}}$ ergibt sich durch das Temperaturinkrement ΔT zu:

$$d\varepsilon^{\text{th}} = \alpha(T) \cdot \Delta T + \frac{\partial \alpha}{\partial T} \cdot (T - T_0) \cdot \Delta T. \quad (\text{A.151})$$

Die Dehnungen infolge der Umwandlung ε_{um} werden durch die phasenabhängige Betrachtung des Stahles bei der thermischen Dehnung ε^{th} berücksichtigt. Dazu gehören einerseits die mit Volumendilatationen einhergehenden Umwandlungsprozesse, die während der Aufheizung und Abkühlung in signifikanten Temperaturbereichen stattfinden, und andererseits die phasen- und temperaturabhängigen Wärmeausdehnungskoeffizienten, die im Anhang A.1 zu finden sind. Mit der Gleichung:

$$\varepsilon_{\text{th}} = \sum_{i=1}^n p_i \cdot \varepsilon_{\text{th},i} \quad (\text{A.152})$$

mit

- y_i – Anteil des Gefüges i ,
- $\varepsilon_{\text{th},i}$ – Wärmeausdehnung des Gefüges i

kann die thermische Dehnung eines Mehrphasenwerkstoffes durch Summation der vorliegenden Anteile p_i und der momentanen Wärmeausdehnung ε_{th} der Phasen i ermittelt werden.

A.8.5 Umwandlungsplastizität

Der plastische Anteil aus der Umwandlung, auch Umwandlungsplastizität ε_{ump} genannt, wird in [LIND, 1999] und [GROSS, 2005] durch Modifikation der Werkstoffparameter berücksichtigt. Die Minimierung der Fließspannung im Umwandlungsbereich, die der Modellierung der während der Umwandlung durch Umkristallisation bedingten Entfestigung dient, ist eine einfache Methode und liefert bereits befriedigende Ergebnisse [MITT, 1987].

Das Modell von Greenwood-Johnson [GREE, 1965] ist dazu geeignet, um die plastische Dehnung infolge eines vollständigen Ablaufes einer Umwandlung unter einachsiger Belastung abzuschätzen:

$$\varepsilon_{\text{ump}} \approx \frac{5}{6} \cdot \frac{1}{\sigma_F} \cdot \frac{\Delta V}{V} \sigma \quad (\text{A.153})$$

mit

- σ_F – Fließspannung des weicheren Phase,
- $\frac{\Delta V}{V}$ – Verhältnis zwischen Volumenänderung und Ausgangsvolumen nach vollständiger Umwandlung,
- σ – äußere Lastspannung.

Bei einer vollständigen martensitischen Umwandlung ist das Modell von Mangel geeignet [MANG, 1966].

Ein Modell für das gesamte Umwandlungsintervall wird durch Erweiterung des Modells von Greenwood-Johnson erreicht [DENIS, 1984], [LEBL, 1984b], [SJÖS, 1984]:

$$\varepsilon_{\text{ump}} = K \cdot \sigma \cdot f(x). \quad (\text{A.154})$$

Das dazugehörige Inkrement der Umwandlungsplastizität für eine einachsige Belastung lautet:

$$d\varepsilon_{\text{ump}} = \frac{3}{2} \cdot K \cdot \sigma \cdot \frac{df(x)}{dx} \cdot \dot{x} \cdot s_{ij}. \quad (\text{A.155})$$

In der Gleichung (A.154) werden neben einem konstanten Proportionalitätsfaktor K und der über die Umwandlungsdauer konstanten Lastspannung σ , die durch $\sigma = 3/2 \cdot s_{ij}$ ersetzt wird, auch die zeitabhängigen umgewandelten Volumenanteile $x(t)$ durch die Funktion $f(x)$ berücksichtigt. Im verwendeten FE-Programm wird basierend auf Untersuchungen von Leblond [LEBL, 1986a], [LEBL, 1986b] das Inkrement der Umwandlungsplastizität wie folgt bestimmt:

$$d\varepsilon_{\text{ump}} = -\frac{3}{2} \cdot K \cdot s_{ij} \cdot h\left(\frac{\sigma_{\text{eq}}}{\sigma_F}\right) \cdot \text{Ln}(\rho) \cdot \dot{\rho} \quad (\text{A.156})$$

mit

- K – Koeffizient für die Umwandlungsplastizität,
- σ_F – Fließspannung,
- σ_{eq} – berechnete Fließspannung in Abhängigkeit der Phasenanteile,
- $h()$ – nichtlinearer Anteil zur Berücksichtigung des Spannungsverhältnisses,
- s_{ij} – deviatorischer Spannungstensor,
- y_F – Gefügeanteil von Ferrit,
- \dot{y}_F – zeitliche Änderung der Gefügeanteil von Ferrit,

Der Koeffizient K für die Umwandlungsplastizität in der Gleichung (A.156) berechnet sich [LEBL, 1986a], [LEBL, 1986b]:

$$K = \frac{2 \cdot \Delta\varepsilon_{\gamma \rightarrow \alpha}^{\text{th}}}{\sigma_F^\gamma} \quad (\text{A.157})$$

mit

- σ_F^γ – Fließspannung von Austenit,
- $\Delta\varepsilon_{\gamma \rightarrow \alpha}^{\text{th}}$ – Differenz der thermischen Verzerrung zwischen der gamma- und alpha-Phase.

Die Umwandlungsplastizität wird bei den Untersuchungen von Feinkornbaustahl und Duplex-Stahl berücksichtigt. Der Werkstoff Quarzglas weist keine vergleichbare Eigenschaft auf.

In dieser Arbeit werden Werkstoffe diskutiert, die nur sehr kurz einer hohen Temperatur ausgesetzt sind und bei denen die Dehnung aus Kriechen ε_{kr} im Vergleich zu anderen Dehnungsanteilen vernachlässigbar klein ist.

A.8.6 Viskoelastizität

Das mechanische Materialverhalten von Glas hängt sehr stark von der Temperatur ab. Eine Temperaturerhöhung führt zu einem Absinken der Viskosität des Glases. Bei einer Temperatur, die durch die Viskosität mit $\eta = 10^{12}$ Pa·s definiert ist und als Transformationstemperatur T_g bezeichnet wird, ändern sich die Eigenschaften des Glases. Es kann ein Übergang von ideal elastischem zu viskoelastischem Materialverhalten festgestellt werden. Ab der Transformationstemperatur ist eine ausgeprägte Zeitabhängigkeit des Materialverhaltens vorhanden.

Das Verhältnis von Spannung zu Dehnung ist nicht mehr linear mit dem Elastizitätsmodul beschreibbar, sondern lässt sich mit Kriechkurve erfassen. Durch Einführung einer Kriechfunktion $D(t)$ erfolgt die Beschreibung der zeitabhängigen Dehnungen $\varepsilon(t)$ mithilfe des Boltzmann-Integrals:

$$\varepsilon(t) = \int_{\tau=t_0}^t D(t-\tau) \cdot \dot{\sigma}(\tau) d\tau. \quad (\text{A.158})$$

Die zeitabhängigen Spannungen können unter Berücksichtigung des Relaxationsmoduls $E(t)$ und der Dehngeschwindigkeit $\dot{\varepsilon}$ wie folgt bestimmt werden:

$$\sigma(t) = \int_{\tau=t_0}^t E(t-\tau) \cdot \dot{\varepsilon}(\tau) d\tau. \quad (\text{A.159})$$

Voraussetzung für die Anwendung des Boltzmann-Integrals ist das Vorhandensein geringer Dehnungen sowie eines temperaturunabhängigen Materialverhaltens, damit das Superpositionsprinzip uneingeschränkt Geltung besitzt. Temperaturunabhängiges Materialverhalten kann für Prozesse mit geringen Temperaturänderungen angenommen werden, bei größeren Temperaturwechseln sinkt zwangsläufig die Genauigkeit der Berechnungen. Zur der Zeitabhängigkeit des viskoelastischen Verhaltens kommt dann noch die Temperaturabhängigkeit als weitere Variable hinzu. Der Relaxationsmodul $E(t)$ und andere viskoelastische Eigenschaften verändern sich bei wechselnden Temperaturen sehr stark. Von einem superpositionierbaren linear-viskoelastischen Materialverhalten kann dann nicht mehr ausgegangen werden.

Bei ideal-viskoelastischem Verhalten bildet sich die Dehnung nach Aussetzen der Belastung vollständig zurück. Man spricht daher auch von einem viskoelastischen Festkörperverhalten. Bleiben nach dem Aussetzen der Belastung permanente Dehnungen im Material zurück, spricht man von viskoelastischem Flüssigkeitsverhalten bzw. viskoplastischem Materialverhalten. Viskoplastisches Materialverhalten ist bei Gläsern oberhalb der Transformationstemperatur zu beobachten. Viskoplastisches Materialverhalten ist jedoch in der Regel untrennbar mit einem viskoelastischen Materialverhalten verbunden. Dies bedeutet, dass neben den plastischen Dehnungen auch immer ein Relaxationsverhalten aus viskoelastischen Materialeigenschaften besteht. Bei diesem viskoelastischplastischen Materialverhalten ist eine Mischung aus elastischen und plastischen Eigenschaften zu beobachten. Eine Modellierung des viskoplastischen Materialverhaltens bleibt bei diesen Untersuchungen unberücksichtigt. Eines der einfachsten Modelle, welche die mechanischen Vorgänge innerhalb viskoelastischer Materialien beschreiben, ist das Modell nach Maxwell. Es stellt einen Zusammenhang zwischen Elastizitätsmodul und Viskosität her. Die Feder repräsentiert dabei den elastischen Anteil, der Stoßdämpfer steht für die viskos-plastischen Eigenschaften (siehe Abbildung A.78).



Abbildung A.78: Modell nach Maxwell [CHRIST, 1982]

A.8.7 Diskretisierung des Raums

Die Grundlage für die Erstellung des Geometriemodells ist ein Makroschliffbild, um die Geometrie der Naht sowie die Größe der WEZ realitätsnah zu erfassen. Die Elementkantenlänge l insbesondere in Schweißnaht und WEZ wird auf der Grundlage von Untersuchungen in der Literatur festgelegt. Für eine Auftragsnaht wird in [GROSS, 2005] der Eigenspannungsverlauf quer zur Naht anhand eines FE-Modells untersucht und die Elementkantenlängen in der Naht zwischen $l_e = 0,5$ mm, 1 mm, 2 mm und 2,5 mm variiert. Bei einer Kantenlänge von $l = 1$ mm sind kaum Unterschiede zur Lösung mit $l = 2$ mm festzustellen. Größere Abweichungen treten bei einer Kantenlänge $l = 2,5$ mm im Vergleich zu den anderen Lösungen auf. Eine Vernetzung der Schweißnaht und der WEZ mit Elementen, die eine Kantenlänge $l = 1$ mm aufweisen, ermöglicht eine ausreichende Rechengenauigkeit beim Unterwasserschweißen.

Beim Laserstrahlschweißen wird im Nahtbereich eine Elementkantenlänge $l = 0,4$ mm in [HILL, 1997] verwendet. Die verwendete Schweißquelle hat eine Leistung von $P = 5$ kW und eine Schweißgeschwindigkeit von $v_s = 1,2$ m/min.

Im FE-Modell für die Simulation eines WIG-Schweißprozesses wird in [VOß, 2001] eine Elementkantenlänge von $l = 1,5$ mm in der Naht verwendet. Die eingetragene Energie beträgt $P = 2,5$ kW und die Schweißgeschwindigkeit ist $v_s = 0,5$ m/min.

A.8.8 Diskretisierung der Zeit

Zur Ermittlung des zeitlichen Verlaufs der Temperatur existieren zwei Methoden:

- 1) Methode der modalen Superposition, die darauf beruht, dass der Lösungsvektor als Linearkombination der Eigenvektoren des Systems dargestellt werden kann.
- 2) „Methode der direkten Zeitintegration, die darauf beruht, dass mittels einer Rekursionsformel der Lösungsvektor zum Zeitpunkt $t+\Delta t$ aus Lösungsvektoren vorangegangener Zeitpunkte ermittelt wird“ ([GABB, 1987], Seite 6).

Zur Lösung von Temperaturfeldproblemen hat sich die direkte Zeitintegration als dominierendes Verfahren herausgestellt, da die modale Superposition für die Lösung des Eigenwertproblems mit einem sehr großen Rechenaufwand verbunden ist.

Außerdem gibt es noch einen Unterschied in der Zeitintegration der Gleichung von Wärmeleitungsproblemen, da bei dieser Art von Problemen in der beschreibenden Gleichung nur die erste Ableitung nach der Zeit enthalten ist. Diese Eigenschaft der Gleichung hat zur Folge, dass ein anderer Integrationsoperator verwendet werden muss. In [BATHE, 2002] wird eine Familie von Integrationsoperatoren vorgestellt, die zur Lösung der Gleichung (A.19) verwendet werden:

$$\dot{T}^{t+\theta\Delta t} = \frac{T^{t+\Delta t} - T^t}{\Delta t}, \quad (\text{A.160})$$

$$T^{t+\theta\Delta t} = (1 - \theta) \cdot T^t + \theta \cdot T^{t+\Delta t}.$$

Der Wert θ kann zwischen 0 und 1 liegen und wird so gewählt, dass sich optimale Stabilitäts- und Genauigkeitseigenschaften einstellen. Die Zahlenwerte und die Eigenschaften von θ sind in Tabelle A.55 aufgeführt.

Tabelle A.55: Aufstellung der wichtigsten θ -Eigenschaften

Wert für θ	Bezeichnung	Eigenschaften
0	explizite Eulersche Vorwärtsmethode	stabil für $\Delta t \leq 2/\lambda$, von erster Ordnung genau in Δt
0,5	implizite Trapezregel oder Zentralkoeffizientenschema nach Crank-Nicholson	unbedingt stabil, von zweiter Ordnung genau in Δt
1	implizite Eulersche Rückwärtsmethode	unbedingt stabil, von erster Ordnung genau in Δt

In den FE-Berechnungen wird die implizite Eulersche Rückwärtsmethode [BATHE, 2002] ausgewählt. Die beschreibende Gleichung für einen Zeitschritt lautet dann:

$$\left[\frac{C^*}{\Delta t} + K^* \right] \cdot T^{t+\Delta t} = Q^* + \frac{C^*}{\Delta t} \cdot T^t. \quad (\text{A.161})$$

mit den Matrizen

- C^* – Wärmekapazitätsmatrix,
 K^* – Summe der Matrizen $[K^{*\lambda}]$ – Wärmeleitung, $[K^{*K}]$ – Konvektion und $[K^{*Str}]$ – Strahlung

und dem Vektor

- Q^* – Summe der Vektoren $\{Q^*\}$ – Energieeintrag, $\{Q^{*K}\}$ – Konvektion und $\{Q^{*Str}\}$ – Strahlung.

Der hochgestellte Index * weist darauf hin, dass die Matrizen und Vektoren für jeden Zeitpunkt neu aufgestellt werden müssen, da zum einen die Materialwerte von der Temperatur abhängen und zum anderen die Belastung vom Ort abhängt.

Ein Mindestzeitschritt für die Temperaturfeldberechnung zur Vermeidung einer numerischen Oszillation bei kleineren Schrittweiten [LOOSE, 2007b] wird durch folgende Gleichung angegeben:

$$\Delta t_{\min} = \frac{\rho \cdot c \cdot l^2}{3 \cdot \lambda} \quad (\text{A.162})$$

mit

- l – Elementlänge,
 ρ – Dichte,
 c – spezifische Wärmekapazität,
 λ – Wärmeleitfähigkeit.

Für ein Element mit der Länge $l = 4 \text{ mm}$ und einen Stahlwerkstoff ergibt sich bei $T = 20 \text{ °C}$ ein $\Delta t_{\min} = 0,452 \text{ s}$ und bei $T = 800 \text{ °C}$ ein $\Delta t_{\min} = 0,867 \text{ s}$. Zu beachten ist aber, dass der Einfluss der Schweißgeschwindigkeit nicht berücksichtigt wird.

Bei den Untersuchungen in [GROSS, 2005] wird bei einem Zeitschritt $\Delta t = 0,25$ s ein guter Kompromiss zwischen Rechenzeit und Rechengenauigkeit bei einem Metall-Schutzgas-Schweißprozess festgestellt.

Eine Abschätzung des Zeitschrittes [KASS, 2001] ergibt sich durch:

$$\Delta t = \frac{l}{v_s} \quad (\text{A.163})$$

mit

- l – Elementlänge,
- v_s – Schweißgeschwindigkeit.

A.8.9 FE-Programm SYSWELD

Die Simulationen von Temperaturen, Gefüge- und Spannungszuständen werden mit dem FE-Programm SYSWELD [SYSW, 2006a] durchgeführt. Das Programm ermöglicht es, den Werkstoff in der thermischen und mechanischen Berechnung als gefügeabhängig zu betrachten und am Anfang der Berechnung unterschiedliche Phasenanteile zu berücksichtigen. Weiterhin grenzt sich das Programm gegenüber anderen durch die Implementierung von Modellen zur Beschreibung von Gefügeumwandlungen für die Werkstoffe Stahl und Aluminium ab. Das ermöglicht sowohl die Betrachtung von Gefügeständen als auch die Berücksichtigung von Umwandlungsdehnungen und –plastizitäten bei der Simulation. Eine weitere Besonderheit ist die Löschung der plastischen Dehnungen, die beim Aufheizvorgang entstehen, beim Erreichen der Schmelztemperatur. Durch Definition einer Schwelltemperatur, die etwas unterhalb der Schmelz- oder Erweichungstemperatur liegt, wird die Materialhistorie im Programm gelöscht.

Vorgehensweise

Die Simulation setzt ein geeignetes FE-Modell voraus. Das FE-Programm SYSWELD bietet einen Preprocessor zur Geometrieerstellung und Vernetzung an. Ein FE-Modell kann auch durch andere Programme, wie HyperMesh [HYPE, 2004] erzeugt werden. Die Berechnung erfolgt in zwei Schritten. Die thermische Berechnung wird unter Berücksichtigung von temperatur- und gefügeabhängigen Werkstoffkennwerten sowie der spezifischen Umwandlung durchgeführt. Nach Abschluss der Berechnung liegen Daten für die Gauß-Punkte von Temperaturen, Wärmeflüssen, Phasenanteilen und Austenitkorngröße vor. Ein Postprocessor ermöglicht es, auch für einzelne Elemente, die Daten von den Gauß-Punkten zu den Knoten durch das Modul Averaging zu transformieren. Im zweiten Schritt erfolgt die mechanische Berechnung mit temperatur- und gefügeabhängigen Werkstoffkennwerten sowie mit den Ergebnissen für die einzelnen Zeitschritte aus der thermischen Berechnung. Am Ende der Berechnung sind Daten für die Gauß-Punkte von Verformungen, Spannungen und Dehnungen in Abhängigkeit der Zeitschritte vorhanden. Eine Transformation der Daten, wie bei der thermischen Berechnung, ist im Postprocessor möglich. Die Informationen können als Anfangszustand für weiterführende Untersuchungen genutzt werden.

Im Schrifttum sind ausführliche Beschreibungen mit Angaben von Herleitungen und Formeln für Elemente und Lösungsverfahren zu finden. An dieser Stelle sei [BATHE, 2002], [ZIEN, 1989], [ZIEN, 1991] verwiesen.

Elemente

Elemente dienen dazu, ein realitätsnahes Modell für die numerische Simulation zu erstellen. In Abhängigkeit von der Fragestellung sind die verwendeten Elemente unterschiedlich aufgebaut. Ein Bauteil kann mit dreidimensionalen Elementen – Volumenelementen – als Kontinuum modelliert werden, um die Temperaturfelder, die Gefüge-, Dehnungs- und Spannungszustände in allen drei Richtungen zu erhalten. Das zweidimensionale Modell kann einen Ausschnitt eines Bauteils darstellen und es können Scheiben-, Platten- und Schalenelemente eingesetzt werden. Scheibenelemente ermöglichen sowohl die Erfassung von ebenen Dehnungszuständen sowie ebenen Spannungszuständen in eine Richtung als auch Reduktion der Rechenzeit bei komplexen Modellen. Bei langen Schweißnähten können beispielsweise Scheibenelemente eingesetzt werden, wenn der Dehnungs- und Spannungszustand in der Bauteilmitte der Schweißnahtlängsrichtung berechnet werden soll. Die Temperaturfelder und die Gefügestände werden für zwei Richtungen berechnet. Die Dehnungs- und Spannungszustände sind für drei Richtungen vorhanden. Für die mechanische Berechnung können Bauteile, die in Längs- und Querrichtung wesentlich größer als in Dickenrichtung sind, durch Platten- oder Schalenelemente modelliert werden. Platten- und Scheibenelemente werden in Rahmen dieser Arbeit nicht eingesetzt und nicht weiter diskutiert. Eindimensionale Elemente sind nicht geeignet, um die komplexen Vorgänge beim Schweißen sowie Spannungen und Dehnungen in hinreichender Art und Weise abzubilden. Solche Elemente werden zur Modellierung von Bewegungsrichtungen der Wärmequellen sowie zur Erfassung von Konvektion und Strahlung verwendet.

Linienelemente

Linienelemente dienen bei zwei- und dreidimensionalen Modellen im Allgemeinen zur Beschreibung der Schweiß- und Referenzlinie. Die Schweißlinie definiert den Weg der Wärmequelle im Modell von einem Startknoten zu einem Endknoten, was für rotationssymmetrische Wärmequellen hinreichend ist. Die Referenzlinie und die Schweißlinie ermöglichen es, ein lokales Koordinatensystem festzulegen, um jede Form von Wärmequelle eindeutig im Raum zu positionieren. Dazu wird die Referenzlinie im Allgemeinen parallel zur Schweißlinie modelliert. Beide Linien sind mit der gleichen Anzahl und Größe von Elementen vernetzt und die Richtung ist durch einen Start-, Endknoten sowie durch ein Startelement definiert. Im FE-Programm SYSWELD stehen Elemente mit zwei, drei und vier Gauß-Punkten und entsprechender Ansatzfunktion aus Lagrange-Polynomen für die volle oder reduzierte Integration zur Verfügung.

Scheibenelemente

Es können Dreieckelemente mit einem Gauß-Punkt oder drei Gauß-Punkten und Rechteckelemente mit vier, neun und 16 Gauß-Punkten verwendet werden. Die im FE-Programm SYSWELD verfügbaren Dreieck- und Rechteckelemente sind isoparametrisch, und als Ansatzfunktion kommen Lagrange-Polynome bei der thermischen und mechanischen Berechnung zum Einsatz. Bei der Temperaturfeldberechnung wird in Scheibendickenrichtung kein Wärmestrom aus Wärmeleitung berechnet. Ein Temperaturgradient kann nur in Scheibenbreiten- und Scheibenhöhenrichtung auftreten.

Im Rahmen dieser Arbeit werden Dreieck- und Rechteckelemente mit linearem Ansatz und voller Integration eingesetzt.

Volumenelemente

Das FE-Programm SYSWELD stellt folgende Volumenelemente zur Verfügung

- Tetraederelemente mit einem Gauß-Punkt und vier Gauß-Punkten,
- Prismaelemente mit zwei und neuen Gauß-Punkten,
- Hexaederelemente mit acht und 27 Gauß-Punkten.

Die isoparametrischen Elemente haben als Ansatzfunktionen Lagrange-Polynome und können mit voller oder reduzierter Integration angewendet werden.

In dieser Arbeit werden Tetraeder-, Prisma-, Hexaederelemente mit linearem Ansatz und voller Integration verwendet.

Oberflächenelemente

Diese Elemente ermöglichen die Berücksichtigung des Wärmestroms zwischen Bauteiloberfläche und Umgebung in der Simulation. Bei Scheibenelementen sind eindimensionale Oberflächenelemente vorhanden. Zweidimensionale Elemente an der Oberfläche sind bei Bauteilen, die aus Volumenelementen bestehen, zu finden. Die Oberflächenelemente besitzen die Besonderheit, dass diese nur in der thermischen Berechnung berücksichtigt werden. In der mechanischen Berechnung weisen diese Elemente keine Steifigkeit auf. Im Allgemeinen wird die gleiche Topologie des Netzes wie bei der Oberfläche des Modells verwendet.

Lösungsverfahren

Im Allgemeinen ist aufgrund der Nichtlinearität des Werkstoffverhaltens in der thermischen und mechanischen Berechnung eine Lösung für einen betrachteten Zeitbereich in zwei Schritten vorzunehmen. Im ersten Schritt wird für einen Zeitpunkt t_j die Lösung durch Anwendung iterativer Lösungsverfahren ermittelt. Im zweiten Schritt wird das Zeitschrittverfahren verwendet, um das Berechnungsende t_i mit einer angepassten Schrittweite Δt zu erreichen, d. h. die Lösung zum Zeitpunkt t_i ist ein Ergebnis von mehreren iterativen Berechnungen aus vorangegangenen Zeitpunkt t_j . Das FE-Programm SYSWELD bietet ein automatisches Zeitschrittverfahren, um eine problemangepasste Schrittweite Δt für die thermische und mechanische Berechnung zu erreichen. Die Angabe eines Mindest- und eines Maximalwertes für die Schrittweite Δt ermöglicht eine Beeinflussung der Berechnung durch den Nutzer. Bei Konvergenz zum Zeitpunkt t_j wird überprüft, ob die Schrittweite Δt vergrößert werden kann. Dazu wird die erste Iteration zum Zeitpunkt $t_{j+1} = t_j + 1,5 \cdot \Delta t$ durchgeführt. Bei Erreichen einer definierten Konvergenzgrenze wird die Schrittweite Δt vergrößert. Sonst bleibt die Schrittweite Δt unverändert. Die Schrittweite Δt wird verkleinert, wenn zum Zeitpunkt t_j innerhalb der festgelegten Iterationsanzahl die Konvergenzgrenze nicht erreicht wird.

Bis zum Simulationsende wird dieses Gleichungssystem für jeden Zeitschritt Δt gelöst. Für den langen Abkühlvorgang besteht die Möglichkeit, die Zeitschrittlänge an das Temperaturgeschehen zu gekoppelt, so dass diese sich im Laufe des Abkühlprozesses verändert. Damit gelingt es, den Abkühlprozess nur durch einige wenige Zeitschritte, die im Allgemeinen auch länger werden, zu erfassen. Eine in FE-Programm SYSWELD implementierte automatische Zeitschrittwahl ermöglicht es, durch Angaben von minimalen und maximalen Zeitschritten sowie weiteren problemspezifischen Faktoren eine zeitoptimierte thermische und mechanische Simulation durchzuführen.

Zur Lösung von nichtlinearen Gleichungssystemen stehen im FE-Programm SYSWELD das Standard Newton-Raphson-, das modifizierte Newton-Raphson-, das BFGS- und das Riks-Verfahren zur Verfügung. In der Literatur sind ausführlich das Standard Newton-Raphson-Verfahren, das modifizierte Newton-Raphson-Verfahren und das Riks-Verfahren ausführlich beschrieben und es wird auf [BATHE, 2002], [ZIEN, 1989], [ZIEN, 1991] verwiesen.

Das Verfahren nach Broyden Fletcher Goldfarb und Shano (BFGS-Verfahren) als Sekantenverfahren zeichnet sich durch ein sehr gutes Konvergenzverhalten sowohl bei der thermischen als auch bei der mechanischen Berechnung aus. Die Berechnungszeiten sind kürzer als beim modifizierte Newton-Raphsen-Verfahren, weil bei jedem Iterationsschritt eine modifizierte Tangentensteifigkeitsmatrix verwendet wird. Dieses Verfahren wird im Rahmen dieser Arbeit für die thermische und mechanische Berechnung in der Schweißsimulation verwendet.

Zur Optimierung der inkrementellen Verschiebungen zwischen zwei Iterationen kommt das „Line search“-Verfahren zur Anwendung. Auf eine ausführliche Darstellung dieser Methoden wird an dieser Stelle verzichtet und auf einschlägige Literatur verwiesen [ARGY, 1987], [BATHE, 2002].

A.9 Chemische Zusammensetzung des Schweißguts

Tabelle A.56: Schweißparameter

Parameter	Werkstoff			
	S355	S460	S690	S960
Blechdicke d [mm]	10	10	10	10
Schweißspannung U [V]	31,2	31,4	31,2	29,6
Schweißstrom I [A]	264	246	246	230
Schweißgeschwindigkeit v [cm/min]	48,13	48,12	45,34	29,6
Vorwärmtemperatur T ₀ [°C]	80	90	95	38,71
Nahtform [-]	HV	HV	HV	HV
Steghöhe [mm]	0	0	0	0
Nahtbreite [mm]	17	17	17	17
Nahtüberhöhung [mm]	0	0	0	0
Flankenwinkel [°]	60	60	60	60
Wurzelspalt [mm]	0	0	0	0

Tabelle A.57: Chemische Zusammensetzung von Grund-, Schweißzusatzwerkstoff und Schweißgut von vier Stumpfstoßverbindungen

Material		Chemische Zusammensetzung in Masse-%						
		C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Al
S355		0,0922	0,391	1,34	0,0779	0,0278	0,00547	0,0373
Union K56 Ø 1,2 mm		0,06	0,8	1,6	–	–	–	–
Schweißgut	gemessen	0,0776	0,747	1,42	0,0202	0,0243	0,005	0,0099
	berechnet	0,073	0,724	1,50	0,036	0,013	0,003	0,017
S460		0,126	0,295	1,38	0,0485	0,0291	0,005	0,0417
Union K56 Ø 1,2 mm		0,06	0,8	1,6	–	–	–	–
Schweißgut	gemessen	0,0837	0,784	1,37	0,0218	0,027	0,005	0,0109
	berechnet	0,088	0,674	1,51	0,022	0,013	0,002	0,019
S690		0,17	0,313	1,14	0,0715	0,0365	0,126	0,0637
Union NiMoCr Ø 1,2 mm		0,08	0,6	1,7	0,15	1,3	0,3	–
Schweißgut	gemessen	0,11	0,526	1,31	0,147	1,06	0,406	0,0179
	berechnet	0,113	0,524	1,739	0,034	0,017	0,059	0,03
S960		0,171	0,29	0,846	0,461	0,575	0,553	0,0398
Union X90 Ø 1,2 mm		0,1	0,8	1,8	0,35	2,3	0,6	–
Schweißgut	gemessen	0,127	0,657	1,35	0,371	1,77	0,565	0,011
	berechnet	0,116	0,661	1,456	0,231	0,288	0,277	0,02

A.10 Zeitverhalten der Thermoelemente

Eine Übergangsfunktion $\eta(t)$ kann durch eine Laplace-Transformation in eine Übertragungsfunktion $F(s)$ überführt werden

$$F(s) = s \cdot L\{\eta(t)\} \quad (\text{A.164})$$

und beschreibt das Verhältnis der Laplace-Transformierten Ausgangsgröße zu Laplace-Transformierten Eingangsgröße:

$$F(s) = \frac{L\{T^*(t)\}}{L\{T(t)\}} = \frac{L\{\text{Ausgangsgröße}\}}{L\{\text{Eingangsgröße}\}} \quad (\text{A.165})$$

mit

$$s = \sigma + j \cdot \omega \quad (\text{A.166})$$

als komplexe Kreisfrequenz.

Bei der Temperaturfeldmessung ist die Ausgangsgröße des Thermoelementes der angezeigte Temperaturverlauf. Die Eingangsgröße, der tatsächliche Temperaturverlauf, ist im Allgemeinen unbekannt und wird gesucht. Die Übertragungsfunktion kann mit Gleichung (A.164) ermittelt werden. Für diskrete Werte, wie zum Beispiel eine Folge von Messdaten f_n mit $n = 0, 1, \dots$, wird eine Treppenfunktion $f_0(t) = f_n$ für $n \leq t < n+1$ erzeugt. Es wird vorausgesetzt, dass die Werte in einem zeitlich konstanten Abstand Δt gemessen bzw. abgetastet werden. Somit liegt keine Folge von Werten mehr vor, sondern eine Funktion (siehe Abbildung A.79).

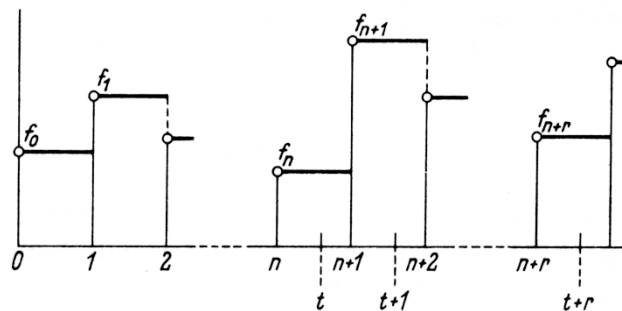


Abbildung A.79: Zugehörige Treppenfunktion einer Folge [Doetsch, 1989]

Wird die Laplace-Transformation auf die oben beschriebene Treppenfunktion angewendet, entsteht folgender allgemeiner Ausdruck

$$L\{f_0(t)\} = \frac{1 - e^{-\Delta t \cdot s}}{s} \sum_{n=0}^{\infty} f_n \cdot e^{-n \cdot \Delta t \cdot s} \quad (\text{A.167})$$

Bei gegebenem Temperaturverlauf, der in der Form einer Gleichung oder diskrete Wertepaare vorliegen kann, ist es möglich, den Einfluss der Messbedingungen, die durch die Übergangsfunktion bzw. Übertragungsfunktion bekannt sind, zu untersuchen. Zwei Zustände sind möglich:

- 1) Der Temperaturverlauf am Messpunkt x ist als Eingangsgröße bekannt und die durch die Messbedingungen beeinflusste Ausgangsgröße wird gesucht – Vorwärtsrechnung.
- 2) Der Temperaturverlauf ist als Ausgangsgröße bekannt und die Eingangsgröße, also die wahre Temperatur am Messpunkt x , ist unbekannt – Rückwärtsrechnung.

Mithilfe der Gleichung (A.165) besteht die Möglichkeit, sowohl eine Vorwärts- als auch eine Rückwärtsrechnung durchzuführen. Am Beispiel eines einfachen parabelförmigen Temperaturverlaufs soll der Ablauf einer Vorwärts- und Rückwärtsrechnung gezeigt werden.

Vorwärtsrechnung

Bei gegebener Übertragungsfunktion $F(s)$ und einem vorhandenen Temperaturverlauf $T(t)$ im Messpunkt c , der auch in Form diskrete Werte vorliegen kann, lässt der Temperaturverlauf $T^*(t)$ im ausgewählten Messpunkt berechnen, der vom Thermoelement angezeigt bzw. ausgegeben wird. Die zu lösende Gleichung lautet:

$$T^*(t) = L^{-1} \{ L\{T(t)\} \cdot F(s) \}. \quad (\text{A.168})$$

Beispiel 1:

Der realitätsnahe Temperaturverlauf entspricht einer quadratischen Parabel in Abhängigkeit der Zeit t in s

$$T(t) = -2 \cdot t^2 + 20 \cdot t. \quad (\text{A.169})$$

Die Abtastung beträgt $\Delta t = 1$ s und es entstehen für das Beispiel 11 Wertepaare (siehe Tabelle A.58).

Tabelle A.58: Wertepaare des vorhandenen Temperaturverlaufes

t [s]	0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
T [°C]	0	18	32	42	48	50	48	42	32	18	0

Abbildung A.80 zeigt die Eingangsfunktion als parabelförmigen Temperaturverlauf $T(t)$ sowie die Werte aus Tabelle A.58 und die dazugehörige Treppenfunktion. Für die Übergangsfunktion wird folgender Ansatz gewählt:

$$\eta(t) = 1 - e^{-t/1,9}. \quad (\text{A.170})$$

Die Laplace-Transformierte Gleichung (A.169) lautet:

$$T_a(s) = L\{T(t)\} = \frac{20}{s^2} - \frac{4}{s^3}. \quad (\text{A.171})$$

Die Anwendung der Gleichung (A.167) auf die abgetasteten Wertepaare aus Tabelle A.58 ergibt folgenden mathematischen Ausdruck:

$$T_d(s) = L\{T(t)\} = \frac{1 - e^{-s}}{s} (18 \cdot e^{-1s} + 32 \cdot e^{-2s} + 42 \cdot e^{-3s} + 48 \cdot e^{-4s} + 50 \cdot e^{-5s} + 48 \cdot e^{-6s} + 42 \cdot e^{-7s} + 32 \cdot e^{-8s} + 18 \cdot e^{-9s}) \quad (\text{A.172})$$

und entsprechend Gleichung (A.164) entsteht die Laplace-Transformierte Übertragungsfunktion:

$$F(s) = s \cdot L\{\eta(t)\} = s \cdot \left(\frac{1}{s} - \frac{1}{s + 1/1,9} \right). \quad (\text{A.173})$$

Zur Lösung der Gleichung (A.168) für die beiden Varianten der Kurvenbeschreibung wird das Programm MAPLE 9 [MAPLE, 2003] benutzt. Für die Gleichungen (A.171) und (A.173) ergeben sich die folgenden Lösungen:

$$T_a^*(t) = -2 \cdot t^2 + 27,6 \cdot t - 104,88 \cdot e^{-t/(2 \cdot 1,9)} \cdot \sinh\left[\frac{t}{2 \cdot 1,9}\right] \quad (\text{A.174})$$

bzw. für Gleichung (A.172) und (A.173)

$$\begin{aligned} T_d^*(t) = & 18 \cdot (1 - e^{1/1,9-t/1,9}) \cdot \text{Heaviside}(t-1) + 14 \cdot (1 - e^{2/1,9-t/1,9}) \cdot \text{Heaviside}(t-2) \\ & + 10 \cdot (1 - e^{3/1,9-t/1,9}) \cdot \text{Heaviside}(t-3) + 6 \cdot (1 - e^{4/1,9-t/1,9}) \cdot \text{Heaviside}(t-4) \\ & + 2 \cdot (1 - e^{5/1,9-t/1,9}) \cdot \text{Heaviside}(t-5) - 2 \cdot (1 - e^{6/1,9-t/1,9}) \cdot \text{Heaviside}(t-6) \\ & - 6 \cdot (1 - e^{7/1,9-t/1,9}) \cdot \text{Heaviside}(t-7) - 10 \cdot (1 - e^{8/1,9-t/1,9}) \cdot \text{Heaviside}(t-8) \\ & - 14 \cdot (1 - e^{9/1,9-t/1,9}) \cdot \text{Heaviside}(t-9) - 18 \cdot (1 - e^{10/1,9-t/1,9}) \cdot \text{Heaviside}(t-10). \end{aligned} \quad (\text{A.175})$$

Abbildung A.80 zeigt die Kurvenverläufe für die beschreibenden Ausgangsgleichungen sowie die Ergebnisse nach der Vorwärtsrechnung mit der angenommenen Übergangsfunktion (A.170).

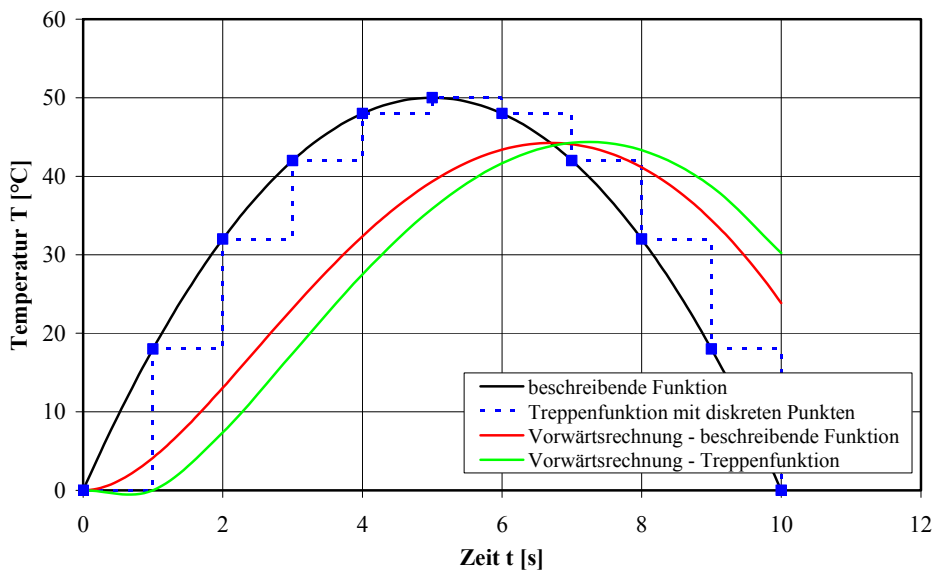


Abbildung A.80: Ergebnisse bei Vorwärtsrechnung

Beide berechneten Kurven weisen einen ähnlichen Verlauf auf wie die beschreibende Funktion der parabolähnlichen Temperaturentwicklung. Eine zeitliche Verzögerung und ein geringeres Temperaturmaximum ergeben sich für die Kurven der Vorwärtsrechnung aufgrund der angenommenen Übertragungsfunktion, welche die Eigenschaften des Thermoelements und die Randbedingungen beschreibt.

Es wird festgestellt, dass durch Gleichungen (A.174) und (A.175) zwei zeitlich verschobene Temperaturverläufe beschrieben werden. Dies ergibt sich einerseits durch die gewählte Abtastung $\Delta t = 1$ s und andererseits durch die mathematische Modellierung der Eingangsgröße als Treppenfunktion. Werden mehr Wertepaare in der Berechnung berücksichtigt, nähert sich der Temperatur-

verlauf, der durch Gleichung (A.175) beschrieben wird, an die analytische Lösung der Gleichung (A.174) an.

Rückwärtsrechnung

Im Allgemeinen besteht das Problem, dass die zeitlich veränderliche Temperatur am Messpunkt i bekannt ist, aber der wahre Verlauf der Temperatur am Messpunkt i gesucht wird. Die zu lösende Gleichung ergibt sich bei gegebener Übertragungsfunktion $F(s)$ und einem gemessenen Temperaturverlauf $T^*(t)$ im Messpunkt i , der als diskreter Wert vorliegt, wie folgt:

$$T(t) = L^{-1} \left\{ \frac{L\{T^*(t)\}}{F(s)} \right\}. \quad (\text{A.176})$$

Es wird angenommen, dass zwischen den beiden Temperaturverläufen, dem gemessenen und dem realitätsnahen, Ähnlichkeit besteht, wie bei der Vorwärtsrechnung festgestellt.

Beispiel 2:

Der gemessene Temperaturverlauf entspricht einer quadratischen Parabel in Abhängigkeit der Zeit t in s wie im Beispiel 1

$$T^*(t) = -2 \cdot t^2 + 20 \cdot t. \quad (\text{A.177})$$

Die Abtastung der Kurve mit $\Delta t = 1 \text{ s}$ wird nicht geändert und die 11 Wertepaare aus Tabelle A.58 stehen als Eingangsgrößen zur Verfügung. Die Laplace-Transformierten Gleichungen für die beiden Temperaturverläufe lauten:

$$T_a^*(s) = L\{T^*(t)\} = \frac{20}{s^2} - \frac{4}{s^3} \quad (\text{A.178})$$

$$T_d^*(s) = L\{T^*(t)\} = \frac{1 - e^{-s}}{s} (18 \cdot e^{-1s} + 32 \cdot e^{-2s} + 42 \cdot e^{-3s} + 48 \cdot e^{-4s} + 50 \cdot e^{-5s} + 48 \cdot e^{-6s} + 42 \cdot e^{-7s} + 32 \cdot e^{-8s} + 18 \cdot e^{-9s}) \quad (\text{A.179})$$

und die Laplace-Transformierte Übertragungsfunktion ergibt sich zu

$$F(s) = s \cdot L\{\eta(t)\} = s \cdot \left(\frac{1}{s} - \frac{1}{s + 1/1,9} \right). \quad (\text{A.180})$$

Das Lösen der Gleichung (A.176) für die beiden unterschiedlichen Eingangsgleichungen (A.178) und (A.179) erfolgt mit dem Programm MAPLE 9:

$$T_a(t) = -2 \cdot t^2 + 12,4 \cdot t + 38 \quad (\text{A.181})$$

$$\begin{aligned} T_d(t) = & 18 \cdot \text{Heaviside}(t - 1) + 14 \cdot \text{Heaviside}(t - 2) + 10 \cdot \text{Heaviside}(t - 3) \\ & + 6 \cdot \text{Heaviside}(t - 4) + 2 \cdot \text{Heaviside}(t - 5) - 2 \cdot \text{Heaviside}(t - 6) \\ & - 6 \cdot \text{Heaviside}(t - 7) - 10 \cdot \text{Heaviside}(t - 8) - 14 \cdot \text{Heaviside}(t - 9) \\ & - 18 \cdot \text{Heaviside}(t - 10) + 34,2 \cdot \text{Dirac}(t - 1) + 26,6 \cdot \text{Dirac}(t - 2) + 19 \cdot \text{Dirac}(t - 3) \\ & + 11,4 \cdot \text{Dirac}(t - 4) + 3,8 \cdot \text{Dirac}(t - 5) - 3,8 \cdot \text{Dirac}(t - 6) - 11,4 \cdot \text{Dirac}(t - 7) \\ & - 19 \cdot \text{Dirac}(t - 8) - 26,6 \cdot \text{Dirac}(t - 9) - 34,2 \cdot \text{Dirac}(t - 10). \end{aligned} \quad (\text{A.182})$$

Abbildung A.81 zeigt sowohl die angenommenen Verläufe der Eingangsgröße als auch die Ergebnisse für die Rückwärtsrechnung für die beiden Temperaturverläufe, die mit den Gleichungen (A.181) und (A.182) beschrieben werden. Die Beschreibung des Temperaturverlaufes mit einer Treppenfunktion bereitet bei der Rückwärtsrechnung mathematische Probleme. In Abbildung A.81 liegen die Kurve der Treppenfunktion aus den Messdaten $T^*(t)$ und die Kurve des berechneten Temperaturverlaufes $T(t)$ übereinander. Der oben gewählte Weg zur Berechnung der realitätsnahen Temperatur am Messpunkt i auf Basis einer Treppenfunktion führt zu keiner Lösung.

Die mathematische Beschreibung des gemessenen Temperaturverlaufes als Treppenfunktion mithilfe der Gleichung (A.167) bietet eine sehr einfache Möglichkeit, direkt aus Messdaten eine Laplace-Transformierte Gleichung zu erhalten. Eine Variante ist, mithilfe der Regressionsrechnung den Temperaturverlauf in geeignete große Abschnitte zu zerlegen und mathematisch nachzubilden. Es ist dabei nicht sicher gestellt, dass eine Laplace-Transformation des gemessenen Temperaturverlaufes sowie eine Rücktransformation der Gleichung in den Zeitbereich durchführbar sind.

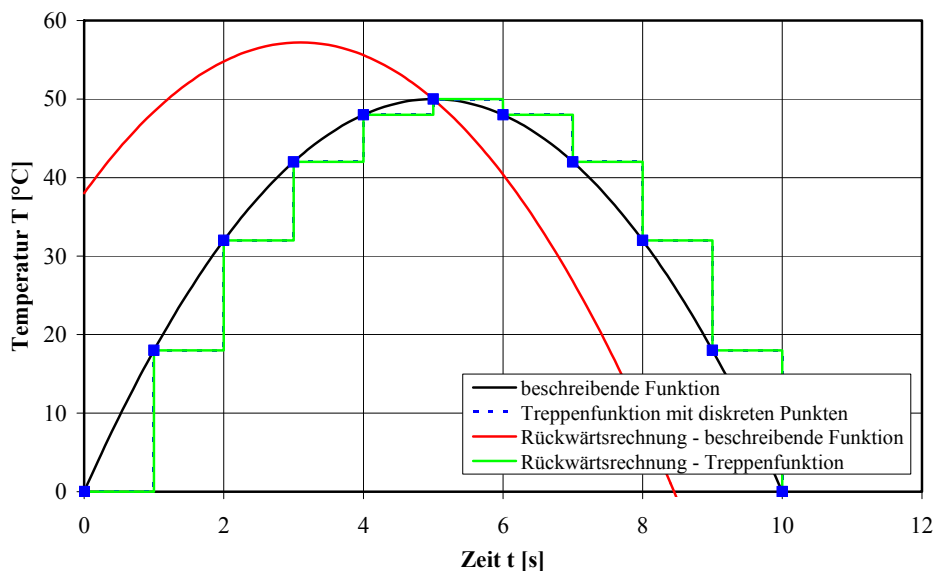


Abbildung A.81: Ergebnisse bei Rückwärtsrechnung

Eine weitere Möglichkeit zur Rücktransformation in den Zeitbereich bietet sich durch die Anwendung numerischer Methoden. In [HUDD, 1999] werden drei Algorithmen für die Umkehrung der Laplace-Transformation vorgestellt. Die Laplace-Transformation einer Funktion $f(t)$ ergibt sich durch Integration unter Berücksichtigung der komplexen Kreisfrequenz s :

$$F(s) = \int_0^{\infty} e^{-s \cdot t} \cdot f(t) dt \quad (\text{A.183})$$

Eine allgemeine Form für die Umkehr der Laplace-Transformation lautet

$$f(t) = \frac{1}{2 \cdot j \cdot \pi} \int_{\sigma-j\omega}^{\sigma+j\omega} e^{s \cdot t} \cdot F(s) ds. \quad (\text{A.184})$$

Zur Lösung der Gleichung (A.184) werden in [HUDD, 1999] angewendet:

Integrationsalgorithmus

$$f(t) = \frac{1}{\pi} \int_0^{\omega_f} \operatorname{Re}[F(\sigma + j\omega) e^{(\sigma + j\omega)t}] d\omega = \frac{e^{\sigma t}}{\pi} \int_0^{\omega_f} \operatorname{Re}[F(\sigma + j\omega) e^{j\omega t}] d\omega \quad (\text{A.185})$$

Zakian Algorithmus

$$f(t) = \sum_{i=1}^N K_i F(s_i) = \frac{2}{t} \sum_{i=1}^5 \operatorname{REAL} \left(K_i F \left(\frac{\alpha_i}{t} \right) \right) \quad (\text{A.186})$$

FFT-Algorithmus

$$f(t) = \frac{e^{\sigma t}}{2j\pi} \int_{-\omega_f}^{\omega_f} F(\sigma + j\omega) (\cos(\omega t) + j\sin(\omega t)) d\omega \quad (\text{A.187})$$

Alle drei genannten Algorithmen werden sowohl für die Vorwärts- als auch für die Rückwärtsrechnung mit der beschreibenden Gleichung des parabelförmigen Verlaufs und der Treppenfunktion aus den abgetasteten Wertepaaren angewendet. Ähnlich wie beim oben aufgeführten Beispiel ist die Vorwärtsrechnung für beide verwendeten Funktionen problemlos möglich (siehe Abbildung A.82). Die beschreibende Gleichung führt bei der Rückwärtsrechnung mit allen drei Algorithmen zu gleichem Kurvenverlauf wie in der Abbildung A.83. Im Fall der Treppenfunktion werden keine Lösungen für einen realitätsnahen Temperaturverlauf gefunden. Die in [HUDD, 1999] vorgestellten Algorithmen zur Umkehrung der Laplace-Transformation mithilfe numerischer Methoden sind nicht für Treppenfunktionen, die aus diskreten Wertepaaren entstehen, geeignet.

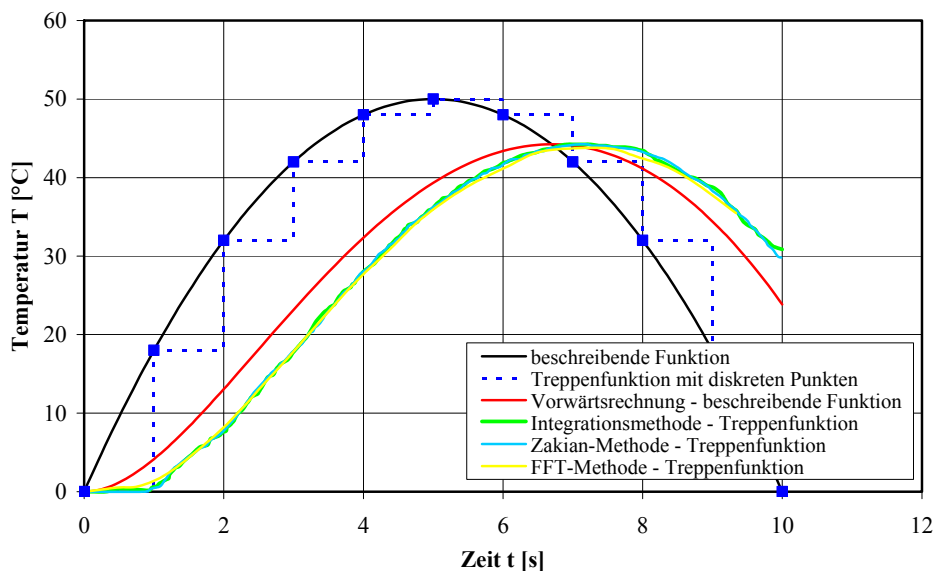


Abbildung A.82: Ergebnisse der Vorwärtsrechnung mit drei unterschiedlichen Algorithmen

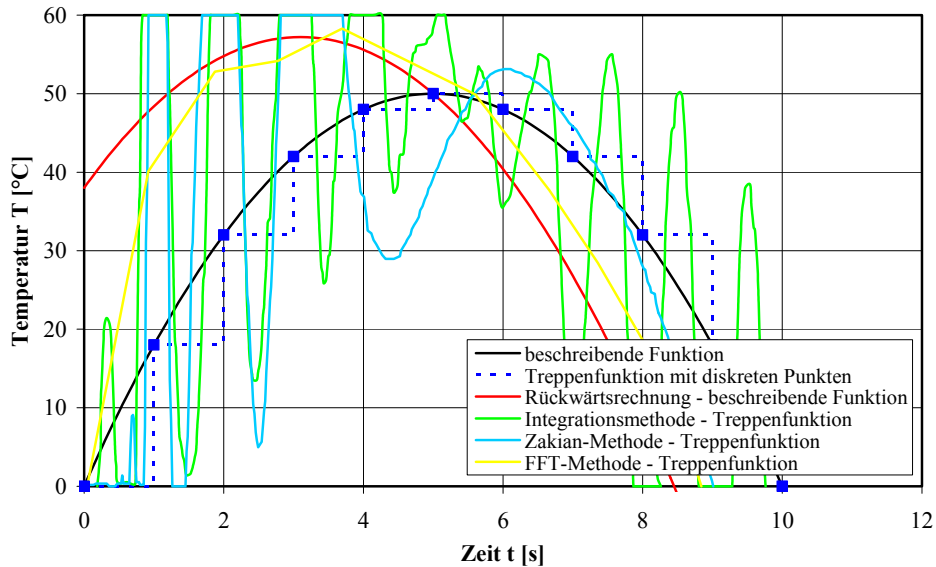


Abbildung A.83: Ergebnisse der Rückwärtsrechnung mit drei unterschiedlichen Algorithmen

Als Beispiel wird der parabelförmige Temperaturverlauf, der durch die Gleichung (A.177) beschrieben wurde, zu Grunde gelegt:

$$T^*(t) = -2 \cdot t^2 + 20 \cdot t.$$

Die Abtastung bleibt unverändert bei $\Delta t = 1$ s und es entstehen die in Tabelle A.58 angegebenen 11 Wertepaare. Der Faktor für eine zeitliche Verschiebung wird mit $g = 1$ angenommen. Weiterhin wird die Übertragungsfunktion verwendet:

$$F(s) = s \cdot L\{\eta(t)\} = s \cdot \left(\frac{1}{s} - \frac{1}{s + 1/1,9} \right). \quad (\text{A.188})$$

Der realitätsnahe Temperaturverlauf $T(t)$ für die Gleichung (A.177) unter Berücksichtigung der Übertragungsfunktion $F(s)$ ist aus Beispiel 2 für die Rückwärtsrechnung mit der Gleichung

$$T(t) = -2 \cdot t^2 + 12,4 \cdot t + 38 \quad (\text{A.189})$$

bekannt.

Nach 10 Iterationen ergibt sich folgende Gleichung für den vorhandenen Temperaturverlauf $T(t)$ auf Basis der erzeugten Treppenfunktion:

$$\begin{aligned} T(t) = & 43,9858 + 8,2256 \cdot \text{Heaviside}(t - 1) + 4,2189 \cdot \text{Heaviside}(t - 2) \\ & + 0,2448 \cdot \text{Heaviside}(t - 3) + 3,7806 \cdot \text{Heaviside}(t - 4) - 7,7813 \cdot \text{Heaviside}(t - 5) \\ & - 11,754 \cdot \text{Heaviside}(t - 6) - 15,5406 \cdot \text{Heaviside}(t - 7) - 15,7481 \cdot \text{Heaviside}(t - 8) \\ & - 2,0707 \cdot \text{Heaviside}(t - 9). \end{aligned} \quad (\text{A.190})$$

Abbildung A.84 zeigt die Ergebnisse für den Zeitbereich $t = 0$ s bis $t = 10$ s für die Eingangsgrößen als parabelförmigen Kurven- und Treppenverlauf sowie für die Rückwärtsrechnung der Gleichung (A.188) und die modifizierte Vorwärtsrechnung.

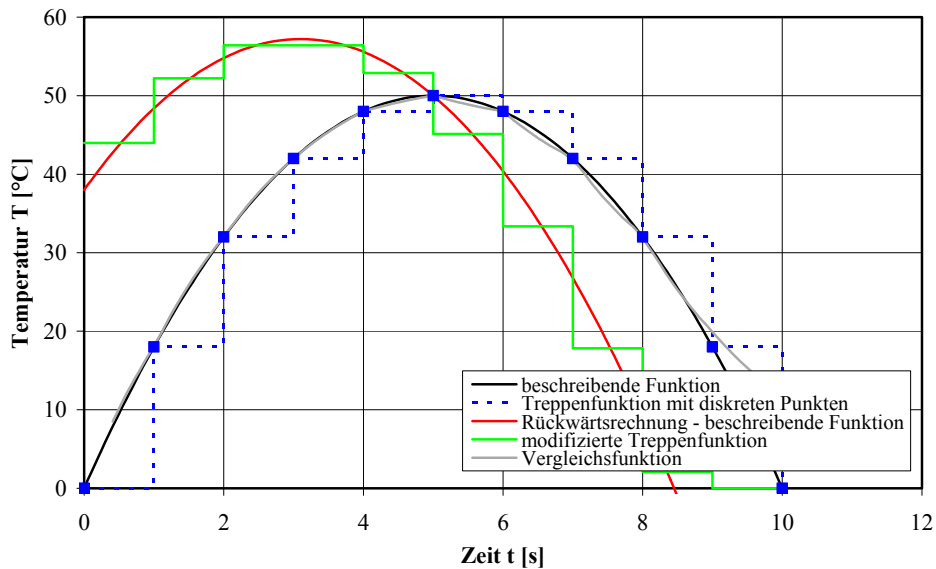


Abbildung A.84: Ergebnisse beider Funktionen zur Beschreibung des Temperaturverlaufs

Wegen des treppenförmigen Verlaufs der Eingangsgröße ist auch die mit der Routine iterativ bestimmte Ausgangsgröße eine Treppenfunktion. Die Zeitabschnitte, die durch die Abtastung Δt entstehen, sind auch in der berechneten Treppenfunktion zu finden. Zwischen der analytischen Lösung, die durch die Gleichung (A.188) beschrieben wird, und der Treppenfunktion, die mit der modifizierten Vorwärtsrechnung ermittelt wird, ist eine gute Übereinstimmung festzustellen.

Weiter zeigt Abbildung A.84, dass eine erneute Vorwärtsrechnung mit der Übertragungsfunktion (A.189) und der Gleichung (A.190) zu dem Kurvenverlauf führt, der durch die Gleichung (A.177) beschrieben wird. Dies wird als Vergleichsfunktion bezeichnet.

Bei Funktionen, die aus Messdaten mit konstanter Abtastung Δt erzeugt werden, kann die Routine in Abbildung A.89 angewendet werden. Voraussetzung ist, dass eine ständige Funktionswertänderung zwischen zwei Abtastpunkten vorliegt. Es wird aus Abbildung A.80 bis Abbildung A.89 deutlich, dass durch die Abtastung Δt die Qualität des ermittelten Temperaturverlaufes $T(t)$ sowohl bei der Vorwärts- als auch bei der Rückwärtsrechnung beeinflusst wird. Wenn die Abtastung Δt kleiner wird, dann nähert sich die Treppenfunktion der Messdaten mit steigendem Rechenaufwand an die zu beschreibende Funktion an.

Eine Beurteilung der Qualität der Treppenfunktion ist durch die Ermittlung des Diskretisierungsfehlers f_d , der durch die Abtastung Δt entsteht, möglich. Es wird angenommen, dass ein linearer Verlauf zwischen den Messpunkten eine ausreichende Beschreibung der vorhandenen Kurve darstellt (siehe Abbildung A.85).

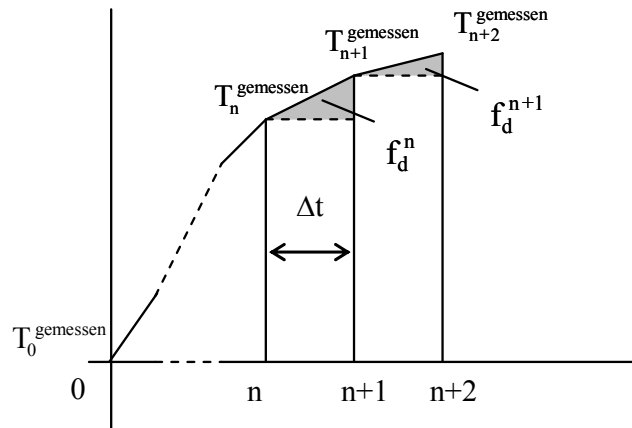


Abbildung A.85: Diskretisierungsfehler f_d

Die Summe der einzelnen Fehler f_d^n der Diskretisierung ergibt sich in Abhängigkeit der Abtastung Δt zu

$$f_d = \sum_{n=0}^m f_d^n = \frac{\Delta t}{2} \cdot \sum_{n=0}^m (T_n^{\text{gemessen}} - T_{n+1}^{\text{gemessen}}). \quad (\text{A.191})$$

Die prozentuale Fehlersumme des Diskretisierungsfehlers aus Gleichung (A.191) lässt sich wie folgt abschätzen

$$f_{d\%} \approx \frac{f_d}{f_d + \Delta t \cdot \sum_{n=0}^m T_n^{\text{gemessen}}} \cdot 100. \quad (\text{A.192})$$

Weiterhin ist ein Vergleich zwischen einem gemessenen Kurvenverlauf, der als Eingangsgröße für die oben beschriebene Routine genutzt wird, und einem berechneten Kurvenverlauf, der in Abbildung A.84 dargestellt und als Vergleichsfunktion bezeichnet wird, möglich. Abbildung A.86 zeigt grafisch den Abstand zwischen beiden Kurven. Die Summe der sich ergebenden Flächeninhalte über alle Abtastungen Δt wird als Fehler f_s definiert. Voraussetzung ist, dass eine lineare Verbindung zwischen den einzelnen Messpunkten vorliegt.

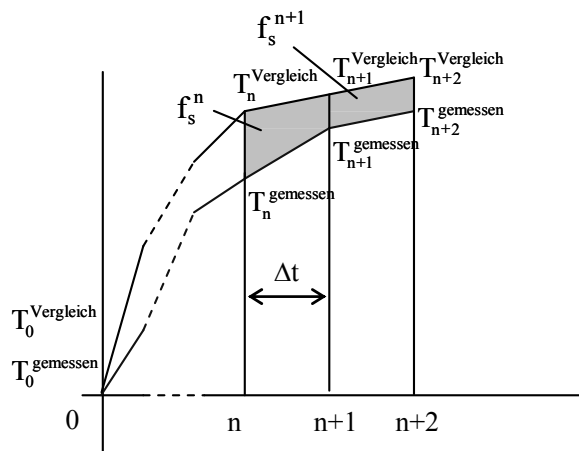


Abbildung A.86: Fehler f_s zwischen gemessenem und berechnetem Kurvenverlauf

Die Summe der einzelnen Fehler f_s^n ergibt sich in Abhängigkeit der Abtastzeit Δt zu

$$f_s = \sum_{n=0}^m f_s^n = \frac{\Delta t}{2} \cdot \sum_{n=0}^m \left(T_n^{\text{gemessen}} + T_{n+1}^{\text{gemessen}} \right) - \left(T_n^{\text{Vergleich}} + T_{n+1}^{\text{Vergleich}} \right). \quad (\text{A.193})$$

Die prozentuale Fehlersumme aus Gleichung (A.193) lässt sich wie folgt abschätzen

$$f_{s\%} \approx \frac{f_s}{\frac{\Delta t}{2} \cdot \sum_{n=0}^m \left(T_n^{\text{gemessen}} + T_{n+1}^{\text{gemessen}} \right)} \cdot 100. \quad (\text{A.194})$$

Der Fehler f_s kann auch verwendet werden, um bei der vorgestellten Routine ein Abbruchkriterium für die Iteration zu definieren.

Eine Ermittlung des realitätsnahen Temperaturverlaufs $T(t)$ ist unter Verwendung der Laplace-Transformation und der Übertragungsfunktion $F(s)$ sowie mithilfe einer Modifikation der Vorwärtsrechnung basierend auf Messdaten für den Temperaturverlauf $T^*(t)$ möglich. Dabei gestattet die Abbildung der Kurve als Treppenfunktion, auch nur Teile hinsichtlich des Verhaltens zu untersuchen. Dies kann genutzt werden, um den Berechnungsaufwand zu reduzieren.

A.11 Ermittlung der Spannungen – experimentelle Methode

A.11.1 Allgemeines

Aus den Formänderungen bei vollständiger Zerstörung werden die ursprünglich vorhandenen und durch die Entlastung freigesetzten Eigenspannungen 1. Art unter Anwendung des Hookeschen Gesetzes bzw. Cauchyschen Elastizitätsgesetzes unter Berücksichtigung einer konstanten Temperatur während des Messvorganges wie folgt berechnet:

– für den einachsigen Spannungszustand

$$\sigma_x = -E \cdot \varepsilon_x \quad (\text{A.195})$$

– für den zweiachsigen Spannungszustand

$$\begin{aligned} \sigma_x &= -\frac{E}{1-\nu^2} \cdot (\varepsilon_x + \nu \varepsilon_y), \\ \sigma_y &= -\frac{E}{1-\nu^2} \cdot (\varepsilon_y + \nu \varepsilon_x) \end{aligned} \quad (\text{A.196})$$

– für den dreiachsigen Spannungszustand

$$\begin{aligned} \sigma_x &= -\frac{E}{1+\nu} \cdot \left(\varepsilon_x + \frac{\nu}{1-2\nu} \cdot (\varepsilon_x + \varepsilon_y + \varepsilon_z) \right), \\ \sigma_y &= -\frac{E}{1+\nu} \cdot \left(\varepsilon_y + \frac{\nu}{1-2\nu} \cdot (\varepsilon_x + \varepsilon_y + \varepsilon_z) \right), \\ \sigma_z &= -\frac{E}{1+\nu} \cdot \left(\varepsilon_z + \frac{\nu}{1-2\nu} \cdot (\varepsilon_x + \varepsilon_y + \varepsilon_z) \right), \end{aligned} \quad (\text{A.197})$$

$$\tau_{xy} = -\frac{E}{2 \cdot (1+\nu)} \cdot \gamma_{xy},$$

$$\tau_{xz} = -\frac{E}{2 \cdot (1+\nu)} \cdot \gamma_{xz},$$

$$\tau_{yz} = -\frac{E}{2 \cdot (1+\nu)} \cdot \gamma_{yz}$$

mit

$\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z$ – Normalspannung in x-, y- und z-Richtung,

$\tau_{xy}, \tau_{xz}, \tau_{yz}$ – Schubspannung,

$\varepsilon_x, \varepsilon_y, \varepsilon_z$ – Dehnungen in x-, y- und z-Richtung,

$\gamma_{xy}, \gamma_{xz}, \gamma_{yz}$ – Verzerrungen,

E – Elastizitätsmodul,

ν – Querdehnzahl.

A.11.2 Differentialansatz

Der Differentialansatz geht von der vereinfachenden Annahme aus, dass die Dehnungsänderungen in einem Tiefenschritt dz nur von den Eigenspannungen in diesem Tiefenschritt $\sigma(Z = z)$ abhängen. Dieser Ansatz kann wie folgt formuliert werden (siehe Abbildung A.87):

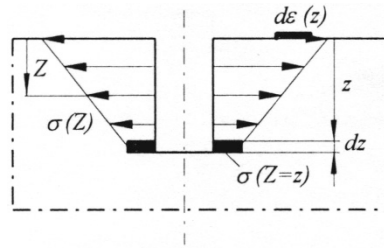


Abbildung A.87: Differentialansatz [MÜNK, 1995]

$$d\epsilon(z) = \frac{K'(z)}{E} \cdot \sigma(z) dz. \quad (\text{A.198})$$

Ein wesentlicher Vorteil des Differentialansatzes besteht darin, dass die benötigte Kalibrierfunktion $K(z)$ experimentell aus einem über die Tiefe konstanten Spannungszustand $\bar{\sigma}$ bestimmt werden kann (i. d. R. im einachsigen Zugversuch)

$$K'(z) = \frac{E}{\bar{\sigma}} \cdot \frac{d\epsilon}{dz}. \quad (\text{A.199})$$

Die bei der Messung am Bauteil aufgezeichneten Dehnungen werden dann mithilfe der zuvor berechneten oder zur Verfügung stehenden Kalibrierfunktionen in die zu ermittelnden Eigenspannungen umgerechnet. Die Spannungen hinsichtlich der DMS in den einzelnen Richtungen der Rosette ergeben sich zu

$$\sigma_a(\xi) = \frac{E}{(K_x(\xi))^2 - \nu^2 \cdot (K_y(\xi))^2} \cdot \left[K_x(\xi) \cdot \frac{d\epsilon_a(\xi)}{d\xi} + \nu \cdot K_y(\xi) \cdot \frac{d\epsilon_c(\xi)}{d\xi} \right], \quad (\text{A.200})$$

$$\sigma_b(\xi) = \frac{E}{(K_x(\xi))^2 - \nu^2 \cdot (K_y(\xi))^2} \cdot \left[K_x(\xi) \cdot \frac{d\epsilon_b(\xi)}{d\xi} + \nu \cdot K_y(\xi) \cdot \left(\frac{d\epsilon_a(\xi)}{d\xi} + \frac{d\epsilon_c(\xi)}{d\xi} - \frac{d\epsilon_b(\xi)}{d\xi} \right) \right], \quad (\text{A.201})$$

$$\sigma_c(\xi) = \frac{E}{(K_x(\xi))^2 - \nu^2 \cdot (K_y(\xi))^2} \cdot \left[K_x(\xi) \cdot \frac{d\epsilon_c(\xi)}{d\xi} + \nu \cdot K_y(\xi) \cdot \frac{d\epsilon_a(\xi)}{d\xi} \right]. \quad (\text{A.202})$$

Hieraus lassen sich unter Verwendung der Beziehungen des Mohrschen Spannungskreises die Hauptspannungen σ_1 und σ_2 und deren Orientierung α ermitteln:

$$\sigma_{1,2} = \frac{\sigma_a(\xi) + \sigma_c(\xi)}{2} \pm \frac{1}{\sqrt{2}} \cdot \sqrt{(\sigma_a(\xi) - \sigma_b(\xi))^2 + (\sigma_c(\xi) - \sigma_b(\xi))^2}, \quad (\text{A.203})$$

$$\alpha(\xi) = \frac{1}{2} \cdot \arctan \frac{2 \cdot \sigma_b(\xi) - \sigma_a(\xi) - \sigma_c(\xi)}{\sigma_a(\xi) - \sigma_c(\xi)}. \quad (\text{A.204})$$

Allgemein lässt sich für das Bohrlochverfahren feststellen, dass die Beeinflussung der Dehnungskurven durch Messabweichungen am stärksten im Bereich kleiner Bohrtiefen bzw. kleiner Dehnungswerte ist, was auf eine Verschiebung der Nulllage der Dehnungskurven zurückzuführen ist.

Mit Ausnahme der EPS-Methode wird dadurch bei allen Methoden der resultierende Spannungswert an der Oberfläche am stärksten beeinflusst.

Die Berechnung der Eigenspannungen aus den gemessenen Dehnungen erfolgt mithilfe des Softwareprogramms Catman Professional 5.0 [CATM, 2006]. Für das Bohrlochverfahren stellt dieses Programm zwei Auswerteverfahren zur Verfügung: die Integral-Methode nach Schajer und das Bohrlochverfahren der MPA-Stuttgart (Kockelmannverfahren). Da bei den zu untersuchenden Probenstücken nicht von gleichförmig über die Tiefe verlaufenden Spannungen auszugehen war, erfolgte die Berechnung der Eigenspannungen mit dem durch die Software bereitgestellten Verfahren der MPA-Stuttgart. Die benötigten Kalibrierfunktionen für die verwendeten DMS-Rosetten sind im Programm bereits vorhanden, so dass eigene Kalibriermessungen bzw. -berechnungen nicht erforderlich waren. Für die Versuchskörper werden die ermittelten Eigenspannungen bzw. die ermittelten Eigenspannungsverläufe über die Tiefe einerseits zur Verifizierung der numerischen Simulation genutzt und andererseits im Hinblick auf die verwendeten Grundwerkstoffe sowie die Abhängigkeit dieser Spannungen von den Messpunktkoordinaten und der Schweißnahtfolge untersucht.

A.11.3 Messparameter Röntgenstrahlverfahren

Folgenden Messparameter wurden bei den Untersuchungen verwendet.

Röntgenstrahlung / Filter:	Cr-K α / V- 99,5%
Wellenlänge:	0,2289649 nm
Primärblende:	Ø 1 mm
Gitterebene {hkl}:	{211}- Ferrit
2 θ -Bereich und Schrittweite:	152°–160° in 0,1°-Schritte
Zählzeit je Schrittweite:	5–10 Sekunden
ψ -Bereich und Schrittweite:	–45° bis +45° in $\sin^2\psi=0,1$ -Schritte
$-\frac{1}{2} S_2^{\{hkl\}}$:	$6,08 \cdot 10^{-6} \text{ mm}^2/\text{N}$
$-S_1^{\{hkl\}}$:	$1,25 \cdot 10^{-6} \text{ mm}^2/\text{N}$

A.12 Ermittlung der Abkühlzeit $t_{8/5}$

Am Anfang der Routine t_{85} werden die Argumente und die Variablen festgelegt, die maximale Knotenanzahl sowie die Anzahl der durchgeführten Berechnungen ermittelt. Im nächsten Schritt werden aufeinander folgend alle abgespeicherten Berechnungsschritte eingelesen sowie für die gesamten Knoten durch eine Unteroutine die Knotentemperatur bestimmt und hinsichtlich der Temperaturen $T = 800\text{ °C}$ beziehungsweise $T = 500\text{ °C}$ und der dazugehörigen Zeiten ausgewertet.

Zuerst erfolgt die Abfrage, ob die aktuelle Temperatur des Knotens i höher als die Temperatur im vorhergehenden Berechnungsschritt liegt. Wenn dies der Fall ist, dann wird die aktuelle Temperatur als maximale Temperatur T_{maxi} für den Knoten i in der vorgesehenen Tabelle abgespeichert, da ansonsten die Temperatur aus dem vorhergehenden Berechnungsschritt in der Tabelle bestehen bleibt. Der dazugehörige Zeitpunkt für jeden Knoten kann zusätzlich in einer anderen Tabelle registriert werden. Im weiteren Ablauf der Routine werden der Zeitpunkt Z_{8hi} für das Überschreiten von $T = 800\text{ °C}$ beim Aufheizen und der Zeitpunkt Z_{8ci} beziehungsweise Z_{5ci} für das Unterschreiten von $T = 800\text{ °C}$ beziehungsweise $T = 500\text{ °C}$ ermittelt (siehe Abbildung A.88).

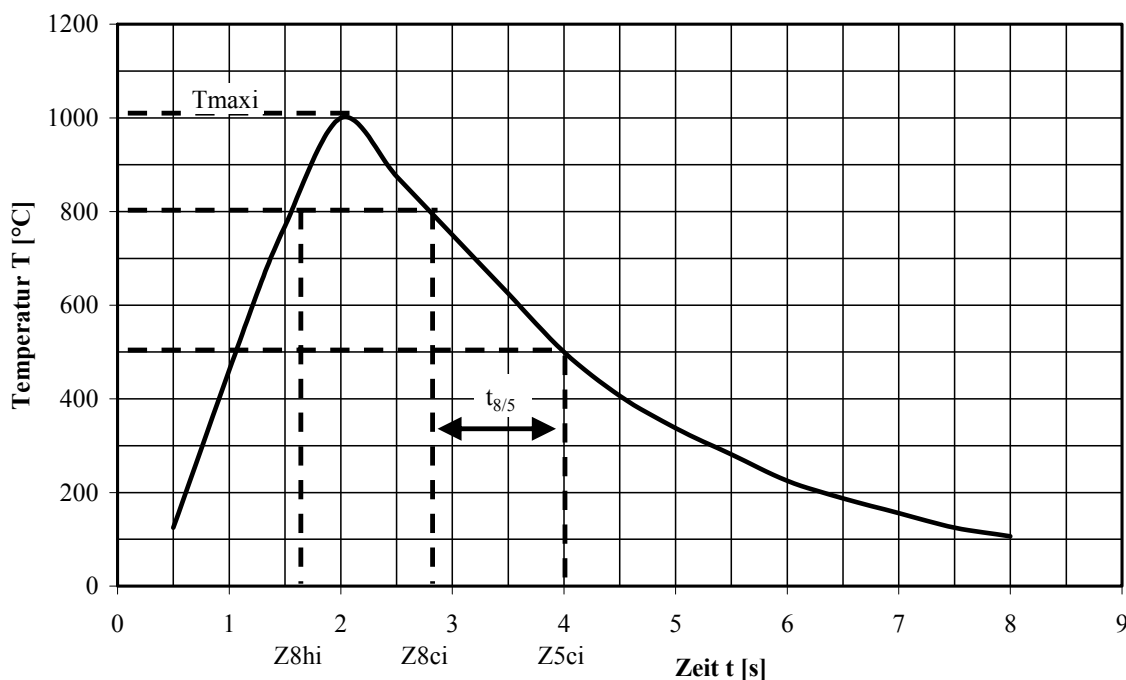


Abbildung A.88: Temperaturverlauf eines Knotens k_i mit relevanten Temperaturen und Zeitpunkten

In der Regel wird eine Interpolation zwischen zwei Temperaturwerten, die unterhalb beziehungsweise oberhalb eng an der betrachteten Temperaturgrenze liegen, notwendig. Die für das Erreichen einer Temperaturgrenze benötigte Zeit wird in gleicher Weise mithilfe einer Interpolation ermittelt. Der bei der angewendeten linearen Interpolation auftretende Fehler ist aufgrund der kleinen Zeitinkremente vernachlässigbar klein. Erreicht ein Knoten beim Aufheizen nicht die $T = 800\text{ °C}$, wird dies durch einen entsprechenden Eintrag in eine Tabelle vermerkt. Im letzten Schritt wird die Abkühlzeit $t_{8/5}$ für jeden Knoten in einer Unteroutine berechnet. Dabei werden nur die Knoten berücksichtigt, die die Grenze von $T = 800\text{ °C}$ beim Aufheizen überschritten haben. Allen anderen Knoten wird eine Abkühlzeit von $t = 0\text{ s}$ zugewiesen. Zum Schluss werden die Ergebnisse in einer

Form abgespeichert, die problemlos im Postprocessor von SYSWELD einlesbar und dadurch grafisch darstellbar ist. Die Bezeichnungen der in der Routine t85 verwendeten Größen sind Tabelle A.59 zu finden.

Tabelle A.59: Bezeichnung der in der Routine t85 verwendeten Größen

bi	bi-ter Berechnungsschritt, laufender Index
bmax	Anzahl der Berechnungsschritte
i	Knotennummer, laufender Index
kmax	maximale Knotenanzahl
Tb(i-1)	Temperatur aus dem vorhergehenden Berechnungsschritt
T5ci	Kennzeichnung bei Unterschreitung der 500 °C, annehmbare Werte (0, 500)
t85i	ermittelte Abkühlzeit $t_{8/5}$ für Knoten i
T8ci	Kennzeichnung bei Unterschreitung der 800 °C, annehmbare Werte (0, 800)
T8hi	Kennzeichnung bei Überschreitung der 800 °C, annehmbare Werte (0, 800)
Tbi	abgespeicherte Temperatur des Berechnungsschrittes bi
Ti	aktuelle Temperatur des Knotens i
Tmaxi	maximale Temperatur des Knotens i
Z5ci	Zeitpunkt bei Unterschreitung der 500 °C im Knoten i
Z8ci	Zeitpunkt bei Unterschreitung der 800 °C im Knoten i
Z8hi	Zeitpunkt bei Überschreitung der 800 °C im Knoten i
Zb(i-1)	Zeitpunkt aus dem vorhergehenden Berechnungsschritt
Zbi	aktueller Zeitpunkt des Berechnungsschrittes bi

In Abbildung A.89 zeigt den kompletten Ablauf in Form eines Struktogrammes. Die Routine eignet sich für zwei- und dreidimensionale Modelle.

Initialisierung von Argumenten und Variablen				
Ermittlung der maximalen Knotennummer kmax				
Ermittlung der Berechnungsschritte bmax				
FOR bi = 1 to bmax				
Ermittlung des Zeitpunktes Zbi				
FOR i = 1 to kmax				
Ermittlung der Temperatur Ti für Knoten ki				
IF	Ti > Tmaxi			
THEN	Anstieg der Knotentemperatur und Abspeicherung Tmaxi = Ti			
Ermittlung des Zeitpunktes Z8hi				
IF	Ti > 800 °C			
THEN	IF	T8hi = 800 °C		
	THEN	Zeitpunkt Z8hi bereits bestimmt		
	ELSE	Zeitpunkt Z8hi mithilfe der linearen Interpolation ermitteln $Z8hi = Zb(i-1) + (Zb(i-1) - Zbi)/(Tb(i-1) - Ti) \cdot (800 - Tb(i-1))$ T8hi = 800 °C		
ELSE	IF	Ti < 800 °C		
	THEN	Abspeicherung der Werte Ti = Tbi und Zbi		
Ermittlung des Zeitpunktes Z8ci				
IF	Ti < 800 °C			
THEN	IF	T8ci = 800 °C		
	THEN	Ermittlung von Z8ci bereits erfolgt		
	ELSE	IF	T8hi = 800 °C	
		THEN	Zeitpunkt Z8ci mithilfe der linearen Interpolation ermitteln $Z8ci = Zb(i-1) + (Zb(i-1) - Zbi)/(Tb(i-1) - Ti) \cdot (800 - Tb(i-1))$ T8ci = 800 °C	
ELSE	IF	Ti > 800 °C		
	THEN	Abspeicherung der Werte Ti = Tbi und Zbi		
Ermittlung des Zeitpunktes Z5ci				
IF	Ti < 500 °C			
THEN	IF	T5ci = 500 °C		
	THEN	Ermittlung von Z5ci bereits erfolgt		
	ELSE	IF	T8hi = 800 °C	
		THEN	Zeitpunkt Z5ci mithilfe der linearen Interpolation ermitteln $Z5ci = Zb(i-1) + (Zb(i-1) - Zbi)/(Tb(i-1) - Ti) \cdot (500 - Tb(i-1))$ T5ci = 500 °C	
ELSE	IF	Ti > 500 °C		
	THEN	Abspeicherung der Werte Ti = Tbi und Zbi		
Ermittlung der Abkühlzeit t85i				
FOR i = 1 to kmax				
IF	T8hi = 800 °C			
THEN	t85i = t5ci - t8ci			
ELSE	t85i = 0			

Abbildung A.89: Routine t85 zur Bestimmung der maximalen Temperatur, der relevanten Zeitpunkte und der Abkühlzeit für jeden Knoten

In der Richtlinie [SEW 088, 1993b] und der Norm [DIN 1011, 2001] wird eine Unterscheidung vorgenommen zwischen
zweidimensionaler Wärmeleitung

$$t_{8/5} = (4300 - 4,3 \cdot T_0) \cdot 10^5 \cdot \frac{Q^2}{d^2} \cdot \left[\left(\frac{1}{500 - T_0} \right)^2 - \left(\frac{1}{800 - T_0} \right)^2 \right] \cdot F_2 \quad (\text{A.205})$$

und *dreidimensionaler Wärmeleitung*

$$t_{8/5} = (6700 - 5 \cdot T_0) \cdot Q \cdot \left[\frac{1}{500 - T_0} - \frac{1}{800 - T_0} \right] \cdot F_3 \quad (\text{A.206})$$

mit

- Q – Wärmeeintrag ($Q = k \cdot E$) in kJ/mm,
- k – thermischer Wirkungsgrad,
- E – Streckenenergie ($E = \frac{U \cdot I}{v} \cdot 10^{-3}$) in kJ/mm,
- U – Lichtbogen­spannung in V,
- I – Schweißstrom in A,
- v – Schweißgeschwindigkeit in mm/s,
- T_0 – Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur in °C,
- d – Blechdicke in mm,
- F_2, F_3 – Nahtfaktoren.

Tabelle A.60: Anhaltswerte für Wirkungsgrad von Schweißverfahren [SEW 088, 1993b]

Schweißverfahren	Thermischer Wirkungsgrad k
Unterpulverschweißen	1,0
Lichtbogenhandschweißen mit Stabelektrode	0,8
Metall-Aktivgasschweißen (MAG)	0,8
Metall-Inertgasschweißen (MIG)	0,8
Wolfram-Inertgasschweißen mit Argon oder Helium (WIG)	0,6

Tabelle A.61: Anhaltswerte für den Nahtfaktor [SEW 088, 1993b]

Nahtart	Nahtfaktor für zweidimensionale Wär- meableitung F_2	Nahtfaktor für dreidimensionale Wärme- ableitung F_3
Auftragsraupe	1,0	1,0
Fülllage eines Stumpfstoßes	0,9	0,9
einlagige Kehlnaht am Eckstoß	0,9 – 0,67 *)	0,67
einlagige Kehlnaht am T-Stoß	0,45 – 0,67 *)	0,67

Hinweis: *) Der Nahtfaktor F_2 ist abhängig vom Verhältnis Wärmeeinbringung zu Bauteildicke. Mit zunehmender Annäherung an die Übergangsdicke d_u wird F_2 bei der einlagigen Kehlnaht am Eckstoß kleiner, bei der einlagigen Kehlnaht am T-Stoß größer.

A.13 Experimentelle Ermittlung der Walzeigenspannungen

Die Höhe der Walzeigenspannungen der Bleche ist im Allgemeinen unbekannt. Ziel ist es daher, die Walzeigenspannungen mithilfe der Bohrlochmethode an Blechen aus dem Stahl S355J2G3, S460M und S690Q experimentell zu ermitteln. Im Folgenden sollen die tiefenabhängigen Eigenspannungen an drei Proben aus unterschiedlichen Stahlsorten im belasteten und unbelasteten Zustand experimentell bestimmt werden. Hierzu werden zwei Versuchsserien mit jeweils zwei Teilversuchen durchgeführt (siehe Tabelle A.62).

Tabelle A.62: Mechanisch-technologische Angaben für die untersuchten Stähle

Versuchsserie 1	Untersuchung ohne Belastung vor dem Spannungsarmglühen (V1)
	Untersuchung mit Belastung infolge eines Zugversuchs mit Vorgabe eines konstanten Lastspannungszustandes vor dem Spannungsarmglühen (V2)
Versuchsserie 2	Untersuchung ohne Belastung nach dem Spannungsarmglühen (V3)
	Untersuchung mit Belastung infolge eines Zugversuchs mit Vorgabe eines konstanten Lastspannungszustandes vor dem Spannungsarmglühen (V4)

Das Spannungsarmglühen aller Bleche wird in einem Elektroofen mit einer Maximaltemperatur von $T = 590 \text{ °C}$ durchgeführt. In einer zweistündigen Aufheizphase wird das Temperaturmaximum erreicht und eine Abkühlphase von 32 Stunden bis zu einer Temperatur von $T = 36 \text{ °C}$ schließt sich an. Die Temperatur der Ober- und Unterseite jedes Bleches wurde mithilfe von Thermoelementen kontinuierlich kontrolliert. Eine maximale Temperaturdifferenz von $\Delta T = 4 \text{ K}$ zwischen Ober- und Unterseite konnte festgestellt werden.

In [PIES, 1998] wird bei Untersuchungen zur Werkstoffbeeinflussung und Eigenspannungsentstehung sowie -verteilung beim Schweißen und Flammrichten hochfester schweißbarer Feinkornbaustähle festgestellt, dass sowohl eine Werkstoff- als auch eine Dickenabhängigkeit bei den Kalibrierfunktionen zur Auswertung der erfassten Dehnungen mit dem MPA II-Verfahren vorhanden ist. Aufgrund dieses Literaturhinweises werden die drei verwendeten Stahlsorten S355J2G3, S460M und S690Q überprüft, ob die verfügbaren Kalibrierfunktionen K_x und K_y bei der Auswertung der gemessenen Dehnungen ε_a , ε_b , ε_c angesetzt werden können. Weiterhin ist der Zugversuch für die experimentelle Ermittlung der Kalibrierfunktionen K_x und K_y bei neuartigen Bohrlochrosettentypen geeignet.

Tabelle A.63: Mechanisch-technologische Angaben für die untersuchten Stähle

Stahlsorte	S355J2G3	S460M	S690Q
Blechdicke t [mm]	15	16	15
Streckgrenze R_{eH} bzw. 0,2%-Dehngrenze $R_{p0,2}$ [N/mm ²]	422 L	466 Q	830 Q
Zugfestigkeit R_m [N/mm ²]	557 L	621 Q	871 Q
Bruchdehnung A_5 [%]	34,5 Q	26,6 Q	17,0 Q
Kerbschlagarbeit A_v [J]	286 L (-20 °C)	393 Q (-40 °C)	207 L (-40 °C)

Als Probenmaterial werden die Stähle S355J2G3, S460M und S690Q verwendet. Die mechanisch-technologischen Gütewerte der untersuchten Stähle sind aus den Herstellerzeugnissen in Tabelle A.63 zu finden und stammen von Proben, die längs (L) oder quer (Q) zur Walzrichtung aus dem Blech entnommen wurden. Die Werte für den Elastizitätsmodul $E = 210.000 \text{ N/mm}^2$ und die Querkontraktionszahl $\nu = 0,28$ sind angenommen.

Bei jedem Versuch werden die Dehnungen ε_a , ε_b , ε_c von zwei Bohrungen hinsichtlich der Spannungen σ_x , σ_y unter Verwendung des MPA II-Verfahren mit den für den Bohrlochrosettentyp RY61-1,5/120K aufgestellten Kalibrierfunktionen K_x und K_y ausgewertet. Bei der Diskussion der berechneten Spannungen werden Untersuchungsergebnisse aus [MÜNK, 1995] berücksichtigt. In zwei verschiedenen Experimenten (Zug-, Biegeversuch) zeigt sich, dass die mithilfe des Differentialverfahrens ermittelten Spannungen direkt an der Oberfläche des untersuchten Bauteils sehr stark von den tatsächlich vorhandenen Spannungen abweichen. Erst ab einer Tiefe von $z = 0,2 \text{ mm}$ stimmen die theoretisch und experimentell bestimmten Werte gut überein. Daher erfolgt eine Bewertung der tiefenabhängigen Spannungsverläufe der untersuchten Bleche aus Stählen S355J2G3, S460M und S690Q nicht direkt ab der Blechoberfläche.

Im Zugversuch wird in der Probe ein einachsiger und konstanter Spannungszustand über in der Probe für die gesamte Messzeit erzeugt. Die Probe wird für das Aufbringen der erforderlichen Zugkraft F_Z mit selbst verkeilenden Klemmbacken in die Zug-Druck-Prüfmaschine ZDM 500, die durch die MFPA Weimar zuvor neu kalibriert wurde, eingespannt. Das Anbringen des Bohrlochgerätes RS-200 an der Probenblechoberfläche erfolgt mit drei Magnetfüßen so, dass einerseits das Bohrlochgerät mit der horizontal liegenden Bohrachse exakt zum vorgesehenen Messpunkt ausgerichtet werden kann und andererseits eine sichere Haftung sowie Lagesicherung während der Zugbelastung gewährleistet wird (siehe Abbildung A.90).

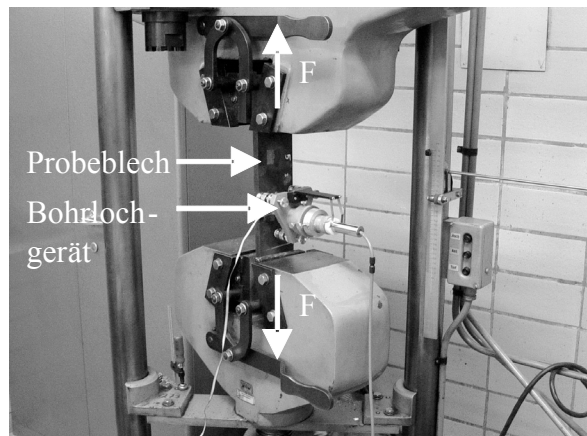


Abbildung A.90: Versuchsaufbau während des Zugversuches

Die Erfassung der durch den Bohrvorgang ausgelösten Dehnungen erfolgte mithilfe eines Universal-Messverstärkers SPIDER 8 [HBM, 2005] und des Programms BEAM [AMS, 2006] auf einem handelsüblichen Computer. Die Einstellung und Messung der Bohrlochtiefe wurde mittels der an der Bohrlochvorrichtung vorhandenen Mikrometerschraube vorgenommen. Die Gesamtbohrlochtiefe $z = 2,0 \text{ mm}$ wurde durch inkrementelles Bohren bei jedem Messpunkt erzielt.

Die aufzubringende Zugkraft F hängt vom vorhandenen Querschnitt A und der Streckgrenze R_{eH} bzw. 0,2%- Dehngrenze $R_{p0,2}$ des untersuchten Werkstoffes ab. Der Querschnitt A wird in Höhe der vorgesehenen Messstelle für die Ermittlung der notwendigen Kraft F vermessen. Die Zugspannung in der Probe beträgt ca. 30 % der festgelegten Streck- bzw. 0,2%- Dehngrenze. Daraus resultieren die in Tabelle A.64 aufgeführten Zugkräfte F für die untersuchten Probebleche.

Tabelle A.64: Ermittlung der notwendigen Zugkraft F

Stahlsorte	Dicke t [mm]	Breite b [mm]	Einspannlänge l [mm]	Zugkraft F [kN]	Spannung σ [N/mm ²]
S355J2G3	15,0	96,6	420	160	110,4
S460M	16,5	91,6	420	209	139,1
S690Q	15,1	91,3	420	286	207,4

Die Versuche werden in folgenden Schritten durchgeführt:

- A. Applikation der Bohrrosette Typ RY-61K
2. Einspannen der Probe in die Zug-Druck-Prüfmaschine ZDM 500
3. Aufbringen und Ausrichten der Bohrvorrichtung
4. kurzzeitige Belastung der Probe auf 60 % der Streck- bzw. 0,2%- Dehngrenze
(Kontrolle der Lasteinbringung durch Wegaufnehmer der Zug-Druck-Prüfmaschine)
5. Entlasten auf eine Belastung von 50 kN
6. Nullabgleich der Dehnungsmessstreifen
7. Belastung der Probe mit einer zusätzlichen Last von 30 % der Streck- bzw. 0,2%-Dehngrenze
(Kontrolle der Lasteinbringung durch Wegaufnehmer der Zug-Druck-Prüfmaschine)
8. Bohren bis zu einer Maximaltiefe $z \approx 2,0$ mm mit Tiefeninkrementen von $\Delta z = 0,1$ mm und Erfassen der ausgelösten Dehnungen für jedes Tiefeninkrement
9. Messen des Bohrlochdurchmessers
10. Entfernen der Bohrvorrichtung
11. Entspannen der Probe aus der Zug-Druck-Prüfmaschine

Die Schritte 4, 5, und 7 sind für die Untersuchung unter Last notwendig und entfallen bei der Untersuchung des unbelasteten Bleches vor sowie nach dem Spannungsarmglühen. Die kurzzeitige Belastung der Probe mit 60 % der Streck- bzw. 0,2%-Dehngrenze bei der letzten Versuchsreihe stellt sicher, dass im Blech keine plastischen Verformungen während der Versuchsdurchführung nach dem Spannungsarmglühen auftreten.

Der Versuch V1 dient dazu, existierende Eigenspannungen, die nach dem Walzen in den Blechen vorhanden sind, qualitativ und quantitativ für die drei Stahlsorten bis zu einer Tiefe von $z = 1,2$ mm zu bestimmen. Im Versuch V2 werden die noch nicht überstreckten Bleche im Zugversuch belastet. Die Spannungsdifferenz aus den Versuchen V1 und V2 ergibt die im Blech vorliegende Spannung. Wird im Vergleich mit der durch die von der außen aufgebrachten Kraft erzeugten Spannung eine Differenz festgestellt, so deutet es darauf hin, dass

- während des Versuches neben elastischen auch plastische Dehnungen auftreten,
- eine deutliche Werkstoffabhängigkeit besteht und die verwendeten Kalibrierfunktionen ungeeignet sind.

Die in Tabelle A.64 aufgeführten Belastungen konnten während der Versuchsdurchführung nicht eingehalten werden und die in den Diagrammen eingezeichneten Belastungen traten auf. Abbildung A.91 zeigt den Verlauf der Spannung in Richtung der Beanspruchung im 15 mm dicken Blech für die Stahlsorte S355J2G3 bis zu einer Tiefe von $z = 1,2$ mm. Die Auswertung erfolgt an zwei Messpunkten, die sich auf unterschiedlichen Blechseiten aber auf der Mittellinie befinden und einen Abstand zwischen den Mittelpunkten von $s = 16$ cm besitzen. Die geometrischen Randbedingungen für die Anwendung des Bohrlochverfahrens werden eingehalten.

Im unbelasteten Fall (V1) sind bei S355J2G3 oberflächennahe Druckeigenspannungen im Bereich von $\sigma = -225$ N/mm² bis $\sigma = -50$ N/mm² zu finden. Eine sichere Aussage zu Eigenspannungen in einer größeren Tiefe als $z = 1,2$ mm ist verfahrensbedingt nicht möglich. Wenn eine Zugbeanspruchung wie beim Versuch V2 auf das Blech aufgebracht wird, dann verringern sich die gemessenen Druckspannungen. In Abbildung A.91 zeigt die grüne Kurve den Spannungsverlauf unter Zugbelastung, der bis zu einer Tiefe von $z = 0,9$ mm fast parallel zur Kurve in blauer Farbe ist. Die Differenz aus den beiden gemessenen tiefenabhängigen Spannungen stellt die eigenspannungsfreie Spannung im Blech dar. Der Vergleich zwischen aufgebrachter und ermittelter Spannung zeigt bis zu einer Tiefe von $z = 0,9$ mm eine sehr gute Übereinstimmung. Die Messabweichungen liegen bezogen auf die zu ermittelnde Spannung unter 10 %.

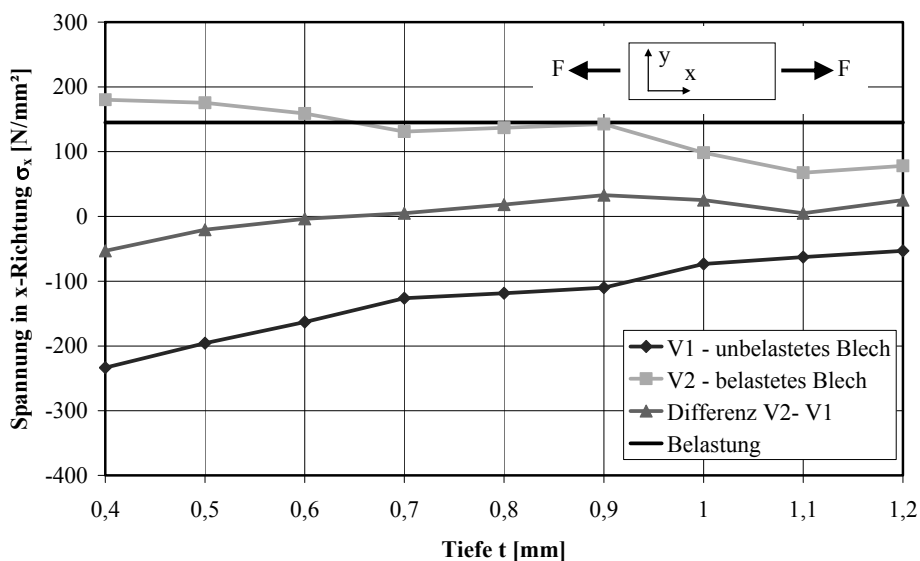


Abbildung A.91: Spannung σ_x in Abhängigkeit der Tiefe z im Versuch V1 und V2 beim Blech aus Stahl S355J2G3

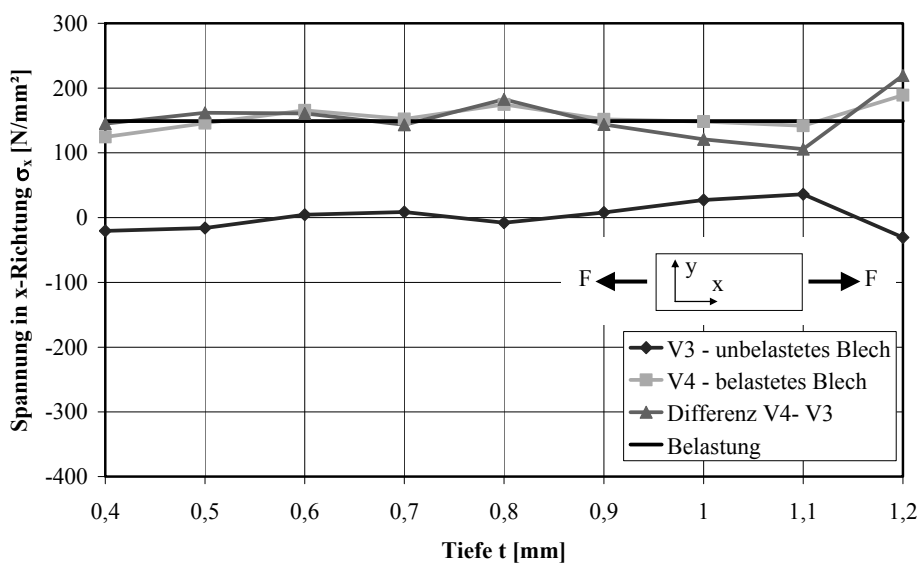


Abbildung A.92: Spannung σ_x in Abhängigkeit der Tiefe z im Versuch V3 und V4 beim Blech aus Stahl S355J2G3

In Abbildung A.92 sind der Spannungsverlauf nach dem Spannungsarmglühen (blaue Kurve), während der Belastung (grüne Kurve), die Spannungsdifferenz (rote Kurve) sowie der theoretische Verlauf der Spannung für die aufgebrachte Belastung (schwarze Kurve) auf das Blech aus dem Stahl S355J2G3 dargestellt. Nach dem Spannungsarmglühen sind im unbelasteten Blech Spannungen zwischen $\sigma = -35 \text{ N/mm}^2$ und $\sigma = +35 \text{ N/mm}^2$ vorhanden. Eine deutliche Reduzierung der Eigenspannungen ist festzustellen. Allerdings ist das Blech nach dem Spannungsarmglühen nicht spannungsfrei, obwohl nach einer zweistündigen Aufheizphase eine maximale Temperatur von $T = 590 \text{ °C}$ erreicht wird. Nach den aufgezeichneten Temperaturkurven befanden sich die Bleche während des Prozesses drei Stunden oberhalb von $T = 400 \text{ °C}$.

Eine eindeutige Tendenz ist im Kurvenverlauf nicht zu erkennen und prinzipielle Aussagen sind nicht möglich. Um den Einfluss der restlichen Eigenspannungen auf die weiteren Messungen zu minimieren, wurde das Blech kurzzeitig auf 60 % der Streckgrenze vor dem Versuch V4 belastet. Dadurch soll garantiert werden, dass beim Bohren des 1,8 mm großen Loches nur elastische Dehnungsanteile auftreten. Im Fall des mit $\sigma = +155 \text{ N/mm}^2$ belasteten Bleches ergibt sich eine sehr gute Übereinstimmung zwischen aufgebrachter und ermittelter Spannung. Die gemessene Spannung in einer Tiefe von $z = 0,4 \text{ mm}$ ist auf größere Messabweichungen, die bei einer so empfindlichen Messmethode auftreten können, zurückzuführen. Im weiteren Verlauf weichen die gemessenen Spannungen maximal $\pm 10 \%$ vom konstanten Kurvenverlauf der theoretisch vorliegenden Spannung ab.

Die für das Blech aus dem Stahl S355J2G3 vorgestellten Versuche und Auswertungen wurden auch für die beiden anderen Bleche aus den Stählen S460M und S690Q vorgenommen. In der Abbildung A.93 sind die Ergebnisse der beiden Versuche V1 und V2 für das Blech aus dem Stahl S460M dargestellt. Die Auswertung der zwei Messpunkte des unbelasteten Bleches zeigt, dass bis zu einer Tiefe von $z = 1,2 \text{ mm}$ Druckeigenspannungen von $\sigma = -350 \text{ N/mm}^2$ bis $\sigma = -150 \text{ N/mm}^2$

vorhanden sind und die größten Eigenspannungen an der Blechoberfläche vorliegen, die sich in Richtung Blechmitte in Zugeigenspannungen verändern.

Ähnlich wie beim Blech aus Stahl S355J2G3 verläuft die gemessene Spannung des belasteten Bleches aus Stahl S460M (V2) parallel zum Spannungsverlauf aus dem Versuch V1. Die an der Blechoberfläche vorhandene Druckspannung von $\sigma = -150 \text{ N/mm}^2$ wechselt in einer Tiefe $z = 0,75 \text{ mm}$ in Zugspannung um. In einer Tiefe $z = 1,2 \text{ mm}$ tritt eine Zugspannung von rund $\sigma = +17 \text{ N/mm}^2$ auf. Die Differenz der gemessenen Spannungen aus den Versuchen V1 und V2 ergibt mit einer Abweichung von maximal 10 % die theoretisch vorhandene Spannung von $\sigma = +199 \text{ N/mm}^2$ im Blech. Der Unterschied der experimentell ermittelten Spannung zeichnet sich durch einen sehr konstanten Verlauf über die untersuchte Tiefe aus.

Wie schon erwähnt, treten nach dem Spannungsarmglühen im Blech Druckeigenspannungen zwischen $\sigma = -90 \text{ N/mm}^2$ und $\sigma = -15 \text{ N/mm}^2$ im Blech auf. Im Spannungsverlauf sind einerseits keine ausgeprägten Spannungsspitzen zu erkennen und andererseits kann keine eindeutige Tendenz für den Verlauf in größerer Tiefe abgeleitet werden. Nach dem kurzzeitigen Überstrecken des Bleches kann eine Spannung von $\sigma = +131 \text{ N/mm}^2$, die durch die aufgebrachte Belastung erzeugt wird, sehr gut im Experiment ermittelt werden. Vernachlässigbar kleine Abweichungen zwischen theoretisch vorhandenen und experimentell ermittelten Spannungen sind aufgrund von Messfehlern z. B. Ausmessen des Bohrlochdurchmessers, Exzentrizität des Bohrloches vorhanden.

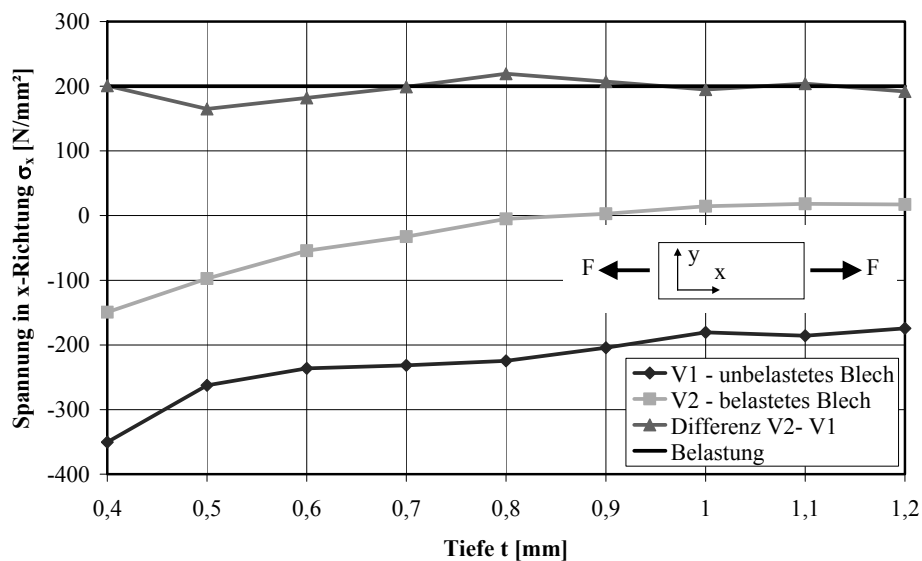


Abbildung A.93: Spannung σ_x in Abhängigkeit der Tiefe z im Versuch V1 und V2 beim Blech aus Stahl S460M

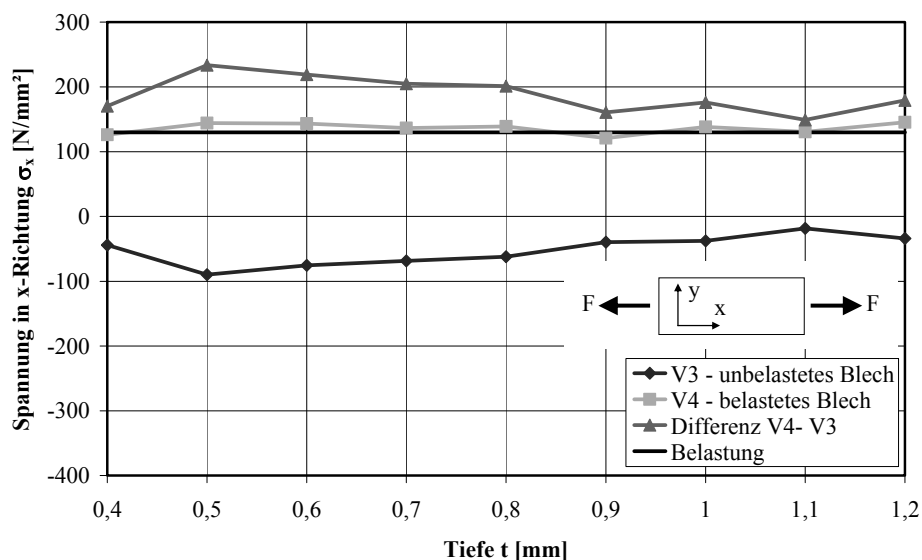


Abbildung A.94: Spannung σ_x in Abhängigkeit der Tiefe z im Versuch V3 und V4 beim Blech aus Stahl S460M

Der Verlauf der Kurve, die aus der Differenz zwischen Versuch V3 und V4 resultiert, in Abbildung A.94 zeigt eindeutig, dass die gemessenen Spannungen in Blech aus dem Stahl S460M durch die Berücksichtigung der Eigenspannungen nach dem Spannungsarmglühen überschätzt werden und die Belastung des Bleches mit ca. 60 % der 0,2%-Dehngrenze zur Eliminierung der restlichen Eigenspannungen beim Versuch V4 beiträgt.

Die nächsten beiden Abbildungen stellen die Untersuchungsergebnisse für die vier Versuche am Blech aus Stahl S690Q dar. Die oberflächennahen Eigenspannungen nach dem Walzen werden im Versuch V1 untersucht und liegen beim untersuchten Blech bis zu einer Tiefe von $z = 1,2$ mm zwischen $\sigma = -220$ N/mm² und $\sigma = -90$ N/mm². Aufgrund des Kurvenverlaufes in Abbildung A.95 ist davon auszugehen, dass infolge eines Kräftegleichgewichtes in der Blechmitte Zugspannungen vorhanden sind.

Im Fall des belasteten Bleches (Versuch V2) treten Zugspannungen auf, die aber niedriger liegen als die theoretisch vorhandenen Spannungen eines eigenspannungsfreien Bleches von $\sigma = +211$ N/mm². Die gemessenen Zugspannungen liegen im Bereich zwischen $\sigma = +20$ N/mm² und $\sigma = +140$ N/mm². Der parallele Verlauf der bisher diskutierten Kurven aus den Versuchen V1 und V2 bei der untersuchten Tiefe $z = 0,4$ mm bis $z = 1,2$ mm wird in Abbildung A.95 sehr deutlich. Die auftretende Differenz zwischen der Spannung des unbelasteten und des belasteten Bleches liegt in der Höhe der während des Versuchs V2 aufgebrauchten Spannung. Die beiden Spannungsspitzen in einer Tiefe von $z = 0,5$ mm und $z = 1,0$ mm liegen außerhalb der 10%-Grenze für Messabweichungen. Eine eindeutige Erklärung dafür kann nicht gegeben werden. An den anderen Messstellen ist eine sehr gute Übereinstimmung zwischen theoretisch und experimentell ermittelten Spannungen festzustellen.

Im Blech aus dem Stahl S690Q sind nach dem Spannungsarmglühen ähnlich wie bei den anderen Blechen Druckeigenspannungen festzustellen, die zwischen $\sigma = -40$ N/mm² und $\sigma = +26$ N/mm² liegen. Die Kurve zeigt einen konstanten Spannungsverlauf bis zu einer Tiefe von $z = 0,8$ mm,

danach erhöht sich die Druckspannung bei einer Tiefe von $z = 1,0$ mm auf $\sigma = -40$ N/mm² und wechselt in den Zugspannungsbereich bis auf $\sigma = +26$ N/mm².

Die theoretische Spannung des Bleches mit $\sigma = +200$ N/mm² kann im Versuch V4 bis 0,9 mm Tiefe sehr gut bestimmt werden. Ab einer Tiefe von $z = 1,0$ mm werden beim untersuchten Blech mittels des Bohrlochverfahrens zu hohe Spannungen ermittelt. Die Abweichungen liegen zwischen +12 % und +18 % bezogen auf die theoretisch vorliegenden Spannungen im Blech und sind durch weitere auftretende Messungenauigkeiten nicht zu erklären. Für die Bewertung der oberflächennahen Eigenspannungen reicht der Messbereich bis zu einer Tiefe von $z = 1,0$ mm aus, um signifikante Bereiche und Eigenspannungsspitzen zu lokalisieren.

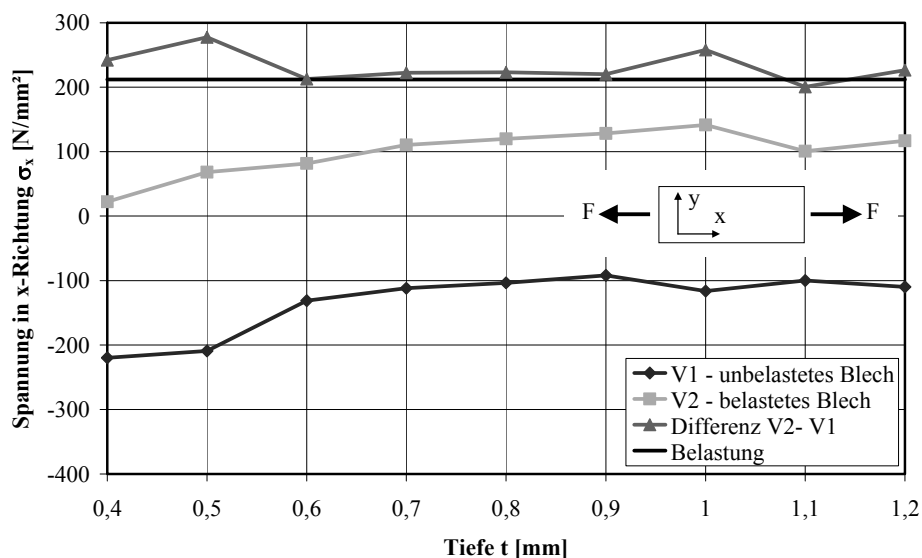


Abbildung A.95: Spannung σ_x in Abhängigkeit der Tiefe z im Versuch V1 und V2 beim Blech aus Stahl S690Q

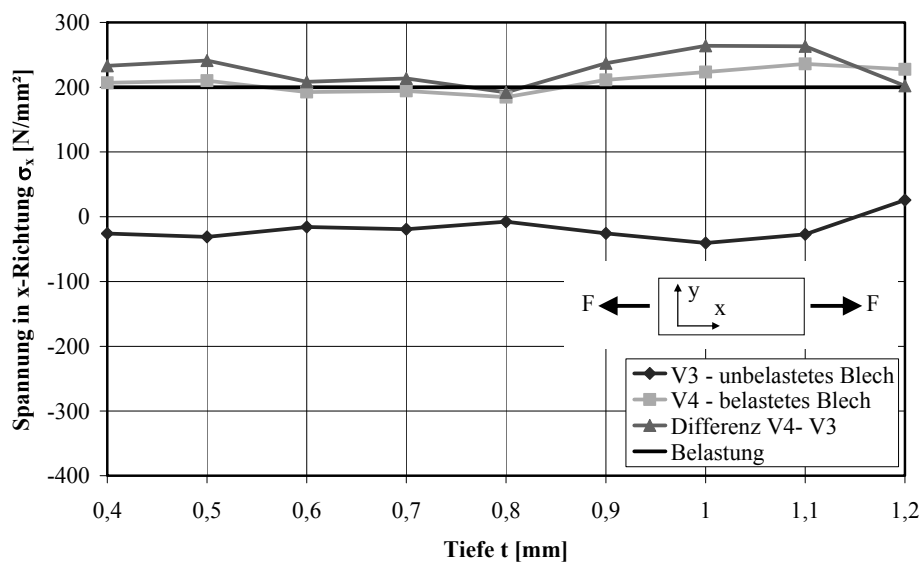


Abbildung A.96: Spannung σ_x in Abhängigkeit der Tiefe z im Versuch V3 und V4 beim Blech aus Stahl S690Q

Die bisherigen Ausführungen diskutieren die Messung der Spannung in Belastungsrichtung (x -Richtung). Die senkrecht zur Belastungsrichtung auftretenden Spannungen wurden auch messtechnisch erfasst und ausgewertet. Die Kurvenverläufe zeigen prinzipiell das gleiche Verhalten mit ähnlichen Messabweichungen, und erst nach dem Spannungsarmglühen sowie dem kurzzeitigen Überstrecken (V4) konnte die theoretisch auftretende Spannung auch im Versuch bestimmt werden. In Abbildung A.97 sind exemplarisch sind die Ergebnisse der Untersuchungen am Blech aus dem Stahl S690Q in y -Richtung für die Versuche V3 und V4 dargestellt. Ähnlich wie in der x -Richtung treten im Blech Eigenspannungen nach dem Spannungsarmglühen auf, die bei der Messung im Versuch V4 nach dem Strecken auf ca. 60 % der 0,2%-Dehngrenze nicht mehr erfasst werden und die Messergebnisse beeinflussen.

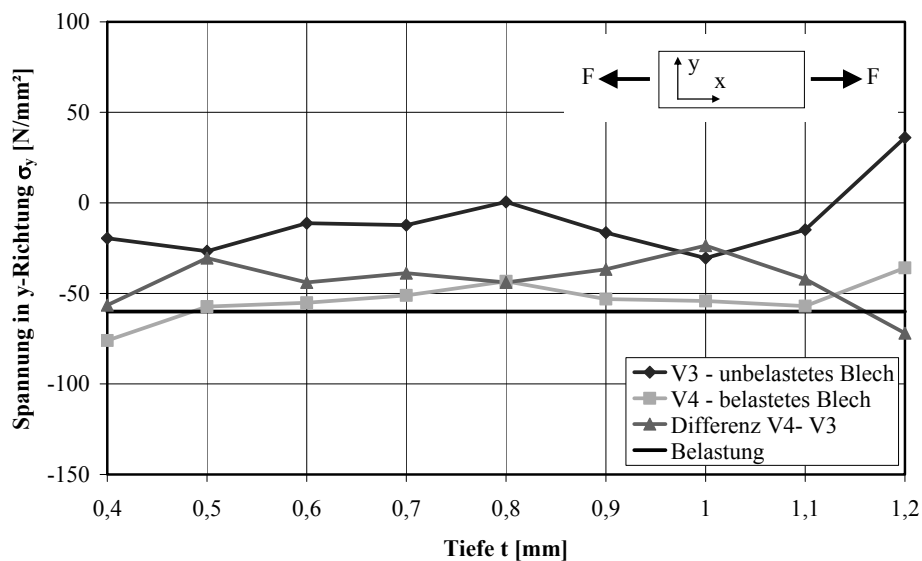


Abbildung A.97: Spannung σ_y in Abhängigkeit der Tiefe z im Versuch V3 und V4 beim Blech aus Stahl S690Q

Die bislang durchgeführten Untersuchungen zur Bestimmung der Eigenspannungen mithilfe des teilzerstörenden Messverfahrens zeigen, dass die Spannungen in der x - und y -Richtung am untersuchten Messpunkt bis zu einer Tiefe von $z = 1,2$ mm mit den gemessenen Dehnungen ε_a , ε_b , ε_c sowie den für den Bohrlochrosettentyp RY-61K verfügbaren Kalibrierfunktionen K_x und K_y unter Beachtung der Messabweichungen sehr gut bestimmt werden können. Eine eindeutige Werkstoffabhängigkeit der Kalibrierfunktionen K_x und K_y von der Stahlorte, die in [PIES, 1998] ermittelt wurde, kann nicht festgestellt werden.

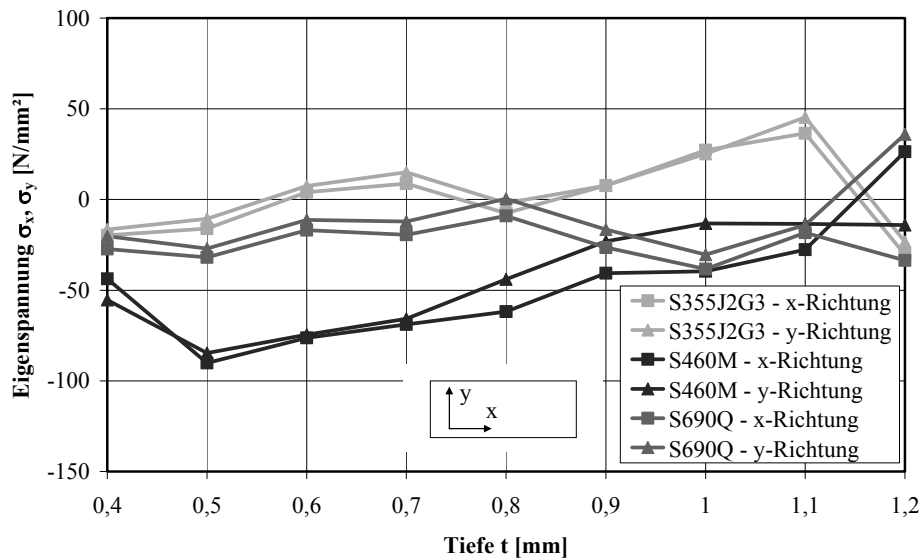


Abbildung A.98: Eigenstressung σ_x und σ_y nach dem Spannungsarmglühen

Abbildung A.98 zeigt die gemessenen Eigenstressungen nach dem Spannungsarmglühen ohne äußere Belastung in den drei Blechen bis zu einer Tiefe von $z = 1,2$ mm für die x- und y-Richtung. Die Eigenstressungen durch das Walzen sind durch die stundenlange Wärmeeinwirkung sehr stark reduziert worden. In y-Richtung sind im Allgemeinen etwas höhere Eigenstressungen vorhanden und es treten im Blech Spannungen zwischen $\sigma = -90$ N/mm² und $\sigma = +45$ N/mm² auf. Bis auf die Spannungskurven des Stahles S460M verlaufen die tiefenabhängigen Kurven der x- und y-Richtung für jeden Stahl parallel bzw. fast identisch. Die experimentellen Untersuchungen zeigen, dass das Spannungsarmglühen auch bei einer langen Haltezeit über $T = 450$ °C und einer anschließenden sehr langsamen Abkühlung bis auf Raumtemperatur nicht geeignet ist, ein vollständig eigenstressungsfreies Blech zu erzeugen. Das kurzzeitige Überstrecken der Proben vor der eigentlichen Messung der Spannung zur Kalibrierung bzw. Überprüfung der Anwendbarkeit des Bohrlochverfahrens ist Voraussetzung, dass nur elastische und keine plastischen oder eigenstressungsbehafteten Verformungen erfasst werden.

A.14 Modellierung von Walzeigenspannungen

Tabelle A.65: Koeffizienten a_i für Gleichung zur Beschreibung der Eigenspannungen

Punkt	Eigenspannung in x-Richtung (Nahtquerrichtung)	Eigenspannung in z-Richtung (Nahtlängsrichtung)
P1	$a_1 = -7,1891 \cdot 10^{-1}$; $a_2 = -1,8915 \cdot 10^{-2}$; $a_3 = -8,0883 \cdot 10^{-1}$; $a_4 = 8,6959 \cdot 10^{-4}$; $a_5 = -7,7089 \cdot 10^{-1}$; $a_6 = -4,3204 \cdot 10^{-2}$; $a_7 = -1,463 \cdot 10^{-5}$; $a_8 = -25,3592$; $a_9 = 9,3365 \cdot 10^{-1}$; $a_{10} = -3,9964 \cdot 10^{-3}$ $(\sigma^2 = 0,9986)$	$a_1 = -6,8429 \cdot 10^{-1}$; $a_2 = -2,8085 \cdot 10^{-2}$; $a_3 = 1,0770 \cdot 10^{-2}$; $a_4 = 1,5436 \cdot 10^{-2}$; $a_5 = 32,7495$; $a_6 = 1,7155 \cdot 10^{-1}$; $a_7 = -3,2292 \cdot 10^{-5}$; $a_8 = -103,3464$; $a_9 = -3,6734$; $a_{10} = 3,9375 \cdot 10^{-3}$ $(\sigma^2 = 0,9975)$
P2	$a_1 = -6,4186 \cdot 10^{-1}$; $a_2 = -2,9363 \cdot 10^{-2}$; $a_3 = 3,5137 \cdot 10^{-1}$; $a_4 = 2,5645 \cdot 10^{-3}$; $a_5 = -6,5377$; $a_6 = -3,3263 \cdot 10^{-1}$; $a_7 = -6,1627 \cdot 10^{-5}$; $a_8 = -9,5812$; $a_9 = 1,9526$; $a_{10} = -3,4178 \cdot 10^{-5}$ $(\sigma^2 = 0,9991)$	$a_1 = -7,5925 \cdot 10^{-1}$; $a_2 = -1,9969 \cdot 10^{-2}$; $a_3 = 1,2353 \cdot 10^{-1}$; $a_4 = 4,1379 \cdot 10^{-4}$; $a_5 = -8,1004$; $a_6 = 1,9208 \cdot 10^{-1}$; $a_7 = 7,9594 \cdot 10^{-7}$; $a_8 = 14,7314$; $a_9 = 1,4256$; $a_{10} = -3,1675 \cdot 10^{-3}$ $(\sigma^2 = 0,9997)$
P3	$a_1 = -4,6042 \cdot 10^{-1}$; $a_2 = 2,5652 \cdot 10^{-1}$; $a_3 = 7,0977$; $a_4 = -1,6692 \cdot 10^{-2}$; $a_5 = -48,6118$; $a_6 = -1,8511$; $a_7 = 3,4840 \cdot 10^{-4}$; $a_8 = -188,0751$; $a_9 = 14,2419$; $a_{10} = 6,2380 \cdot 10^{-2}$ $(\sigma^2 = 0,9971)$	$a_1 = -4,6783 \cdot 10^{-1}$; $a_2 = 2,6253 \cdot 10^{-1}$; $a_3 = 1,0261$; $a_4 = -1,7625 \cdot 10^{-2}$; $a_5 = 52,4026$; $a_6 = 2,9020 \cdot 10^{-1}$; $a_7 = 3,8339 \cdot 10^{-4}$; $a_8 = -229,9077$ $a_9 = -4,9844$; $a_{10} = -2,6330 \cdot 10^{-3}$ $(\sigma^2 = 0,9994)$

(gültig für Blechdicke $5 \text{ mm} \leq t \leq 20 \text{ mm}$, $b \leq 300 \text{ mm}$, Blechbreite/Blechdicke $b/t \geq 2$)

Tabelle A.66: Koeffizienten a_i für beschreibende Gleichung des Punktes P1

Blechdicke t	Eigenspannung in x-Richtung (Nahtquerrichtung)	Eigenspannung in z-Richtung (Nahtlängsrichtung)
5 mm	$a_1 = -7,7223 \cdot 10^{-1}$; $a_2 = -2,1529 \cdot 10^{-4}$; $a_3 = 1,4435 \cdot 10^{-7}$; $a_4 = -1,2398 \cdot 10^{-1}$; $a_5 = -1,2901 \cdot 10^{-1}$ ($\sigma^2 = 0,99998$)	$a_1 = -8,6048 \cdot 10^{-1}$; $a_2 = 1,1801 \cdot 10^{-3}$; $a_3 = -1,1873 \cdot 10^{-6}$; $a_4 = 2,6121 \cdot 10^{-1}$; $a_5 = 8,9055 \cdot 10^{-2}$ ($\sigma^2 = 0,99619$)
10 mm	$a_1 = -7,7568 \cdot 10^{-1}$; $a_2 = -1,6910 \cdot 10^{-3}$; $a_3 = 3,6785 \cdot 10^{-6}$; $a_4 = -1,8823 \cdot 10^{-1}$; $a_5 = 5,8039 \cdot 10^{-2}$ ($\sigma^2 = 0,99604$)	$a_1 = -9,7361 \cdot 10^{-1}$; $a_2 = 3,9756 \cdot 10^{-3}$; $a_3 = -9,3065 \cdot 10^{-7}$; $a_4 = 3,6206 \cdot 10^{-1}$; $a_5 = -2,2283 \cdot 10^{-2}$ ($\sigma^2 = 0,99261$)
15 mm	$a_1 = -7,4606 \cdot 10^{-1}$; $a_2 = -4,6000 \cdot 10^{-3}$; $a_3 = 1,9026 \cdot 10^{-5}$; $a_4 = -2,7107 \cdot 10^{-1}$; $a_5 = 1,0001 \cdot 10^{-1}$ ($\sigma^2 = 0,99365$)	$a_1 = -1,0183$; $a_2 = 6,3137 \cdot 10^{-3}$; $a_3 = -2,5558 \cdot 10^{-5}$; $a_4 = 3,7457 \cdot 10^{-1}$; $a_5 = -1,4280 \cdot 10^{-1}$ ($\sigma^2 = 0,99757$)
20 mm	$a_1 = -6,7662 \cdot 10^{-1}$; $a_2 = -1,0522 \cdot 10^{-2}$; $a_3 = 6,4495 \cdot 10^{-5}$; $a_4 = -3,9366 \cdot 10^{-1}$; $a_5 = 1,5386 \cdot 10^{-1}$ ($\sigma^2 = 0,99136$)	$a_1 = -1,1040$; $a_2 = 1,1872 \cdot 10^{-2}$; $a_3 = -7,1398 \cdot 10^{-5}$; $a_4 = 4,7337 \cdot 10^{-1}$; $a_5 = -1,6833 \cdot 10^{-1}$ ($\sigma^2 = 0,99791$)

(gültig für Blechbreite/Blechdicke $b/t \geq 2$)

Tabelle A.67: Koeffizienten b_i für beschreibende Gleichung an Stelle P1

Blechdicke t	Eigenspannung in x-Richtung (Nahtquerrichtung)	Eigenspannung in z-Richtung (Nahtlängsrichtung)
5 mm	$b_1 = 3,70413 \cdot 10^{-1}$; $b_2 = 7,32119 \cdot 10^{-2}$; $b_3 = 9,09389 \cdot 10^{-1}$ $b_4 = -1,32848$; $b_5 = -8,66346 \cdot 10^{-1}$; $b_6 = 1,17661$; $b_7 = -1,28572$ ($\sigma^2 = 0,99951$)	$b_1 = 3,70449 \cdot 10^{-1}$; $b_2 = -9,88673 \cdot 10^{-1}$; $b_3 = 3,99772 \cdot 10^{-2}$; $b_4 = 1,34518$ $b_5 = 9,02014 \cdot 10^{-1}$; $b_6 = -1,32085$ $b_7 = -1,27680$ ($\sigma^2 = 0,99927$)
10 mm	$b_1 = 2,65026 \cdot 10^{-1}$; $b_2 = -1,39892 \cdot 10^{-1}$; $b_3 = -5,19426 \cdot 10^{-1}$; $b_4 = 3,95457 \cdot 10^{-1}$; $b_5 = -1,96178$; $b_6 = 9,23677 \cdot 10^{-1}$; $b_7 = 3,91742 \cdot 10^{-2}$ ($\sigma^2 = 0,99758$)	$b_1 = 2,68385 \cdot 10^{-1}$; $b_2 = -2,11934$ $b_3 = -2,14499 \cdot 10^{-1}$; $b_4 = 1,23899$ $b_5 = -3,87663 \cdot 10^{-1}$; $b_6 = -1,17263 \cdot 10^{-1}$; $b_7 = 3,36163 \cdot 10^{-1}$ ($\sigma^2 = 0,99886$)
15 mm	$b_1 = 2,18700 \cdot 10^{-1}$; $b_2 = -1,93502 \cdot 10^{-1}$; $b_3 = -2,85943 \cdot 10^{-1}$; $b_4 = 2,64440 \cdot 10^{-1}$; $b_5 = -2,23650$; $b_6 = 1,47828$; $b_7 = -2,38072 \cdot 10^{-1}$ ($\sigma^2 = 0,99954$)	$b_1 = 2,20604 \cdot 10^{-1}$; $b_2 = -2,36996 \cdot 10^{-1}$; $b_3 = -2,08942 \cdot 10^{-1}$; $b_4 = 2,29504 \cdot 10^{-1}$; $b_5 = -2,34166$ $b_6 = 1,68808$; $b_7 = -3,42239 \cdot 10^{-1}$ ($\sigma^2 = 0,99883$)
20 mm	$b_1 = 2,06226 \cdot 10^{-1}$; $b_2 = -2,76016 \cdot 10^{-1}$; $b_3 = -9,08079 \cdot 10^{-2}$; $b_4 = 1,64776 \cdot 10^{-1}$; $b_5 = -2,45410$; $b_6 = 1,90744$; $b_7 = -4,49148 \cdot 10^{-1}$ ($\sigma^2 = 0,99982$)	$b_1 = 2,09606 \cdot 10^{-1}$; $b_2 = -3,25723 \cdot 10^{-1}$; $b_3 = -4,32619 \cdot 10^{-3}$; $b_4 = 1,24253 \cdot 10^{-1}$; $b_5 = -2,55913$ $b_6 = 2,11188$ $b_7 = -5,48936 \cdot 10^{-1}$ ($\sigma^2 = 0,99955$)

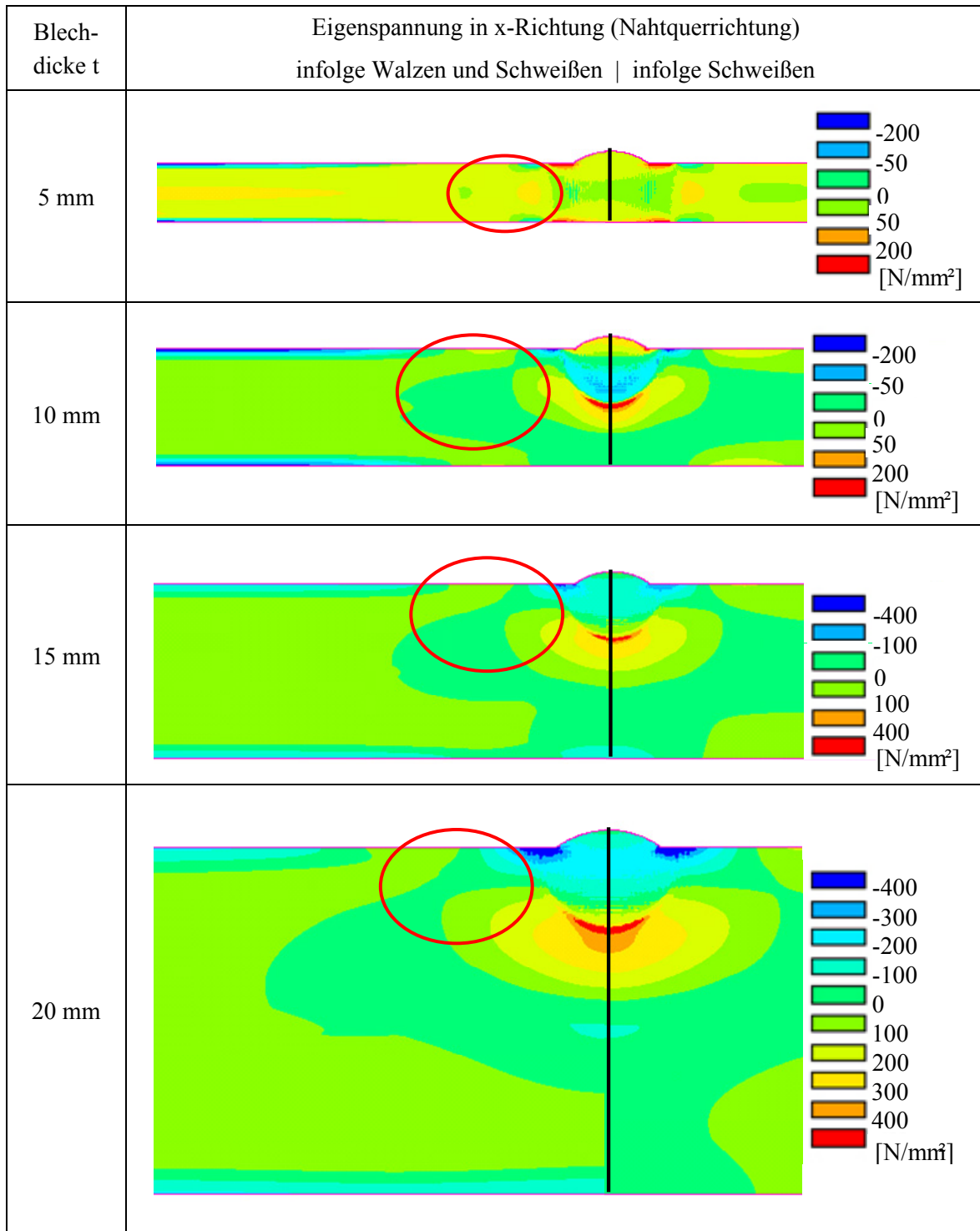


Abbildung A.99: Einfluss des Walz- und Schweißprozesses auf die Spannung in x-Richtung (Nahtquerrichtung) bei einer Auftragsnaht

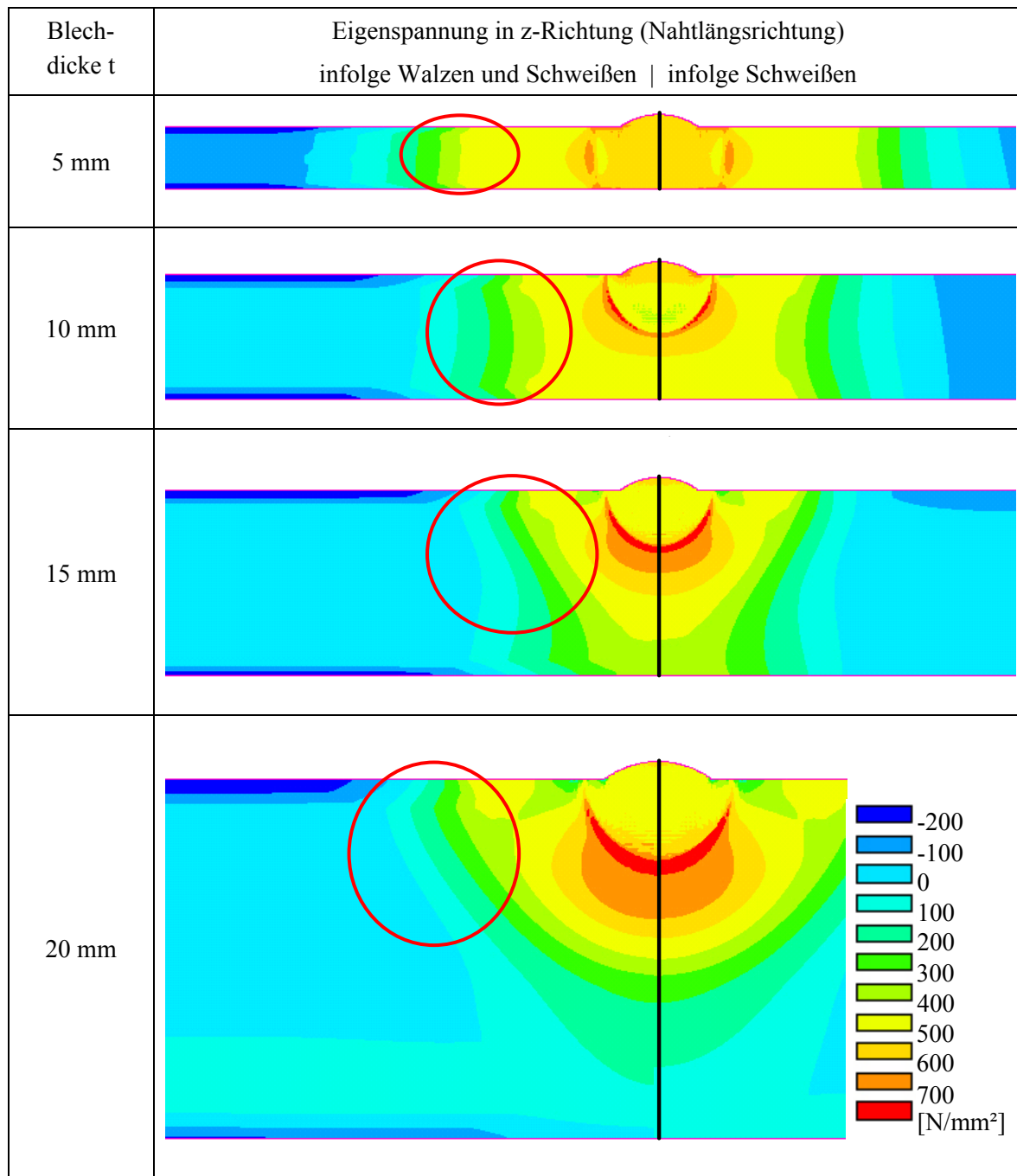


Abbildung A.100: Einfluss des Walz- und Schweißprozesses auf die Spannung in z-Richtung (Nahtlängsrichtung) bei einer Auftragsnaht

A.15 Stecklaschenverbindungen

Tabelle A.68: Geometrie der Schweißnähte bei Stecklaschenverbindungen

Versuchskörper	Grundwerkstoff		Schweißzusatzwerkstoff	Schweißnaht	Schweißnahtdicke a [mm]		Schweißnahtlänge l [mm]	
	Blech1	Blech2			Soll	Ist	Soll	Ist
1-003	S460M	S460M	G46	1	4,0	4,2	100	98
				2	4,0	4,2	100	98
1-007	S460M	S460M	G46	1	4,0	4,3	100	96
				2	4,0	4,5	100	96
1-014	S460M	S460M	G46	1	4,0	5,3	100	99
				2	4,0	5,0	100	99
1-051	S690Q	S690Q	G69	1	4,0	4,0	100	99
				2	4,0	4,1	100	99
1-093	S355J2	S690Q	G42	1	4,0	4,2	100	102
				2	4,0	4,3	100	99
1-099	S355J2	S690Q	G69	1	4,0	4,2	100	98
				2	4,0	5,0	100	98
1-144	S460M	S460M	G46	1	4,0	–	100	101
				2	4,0	–	100	104
1-145	S690Q	S690Q	G69	1	4,0	–	100	105
				2	4,0	–	100	102

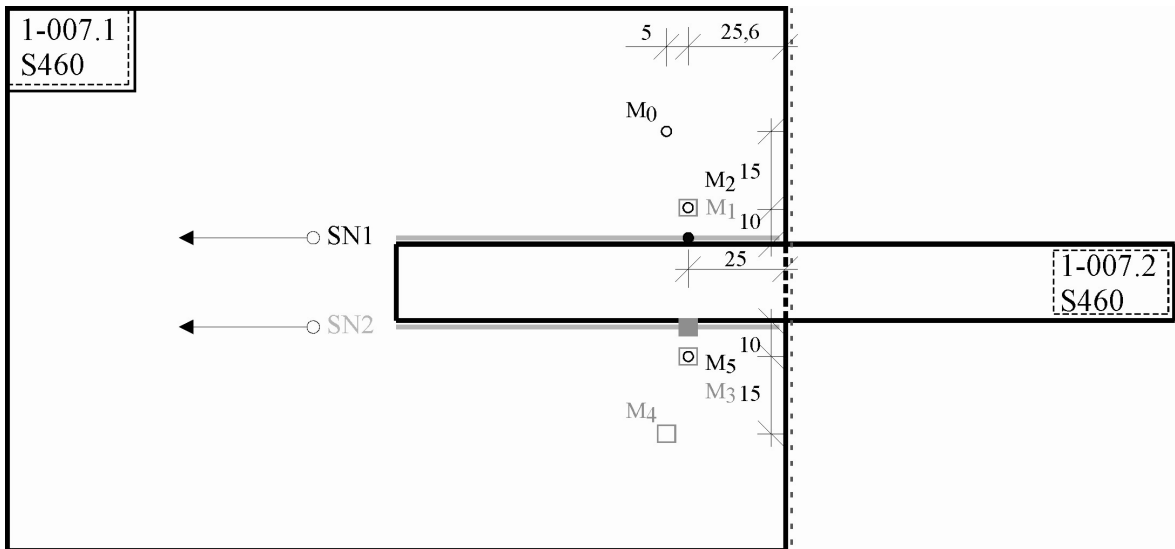


Abbildung A.103: Anordnung der Messpunkte bei Steckglasverbindungen 1-007 [mm]

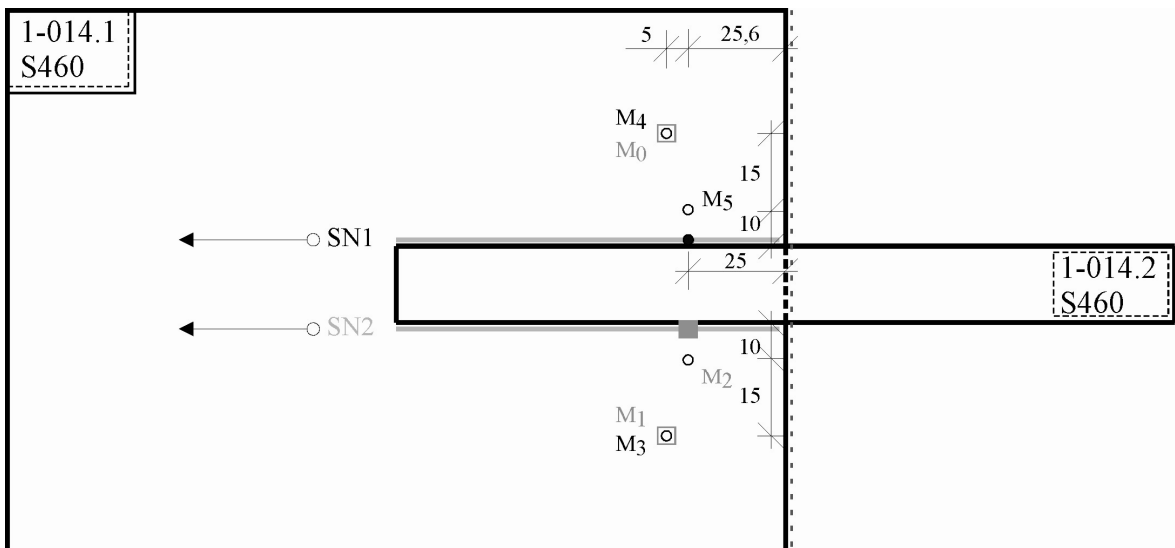


Abbildung A.104: Anordnung der Messpunkte bei Steckglasverbindungen 1-014 [mm]

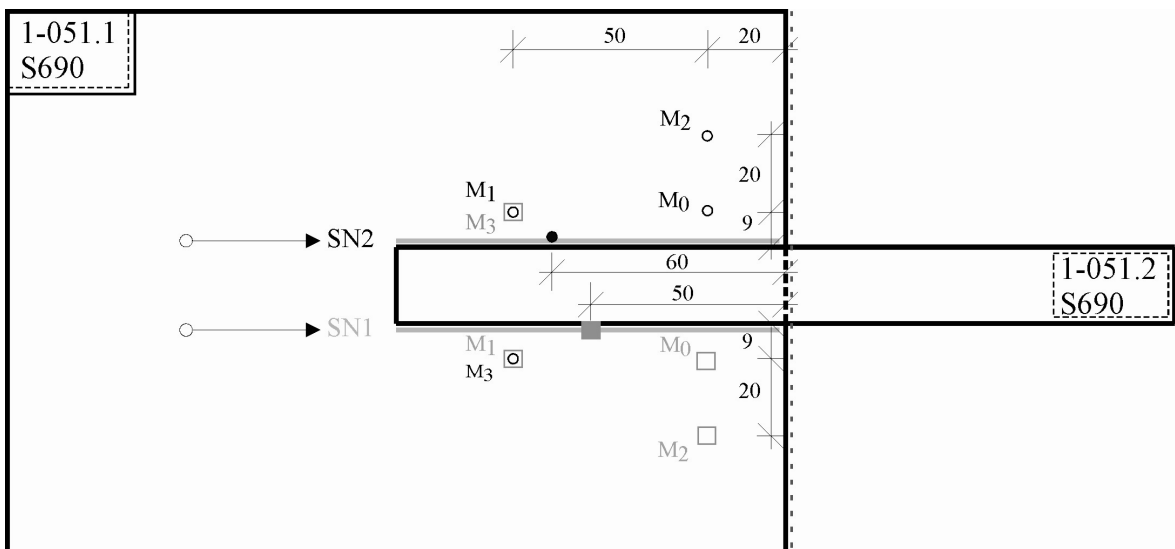


Abbildung A.105: Anordnung der Messpunkte bei Steckglasverbindungen 1-051 [mm]

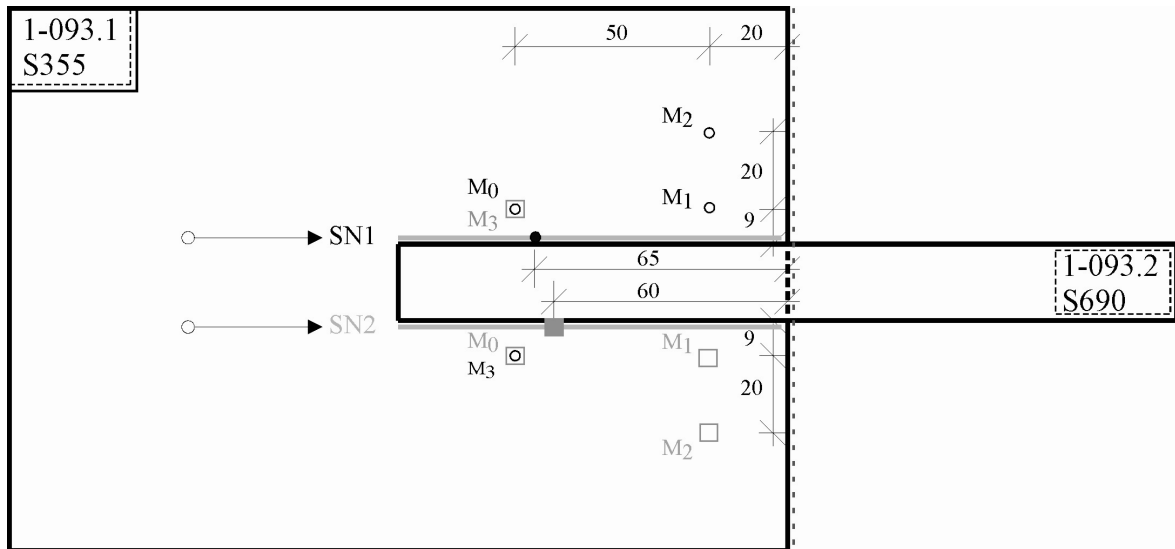


Abbildung A.106: Anordnung der Messpunkte bei Steckglasverbindungen 1-093 [mm]

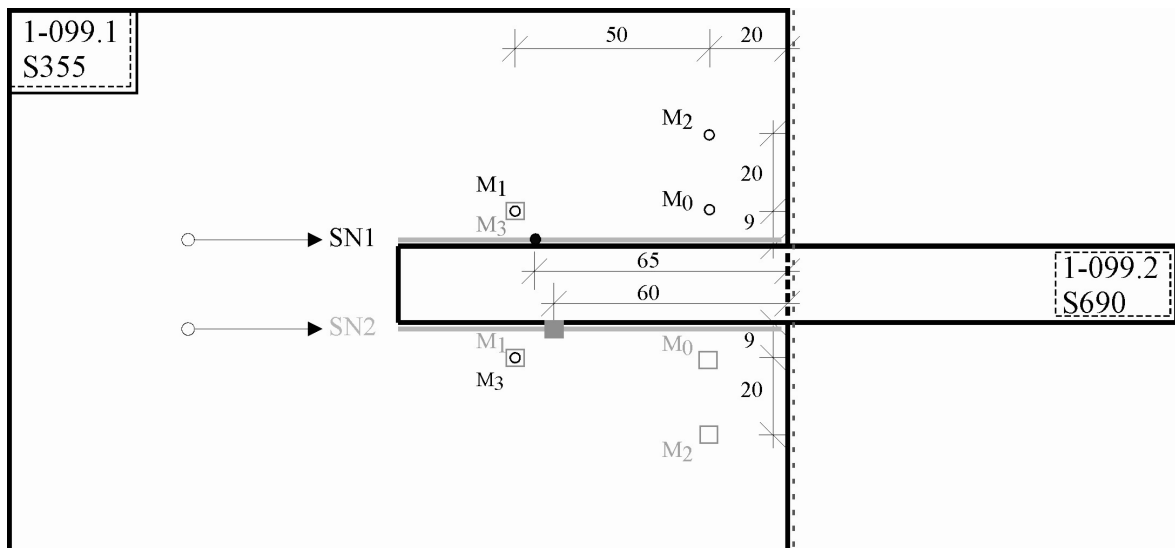


Abbildung A.107: Anordnung der Messpunkte bei Steckglasverbindungen 1-099 [mm]

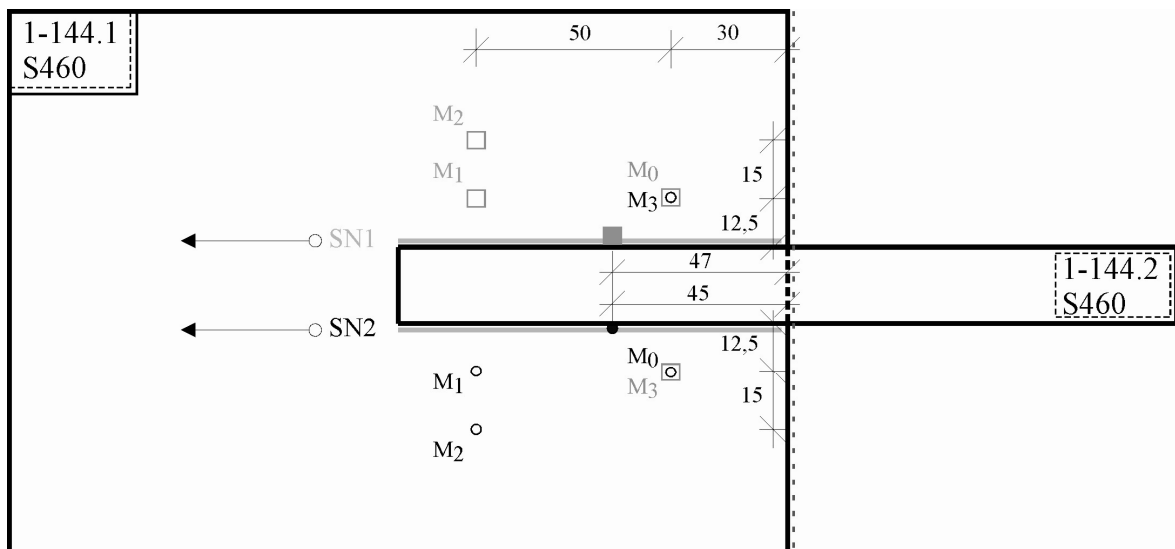


Abbildung A.108: Anordnung der Messpunkte bei Steckglasverbindungen 1-144 [mm]

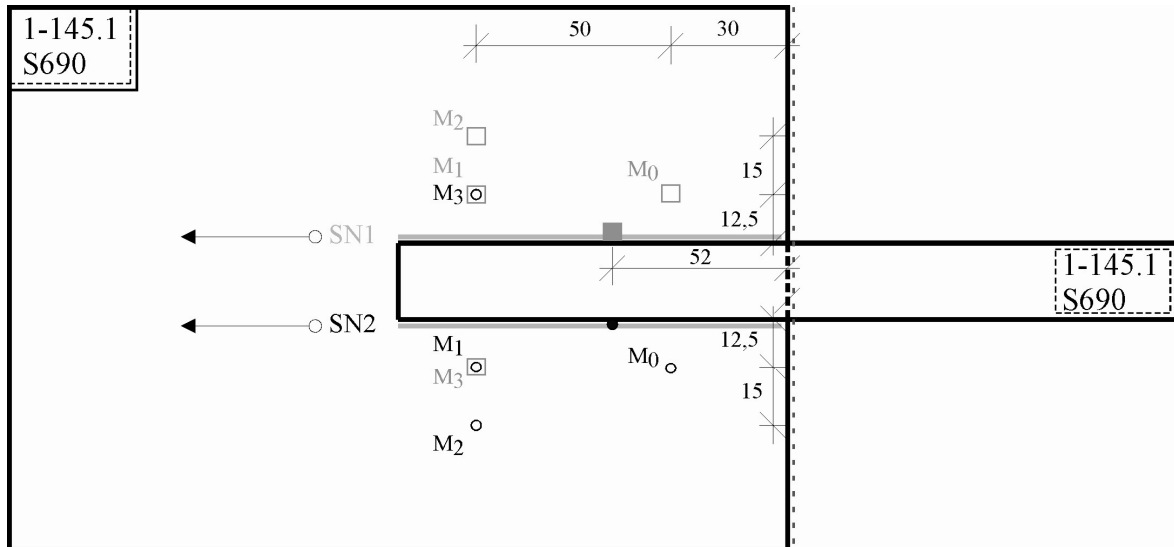


Abbildung A.109: Anordnung der Messpunkte bei Stecklaschenverbindungen 1-145 [mm]

A.16.2 Eigenspannung

Bei den Stecklaschen wurden insgesamt sechs Messpunkte (Ausnahme bei Probe 1-145 – 12 Messpunkte), i.d.R. auf ein und demselben Blech, angeordnet, so dass drei Messpunkte je Blechober- und -unterseite bzw. Schweißnaht vorhanden sind. Die Anordnung der Messpunkte bei den Stecklaschen erfolgte unter Beachtung der oben genannten Einschränkungen und bei einer Schweißnahtlänge von $l = 100$ mm wie folgt. Als Soll-Abstand der Messpunkte P1 bis P6 in y-Richtung vom senkrecht aufgehenden Blech 1 (siehe Abbildung A.110) wurden $s = 12,5$ mm festgelegt. Bei einem Bohrl Lochdurchmesser von $d_0 = 1,8$ mm ergab sich ein Abstand von $7 \cdot d_0$, der sich innerhalb der geforderten Grenzen für die Anwendung des Bohrlochverfahrens befand. Dieser minimale Abstand konnte jedoch aufgrund teilweise verzogener Versuchsproben nicht immer realisiert werden. In diesen vereinzelt auftretenden Fällen waren deshalb Abstände von bis zu $s = 18$ mm notwendig. Die Abstände X1, X3, X4 und X6 entlang der Schweißnaht wurden für die jeweils an den Nahtenden liegenden Punkte P1, P3, P4 und P6 sowohl mit 9 mm – entspricht $5 \cdot d_0$, – als auch mit 15 mm – entspricht $8 \cdot d_0$, – festgelegt (siehe Abbildung A.110). Die Punkte P2 und P5 wurden in Schweißnahtmitte bei Kantenabständen X2 und X5 von $s = 50$ mm angeordnet. Der minimale Abstand der Messpunkte untereinander beträgt $s = 17$ mm – das entspricht $9,5 \cdot d_0$, – und liegt somit innerhalb der Randbedingungen.

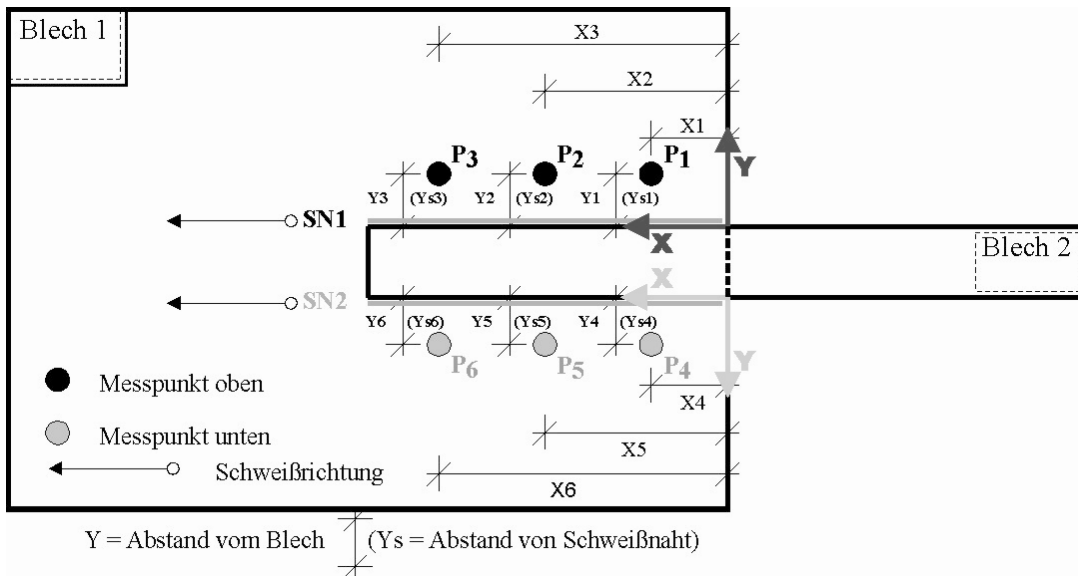


Abbildung A.110: Anordnung der Messpunkte bei den Stecklaschenverbindungen zur Ermittlung der Eigenspannung

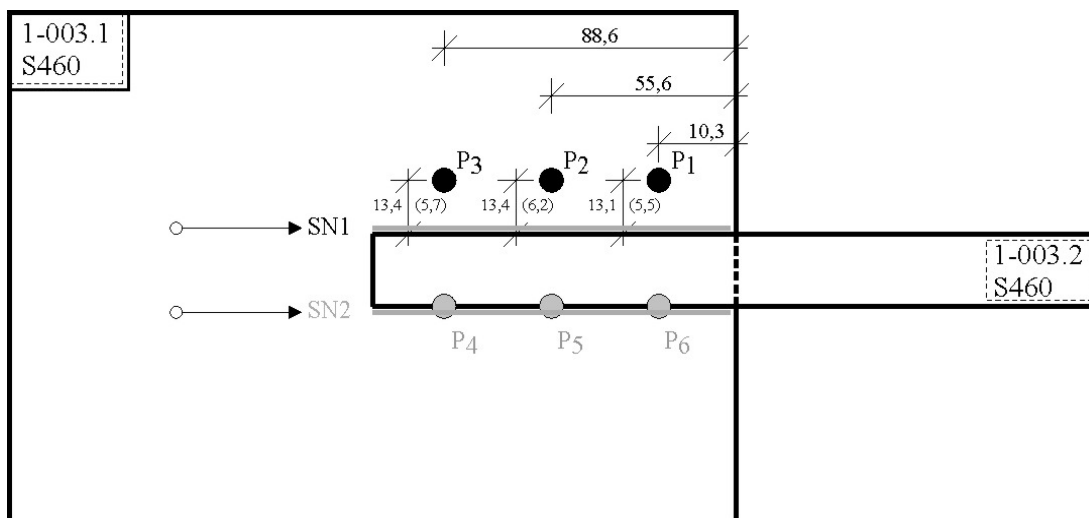


Abbildung A.111: Anordnung der Messpunkte für Schweißnaht SN1 der Stecklaschenverbindungen 1-003 [mm]

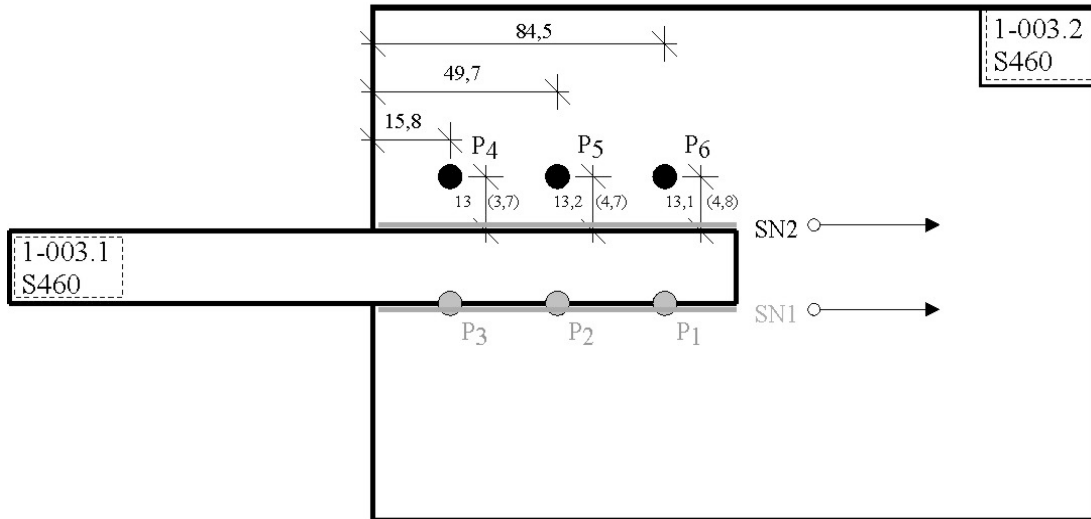


Abbildung A.112: Anordnung der Messpunkte für Schweißnaht SN2 der Steckglasverbindungen 1-003 [mm]

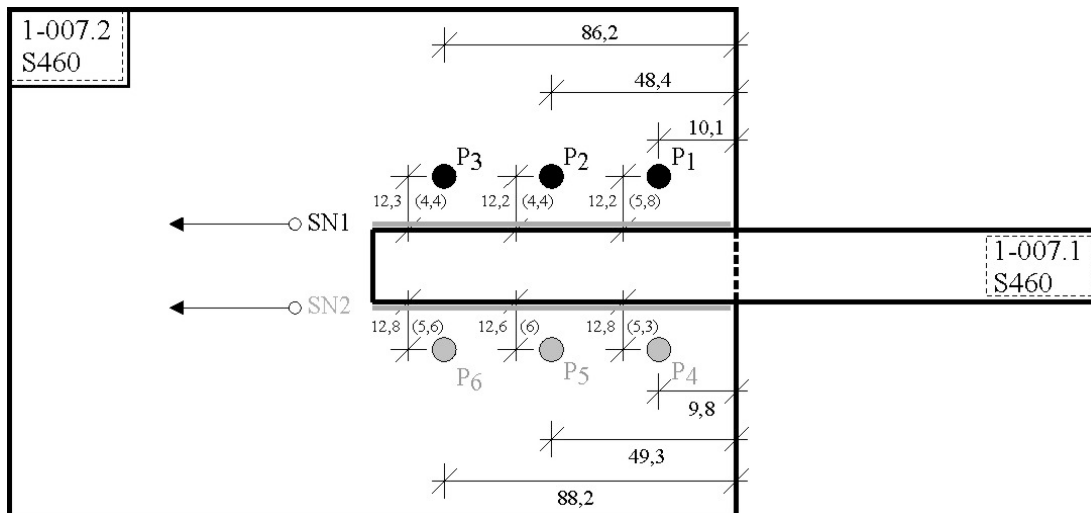


Abbildung A.113: Anordnung der Messpunkte bei Steckglasverbindungen 1-007 [mm]

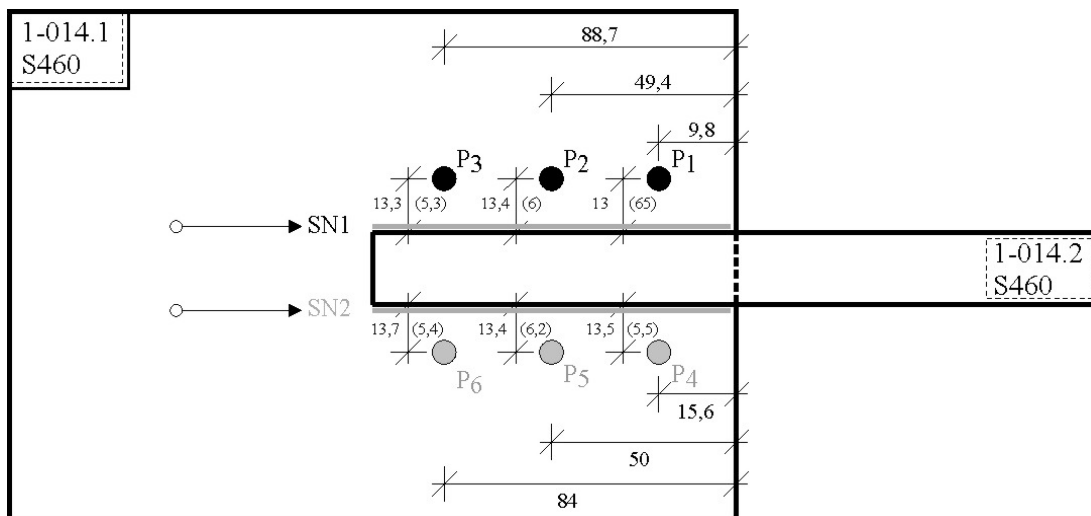


Abbildung A.114: Anordnung der Messpunkte bei Steckglasverbindungen 1-014 [mm]

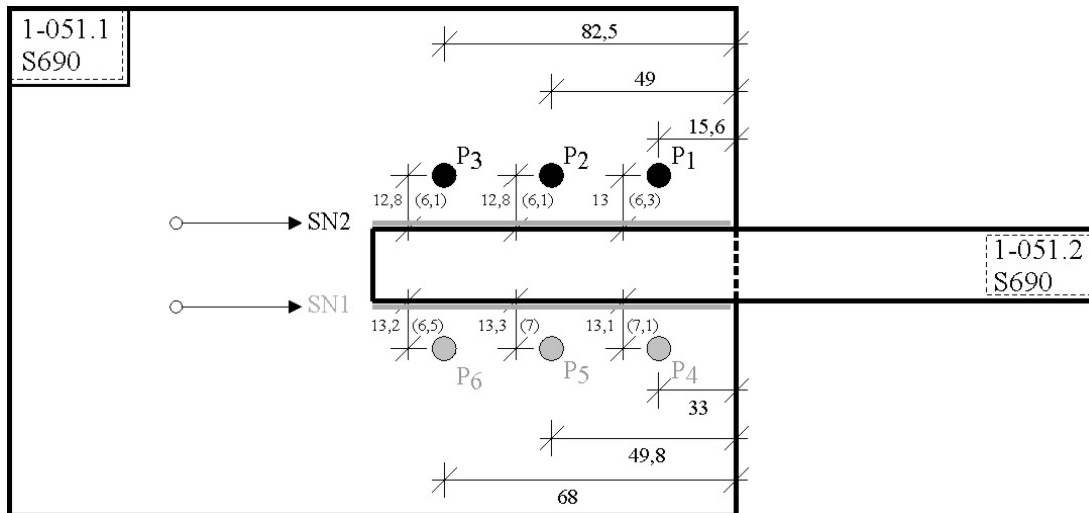


Abbildung A.115: Anordnung der Messpunkte für Schweißnaht SN1 und SN2 bei Stecklaschenverbindungen 1-051 [mm]

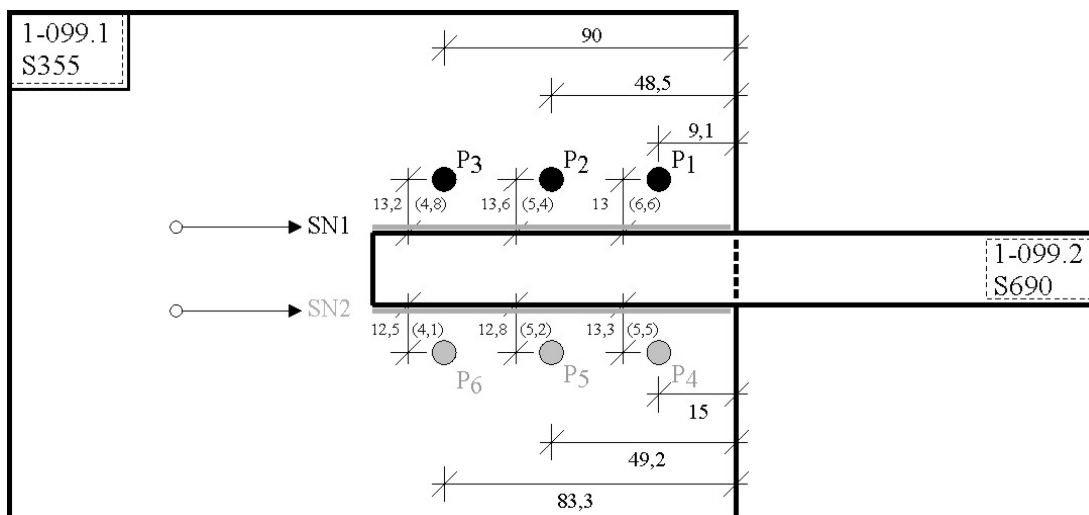


Abbildung A.116: Anordnung der Messpunkte für Schweißnaht SN1 und SN2 bei Stecklaschenverbindungen 1-099 [mm]

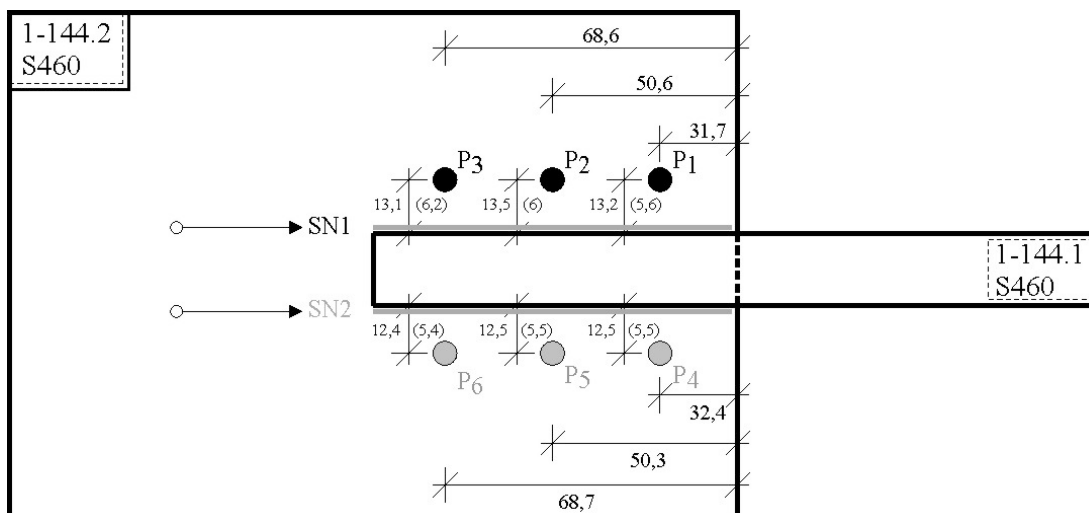


Abbildung A.117: Anordnung der Messpunkte für Schweißnaht SN1 und SN2 bei Stecklaschenverbindungen 1-144 [mm]

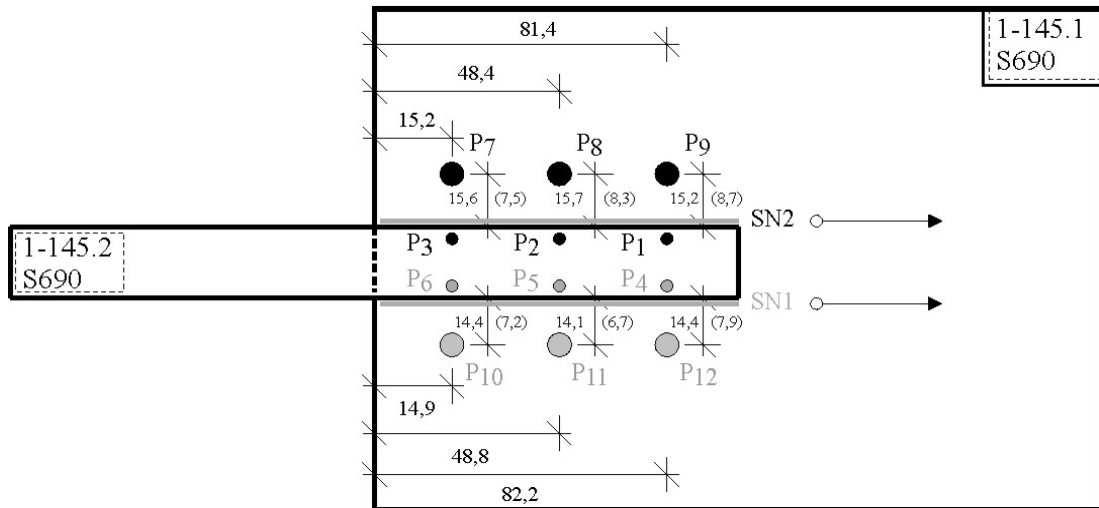


Abbildung A.118: Anordnung der Messpunkte auf Blech 1 bei Stecklaschenverbindungen 1-145 [mm]

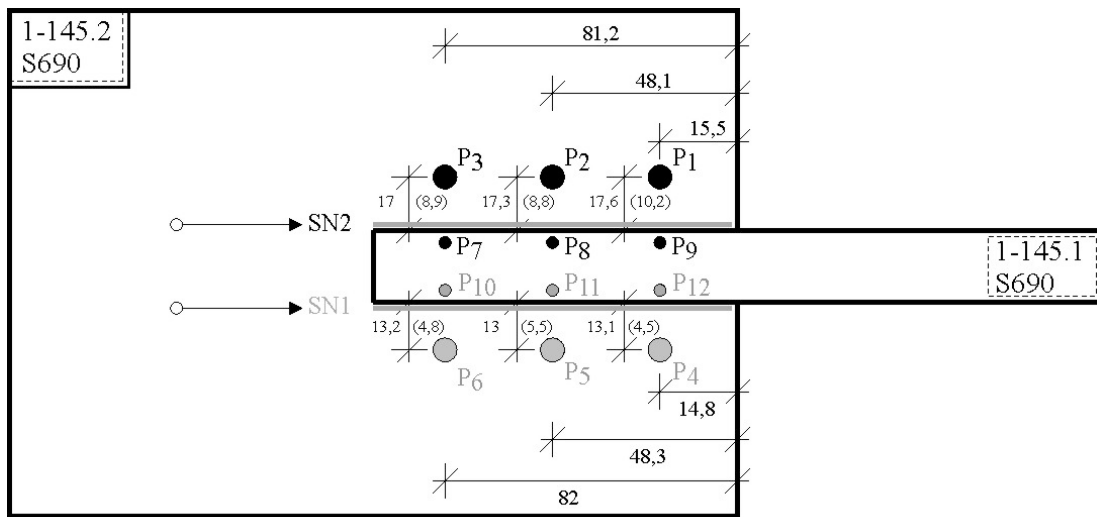


Abbildung A.119: Anordnung der Messpunkte auf Blech 2 bei Stecklaschenverbindungen 1-145 [mm]

A.17 Ergebnisse bei Steckglaschenverbindungen

A.17.1 Temperatur

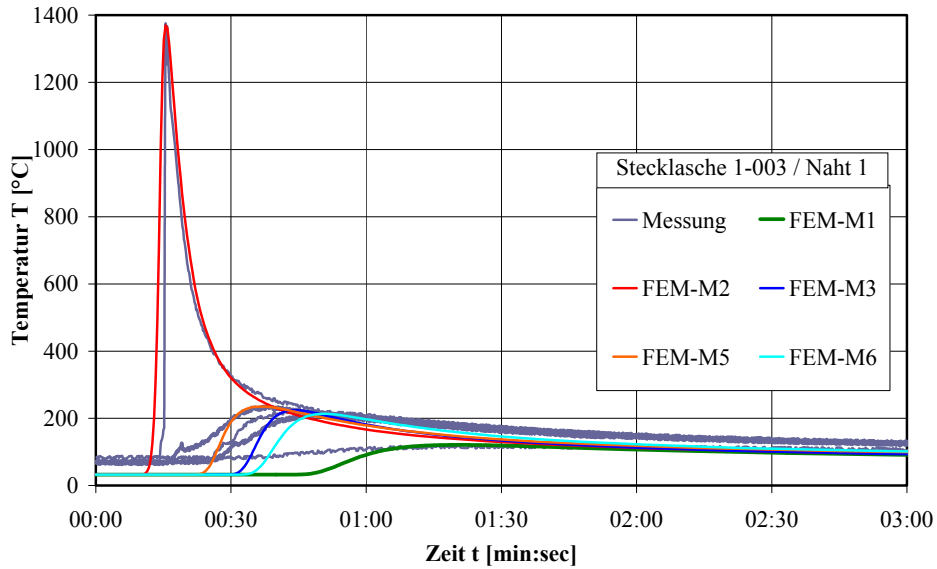


Abbildung A.120: Gemessene und berechnete Temperatur-Zeit-Kurven für Steckglaschenverbindung 1-003

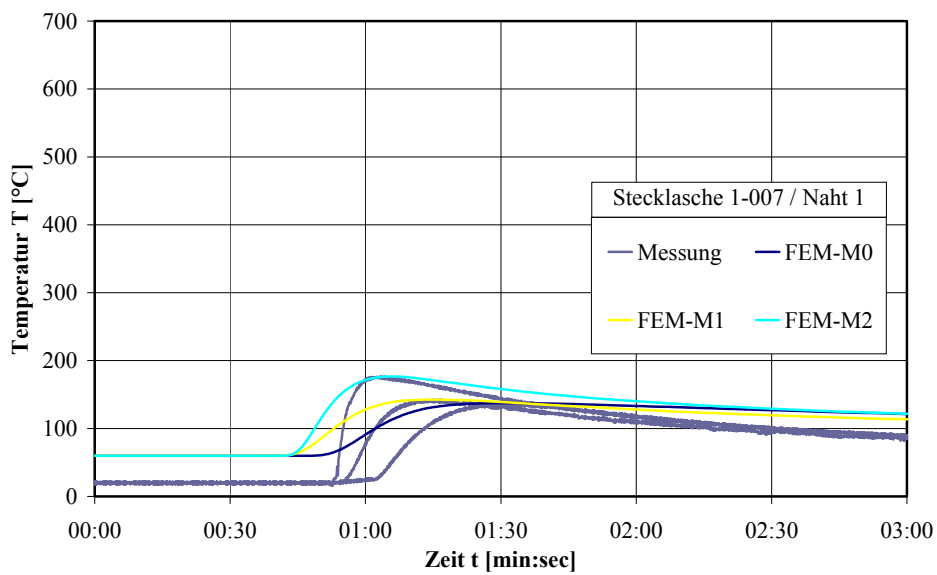


Abbildung A.121: Gemessene und berechnete Temperatur-Zeit-Kurven für Schweißnaht SN 1 der Steckglaschenverbindung 1-007

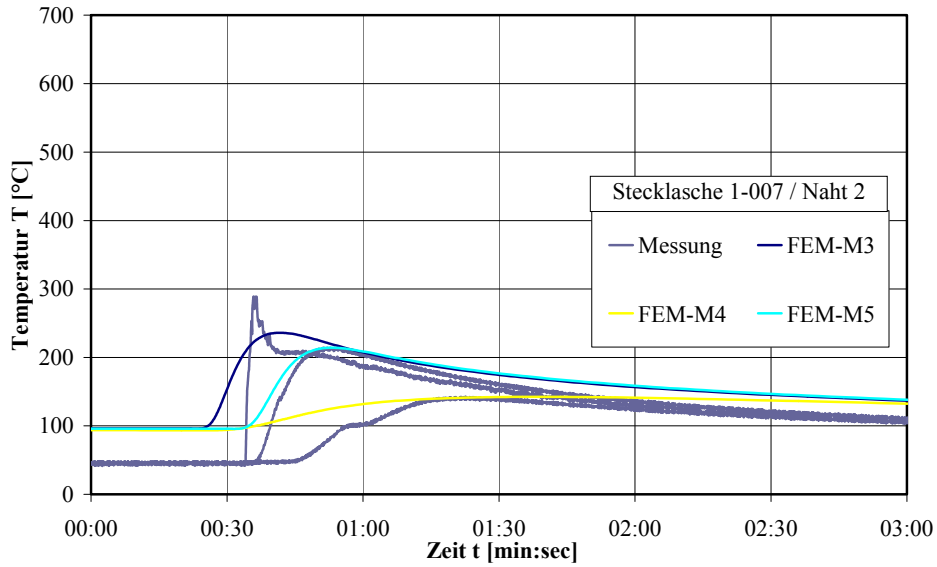


Abbildung A.122: Gemessene und berechnete Temperatur-Zeit-Kurven für Schweißnaht SN 2 der Stecklaschenverbindung 1-007

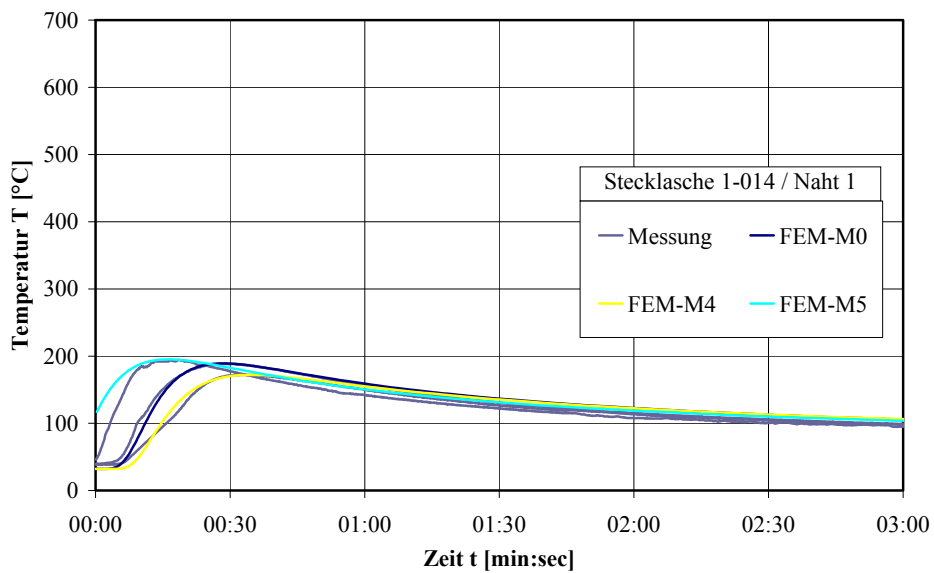


Abbildung A.123: Gemessene und berechnete Temperatur-Zeit-Kurven für Schweißnaht SN 1 der Stecklaschenverbindung 1-014

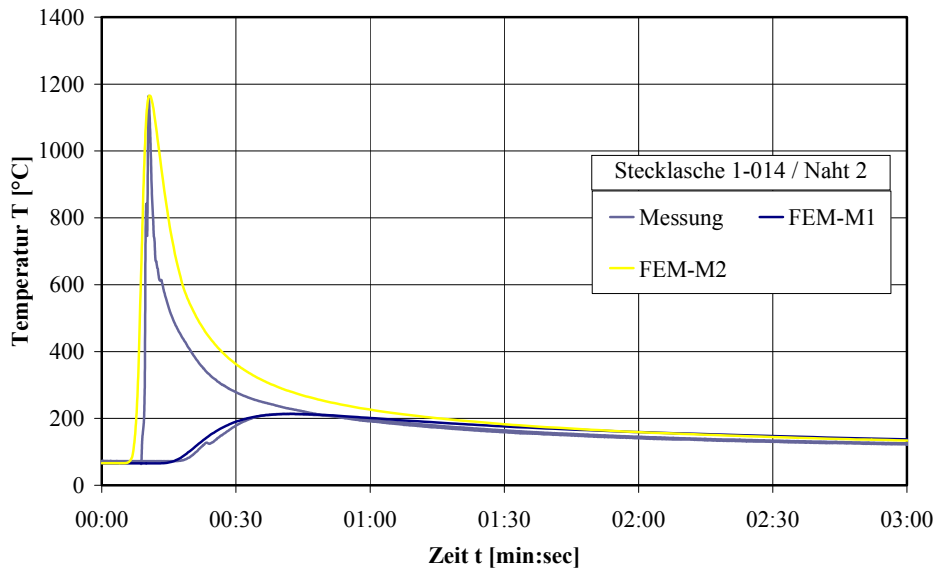


Abbildung A.124: Gemessene und berechnete Temperatur-Zeit-Kurven für Schweißnaht SN 2 der Steckaschenverbindung 1-014

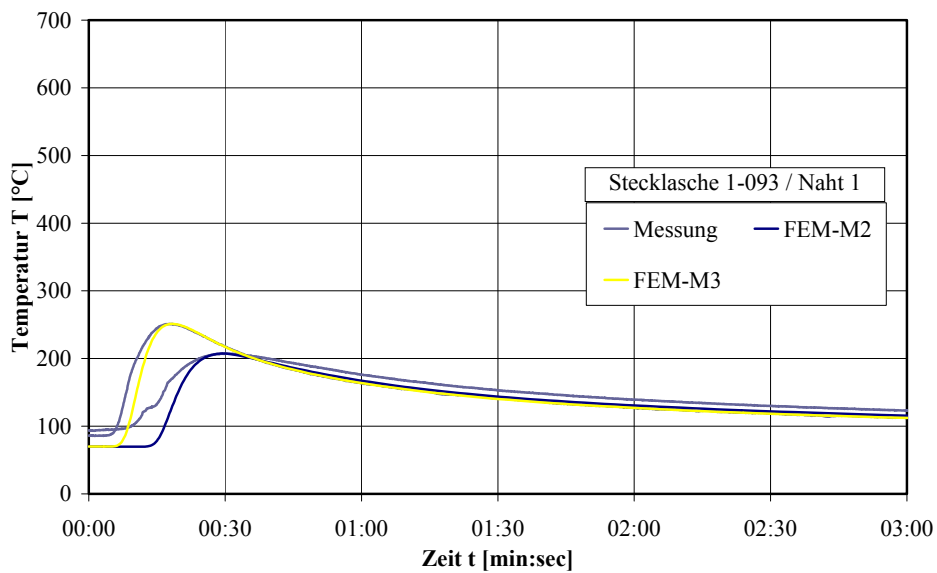


Abbildung A.125: Gemessene und berechnete Temperatur-Zeit-Kurven für Schweißnaht SN 1 der Steckaschenverbindung 1-093

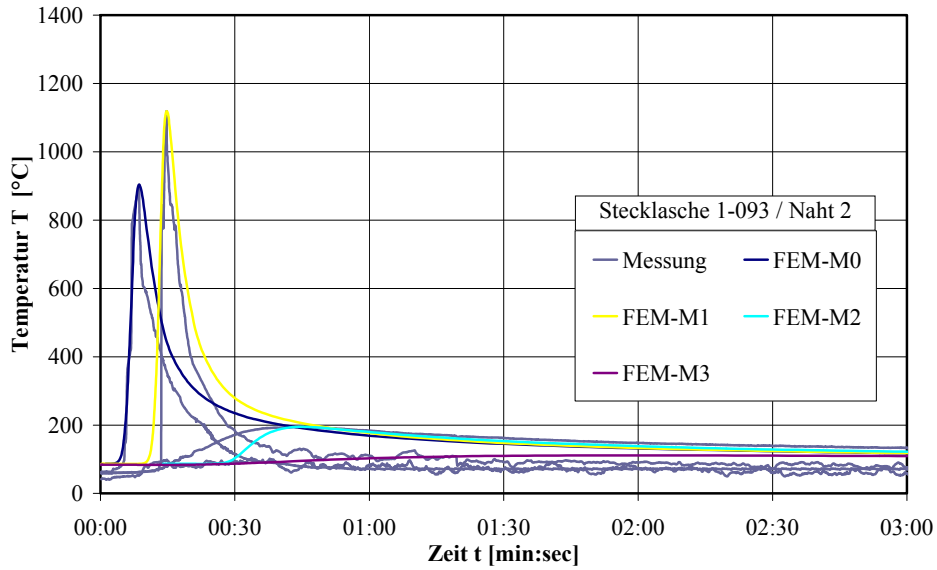


Abbildung A.126: Gemessene und berechnete Temperatur-Zeit-Kurven für Schweißnaht SN 2 der Stecklaschenverbindung 1-093

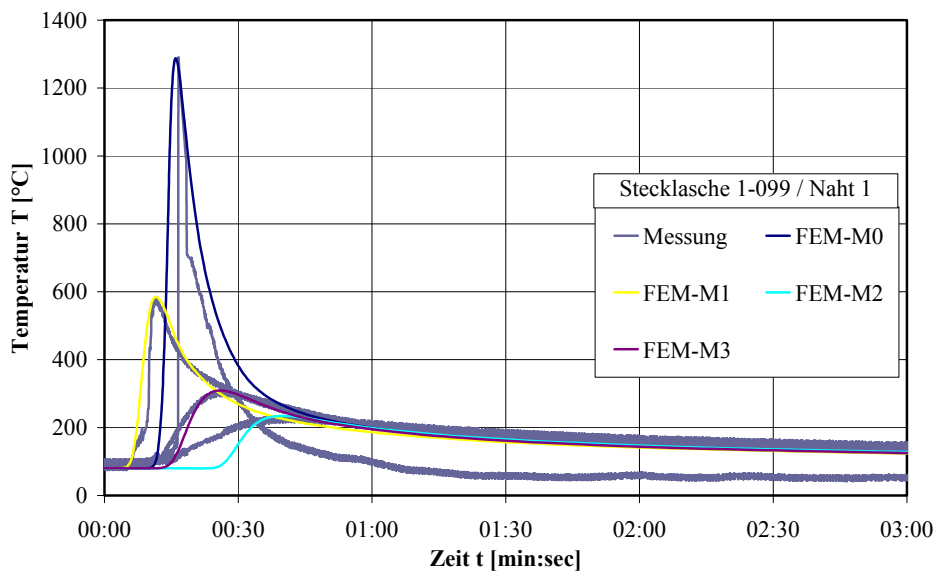


Abbildung A.127: Gemessene und berechnete Temperatur-Zeit-Kurven für Schweißnaht SN 1 der Stecklaschenverbindung 1-099

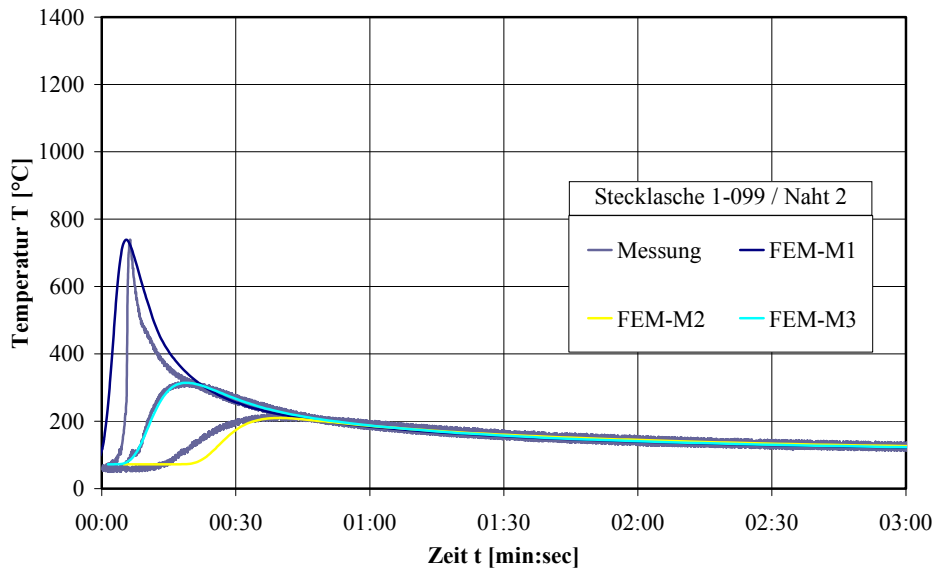


Abbildung A.128: Gemessene und berechnete Temperatur-Zeit-Kurven für Schweißnaht SN 2 der Stecklaschenverbindung 1-099

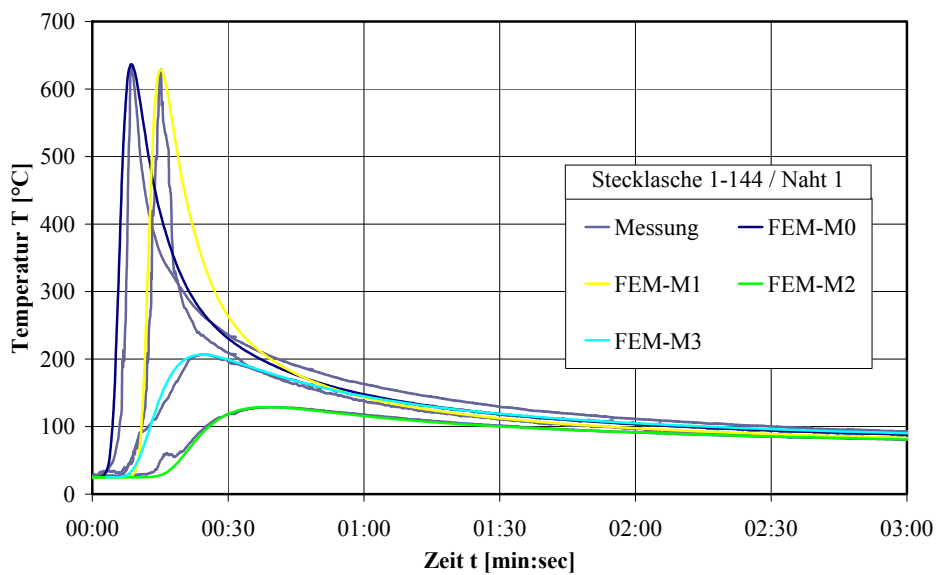


Abbildung A.129: Gemessene und berechnete Temperatur-Zeit-Kurven für Schweißnaht SN 1 der Stecklaschenverbindung 1-144

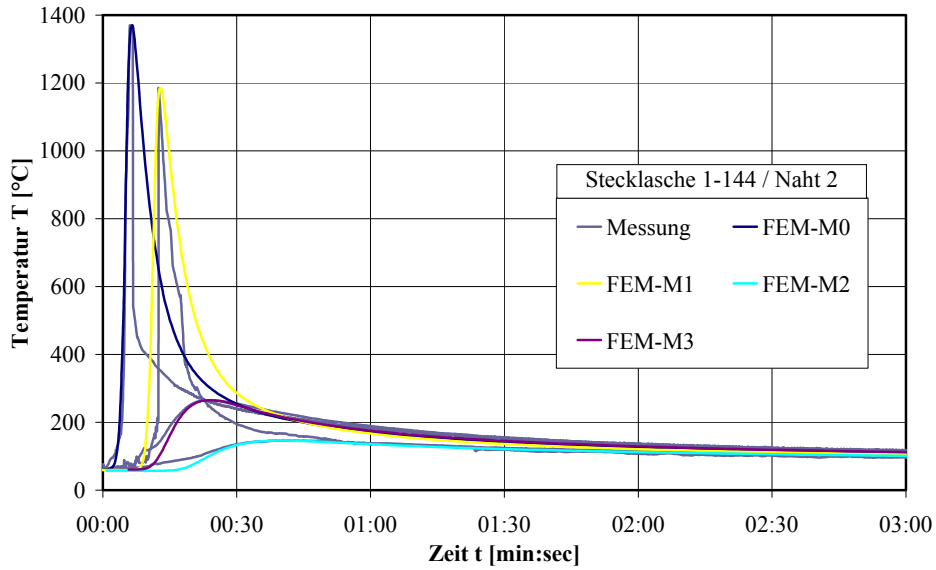


Abbildung A.130: Gemessene und berechnete Temperatur-Zeit-Kurven für Schweißnaht SN 2 der Stecklaschenverbindung 1-144

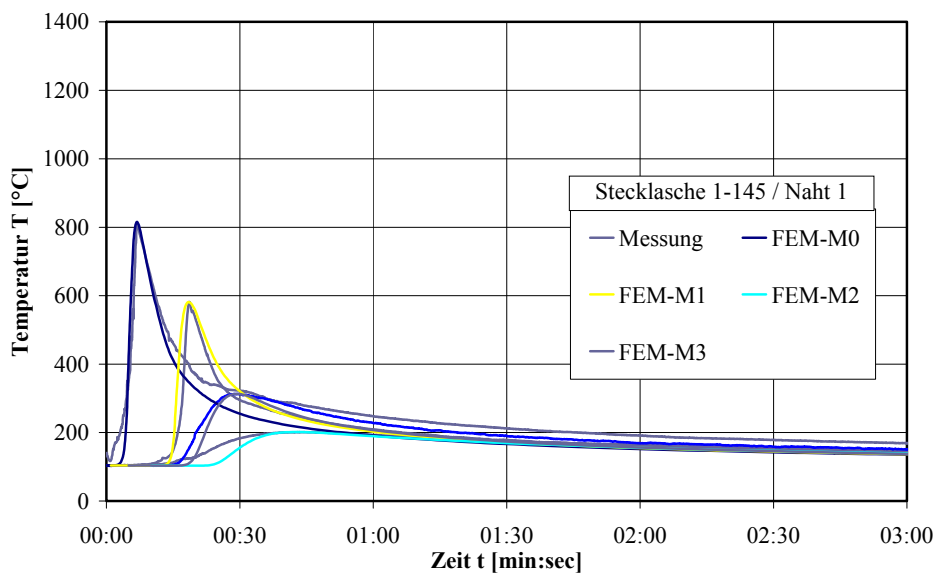


Abbildung A.131: Gemessene und berechnete Temperatur-Zeit-Kurven für Schweißnaht SN 1 der Stecklaschenverbindung 1-145

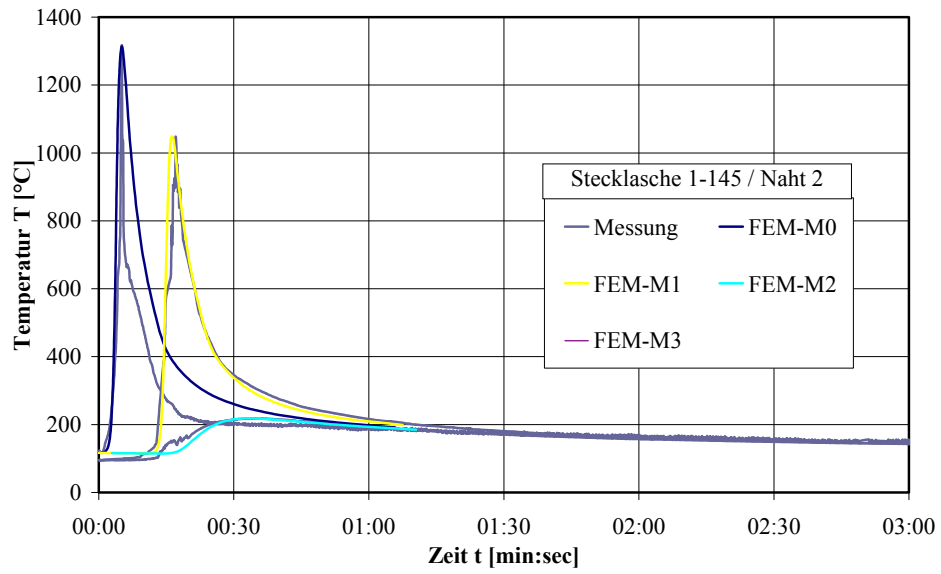


Abbildung A.132: Gemessene und berechnete Temperatur-Zeit-Kurven für Schweißnaht SN 2 der Steckaschenverbindung 1-144

A.17.2 Eigenspannung

Tabelle A.69: Ergebnisse aus Experiment und Simulation für Eigenspannungen in x- und y-Richtung der Stecklaschenverbindungen – Teil 1

Kombi- nation	Schweißnaht	Messpunkt	Spannungsrichtung	Experiment [N/mm ²]	Simulation [N/mm ²]
1-003; GW: S460; SZW: G46	SN 1	P1	x	-174	-170
			y	-99	-9
		P2	x	+39	+164
			y	-125	+146
		P3	x	+77	+10
			y	-410	+195
	SN 2	P4	x	-52	+57
			y	-108	-268
		P5	x	+141	+250
			y	+401	+449
		P6	x	-23	+390
			y	+390	+493
1-051; GW: S690; SZW: G69	SN 1	P1	x	-291	+95
			y	-438	+21
		P2	x	-387	+70
			y	-271	-16
		P3	x	-267	+27
			y	+27	-78
	SN 2	P4	x	-346	+170
			y	-305	-18
		P5	x	-299	+113
			y	-180	-50
		P6	x	k. A.	k. A.
			y	k. A.	k. A.
1-093; GW: S355, S690; SZW: G42	SN 1	P1	x	k. A.	k. A.
			y	k. A.	k. A.
		P2	x	k. A.	k. A.
			y	k. A.	k. A.
		P3	x	k. A.	k. A.
			y	k. A.	k. A.
	SN 2	P4	x	k. A.	k. A.
			y	k. A.	k. A.
		P5	x	k. A.	k. A.
			y	k. A.	k. A.
		P6	x	k. A.	k. A.
			y	k. A.	k. A.

Tabelle A.70: Ergebnisse aus Experiment und Simulation für Eigenspannungen in x- und y-Richtung der Stecklaschenverbindungen – Teil 2

Kombination	Schweißnaht	Messpunkt	Spannungsrichtung	Experiment [N/mm ²]	Simulation [N/mm ²]
1-144; GW: S460; SZW: G46	SN 1	P1	x	-334	+126
			y	-87	+385
		P2	x	-353	+186
			y	-76	+202
		P3	x	-254	+222
			y	-113	+234
	SN 2	P4	x	-87	+210
			y	+53	+266
		P5	x	-43	+247
			y	+124	+202
		P6	x	-90	+252
			y	+70	+268
1-145; GW: S460; SZW: G69	SN 1	P1	x	-63	-50
			y	-19	-34
		P2	x	+85	+86
			y	+141	+147
		P3	x	-151	+10
			y	-32	+169
		P9	x	-319	+209
			y	-196	-69
	SN 2	P4	x	-45	-40
			y	-121	+210
		P5	x	-114	+119
			y	-67	+221
		P11	x	+85	+75
			y	+141	+153

A.18 Untersuchung zur Modifikation des Eigenspannungszustandes

Während des Schweißens der dreilagigen Schweißnaht des Stumpfstoßes S690Q war es möglich, die tatsächlichen Daten Drahtvorschub, Stromstärke, Spannung und Schweißzeit des Prozesses mittels einer seriellen Schnittstelle der MAG-Stromquelle EWM Phoenix 500 online zu erfassen und kontinuierlich mit dem Programm QDOC [QDOC, 2000] auf einem handelsüblichen PC aufzuzeichnen. Eine genauere Ermittlung der Schweißparameter für eine an die experimentelle Untersuchung anschließende Simulation des thermischen und mechanischen Verhaltens war dadurch möglich. Für den Versuchskörper F1 stand eine solche Erfassung der Schweißparameter nicht zur Verfügung. Die Werte wurden nach der Einstellung an der MAG-Stromquelle abgelesen.

Tabelle A.71: Verwendete Schweißparameter

Versuch	Grundwerkstoff	Schweißzusatzwerkstoff	Schweißspannung U [V]	Schweißstrom I [A]	Schweißgeschwindigkeit v_s [cm/min]	Vorwärmtemperatur T_0 [°C]
F1	S355ML	G42 ¹⁾	19,0	132	19,8	22
			23,0	200	25,2	60
			23,0	200	25,2	63
F2	S690Q	G69 ²⁾	20,6	120	15,3	40
			31,6	250	61,9	74
			35,4	316	30,5	100

¹⁾ G42 – Kurzbezeichnung für G 46 4 M G3Si1 EN 440
²⁾ G69 – Kurzbezeichnung für G 69 Mn4Ni1,5CrMo EN ISO 16834

Die Auswahl des passenden Schweißzusatzwerkstoffes erfolgte entsprechend der Festigkeit des Grundwerkstoffes. Die chemische Zusammensetzung nach dem Schweißen wurde sowohl im verwendeten Blech als auch in der Schweißnaht für jedes Blech ermittelt (siehe Tabelle A.72).

Tabelle A.72: Chemische Zusammensetzung in Masseprozent des Grundwerkstoffes und Schweißgutes

Blechdicke d [mm]	Grundwerkstoff				Schweißgut	
	S355ML	S460M	S690Q	S690Q	G42	G69
10					-	-
Element						
C	0,0922	0,034	0,048	0,056	0,0776	0,056
Si	0,391	0,33	0,080	0,32	0,747	0,443
Mn	1,34	1,55	1,83	1,89	1,42	1,57
P	0,00952	0,069	0,0109	0,010	0,00853	0,0117
S	0,001	0,001	0,0007	0,0007	0,0108	0,0058
Al _{ges}	0,0373	0,036	0,036	0,032	0,0988	0,009
Cu	0,0163	-	0,005	0,017	0,0664	0,140
Mo	0,00547	-	0,019	-	0,005	0,181
Ni	0,0278	-	0,082	-	0,0243	1,160
Cr	0,0779	0,16	0,046	0,17	0,0202	0,267
V	0,005	-	0,013	-	0,005	0,0707
Nb	-	0,042	-	0,042	-	-
Ti	-	0,042	-	0,042	-	-
B	0,00035	-	0,0003	-	0,00047	0,0003

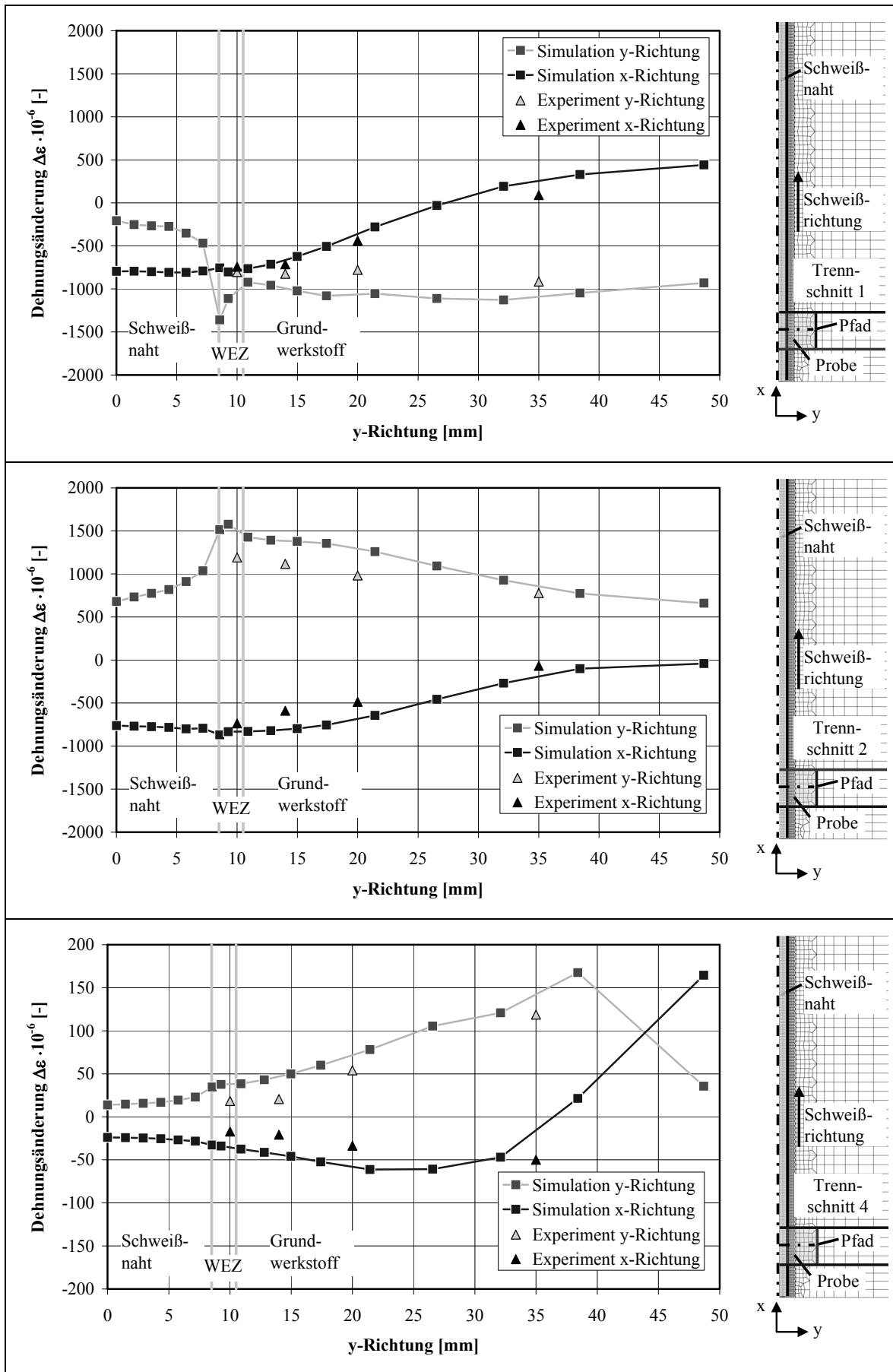


Abbildung A.133: Änderung der Dehnung des Stumpfstoßes mit Grundwerkstoff S690Q

A.19 Modifikation des Eigenspannungszustandes infolge des Herausschneidens

A.19.1 Teilblech T4

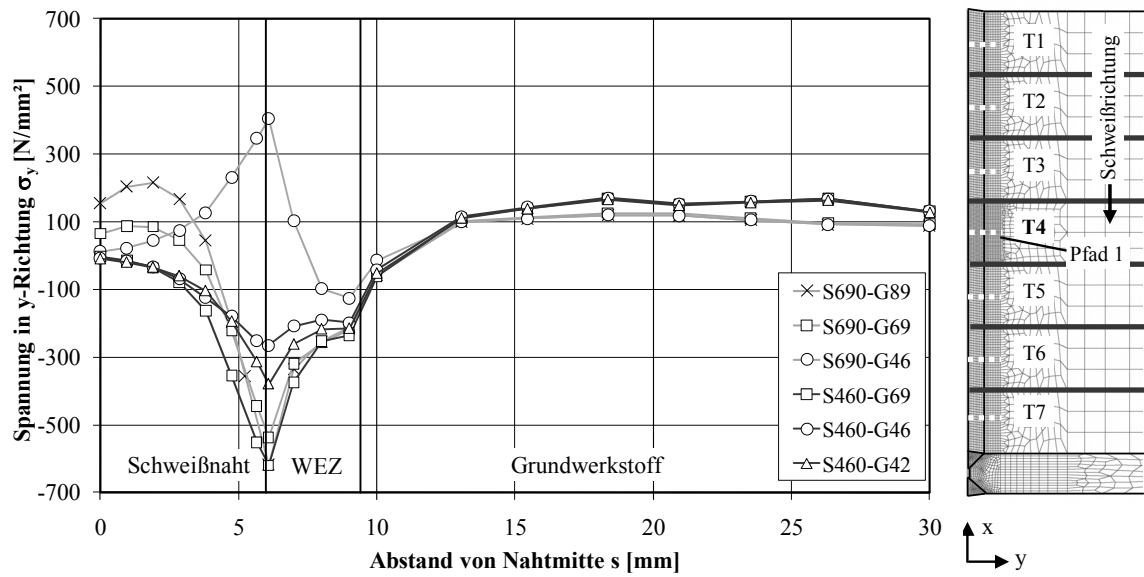


Abbildung A.134: Spannung in y-Richtung σ_y im Pfad des Teilbleches 4 für Schweißnaht SN2 in Zustand Z1

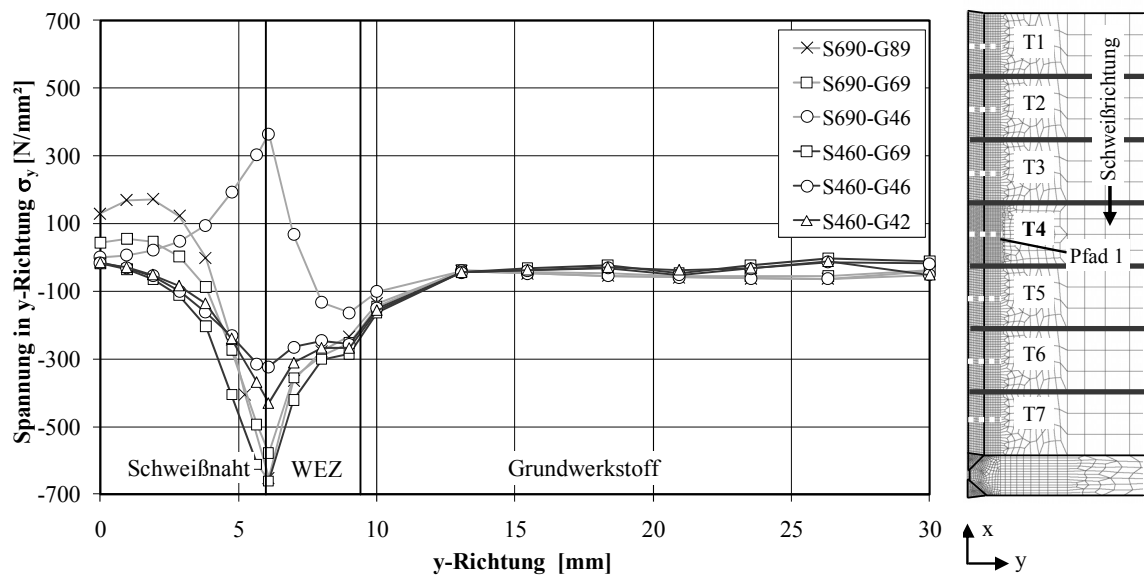


Abbildung A.135: Spannung in y-Richtung σ_y im Pfad des Teilbleches 4 für Schweißnaht SN2 in Zustand Z2

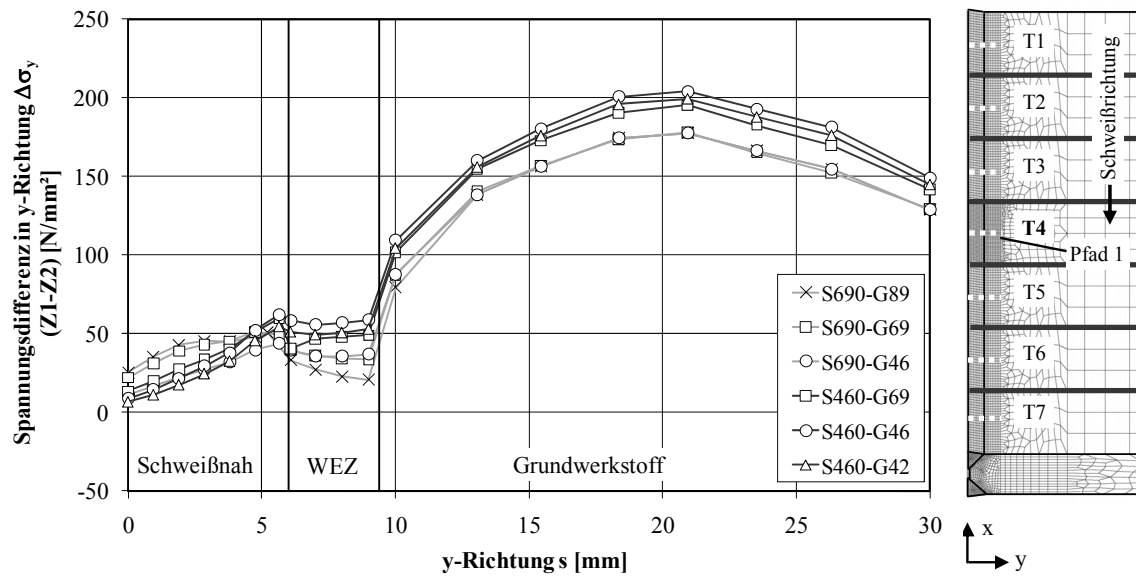


Abbildung A.136: Spannungsdifferenz in y-Richtung $\Delta\sigma_y$ im Pfad des Teilbleches 4 für Schweißnaht SN2

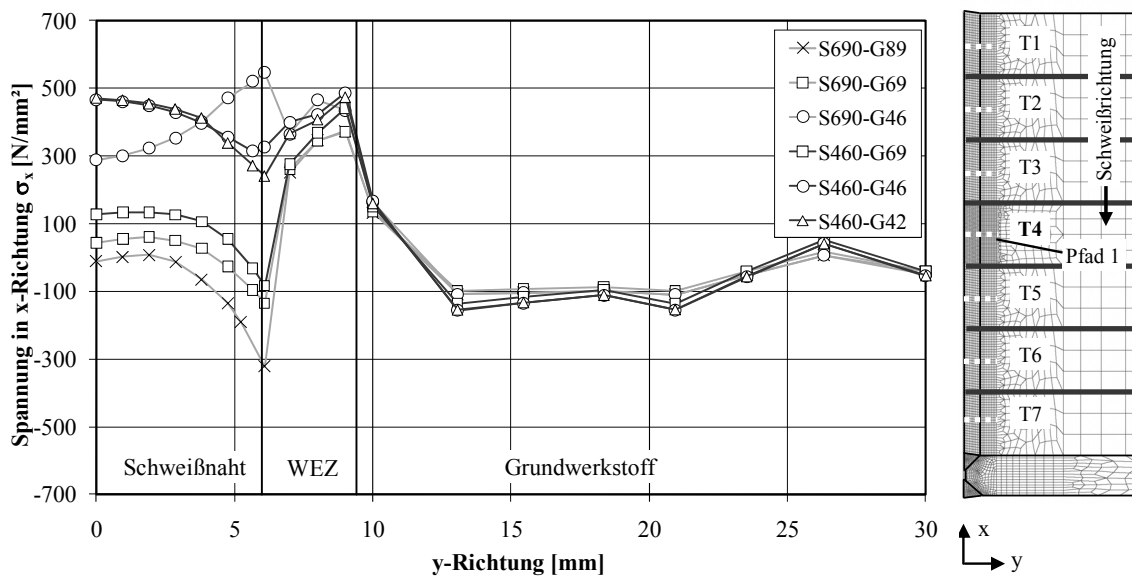


Abbildung A.137: Spannung in x-Richtung σ_x im Pfad des Teilbleches 4 für Schweißnaht SN2 in Zustand Z1

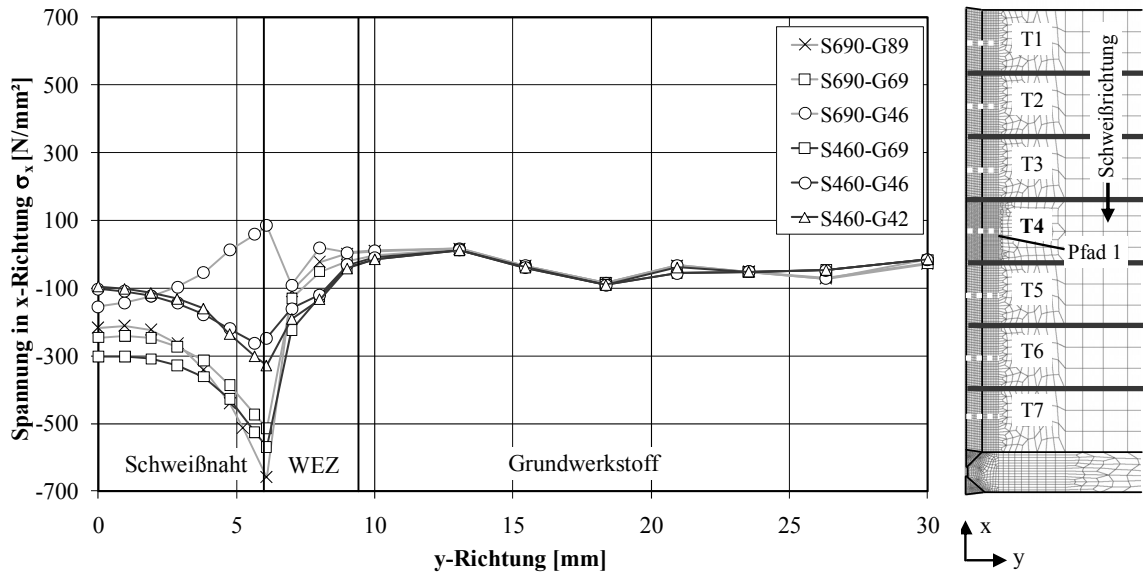


Abbildung A.138: Spannung in x-Richtung σ_x im Pfad des Teilbleches 4 für Schweißnaht SN2 in Zustand Z2

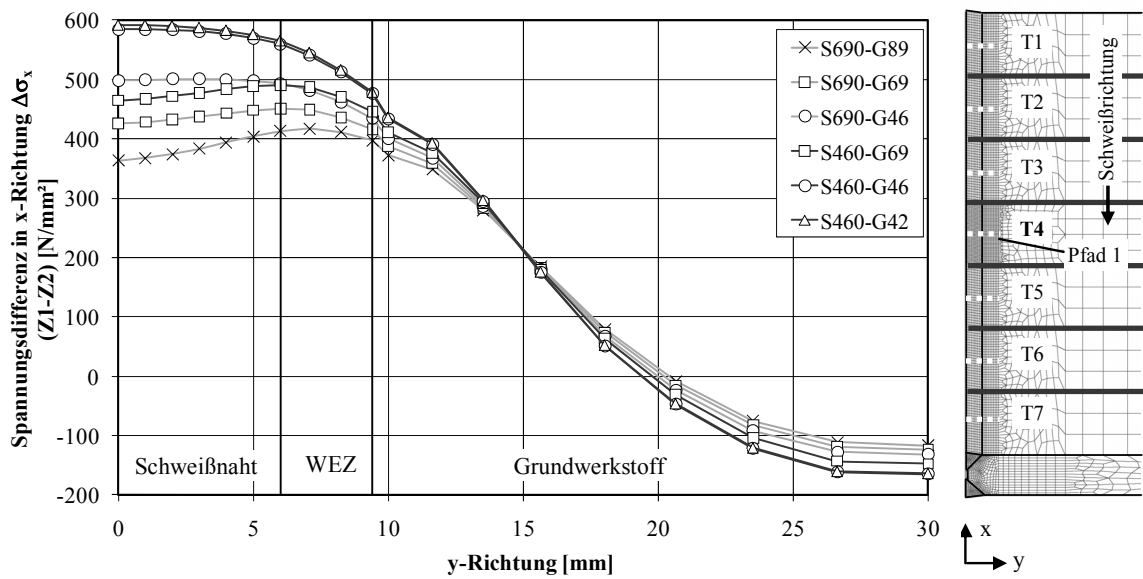


Abbildung A.139: Spannungsdifferenz in x-Richtung $\Delta\sigma_x$ im Pfad des Teilbleches 4 für Schweißnaht SN1

A.19.2 Grundwerkstoff S460M und Schweißzusatzwerkstoff G42

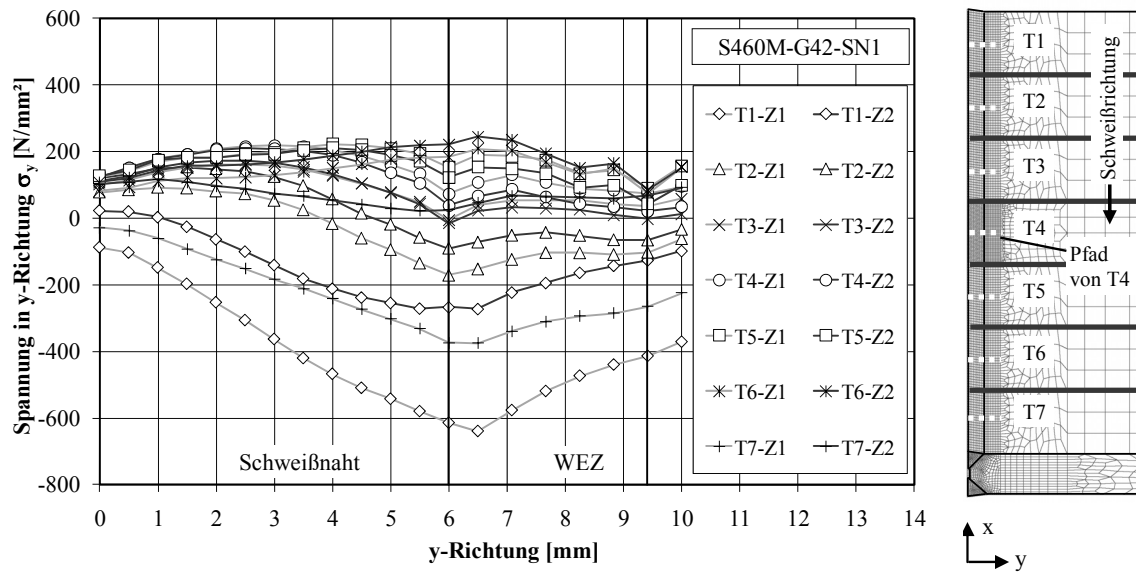


Abbildung A.140: Spannungen in y-Richtung σ_y in Pfaden der Teilbleche für Schweißnaht SN1

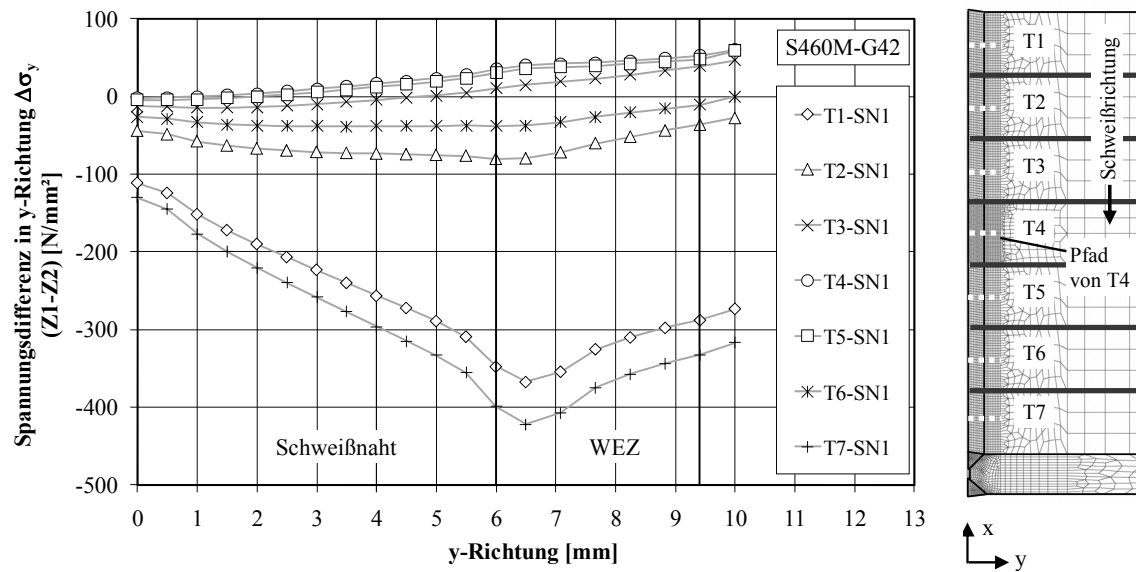


Abbildung A.141: Spannungsdifferenz in y-Richtung $\Delta\sigma_y$ für Schweißnaht SN1

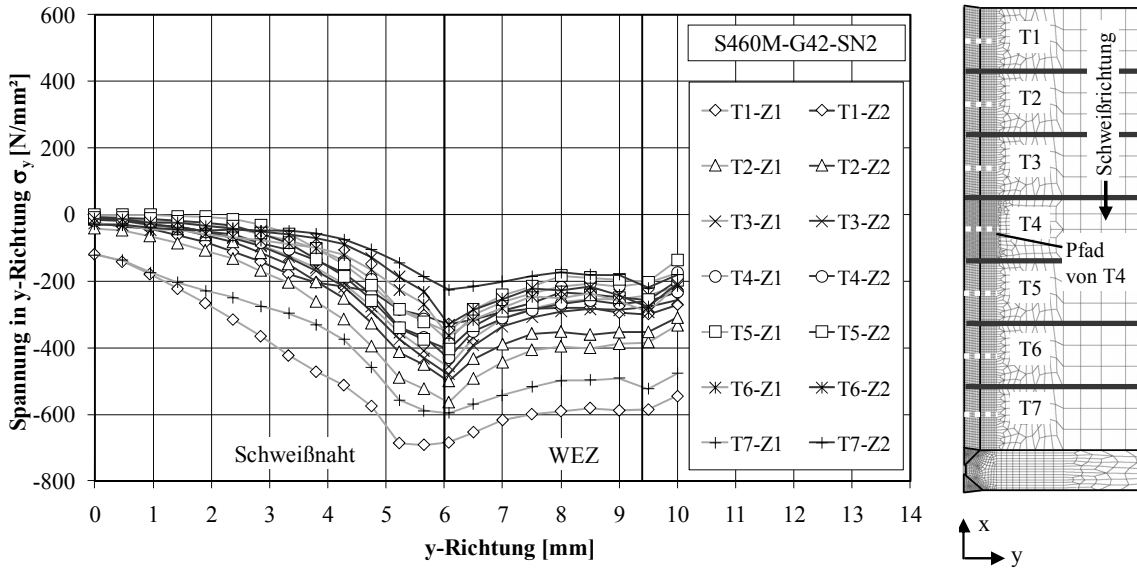


Abbildung A.142: Spannungen in y-Richtung σ_y in Pfaden der Teilbleche für Schweißnaht SN2

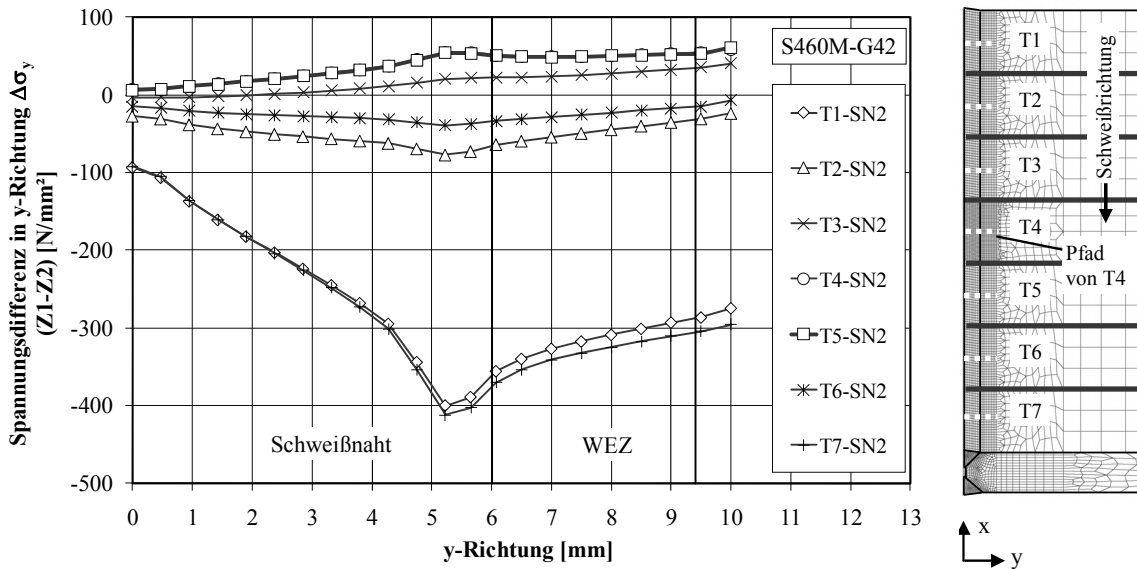


Abbildung A.143: Spannungsdifferenz in y-Richtung $\Delta\sigma_y$ für Schweißnaht SN2

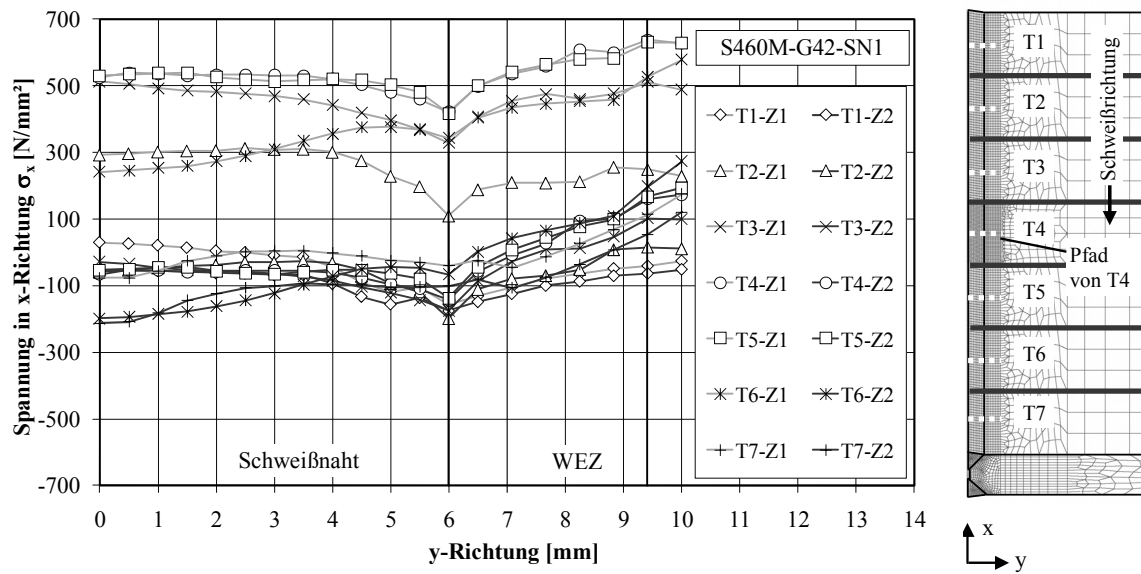


Abbildung A.144: Spannungen in x-Richtung σ_x in Pfaden der Teilbleche für Schweißnaht SN1

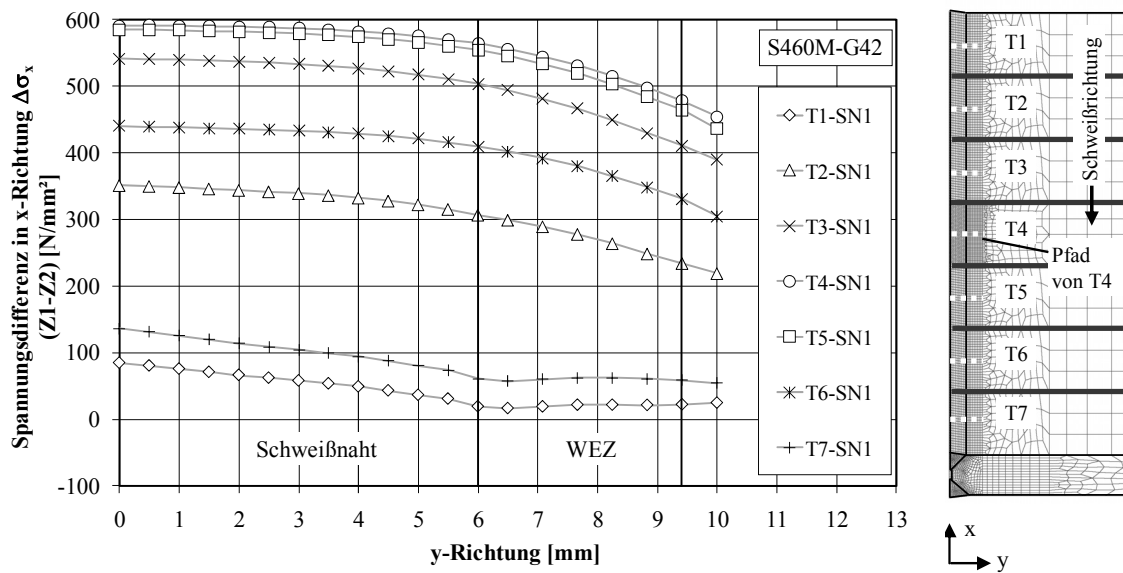


Abbildung A.145: Spannungsdifferenz in x-Richtung $\Delta\sigma_x$ für Schweißnaht SN1

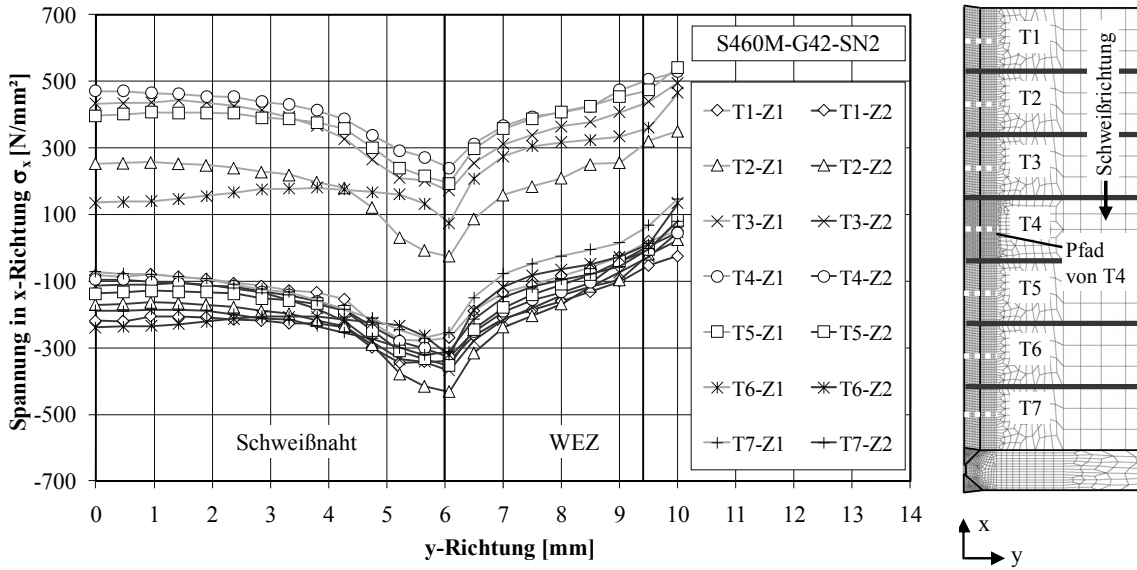


Abbildung A.146: Spannungen in x-Richtung σ_x in Pfaden der Teilbleche für Schweißnaht SN2

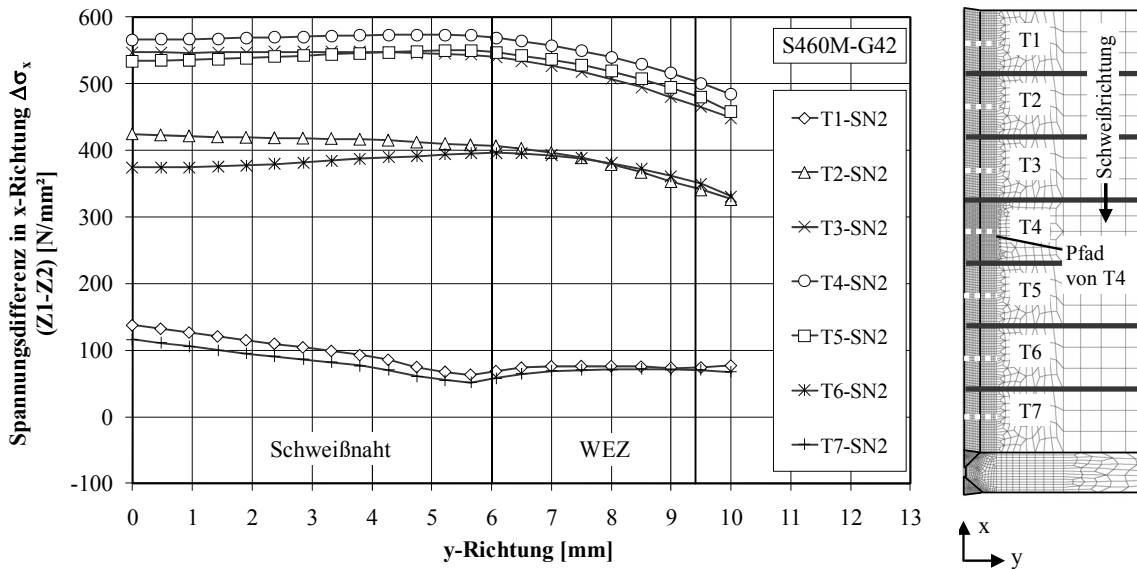


Abbildung A.147: Spannungsdifferenz in Nahtlängsrichtung $\Delta\sigma_x$ für Schweißnaht SN2

A.19.3 Grundwerkstoff S460M und Schweißzusatzwerkstoff G46

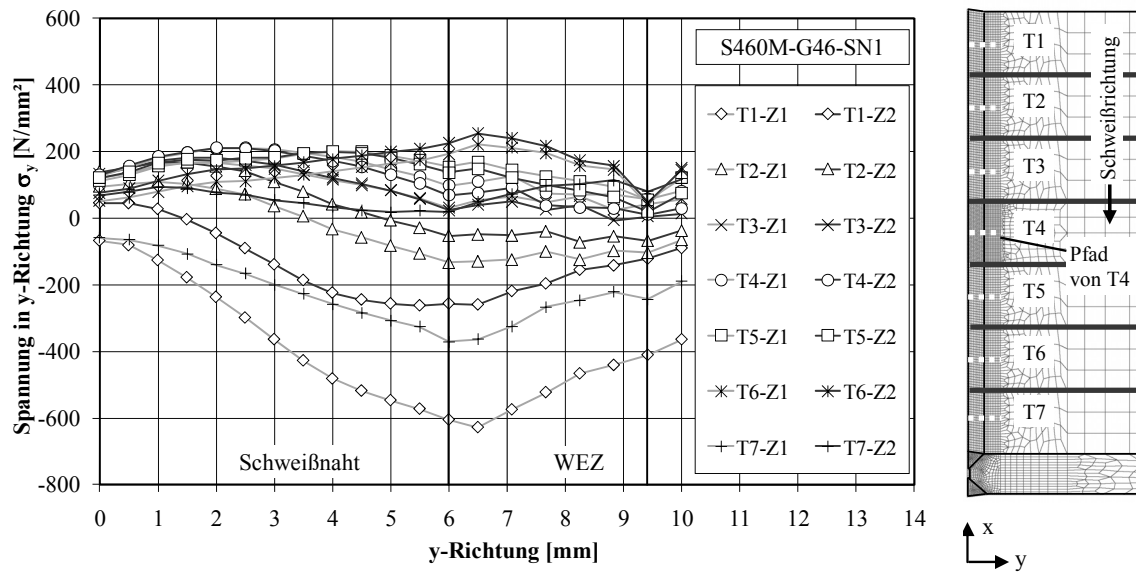


Abbildung A.148: Spannungen in y-Richtung σ_y in Pfaden der Teilbleche für Schweißnaht SN1

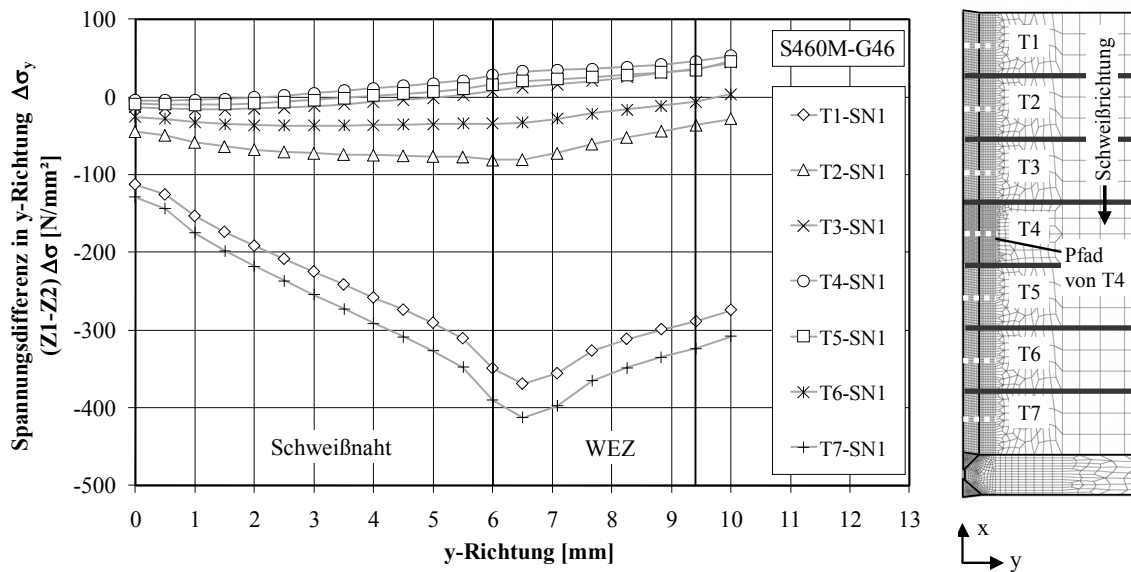


Abbildung A.149: Spannungsdifferenz in y-Richtung $\Delta\sigma_y$ für Schweißnaht SN1

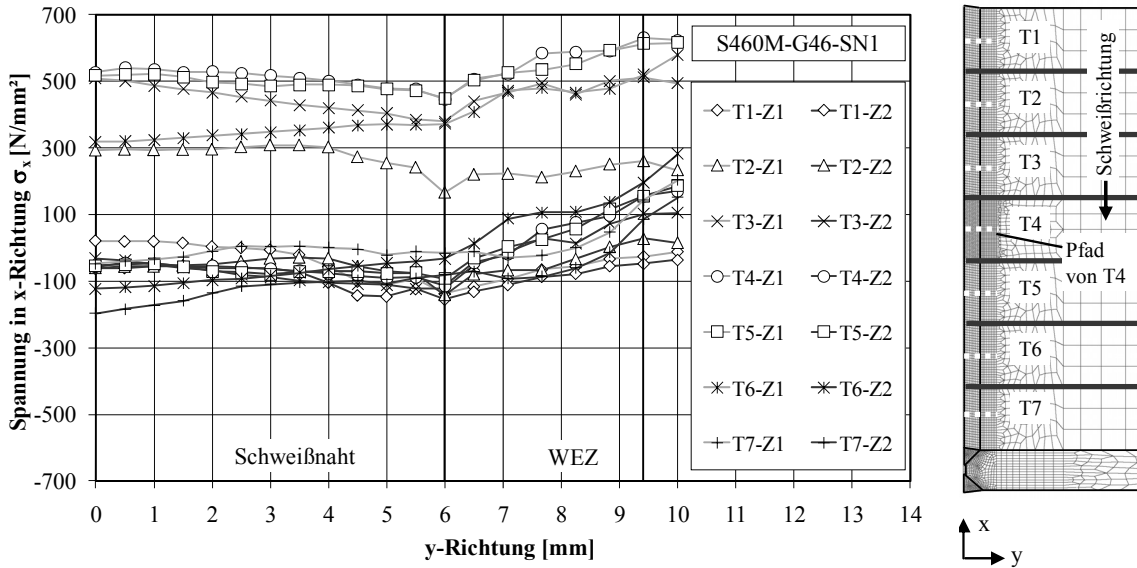


Abbildung A.150: Spannungen in x-Richtung σ_x für Schweißnaht SN1

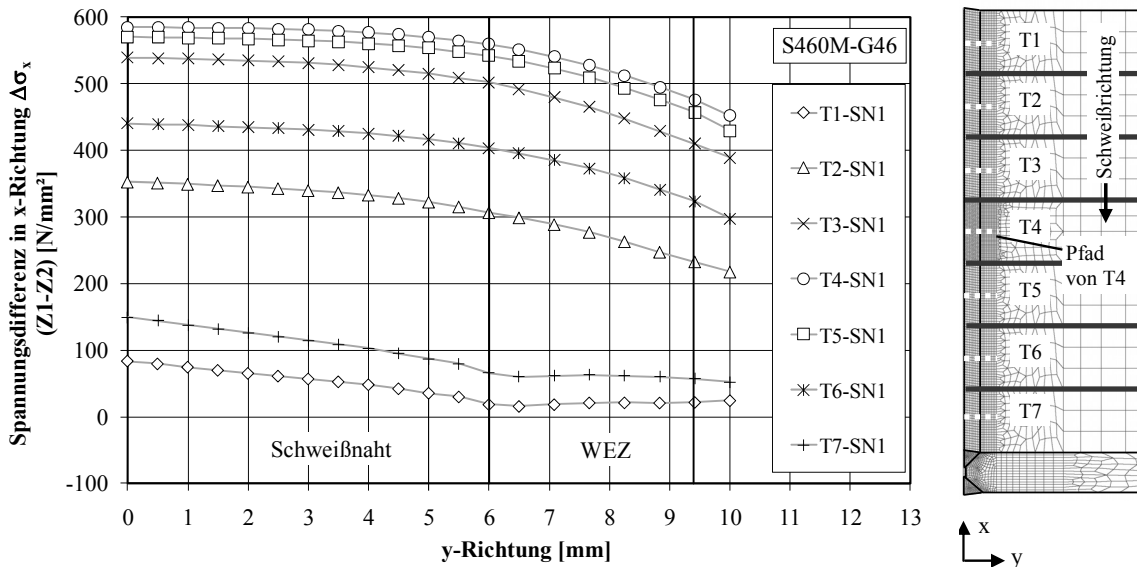


Abbildung A.151: Spannungsdifferenz in x-Richtung $\Delta\sigma_x$ für Schweißnaht SN1

A.19.4 Grundwerkstoff S460M und Schweißzusatzwerkstoff G69

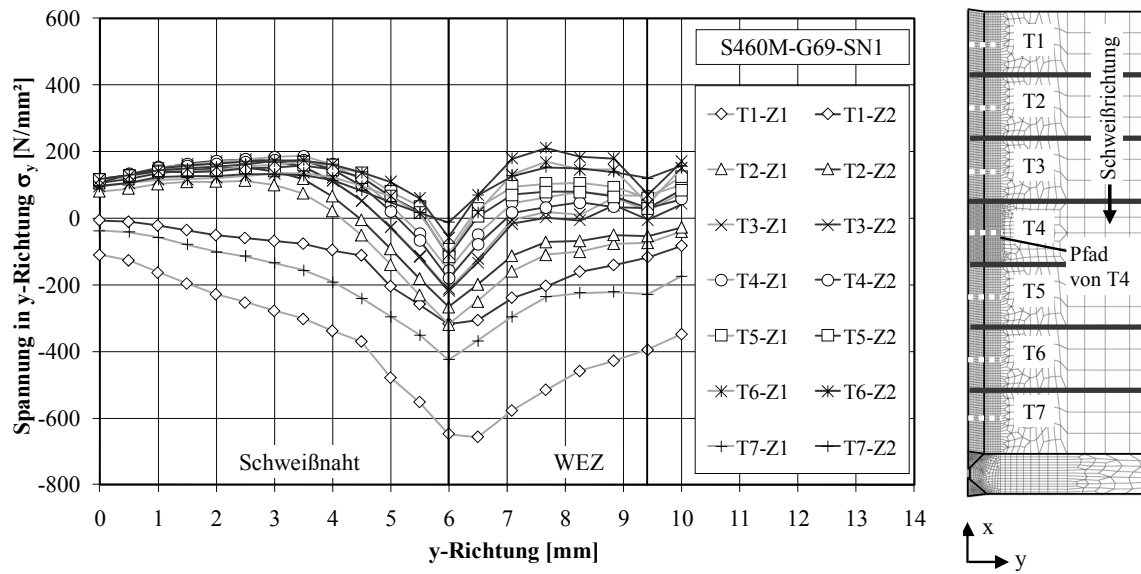


Abbildung A.152: Spannungen in y-Richtung σ_y in Pfaden der Teilbleche für Schweißnaht SN1

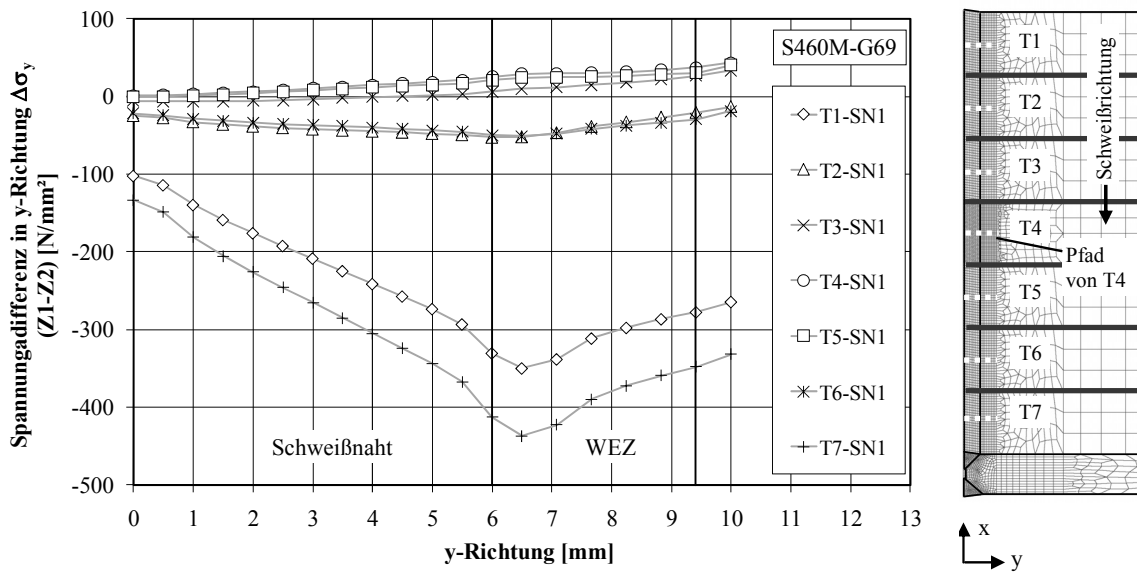


Abbildung A.153: Spannungsdifferenz in y-Richtung $\Delta\sigma_y$ für Schweißnaht SN1

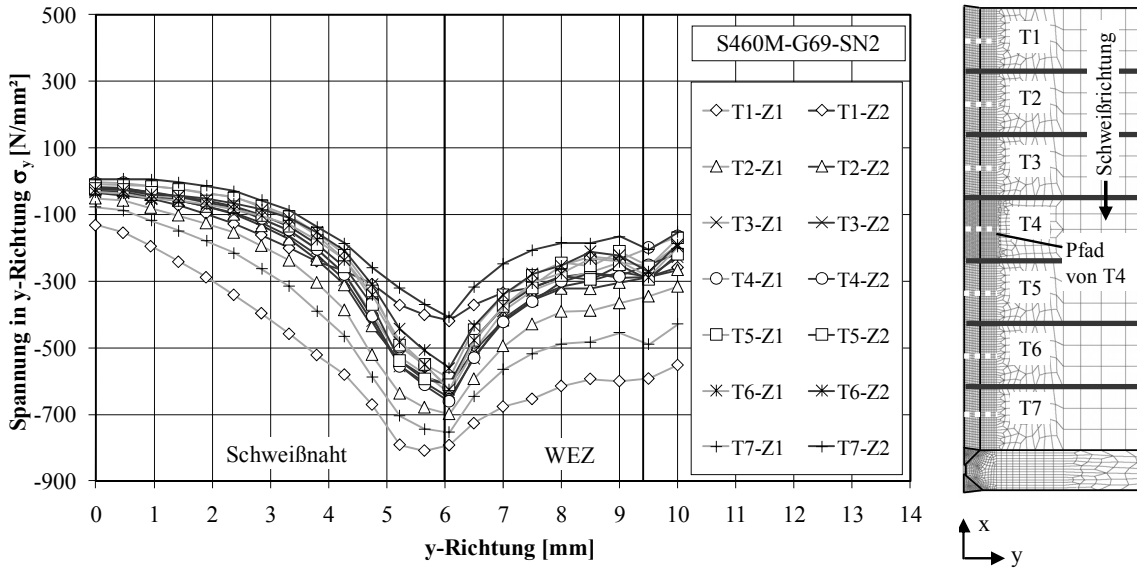


Abbildung A.154: Spannungen in y-Richtung $\Delta\sigma_y$ in Pfaden der Teilbleche für Schweißnaht SN2

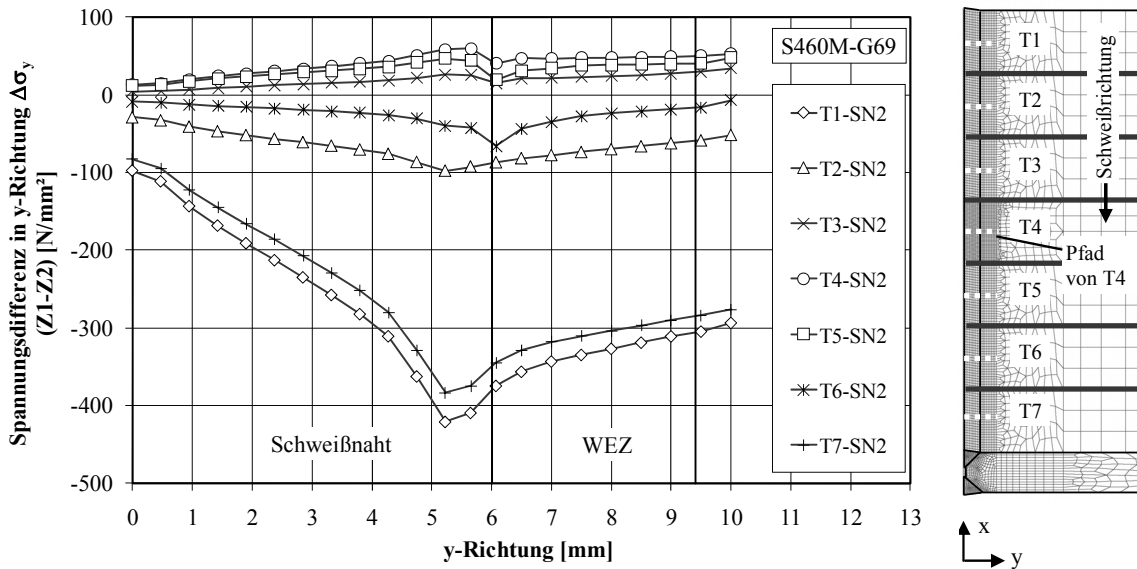


Abbildung A.155: Spannungsdifferenz in y-Richtung $\Delta\sigma_y$ für Schweißnaht SN2

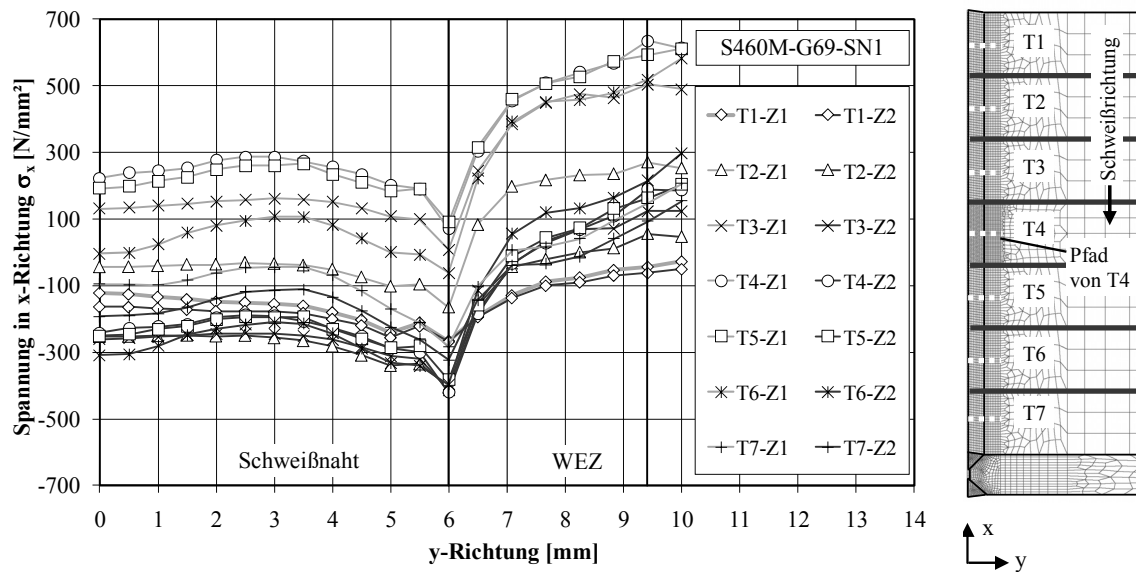


Abbildung A.156: Spannungen in x-Richtung σ_x in Pfaden der Teilbleche für Schweißnaht SN1

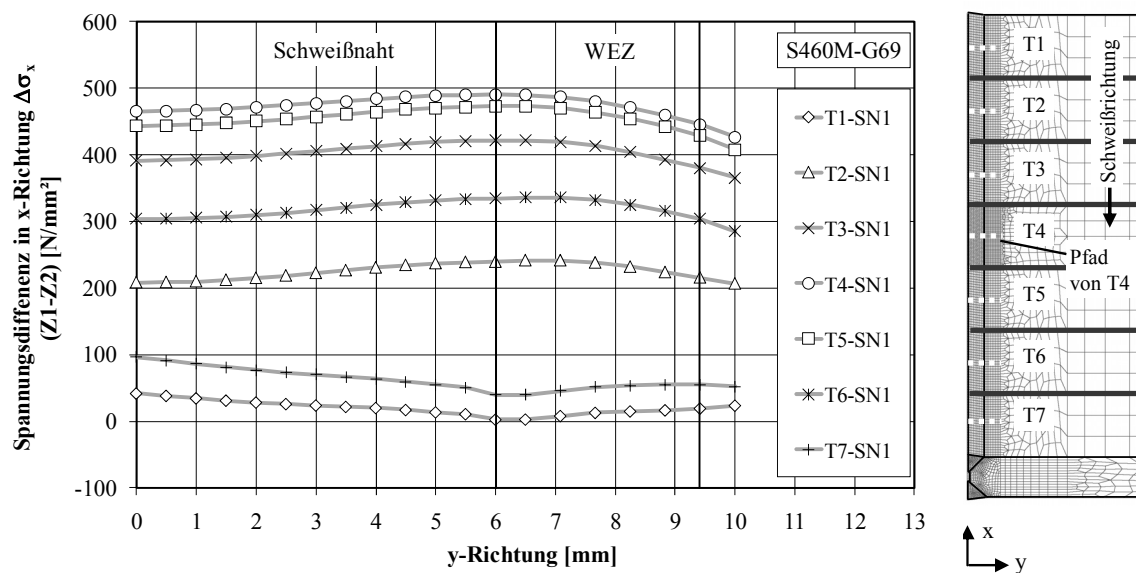


Abbildung A.157: Spannungsdifferenz in x-Richtung $\Delta\sigma_x$ für Schweißnaht SN1

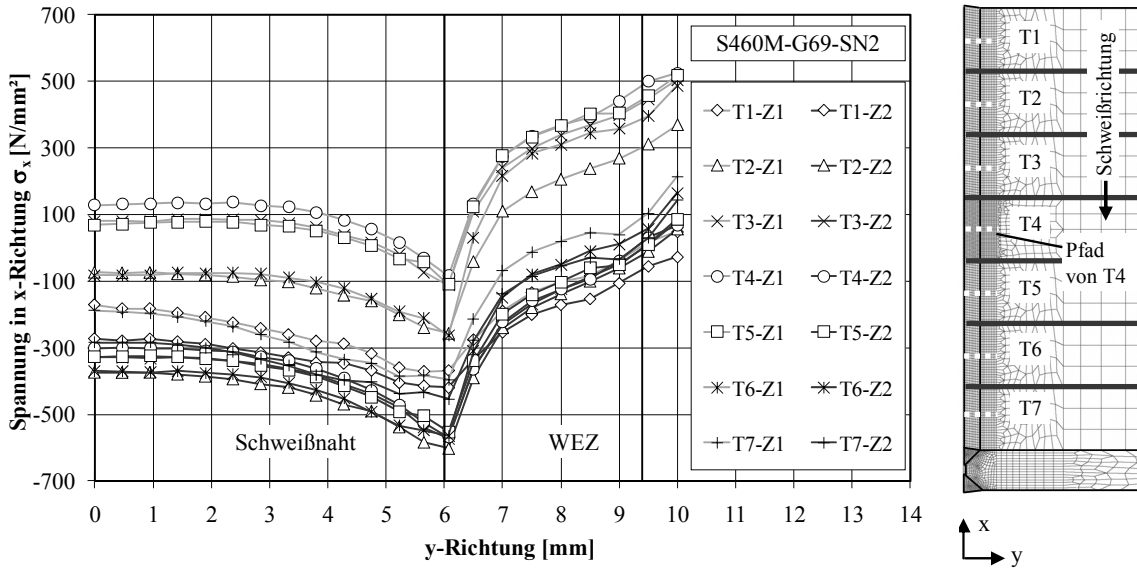


Abbildung A.158: Spannungen in x-Richtung σ_x in Pfaden der Teilbleche für Schweißnaht SN2

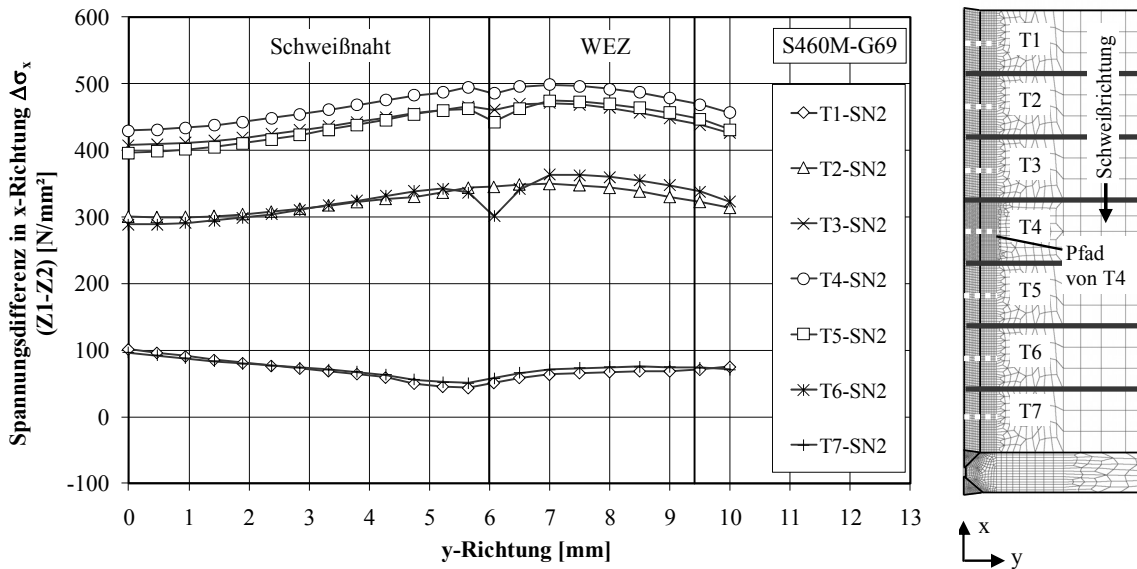


Abbildung A.159: Spannungsdifferenz in x-Richtung $\Delta\sigma_x$ für Schweißnaht SN2

A.19.5 Grundwerkstoff S690Q und Schweißzusatzwerkstoff G46

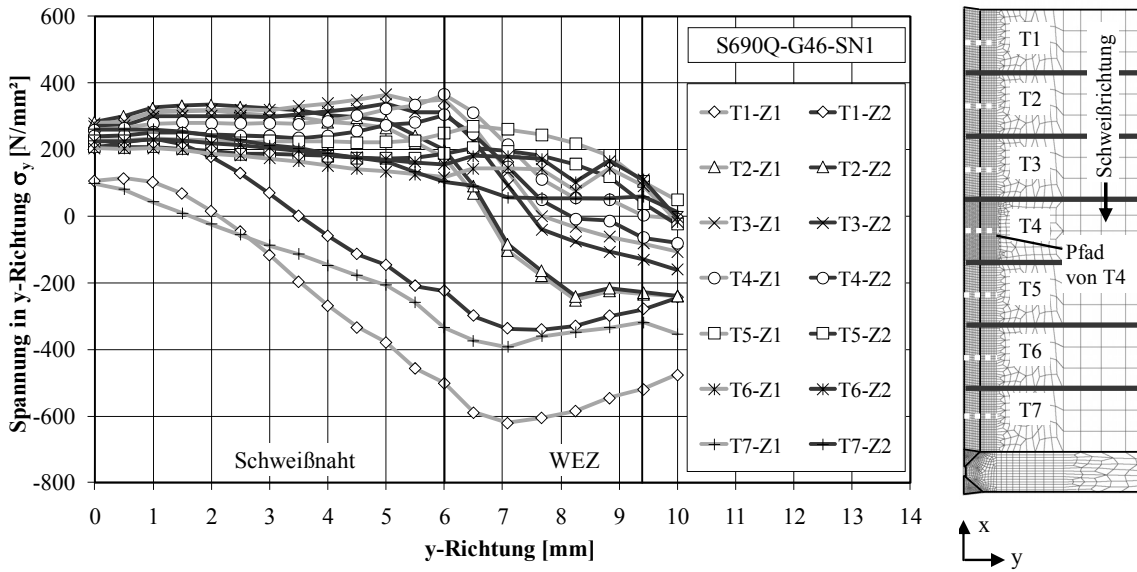


Abbildung A.160: Spannungen in y-Richtung σ_y in Pfaden der Teilbleche für Schweißnaht SN1

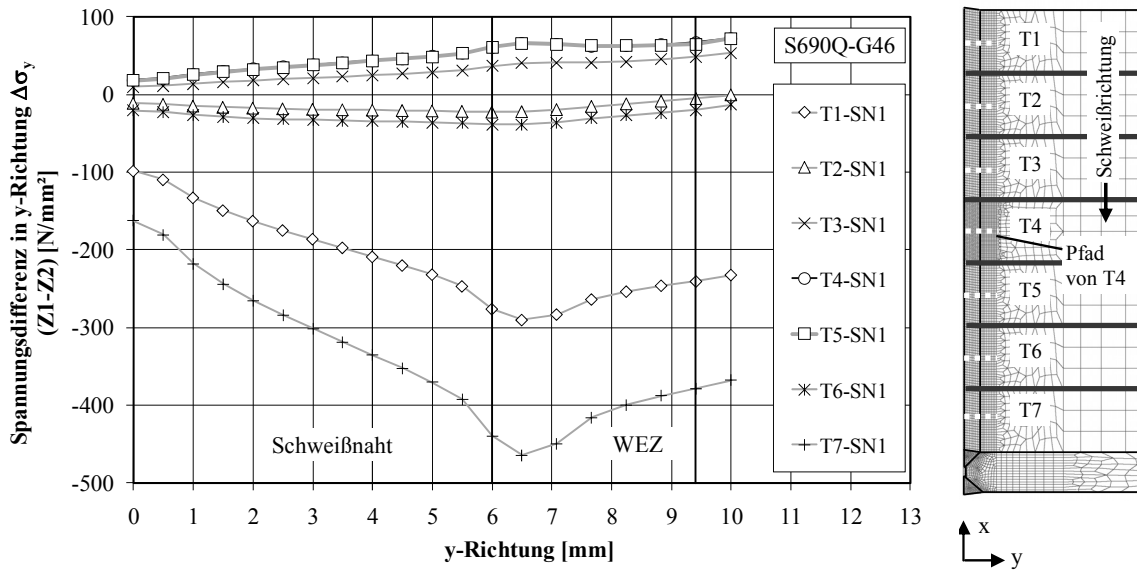


Abbildung A.161: Spannungsdifferenz in y-Richtung $\Delta\sigma_y$ für Schweißnaht SN1

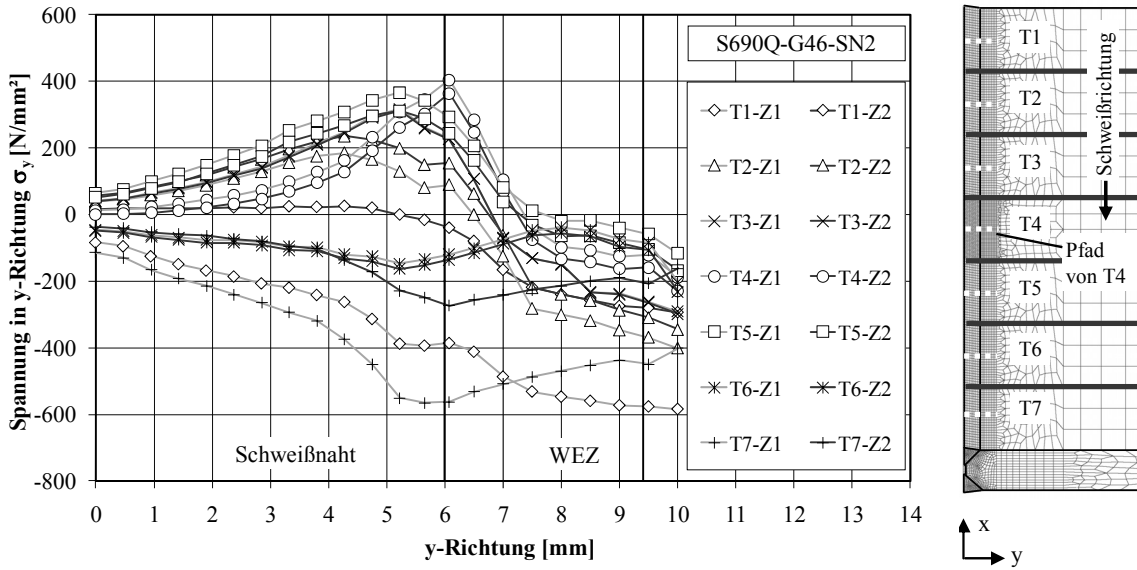


Abbildung A.162: Spannungen in y-Richtung σ_y in Pfaden der Teilbleche für Schweißnaht SN2

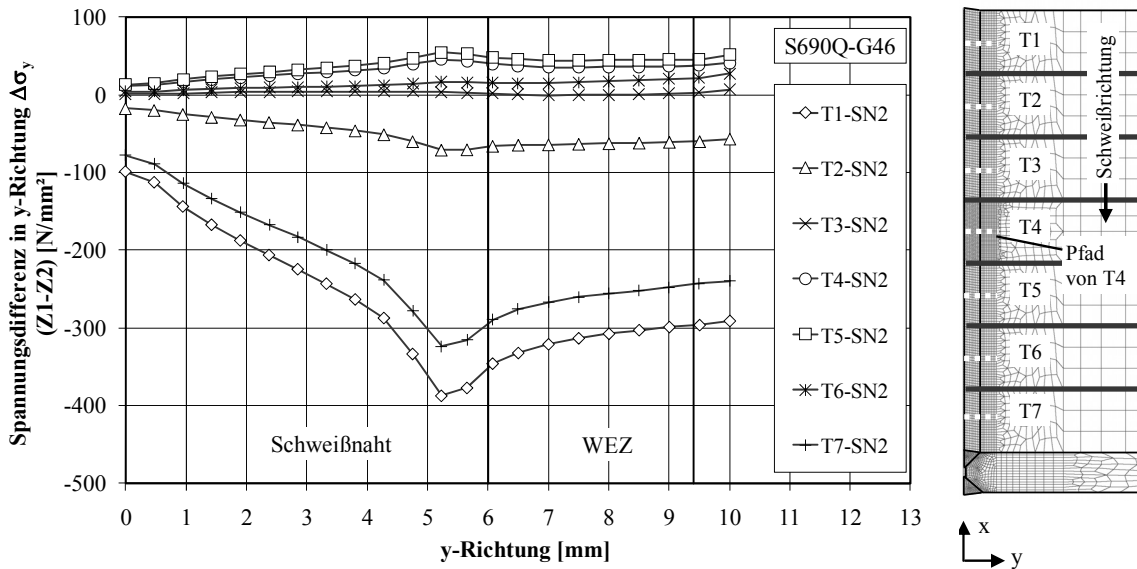


Abbildung A.163: Spannungsdifferenz in y-Richtung $\Delta\sigma_y$ für Schweißnaht SN2

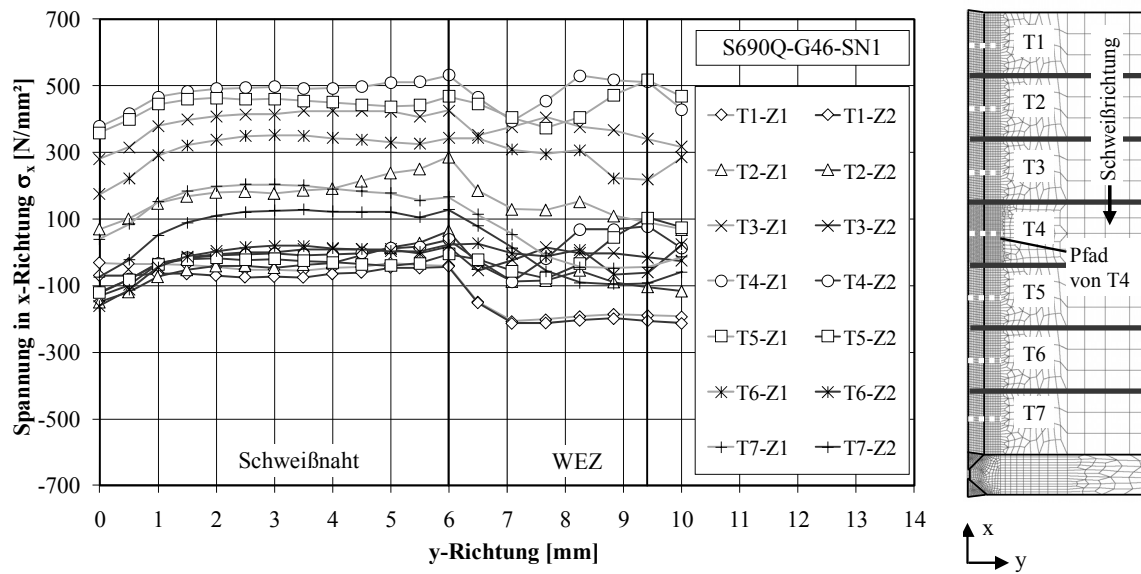


Abbildung A.164: Spannungen in x-Richtung σ_x in Pfaden der Teilbleche für Schweißnaht SN1

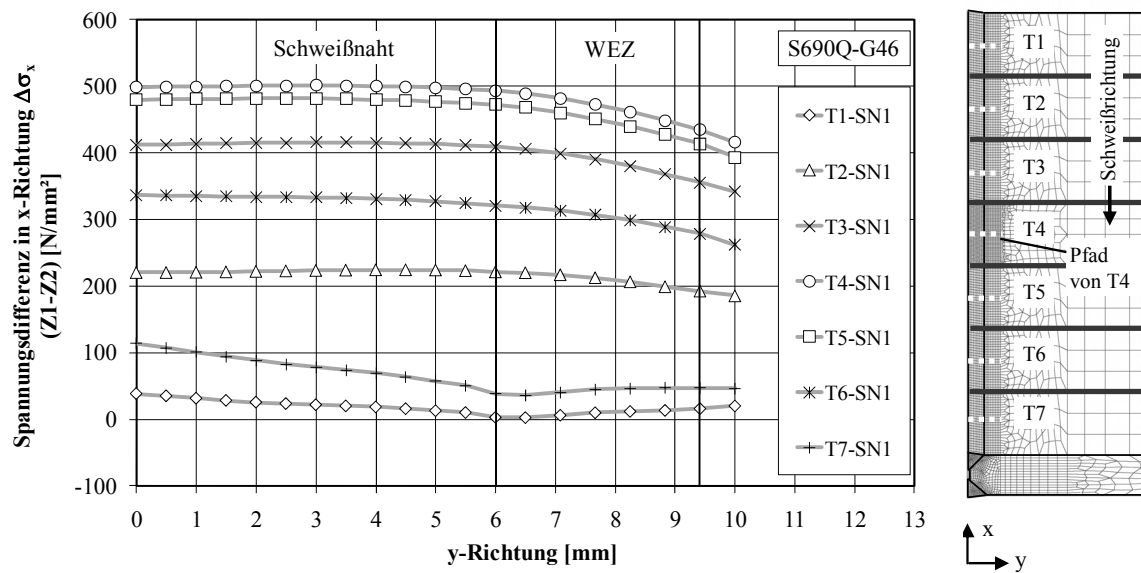


Abbildung A.165: Spannungsdifferenz in x-Richtung $\Delta\sigma_x$ für Schweißnaht SN1

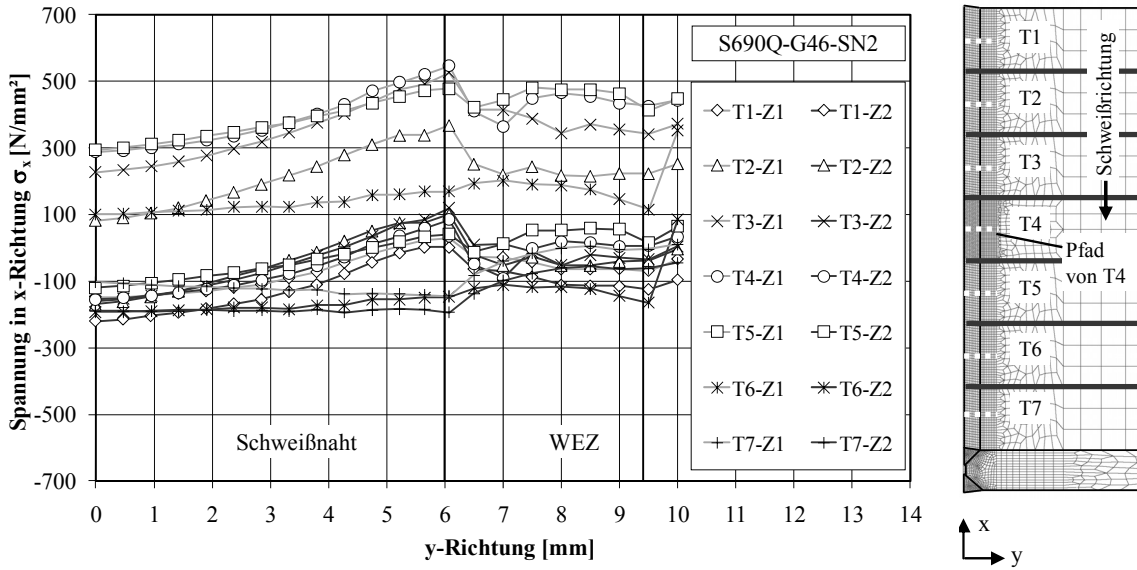


Abbildung A.166: Spannungen in x-Richtung σ_x in Pfaden der Teilbleche für Schweißnaht SN2

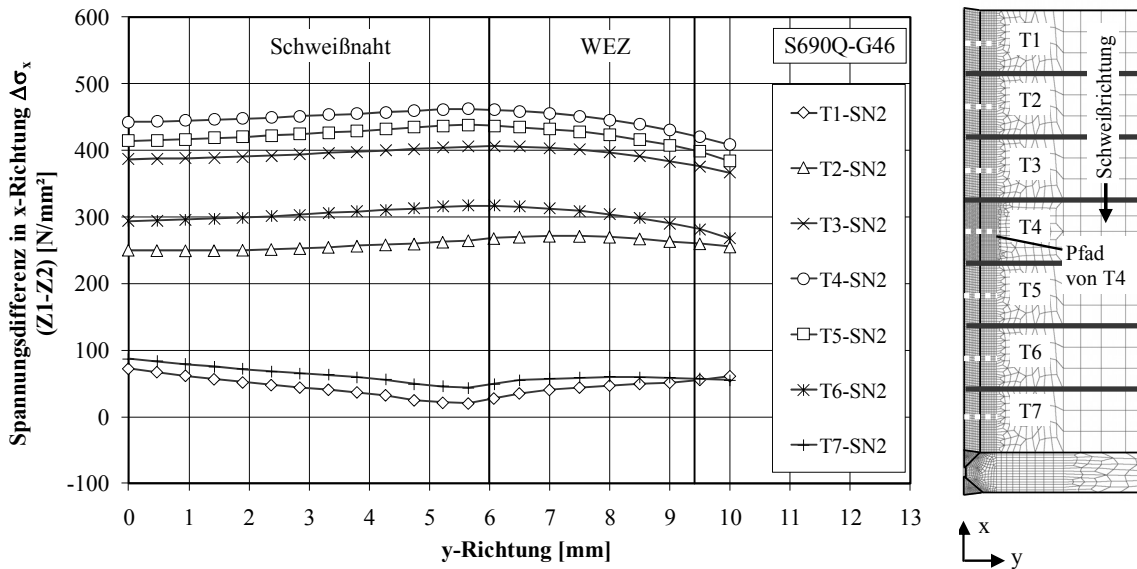


Abbildung A.167: Spannungsdifferenz in x-Richtung $\Delta\sigma_x$ für Schweißnaht SN2

A.19.6 Grundwerkstoff S690Q und Schweißzusatzwerkstoff G69

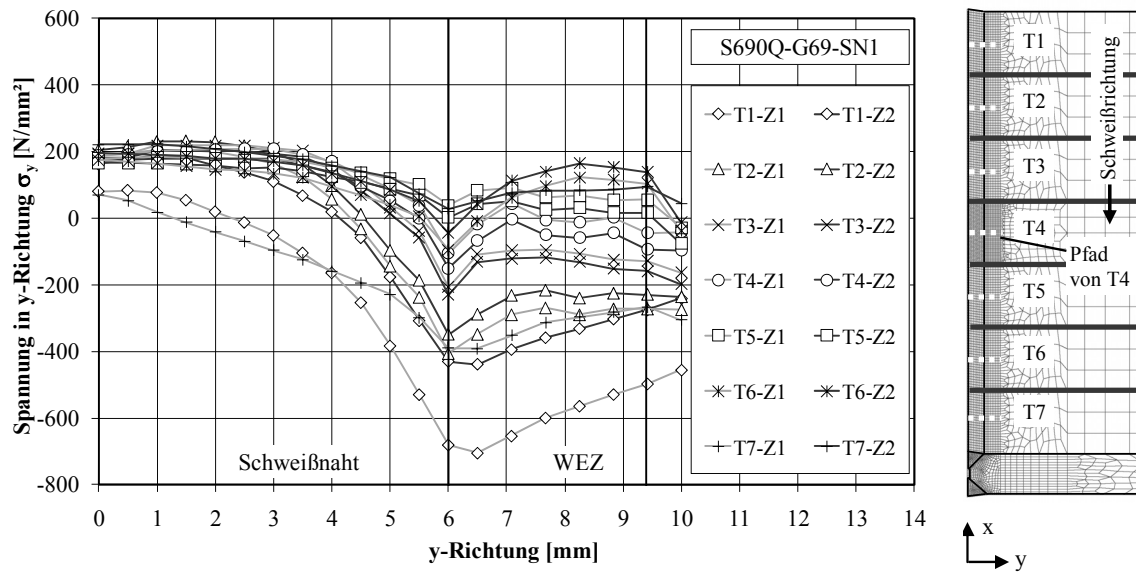


Abbildung A.168: Spannungen in y-Richtung σ_y in Pfaden der Teilbleche für Schweißnaht SN1

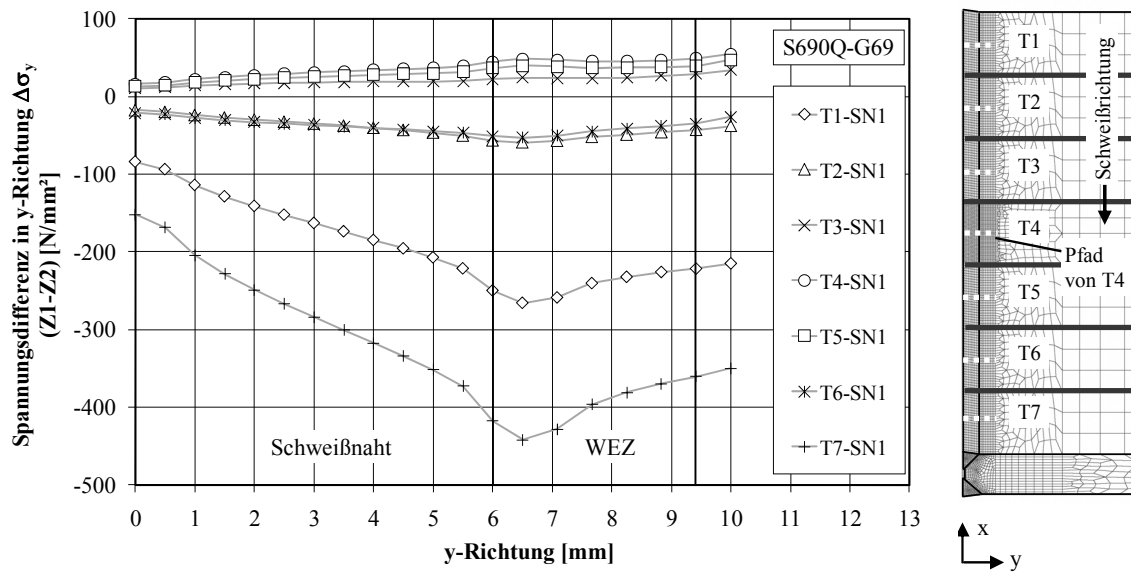


Abbildung A.169: Spannungsdifferenz in y-Richtung $\Delta\sigma_y$ für Schweißnaht SN1

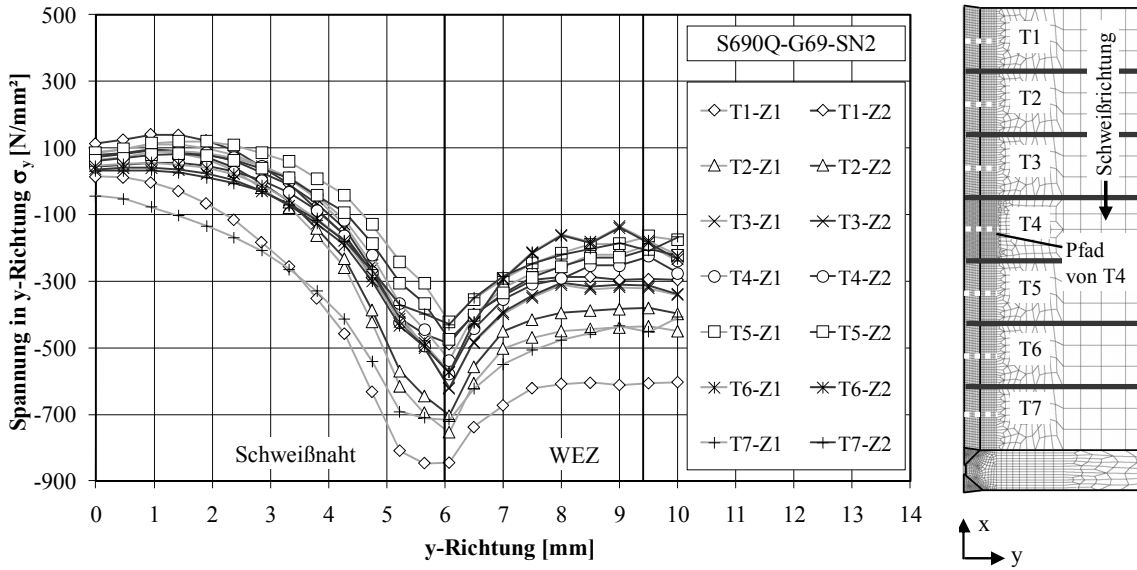


Abbildung A.170: Spannungen in y-Richtung σ_y in Pfaden der Teilbleche für Schweißnaht SN2

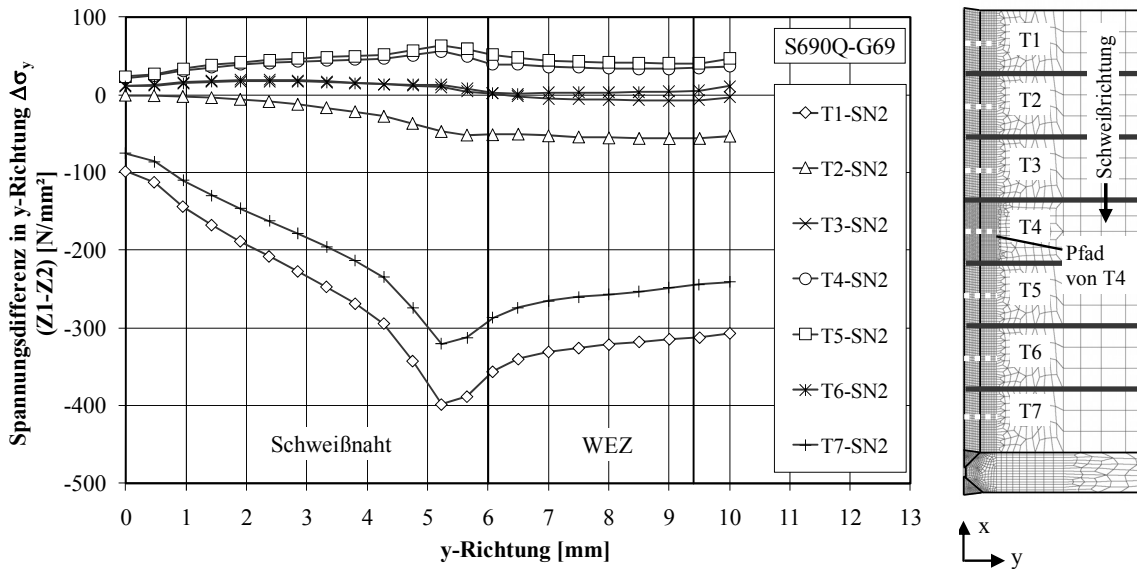


Abbildung A.171: Spannungsdifferenz in y-Richtung $\Delta\sigma_y$ für Schweißnaht SN2

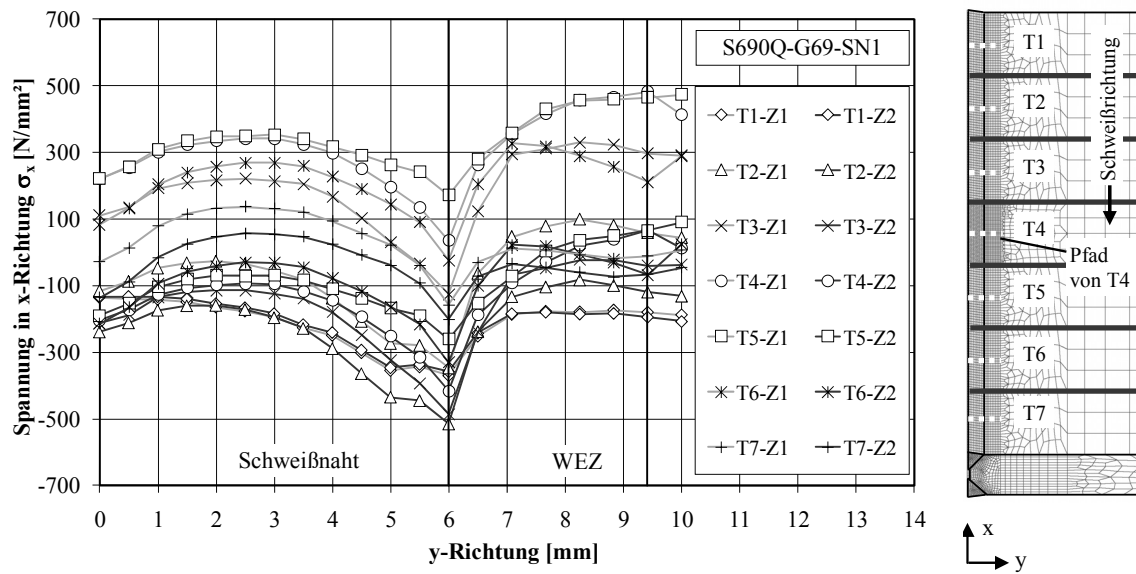


Abbildung A.172: Spannungen in x-Richtung σ_x in Pfaden der Teilbleche für Schweißnaht SN1

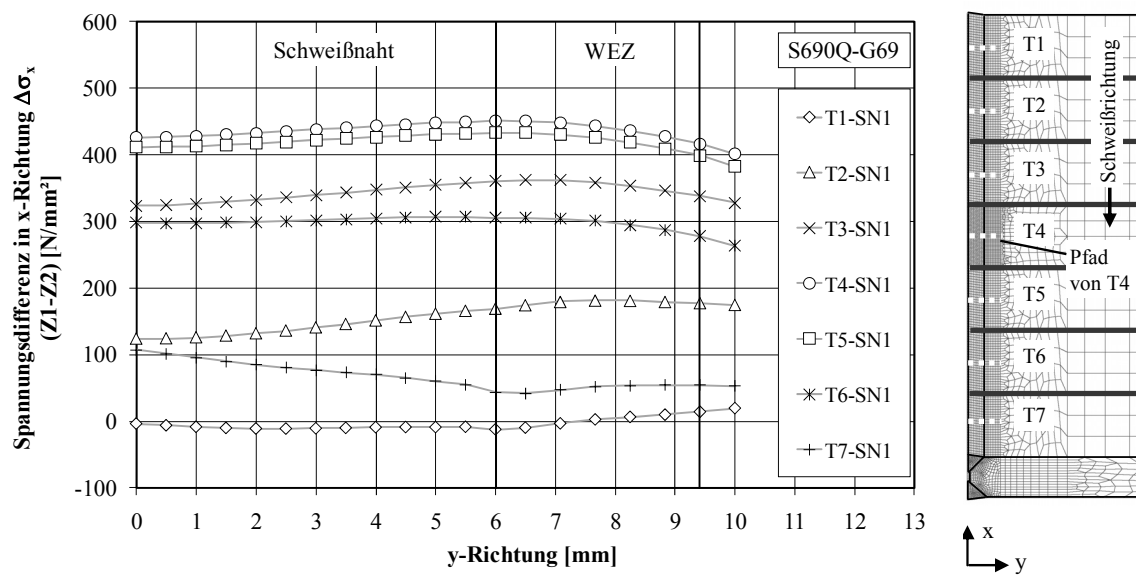


Abbildung A.173: Spannungsdifferenz in x-Richtung $\Delta\sigma_x$ für Schweißnaht sN1

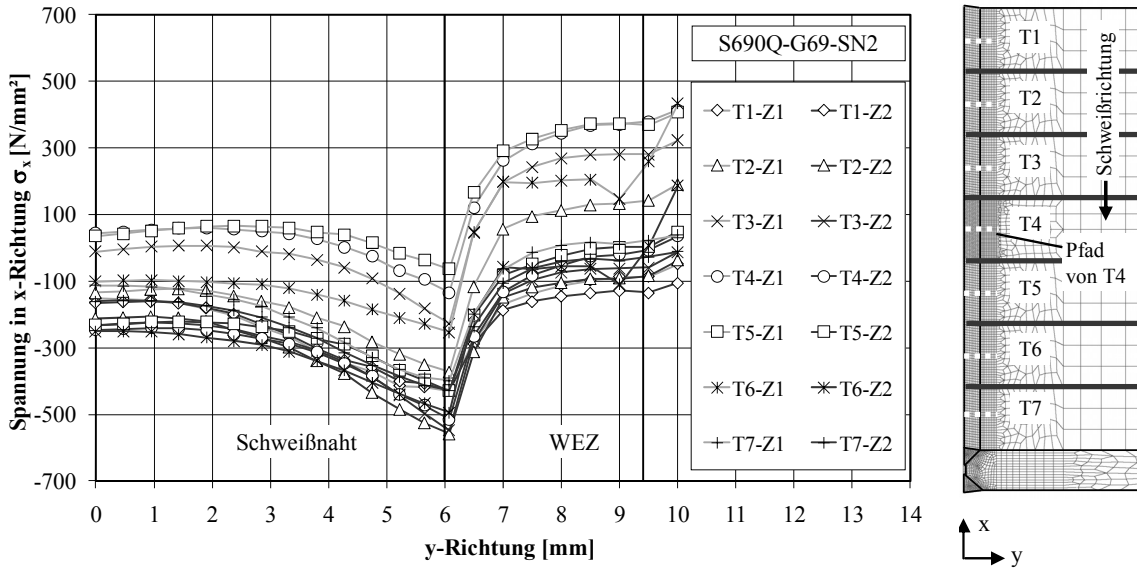


Abbildung A.174: Spannungen in x-Richtung σ_x in Pfaden der Teilbleche für Schweißnaht SN2

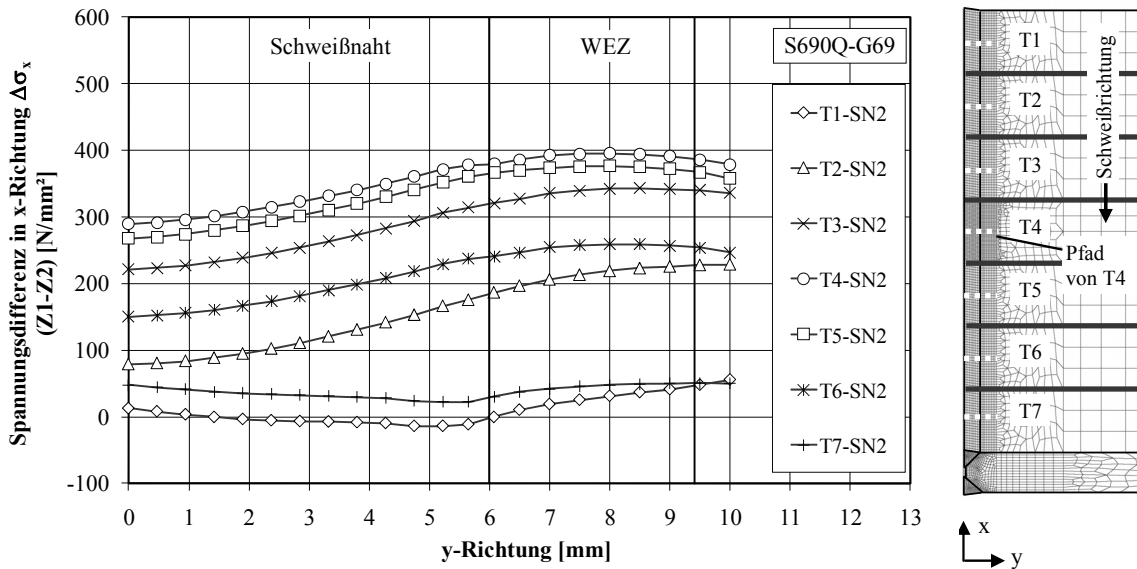


Abbildung A.175: Spannungsdifferenz in x-Richtung $\Delta\sigma_x$ für Schweißnaht SN2

A.19.7 Grundwerkstoff S690Q und Schweißzusatzwerkstoff G89

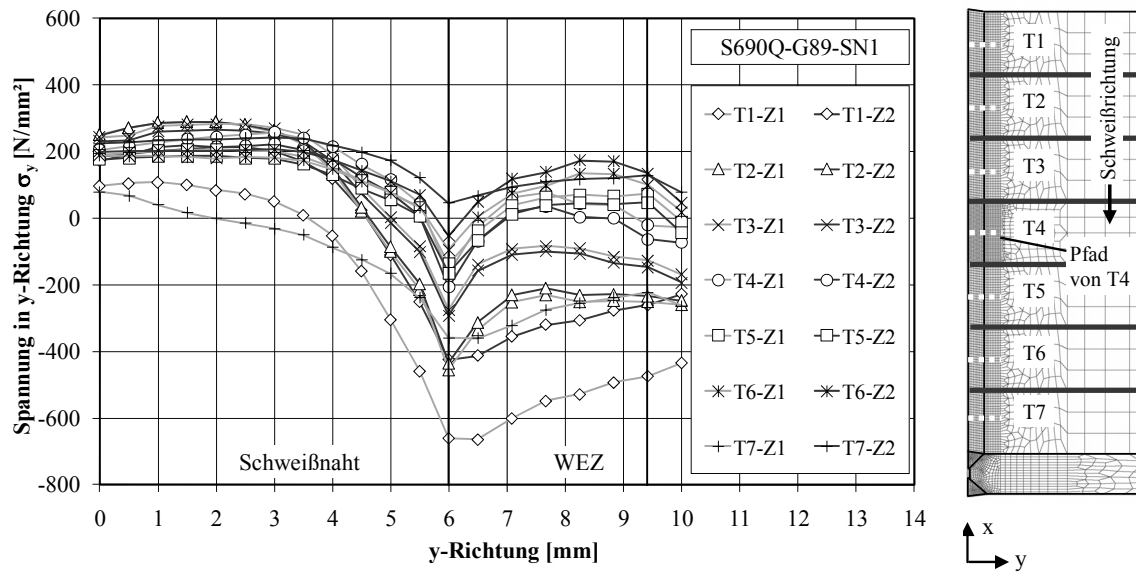


Abbildung A.176: Spannungen in y-Richtung σ_y in Pfaden der Teilbleche für Schweißnaht SN1

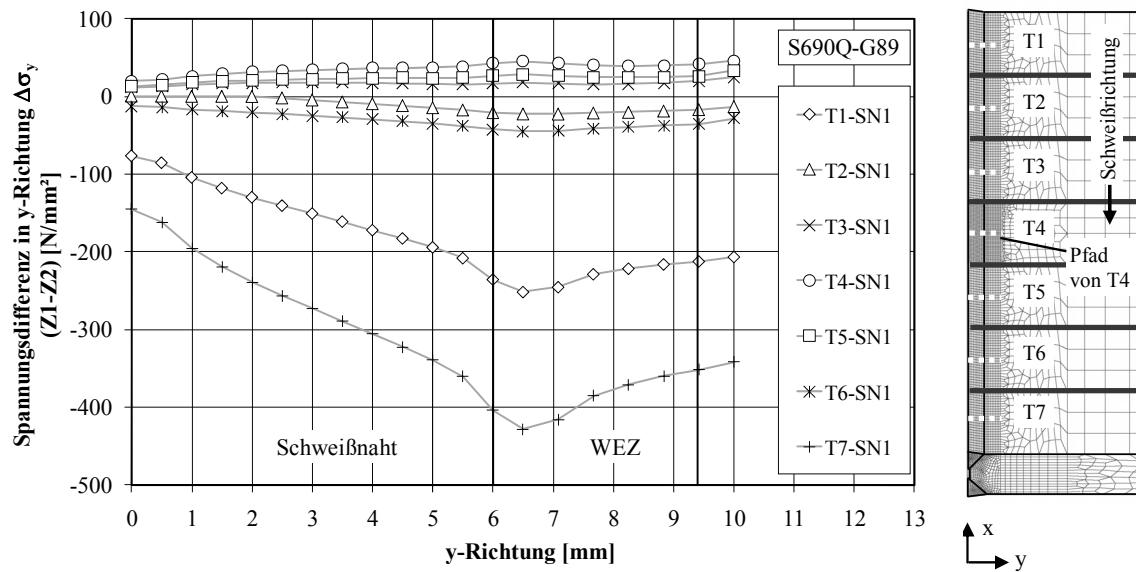


Abbildung A.177: Spannungsdifferenz in y-Richtung $\Delta\sigma_y$ für Schweißnaht SN1

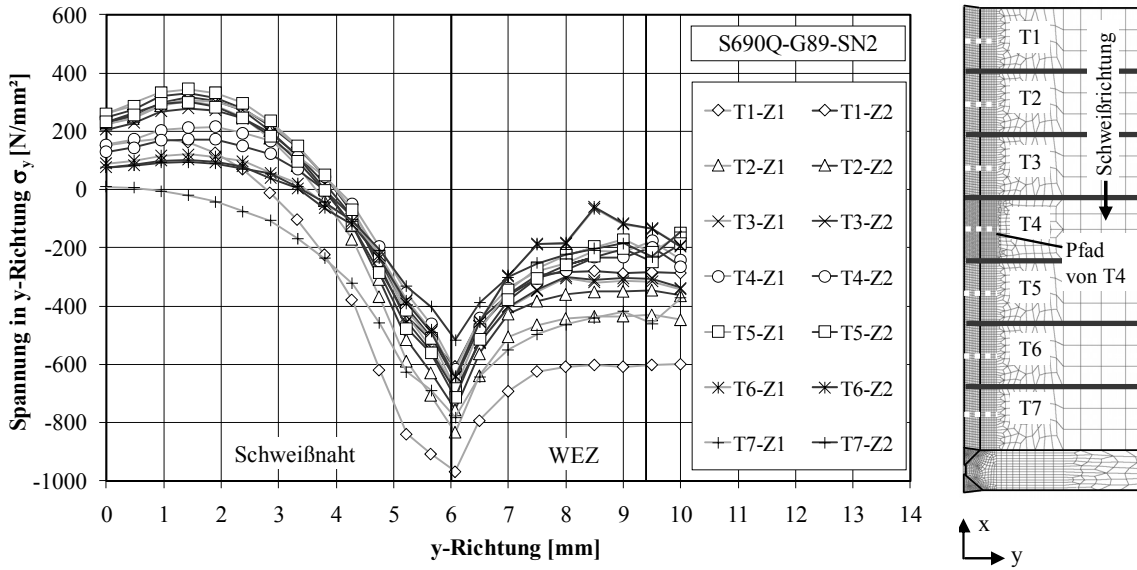


Abbildung A.178: Spannungen in y-Richtung σ_y in Pfaden der Teilbleche für Schweißnaht SN2

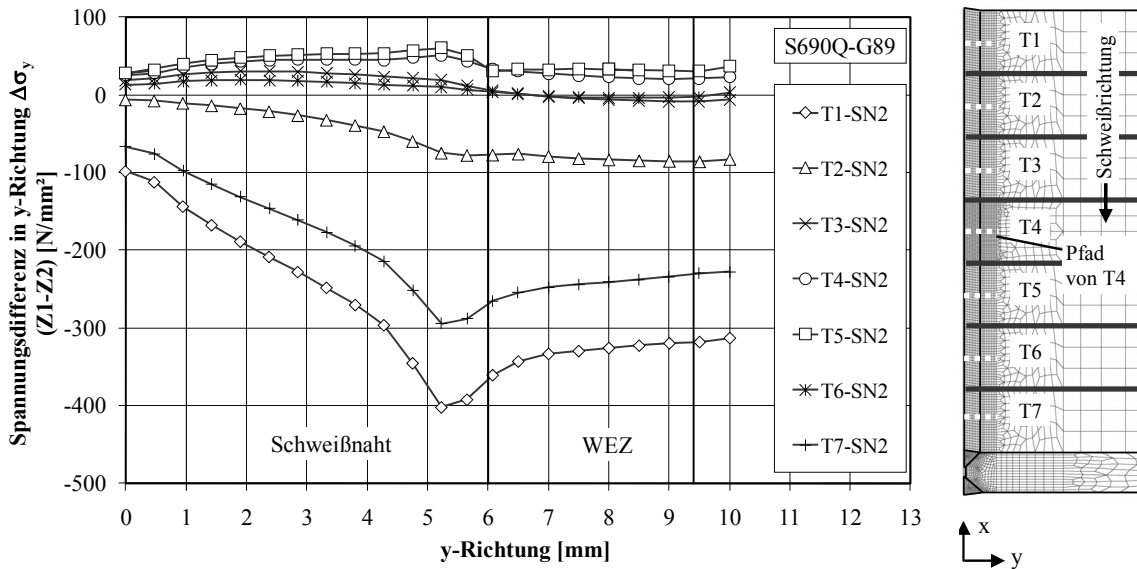


Abbildung A.179: Spannungsdifferenz in y-Richtung $\Delta\sigma_y$ für Schweißnaht SN2

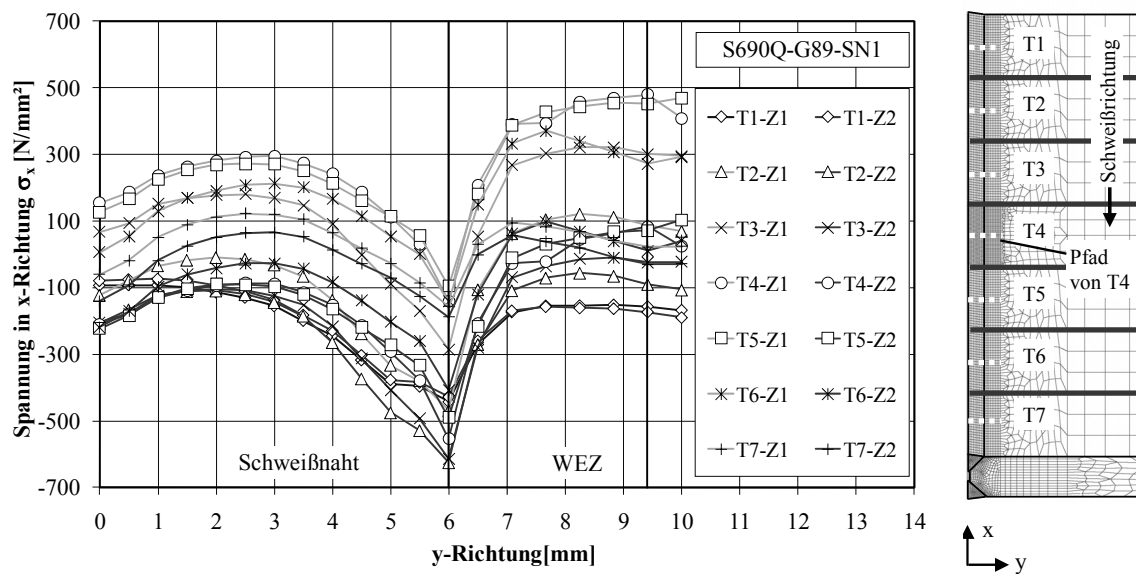


Abbildung A.180: Spannungen in x-Richtung σ_x in Pfaden der Teilbleche für Schweißnaht SN1

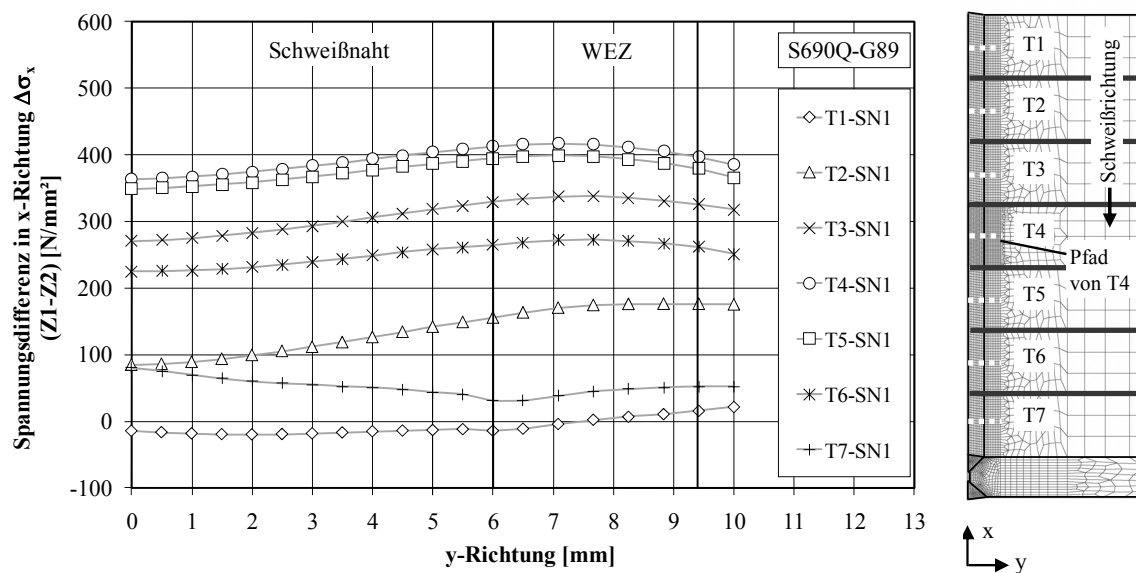


Abbildung A.181: Spannungsdifferenz in x-Richtung $\Delta\sigma_x$ für Schweißnaht SN1

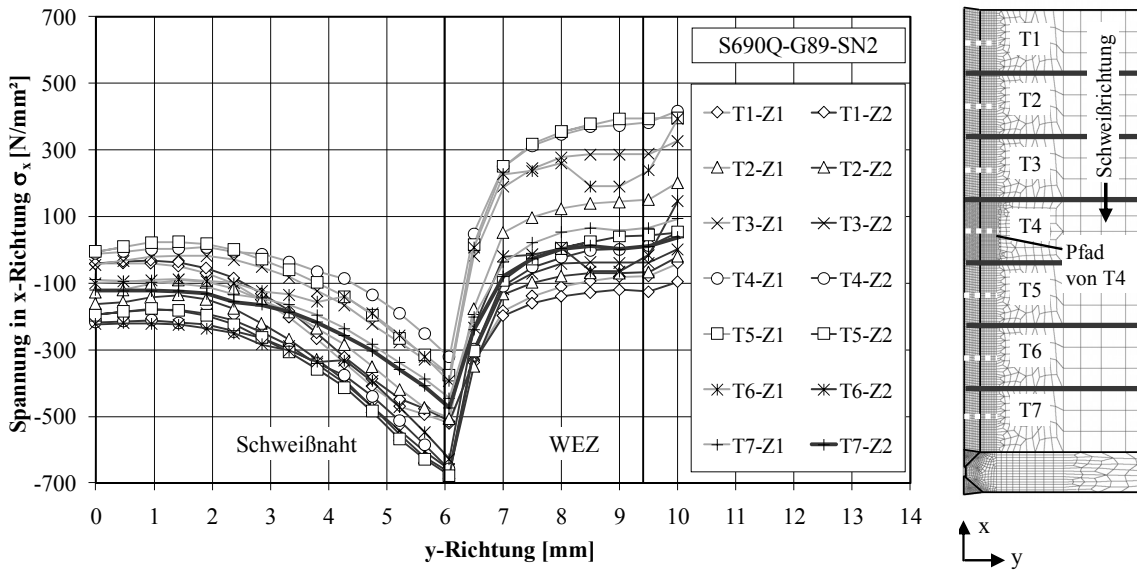


Abbildung A.182: Spannungen in x-Richtung σ_x Pfaden der Teilbleche für Schweißnaht SN2

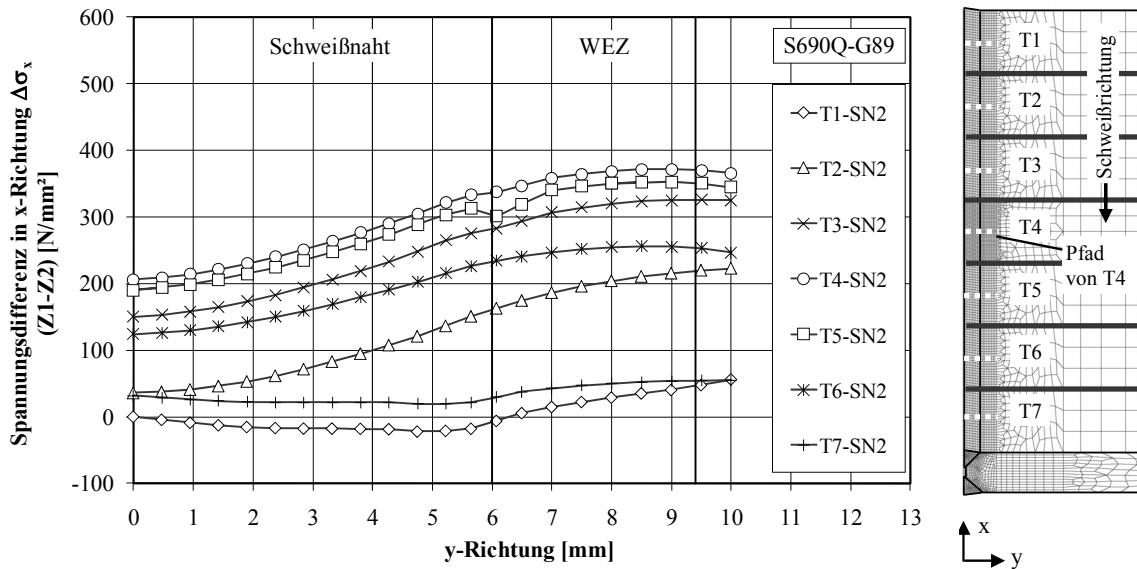


Abbildung A.183: Spannungsdifferenz in x-Richtung $\Delta\sigma_x$ für Schweißnaht SN2

Tabelle A.73: Spannungsdifferenz für den Grundwerkstoff S460M in N/mm²

		<i>Schweißnaht</i>		SN1				SN2				
				<i>Schweißnaht</i>		WEZ		<i>Schweißnaht</i>		WEZ		
		<i>Bereich</i>		quer	längs	quer	längs	quer	längs	quer	längs	
		<i>Spannungsrichtung</i>										
<i>Kombination</i>	S460M-G42	<i>Teilblech</i>	T1	min	-350	+20	-350	+20	-400	+65	-355	+65
				max	-100	+85	-275	+25	-90	+135	-275	+75
			T2	min	-80	+305	-80	+220	-75	+405	-60	+325
				max	-40	+350	-25	+305	-25	+425	-23	+405
			T3	min	-10	+500	±0	+390	±0	+540	+20	+445
				max	±0	+540	+45	+500	+20	+545	+40	+540
			T4	min	±0	+550	+30	+450	±0	+560	+50	+485
		max		+30	+585	+60	+550	+50	+570	+60	+570	
		T5	min	±0	+550	+30	+435	±0	+530	+50	+455	
			max	+30	+585	+60	+550	+50	+550	+60	+550	
		T6	min	-25	+410	-30	+305	-30	+375	-30	+330	
			max	-30	+440	±0	+410	±0	+395	-5	+395	
		T7	min	-400	+60	-420	+55	-400	+55	-370	+55	
			max	-100	+130	-315	+60	-90	+115	-295	+65	
	S460M-G46	<i>Teilblech</i>	T1	min	-350	+15	-370	+15	-395	+65	-350	+65
				max	-100	+85	-275	+20	-95	+140	-270	+70
			T2	min	-80	+305	-80	+230	-75	+410	-65	+345
				max	-40	+350	-25	+305	-30	+445	-20	+410
			T3	min	-10	+500	+5	+410	±0	+545	+25	+460
				max	+5	+540	+45	+500	+25	+555	+45	+545
			T4	min	+5	+560	+25	+450	+5	+570	+55	+485
		max		+25	+585	+55	+560	+60	+570	+65	+570	
		T5	min	-5	+540	+15	+450	+5	+545	+55	+460	
			max	+15	+570	+45	+540	+60	+555	+65	+545	
T6		min	-35	+400	-35	+320	-40	+405	-35	+335		
		max	-25	+440	+5	+400	-15	+410	-5	+410		
T7		min	-410	+65	-410	+15	-410	+65	-370	+65		
		max	-130	+150	-310	+25	-95	+140	-295	+70		
S460M-G69	<i>Teilblech</i>	T1	min	-330	±0	-350	±0	-420	+45	-375	+50	
			max	-100	+40	-260	+23	-100	+100	-290	+70	
		T2	min	-50	+210	-50	+204	-95	+290	-85	+315	
			max	-20	+240	-20	+210	-25	+345	-50	+365	
		T3	min	±0	+390	+5	+365	+5	+395	+15	+430	
			max	+5	+420	+30	+390	+25	+460	+35	+475	
		T4	min	±0	+465	+20	+430	+10	+430	+40	+455	
	max		+40	+490	+40	+490	+60	+495	+45	+495		
	T5	min	±0	+440	+20	+405	+10	+395	+20	+430		
		max	+40	+470	+40	+470	+45	+460	+45	+475		
	T6	min	-50	+305	-50	+285	-65	+290	-65	+315		
		max	-20	+335	-20	+335	-10	+345	-5	+365		
	T7	min	-410	+40	-430	+40	-385	+45	-345	+50		
		max	-130	+100	-330	+55	-80	+100	-275	+70		

Tabelle A.74: Spannungsdifferenz für den Grundwerkstoff S690Q in N/mm²

		<i>Schweißnaht</i>		SN1				SN2					
				<i>Bereich</i>		Schweißnaht		WEZ		Schweißnaht		WEZ	
				<i>Spannungsrichtung</i>		quer	längs	quer	längs	quer	längs	quer	längs
<i>Kombination</i>	S690Q-G46	Teilblech	T1	min	-275	±0	-290	±0	-385	+25	-345	+25	
				max	-100	+35	-231	+20	-100	+70	-290	+60	
		T2	min	-20	+220	-20	+185	-70	+250	-65	+255		
			max	-10	+220	±0	+220	-15	+270	-55	+270		
		T3	min	+10	+410	+35	+345	+5	+385	+5	+365		
			max	+35	+410	+55	+410	+5	+405	+5	+405		
		T4	min	+15	+495	+60	+415	+15	+440	+45	+405		
			max	+60	+500	+70	+495	+55	+460	+50	+460		
		T5	min	+15	+470	+60	+395	+15	+415	+45	+385		
			max	+60	+480	+70	+470	+55	+435	+50	+435		
		T6	min	-35	+320	-35	+260	+5	+295	+15	+270		
			max	-20	+335	-10	+320	+15	+315	+25	+315		
		T7	min	-440	+35	-465	+35	-320	+50	-290	+25		
			max	-160	+115	-365	+45	-75	+85	-240	+60		
	S690Q-G69	Teilblech	T1	min	-250	-10	-265	-10	-400	-15	-355	-15	
				max	-85	-5	-215	+20	-100	+10	-305	+55	
		T2	min	-55	+125	-55	+170	-50	+80	-50	+185		
			max	-20	+170	-30	+180	±0	+185	-50	+230		
		T3	min	+15	+325	+30	+325	+10	+220	±0	+320		
			max	+20	+360	+35	+360	+15	+320	±0	+340		
		T4	min	+15	+425	+45	+400	+25	+290	+40	+380		
max			+45	+450	+55	+450	+55	+380	+40	+395			
T5		min	+15	+410	+35	+380	+25	+265	+40	+355			
		max	+35	+430	+45	+430	+65	+360	+50	+375			
T6		min	-55	+295	-55	+265	+10	+150	±0	+240			
		max	-20	+305	-30	+305	+15	+240	+5	+260			
T7		min	-415	+45	-440	+45	-320	+25	-285	+25			
		max	-150	+105	-350	+50	-75	+45	-240	+50			
S690Q-G89	Teilblech	T1	min	-235	-15	-250	-15	-400	-20	-360	-5		
			max	-75	-15	-205	+20	-100	±0	-310	+55		
	T2	min	-20	+80	-20	+155	-75	+30	-80	+160			
		max	±0	+155	-10	+175	-5	+160	-75	+220			
	T3	min	+15	+270	+25	+315	+5	+150	-10	+280			
		max	+15	+330	+25	+335	+30	+280	+5	+325			
	T4	min	+15	+365	+45	+385	+25	+205	+20	+335			
		max	+45	+410	+45	+415	+50	+335	+30	+370			
	T5	min	+15	+350	+25	+365	+25	+190	+30	+310			
		max	+25	+395	+30	+395	+60	+310	+35	+350			
	T6	min	-45	+225	-45	+250	+5	+120	-5	+235			
		max	-10	+265	-25	+270	+15	+235	+5	+250			
	T7	min	-405	+30	-430	+30	-295	+20	-265	+20			
		max	-145	+80	-340	+50	-65	+30	-230	+50			

Die Angaben der maximalen und minimalen Differenzen der Spannungen zwischen Zustand 1 und Zustand 2 wurden zum besseren Vergleich auf $\sigma = 5 \text{ N/mm}^2$ gerundet.

A.20 Modifikation des Gefüges- und Eigenspannungszustandes infolge einer WIG-Nachbehandlung

Die verwendeten Parameter für die WIG-Nachbehandlung und die gemessene Abkühlzeit $t_{8/5}$ für jeden Prozess sind in Tabelle A.76 zu finden.

Tabelle A.75: Verwendete Schweißparameter und Abkühlzeit $t_{8/5}$

Ver- such	Grund- werkstoff	Schweiß- zusatz- werkstoff	Schweiß- spannung U [V]	Schweiß- strom I [A]	Schweiß- geschwindigkeit v_s [cm/min]	Vorwärm- temperatur T_0 [°C]	Abkühl- zeit $t_{8/5}$ [s]
V1	S690QL	G69 ¹⁾	25,6	194	63,1	58	–
			22,2	225	31,6	84	7,4
			28,0	255	31,6	78	–
			28,0	255	31,6	70	–
			28,0	255	31,6	70	–
V2	S960QL	G89 ²⁾	24,8	221	35,0	65	5,7
			23,8	227	35,0	60	3,6
			24,6	283	35,0	60	6,8
			26,8	264	26,8	83	3,1
			22,5	280	26,8	60	6,1
			23,3	250	27,1	35	5,5

¹⁾ G69 – Kurzbezeichnung für G 69 Mn4Ni1,5CrMo EN ISO 16834
²⁾ G89 – Kurzbezeichnung für G 89 Mn4Ni2,5CrMo EN ISO 16834

Tabelle A.76: Verwendete Parameter für WIG-Nachbehandlung und Abkühlzeit $t_{8/5}$

Ver- such	Pro- zess	Schweiß- spannung U [V]	Grund- strom I_G [A]	Im- puls- strom I_p [A]	Im- puls- pau- sen- zeit t_G [s]	Im- puls- zeit t_p [s]	Schweiß- geschwin- digkeit v_s [cm/min]	Vor- wärm- tempera- tur T_0 [°C]	Ab- kühl- zeit $t_{8/5}$ [s]
V1	WIG1	13,0	144	240	0,1	0,3	19,2	65	3,5
	WIG2	14,0	144	240	0,1	0,3	19,2	83	6,9
	WIG3	14,0	144	240	0,1	0,3	19,2	55	2,5
	WIG4	14,0	144	240	0,1	0,3	19,2	88	6,7
V2	WIG1	14,0	150	250	0,1	0,3	12,2	80	7,2
	WIG2	14,0	150	250	0,1	0,3	12,2	80	–
	WIG3	14,0	150	250	0,1	0,3	12,2	72	9,3
	WIG4	14,5	150	250	0,1	0,3	12,2	80	10,0
	WIG5	13,5	150	250	0,1	0,3	12,2	78	7,9
	WIG6	13,5	150	250	0,1	0,3	12,2	75	7,9
	WIG7	13,0	150	250	0,1	0,3	12,2	70	6,1
	WIG8	13,0	150	250	0,1	0,3	12,2	76	–

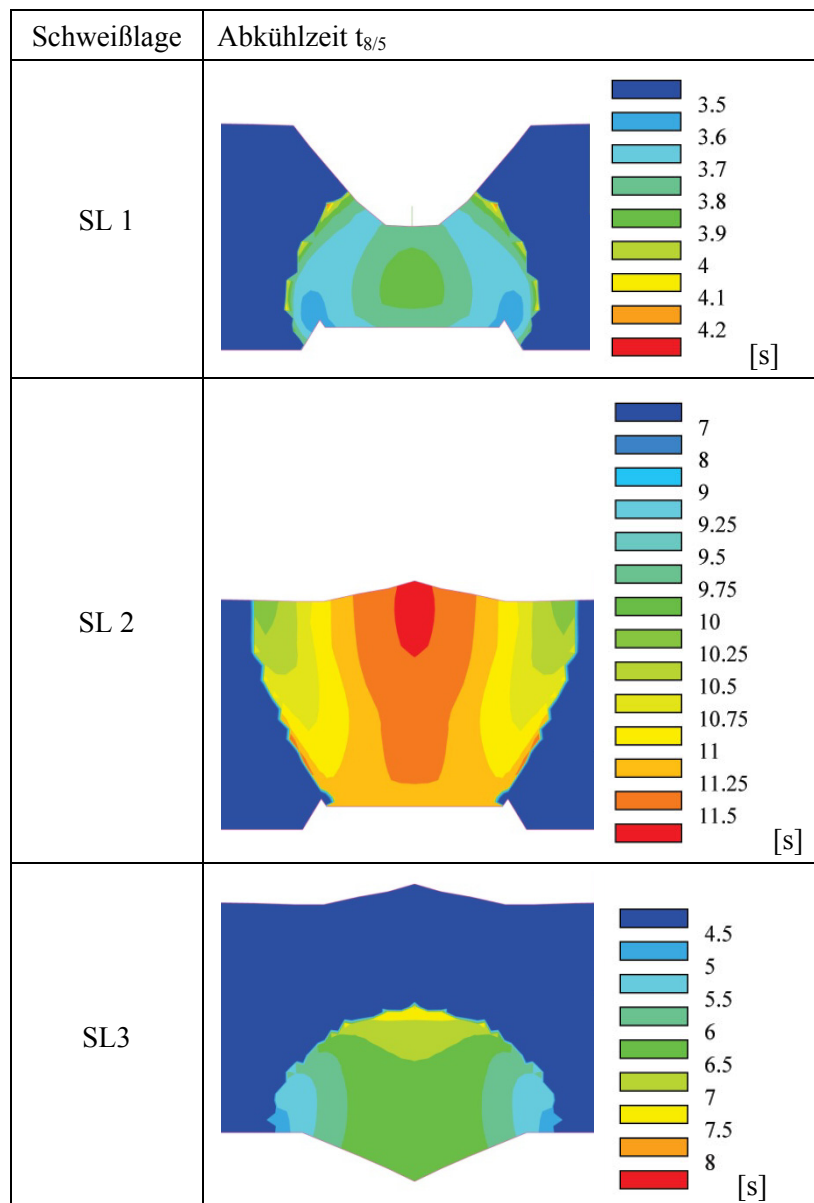


Abbildung A.184: Abkühlzeit $t_{8/5}$ für die einzelnen Schweißlagen einer Stumpfstoßverbindung aus Grundwerkstoff S690QL

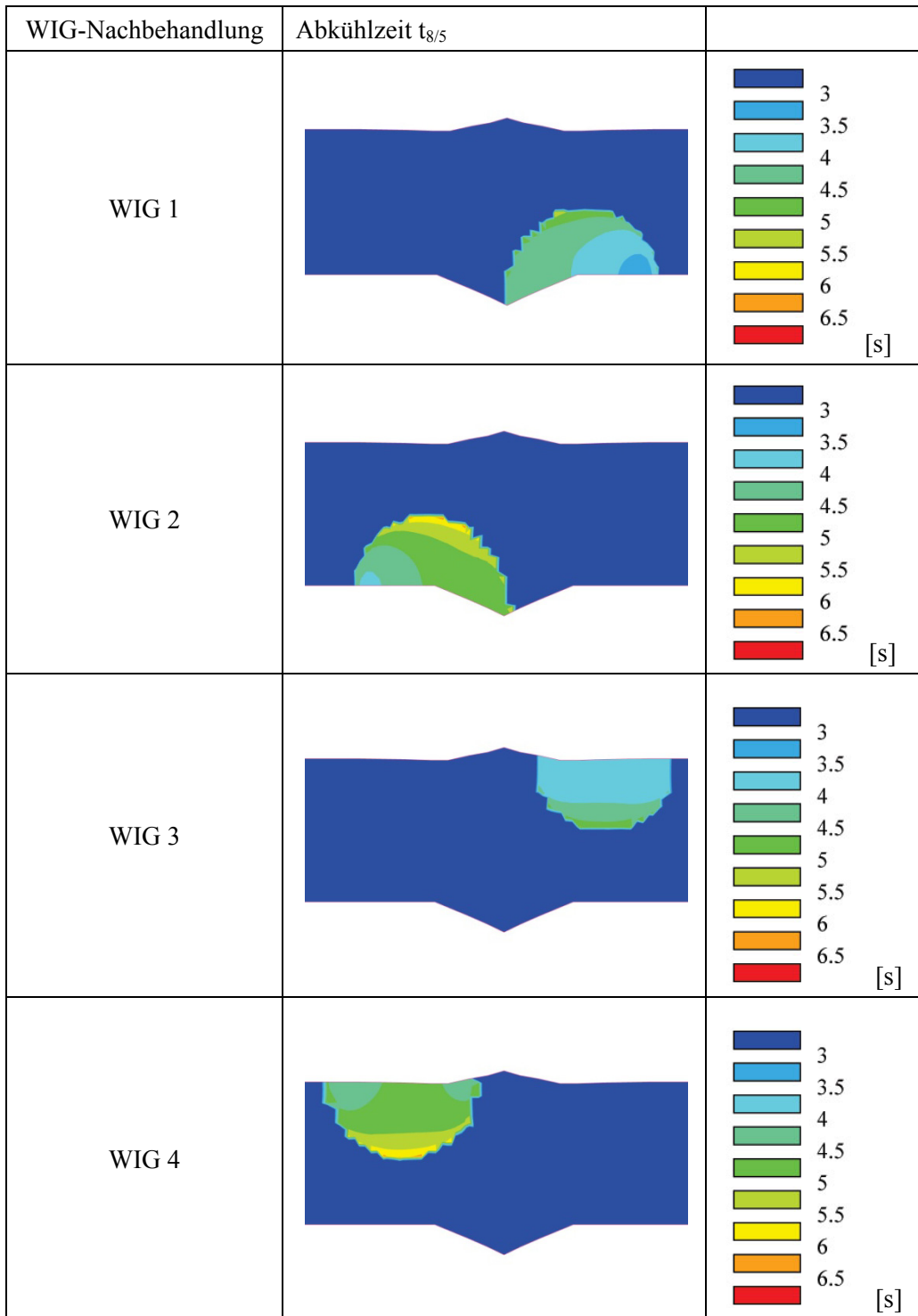


Abbildung A.185: Abkühlzeit $t_{8/5}$ für die einzelnen WIG-Nachbehandlungen einer Stumpfstoß-
verbindung aus Grundwerkstoff S690QL

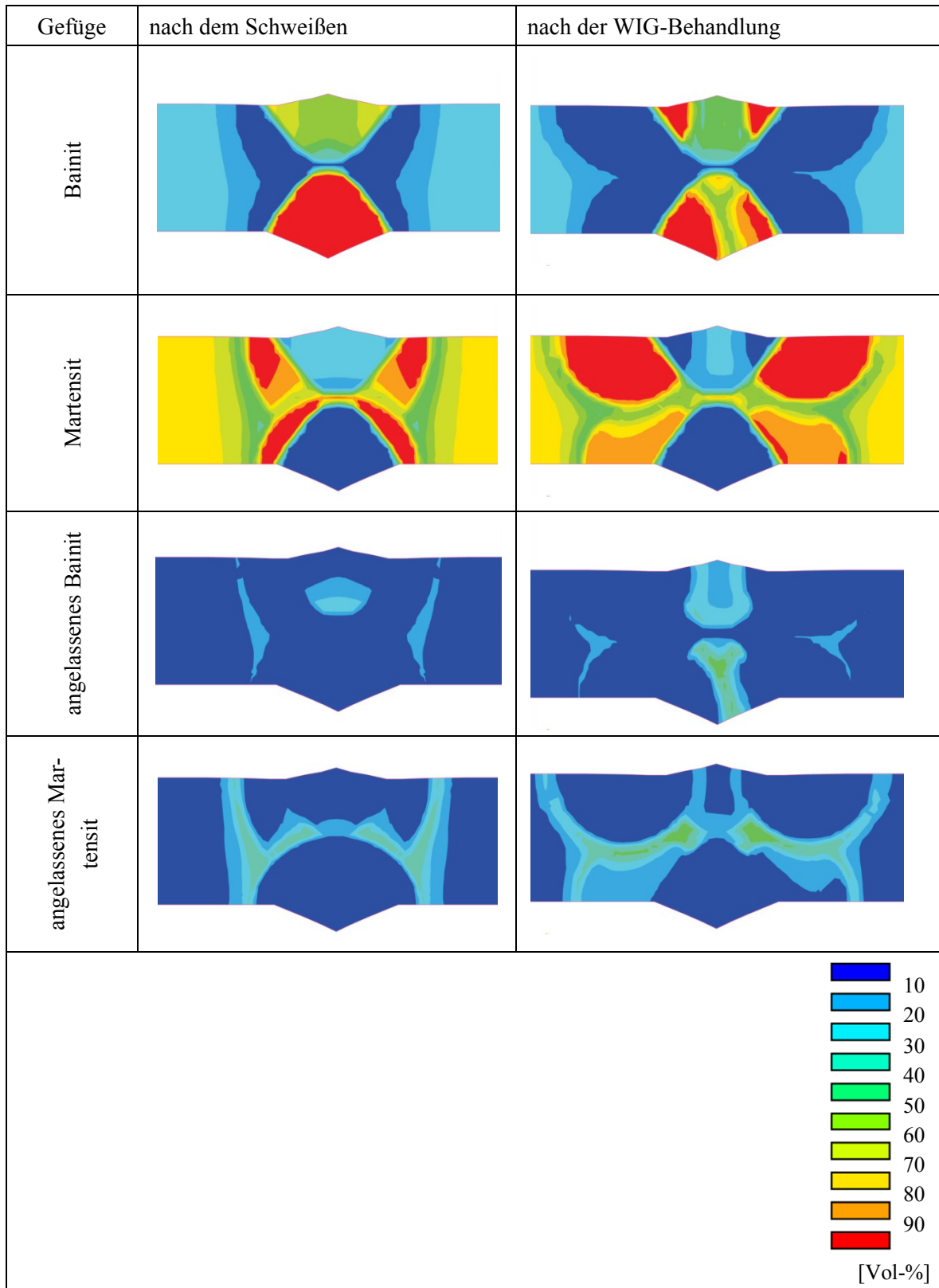


Abbildung A.186: Gefügeanteile nach dem Schweißen und nach der WIG-Nachbehandlung einer Stumpfstoßverbindung aus Grundwerkstoff S690QL

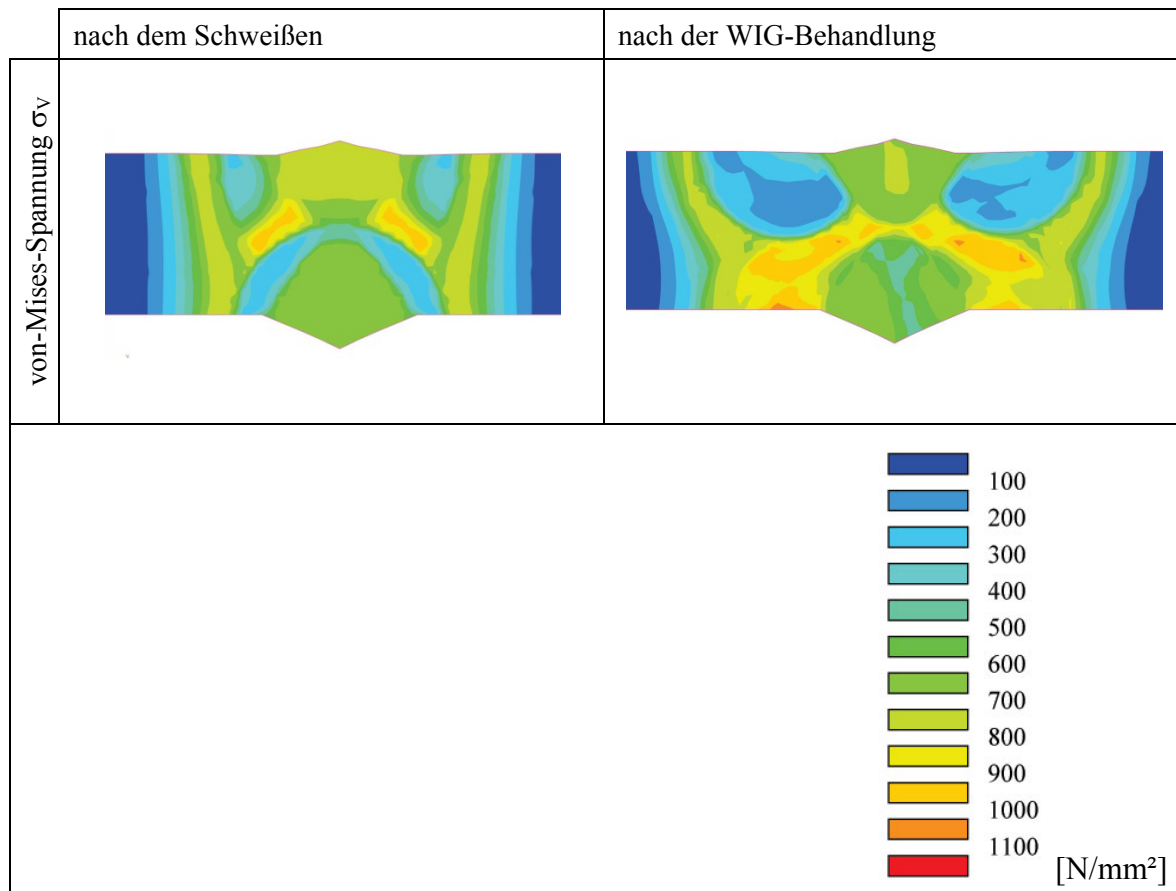


Abbildung A.187: von-Mises-Spannung σ_v nach dem Schweißen und nach der WIG-Nachbehandlung einer Stumpfstoßverbindung aus Grundwerkstoff S690QL

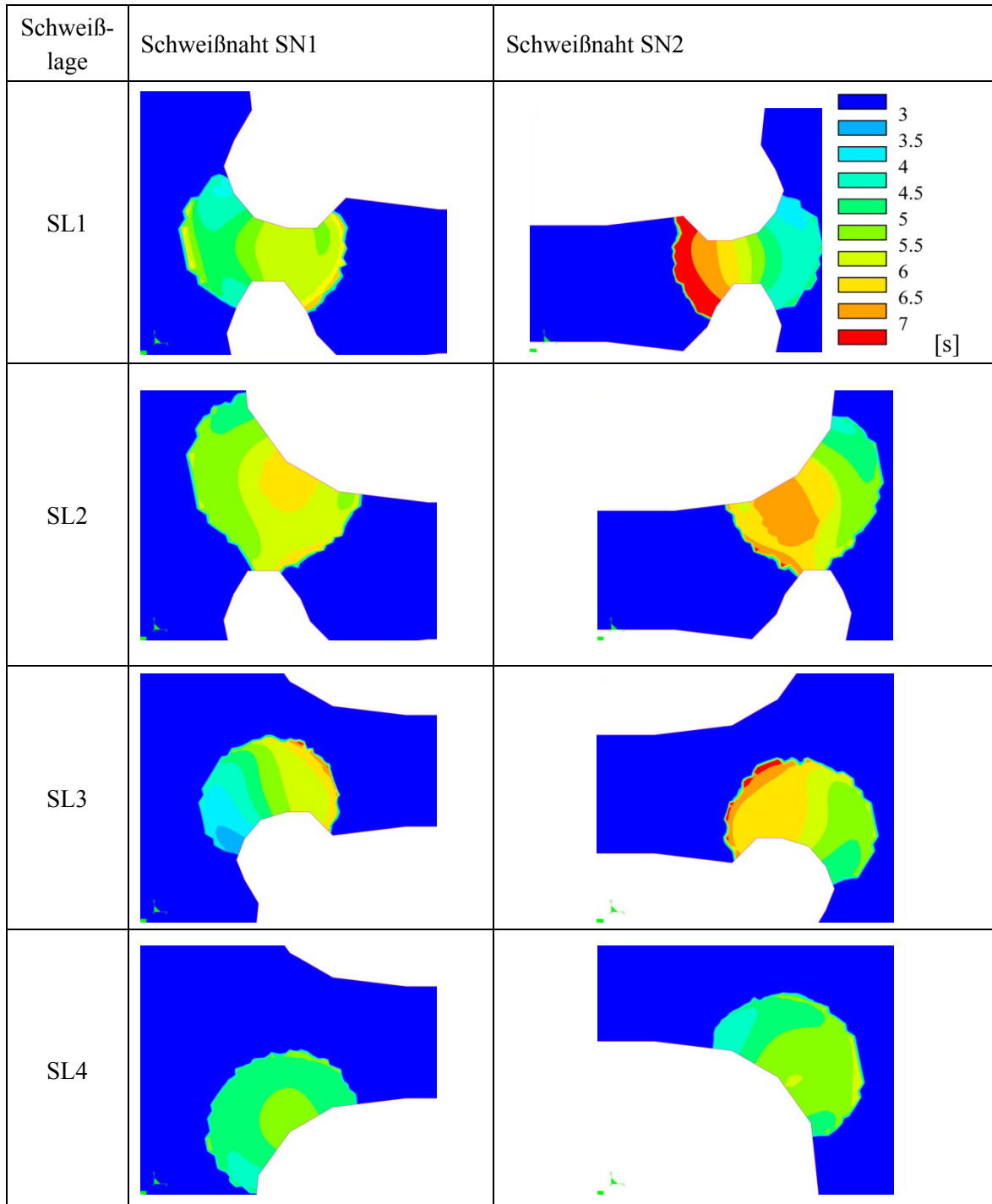


Abbildung A.188: Abkühlzeit $t_{8/5}$ für die einzelnen Schweißlagen einer Kreuzstoßverbindung aus Grundwerkstoff S960QL

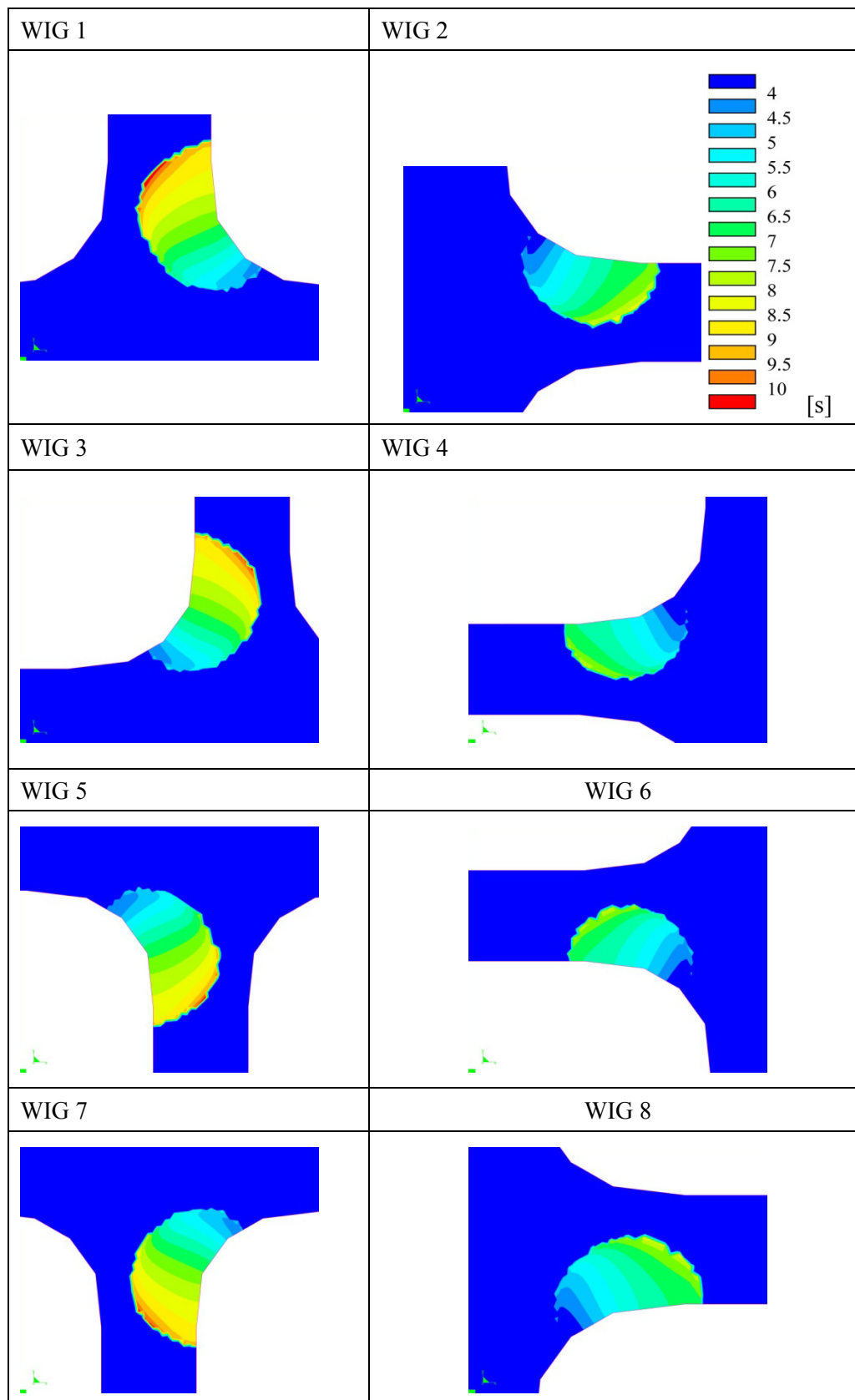


Abbildung A.189: Abkühlzeit $t_{8/5}$ für die einzelnen Schweißlagen einer Kreuzstoßverbindung aus Grundwerkstoff S960QL

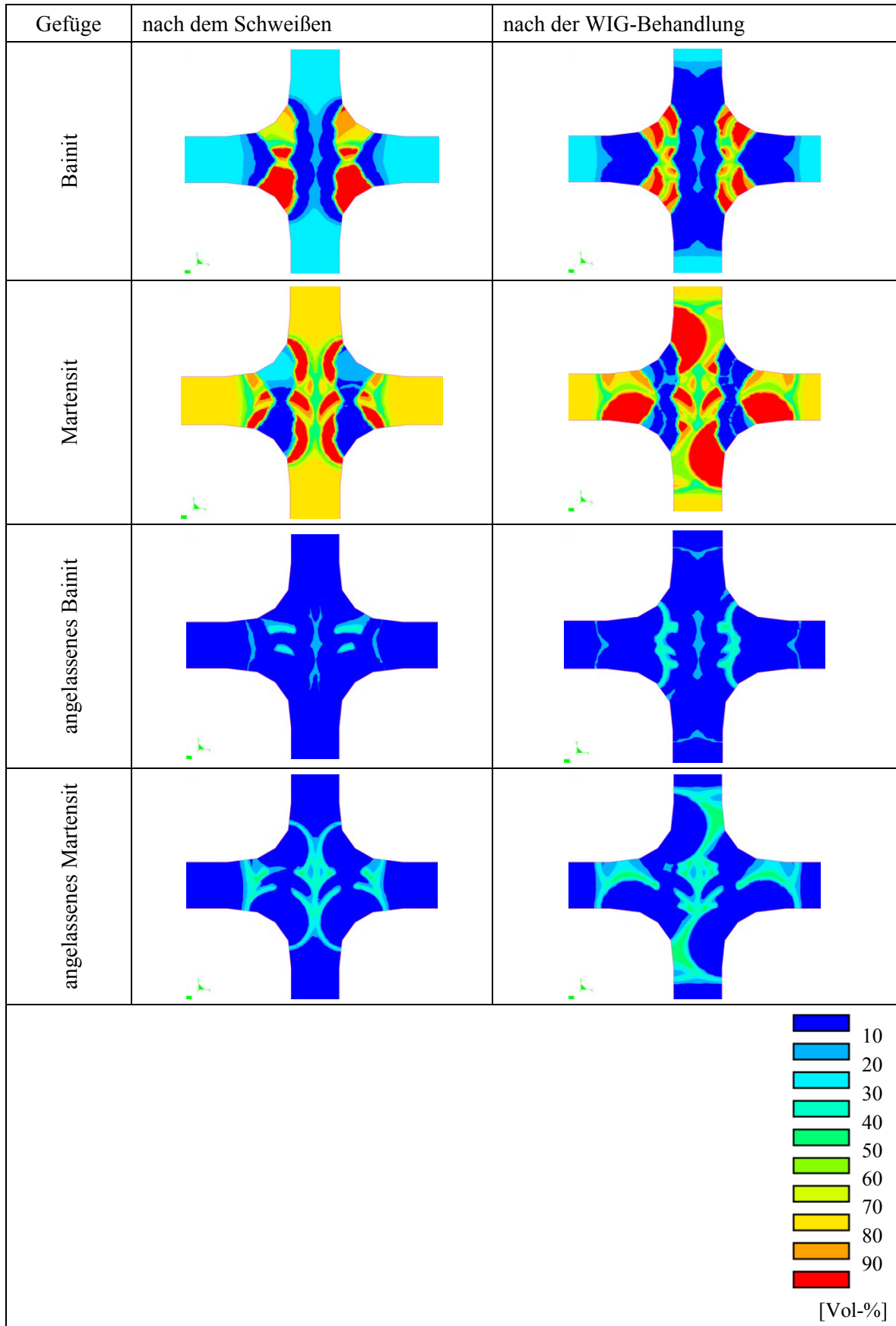


Abbildung A.190: Gefügeanteile nach dem Schweißen und nach der WIG-Nachbehandlung einer Kreuzstoßverbindung aus Grundwerkstoff S960QL

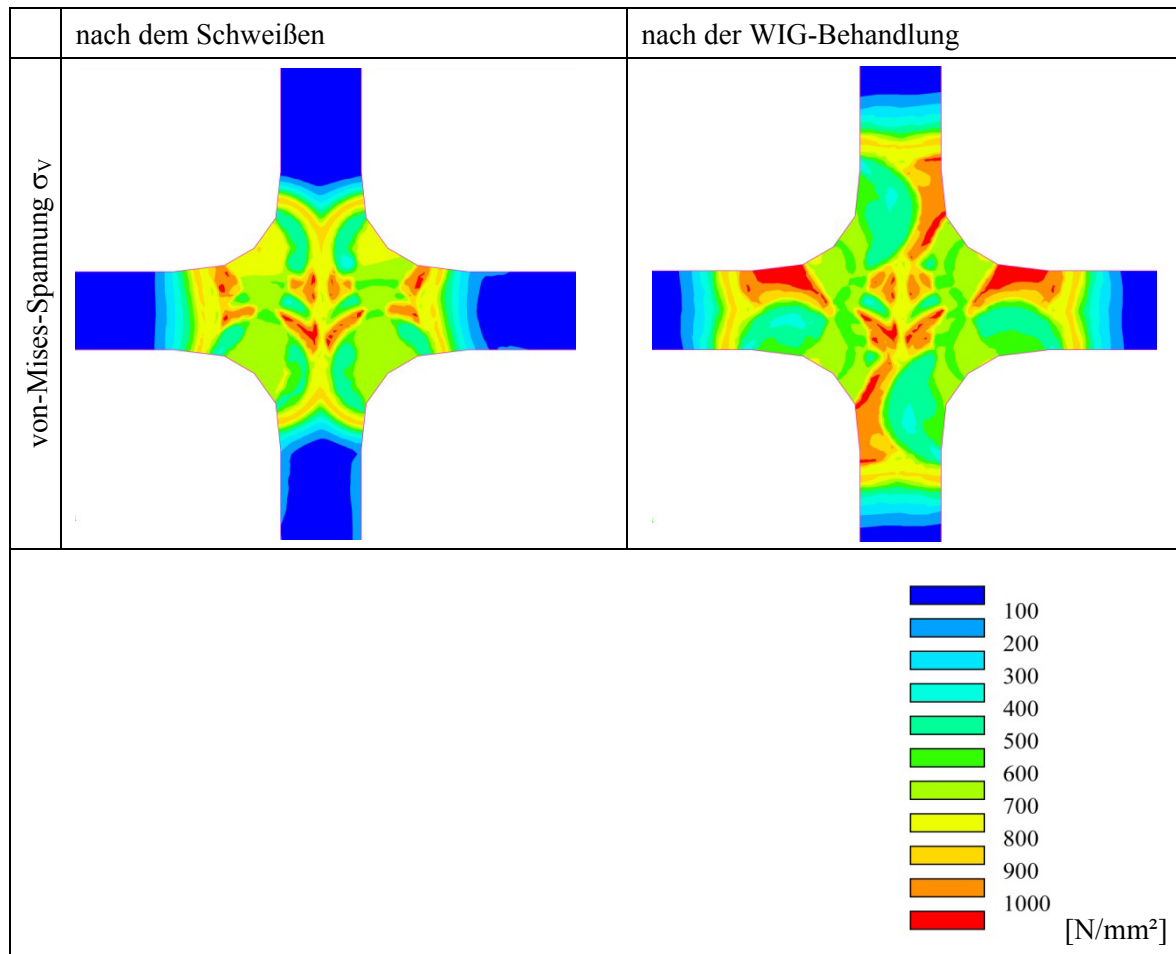


Abbildung A.191: von-Mises-Spannung σ_v nach dem Schweißen und nach der WIG-Nachbehandlung einer Kreuzstoßverbindung aus Grundwerkstoff S960QL

A.21 Schweißen unter Krafteinwirkung

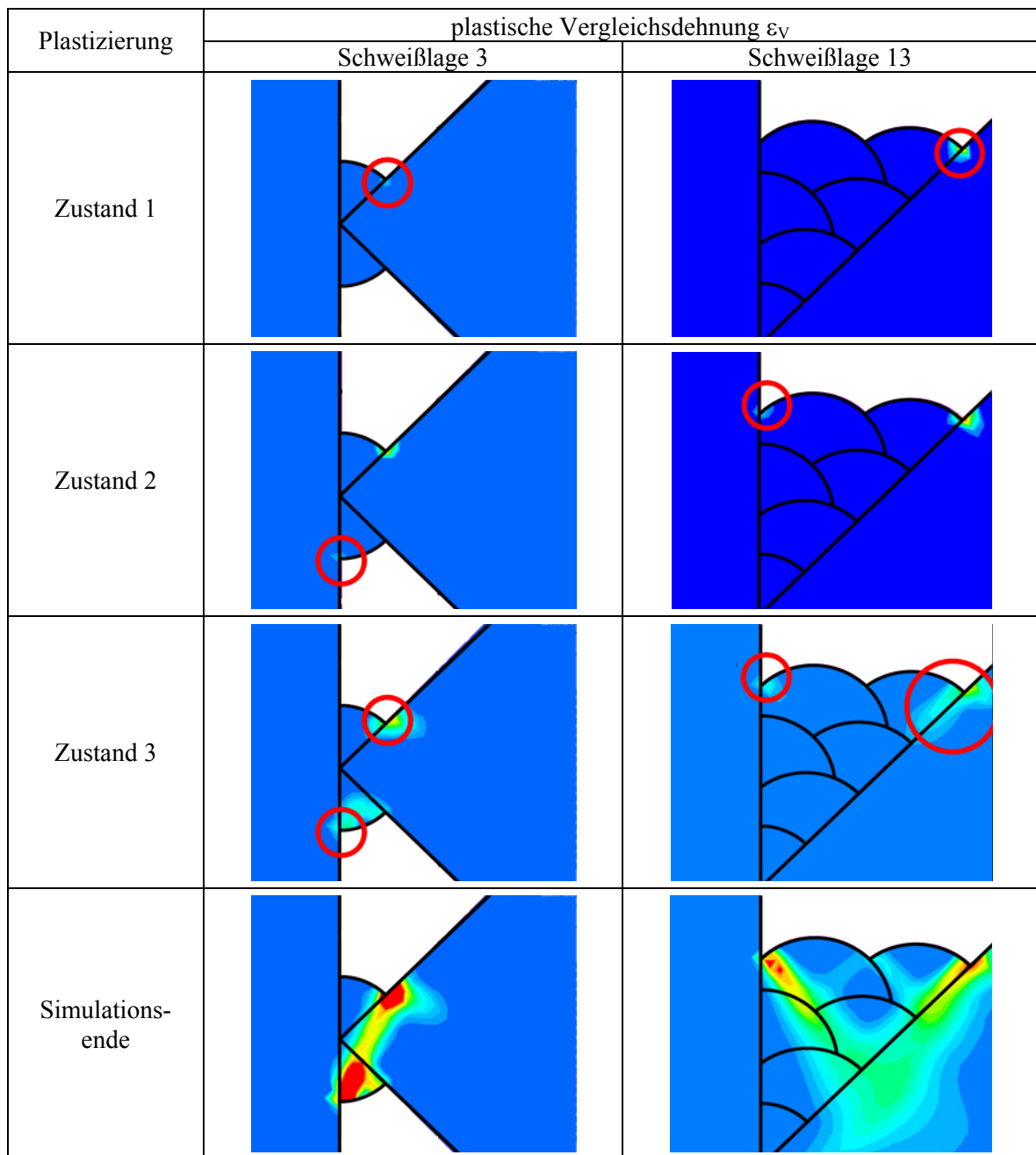


Abbildung A.192: Signifikante Zustände der plastischen Vergleichsdehnung ε_v zur Beschreibung des Tragverhaltens

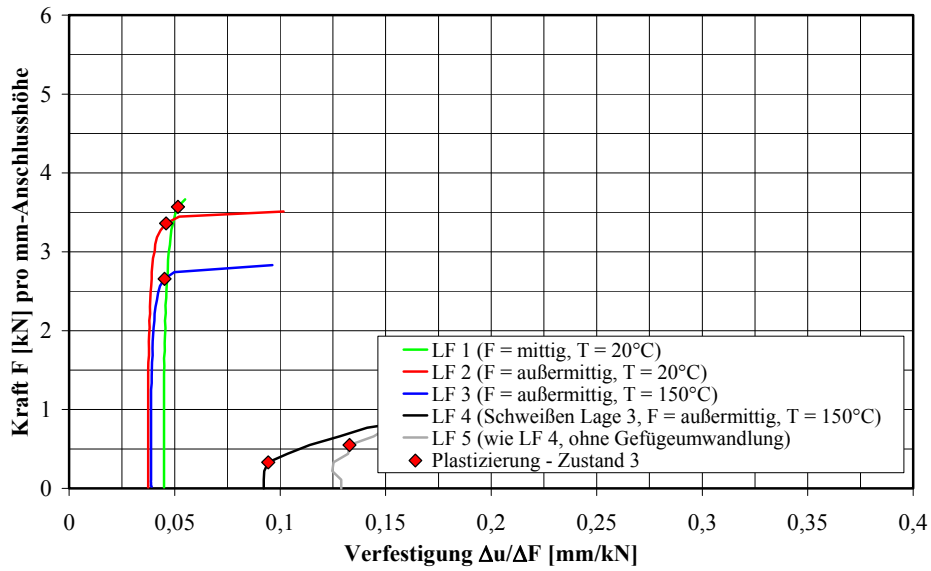


Abbildung A.193: Kraft-Verfestigungs-Diagramm für Zeitpunkt t_1 eines zugbeanspruchten Stumpfstoßes unter Annahme eines ebenen Spannungszustandes

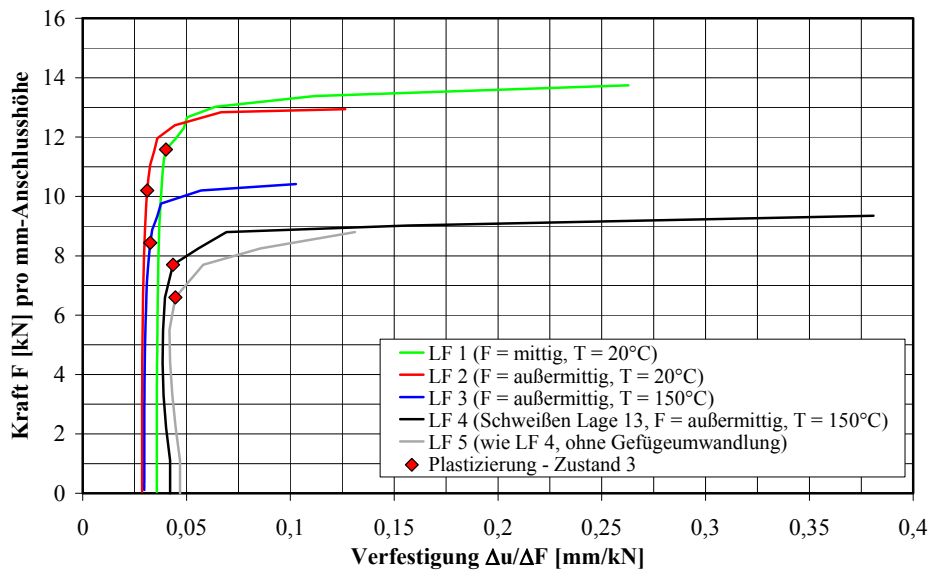


Abbildung A.194: Kraft-Verfestigungs-Diagramm für Zeitpunkt t_2 eines zugbeanspruchten Stumpfstoßes unter Annahme eines ebenen Spannungszustandes

A.22 Schweißen von Duplexstahl

Beim Schweißen wird der Temperaturbereich von $T = 1500\text{ °C}$ bis 500 °C infolge des lokalen Wärmeeintrages und der Wärmeleitung sehr schnell durchlaufen. Die Ferrit-Austenit-Umwandlung als diffusionsgesteuerter Prozess ist aufgrund der kurzen Verweildauer über $T = 800\text{ °C}$ nur unvollständig abgeschlossen. Das hat zur Folge, dass die Schweißnaht höhere Ferritanteile aufweist. Zur Charakterisierung der Abkühlvorgänge von ferritisch-austenitischen Stählen wird in der Schweißtechnik die Abkühlzeit zwischen $T = 1200\text{ °C}$ und $T = 800\text{ °C}$ genutzt. Das Modell zur Berechnung der Abkühlzeit $t_{8/5}$ [DEGEN, 1985], welches unter der Annahme punktförmiger, wandernder Wärmequellen auf der allgemeinen Differentialgleichung der Wärmeleitung in festen Körpern aufbaut, wird hinsichtlich der Berechnung der Abkühlzeiten $t_{12/8}$ durch Verwendung von Werkstoffkennwerten des Duplex-Stahles modifiziert [WURM, 1999]:

zweidimensionale Wärmeleitung

$$t_{v2/v1} = \left(\frac{\eta_w^2}{4 \cdot \pi \cdot \lambda \cdot \rho \cdot c} - 4,3 \cdot 10^{-5} \cdot T_0 \right) \cdot \eta_w^2 \cdot \frac{E^2}{d^2} \cdot \left[\left(\frac{1}{T_1 - T_0} \right)^2 - \left(\frac{1}{T_2 - T_0} \right)^2 \right] \cdot F_2 \quad (\text{A.207})$$

und *dreidimensionale Wärmeleitung*

$$t_{v2/v1} = \left(\frac{\eta_w}{2 \cdot \pi \cdot \lambda} - 5 \cdot 10^{-4} \cdot T_0 \right) \cdot \eta_w \cdot E \cdot \left(\frac{1}{T_1 - T_0} - \frac{1}{T_2 - T_0} \right) \cdot F_3 \quad (\text{A.208})$$

mit

- Q – Wärmeeintrag ($Q = \eta_w \cdot E$) in kJ/mm,
- η_w – thermischer Wirkungsgrad,
- E – Streckenenergie ($E = \frac{U \cdot I}{v} \cdot 10^{-3}$) in kJ/mm,
- U – Lichtbogen­spannung in V,
- I – Schweißstrom in A,
- v_s – Schweißgeschwindigkeit in mm/s,
- T_1 – Starttemperatur,
- T_2 – Endtemperatur,
- T_0 – Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur in °C,
- d – Blechdicke in mm,
- λ – Wärmeleitfähigkeit,
- ρ – Dichte,
- c – Wärmekapazität,
- F_2, F_3 – Nahtfaktoren.

Tabelle A.77: Übersicht zu Informationsquellen von Duplex-Stahl 1.4462

Quelle	Materialeigenschaften und Anwendungen	Metallurgie
[CHAR, 1994]	++	++
[DELO, 1974]	+	++
[DILT, 1999]	+	++
[GUNN, 1997]	++	++
[HEUS, 1993]	++	++
[JIN, 2004]	++	+
[KOTE, 1992]	+	++
[MAGN, 1983]	+	++
[MIURA, 1986]	+	++
[MOLA, 2004]	++	++
[PAPA, 2003]	++	++
[POHL, 1996]	++	++
[REICK, 1993]	++	++
[SCHA, 1949]	+	++
[STRA, 2000]	++	++
[SUN, 1999]	++	++
[WACK, 2003]	+	+
[WURM, 1999]	+	++
[YANG, 2005]	++	+
[ALLE, 1998]	++	+
[CAST, 2006]	++	--
[EURO, 2006]	++	o
[JOHA, 2002]	+	-
[METSO, 2004]	--	+
[THYS, 2002a]	++	+
[USIN, 2000]	++	++
[VIP, 2006]	o	o
[VRN, 2006]	+	-
[WANF, 2006]	o	o
[EDEL, 2003a]	+	++
[EDEL, 2004]	++	+
[DVS 0946, 2004]	++	++
[DIN 8249, 2000]	+	--
[DIN 10027, 2005]	+	--
[DIN 10088, 2005a]	++	o
[DIN 10088, 2005b]	++	o
Bewertung: -- ungeeignet; - wenig geeignet; o bedingt geeignet; + gut geeignet; ++ sehr gut geeignet		

Für den Duplex-Stahl 1.4462 werden in [DIN 8249, 2000] Ferritanteile zwischen 30 FN und maximal 70 FN empfohlen. Sinkt der Ferritanteil unter 30 FN, besteht die Gefahr eines verminderten Widerstands gegenüber Spannungsrisskorrosion bzw. einer Verringerung der Warmfestigkeitseigenschaften. Ferritanteile über 70 FN beeinträchtigen dagegen die Zähigkeitseigenschaften und die Verformungsfähigkeit. In diesem Zusammenhang ist aufgrund des sehr hohen Ferritanteils ebenfalls mit Beeinträchtigungen des Korrosionswiderstandes zu rechnen. Neben der direkten Messung des Ferritanteils im Gefüge mit magnetischen Methoden kann dieser auch mithilfe von speziellen Zustandsdiagrammen abgeschätzt werden. Die bekanntesten dieser Diagramme sind

- das Schaeffler-Diagramm [SCHA, 1949],
- das DeLong-Diagramm [DELO, 1974],
- und das WRC-Diagramm [KOTE, 1992].

In diesen Diagrammen wird die chemische Zusammensetzung über so genannte Chrom- und Nickeläquivalente mit dem Gefüge in Beziehung gesetzt. Dabei werden die Elemente, die sich fördernd auf die Ferritbildung auswirken, in jeweils ein Chromäquivalent und die Elemente, die eine Austenitstehung begünstigen, in ein Nickeläquivalent umgerechnet. Mithilfe des Schaeffler-Diagramms können Ferritanteile zwischen 0 % und 100 % im Gefüge vorhergesagt werden. Wird anstelle des Schaeffler-Diagramms das DeLong-Diagramm verwendet, ergeben sich Einschränkungen bei der Anwendung auf den Bereich niedriger Ferritanteile bis 18 FN. Im Unterschied zum Schaeffler-Diagramm berücksichtigt das DeLong-Diagramm zusätzlich die austenitstabilisierende Wirkung des Stickstoffs im Nickeläquivalent. Das gegenwärtig modernste Diagramm ist das WRC-Diagramm. Es erstreckt sich bis 100 FN und deckt somit auch den Bereich ab, der für Duplex-Stähle charakteristisch ist.

Eine Umrechnung zwischen Ferrit-Nummer und Angaben in Prozent für den Ferritanteil (FA) ist durch die beiden Gleichungen (A.209) und (A.210) mit den Gültigkeitsbereichen (0 FN – 120 FN und 0 % – 89 %) möglich:

$$\begin{aligned} \text{FA}(\%) = & 8,593 \cdot 10^{-2} + 8,407 \cdot 10^{-1} \cdot \text{FN} + 3,208 \cdot 10^{-2} \cdot \text{FN}^2 \\ & - 7,082 \cdot 10^{-3} \cdot \text{FN}^{2,5} + 3,721 \cdot 10^{-4} \cdot \text{FN}^3, \end{aligned} \quad (\text{A.209})$$

$$\begin{aligned} \text{FN} = & 5,885 \cdot 10^{-2} + 4,431 \cdot 10^{-1} \cdot \text{FA} + 9,421 \cdot 10^{-2} \cdot \text{FA}^2 - 5,531 \cdot 10^{-3} \cdot \text{FA}^3 \\ & + 1,430 \cdot 10^{-4} \cdot \text{FA}^4 - 1,584 \cdot 10^{-6} \cdot \text{FA}^5 + 6,254 \cdot 10^{-9} \cdot \text{FA}^6. \end{aligned} \quad (\text{A.210})$$

Zur Erziehung eines ausreichend hohen Austenitgehaltes im Schweißgut und in der Wärmeeinflusszone ist eine hinreichend lange Abkühlzeit $t_{12/8}$ notwendig. Werden die geschweißten Bauteile keiner Wärmenachbehandlung (Lösungsglühen) unterzogen, ist die Wärmeführung beim Schweißen so zu wählen, dass im Schweißgut ein ausgewogenes Duplex-Gefüge vorliegt. Der Austenitgehalt im Schweißgut nach [DVS 0946, 2004] sollte zwischen $\text{AG} = 30\%$ und $\text{AG} = 70\%$ liegen. In [USIN, 2000] ist ein Austenitgehalt zwischen $\text{AG} = 40\%$ und $\text{AG} = 80\%$ angegeben. Erfolgt eine anschließende Lösungsglühung, ist ein geringerer Austenitgehalt im Schweißgut akzeptabel. Für Duplex-Stähle liegt der Bereich der empfohlenen Streckenenergien zwischen $E = 5 \text{ kJ/cm}$ und $E = 25 \text{ kJ/cm}$.

Für die Simulation eines Schweißvorgangs werden sowohl thermische als auch mechanische Eigenschaften von Duplex-Stählen bis zu einer Temperatur von $T = 1500 \text{ °C}$ benötigt. Eine Beschrei-

bung des Stahls auf Basis der Gefüge Ferrit und Austenit ermöglicht die Erfassung von umwandlungsbedingten Änderung bei den Werkstoffkennwerten auf Grundlage der ZTU-Schaubilder. Tabelle A.27 zeigt die Ergebnisse einer umfangreichen Literaturrecherche bezüglich der Werkstoffkennwerte von Duplex-Stahl 1.4462. Einige Werte stammen von Duplex-Stählen, die eine ähnliche chemische Zusammensetzung aufweisen wie der untersuchte Stahl. Eine vollständige Beschreibung für eine Charge des Duplex-Stahles ist aufgrund fehlender Daten nicht möglich.

Tabelle A.78: Ergebnisse für unterschiedliche Annahmen der Werkstoffkennwerte

Schweißlage	Parameter	temperaturunabh. Werkstoffkennwerte M1		temperaturabh. Werkstoffkennwerte M2		Veränderung bezogen auf M2 [%]	
		min	max	min	max	min	max
1	T	–	3532 °C	–	1865 °C	–	+89,4
	t _{12/8,SL1}	4,15 s	5,70 s	3,62 s	5,41 s	+14,6	+5,4
	A _{WEZ}	42,5 %	62,2 %	40,4 %	62,8 %	+5,2	–1,0
	A _{SL1}	40,0 %	48,5 %	35,5 %	49,3 %	+12,7	–1,6
2	T	–	4160 °C	–	1983 °C	–	+109,8
	t _{12/8,SL2}	4,31 s	5,09 s	3,26 s	4,33 s	+32,2	+17,6
	A _{WEZ}	43,9 %	67,9 %	36,1 %	70,6 %	+21,6	–3,8
	A _{SL1}	45,4 %	62,2 %	38,3 %	64,2 %	+18,5	–3,1
	A _{SL2}	43,8 %	47,7 %	35,5 %	43,1 %	+23,4	+10,7
3	T	–	4145 °C	–	1976 °C	–	+109,8
	t _{12/8,SL3}	3,72 s	4,76 s	2,82 s	3,95 s	+31,9	+20,5
	A _{WEZ}	40,4 %	69,2 %	32,6 %	71,9 %	+23,9	–3,8
	A _{SL1}	41,5 %	63,0 %	34,1 %	69,7 %	+21,7	–9,6
	A _{SL2}	43,8 %	51,3 %	35,5 %	43,1 %	+23,4	+19,0
	A _{SL3}	40,2 %	45,1 %	31,9 %	39,6 %	+26,0	+13,9
4	T	–	4548 °C	–	2108 °C	–	+115,7
	t _{12/8,SL4}	6,71 s	8,41 s	6,08 s	8,28 s	+10,4	+1,6
	A _{WEZ}	40,4 %	73,4 %	32,6 %	75,8 %	+23,9	–3,2
	A _{SL1}	41,5 %	68,8 %	34,1 %	70,4 %	+21,7	–2,3
	A _{SL2}	45,0 %	48,6 %	46,2 %	51,0 %	–2,6	–4,7
	A _{SL3}	40,2 %	45,1 %	31,9 %	46,5 %	+26,0	–3,0
	A _{SL4}	47,7 %	49,0 %	46,0 %	48,7 %	+3,7	+0,6
5	T	–	4552 °C	–	2109 °C	–	+115,8
	t _{12/8,SL5}	6,41 s	7,71 s	5,83 s	7,68 s	+9,9	+0,4
	A _{WEZ}	41,8 %	76,8 %	43,9 %	77,9 %	–4,8	–1,4
	A _{SL1}	42,1 %	70,9 %	44,5 %	73,6 %	–5,4	–3,7
	A _{SL2}	45,0 %	48,6 %	46,2 %	51,0 %	–2,6	–4,7
	A _{SL3}	46,7 %	49,8 %	46,4 %	52,1 %	+0,6	–4,4
	A _{SL4}	47,7 %	49,0 %	46,0 %	48,7 %	+3,7	+0,6
	A _{SL5}	48,2 %	49,5 %	46,2 %	49,0 %	+4,3	+1,0

Erläuterung
T – Temperatur; t_{12/8,SLx} – Abkühlzeit t_{12/8} in Schweißlage x; A_{WEZ} – Austenit-Anteil in Wärmeeinflusszone; A_{SLx} – Austenit-Anteil in Schweißlage x

Tabelle A.79: Ergebnisse für zwei- und dreidimensionales Modell

Schweißlage	Parameter	zweidimensionales Modell 2D		dreidimensionales Modell 3D		Veränderung bezogen auf 3D [%]	
		min	max	min	max	min	max
1	T	–	1896 °C	–	1865 °C	–	+1,7
	t _{12/8,SL1}	4,13 s	4,39 s	3,62 s	5,41 s	+14,1	-18,9
	A _{WEZ}	42,2 %	62,6 %	40,4 %	62,8 %	+4,5	-0,3
	A _{SL1}	38,7 %	43,1 %	35,5 %	49,3 %	+9,0	-12,6
2	T	–	2023 °C	–	1983 °C	–	+2,0
	t _{12/8,SL2}	3,71 s	4,09 s	3,26 s	4,33 s	+13,8	-5,5
	A _{WEZ}	38,2 %	70,0 %	36,1 %	70,6 %	+5,8	-0,8
	A _{SL1}	40,4 %	61,6 %	38,3 %	64,2 %	+5,5	-4,0
	A _{SL2}	38,0 %	40,7 %	35,5 %	43,1 %	+7,0	-5,6
3	T	–	2015 °C	–	1976 °C	–	+2,0
	t _{12/8,SL3}	3,21 s	3,69 s	2,82 s	3,95 s	+13,8	-6,6
	A _{WEZ}	34,2 %	70,8 %	32,6 %	71,9 %	+4,9	-1,5
	A _{SL1}	36,0 %	61,8 %	34,1 %	69,7 %	+5,6	-11,3
	A _{SL2}	38,0 %	41,0 %	35,5 %	43,1 %	+7,0	-4,9
	A _{SL3}	33,8 %	36,5 %	31,9 %	39,6 %	+6,0	-7,8
4	T	–	2166 °C	–	2108 °C	–	+2,8
	t _{12/8,SL4}	7,10 s	8,04 s	6,08 s	8,28 s	+16,8	-2,9
	A _{WEZ}	34,2 %	74,8 %	32,6 %	75,8 %	+4,9	-1,3
	A _{SL1}	37,6 %	60,1 %	34,1 %	70,4 %	+10,3	-14,6
	A _{SL2}	46,8 %	48,2 %	46,2 %	51,0 %	+1,3	-5,5
	A _{SL3}	33,8 %	39,1 %	31,9 %	46,5 %	+6,0	-15,9
	A _{SL4}	46,8 %	47,1 %	46,0 %	48,7 %	+1,7	-3,3
5	T	–	2167 °C	–	2109 °C	–	+2,8
	t _{12/8,SL5}	6,67 s	7,47 s	5,83 s	7,68 s	+14,4	-2,7
	A _{WEZ}	47,1 %	74,8 %	43,9 %	77,9 %	+7,3	-4,0
	A _{SL1}	47,6 %	62,6 %	44,5 %	73,6 %	+7,0	-14,9
	A _{SL2}	46,8 %	48,2 %	46,2 %	51,0 %	+1,3	-5,5
	A _{SL3}	47,1 %	48,8 %	46,4 %	52,1 %	+1,5	-6,3
	A _{SL4}	46,8 %	47,1 %	46,0 %	48,7 %	+1,7	-3,3
	A _{SL5}	47,2 %	47,4 %	46,2 %	49,0 %	+2,2	-3,3

Erläuterung
T – Temperatur; t_{12/8,SLx} – Abkühlzeit t_{12/8} in Schweißlage x; A_{WEZ} – Austenit-Anteil in Wärmeeinflusszone; A_{SLx} – Austenit-Anteil in Schweißlage x

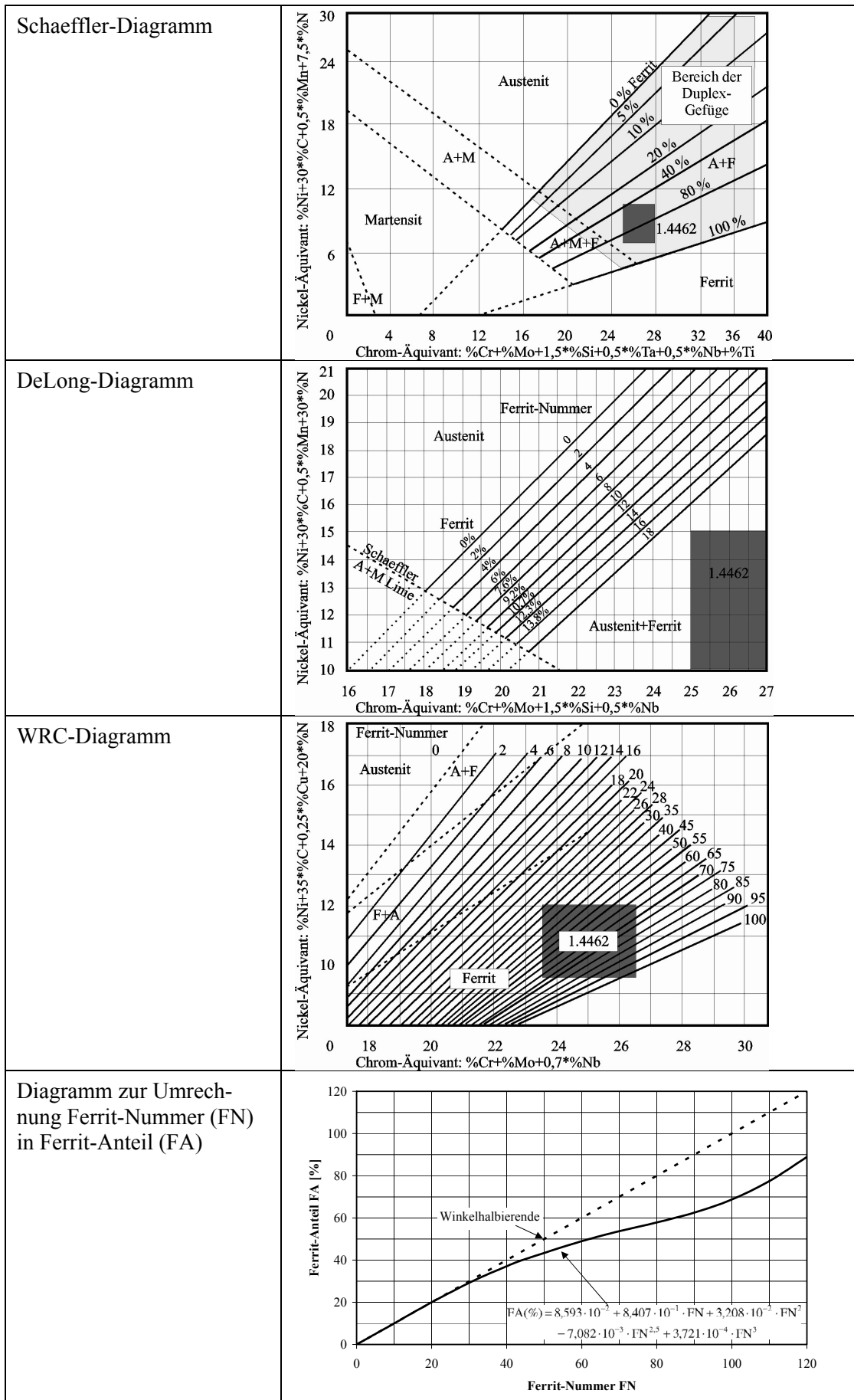


Abbildung A.195: Prüfdiagramme sowie Umrechnung zwischen FN und FA