

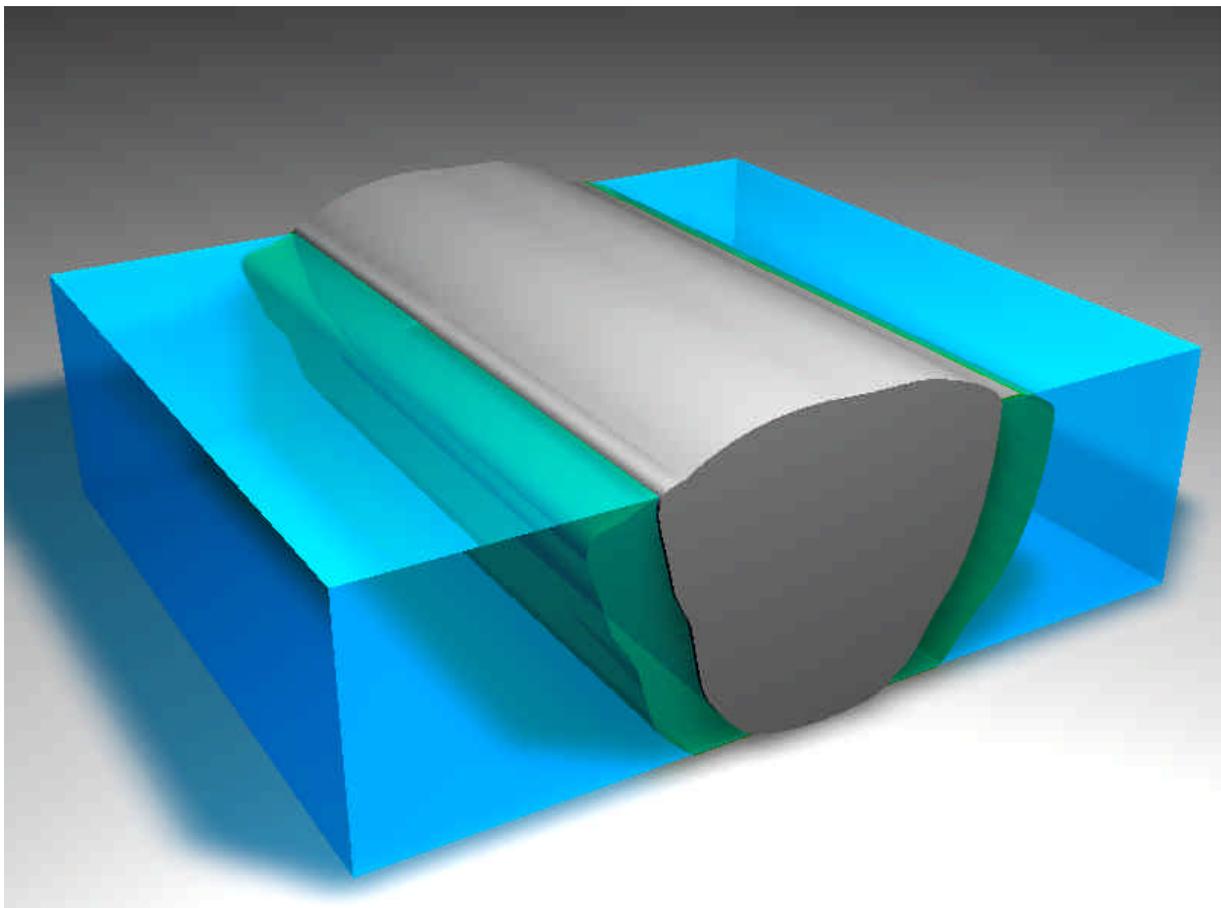


Fraunhofer
Institut
Werkstoffmechanik

Numerische Simulation schweißtechnischer Fertigungsschritte

Pablo Pasquale

Fraunhofer IWM
Februar 2001



Numerische Simulation schweißtechnischer Fertigungsschritte

Zur Erlangung des akademischen Grades eines
Doktors der Ingenieurwissenschaften

von der Fakultät für Maschinenbau
der Universität Karlsruhe

genehmigte

Dissertation

von

Dipl.-Ing. Pablo Pasquale
aus Buenos Aires

Tag der mündlichen Prüfung:
Hauptreferent:
Korreferent:

13. Februar, 2001
Prof. Dr. E. Sommer
Prof. Dr. mont. habil. H. Müller

1	EINLEITUNG	8
2	STAND DER TECHNIK	
	WERKSTOFFVERHALTEN VON STÄHLEN BEIM SCHWEIßEN	11
2.1	UMWANDLUNGSVERHALTEN BEI STÄHLEN	11
2.1.1	Zeit– Temperatur– Umwandlungsschaubilder (ZTU- Schaubilder)	11
2.1.2	Schweiß – ZTU – Schaubilder (S-ZTU).....	13
2.1.3	Zeit- Temperatur- Austenitisierungsschaubilder (ZTA-Schaubilder).....	15
2.2	VORGÄNGE IM SCHWEIßGUT UND IN DER WÄRMEEINFLUSSZONE (WEZ)	17
2.2.1	Vorgänge im Schweißbad und im Schweißgut	17
2.2.2	Vorgänge in der Wärmeeinflußzone (WEZ)	17
2.3	TEMPERATURFELDER BEIM SCHWEIßEN.....	20
2.3.1	Feldgleichung der Wärmeleitung.....	20
2.4	EIGENSPANNUNGEN UND SCHWEIßEIGENSPANNUNGEN	25
2.4.1	Eigenstressungen	25
2.4.2	Schweißstressungen.....	26
2.4.3	Schrumpfeigenstressungen.....	27
2.4.4	Umwandlungseigenstressungen	30
2.4.5	Abschreckeigenstressungen.....	31
2.4.6	Schweißformänderungen	33
2.4.7	Umwandlungsplastizität	35
2.4.8	Modellvorstellung	36
2.4.9	Einfluss der Umwandlungsplastizität auf den Eigenstressungsverlauf.....	40
3	STAND DER TECHNIK	
	NUMERISCHE BESCHREIBUNG DES WERKSTOFFVERHALTENS BEIM SCHWEIßEN	42
3.1	MODELLE ZUR BESCHREIBUNG DER GEFÜGEUMWANDLUNG	42
3.1.1	Modell nach Leblond	44
3.1.2	Einfluss des Kornwachstums auf die Umwandlungskinetik während des Schweißzyklus	50
3.1.3	Modellierung diffusionsloser Umwandlungen (Koistinen Marburger Modell)	51
3.2	KOPPLUNG DER NUMERISCHEN BAUSTEINE FÜR DIE FE- MODELLIERUNG	52
3.2.1	Thermometallurgische Kopplung	52
3.2.2	Thermometallurgische und thermomechanische Kopplung.....	53
3.2.3	Einfluss von Spannungen auf die Umwandlungskinetik	56
4	AUFGABENSTELLUNG	59
5	NUMERISCHE UNTERSUCHUNGEN ZUR AUSBILDUNG VON EIGENSPANNUNGEN IN SCHWEIßVERBINDUNGEN UND EXPERIMENTELLE VERIFIKATION	61
5.1	ROHRMISCHNAHT	61
5.1.1	FE- Modelle	63
5.1.2	Definition des Wärmeeintrages.....	64
5.1.3	Materialdaten	66
5.1.4	Schweißstressungen an einer geschweißten Rohrmischnahtprobe	70
5.1.5	Experimentelle Bestimmung der Schweißstressungen an der Rohrmischnahtprobe.....	70
5.1.6	Ergebnisse der Schweißstressungsmessungen	71

5.1.7	Ergebnisse der thermisch- metallurgischen Rechnung für das 3D Modell.....	73
5.1.8	Ergebnisse der thermo- mechanischen Rechnung.....	74
5.1.9	Ergebnisse der thermo- mechanischen Rechnung für den Fall des rotationssymmetrischen Modells.....	76
5.1.10	Zusammenfassung und Diskussion der Ergebnisse.....	78
5.2	DRAHTPLATTIERUNG EINER UP GESCHWEIBTEN PLATTE AUS 20 MNMONI 5-5.....	80
5.2.1	Drahtplattierung	81
5.2.2	Temperaturmessungen	81
5.2.3	Das FE- Modell der plattierten Schweißprobe	85
5.2.4	Anpassung der Temperatur- Zeit Verläufe	86
5.2.5	Materialdaten	87
5.2.6	Numerische Simulation	92
5.2.7	Numerische Simulation des Einflusses der Wärmenachbehandlung auf den Quereigenspannungsverlauf	101
5.2.8	Experimentelle Bestimmung von Eigenspannungen an der spannungsarmgeglühten Schweißprobe.....	104
5.2.9	Vergleich der experimentell und numerisch ermittelten Eigenspannungen	104
5.2.10	Zusammenfassung und Diskussion der Ergebnisse.....	106
5.3	NUMERISCHE SIMULATION VON FERTIGUNGSBEDINGTEN EIGENSpanNUNGEN FÜR EINE MEHRLAGENSCHWEIßNAHT AUS HOCHFESTEM FEINKORNBAUSTAHL.....	108
5.3.1	Verfahrensprinzip des Unterpulverschweißens (UP- Schweißen)	109
5.3.2	FE- Modell und Berechnungsablauf für die UP- geschweißte Mehrlagenverbindung	110
5.3.3	Temperatur- Zeit- Verlauf	112
5.3.4	Materialdaten	113
5.3.5	Experimentelle Bestimmung der Eigenspannungen an der UP- geschweißten Mehrlagenschweißnaht.....	116
5.3.6	Numerisch ermittelte Ergebnisse des thermo-metallurgischen Berechnungsabschnitts	116
5.3.7	Numerisch und experimentell ermittelte Schweiß eigenspannungen	118
5.3.8	Zusammenfassung und Diskussion der Ergebnisse.....	123
6	ZUSAMMENFASSUNG	125
7	LITERATURVERZEICHNIS.....	129

Nomenklatur

A_{c1}, A_{c1b}	[°C]	Beginn der $\alpha+M_3C$ Umwandlung in die γ Gitterstruktur
A_{c1e}	[°C]	Ende der $\alpha+M_3C$ Umwandlung in die γ Gitterstruktur
A_{c3}	[°C]	Austenitisierungstemperatur
A_{ij}	[1/s]	aus der Phase j pro Zeiteinheit umgewandelter Anteil der Phase i
a	[mm ² /s]	Temperaturleitfähigkeit
a,b,c ₁ ,c ₂	[mm]	Schweißbadgeometrie der programmierten halbovaloiden Wärmequelle
a _{lim,it} ,b _{lim,it}	[mm]	geometrische Randpunkte der halbovaloiden Wärmequelle
C _{r,lim,it} ,C _{f,lim,it}		
B	[-]	Koeffizient für die Berücksichtigung des diffusionskontrollierten Kriechens
b	[-]	Term zur Berücksichtigung der Keimbildung und der Wachstumsrate
b	[-]	Umwandlungskonstante, welche den Umwandlungsprozeß in Abhängigkeit der Temperatur wiedergibt
C	[-]	Konstante (Zahl der möglichen Keimbildungsplätze)
c	[J/g K]	massenspezifische Wärmekapazität
c*ρ	[J/mm ³ K]	Wärmekapazität
C _I	[-]	Faktor zur Berücksichtigung der Unterschiede zweier Mikrobereiche vor und während der Keimbildung und des Teilchenwachstums
C _{II}	[-]	Faktor zur Berücksichtigung der unterschiedlichen Verhältnisse nach dem Zusammenwachsen der umgewandelten Mikrobereiche
C _T , C _r	[-]	geometrische Größen
c _p	[J/kg K]	spez. Wärmekapazität
D	[µm]	Korngröße
E	[MPa]	Elastizitätsmodul

E	[J/mm]	Streckenenergie
f_r, f_r	[J/m s]	Wärmeübergangszahlen
$f(\vartheta)$	[-]	unter Belastung umgewandelter Volumenanteil als Funktion der Orientierung ϑ
$F(T, \dot{T})$	[-]	Korrekturwert
G	[kJ/mol]	freie Enthalpie
ΔG	[kJ/mol]	thermodynamische Aktivierungsenergie
H	[J/mol]	Enthalpie
\bar{H}	[J/mol]	Summe der phasengewichteten Enthalpien
I	[A]	Schweißstrom
J_2	[MPa]	zweite Spannungsinvariante
K	[-]	Materialumwandlungskonstante
K_{ij}	[-]	Umwandlungskonstanten
$K_{i \rightarrow j}, K'_{i \rightarrow j}$	[-]	Umwandlungskonstanten der Transformation $i \rightarrow j$, die von der Temperatur T und dem Temperaturgradienten dT/dt abhängig sind
M_f	[°C]	Martensitfinishtemperatur
M_s	[°C]	Martensitstarttemperatur
n	[-]	Exponent für die Beschreibung der Umwandlungskinetik
$P(T)$	[-]	metallurgischer Gleichgewichtszustand, der nach vollständig abgelaufener isothermer Umwandlung bestimmt werden kann
P	[-]	umgewandelter Phasenanteil
P	[J/s]	Wärmeleistung
\bar{P}	[-]	Phasenanteil bei unendlich niedriger Temperatur
$\bar{P}(T)$	[-]	Phasenanteil im thermodynamischen Gleichgewichtszustand
$p_{eq}(T)$	[-]	im thermodynamischen Gleichgewicht befindliche metallurgische Phase
$P_i(T)$	[-]	temperaturabhängiger Phasenanteil der Phase i
Q	[J]	Aktivierungsenergie
QR	[W/mm ³]	volumenbezogene Wärmeleistung

Q_v	[J/mm ³]	je Volumeneinheit verbrauchte Wärmeeinheit
q	[J/mm ³ s]	volumenspezifische Wärmequellendichte
q	[J/mm ² s]	Wärmestromdichte
q_0	[J/s]	Wärmeleistung
R_{es}	[MPa]	Streckgrenze der weicheren Phase
R_{es}^A	[MPa]	Streckgrenze der weicheren Phase (Austenit)
R_{es}^B	[MPa]	Streckgrenze der umgewandelten Phase
S	[mm ²]	Fläche der wirkenden Streckenenergie
S_{ij}	[MPa]	Spannungsdeviator
T	[°C]	Temperatur
$Tr(T)$	[s]	temperaturabhängige Verzögerungszeit
T_0	[°C]	Arbeitstemperatur
T_R	[K/s]	Abkühlgeschwindigkeit
$T_{a\ max}$	[°C]	Austenitspitzentemperatur
T_i	[°C]	Temperatur im Inneren des Bauteils
T_r	[°C]	Temperatur im Randbereich
t	[s]	Zeit
t_1, t_2, t_3	[s]	Zeitvariablen
$t_{8/5}$	[s]	Abkühlzeit im Temperaturbereich 800- 500 °C
ΔT	[°C]	Temperaturdifferenz
U	[V]	Lichtbogenspannung
U	[V]	Schweißspannung
v	[mm/s]	Schweißgeschwindigkeit
$\Delta V/V$	[-]	Volumenänderung nach vollständiger Umwandlung
ΔV_u	[-]	Volumenänderung bei der Phasenumwandlung
X_c	[-]	Gefügeanteil
α	[1/K]	thermischer Ausdehnungskoeffizient
γ	[-]	Scherung beim Übergang des Kristalls der weicheren Phase (Austenit) in die festere (Martensit)
γ/α	[-]	Umwandlung vom austenitischen Gefüge in ferritisches Gefüge

δ	[-]	Umwandlungsdehnung beim Übergang des Kristalls der weicheren Phase (Austenit) in die festere (Martensit)
δ_{ij}	[-]	Kroneckersymbol
$\epsilon_{ij}^{\text{tot}}$	[-]	totaler Dehnungstensor
ϵ_{ij}^e	[-]	elastischer Dehnungstensor
$\epsilon_{ij}^{\text{thm}}$	[-]	thermisch- metallurgischer Dehnungstensor
ϵ_{ij}^p	[-]	plastischer Dehnungstensor
$\epsilon_{ij}^{\text{th}}$	[-]	thermischer Dehnungstensor
$\epsilon_{ij}^{\text{tr}}$	[-]	Umwandlungsdehnung in Tensorschreibweise
$\epsilon_{ij}^{\text{cp}}$	[-]	klassischer plastischer Dehnungstensor
$\epsilon_{ij}^{\text{tp}}$	[-]	umwandlungsplastischer Dehnungstensor
ϵ_0	[-]	S. 49, Gleichung 44
ϵ^{cr}	[1/s]	Kriechdehnrate
ϵ_{pl}	[-]	plastische Dehnung
ϵ_{th}	[-]	thermische Dehnung
ϵ_{tot}	[-]	totale Dehnung
ϵ^{tp}	[-]	Umwandlungsdehnung
$\Delta\epsilon_{\gamma \rightarrow \alpha}^{\text{th}}$	[-]	resultierender Dehnungsanteil zwischen der γ und α Phase
η	[-]	thermischer Wirkungsgrad des Schweißverfahrens
η_w	[-]	Wärmewirkungsgrad
θ	[-]	Orientierung zur Habitusebene
ϑ	[-]	Winkel zwischen der normalen und der Habitusebene sowie der Belastungsrichtung
λ	[J/mm s K]	Wärmeleitfähigkeit
λ	[-]	Anteil der ferritischen Phase
$\dot{\lambda}$	[1/s]	zeitliche Phasenänderung
$\bar{\lambda}$	[J/mm s K]	Summe der phasengewichteten Wärmeleitfähigkeiten
ν	[-]	Querkontraktionszahl
ν_{Auf}	[K/s]	Aufheizgeschwindigkeit

ρ	[g/mm ³]	Dichte
σ	[MPa]	Spannung
σ_m	[MPa]	mittlere Normalspannung
σ_v	[MPa]	Vergleichspannung
σ_{ij}	[MPa]	Spannungstensor
σ_y^γ	[MPa]	Streckgrenze des Austenits
σ_y	[MPa]	Streckgrenze des Phasengemisches
τ	[s]	Zeit

1 Einleitung

Die Schweißtechnik gehört zu den wichtigsten Füge-techniken, die auch bei der Fertigung sicherheitsrelevanter Bauteile breite Anwendung findet. In der Fertigung stellt sich die Frage nach der Schweißbarkeit eines Bauteils, welche durch die Begriffe Schweißbeignung, Schweißsicherheit und Schweißmöglichkeit definiert wird (Bild 1).

Der Begriff Schweißbeignung fasst die Änderungen der Werkstoffeigenschaften zusammen, die aufgrund der transienten und lokal variablen Temperatureinwirkungen während und nach dem Schweißvorgang auftreten. Eine gute Schweißbeignung eines Grundwerkstoffes ist gegeben, wenn durch den Schweißprozess die mechanisch- technologischen Werkstoffkennwerte nur geringfügig beeinflusst werden.

Die Schweißsicherheit ist wesentlich durch die konstruktive Gestaltung der Fügebereiche bestimmt. In erster Linie steht hier das spätere Verhalten der geschweißten Konstruktion im Betrieb im Vordergrund und die Gewährleistung der Sicherheit des Bauteils.

Als Schweißmöglichkeit wird der Einfluss der Randbedingungen der Fertigung auf die Schweißbarkeit der Verbindung bezeichnet. Alle Maßnahmen zur Vorbereitung der Schweißnaht, zur Ausführung der Schweißarbeit sowie die der Nachbearbeitung der Verbindung, gewährleisten die fertigungstechnische Schweißmöglichkeit.

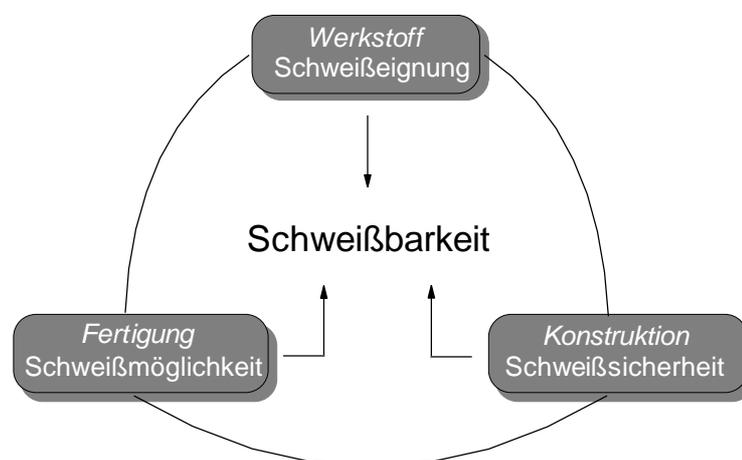


Bild 1: Definition der Schweißbarkeit [1]

Die Wirkung der Wärmequelle eines Schweißverfahrens und der daraus resultierende typische Temperatur – Zeit - Verlauf führt während des Schweißens zu metallurgischen Änderungen, welche die physikalischen und im Wesentlichen die mechanischen Eigenschaften der Schweißnaht sowie insbesondere die der Wärmeeinflusszone (WEZ) beeinflussen. Die hohe Aufheizgeschwindigkeit und die geringe Austenitisierungsdauer sowie die große Abkühlgeschwindigkeit

charakterisieren den Temperatur – Zeit – Verlauf eines Schweißprozesses und die damit verbundenen lokalen Werkstoffänderungen. Aufgrund der lokal extremen thermischen Belastung und der damit auftretenden Gefügeumwandlung entstehen Schweißbeigenspannungen, welche zu Heißrissen oder Kaltrissen führen können. Betrachtet man die globalen Auswirkungen von Schweißbeigenspannungen, so spielen die damit verbundenen Formänderungen eine wesentliche Rolle bei der Einhaltung maßgenauer Fertigung und letztendlich für die Gebrauchsfähigkeit der Schweißkonstruktion.

Zerstörungsfreie Prüfmethode wie die Röntgenbeugungsanalyse oder das Neutronenbeugungsverfahren ermöglichen es, Schweißbeigenspannungen zu messen. Diese Verfahren erlauben aber nur einen Einblick in die Eigenspannungsverteilung an der Oberfläche einer Schweißverbindung und geben keine Information über den Tiefenverlauf. Die Verfahren sind trotz der Möglichkeit einer Messung der Eigenspannungen in Dickenrichtung zu umständlich und zu aufwendig in der Handhabung. Zerstörende Meßmethoden wie das Bohrlochverfahren können mit geringem Aufwand Informationen über den Eigenspannungsverlauf in Dickenrichtung geben, induzieren aber durch den mechanischen Abtrag Eigenspannungen, welche die schweißbedingten Eigenspannungen und deren Verteilung beeinflussen.

Der Einsatz von numerischen Methoden der Berechnung schweißtechnischer Fertigungsprozesse wurde in den Anfängen hauptsächlich für die Simulation von Temperaturfeldern benutzt. Der anschließende thermomechanische Berechnungsabschnitt für die Simulation von schweißbedingten Eigenspannungen basierte auf Ergebnissen, welche nur die thermischen und die damit gekoppelten „klassischen“ elastischen und plastischen Dehnungsanteile berücksichtigten. Der Einfluss von Gefügeumwandlungen wurde in die Berechnungen nicht mit einbezogen. Fehlende Rechnerkapazität und unzureichende Lösungsalgorithmen waren die Gründe, weshalb solche extrem nichtlinearen Problemstellungen nicht gelöst werden konnten.

Die Entwicklung der heutigen Rechnertechnologie und der numerischen Programmsysteme machen es möglich, mikrostrukturelle Vorgänge sowie werkstoff- und verfahrensbedingte Spannungs- und Verformungszustände in Schweißverbindungen zusammen mit experimentellen Ergebnissen besser zu verstehen.

Die Vielfalt an Prozessgrößen, welche simultan und in Wechselwirkung betrachtet werden müssen, kann durch den Einsatz von Computern auf ihren Einfluss auf die Schweißverbindung untersucht und optimiert werden. Die rechnerische Untersuchung kann durch Entkopplung der wechselseitigen Beeinflussung von Temperatur-, Spannungs- bzw. Formänderungsfeld und Gefügefild die ablaufenden Vorgänge während eines Schweißprozesses getrennt betrachten und deren gegenseitigen Einfluss gezielt bewerten [2] [3]. Bild 2 zeigt die Entkopplung dieser Vor-

gänge und stellt durch die Linienart den Einflussgrad der einzelnen Berechnungsfelder untereinander dar.

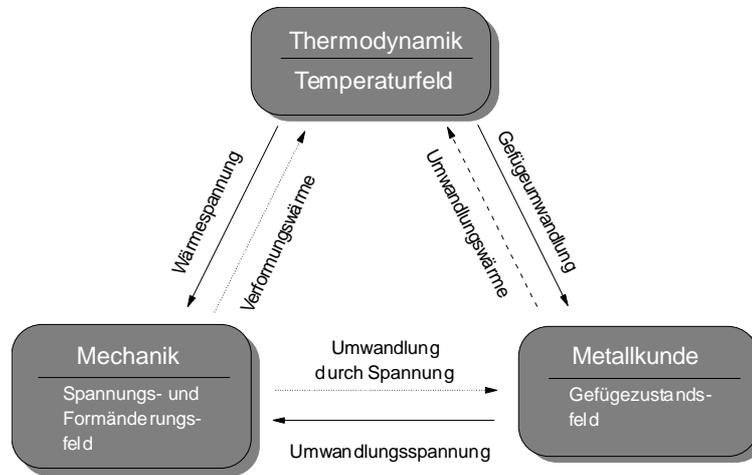


Bild 2: Entkopplung und wechselseitige Beeinflussung von Temperaturfeld, Spannungs- und Formänderungsfeld und Gefügezustand, nach [3], [2].

Der metallkundliche Aspekt ist bei der rechnerischen Simulation von Schweißprozessen von großer Bedeutung, da der sich einstellende Gefügezustand im Schweißgut, in der Nähe der Schweißnaht und in der WEZ einen enormen Einfluss auf die mechanischen Veränderungen dieser Bereiche nach einem Schweißprozess hat. Die auftretenden Schweißbeigenspannungen werden durch die Gefügewandlungen und die damit verbundenen Volumenänderungen, bei umwandlungsfähigen Stählen zusätzlich durch plastische Anomalien (Umwandlungsplastizität) derart mitbestimmt, dass eine Vernachlässigung dieser Einflüsse eine Verfälschung der resultierenden Ergebnisse zur Folge hat.

2 **Stand der Technik**

Werkstoffverhalten von Stählen beim Schweißen

Die Simulation schweißtechnischer Fertigungsprozesse setzt die Kenntnis der Wechselwirkungsmechanismen zwischen dem transienten Wärmeeintrag und den damit gekoppelten metallurgischen Vorgängen voraus. Zum besseren Verständnis und für die Eingabe in ein numerisches Programmsystem erfordert dies eine Strukturierung der schweiß- und werkstoffspezifischen Einflussgrößen.

2.1 Umwandlungsverhalten bei Stählen

2.1.1 Zeit– Temperatur– Umwandlungsschaubilder (ZTU- Schaubilder)

Bei der Beschreibung des Umwandlungsverhaltens ferritischer Stähle unterscheidet man zwischen isothermen und kontinuierlichen ZTU - Schaubildern.

Isotherme ZTU- Schaubilder sind dadurch charakterisiert, dass nach der Austenitisierung möglichst schnell auf die entsprechende Umwandlungstemperatur abgekühlt wird und anschließend eine vorgegebene Zeit lang gehalten wird. Danach wird der Stahl abgeschreckt und abgekühlt, um den Gefügestand einzufrieren. Die Zeitpunkte für den Umwandlungsbeginn und das Ende der Umwandlung von Austenit bei verschiedenen Umwandlungstemperaturen sind durch einen Kurvenzug verbunden [18].

Beim **kontinuierlichen ZTU- Schaubild** wird von der Austenitisierungstemperatur $T \geq A_{c3}$ nach Maßgabe bestimmter Temperatur- Zeit- Kurven abgekühlt. Das Diagramm darf nur entlang der Abkühlkurven gelesen werden. Die ZTU- Schaubilder für kontinuierliche Abkühlung entstehen durch Verbinden der Punkte gleichen Umwandlungszustands der Abkühlkurven. An den Enden der in einem $T, \lg(t)$ - Diagramm eingezeichneten Abkühlkurven werden die bei Raumtemperatur auftretenden Härtewerte eingetragen.

In beiden Schaubildern werden die aus dem Zustandsdiagramm Fe- Fe₃C entnehmbaren A_{c1} und A_{c3}- Temperaturen als Parallelen zur Abszisse eingetragen. Die Umwandlungskurven grenzen die Bereiche Austenit, Ferrit, Perlit, Bainit (auch Zwischenstufengefüge genannt) und Martensit ab (Bild 3).

Die Umwandlung in Ferrit und Perlit verläuft diffusionsgesteuert. Der Bainit liegt zwischen dem Entstehungsbereich des diffusionskontrolliert wachsenden Gefüges der Perlitstufe und dem Gefügebestandteil Martensit. Da nun das Bainitgebiet zwischen diesen, durch völlig unterschiedliche Umwandlungsabläufe gekennzeichneten Bereichen liegt, unterscheidet man zwischen oberem und unterem Bainit. Der perlitnahe obere Bainit entsteht im Gegensatz zum unteren Bainit hauptsächlich diffusionsgesteuert, weil der Kohlenstoff bei den vorliegenden Temperaturen im Austenitgitter noch beweglich ist. Der bei tieferen Umwandlungstemperaturen und an der Grenze zum Martensitgefüge entstehende untere Bainit ist durch die Transformationscharakteristik der starken Unterkühlungsstufe (diffusionslose Umklappvorgänge) gekennzeichnet. Martensit entsteht bei größtmöglicher Unterkühlung oder maximaler Abkühlgeschwindigkeit von der Austenitisierungstemperatur auf Raumtemperatur durch einen diffusionslosen Umwandlungsmechanismus. Die Martensitbildung beginnt bei der Martensitstarttemperatur (M_s) und ist bei der Martensitfinishtemperatur (M_f) beendet.

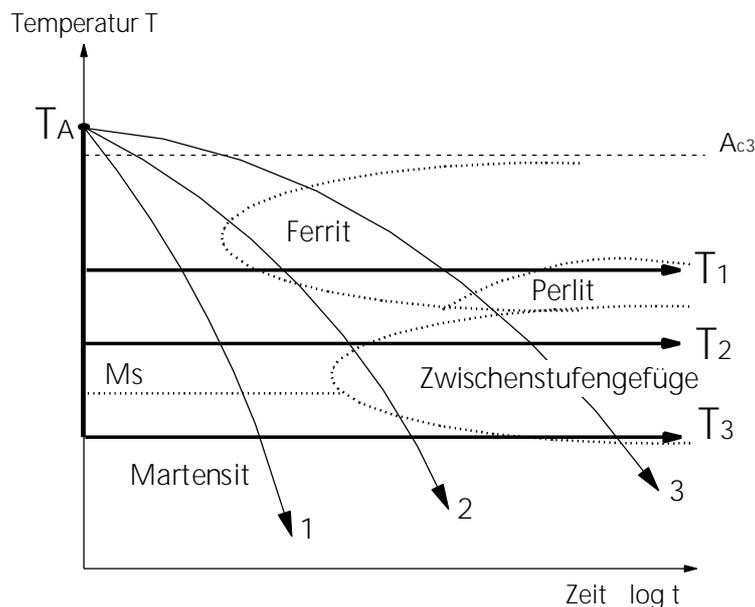


Bild 3 : Temperaturführung bei der kontinuierlichen (1, 2, 3) und isothermen (T_1 , T_2 , T_3) Austenitumwandlung von Stählen

Die Form der ZTU- Diagramme (Lage, Art und Ausdehnung der Gefügefelder) ist von allen Faktoren abhängig, die die zeitabhängige Diffusion des Kohlenstoffs und der Legierungselemente beeinflussen.

Die Zugabe von Legierungselementen führt grundsätzlich zu einer Behinderung der Diffusion, so dass diffusionskontrollierte Umwandlungen zu längeren Zeiten verschoben werden und die diffusionslose Martensitbildung erst bei tieferen Temperaturen einsetzt. Bild 4 zeigt nach [18] den Einfluss wichtiger Legierungselemente auf das Umwandlungsverhalten der Stähle.

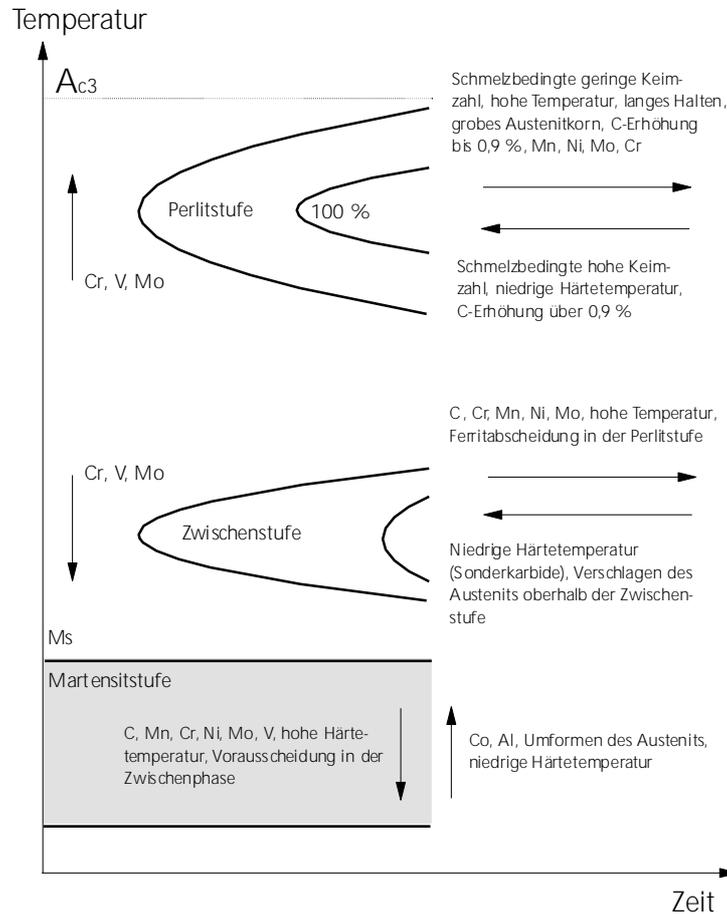


Bild 4 : Einfluss der Legierungselemente auf das Umwandlungsverhalten der Stähle [18]

2.1.2 Schweiß – ZTU – Schaubilder (S-ZTU)

Kontinuierliche ZTU – Schaubilder sind für das Erfassen gängiger Wärmebehandlungsverfahren geeignet, können aber die Verhältnisse beim Schweißen nur sehr unvollkommen wiedergeben. Hohe Spitzentemperaturen führen zu einer Vergrößerung der Austenitkörner und zur Auflösung keimwirksamer Ausscheidungen, die Anzahl der Keime für die γ/α - Umwandlung wird reduziert und es kommt zu einer Verzögerung der Umwandlung. Dieses wirkt sich in einer Verschiebung des Umwandlungsgebietes im S-ZTU – Diagramm nach rechts, d.h. zu längeren Zeiten und nach unten, d.h. zu tieferen Temperaturen aus [21].

S-ZTU Diagramme sind dadurch charakterisiert, dass die Proben einem Schweißzyklus mit einer bestimmten Spitzentemperatur (z.B. 1350°C) und unterschiedlichen Abkühlgeschwindigkeiten im Umwandlungsbereich zwischen 800°C und 500°C unterworfen werden, und das Umwand-

ungsverhalten festgestellt wird. Sie erlauben Aussagen über die Gefügeveränderungen in der Wärmeeinflusszone von Schweißverbindungen infolge des typischen thermischen Schweißzyklus und müssen daher mit den für das Schweißen charakteristischen Austenitisierungsbedingungen aufgenommen werden. Bild 5 zeigt ein S-ZTU Diagramm für einen höherfesten Feinkornbaustahl.

SpitzenTemperatur- AbkühlZeit (STAZ) Schaubild

Wie im vorangegangenen Abschnitt dargestellt wurde, bestimmt die Austenitkorngröße in weiten Bereichen die Geschwindigkeit der Umwandlung, so dass bei verschiedenen Spitzentemperaturen und somit auch Austenitisierungsbedingungen eine Verschiebung der Umwandlungskurven im kontinuierlichen ZTU- Schaubild festzustellen ist. Um diesen Einfluss auf die Gefügestruktur erfassen zu können, wurde das **SpitzenTemperatur- AbkühlZeit (STAZ)** Schaubild entwickelt, welches durch Kombination mehrerer S-ZTU Schaubilder für unterschiedliche Austenitisierungstemperaturen realisiert wird. Als Koordinaten werden die Austenitspitzentemperatur $T_{a\ max}$ und die Abkühlzeit $t_{8/5}$ aufgetragen, die die charakteristische Zeit für die Abkühlung von 800°C auf 500°C wiedergibt. Ebenfalls wie beim S-ZTU Schaubild wird beim STAZ- Schaubild die zu erwartende Härte des Gefüges angegeben. Bild 6 zeigt ein STAZ - Schaubild für einen normalisierten Stahl (St 52). Ein entscheidender Nachteil des STAZ- Schaubildes besteht in der sehr aufwendigen Ermittlung der Umwandlungslinien, so dass im Allgemeinen meist nur kontinuierliche bzw. S-ZTU- Schaubilder verfügbar sind.

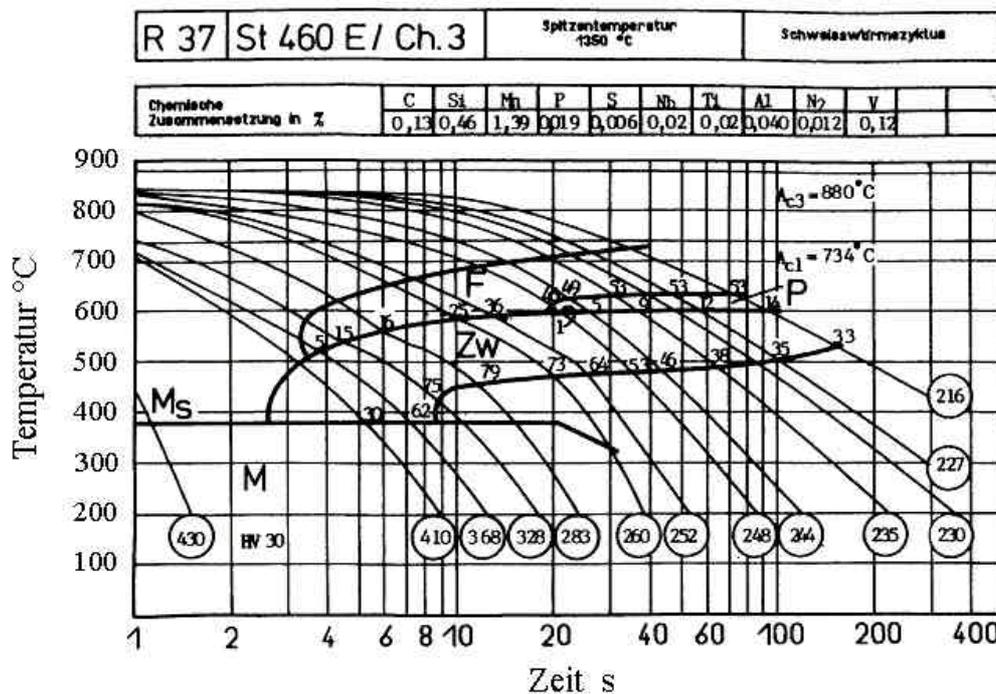


Bild 5 : S-ZTU Diagramm für einen höherfesten Stahl St 460 E [21]

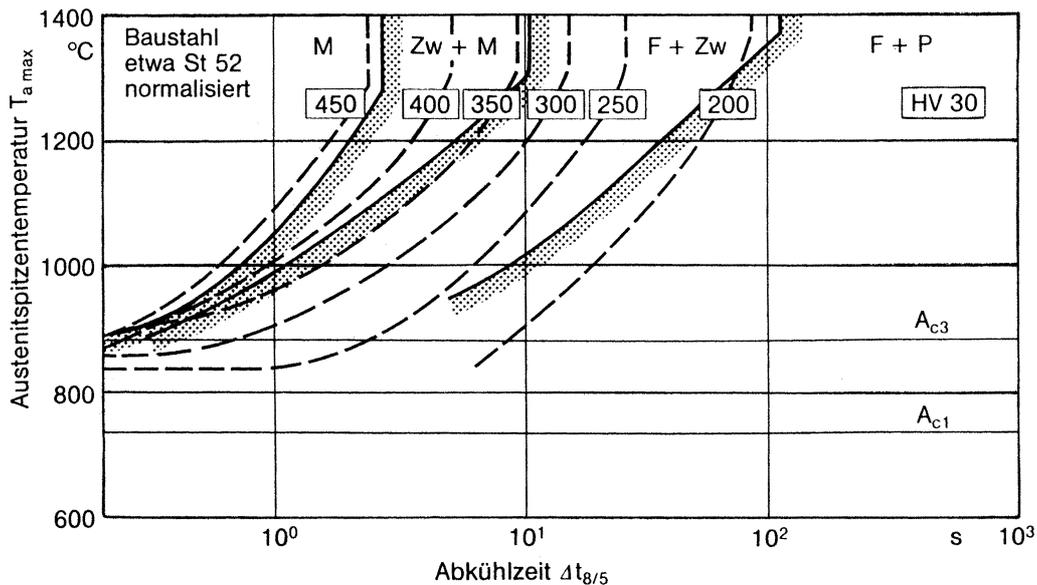


Bild 6 : STAZ - Schaubild für einen normalisierten Stahl (St 52) [2] [24]

2.1.3 Zeit- Temperatur- Austenitisierungsschaubilder (ZTA-Schaubilder)

In ähnlicher Form wie bei der Abkühlung, beeinflusst der Temperatur-Zeit-Verlauf während des Aufheizvorgangs die Vorgänge im Werkstoff und somit die Austenitbildung. Die in diesem Zeitintervall auftretenden Werkstoffänderungen werden in einem Zeit-Temperatur- Austenitisierungs- Diagramm beschrieben. Diese erlauben es, die Karbidauflösung, die Homogenisierung (gleichmäßige Verteilung des Kohlenstoffs und der Legierungselemente in den erhitzten Bereichen) und die Korngrößenveränderungen zu beschreiben. Ferner hat, außer der chemischen Zusammensetzung, auch das Ausgangsgefüge und dessen Korngröße einen Einfluss auf das Austenitierungsverhalten. Ein martensitisches oder bainitisches Gefüge wandelt bei sonst gleichen Bedingungen und bei niedrigeren Temperaturen schneller in Austenit um als ein gleichgewichtsnahes Gefüge. Wie bei der Beschreibung des Umwandlungsverhaltens während der Abkühlung, wird das Austenitierungsverhalten auch durch eine kontinuierliche und isotherme Temperaturführung beschrieben. Man unterscheidet somit zwischen kontinuierlichen und isothermen ZTA- Schaubildern.

Kontinuierliche ZTA- Schaubilder beschreiben die Umwandlungsvorgänge durch rasche Erwärmung, wie sie z.B. für das Induktionshärten oder das Schweißen von Bedeutung sind. Die Umwandlung eines ferritisch-perlitischen Gefüges in Austenit erfolgt nach der Keimbildung gemäß dem Gesetz für Keimwachstum. Die Anzahl der Keime nimmt mit zunehmender Aufheizgeschwindigkeit ab, so dass die Umwandlungspunkte zu höheren Temperaturen verschoben werden, was zu einer unerwünschten Vergrößerung des Austenits bzw. des Umwandlungsgefüges führen kann. Das Umwandlungsverhalten wird dabei für jede Erwärmungsgeschwindigkeit im-

mer entlang einer eingezeichneten Linie der jeweiligen Geschwindigkeit betrachtet. Bild 7 zeigt ein kontinuierliches ZTA- Diagramm des Wälzlagerstahls 100 Cr6.

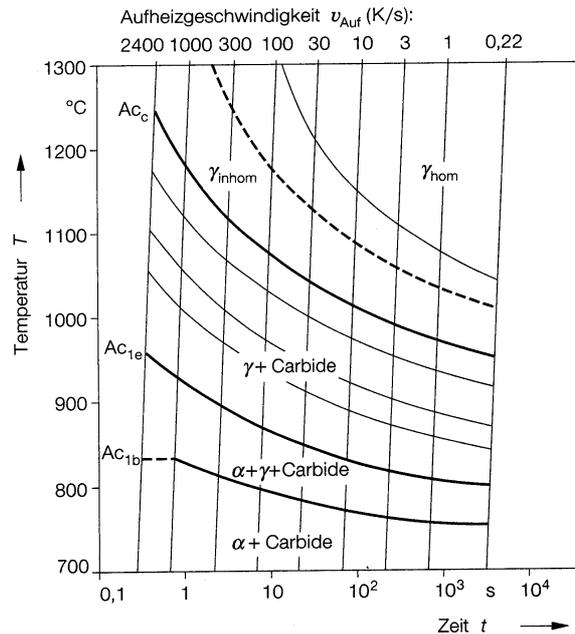


Bild 7 : Kontinuierliches ZTA- Schaubild des Wälzlagerstahles 100 Cr6 .[25]

Isotherme ZTA- Schaubilder sind für die Beschreibung von Wärmebehandlungsprozessen geeignet. Diese erlauben es, entsprechend der Temperaturführung, die Austenitbildung bei einer konstanten Erwärmungstemperatur darzustellen. Die beim isothermen Halten ablaufenden Umwandlungen beginnen nach dem Erreichen der jeweiligen Erwärmungstemperaturen. Der Ablauf der Austenitbildung wird durch die Haltezeit festgelegt, so dass es mit zunehmender Austenitierungsdauer zu keiner unzulässigen Kornvergrößerung kommt. Um eine Korrelation zwischen den gewählten Wärmebehandlungsparametern und der gewünschten Korngröße zu erhalten , werden in den Diagrammen Linien gleicher Korngröße eingetragen (vgl. Bild 8).

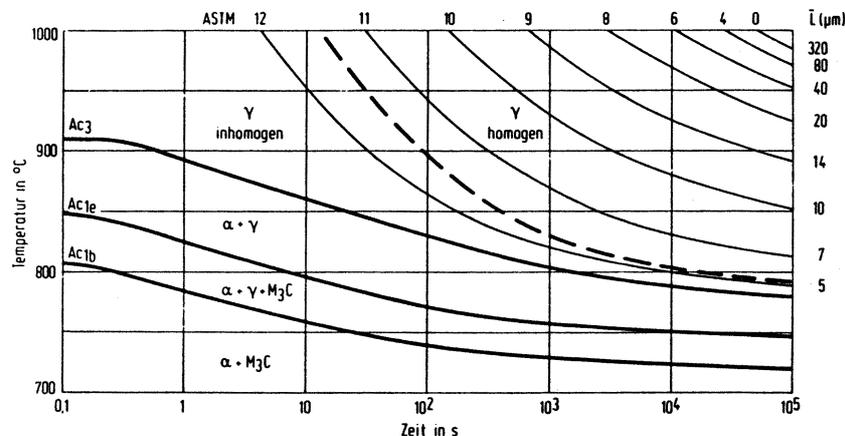


Bild 8 : Isothermes ZTA- Schaubild eines Stahles C45E. Die gestrichelte Linie gibt die Trennung zwischen dem Bereich des inhomogenen und des homogenen Austenits an.[25]

2.2 Vorgänge im Schweißgut und in der Wärmeeinflusszone (WEZ)

Die konzentrierte Energieeinbringung beim Schweißen führt zu einer Aufschmelzung des Grundwerkstoffs und ggf. eines Zusatzwerkstoffs an der zu verschweißenden Stelle und zwingt den angrenzenden Grundwerkstoff, der als Wärmeeinflusszone (WEZ) bezeichnet wird, zu einer inhomogenen und zeitlich veränderlichen Temperaturverteilung [4]. Das Ausmaß der metallurgischen Vorgänge und damit der resultierenden Eigenschaften im Schweißgut (SG) und den zwei schmelzgrenznahen Bereichen, der WEZ, bestimmen die Güte einer Schweißverbindung.

2.2.1 Vorgänge im Schweißbad und im Schweißgut

Jede Kristallisation besteht aus den zwei Teilvorgängen Keimbildung und dem anschließenden Kristallwachstum. Die Keimbildung im Schmelzbad ist als heterogene Keimbildung anzusehen, da artgleiche und artfremde Keime nebeneinander vorliegen. Diese können in Form von angeschmolzenen Körnern des Grundwerkstoffes, Kristalliten des schon erstarrten Schweißgutes, sowie anderen wachstumsfähigen Keimen in Form von Verunreinigungen, Einschlüssen u.ä. vorliegen. Bedingung für die heterogene Keimbildung ist eine hinreichend große konstitutionelle Unterkühlung. Diese wird durch den Temperaturgradienten, die Kristallisationsgeschwindigkeit und die Anzahl der in der Schmelze gelösten Legierungselemente bestimmt. Gleichgewichtsbedingungen zwischen Schweißvorschubgeschwindigkeit, aufgeschmolzener Werkstoffmenge und kristallisiertem Werkstoffanteil müssen eingehalten werden, um Imperfektionen wie z.B. Heißrisse zu vermeiden [25].

Die genannten Vorgänge im Schweißgut sowie die Massentransporte und fluiddynamischen Vorgänge im Schweißbad sollen im Rahmen dieser Dissertation nur erwähnt werden und sind in [13] ausführlich beschrieben.

2.2.2 Vorgänge in der Wärmeeinflusszone (WEZ)

Beim Schmelzschweißen wird der Grundwerkstoff teilweise aufgeschmolzen und bildet zusammen mit dem Zusatzwerkstoff die Schmelzzone der Schweißnaht. Der Grundwerkstoff neben der Schmelzzone wird den schweißtypischen Temperaturzyklen mit steilem Anstieg bis nahe der Schmelztemperatur und anschließendem flachem Abfall unterworfen. Damit werden in der Umgebung der Schmelzzone zonenweise unterschiedliche Gefügestände erzeugt, welche das Gebiet der WEZ bestimmen. Je nach erreichter Maximaltemperatur wird die WEZ in verschiedene Zonen aufgeteilt (Bild 9). Jeder dieser Bereiche ist durch die jeweilige Gefügeausbildung und die daraus resultierenden mechanischen Eigenschaften gekennzeichnet.

Bei Temperaturen im Bereich $T \gg A_{c3}$ bildet sich aufgrund der hohen Spitztemperatur ein sehr grobkörniges Gefüge, die Grobkornzone. Da mit zunehmender Korngröße die volumenbezogene Korngrenzenfläche abnimmt, ist die Inkubationszeit zur Ferritbildung zu längeren Zeiten hin verschoben, so dass die Bildung von Zwischenstufengefüge und Martensit, bedingt durch die Abkühlgeschwindigkeit und den Kohlenstoffgehalt des Stahles, begünstigt wird. Die mit dem Kornwachstum verbundenen Eigenschaftsänderungen sind ein direkter Maßstab für die Schweißbeignung des Stahles. Die Grobkornzone kann durch schlechte mechanische Eigenschaften gekennzeichnet sein. Die unter anderem resultierende relative Härte ist i.a. mit einer reduzierten Zähigkeit verbunden und führt zu einer verstärkten Neigung zur Kaltrißbildung [25].

Bei Temperaturen die **geringfügig über A_{c3}** liegen (Feinkornzone), werden Bedingungen erfüllt, die einer Normalisierungsglühung entsprechen. Das Austenitkornwachstum wird aufgrund der unvollständig aufgelösten Ausscheidungen unterbunden und es entsteht feinkörniger Austenit. Bei der Rückumwandlung entsteht die Feinkornzone, die in der Regel gute Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften aufweist.

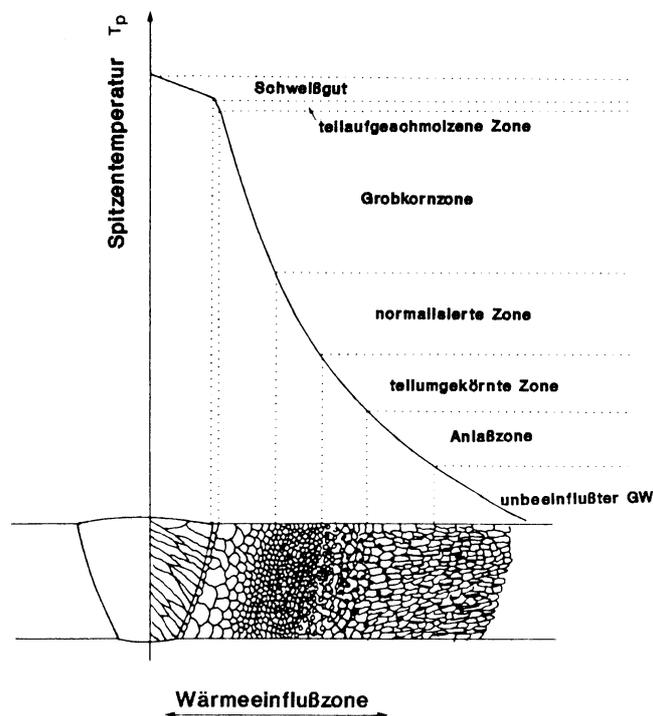


Bild 9 : Unterteilung der Wärmeinflußzone [26], [13]

Die Umkörnung und Kornverfeinerung wird bei Mehrlagenschweißungen von umwandlungsfähigen Stählen gezielt ausgenutzt, um die Grobkornzone ohne eine nachträgliche und aufwendige Wärmebehandlung zu beseitigen (Bild 10), sowie eine Reduzierung von Eigenspannungen zu erreichen.

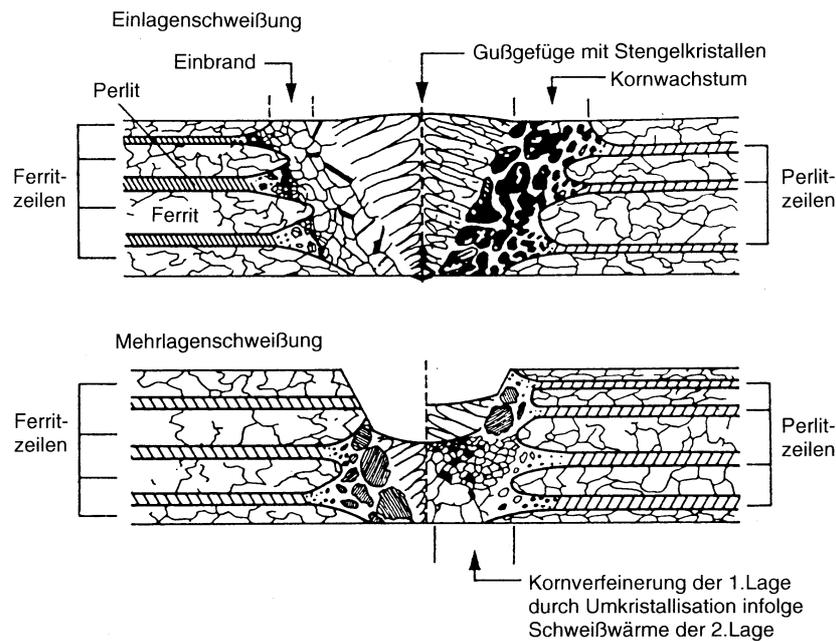


Bild 10: Vergleich der Gefügeausbildung einer Einlagenschweißung und einer Mehrlagenschweißung für einen ferritisch- perlitischen Stahl [18] [27]

Die Vorgänge im Bereich $A_{c3} \supset T \supset A_{c1}$ (teilaustenitisierte Zone) sind stark von den Aufheiz- und Abkühlbedingungen abhängig. Das bei unlegierten und niedriglegierten Stählen vorhandene ferritisch- perlitische Gefüge wandelt den perlitischen Bestandteil in diesem Temperaturbereich in Austenit um, da der Ferrit bei diesen Temperaturen stabil ist. Je nach Abkühlgeschwindigkeit kann bei der Rückumwandlung bainitisches- bzw. martensitisches Gefüge entstehen und somit eine Versprödung in diesem Bereich verursachen (schnelles Abkühlen), oder es findet eine Rückumwandlung in Perlit statt (langsame Abkühlung). Da der Ferrit in diesem Bereich stabil ist, wird dieser Bereich der WEZ als teilumgekörnte Zone oder teilumgewandelter Bereich bezeichnet.

Im Temperaturbereich **unter** A_{c1} findet keine Austenitisierung statt. Bei kaltverformten Stählen können Rekristallisationsvorgänge ablaufen, welche durch Grobkornbildung das mechanische Verhalten verschlechtern können. Der Rekristallisationsprozeß wird von der Glüh Temperatur, dem Verformungsgrad und der chemischen Zusammensetzung bestimmt.

2.3 Temperaturfelder beim Schweißen

Die Berechnung der transienten Temperaturfelder erfolgt durch die Simulation der bewegten Wärmequelle und stellt eine notwendige Voraussetzung für die Vorhersage der sich während des Schweißprozesses in der Schweißnaht und der sie umgebenden Wärmeeinflußzone (WEZ) ausbildenden Gefügestrukturen und Spannungsfelder [16] dar. Maßgeblich wird das Temperaturfeld durch die Schweißparameter, die Form der Schweißnaht, die Geometrie des Bauteils und die physikalischen Werkstoffeigenschaften beeinflusst. Die eingebrachte Wärme ist je nach Schweißverfahren unterschiedlich und beeinflusst den Temperaturverlauf sowie die Breite der WEZ und ist die Ursache für Schweißspannungen und Schweißverzug.

2.3.1 Feldgleichung der Wärmeleitung

Die Wärmeausbreitung beim Schweißen von metallischen Werkstoffen basiert im Wesentlichen auf Wärmeleitung. Wärmeverluste beim Schweißen entstehen durch Konvektion und Wärmestrahlung auf der Oberfläche der Schweißnaht. Diese werden nicht explizit, sondern für das jeweilige Schmelzschweißverfahren im Wärmewirkungsgrad η_w berücksichtigt.

$$\eta_w = \frac{q_0}{U I} \quad (2-1)$$

η_w = Wärmewirkungsgrad

q_0 = Wärmeleistung

U = Schweißspannung

I = Schweißstrom

Die örtlich eingebrachte Wärme führt zu einer Temperaturerhöhung, die in Abhängigkeit der Wärmekapazität c_p [J/mm³ K], die sich aus der massenspezifischen Wärmekapazität c [J/g K] und der Dichte ρ [g / mm³] zusammensetzt, ansteigt. Nach dem Energieerhaltungssatz wird für ein homogenes und isotropes Kontinuum mit temperaturabhängigen Werkstoffkennwerten die Feldgleichung der Wärmeleitung wie folgt definiert :

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\lambda}{c\rho} \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right) + \frac{1}{c\rho} \frac{\partial Q_v}{\partial t} \quad (2-2)$$

T = Temperatur

λ = Wärmeleitzahl

t = Zeit

Q_v = je Volumeneinheit verbrauchte Wärmeeinheit.

$c \cdot \rho$ = Wärmekapazität mal Dichte

Üblicherweise wird der Term $\lambda/c\rho$ zur Temperaturleitfähigkeit a [mm^2/s] zusammengefasst :

$$a = \frac{\lambda}{c\rho} \quad (2-3)$$

Die Temperaturabhängigkeit der thermisch- physikalischen Werkstoffkennwerte ist sehr unterschiedlich und ist für unlegierte, niedriglegierte und hochlegierte Stähle in Bild 11 dargestellt.

Die spezifische Wärmekapazität zeigt im Temperaturbereich um 700°C bei unlegierten und niedriglegierten Stählen eine große Unstetigkeit bedingt durch die beginnende α/γ -Umwandlung (A_{c1} - Temperatur). Dies hat zur Folge, dass die Temperaturleitfähigkeit a unendlich klein wird und somit bei Temperaturfeldanalysen von Schweißprozessen a als gemittelter Wert im betrachteten Bereich angenommen wird. Die Dichte zeigt im Vergleich zu den anderen thermisch- physikalischen Werten eine nur sehr schwache Temperaturabhängigkeit.

Bei schweißtechnischen Problemen stellt sich auch die Frage nach der Wirkung der Wärmequelle in der zu schweißenden Struktur unter Betrachtung der Anfangs- und Randbedingungen, die durch Vorwärmtemperaturen oder durch schon vorhandene Temperaturfelder aus einer vorherigen Schweißlage gegeben sein können. Auch die Berücksichtigung des Wärmeaustausches in den Begrenzungsflächen der Struktur ist für die Lösung der Wärmeleitungsgleichung notwendig (siehe 2-2).

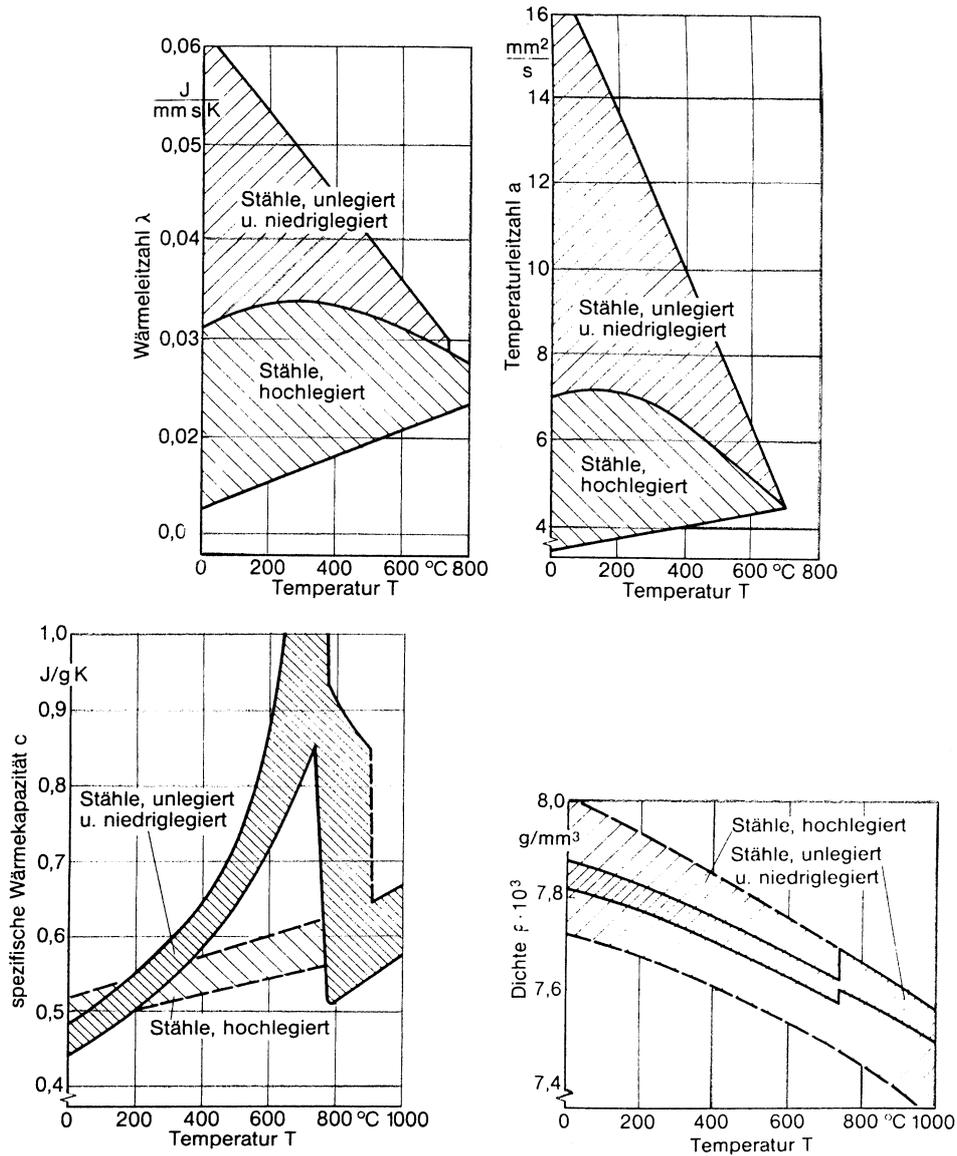


Bild 11 : Wärmeleitfähigkeit λ und Temperaturleitfähigkeit a , spezifische Wärmekapazität c und Dichte ρ von Stählen [2,28]

Die Eingabe der unterschiedlich wirkenden Schweißwärmeequellen erfolgt im Wesentlichen durch die Beschreibung der Charakteristik der vorliegenden Wärmequelle (Intensitätsverteilung, Energiedichteverteilung) und durch die Eingabe der Streckenenergie. Bild 12 zeigt beispielhaft die sich ergebenden elliptischen Temperaturfelder (bewegte Wärmequelle) für eine Gas- und eine Lichtbogenhandschweißung.

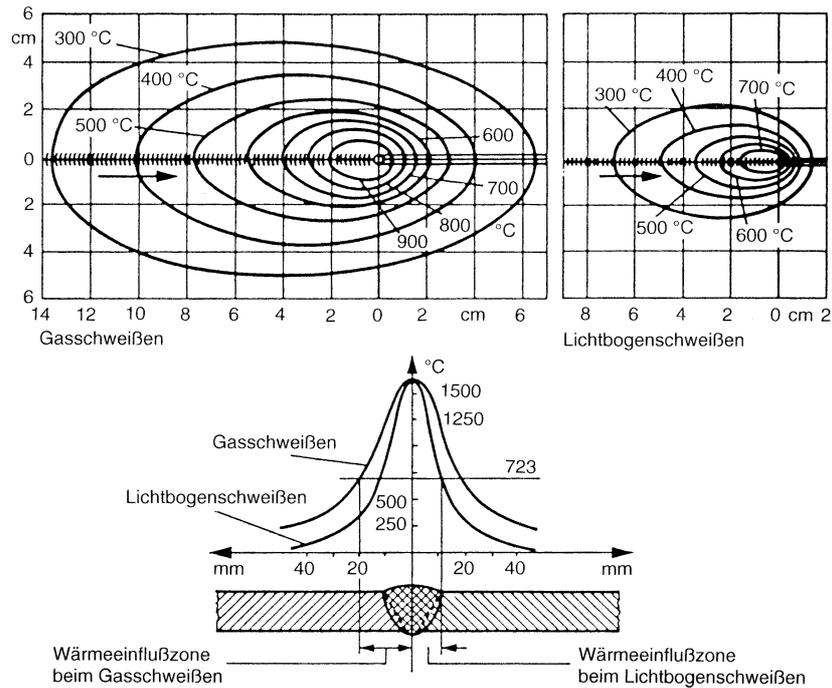


Bild 12 : Temperaturverläufe und Ausbildung der Wärmeinflusszone für das Gasschweißen und für das Lichtbogenschweißen

Aufgrund des nötigen hohen Wärmeeintrages beim Gasschweißen zum Erschmelzen des Grundwerkstoffs ist die Ausbreitung der eingezeichneten Isothermen größer als die beim Lichtbogenschweißen. Zurückzuführen ist dies auf die höhere Leistungsdichte des Lichtbogens. Die größere Wärmeeinbringung beim Gasschweißen bewirkt eine langsamere Abkühlung und beeinflusst dadurch einen größeren Bereich des schweißnahen Grundwerkstoffes (breitere WEZ).

Für die bewegte Schweißwärmequelle von Auftragsschweißungen oder Stumpfnähten wird auch eine halbovaloide Anordnung volumetrischer Wärmequellen etwa in Form und Größe des Schweißbades verwendet [23,29,30,31,67]. Im Ovaloid wird die volumenspezifische Wärmequellendichte q gaußnormalverteilt angenommen. Die Wärmequellendichte fällt von einem Höchstwert im Zentrum des Ovaloids exponentiell zu den Rändern hin ab. Die Gesamtwärmeleistung ist mit der Effektivleistung des Schweißvorgangs identisch. Eine abschließende Parameterkorrektur erfolgt aufgrund eines Vergleichs von gerechnetem und gemessenem Schweißbad bzw. Temperaturfeld [2]. Bild 13 zeigt schematisch eine normalverteilte Wärmequelle über einem halbovaloiden Schweißbad, deren Parameter für den vorderen (Gleichung 2-4) und für den hinteren Quadranten (Gleichung 2-5) der Wärmequelle, je nach Schweißgeometrie und Schweißrichtung, angepasst werden müssen und mit Hilfe von Versuchsschweißungen ermittelt werden können. In der Praxis können die Schweißparameter auch mit Hilfe eines metallurgischen Schliffes so angepasst werden, dass die geometrischen Abmessungen in etwa die reale

Soliduslinie ergeben. Gleichung 2-6 zeigt nach Goldak [23] die Integralgleichung zur iterativen Parameterkorrektur für die Schweißprozesse WIG und MIG.

$$q(x, y, z, t) = \frac{6 \sqrt{3} f_f P}{a b c_f \pi \sqrt{\pi}} e^{-\frac{3x^2}{a^2}} e^{-\frac{3y^2}{b^2}} e^{-\frac{3(z+v(\tau-t))^2}{c_f^2}} \quad (2-4)$$

$$q(x, y, z, t) = \frac{6 \sqrt{3} f_r P}{a b c_r \pi \sqrt{\pi}} e^{-\frac{3x^2}{a^2}} e^{-\frac{3y^2}{b^2}} e^{-\frac{3(z+v(\tau-t))^2}{c_r^2}} \quad (2-5)$$

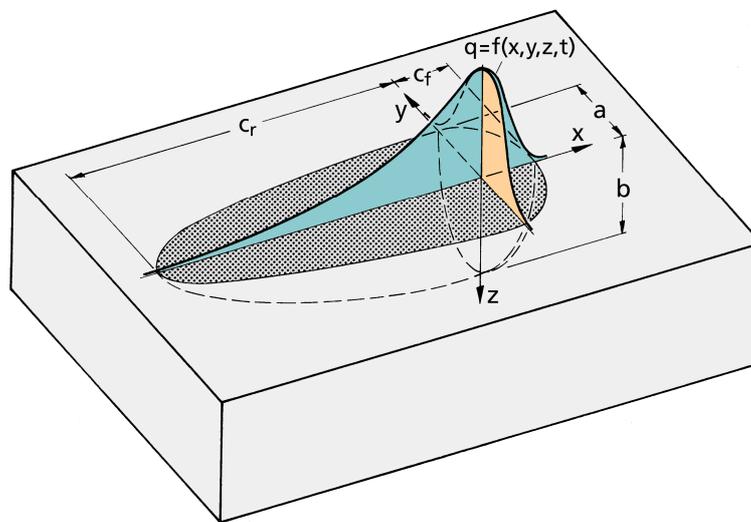


Bild 13 : Normalverteilte Wärmequelle über einem halbovaloiden Schweißbad nach Goldak [67]

P	=	Wärmeleistung	a, b, c _f , c _r	=	Schweißbadgeometrie
x, y, z	=	Position der Wärmequelle	v	=	Schweißgeschwindigkeit
q	=	Wärmestromdichte	f _f , f _r	=	Wärmeübergangszahlen
τ	=	Zeitkonstante	t	=	Zeit

$$P = q \cdot \int_0^{a \text{ lim, it}} e^{-3(x/a)^2} dx \cdot \int_0^{b \text{ lim, it}} e^{-3(z/b)^2} dz \cdot \left[\int_0^{C_1 \text{ lim, it}} e^{-3(y/c_1)^2} dy + \int_{C_2 \text{ lim, it}}^0 e^{-3(y/c_2)^2} dy \right] \quad (2-6)$$

P	=	Wärmeleistung
x, y, z	=	Position der Wärmequelle
q	=	Wärmestromdichte
a _{lim, it} , b _{lim, it} , c _{r, lim, it} , c _{f, lim, it}	=	geometrische Randpunkte

2.4 Eigenspannungen und Schweißigenspannungen

2.4.1 Eigenspannungen

Eigenspannungen sind Spannungen in einem abgeschlossenen System, auf das keine äußeren Kräfte und Momente einwirken. Entsprechend der unterschiedlichen Entstehungsursachen unterscheidet man zwischen :

- Eigenspannungen infolge werkstoffbedingter Vorgänge
- Eigenspannungen infolge fertigungsbedingter Einflüsse
- Eigenspannungen infolge äußerer Belastungseinwirkung

Eigenspannungen werden je nach Reichweite (Wirkung im Werkstoffvolumen) in Eigenspannungen I, Eigenspannungen II und Eigenspannungen III aufgeteilt [4].

Eigenspannungen I. Art : Sind über größere Werkstoffbereiche (mehrere Körner) nahezu homogen (konstant in Betrag und Richtung) und sind bezüglich jeder Schnittfläche durch den ganzen Körper homogen. Eine Störung des Kräfte- und Momentengleichgewichts ist immer mit makroskopischen Maßänderungen verbunden.

Eigenspannungen II. Art : Sind über kleinere Werkstoffbereiche (ein Korn oder Kornbereiche) nahezu homogen. Die inneren Kräfte und Momente sind über hinreichend viele Körner im Gleichgewicht. Die Störung dieses Gleichgewichts kann makroskopische Maßänderungen verursachen.

Eigenspannungen III. Art : Sind über kleinste Werkstoffbereiche (mehrere Atomabstände) inhomogen (nicht konstant in Größe und Richtung). Über diese Werkstoffbereiche und hinreichend große Teile eines Kornes herrscht Kräfte- und Momentengleichgewicht. Bei Eingriff in das Gleichgewicht treten keine makroskopischen Maßänderungen auf.

Eigenspannungen die sich z.B. als Spannungsfeld um Versetzungen und andere Gitterstörstellen aufbauen und somit als Eigenspannungen III. Art definiert sind, können sich innerhalb eines Kornes zu Spannungen II. Art und diese wiederum über mehrere Körner hinweg zu Eigenspannungen I. Art aufbauen [18]. Für die Bewertung von Schweißigenspannungen sind die Eigenspannungen I. Art aufgrund ihrer makroskopischen Auswirkungen beim Eingriff in das Kräfte-

und Momentengleichgewicht maßgeblich. Die folgenden Ausführungen beschränken sich auf Eigenspannungen I. Art.

2.4.2 Schweißbeigenspannungen

Schweißbeigenspannungen sind Spannungen, die sich infolge des Schweiß- und Abkühlprozesses als Folge von örtlich inhomogenen elastischen und plastischen Verformungen in makroskopischen, mikroskopischen und submikroskopischen Bereichen der Schweißnaht, der Wärmeeinflußzone (WEZ) und des Grundwerkstoffes ausbilden, und ohne Einwirkung äußerer Kräfte und/oder Momente nach Erkalten im zusammengeschweißten Körper wirksam sind [4]. Die nach dem Schweißen vorliegenden Eigenspannungen sind nicht nur als Folge der inhomogenen Temperaturverteilung über die Werkstoffdicke und der dadurch erzwungenen thermischen Ausdehnungen zu erklären, sondern auch als Folge von Umwandlungsvorgängen bei Aufheizung und Abkühlung der Verbindung. Das Entstehen von Schweißbeigenspannungen während eines Schweißprozesses kann nach [2] wie folgt anschaulich erklärt werden :

Beim Schweißvorgang wird der Schweißnahtbereich im Vergleich zur Umgebungstemperatur stark erwärmt und lokal aufgeschmolzen. Der Werkstoff dehnt sich infolge der Erwärmung aus. Die Wärmedehnung wird durch die kältere Umgebung behindert, und es treten dann elastische Wärmespannungen auf. Die Wärmespannungen überschreiten teilweise die Fließgrenze, die mit steigender Temperatur abnimmt. Dadurch wird der Schweißbereich plastisch gestaucht und ist nach Abkühlung im Vergleich zur Umgebungstemperatur in seiner Größe reduziert. Er weist dadurch Zugeigenspannungen auf, die durch Druckeigenspannungen in den benachbarten Bereichen ausgeglichen werden (Bild 14). Gefügeumwandlung von Austenit zu Ferrit ist während der Abkühlung mit Volumenvergrößerung verbunden. Tritt die Umwandlung bei niedriger Temperatur auf, bei der die (Warm) Fließgrenze genügend hoch ist, entstehen in diesem Nahtbereich Druckspannungen und Zugspannungen in der kälteren Umgebung.

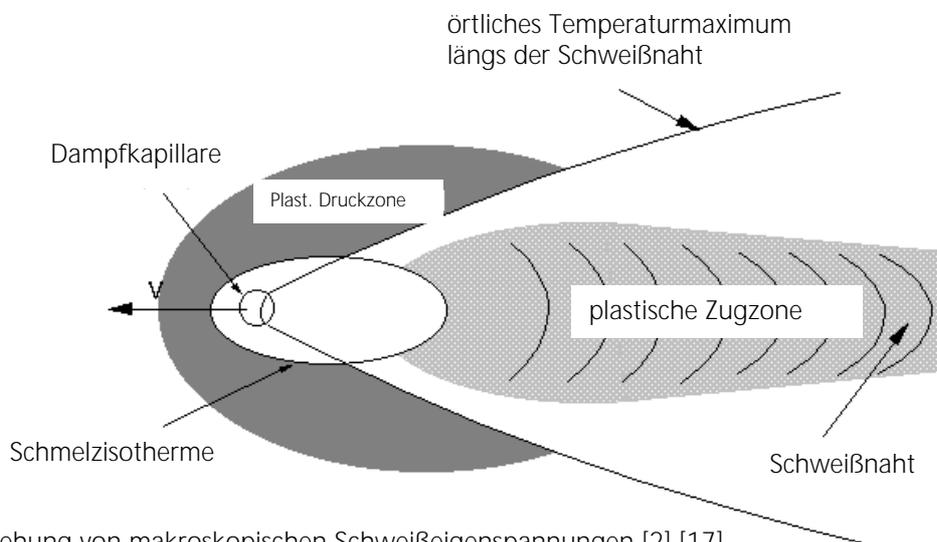


Bild 14: Entstehung von makroskopischen Schweißbeigenspannungen [2] [17]

Die resultierende Schweißigenspannungsverteilung ist demzufolge als Vorgang verschiedener Mechanismen zu verstehen, welche in Schrumpf-, Abschreck- und Umwandlungseigenspannungen aufgeteilt werden.

2.4.3 Schrumpfeigenspannungen

Das Schrumpfen ist als unweigerliche Folge des Schweißvorganges von größter Bedeutung für die Schweißigenspannungsbildung. Um die Ursachen der Entstehung und die gegenseitige Beeinflussung der jeweiligen Schrumpfrichtungen untereinander besser zu verstehen, teilt man diese in Längs- und Querspannungen auf. Dabei sei erwähnt, dass die umwandlungsbedingten Eigenspannungen, die bei unlegierten Stählen und hochlegierten Stählen mit ferritischem Schweißgut eine wichtige Rolle spielen, bei der Eigenspannungsentstehung zunächst außer Acht gelassen werden.

Längsspannungen :

Mit bei sinkender Temperatur wachsender Warmstreckgrenze, werden die Naht und die nahtnahen Bereiche der WEZ unter Zugspannungen gesetzt, so dass der Verlauf der Längsspannungen quer zur Naht aufgrund von Gleichgewichtsbedingungen durch Druckspannungen in den nahtentfernteren Bereichen charakterisiert ist und an den Plattenrändern auf Null abklingt. Längs der Naht stellt sich ein kontinuierlicher Verlauf ein, der an den Rändern ebenfalls auf Null abfällt (vgl. Bild 15).

Querspannungen :

Die Schrumpfungsbehinderung in Längsrichtung beeinflusst indirekt den Eigenspannungsverlauf quer zu Naht. Zusätzlich werden direkt durch die Kontraktion der Naht und der nahtnahen Bereiche diese unter Zugspannungen gesetzt. Am Beispiel einer artgleich geschweißten kurzen Platte sieht man, dass mit größerem Abstand von der Nahtmitte die schrumpfungsbedingten Quereigenspannungen quer zur Naht kontinuierlich auf Null abklingen. Der Quereigenspannungsverlauf längs der Naht ist charakterisiert durch einen Vorzeichenwechsel an den Nahtenden, der aus Gleichgewichtsgründen in Druckspannungen übergeht [4]. Die qualitativen Verläufe der Längseigenspannungen und der Quereigenspannungen sind in Bild 15 schematisch für Bleche hinreichender Blechdicke dargestellt.

Die Schweißgeschwindigkeit beeinflusst die Eigenspannungsverläufe insofern, dass andere Schrumpfung-, Abkühl- und Gefügeumwandlungsbedingungen durch den veränderten Temperatur- Zeit- Verlauf hervorgerufen werden, und somit unterschiedliche Längs- und Quereigenspannungsverläufe resultieren können. Bild 16 zeigt die unterschiedlichen Quereigenspannungsverläufe in Abhängigkeit der Schweißgeschwindigkeit für den Fall einer kurzen Platte.

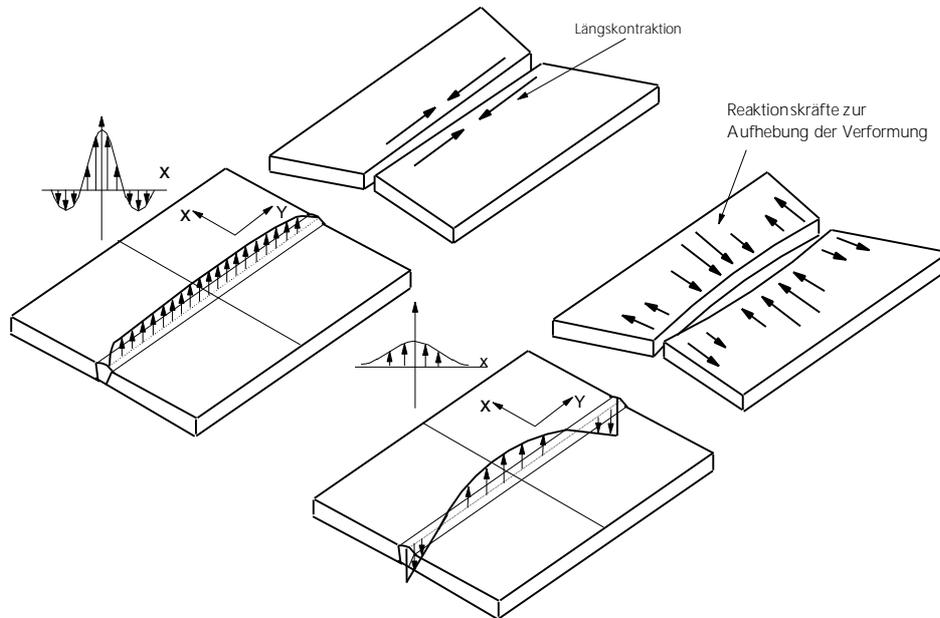


Bild 15: Entstehung von Längseigenspannungen aufgrund der Nahtschumpfung nach dem Schweißprozess und die resultierenden Quereigenspannungen am Beispiel einer nicht eingespannten Platte (keine behinderte Querkontraktion)

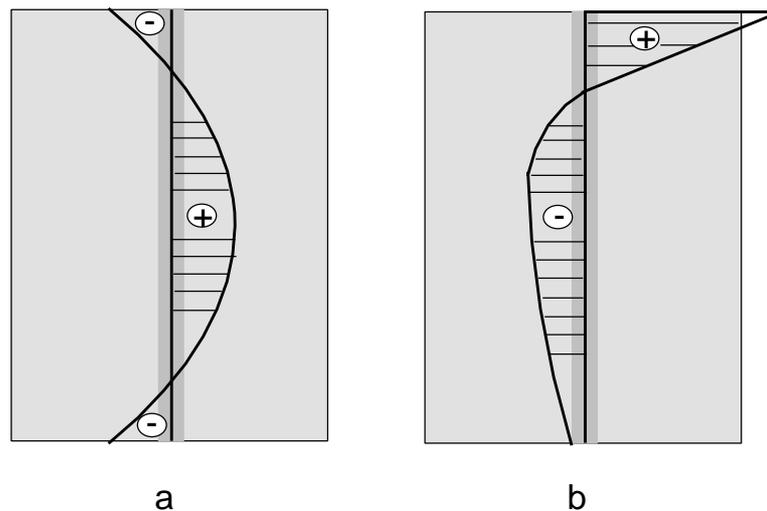


Bild 16 : Quereigenspannungen in einer geschweißten Platte a) schnell geschweißt und b) langsam geschweißt [18]

Neben den dargestellten Längs- und Quereigenspannungsverläufen sind die Eigenspannungen in Dickenrichtung zu beachten, die durch die unterschiedlichen Abkühlbedingungen in Naht- bzw. Blechdickenrichtung hervorgerufen werden. Bild 17 zeigt den vermessenen Spannungszustand nach Gunnert und Poje [68] in einer Schweißverbindung mit V- Stumpfnah. Die Quer- und Längseigenspannungsverteilungen (a,c) zeigen deutlich die Tendenz zu Zugeigenspannungen an beiden Nahtoberflächen und Druckeigenspannungen im Innern der Schweißverbindung. Ferner bestimmt eine behinderte Querkontraktion durch einen erhöhten Einspannungsgrad die Quereigenspannungen in Naht und den nahtnahen Bereichen.

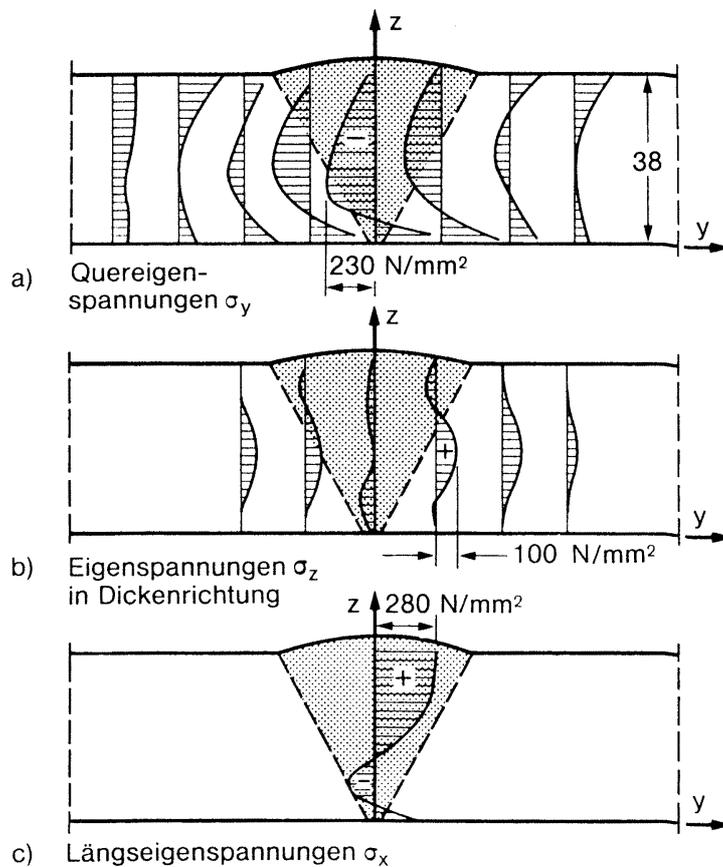


Bild 17 : Quereigenspannungen (a), Spannungen in Dickenrichtung (b) und Längseigenspannungen (c) in einer Schweißverbindung mit V-Stumpfnah [2,68]

2.4.4 Umwandlungseigenspannungen

Treten bei der Abkühlung einer Schweißverbindung in den hocharwärmten naht- und nahtnahen Bereichen Phasenumwandlungen auf, die mit Volumenänderungen verbunden sind (bei ferritischen Stählen Umwandlung von Austenit in Ferrit, Zwischenstufengefüge oder in Martensit), so führen diese zu Eigenspannungen, die als Umwandlungseigenspannungen bezeichnet werden [4]. Die umwandlungsbedingten Schweißbeigenspannungen entstehen immer als Folge einer Volumenzunahme, unabhängig welches Gefüge sich nach der Austenitumwandlung bildet. Die Phasenänderung im festen Zustand und somit die Größe der Volumenänderung wird aus Dilatometerversuchen ermittelt. Bild 18 zeigt Dilatometerkurven für einen schweißgeeigneten Feinkornbaustahl und verdeutlicht den Einfluss der Spitzentemperatur auf das Umwandlungsverhalten beim Abkühlen. Geht man davon aus, dass der Zeitpunkt der Umwandlung in der Naht, in der beeinflussten WEZ und im Bauteilinnern zu verschiedenen Zeitabschnitten stattfindet (inhomogene Umwandlung), resultieren bei Raumtemperatur in den zuerst umgewandelten Bereichen Zugspannungen, welche von den unbeeinflussten Randgebieten durch Druckspannungen im Gleichgewicht gehalten werden.

Bei einer homogenen Umwandlung (gleichzeitige Umwandlung des gesamten Volumenbereichs), führt diese Gefügeumwandlung zu Druckeigenspannungen in den betroffenen Bereichen, welche durch Zugeigenspannungen in den nicht beeinflussten Gebieten kompensiert werden [33-35]

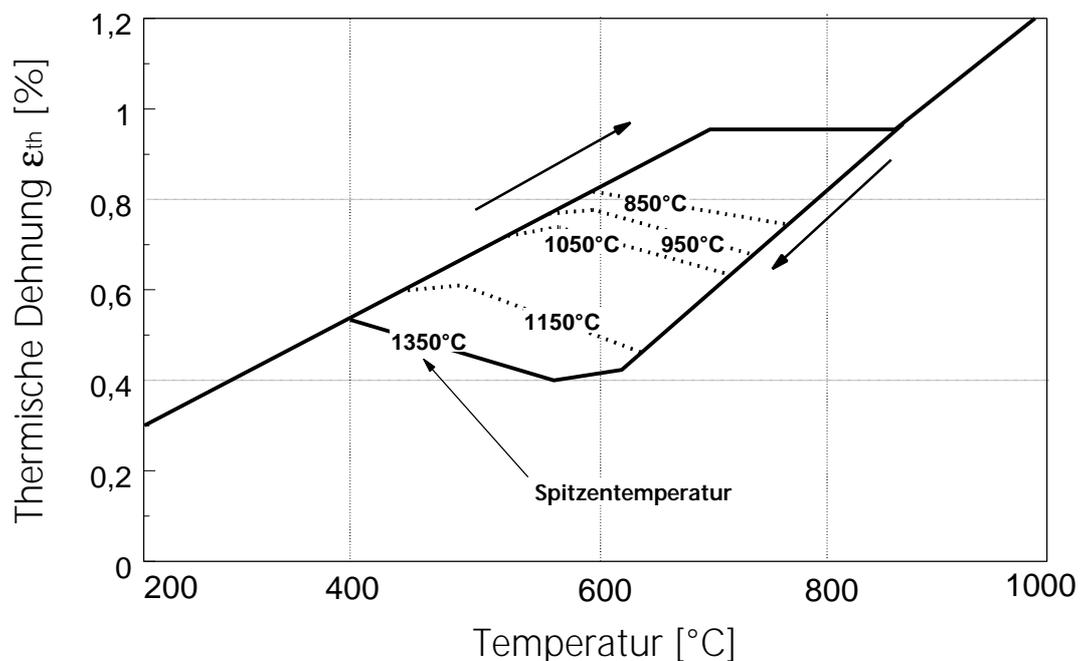


Bild 18 :Dilatometerkurven für einen schweißgeeigneten Feinkornbaustahl mit Gefügeumwandlung [2,161]

2.4.5 Abschreckeigenspannungen

Bedingt durch die nicht homogene Abkühlung der Schweißverbindung entstehen an den oberflächennahen Schichten und an den nahtnahen Werkstoffbereichen Wärmespannungen. Diese können die lokal reduzierte Warmstreckgrenze erreichen, plastische Verformungen hervorrufen und nach dem Abkühlvorgang zu einer inhomogenen Eigenspannungsverteilung führen. Bei isolierter Betrachtung der Abschreckeigenspannungen müssten an den oberflächennahen Schichten und an den nahtnahen Werkstoffbereichen der WEZ Druckeigenspannungen entstehen, welche von den im Probeninnern kühleren Bereichen durch Zugspannungen im Gleichgewicht gehalten werden [4]. Im Vergleich zu den anderen schweißbedingten Eigenspannungen, den Schrumpfeigenspannungen und den Umwandlungseigenspannungen, tragen die Abschreckeigenspannungen am wenigsten zum sich einstellenden Eigenspannungszustand bei. Die Entstehung wird von der vorliegenden Temperaturdifferenz $\Delta T = T_i - T_r$ (T_i = Temperatur im inneren des Bauteils; T_r = Temperatur im Randbereich) und der Abkühlgeschwindigkeit dT/dt bestimmt.

Wie die zwei vorangegangenen Teilabschnitte gezeigt haben, ist die Auswirkung der Vielzahl von Einflussgrößen auf die beschriebenen Eigenspannungsverläufe sehr groß und jeweils unterschiedlich. In Tabelle 1 sind die wichtigen Einflussgrößen auf die Schrumpf-, Abschreck- und Umwandlungseigenspannungen nach [4] aufgeführt.

Tabelle 1 : Wichtige Einflussgrößen auf die Schrumpf-, Abschreck- und Umwandlungseigenspannungen [4]

Schrumpfspannungen wachsen mit :								
$\sigma_{st} \uparrow$	$d\sigma_{st}/dT \uparrow$	$\alpha \uparrow$	$E \uparrow$	$\lambda \downarrow$	$dT/dx \uparrow$	$S \downarrow$	$D \uparrow$	
Abschreckspannungen wachsen mit :								
$\sigma_{st, \Delta T_{max}} \downarrow$	$\sigma_{st} - \sigma_{st, \Delta T_{max}} \uparrow$	$\alpha \uparrow$	$E \uparrow$	$\lambda \downarrow$	$\Delta T_{max} \uparrow$	$dT/dt \uparrow$	$D \uparrow$	
Umwandlungsspannungen wachsen 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	=	E-Modul
λ	=	Wärmeleitfähigkeit
S	=	Nahtbreite
D	=	Naht- bzw. Blechdicke
dT/dt	=	Abkühlgeschwindigkeit
dT/dx	=	Temperaturgradient in Richtung senkrecht zur Naht
M_s	=	Martensitstarttemperatur
ΔV_u	=	Volumenänderung bei der Phasenumwandlung

Die genannten Vorgänge laufen im Realfall nicht getrennt voneinander sondern überlagert ab. Daher wird eine Vorhersage über die sich einstellenden Eigenspannungen erschwert. Bild 19 zeigt die Änderung des Quereigenspannungsverlaufs durch die Überlagerung dieser Mechanismen. Die Verteilungen gelten jeweils in Plattenmitte längs einer Achse senkrecht zur Naht (x-Richtung). Deutlich wird in der Nahtmitte der Einfluss der Umwandlungs- und Abschreckeigenspannungen durch die Einsattelung des Eigenspannungsverlaufs. Die Zugeigenspannungsmaxima sind dadurch seitlich zu den Nahtändern verschoben. Die Höhe der Eigenspannungsmaxima an den Seiten der Einsattelungen kennzeichnet die Schrumpfeigenspannungsanteile.

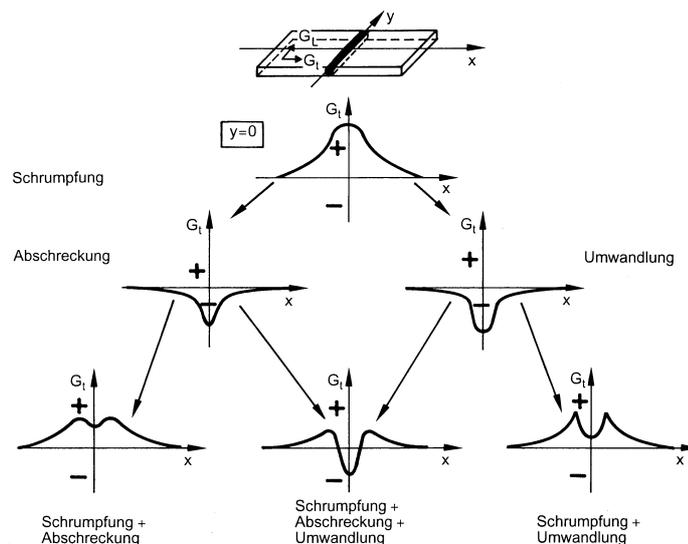


Bild 19 : Entstehung des Querspannungsverlaufs durch die Überlagerung von Schrumpf-, Abschreck- und Umwandlungsanteilen [18] [19]

2.4.6 Schweißformänderungen

Mit den Schweißbeigenspannungen treten zeitweilig oder dauerhaft Schweißformänderungen auf. Spannungen und Formänderungen sind gegenläufig, so dass hohe Spannungen bei behinderter Formänderung und niedrigere Spannungen bei unbehinderter Formänderung auftreten [2]. Bild 20 zeigt vier Grundtypen von Schweißformänderungen am Beispiel einer Rechteckplatte. Dabei stellen die Längsschrumpfung und die Querschrumpfung den Verzug in der Ebene dar. Die Längsschrumpfung verursacht im Nahtbereich eine Längsverkürzung. Bei exzentrischer Nahtanordnung kommt es bei Trägern und Platten zu Krümmungen (Biegeschrumpfung). Die Querschrumpfung der Schweißnaht verursacht eine Querverkürzung der Naht, die durch das Zusammengehen offener Nahtfugen verstärkt wird. Bei Mehrlagenschweißungen und bei einseitig geschweißten Stumpfnähten induzieren außermittige Querschrumpfspannungen, bedingt durch den unsymmetrischen Nahtaufbau, eine Winkeländerung. Zusätzlich zur Lagenzahl beeinflusst der Nahtöffnungswinkel, die Nahtgeometrie, die Wärmeleitung und die Nahtdicke die sich einstellende Winkelschrumpfung.

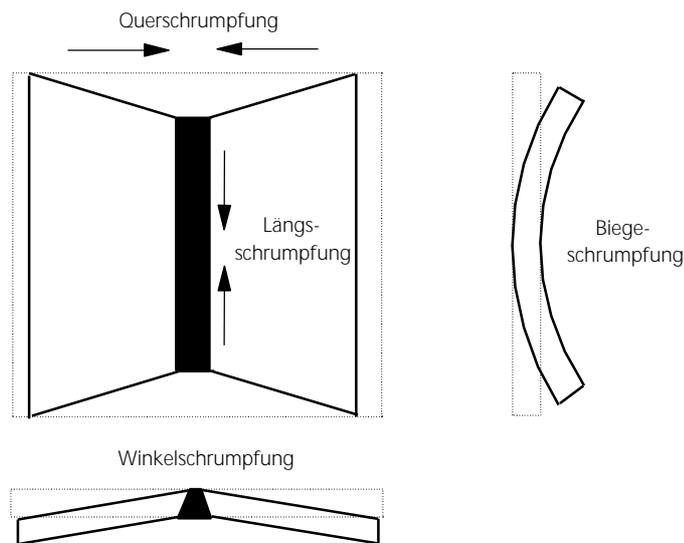


Bild 20 : Schweißformänderungen am Beispiel einer zentrisch und einseitig geschweißten Rechteckplatte [2]

Eine Reduktion des Verzugs während und nach einem Schweißprozess ist durch Änderung des Einspannungsgrades, oder durch eine Versteifung der geschweißten Konstruktion zu erreichen. Geforderte Maße können so eingehalten werden, können jedoch mit einem erhöhten Eigenspannungsniveau (Erhöhung von Reaktionsspannungen) verbunden sein (vgl. Bild 21).

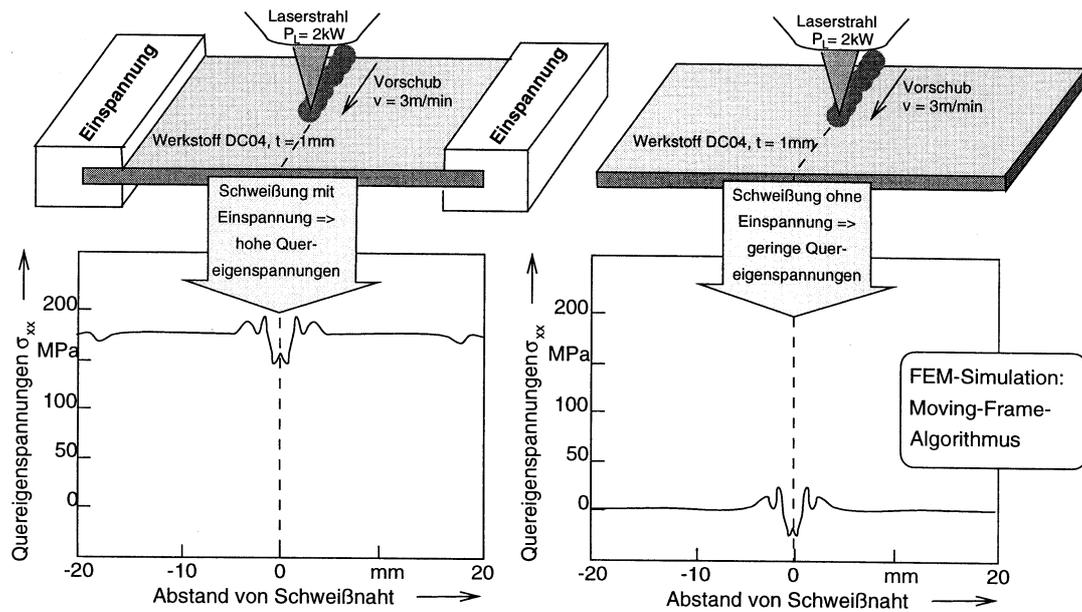


Bild 21 : Quereigenspannungen mit und ohne Einspannungen [17]

Bei einer rein elastischen Betrachtungsweise stellen sich bedingt durch einen erhöhten Einspannungsgrad höhere Eigenspannungen ein. Lokal können jedoch die hohen Schrumpfeigenspannungen während der Abkühlung zu plastischen Verformungen, die aus der reduzierten Streckgrenze im Schweißbereich (Bereich höchster Temperatur) resultieren und somit zu einem Spannungsabbau führen.

2.4.7 Umwandlungsplastizität

Bei umwandlungsfähigen Stählen erfolgen makroskopisch unter der Wirkung von thermisch und/ oder mechanisch aufgeprägten Lastspannungen plastische Verformungen, auch wenn die theoretisch wirksame Vergleichsspannung kleiner ist als die Streckgrenze des betreffenden Werkstoffes. Dieses Verhalten ist sowohl bei diffusionskontrollierten als auch bei diffusionslosen Umwandlungen bekannt. Diese Erscheinung wird Umwandlungsplastizität genannt und ist um so ausgeprägter, je größer die umwandlungsbedingten Formänderungen und je geringer die Fließspannungen der beteiligten Phasen bei der Umwandlungstemperatur sind [5]. Experimentelle Untersuchungen haben diese Anomalie bestätigt, auch wenn die angelegte Last gering gewählt wurde [6-10]. Fließen tritt somit bei Spannungen auf, die geringer sind, als die Fließspannung der weicheren der vorhandenen Phasen. Die Umwandlungsplastizität beeinflusst damit die Höhe und Verteilung der umwandlungsbedingten Schweißbeigenspannungen.

Experimentell kann der Einfluss der Umwandlungsplastizität auf das mechanische Verhalten durch die Gegenüberstellung eines unbelasteten und eines belasteten Dilatometerversuchs ermittelt werden (vgl. Bild 22). Bild 22A zeigt den typischen Verlauf für einen unbelasteten Dilatometerversuch, der durch die Abnahme der Dehnungen im Temperaturbereich A_{c1} - A_{c3} (austenitische Umwandlung) bzw. Zunahme bei der γ/α - Umwandlung charakterisiert ist. Im Falle einer Druckbelastung zu Beginn der γ/α - Umwandlung (vgl. Bild 22B), verschiebt sich der weitere Verlauf der Dehnungen in Abhängigkeit der äußeren aufgeprägten Last. Für die numerische Simulation von Schweißverbindungen, insbesondere für umwandlungsfähige Stähle, sind Modelle notwendig, die diese Anomalie berücksichtigen, um somit die Umwandlungsplastizität als Funktion der Zeit, der Temperatur und des Ortes auf die umwandlungsbedingten Eigenspannungen richtig beschreiben zu können. Nachfolgend werden unter Beschränkung auf Stähle Modellvorstellungen und berechnete Modellversuche, wie sie zur Beschreibung von Eigenspannungen und Verzug eingesetzt werden, dargestellt.

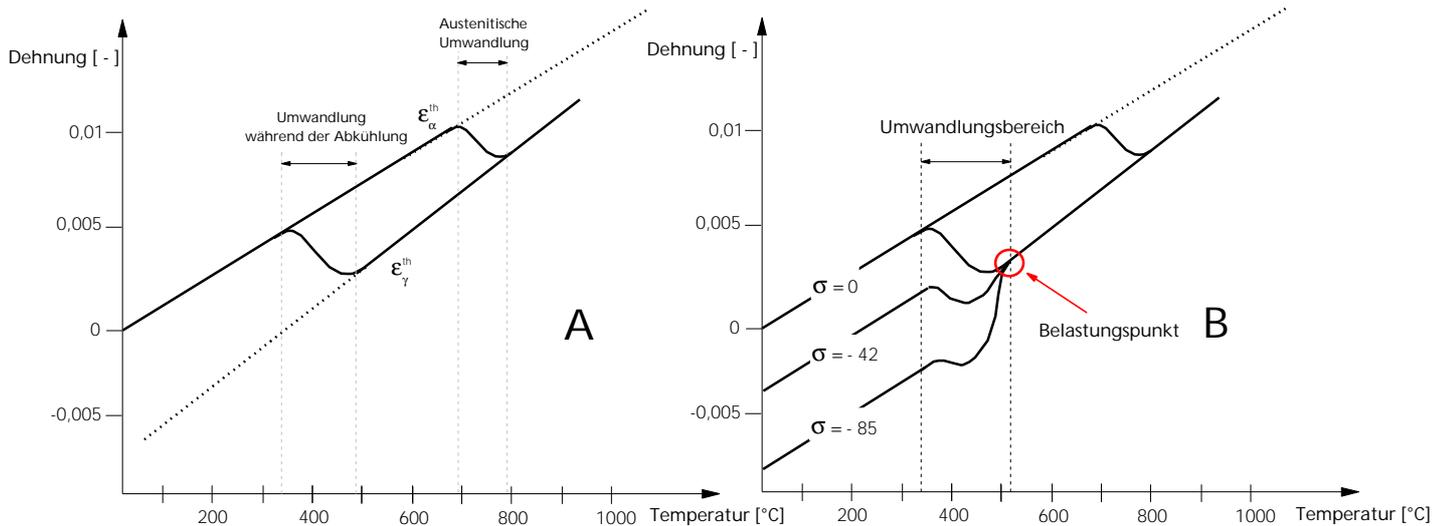


Bild 22: Unbelasteter A und belasteter B Dilatometerversuch

2.4.8 Modellvorstellung

In der Literatur finden sich Ergebnisse aus Berechnungen, die mit Programmsystemen ohne implementierte Ansätze zur Berücksichtigung der Umwandlungsplastizität durchgeführt wurden [51, 56-61]. Die umwandlungsbedingten Auswirkungen auf die Eigenspannungen wurden durch Absenken der Streckgrenze im Umwandlungsbereich berücksichtigt. Diese Vorgehensweise ist jedoch durch die fehlende Zuordnung zu der mit dem Umwandlungsfortschritt gekoppelten Änderung und der Zunahme der Umwandlungsverformung unzureichend. Die Einführung von Deformationsinkrementen zeigt sich als der geeignetste Weg, um z.B. die Auswirkungen der Umwandlungsplastizität auf resultierende Eigenspannungen zu erfassen, wie auch die Berechnungen der Autoren [45-55] gezeigt haben. Nachfolgend werden drei Modellvorstellungen dargestellt, die häufig zur Beschreibung der Umwandlungsplastizität infolge diffusionsgesteuerter und diffusionsloser Umwandlungen angewendet werden.

Modell nach Greenwood und Johnson:

Das Modell von Greenwood und Johnson geht davon aus, dass mit der Umwandlung lediglich eine Volumenänderung verbunden ist und die Dehnung eines umwandelnden Werkstoffsbereiches isotrop ist [5]. Wenn zwei metallurgische Phasen existieren, entstehen aufgrund der umwandlungsbedingten Volumenunterschiede Mikrospannungen, die ausreichen, um Plastizität in der Phase mit der geringeren Streckgrenze zu induzieren, auch ohne äußere Wirkung einer mechanisch aufgeprägten Spannung.

Unter der Wirkung einer äußeren Spannung erfolgt eine Ausrichtung der sonst statistisch regellosen Orientierung der mikroskopischen plastischen Dehnungen in Richtung der äußeren Spannung. Es gilt dann für die umwandlungsbedingte plastische Dehnung (aus [36]):

$$e^{\text{p}} = \frac{5}{6} \frac{1}{R_{\text{es}}} \frac{\Delta V}{V} s \quad (2-7)$$

- σ = äußere Lastspannung
 $\Delta V/V$ = Volumenänderung nach vollständiger Umwandlung
 R_{es} = Streckgrenze der weicheren Phase

Modell nach Mitter

Zusätzlich zur Beschreibung von Greenwood und Johnson wird in dieser Modellvorstellung neben der Streckgrenze der weicheren auch die der umgewandelten Phase berücksichtigt. So ergibt sich nach Mitter [5] für die umwandlungsplastische Dehnung nach vollständiger Umwandlung in Belastungsrichtung :

$$e^{\text{p}} \cong 0,56 \frac{\Delta V}{V} \left[\frac{C_{\text{I}}}{R_{\text{es}}^{\text{A}}} + \frac{C_{\text{II}}}{R_{\text{es}}^{\text{B}}} \right] s \quad (2-8)$$

- σ = äußere Lastspannung
 $\Delta V/V$ = Volumenänderung nach vollständiger Umwandlung
 R_{es}^{A} = Streckgrenze der weicheren Phase
 R_{es}^{B} = Streckgrenze der umgewandelten Phase

Die Faktoren C_{I} und C_{II} berücksichtigen einerseits die Unterschiede der Wachstumskinetik bevor sich die umwandelnden Mikrobereiche berühren und andererseits die nach dem Zusammenwachsen der umgewandelten Mikrobereiche. R_{es}^{A} stellt die Streckgrenze der weicheren Phase (Austenit) und R_{es}^{B} die der umgewandelten Phase dar.

Modell nach Magee:

Das Modell von Magee [7] beschreibt die Umwandlungsplastizität bei martensitischer Umwandlung und charakterisiert diese diffusionslose Umwandlung als eine besondere Deformationsmöglichkeit des Austenits. Magee geht davon aus, dass bei einer lastbedingt ungleichmäßigen Orientierungsverteilung der Martensitkristalle die bei der Entstehung einer Martensitplatte lokal auftretende anisotrope Deformation auch zu einer makroskopisch anisotropen Deformation führt [36]. Diese Strukturänderung induziert lokale atomare Verschiebungen und verursacht so örtliche Dehnungsänderungen. Für die dann in Belastungsrichtung auftretende anisotrope umwandlungsplastische Dehnung gilt :

$$\epsilon^{\text{up}} = \frac{\int_{\gamma} \epsilon(\vartheta) f^{\sigma}(\vartheta) d\gamma}{\int_{\gamma} f^{\sigma}(\vartheta) d\gamma} \quad (2-9)$$

mit

$$\epsilon(\vartheta) = \frac{1}{2}(\gamma \sin 2\vartheta + \delta(1 + \cos 2\vartheta)) \quad (2-10)$$

- ϵ = örtliche Dehnung
- γ = Scherung beim Übergang des Kristalls der weicheren Phase (Austenit) in die festere (Martensit)
- δ = Umwandlungsdehnung beim Übergang des Kristalls der weicheren Phase (Austenit) in die festere (Martensit)
- ϑ = Winkel zwischen der normalen und der Habitusebene sowie der Belastungsrichtung
- $f(\vartheta)$ = unter Belastung umgewandelter Volumenanteil als Funktion der Orientierung ϑ

Dabei ist γ die Scherung und δ die Umwandlungsdehnung beim Übergang des Kristalls der weichen Phase (Austenit) in die festere (Martensit). ϑ stellt den Winkel zwischen der normalen und der Habitusebene sowie der Belastungsrichtung dar, und $f(\vartheta)$ den unter Belastung umgewandelten Volumenanteil als Funktion der Orientierung ϑ . Bild 23 zeigt eine schematische Darstellung für den ebenen und räumlichen Fall einer Formänderung einer Martensitkristallbildung.

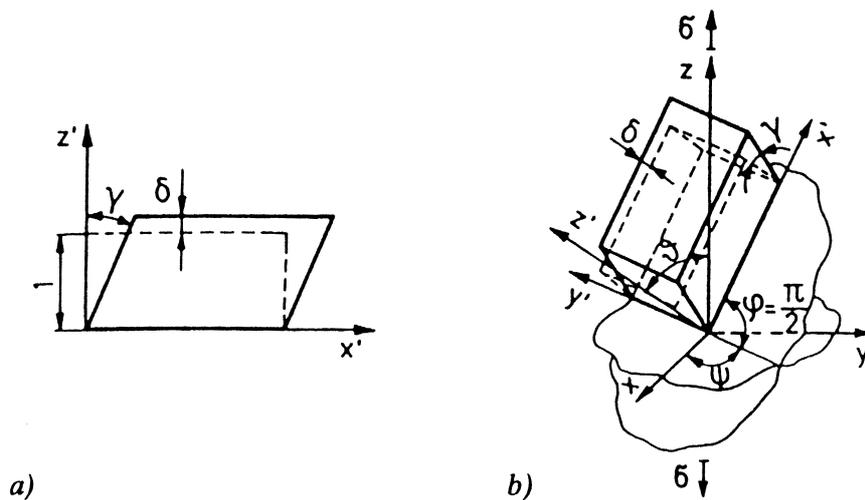


Bild 23 : Ebene (a) und räumliche (b) schematische Darstellung einer Formänderung bei der Martensitkristallbildung [59]

Die numerische Umsetzung dieses Modells zur Berechnung der Umwandlungsplastizität wird jedoch nur selten realisiert, da die martensitische Umwandlung für die meisten Stähle eine ausgeprägte Volumenänderung und dadurch plastische Dehnungen in der „weicheren“ Phase verursacht, so dass eine Beschreibung mit dem Greenwood Johnson Modell auch hier möglich ist.

2.4.9 Einfluss der Umwandlungsplastizität auf den Eigenspannungsverlauf

Der Einfluss der Umwandlungsplastizität auf den sich einstellenden Eigenspannungsverlauf wird durch eine Nachrechnung des Satoh- Versuchs deutlich. Der Test basiert im Wesentlichen darauf, dass ein an beiden Enden fest eingespannter zylindrischer Stab aus umwandlungsfähigem Stahl auf eine Temperatur von 1350 °C aufgeheizt wird und danach mit unterschiedlichen Abkühlgeschwindigkeiten abgekühlt wird. Bild 24 zeigt den berechneten Eigenspannungsverlauf während der Aufheizphase sowie während der Abkühlphase für zwei Abkühlgeschwindigkeiten $T_R = -1^\circ\text{C/s}$ und $T_R = -10^\circ\text{C/s}$.

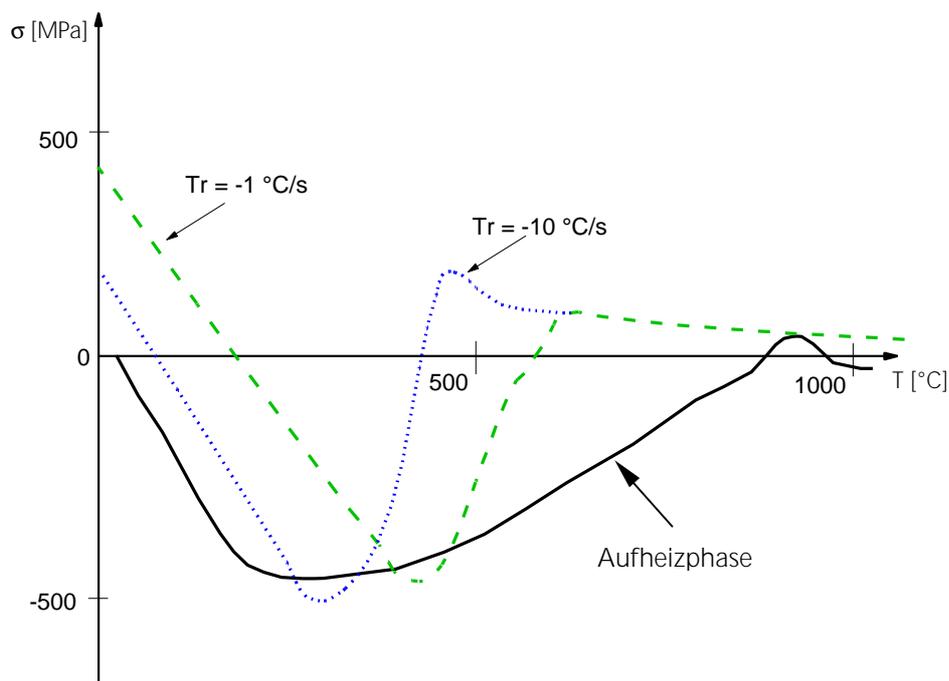


Bild 24 : Berechneter Eigenspannungsverlauf einer eingespannten Zylinderprobe ohne Berücksichtigung der Umwandlungsplastizität (nach Satoh) [69]

Zu Beginn der Aufheizphase entstehen elastische Druckspannungen. Mit zunehmender Temperatur, d.h. abnehmender Streckgrenze, beginnt sich die Probe plastisch zu verformen und es erfolgt eine Abnahme der Druckeigenspannungen. Bei beginnender Umwandlung ($\alpha - \gamma$ Umwandlung) werden im fest eingespannten zylindrischen Stab, bedingt durch die Volumenverminderung, Zugeigenspannungen induziert die aber sogleich, bedingt durch die geringe Fließgrenze abgebaut werden.

Bei Abkühlung der Probe treten zunächst Zugeigenspannungen auf, die in ihrer Höhe durch die Warmstreckgrenze des Austenits begrenzt werden.

Mit beginnender Umwandlung ($\gamma - \alpha$ Umwandlung), d.h. mit eintretender Volumenzunahme, treten entsprechend dem umgewandelten Gefügeanteil Druckspannungen auf, welche die bei der jeweiligen Temperatur vorhandene Warmstreckgrenze erreichen bzw. überschreiten können. Es können also Stauchungen in der Probe (plastische Verformungen durch Druckspannungen) auftreten. Bei weiterer Abkühlung gerät die Probe (bei fester Einspannung) unter Zugeigenspannungen. Bei schneller Abkühlung findet die $\gamma - \alpha$ Umwandlung bei tieferen Temperaturen statt, d.h. auch bei höheren Warmstreckgrenzeniveaus des Werkstoffs. Hierdurch sind geringere plastische Verformungen im Druckbereich zu erwarten, die nach vollkommener Abkühlung der Probe zu geringeren Zugeigenspannungen führen.

Den Einfluss der Umwandlungsplastizität auf den Spannungsverlauf zeigt Bild 25. Der entscheidende Unterschied im Vergleich zu den Kurvenverläufen ohne Umwandlungsplastizität (vgl. Bild 24) besteht darin, dass während der Phasenumwandlung für beide Abkühlgeschwindigkeiten die Plastifizierung größer ist (vgl. geringere Druckeigenspannungen in Bild 25), so dass nach der Abkühlung die verbleibenden Eigenspannungen höhere Werte besitzen. Diese können bei der bainitischen Umwandlung ausgeprägter sein als bei der martensitischen Umwandlung, da diese bei niedrigeren Temperaturen stattfindet.

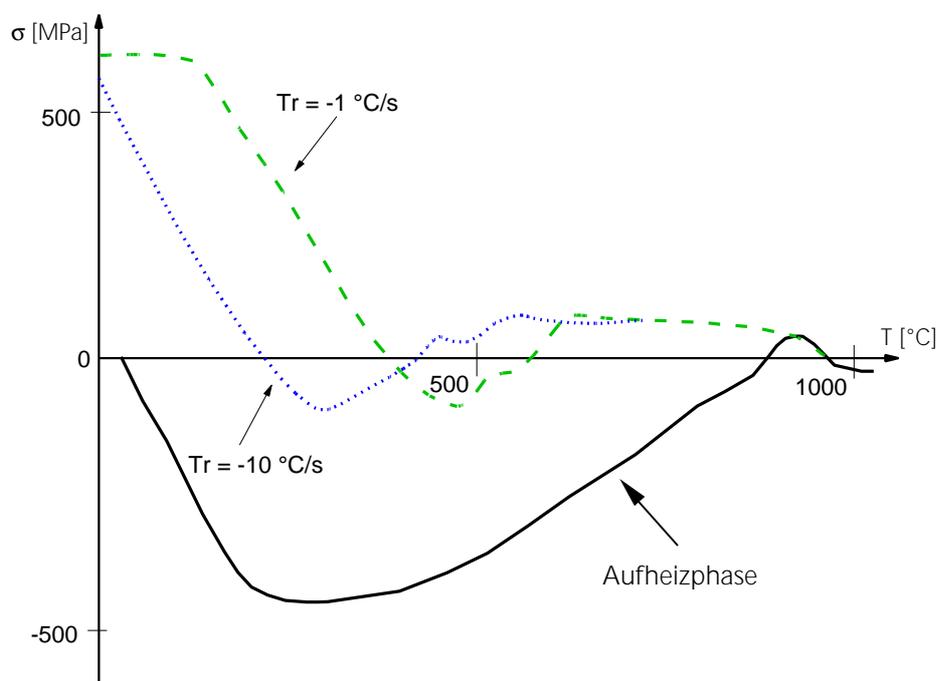


Bild 25 : Berechneter Eigenspannungsverlauf einer eingespannten Zylinderprobe mit Berücksichtigung der Umwandlungsplastizität nach Satoh [69]

3 Stand der Technik

Numerische Beschreibung des Werkstoffverhaltens beim Schweißen

3.1 Modelle zur Beschreibung der Gefügeumwandlung

Die numerische Berechnung der Gefügeentwicklung und deren Einfluss auf die sich einstellenden Eigenspannungen macht den Einsatz umwandlungskinetischer Modelle erforderlich. Bei Schweißverbindungen an umwandlungsfähigen Stählen muss zwischen zwei verschiedenen Umwandlungsmechanismen, dem der diffusionsgesteuerten und dem der diffusionslosen Umwandlung unterschieden werden. Die diffusionsgesteuerten Umwandlungen (austenitische, ferritisch-perlitische und bainitische Umwandlung) können durch die Avramifunktion für isotherme Umwandlung beschrieben werden.

$$P = 1 - \exp(-b t^n) \quad (3-1)$$

P = umgewandelter Phasenanteil

b = Term zur Berücksichtigung der Keimbildung und der Wachstumsrate

t = Zeit

n = Exponent

Für die Simulation von Schweißverbindungen ist diese Gleichung insofern zu modifizieren, als dass der Einfluss der transienten Größen, insbesondere der Temperatur in Abhängigkeit der Zeit, berücksichtigt wird und dass damit der reale Schweißprozess aus metallurgischer Sicht besser wiedergegeben wird. Anschaulich bedeutet dies, dass ein Übergang von einem isothermen Umwandlungsverhalten zu einem kontinuierlichen Umwandlungsverhalten realisiert werden muss. Es wurden Ansätze entwickelt, die eine Berechnung des Umwandlungsverhaltens bei beliebiger Temperaturführung erlauben. Bei den Ansätzen von Grange und Kiefer [12,13] wird angenommen, dass der umgewandelte Phasenanteil bei kontinuierlicher Abkühlung von einer Temperatur T_1 auf T_2 gleich der Menge ist, die sich bei isothermer Umwandlung bei einer Temperatur $\frac{1}{2}(T_1 + T_2)$ nach der Zeit $t = t_1 + t_2$ einstellt. Ein weiterer Ansatz ist die Darstellung von Abkühlkurven als „Treppenfunktion“. Diese setzt sich aus Anteilen mit kurzzeitigen isothermen Umwandlungen und Anteilen mit rascher Abkühlung ohne Umwandlung zusammen. Ausgehend von einer „Treppenfunktion“ wird für die Modellierung einer nicht isothermen Umwandlung von Scheil vorgeschlagen, den Anteil der verbrauchten Inkubationszeit während der

isothermen Haltezeiten („Stufen“) zu berechnen (Bild 26 und Gleichung 3-2). Wird dieser Verbrauch an Inkubationszeit gleich 1, so setzt die Umwandlung ein. Dabei ist t^* die Zeit, die für die Ausscheidung eines Gefügeanteils X_c bei einer bestimmten Temperatur benötigt wird [14].

$$\int_0^t \frac{dt}{t^*(T)} = 1 \quad (3-2)$$

t = Zeit

t^* = Zeit für die Ausscheidung eines Gefügeanteils X_c bei einer bestimmten Temperatur

T = Temperatur

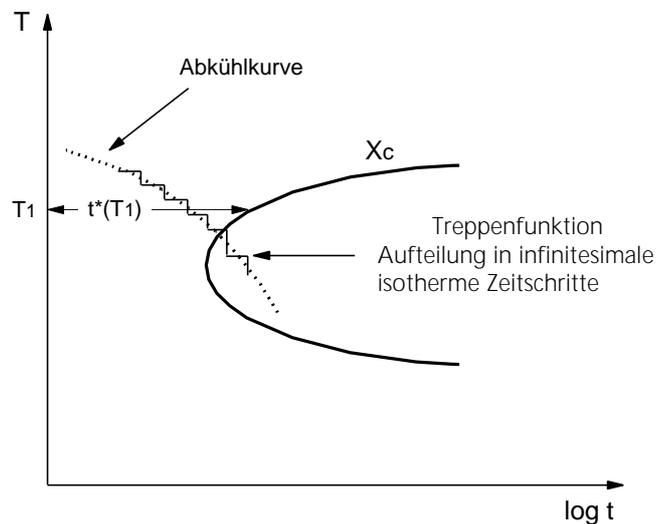


Bild 26: Treppenfunktion nach Scheil [14], [15]

Auch die Avramifunktion kann als Treppenfunktion dargestellt werden und zeigt im Vergleich mit anderen Methoden die beste Annäherung an gemessene kontinuierliche ZTU- Diagramme [13]. Die benötigten Wachstumskonstanten können direkt aus den berechneten Diagrammen für isotherme Umwandlung abgelesen werden.

Leblond entwickelte gegen den vorgeschlagenen Ansatz von Scheil, welcher auch als „additivity rule“ bekannt ist, eine Anzahl anderer Ansätze. Er weist darauf hin, dass alle diese Ansätze die Existenz eines Gleichgewichts $p_{eq}(T)$ nicht in Betracht ziehen [22].

3.1.1 Modell nach Leblond

Das Leblond – Modell [22] stellt einen halbempirischen mathematischen Ansatz zur Beschreibung des diffusionsgesteuerten Umwandlungsverhaltens von Stählen dar. Dieses basiert auf der Johnson–Mehl–Avrami Gleichung (JMAG) für isotherme Umwandlung, wobei eine integrierte und eine differentielle Form der JMAG verwendet wird. Gleichung 3-3 zeigt die integrierte Form der

JMAG :

$$P_i(T, t) = \bar{P}(T) \left(1 - \exp\left(\frac{-t}{Tr(T)}\right)^{n(T)} \right) \quad (3-3)$$

- | | | | |
|--------------|---|-----|--------------|
| $P_i(T, t)$ | = Phasenanteil | n | = Exponent |
| $\bar{P}(T)$ | = Phasenanteil im Gleichgewichtszustand | t | = Zeit |
| $Tr(T)$ | = Verzögerungszeit | T | = Temperatur |

Der Parameter $\bar{P}(T)$ stellt einen metallurgischen Gleichgewichtszustand dar und kann nach vollständig abgelaufener isothermer Umwandlung bestimmt werden. Die Parameter $n(T)$ und $Tr(T)$ bestimmen die Kinetik der Umwandlung und werden experimentell über die Messung physikalischer Größen, z.B. der Längenänderung, bestimmt. $Tr(T)$ berücksichtigt, dass $P_i(T)$ verzögert gegen $\bar{P}(T)$ geht. Graphisch ist $Tr(T)$ so darstellbar, dass der sigmoidale Kurvenverlauf der JMAG eine zeitliche Verschiebung mit steigendem Verzögerungswert $Tr(T)$ erfährt und die Umwandlungskurve zu längeren Zeiten hin verschoben wird (Bild 27).

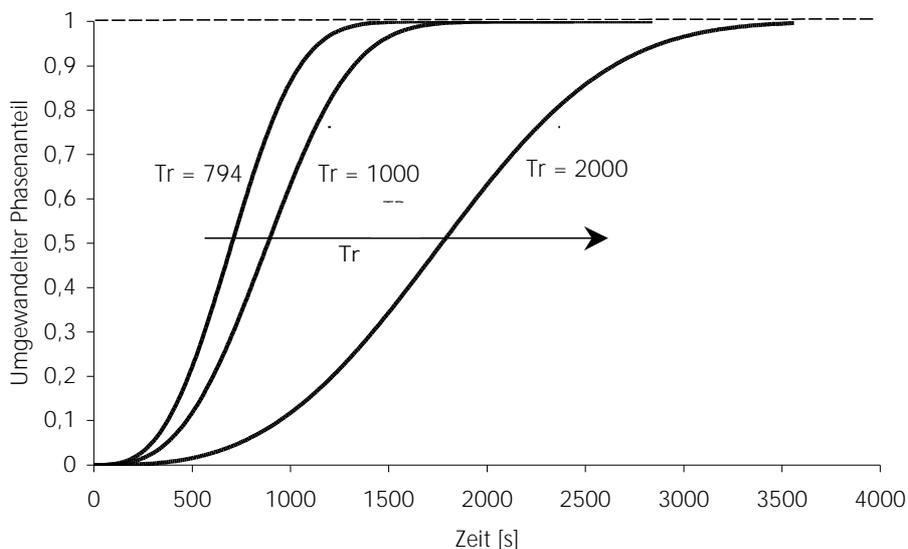


Bild 27 : Einfluss der Verzögerungszeiten Tr auf den Umwandlungsverlauf

Die theoretisch ermittelten Werte für den Parameter $n(T)$ können für verschiedene Wachstumsbedingungen, z.B. in Abhängigkeit der Teilchenform, hergeleitet werden und liegen im Bereich 0,66 bis 4.

Die dargestellten Parameter variieren mit der Temperatur, so dass die Umwandlungskinetik und somit auch die Wachstumskinetik bei dieser Betrachtungsweise nur den isothermen Fall wiedergeben. Differenziert man die Gleichung 3-3 bei konstanter Temperatur nach der Zeit so erhält nach [22] man :

$$\frac{dP_i(T)}{dt} = n \cdot \left(\frac{\bar{P}(T) - P_i(T)}{Tr(T)} \right) \cdot \left(\ln \left(\frac{\bar{P}(T)}{\bar{P}(T) - P_i(T)} \right) \right)^{\frac{n(T)-1}{n(T)}} \quad (3-4)$$

$P_i(T)$	= Phasenanteil	$n(T)$	= Exponent
$\bar{P}(T)$	= Phasenanteil im Gleichgewichtszustand	t	= Zeit
$Tr(T)$	= Verzögerungszeit	T	= Temperatur

und ferner erhält man die zeitliche Änderung des Phasenanteils in Abhängigkeit der temperaturabhängigen Parameter $n(T)$ und $Tr(T)$.

Für die Herleitung einer nichtisothermen Umwandlung muss die Temperaturabhängigkeit der Parameter $n(T)$ und $Tr(T)$ berücksichtigt werden. Durch die numerische Integration der Gleichung 3-4 wurde von [63] gezeigt, dass die JMAG für die kontinuierliche Abkühlung nicht ausreichend ist. Es ist unter der Annahme, dass die Parameter $n(T)$ und $Tr(T)$ nicht von der Abkühlgeschwindigkeit abhängig sind nötig, einen Korrekturwert $f(T, \dot{T})$ einzuführen, um den vorhandenen Einfluss von \dot{T} auf die Umwandlung berücksichtigen zu können. Somit folgt

$$\frac{dP_i(T)}{dt} = \left(\frac{dP_i(T)}{dt} \right)_{\text{isotherm}} \cdot f_i(T, \dot{T}) \quad (3-5)$$

Für die Implementierung in ein numerisches Programmsystem betrachtet Leblond zunächst den Spezialfall ($n=1$) der Gleichung 3-4 :

$$\frac{dP_i}{dt} = \frac{\bar{P}(T) - P_i(T)}{Tr(T)} \quad (3-6)$$

Für den Fall einer Umwandlung zwischen zwei Phasen (1→2) folgt somit :

$$\dot{P}_2 = \frac{P_{2eq}(T) - P_2}{Tr_{1-2}(T)} \quad (3-7)$$

$$P_1 + P_2 = 1$$

P_{2eq} würde beispielsweise für eine austenitische Umwandlung den im Gleichgewicht befindlichen Anteil darstellen, der aus einem Eisen-Kohlenstoff Diagramm ermittelt werden kann.

Im Realfall finden mehrere Umwandlungsvorgänge im Werkstoff statt, die sich gegenseitig beeinflussen. Im Leblond- Modell wird dies durch die Definition von Umwandlungskonstanten realisiert, welche den transformierten Phasenanteil aus einem anderen Phasenanteil in Abhängigkeit der Zeit wiedergeben :

$$\frac{dP_i}{dt} = - \sum_{j \neq i} A_{ij} \quad (j = 1, 2, \dots, n) \quad (3-8)$$

A_{ij} steht hier für den aus der Phase j pro Zeiteinheit umgewandelten Anteil der Phase i und wird als phasenunabhängige Größe definiert. Diese kann durch Definition zweier weiterer Variablen wie folgt formuliert werden :

$$A_{ij} = (K_{i \rightarrow j} \cdot P_i) - (K'_{i \rightarrow j} \cdot P_j) \quad (3-9)$$

$K_{i \rightarrow j}$ und $K'_{i \rightarrow j}$ sind Umwandlungskonstanten der Transformation $i \rightarrow j$, die von der Temperatur T und dem Temperaturgradienten dT/dt abhängig sind :

$$K_{i \rightarrow j} = \frac{\bar{P}_j}{Tr} \cdot \dot{F}(T) \quad (3-10)$$

$$K'_{i \rightarrow j} = \frac{1 - \bar{P}_j}{Tr} \cdot \dot{F}'(T) \quad (3-11)$$

Durch einsetzen in Gleichung 3-4 folgt somit das verallgemeinerte Leblond Modell [22]:

$$\frac{dP_i}{dt} = n_{ij} \cdot \left(\frac{K_{ij} P_i - K'_{ij} P_j}{Tr} \right) \cdot \left(\ln \left(\frac{K_{ij} (P_i + P_j)}{K_{ij} P_i - K'_{ij} P_j} \right) \right)^{\frac{n-1}{n}} \quad (3-12)$$

Die Ermittlung von dP_i/dt erfolgt durch Bestimmung der Werte K , K' , Tr , n aus einem kontinuierlichen ZTU- Diagramm.

Im Hinblick auf den Einsatz eines solchen Materialmodells für die numerische Simulation schweißtechnischer Fertigungsprozesse ist die Phasenumwandlung, die bei Temperaturen, wie sie beim Schweißen und anschließender möglicher Wärmenachbehandlung vorkommen von wesentlichem Interesse. Ferner ist der Einfluss der Phasenumwandlungen auf das mechanische Verhalten von großem Interesse, da durch die unterschiedlichen Elementzellenvolumina der Gittertypen während des Aufheiz- und Abkühlvorgangs Spannungen induziert werden können und unter Umständen zu plastischen Verformungen führen.

Betrachtet man zwei metallurgische Phasen P_1 und P_2 ($P_1 + P_2 = 1$) mit asymmetrischer Umwandlung (Aufheizen \neq Abkühlen) kann diese wie folgt qualitativ beschrieben werden :

Für $1 \rightarrow 2$ (Aufheizen) :

$$\dot{P}_2 = \frac{P_{2eq}^{12}(T) - P_2}{Tr^{12}(T)} \quad (3-13)$$

Für $2 \rightarrow 1$ (Abkühlen) :

$$\dot{P}_1 = \frac{P_{1eq}^{21}(T) - P_1}{Tr^{21}(T)} \quad (3-14)$$

Die Asymmetrie der Reaktion wird durch $Tr^{12} \neq Tr^{21}$ realisiert und berücksichtigt empirisch die kinetischen Vorgänge und somit die Richtung der Umwandlung. Die Aufgabe besteht nun darin Kriterien zu finden, welche die Umwandlungsrichtung festlegen. Bezieht man sich auf Gleichung 3-13 (Aufheizen) so erkennt man, dass eine Umwandlung von $1 \rightarrow 2$ nur stattfinden kann, wenn

$P_2 > 0$ und $P_2 < P_{2eq}^{12}(T)$ gilt. Für den Gültigkeitsbereich der Gleichung 3-14 (Abkühlung) gilt $P_1 < P_{1eq}^{21}(T)$ und $P_2 > 1 - P_{1eq}^{21}(T)$. Davon ausgehend, dass zwischen diesen zwei definierten Bereichen keine Umwandlung stattfinden kann, wird von Leblond eine Aufteilung in drei Bereiche vorgeschlagen. Bild 28 zeigt die Einteilung dieser drei Bereiche.

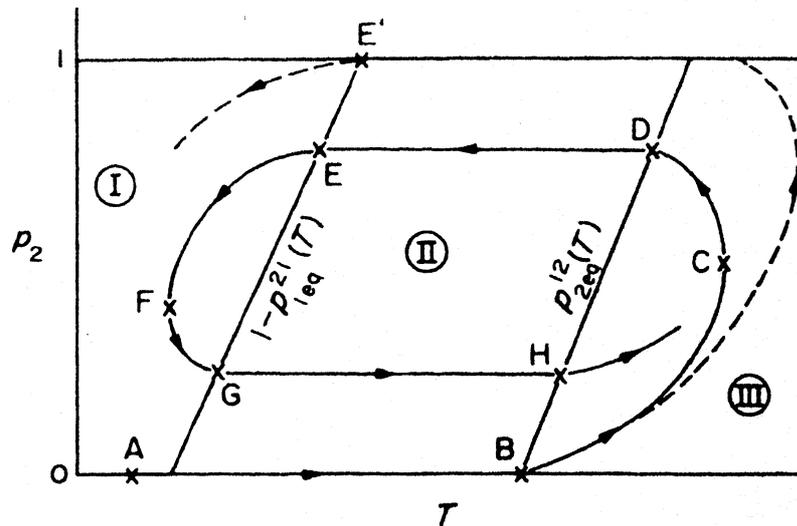


Bild 28 : Graphische Darstellung einer anisothermen Umwandlung basierend auf dem Leblond Modell

In Bereich I gilt Gleichung 3-14 mit $P_2 > 1 - P_{1eq}^{21}(T)$ und somit eine Umwandlung von 2->1. Bereich III wird durch die Gleichung 3-13 definiert mit $P_2 < P_{2eq}^{12}(T)$ (Umwandlung von 1->2). Im Bereich II gilt $P_{2eq}^{12}(T) \leq P_2 \leq 1 - P_{1eq}^{21}(T)$ und somit keine Phasenumwandlung ($P_1 = P_2 = 0$).

Die Graphik verdeutlicht im Bereich III, dass eine Austenitisierung nicht nur während der Aufheizphase (Abschnitt BC), sondern auch bei Beginn der Abkühlung (Abschnitt CD) stattfindet. Dies kann durch das nicht Erreichen des Gleichgewichtes unmittelbar nach dem Aufheizen erklärt werden ($P_2 < P_{2eq}^{12}(T)$). Dieser Verlauf ist stark abhängig von der Aufheizrate, so dass bei niedriger Aufheizgeschwindigkeit P_2 nah beim Gleichgewichtsanteil $P_{2eq}^{12}(T)$ liegen würde (Punkt C nah an Punkt D).

Im Bereich II Abschnitt DE findet aufgrund der hohen Temperaturen keine Umwandlung (ferritisch-perlitische Umwandlung) statt, sondern erst bei niedrigeren Temperaturen. Dies ist der Grund, weshalb man von einer unsymmetrischen Phasenumwandlung spricht, da die Umwandlungsprozesse krz-> kfz und kfz-> krz jeweils in getrennten Temperaturbereichen ablaufen.

Ist die Austenitisierung nicht abgeschlossen, beginnt die ferritisch- perlitische Umwandlung bei niedrigeren Temperaturen (Bereich I, Punkt E). Bei einer vollständigen Austenitisierung würde die Gefügeumwandlung im Punkt E' beginnen (Abkühlbeginn). Der weitere Verlauf (F, G, H) charakterisiert das Umwandlungsverhalten beim erneuten Aufheizen.

Formell können diese drei Bereiche mit Hilfe der Gleichung 3-10 und Gleichung 3-11 für die Umwandlung mit n Gefügephasen wie folgt definiert werden :

- Umwandlung von 1->2 (Aufheizvorgang) :

(3-15):

$$K_{ij}(T) P_i - K'_{ij}(T) P_j > 0$$

- Keine Umwandlung :

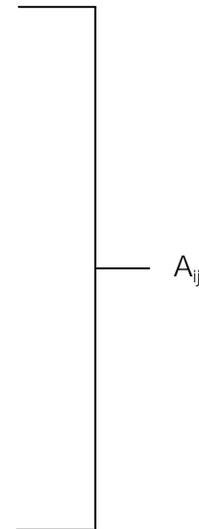
(3-16):

$$K_{ji}(T) P_j - K'_{ji}(T) P_i \leq 0$$

- Umwandlung von 2->1 (Abkühlvorgang) :

(3-17):

$$K_{ji}(T) P_j - K'_{ji}(T) P_i > 0$$



3.1.2 Einfluss des Kornwachstums auf die Umwandlungskinetik während des Schweißzyklus

Der Einfluss der Austenitkorngröße wirkt sich auf das Umwandlungsverhalten so aus, dass bei unvollständiger Austenitisierung die diffusionsgesteuerten Umwandlungsvorgänge bei höheren Temperaturen einsetzen und umgekehrt [22]. Ferner hat die Austenitkorngröße in der Grobkornzone der WEZ einen wesentlichen Einfluss auf die resultierende Festigkeit und Zähigkeit dieses Bereiches. Die meisten Modelle, und so auch das von Leblond [22], stützten sich auf die Arrhenius- Gleichung.

$$\frac{d}{dt} D^a = C \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (3-18)$$

- D = Korngröße C = Konstante (Zahl der möglichen Keimbildungsplätze)
 T = Temperatur a = Konstante
 Q = Aktivierungsenergie R = Gaskonstante

Die Beschreibung der Korngrößenänderung bezieht sich auf die austenitische Phase, welche einerseits von der Temperaturänderung und andererseits von dem vorhandenen austenitischen Gefügeanteil abhängt (Mehrlagenschweißung)

Die Evolutionsgleichung von Leblond berücksichtigt im Vergleich zu den anderen Ansätzen die Abhängigkeit des variierenden Phasenanteiles während eines Schweißzyklus. Dies führt dazu, dass eine mittlere Korngröße eingeführt werden muss, da bedingt durch die Phasenänderung \dot{P} keine absolute Korngröße angenommen werden kann. Somit erhält man die verallgemeinerte Arrhenius- Gleichung nach Leblond .

$$\frac{d}{dt} (\bar{D}^a) = \begin{cases} C \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) - \frac{\dot{P}}{P} \bar{D}^a & \text{wenn } \dot{P} \geq 0 \\ C \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) & \text{wenn } \dot{P} \leq 0 \end{cases} \quad (3-19)$$

Durch die Kopplung der Gleichung 3-19 mit den definierten Umwandlungsparametern aus Gleichung 3-7 und Gleichung 3-8 kann nun der Einfluss der austenitischen Korngröße auf die Transformationskinetik mit berücksichtigt werden.

3.1.3 Modellierung diffusionsloser Umwandlungen (Koistinen Marburger Modell)

Durch große Unterkühlung werden die Gleichgewichtsumwandlungen oder gleichgewichtsnahen Umwandlungen durch Diffusionsbehinderungen zu tieferen Temperaturen verschoben. Ist bei diesen Temperaturen keine Diffusion mehr möglich, kommt es anstelle der diffusionsgesteuerten Umwandlung zur Bildung von Martensit [22].

Das Modell von Koistinen Marburger beschreibt diesen, hauptsächlich von der Temperatur abhängigen, Mechanismus formell wie folgt :

$$P(T) = \bar{P} \cdot (1 - \exp \cdot (-b \cdot (M_s - T))) \quad (3-20)$$

$$T \leq M_s$$

\bar{P} (T) = Phasenanteil bei vollständiger Umwandlung (wird oft mit 1 angenommen)

M_s = Martensitstarttemperatur

b = Umwandlungskonstante, die den Umwandlungsprozeß in Abhängigkeit der Temperatur wiedergibt.

T = Temperatur

Das Modell von Leblond ist auch für die Beschreibung einer martensitischen Umwandlung einsetzbar. Geht man von der Annahme aus, dass die Martensitumwandlung für die meisten Stähle nur von der Temperatur abhängig ist, kann durch die entsprechende Wahl der Parameter n , T_r und \bar{P} im Leblondansatz eine diffusionslose Umwandlungscharakteristik modelliert werden. Trotz des großen Abstands zum thermodynamischen Gleichgewicht, ist durch Anpassen des Koeffizienten n und des Verzögerungsterms T_r das Leblond Modell für die Berechnung von diffusionslosen Phasenumwandlungen einsetzbar [22].

3.2 Kopplung der numerischen Bausteine für die FE- Modellierung

Um die ablaufenden Prozesse während einer Schweißung numerisch beschreiben zu können, müssen die Wechselwirkungen zwischen Temperatur, Mikrostruktur und mechanischem Verhalten berücksichtigt werden (vgl. Bild 2). Die Aufgabe besteht nun darin, diese zunächst als einzelne Bausteine dargestellten Blöcke so zu koppeln, dass ein Gesamtmodell zur Berechnung schweißtechnischer Aufgabenstellungen realisiert werden kann. Im folgenden soll die Kopplung dieser Vorgänge dargestellt werden.

3.2.1 Thermometallurgische Kopplung

Die Berechnung von Temperaturfeldern basiert bei der Simulation von Wärmebehandlungsprozessen auf der klassischen Wärmeleitungsgleichung :

$$\bar{\rho} \frac{\partial H}{\partial t} - \text{div}(\lambda \text{ grad } T) = Q \quad (3-21)$$

H	=	Enthalpie
$\bar{\rho}$	=	Dichte
λ	=	Wärmeleitfähigkeit
Q	=	Energieeintrag

Die Berücksichtigung des Umwandlungsverhaltens erfolgt durch Gewichtung der thermophysikalischen Werte mit den vorhandenen Phasenanteilen p_i (vgl. Kapitel 3.1- 3.1.2), deren Mischungsgrad üblicherweise durch lineare Mischungsgesetze berücksichtigt wird :

$$\bar{\rho} = \sum_{i \text{ Phasen}} p_i \rho_i \quad \bar{H} = \sum_{i \text{ Phasen}} p_i H_i \quad \bar{\lambda} = \sum_{i \text{ Phasen}} p_i \lambda_i$$

daraus ergibt sich die phasenabhängige Wärmeleitungsgleichung

$$\sum_i p_i c_i \frac{\partial T}{\partial t} - \text{div} \left(\left(\sum_i p_i \lambda_i \right) \nabla T \right) = Q - \sum_i \frac{dp_i}{dt} H_i \quad (3-22)$$

mit $(\rho C)_i = \frac{\partial H_i}{\partial T}$ = spez. Wärmekapazität der Phase i

Der letzte Term definiert die Enthalpieänderung als volumetrische Größe und berücksichtigt die Tatsache, dass bei jedem Schweißprozess die Umwandlungsbereiche vom Temperaturgradienten abhängen (vgl. Bild 18).

3.2.2 Thermometallurgische und thermomechanische Kopplung

Bei der mathematischen Beschreibung des thermo– elastisch– plastischen Werkstoffverhaltens stützt man sich auf die Methode der inkrementellen Dehnungsänderung in Tensorschreibweise und beschreibt den totalen inkrementellen Dehnungstensor $d\epsilon_{ij}^{tot}$ als Summe der einzelnen Teildehnungen :

$$d\epsilon_{ij}^{tot} = d\epsilon_{ij}^e + d\epsilon_{ij}^{th} + d\epsilon_{ij}^{tr} + d\epsilon_{ij}^p + d\epsilon_{ij}^{tp} \quad (3-23)$$

wobei $d\epsilon_{ij}^e$ den elastischen, $d\epsilon_{ij}^{th}$ den thermischen, $d\epsilon_{ij}^{tr}$ den umwandlungsbedingten, $d\epsilon_{ij}^p$ den plastischen und $d\epsilon_{ij}^{tp}$ den umwandlungsplastischen Anteil darstellt.

Eine weitere Darstellung des totalen Dehnungstensors ϵ_{ij}^{tot} wird durch eine Zusammenfassung der thermischen und umwandlungsbedingten sowie der plastischen und umwandlungsplastischen Dehnungen formuliert :

$$\epsilon_{ij}^{tot} = \epsilon_{ij}^e + \epsilon_{ij}^{thm} + \epsilon_{ij}^p \quad (3-24)$$

Der elastische Deformationsanteil basiert auf dem Hook'schen Gesetz :

$$\epsilon_{ij}^e = \frac{(1 + \nu) \sigma_{ij} - \delta_{ij} \nu \sigma_m}{E} \quad (3-25)$$

σ_{ij} = Spannungstensor E = Elastizitätsmodul σ_m = mittlere Normalspannung
 δ_{ij} = Kroneckersymbol ν = Querkontraktionszahl

Durch die Zusammenfassung des thermisch- und umwandlungsbedingten Dehnungsanteils bezeichnet man ϵ_{ij}^{thm} auch als thermometallurgischen Dehnungsanteil, der aus einem unbelasteten Dilatometerversuch bestimmt werden kann (Bild 29). Es gilt dabei die Beziehung :

$$\epsilon^{thm} = \sum_i p_i \epsilon_i^{th} \quad (3-26)$$

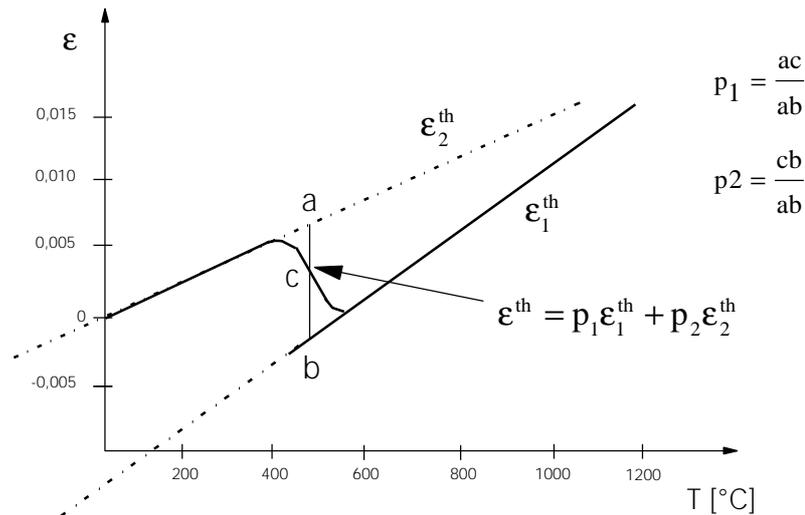


Bild 29 : Unbelasteter Dilatometerversuch zur Bestimmung von ϵ^{thm}

Für die Berechnung des klassischen plastischen Deformationsinkrementes $d\epsilon_{ij}^{cp}$ geht man von der Fließbedingungen nach von Mises aus :

$$\sigma_v = \sqrt{\frac{3}{2} s_{ij} s_{ij}} \quad (3-27)$$

s_{ij} = Spannungsdeviatoren

wobei man für das plastische Deformationsinkrement von

$$d\epsilon_{ij}^{cp} = \frac{3}{2} \frac{d\epsilon_v^p}{\sigma_v} s_{ij} \quad (3-28)$$

ausgeht und

$$d\epsilon_v^p = \sqrt{\frac{2}{3} d\epsilon_{ij}^p d\epsilon_{ij}^p} \quad (3-29)$$

das Vergleichsdeformationsinkrement ist.

Für die Beschreibung des Verfestigungsverhaltens stützt man sich auf kinematische oder isotrope Verfestigungsansätze und deren Kombination. Der kinematische Ansatz beschreibt eine Verschiebung der Fließgrenzfläche im Spannungsraum bei gleicher Form und Größe. Beim isotropen Ansatz wird zwar die Form der Fließgrenzfläche beibehalten, kann aber in ihrer Fläche variieren. Bedingt durch die unterschiedliche Verformbarkeit der verschiedenen Phasen ist zu den makroskopischen Belastungen auch ein Einfluss der Mikroeigenspannungen auf das Verfestigungsverhalten zu beobachten, welches zu einer Abweichung des linear-elastischen Verlaufs nach Entlastung führen kann und somit dem Bauschinger Effekt entspricht [62].

Nach [46-50] kann das plastische Deformationsinkrement $d\epsilon_{ij}^p$ auch durch

$$d\epsilon_{ij}^p = d\epsilon_{ij}^{cp} |_{\sigma} + d\epsilon_{ij}^{cp} |_T + d\epsilon_{ij}^{up} |_p \quad (3-30)$$

angegeben werden, wobei der erste Term ein bei konstanter Temperatur der Zeitableitung des Spannungstensors $\dot{\sigma}_{ij}$ proportionaler Anteil ist, und der zweite einen bei konstanter Spannung der Temperaturänderung \dot{T} proportionalen Anteil darstellt. Der dritte Term stellt hier das Deformationsinkrement der Umwandlungsplastizität dar und gibt einen der Zunahme der umgewandelten Gefügemenge \dot{p} proportionalen Anteil wieder [36].

Basierend auf dem in Kapitel 2.4.8 dargestellten Kenntnisstand lassen sich die bei einachsigen konstanten Belastungen σ vorliegenden umwandlungsplastischen Deformationen ϵ^p durch die nachfolgende Beziehung zusammenfassen :

$$\epsilon^p = K \sigma f(p) \quad (3-31)$$

Die Funktion $f(p)$ beschreibt die Abhängigkeit der umwandlungsplastischen Dehnung vom Umwandlungsfortschritt. Der Proportionalitätsfaktor K ist eine Materialumwandlungskonstante, welche vom vorliegenden Werkstoff sowie von der Umwandlungsart abhängt und kann aus belasteten Dilatometerversuchen experimentell bestimmt werden. Es wurden verschiedene Ansätze zur Ermittlung der Materialkonstanten K vorgeschlagen [46,49], wobei Leblond [49,50] folgenden Ansatz wählt :

$$\frac{2\Delta\varepsilon_{\gamma\rightarrow\alpha}^{\text{th}}}{\sigma_y^\gamma} \quad (3-32)$$

Der umwandlungsplastische Dehnungsanteil $\dot{\varepsilon}^{\text{tp}}$ wird dabei mit folgendem Ansatz angegeben :

$$\dot{\varepsilon}^{\text{tp}} = -\frac{3}{2} K \ln \lambda s_{ij} h\left(\frac{\sigma_{\text{eq}}}{\sigma_y}\right) \dot{\lambda} \quad (3-33)$$

- λ = Anteil der ferritischen Phase
- $\dot{\lambda}$ = Zeitliche Änderung des ferritischen Phasenanteils
- s_{ij} = Spannungsdeviator
- σ_y = Streckgrenze des Phasengemisches
- σ_{eq} = Angelegte äußere Spannung
- σ_y^γ = Streckgrenze des Austenits
- $\Delta\varepsilon_{\gamma\rightarrow\alpha}^{\text{th}}$ = resultierender Dehnungsanteil zwischen der γ und α Phase
- $h\left(\frac{\sigma_{\text{eq}}}{\sigma_y}\right)$ = Korrekturfaktor

3.2.3 Einfluss von Spannungen auf die Umwandlungskinetik

Der Einfluss von Spannungen auf die Umwandlungskinetik betrifft im Wesentlichen die Martensitumwandlung. Ein qualitatives Kriterium zur Beschreibung des Einflusses von Zug- und Druckeigenspannungen oder von hydrostatischen Spannungen auf die M_s -Temperatur wurde von Patel und Cohen [64] vorgeschlagen :

$$\frac{dM_s}{d\sigma} = \frac{\frac{1}{2}[\gamma_o \sin 2\theta \pm \epsilon_o(1 + \cos 2\theta)]}{\frac{d(\Delta G)}{dT}} \quad (3-34)$$

M_s = Martensitstarttemperatur

σ = Lastspannung

γ_o, ϵ_o = Scher- und Normalkomponente der Umwandlungsdehnung

θ = Orientierung zwischen der Spannungsachse und der Habitusebene

ΔG = Freie Enthalpie

T = Temperatur

wobei der Zähler die Scher- und Normalkomponente der Umwandlungsdehnung bzw. die Orientierung zwischen der Spannungsachse und der Habitusebene darstellt. G stellt die freie Enthalpie dar. Scher- und Normalspannungen beeinflussen die M_s -Temperatur unterschiedlich. Die Scher- und die Zugnormalspannungen verschieben M_s zu höheren Temperaturen. Andererseits verschieben Druckspannungen und hydrostatische Spannungen M_s zu tieferen Temperaturen, welche z.B. aus der Phasenumwandlung resultieren können.

Der erwähnte Ansatz von Patel und Cohen sowie die Ergänzungen dazu basieren auf einer reinen thermodynamischen Betrachtungsweise und benötigen eine Anzahl quantitativer Daten, die die Umwandlung auf mikroskopischer Ebene betrachten. Dies führt dazu, dass die Anwendung eines solchen Ansatzes aufgrund des komplexen Spannungszustandes während einer Umwandlung sehr beschränkt ist.

Ein weiterer Ansatz wurde von Inoue [65] vorgeschlagen, in dem die M_s -Temperatur in Abhängigkeit von der Hauptspannung und der zweiten Invarianten des Spannungstensors formuliert wird :

$$\Delta M_s = A \sigma_{\text{haupt}} + B \sqrt{J_2} \quad (3-35)$$

M_s = Martensitstarttemperatur

A und B = Konstanten

σ_{haupt} = Hauptspannung

J_2 = zweite Spannungsinvariante

Der Ansatz nach Denis *et al* [66] basiert im Wesentlichen auf der gleichen Formulierung, die für einen Ni-Cr-Mo Stahl experimentell verifiziert wurde. Denis *et al* betrachten zusätzlich den Einfluss von Spannungen auf das Verhältnis zwischen Temperatur und umgewandeltem Austenitanteil.

Im Rahmen dieser Arbeit wird dem Einfluss der Spannungen auf die Phasenumwandlungen und insbesondere auf die Verschiebung der M_s durch Umwandlungsspannungen nicht Rechnung getragen, so dass eine Kopplung in nur eine Richtung, von der Thermometallurgie zur Thermo-mechanik, durchgeführt wurde.

Bild 30 zeigt den Berechnungsablauf der durchgeführten FE- Berechnungen mit den jeweiligen benötigten Eingangsgrößen und den erhaltenen Ergebnisgrößen.

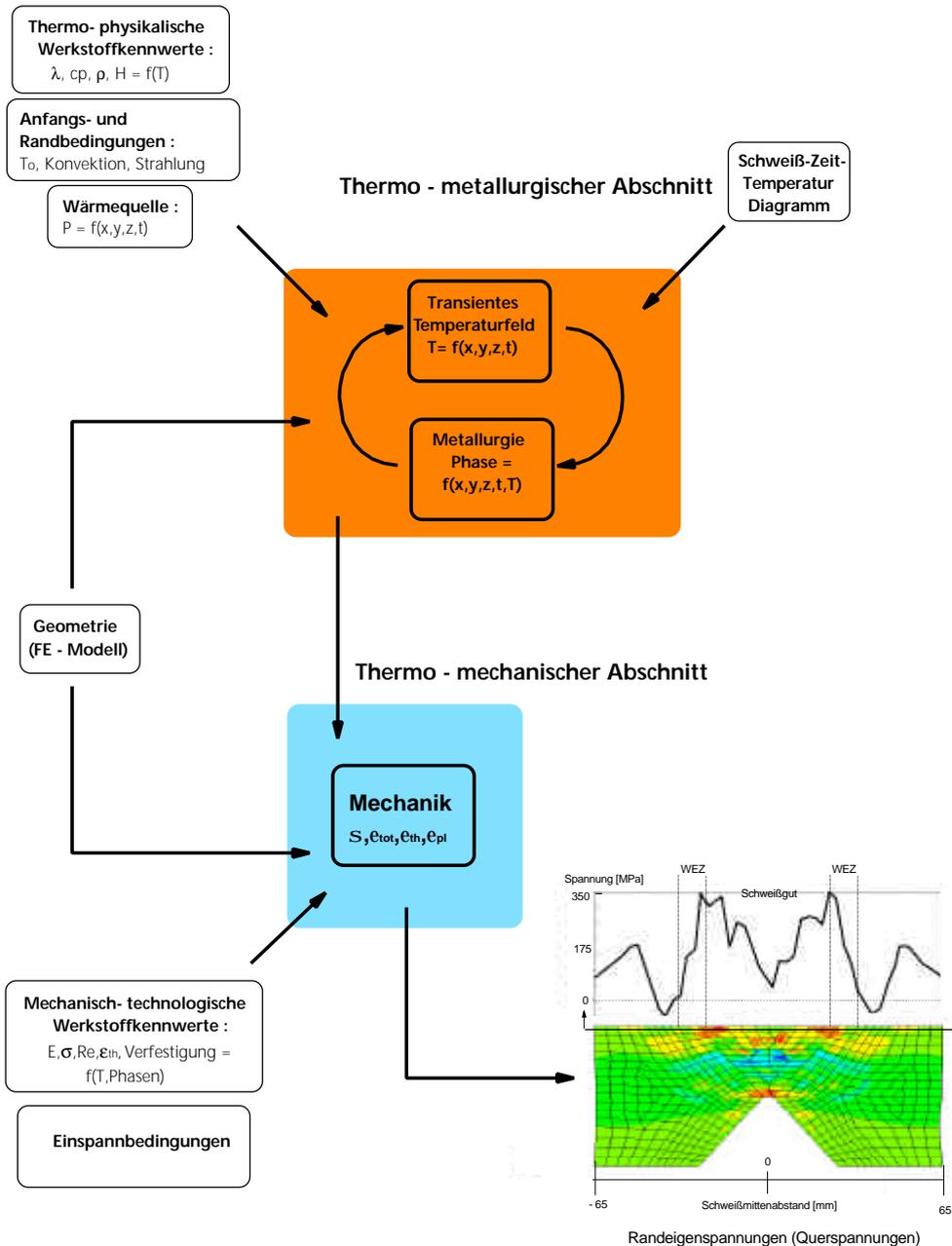


Bild 30 : Berechnungsablauf der gekoppelten FE- Simulation

4 Aufgabenstellung

In der vorliegenden Arbeit sollen Leistungsfähigkeit und Grenzen numerischer Methoden zur Simulation schweißtechnischer Fertigungsschritte für die Berechnung von Eigenspannungen in Schweißverbindungen unterschiedlicher Ausführung überprüft, erweitert und experimentell verifiziert werden.

Wesentliche Parameter, die die Entwicklung von Eigenspannungen in Schmelzschweißverbindungen bestimmen sind:

- Schweißverfahren, Schweißparameter (Schweißstrom, Spannung, Schweißgeschwindigkeit, Schweißposition, Schweißfolge, Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur etc.)
- Geometrie der Verbindung (Fugenform), Einspanngrad (lokal, global)
- Eigenschaften der Grundwerkstoffe (physikalische und mechanische) und der Schweißzusatzwerkstoffe und deren unterschiedliche Phasen als Funktion der Temperatur
- Umwandlungsverhalten der Werkstoffe
- Geometrie des Bauteils
- Nachbehandlungsverfahren (mechanisch und/oder thermisch)

Aus der Vielfalt möglicher Variationen wurden für eine Klärung der Einflüsse wichtiger Parameter der schweißtechnischen Fertigung auf die resultierenden Eigenspannungen die nachfolgenden Anwendungsfälle systematisch untersucht :

Bauteil 1: WIG geschweißte **Rohrrundnähte** zwischen ferritischem, d.h. umwandlungsfähigem und austenitischem Grundwerkstoff (Mischverbindungen) unter Verwendung eines Ni-Basis Schweißguts

Variation: Eigenspannungszustände aus 3-D – Rechnung sowie aus Rechnungen mit einem rotationssymmetrischen Modell inkl. Einfluss der Programmierung der Wärmequelle für 3D und rotationssymmetrischen Fall; Vergleich mit experimentell gemessenen Eigenspannungen

Bauteil 2: Austenitische Drahtplattierung einer ferritischen Grundwerkstoffplatte

Variation: Eigenspannungen in Abhängigkeit der Umwandlungsvorgänge im ferritischen Bereich der WEZ; Einfluss des Mehrlageneffektes auf resultierende Temperaturfelder, Umwandlungsvorgänge und Eigenspannungen sowie Änderung der Eigenspannungen infolge einer Spannungsarmglühbehandlung

Bauteil 3: Unterpulver- **Viellagenschweißung von Grobblechen** aus höherfestem Feinkorn-Baustahl

Variation: Einfluss der Lagenfolge, der Einspannung der Platten beim Schweißen und der Modellierung der Verbindung (Nutzung von Symmetriebedingungen)

Die untersuchten Verbindungen und Werkstoffe sowie die untersuchten Einflussgrößen sind in Tabelle 2 zusammenfassend dargestellt.

Tabelle 2 : Darstellung der untersuchten Schweißverbindungen

	Schweißverfahren	Werkstoffe	Untersuchte Einflussgrößen
Rohrmischnaht	WIG	Austenit (X3 CrNiMoN 9-1) Nickel (NiCr 20 Nb) Martensit (X10 CrMoVNb 9-1)	FE- Modellierung
Plattierung	SIGMA 2 Drahtplattierung	Austenit (Thermanit HE RR) Ferrit (20 MnMoNi 5 5)	Gefügeumwandlung; Mehrlageneffekt; Wärmenachbehandlung
Mehrlagen- schweißverbindung	Unterpulver- schweißung	Feinkornbaustahl (S 450 ML)	Gefügeumwandlung; Einspanbedingungen; Nahtaufbau

Die numerischen Simulationsrechnungen wurden ausschließlich mit dem FE – Programmsystem SYSWELD+ durchgeführt. Die berechneten Ergebnisse werden mit röntgenographisch gemessenen Eigenspannungen verglichen. Eine Bewertung der variierten Einflussgrößen erfolgt in den Ergebnisdiskussionen.

5 Numerische Untersuchungen zur Ausbildung von Eigenspannungen in Schweißverbindungen und experimentelle Verifikation

5.1 Rohrmischnaht

Geschweißte Rohrleitungen sind wesentlicher Bestandteil von Chemie- und Kraftwerksanlagen. Der Einsatz von Mischverbindungen aus austenitischen und ferritischen Stählen hat sich insbesondere beim Bau von Kraftwerksanlagen mit der Zielsetzung, höhere thermische Wirkungsgrade und somit eine Verringerung der Emissionen zu erreichen, durchgesetzt. Die Verwendung austenitischer Stähle erfolgt in Bereichen, in denen insbesondere Hochtemperatur- und Korrosionsbeständigkeit der Werkstoffe gefordert wird. Die Verwendung moderner martensitischer Stähle bietet durch die hohe Zeitstandfestigkeit und die geringe thermische Ausdehnung, z.B. bei zyklisch thermischen Belastungen, wirtschaftliche Vorteile. Bei derartigen Mischverbindungen haben sich Schweißzusätze aus Nickelbasislegierungen durchgesetzt. Diese werden dabei bevorzugt gewählt, da zum einen der Wärmeausdehnungskoeffizient zwischen dem des Ferrits und des Austenits liegt und zum anderen Nickel als Kohlenstoffdiffusionsbarriere (Abwanderung des Kohlenstoffs) wirkt. Bereits bei der schweißtechnischen Herstellung von Mischverbindungen treten aufgrund der unterschiedlichen mechanischen, physikalischen und metallurgischen Eigenschaften sowie aufgrund des Herstellungsprozesses Eigenspannungen, Diffusions- und Entmischungszonen auf, die zu einer Zusatzbeanspruchung der Mischverbindung führen. Insbesondere bewirken die unterschiedlichen Wärmeausdehnungskoeffizienten und die Unterschiede in der Wärmeleitfähigkeit bei der Herstellung wie aber auch beim späteren Betrieb zusätzliche Spannungen.

Im folgenden wird die schweißtechnische Fertigung einer Mischverbindung an einer Rohrprobe bestehend aus dem austenitischen Stahl X3CrNiMoN 17-13, dem martensitischen 9% Cr- Stahl X10 CrMoVNb 9-1 und einem Ni- Basis Schweißgut NiCr20Nb simuliert (Bild 31). Bei der untersuchten Rohrrundnaht handelt es sich um eine zweilagig geschweißte WIG (Wolfram - Inert - Gas) V- Verbindung mit einem Außendurchmesser von 57 mm und einer Rohrwanddicke von 4,5 mm.

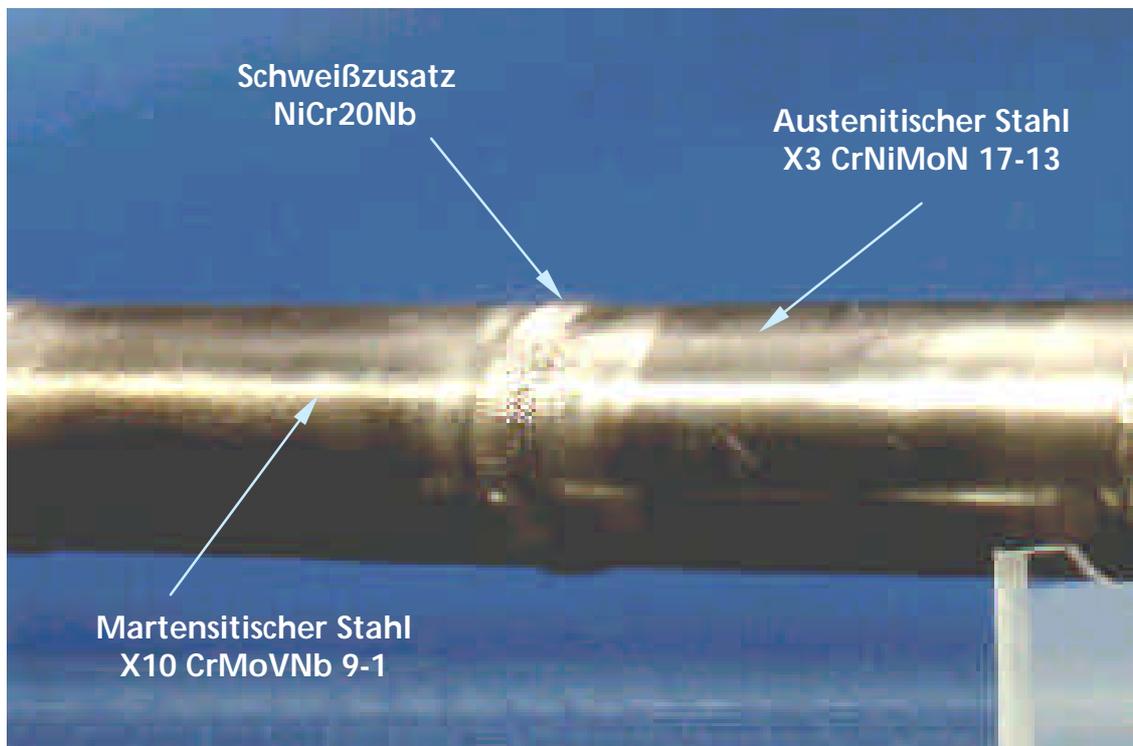
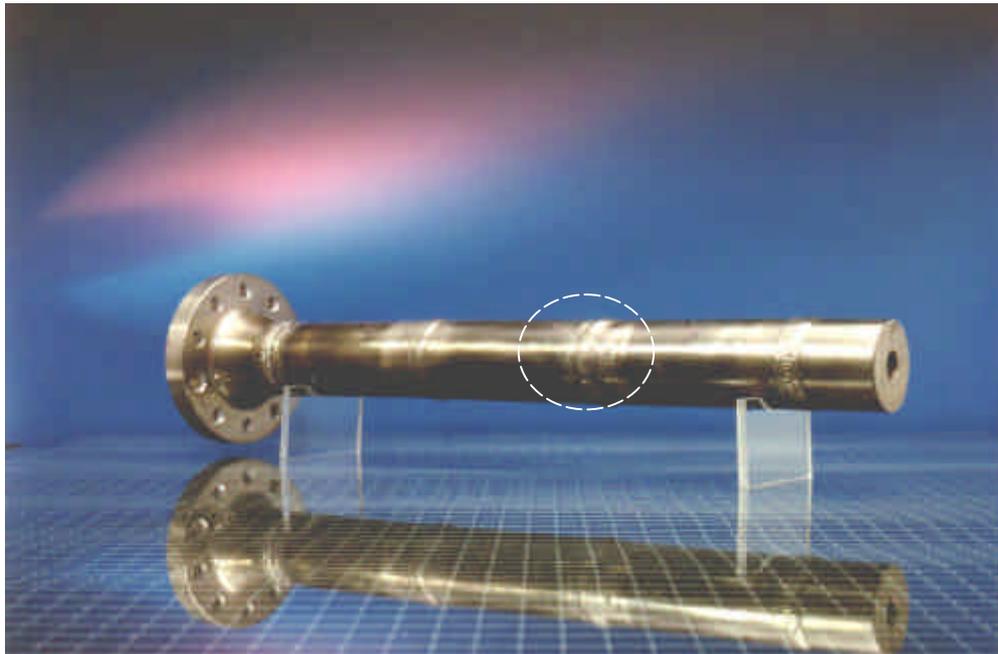


Bild 31 : Rohrmischnahtprobe

5.1.1 FE- Modelle

Für die numerische Untersuchung wurden zwei FE- Modelle, ein dreidimensionales (3D) und ein rotationssymmetrisches Modell mit dem Ziel erzeugt, den Modellierungseinfluss auf die Ergebnisse und dabei insbesondere auf den Eigenspannungsverlauf nach der Schweißung zu bewerten. Bei beiden Modellen wurde der nahtnahe Grundwerkstoffbereich, die WEZ und das Schweißgut (SG) feiner diskretisiert, um dadurch eine feinere Auflösung der Ergebnisse in diesen Bereichen zu erreichen. Ferner soll insbesondere für das 3D-Modell die Berechnung der Trajektorien (Lauflinie der Wärmequelle) für die programmierte Wärmequelle ermöglicht werden. Das 3D-Modell wurde mit linearen Volumenelementen diskretisiert (2944 Elemente und 2208 Knoten) und in drei Werkstoffbereiche aufgeteilt, denen jeweils die physikalischen und mechanischen Eigenschaften der verschweißten Werkstoffe zugrunde gelegt worden sind (vgl. Bild 32). Die Simulation der Werkstoffzufuhr (Schweißgut) wurde durch Aktivierung der physikalischen (thermo- metallurgischer Block) und der mechanischen Kennwerte (thermo- mechanischer Block), in Abhängigkeit der Position der Wärmequelle (3D- Modell) bzw. des Temperatur- Zeit- Verlaufs (rotationssymmetrisches Modell) durchgeführt.

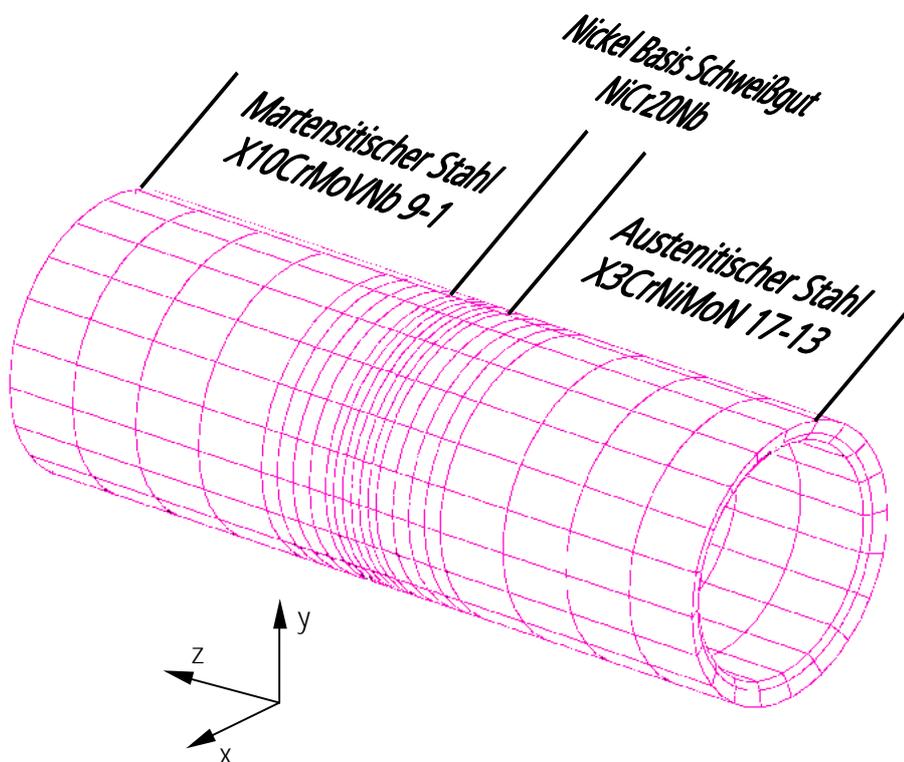


Bild 32 : FE- Modell der Rohrmischnaht (3D- Modell)

Das rotationssymmetrische Modell ist durch die Symmetrie um die z- Achse und eine Diskretisierung mit 72 zweidimensionalen quadratischen Elementen und 271 Knoten gekennzeichnet. Die Aufteilung in drei Werkstoffbereiche wurde entsprechend dem 3D- Modell durchgeführt (Bild 33).

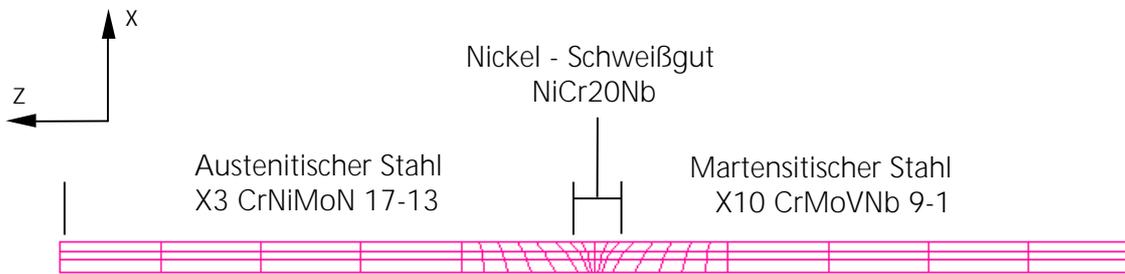


Bild 33 : FE- Modell der Rohrmischnaht (axialsymmetrisches Modell)

Ein wesentlicher Punkt bei der Simulation von schweißtechnischen Fertigungsschritten stellt die Definition der Einspannbedingungen dar, da diese einen starken Einfluss auf das sich einstellende Eigenspannungsniveau in der Struktur haben (siehe Kap. 2.4.6). Die Einspannbedingungen wurden entsprechend dem realen Prozess definiert. Die translatorischen Freiheitsgrade x und y wurden mit Ausnahme der Längsrichtung z bei beiden Modellen gesperrt.

5.1.2 Definition des Wärmeeintrages

Das Wolfram-Inertgasschweißen (kurz WIG) gehört zu den Lichtbogen-Schweißverfahren. Der Lichtbogen brennt zwischen einer nicht abschmelzenden Wolframelektrode und dem Werkstück, so dass das Werkstück aufgeschmolzen wird. Die Elektrode und das Schmelzbad vor Oxidation zu schützen, wird Argon oder Helium benutzt. Bild 34 zeigt den schematischen Aufbau.

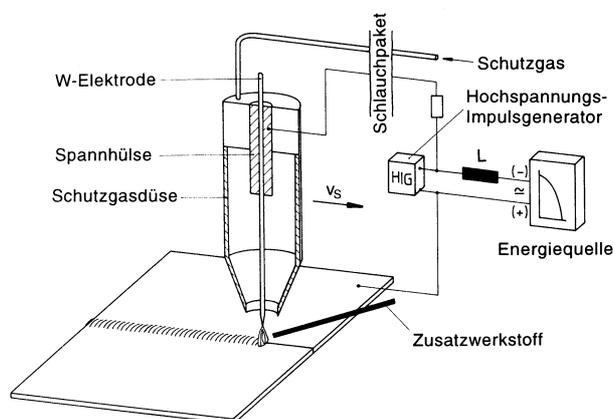


Bild 34 : Schematische Darstellung des Wolfram- Inertgas- Schweißens [74]

Die Simulation des WIG- Schweißprozesses erfolgt durch die Modellierung einer bewegten Wärmequelle, die für das 3D-Modell als halbovaloide Anordnung einer volumetrischen Wärmequelle programmiert wurde (siehe auch Kap.2.3.1). Die Parameter der Wärmequelle wurden dabei so angepasst, dass sich in der Simulation in etwa die reale Soliduslinie ergibt. Die Kalibrierung wurde anhand von metallurgischen Schliffen der realen Schweißnaht durchgeführt (vgl. Bild 35). Durch die Breite der metallurgisch beeinflussten Zone und aus der sich einstellenden Gefügestruktur konnte so auf die Randpunkte der halbovaloiden Wärmequelle geschlossen werden und die geometrische Form des volumetrischen Schweißbades definiert werden (siehe dazu Bild 13). Die somit erhaltenen Werte für a und b wurden in Gleichung 2-6 eingesetzt. Die restlichen benötigten geometrischen Größen C_f und C_r wurden sequentiell angeglichen, bis ein Abgleich mit der realen Streckenenergie von 12 KJ/cm realisiert war.

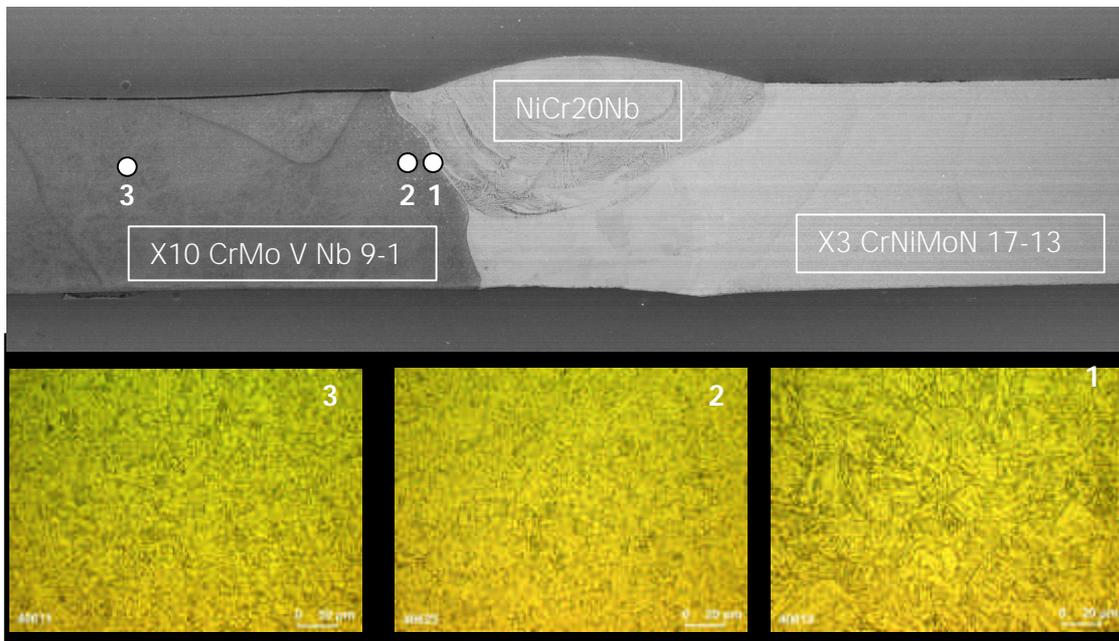


Bild 35 : Makroschliff der Rohrmischnahtverbindung und Gefüge der WEZ bzw. des GW
(1: 0,5 mm von der Schmelzlinie; 2: 4 mm von der Schmelzlinie; 3: 20 mm von der Schmelzlinie)

Für die Eingabe des Temperatur- Zeit- Verlaufes im Falle des rotationssymmetrischen Modells wurde, wie in Bild 36 beschrieben, die bewegte Wärmequelle in die Bereiche `Aufheizen`, `Halten` und `Abkühlen` aufgeteilt und somit auch die charakteristische $t_{8/5}$ Zeit (Abkühlzeit) übertragen. Diese Vorgehensweise ist nur durch die Vorgabe eines an einem 3D-Modell berechneten Temperaturfeldes möglich.

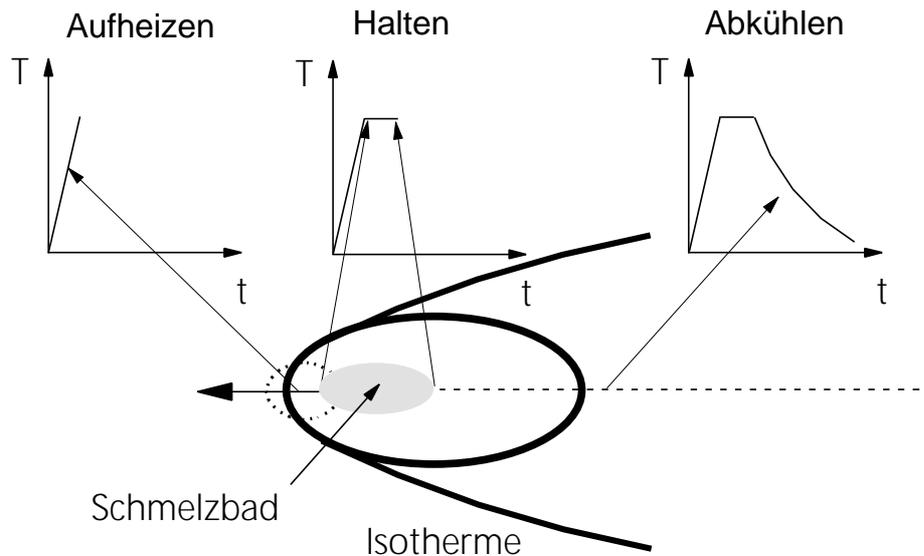


Bild 36 : Übertrag der charakteristischen Größen eines Temperaturfeldes auf eine Temperatur-Zeit-Verteilung

5.1.3 Materialdaten

Die Eingabe der Materialdaten ist entsprechend dem Berechnungsablauf selbst in zwei Blöcke aufgeteilt (siehe Bild 30). Der thermo- metallurgische Berechnungsabschnitt benötigt die temperaturabhängigen physikalischen Daten der verwendeten Werkstoffe. Eingegeben werden die Wärmeleitfähigkeit und das Produkt aus Wärmekapazität und Dichte ($c \cdot \rho$). Die physikalischen Daten des Schweißgutes wurden denen des austenitischen Werkstoffs gleichgesetzt. Bild 37 Bild 38 zeigt die genannten Größen zwischen 20°C und 1200°C.

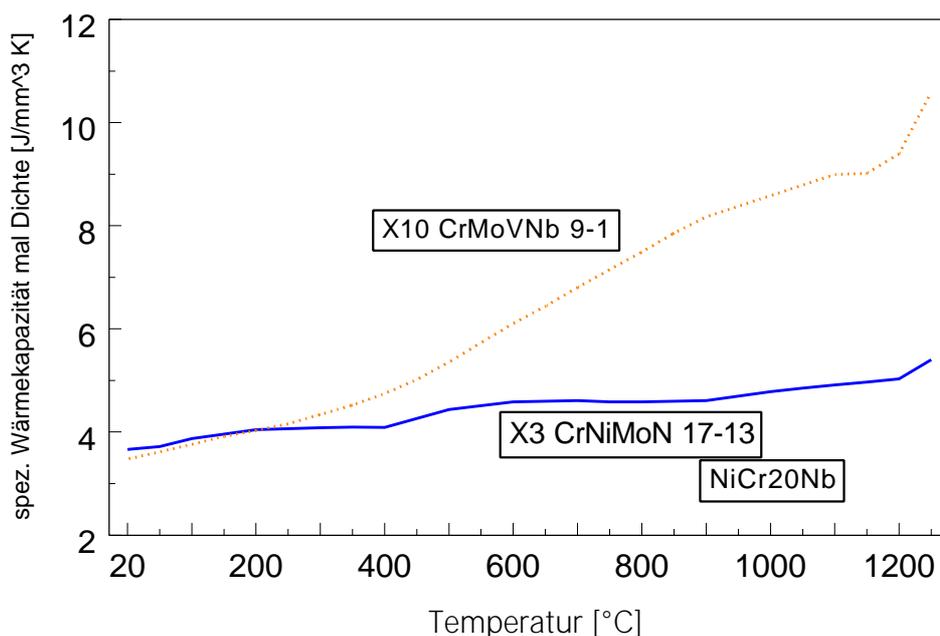


Bild 37 : Produkt aus spez. Wärmekapazität und Dichte der Werkstoffe als Funktion der Temperatur

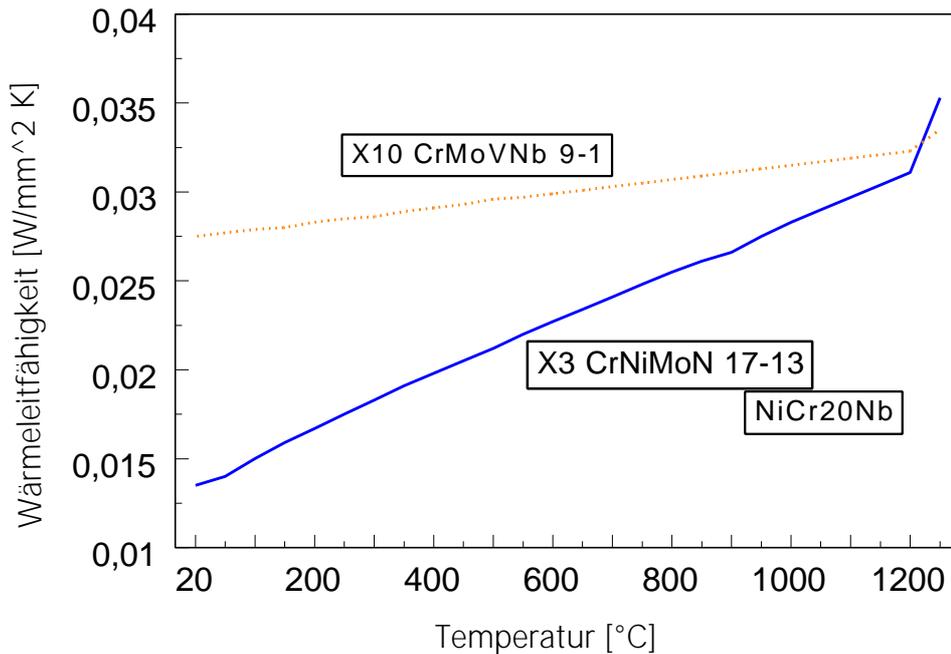


Bild 38 : Wärmeleitfähigkeit der Werkstoffe als Funktion der Temperatur

Das Produkt ($c \cdot \rho$) wurde im Temperaturbereich fest/flüssig ($1450^\circ\text{C} \leq T \leq 1600^\circ\text{C}$) für alle eingesetzten Werkstoffe künstlich angehoben, um dem Effekt der latenten Wärme Rechnung zu tragen. Das Umwandlungsverhalten des martensitischen Stahls wurde durch die Eingabe des entsprechenden Zeit- Temperatur- Umwandlungs Diagramms (ZTU) berücksichtigt, das für die untersuchte WIG- Schweißung in den relevanten Abkühlzeiten nur durch die Martensitstarttemperatur $M_s = 400^\circ\text{C}$ bestimmt wird (siehe Bild 39). Die Eingabe der thermischen Dehnungen für den martensitischen Werkstoff wurde im Temperaturbereich über 1000°C bis zur Schmelztemperatur linear extrapoliert. Durch die Kopplung der thermo- metallurgischen Berechnung mit der mechanischen Berechnung, ist auf der Basis der eingegebenen Werte für die thermischen Dehnungen der typische Hysteresenverlauf (siehe Bild 18) des umwandelnden Martensits möglich. Die Bilder 38 bis 40 zeigen die temperaturabhängigen mechanisch-technologischen Daten für den zweiten Berechnungsabschnitt der Schweißsimulation. Alle Materialdaten wurden aus der Literatur entnommen und durch Extrapolation zu hohen Temperaturen angepasst.

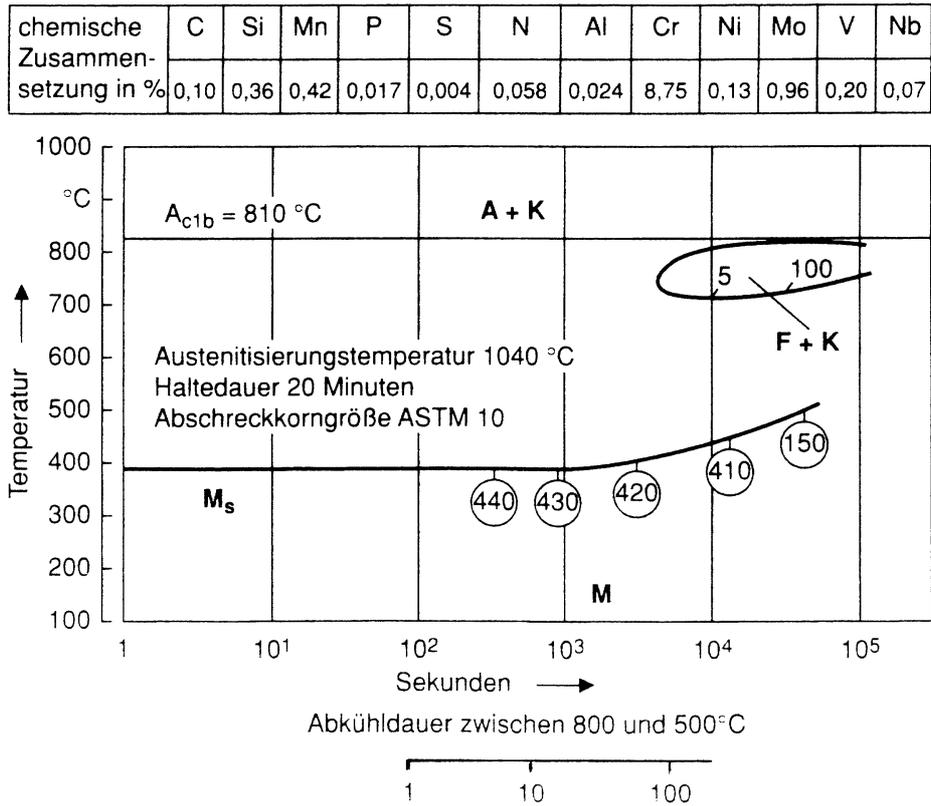


Bild 39 : Zeit- Temperatur- Umwandlungsschaubild des martensitischen Stahls X10 CrMoVNb 9-1

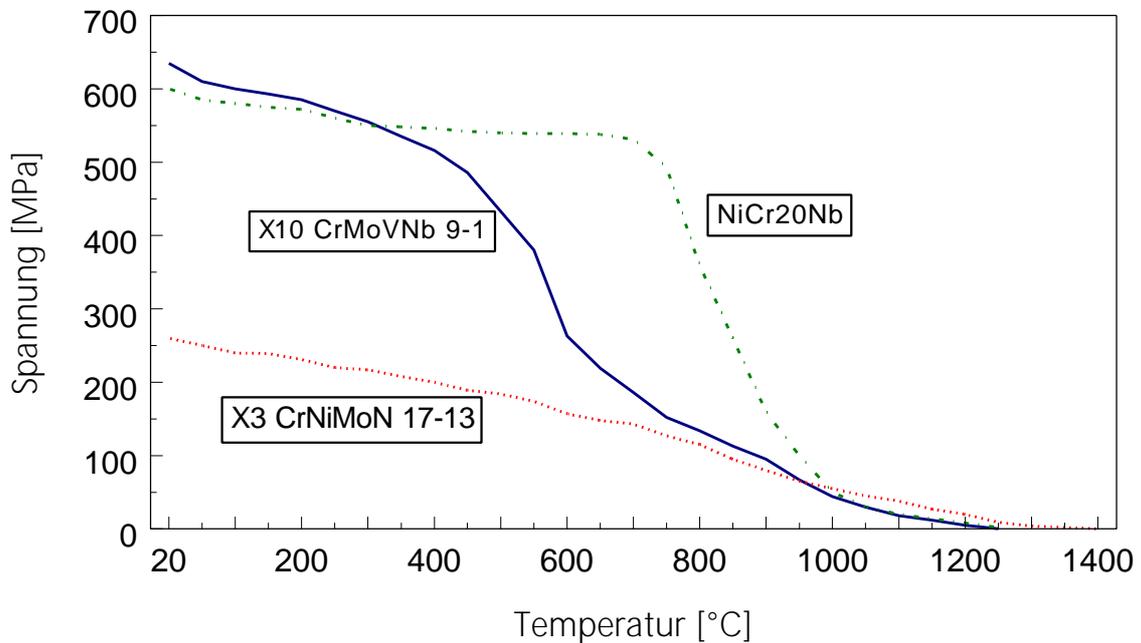


Bild 40 : Streckgrenzenverläufe der Werkstoffe als Funktion der Temperatur

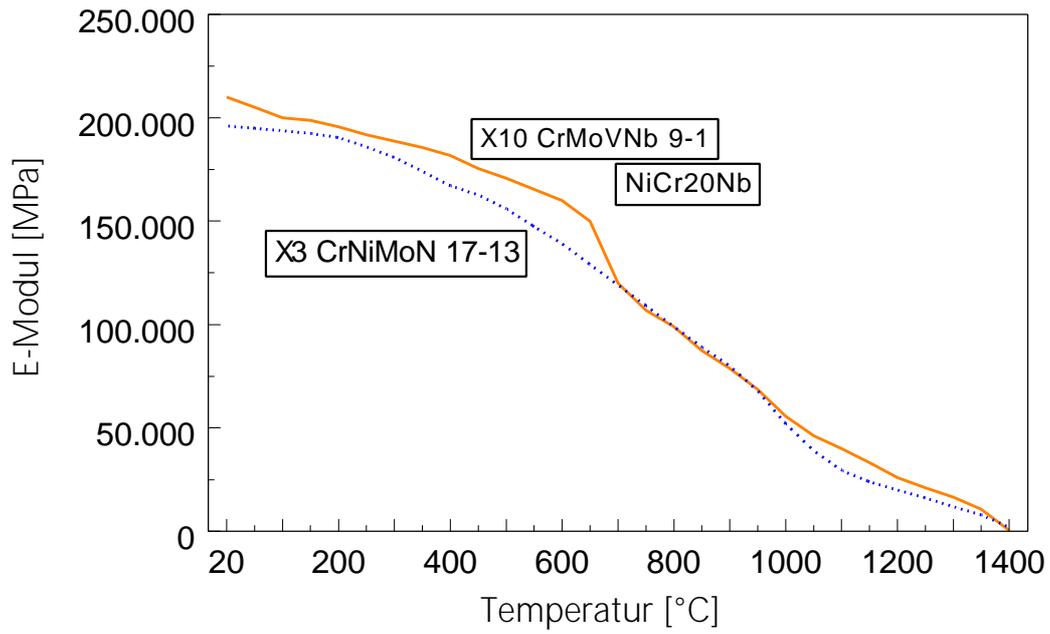


Bild 41 : Temperaturabhängige Elastizitätsmoduli der verschweißten Werkstoffe

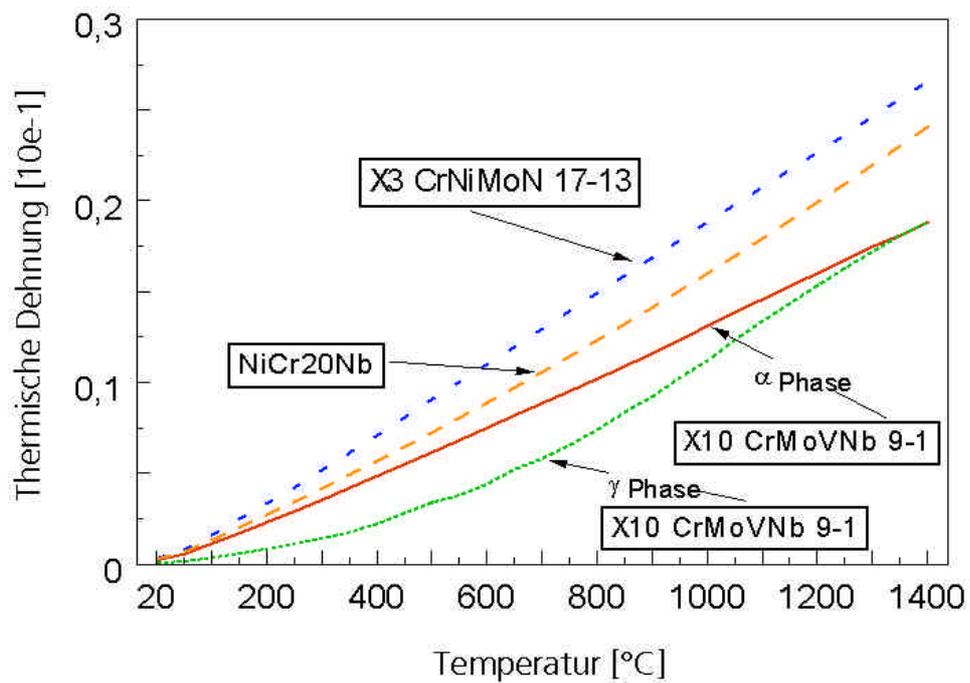


Bild 42 : Thermische Dehnungen der Werkstoffe und der Phasen des 9% Cr Stahls

5.1.4 Schweißeigenspannungen an einer geschweißten Rohrmischnahtprobe

Im folgenden werden die experimentell und numerisch ermittelten Schweißeigenspannungen dokumentiert und für die definierten Winkelpositionen 0° und 240° entlang des Schweißnahtumfangs miteinander verglichen. Die Ergebnisse aus den 3D- und rotationssymmetrischen Rechnungen werden gesondert betrachtet.

5.1.5 Experimentelle Bestimmung der Schweißeigenspannungen an der Rohrmischnahtprobe

Die experimentelle Ermittlung der in den Rohrmischnahtverbindungen auftretenden Schweißeigenspannungen wurde mit Hilfe der röntgenographischen Eigenspannungsanalyse durchgeführt. Die röntgenographische Spannungsanalyse beruht auf der Bragg'schen Beugung von langwelligen monochromatischen Röntgenstrahlen an den Gitterebenen von vielkristallinen Werkstoffen. Da der Beugungswinkel vom Gitterebenenabstand abhängig ist, können Gitterdehnungen und damit auch Spannungen über den Beugungswinkel bestimmt werden. Das Prinzip der röntgenographischen Spannungsanalyse wird in [43] beschrieben und basiert auf dem $\sin^2\psi$ -Verfahren.

Im folgenden sind die wesentlichen Parameter der Messungen zusammengestellt. Die Untersuchungen wurden mit einem kommerziellen mobilen Diffraktometer (SET-X, Hersteller Elphyse, Frankreich) durchgeführt. Vermessen wurden die $\{211\}$ – Gitterebenen des Martensits bzw. die $\{311\}$ – Gitterebenen des Austenits mit $\text{CrK}\alpha$ - bzw. $\text{MnK}\alpha$ - Strahlung unter 11 verschiedenen Kippwinkeln Ψ im Bereich $-43^\circ \leq \Psi \leq +43^\circ$. Die Messpunkte hatten einen Durchmesser von etwa 1mm. Die Eindringtiefe (Schwächung $1/e$) der $\text{CrK}\alpha$ - Strahlung beträgt ca. 5 μm , diejenige der $\text{MnK}\alpha$ - Strahlung ca. 7 μm . Um die Vielfalt der beugenden Kristalle zu erhöhen, wurde in Ψ um 2° oszilliert. Die Umrechnung der röntgenographisch ermittelten Gitterdehnungen in Spannungen erfolgte im martensitischen Werkstoff mit der röntgenographischen E- Konstanten $\frac{1}{2} s_2 = 5,8 \cdot 10^{-6} \text{ MPa}^{-1}$, für die austenitischen Werkstoff mit $\frac{1}{2} s_2 = 6,5 \cdot 10^{-6} \text{ MPa}^{-1}$. Vor den Messungen wurden die Oberflächen durch Feinschleifen und anschließenden elektrolytischen Abtrag von 0,2 mm Material präpariert, um Oberflächenschichten mit bearbeitungs- oder korrosionsbedingten Eigenspannungen zu entfernen.



Bild 43 : Röntgenographische Eigenspannungsanalyse an Rohrmischnähten

5.1.6 Ergebnisse der Schweißeigenspannungsmessungen

Untersucht wurde eine Schweißverbindung ohne nachträgliche Wärmebehandlung. Zur Ermittlung der Spannungskomponenten in axialer und in Umfangsrichtung wurden, wie in Bild 44 dargestellt, Messbereiche an den Winkelpositionen 0° und 240° definiert, welche sich auf die Startposition des Schweißprozesses beziehen. Die Ergebnisse der Eigenspannungsanalyse sind in Bild 45 zusammengefasst. Dargestellt sind die Axial- und Umfangskomponenten der Eigenspannungen in Abhängigkeit vom Abstand zur Schweißnahtmitte für die um den Umfang versetzten Messspuren 0° und 240° . Im Bereich des Schweißgutes selbst war wegen der extremen Texturen keine verlässliche Spannungsanalyse möglich. Bild 45 zeigt, dass im austenitischen Rohrteil in Umfangsrichtung Druckeigenspannungen bis zu 150 MPa (schweißnaher Bereich) vorliegen, in axialer Richtung werden Druckeigenspannungen zwischen 100 MPa und 180 MPa gemessen. Nahe der Grenze zum Schweißgut deutet sich eine Zunahme des Druckspannungsniveaus an. Im Martensit werden deutlich unterschiedliche Eigenspannungen in axialer und Umfangsrichtung ermittelt. Nahe der Grenze zum Schweißgut liegen in axialer Richtung Zugeigenspannungen bis etwa 300 MPa vor, in Umfangsrichtung Druckeigenspannungen um 150 MPa. Mit zunehmendem Abstand zum Schweißgut nehmen die Eigenspannungen bis auf geringe Werte ab.

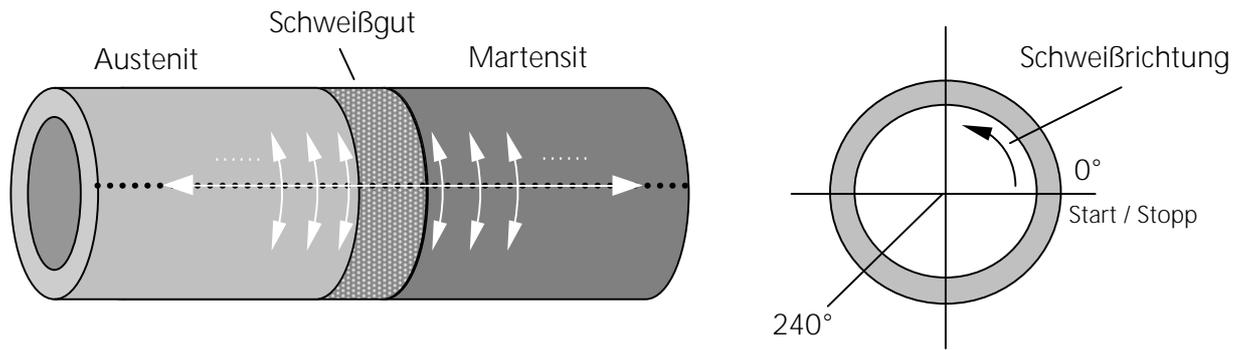


Bild 44 : Skizze der definierten Messpositionen an der Rohrprobe für die Ermittlung von Umfangs- und Axialspannungen

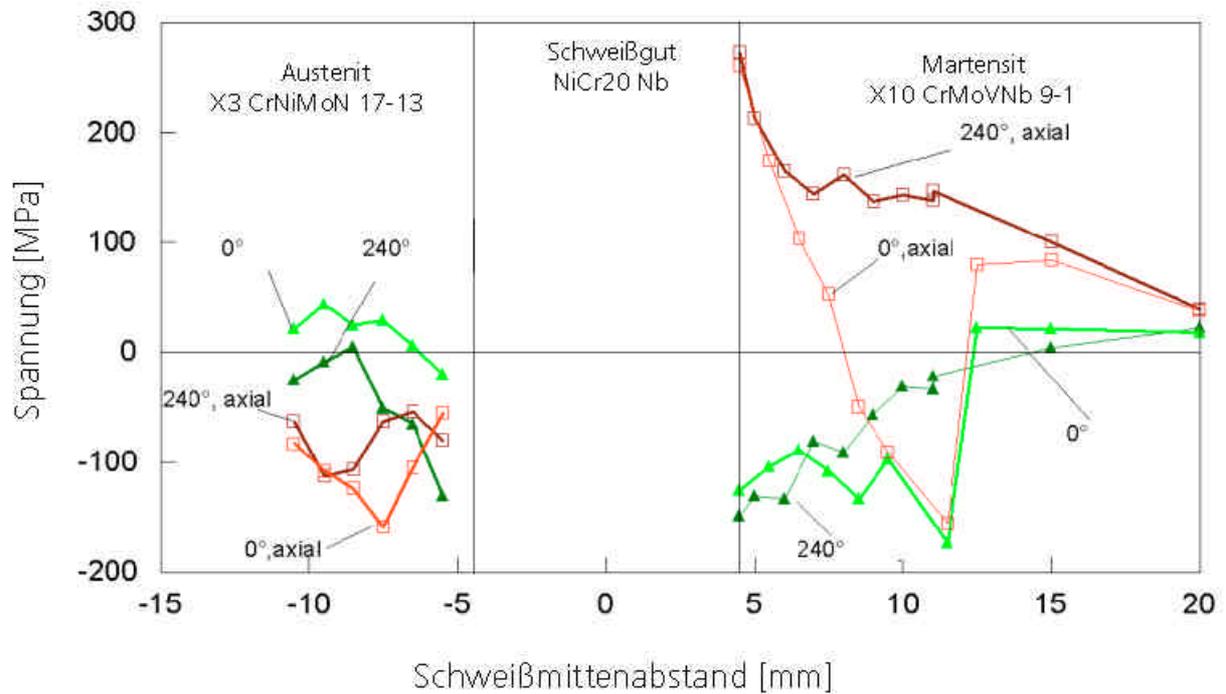


Bild 45 : Oberflächennahe Axial- und Umfangseigenspannungskomponenten an den Winkelpositionen 0° und 240°

5.1.7 Ergebnisse der thermisch- metallurgischen Rechnung für das 3D Modell

Bild 46 zeigt die Rohrmischnahtprobe in drei verschiedenen Ergebnisdarstellungen für einen ausgewählten Simulationszeitpunkt während des Schweißens der ersten Lage. Dargestellt ist das umlaufende Temperaturfeld (Bild 46a), die daraus resultierende Gefügeumwandlung im ferritischen Bereich der Naht (Bild 46b) sowie die sich ergebenden axialen Spannungen und Gesamtdeformationen (Bild 46c). Deutlich zu erkennen ist das asymmetrische Temperaturfeld, das sich, im Vergleich zur austenitischen Seite der Verbindung mit der schlechteren Wärmeleitfähigkeit, weiter in den martensitischen Grundwerkstoffbereich ausbreitet. Die zugehörige Gefügeverteilung (Bild 46b) zeigt den bereits austenitisierten Bereich der martensitischen Rohrseite, der im Temperaturbereich zwischen $T = 890^{\circ}\text{C}$ (A_{C3}) und Schmelztemperatur vorliegt, sowie den Beginn der Rückumwandlung unterhalb der Martensitstarttemperatur $M_s = 400^{\circ}\text{C}$. Die Darstellung in Bild 46c zeigt die axialen Spannungen mit Zugspannungen im abkühlenden Schweißgut sowie auftretende Verformungen mit einem Überhöhungsfaktor von 15, die eine größere Aufweitung (Durchmesserzunahme) des austenitischen Rohres verdeutlichen.

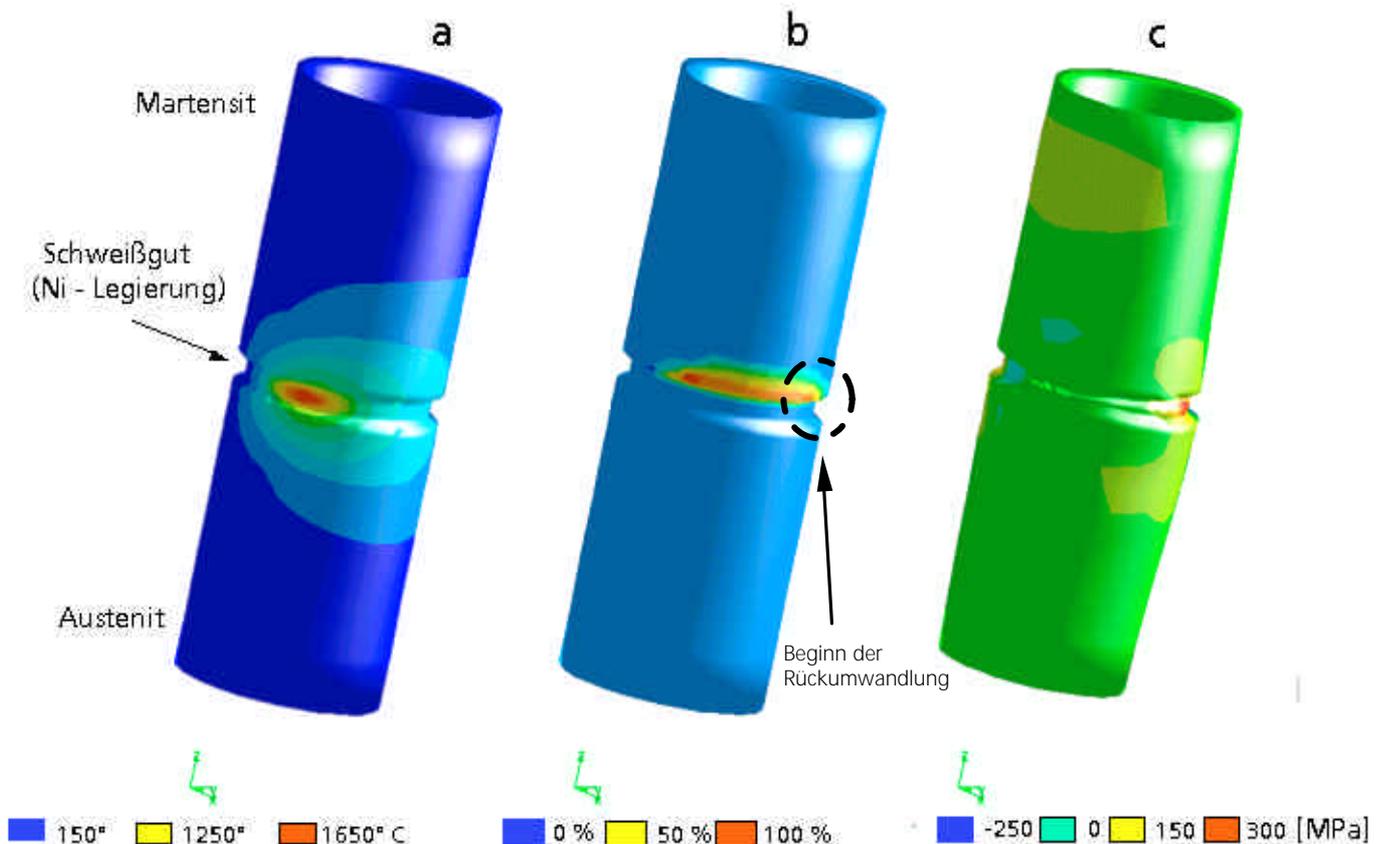


Bild 46 : Rohrprobe (martensitisch – austenitisch) in drei verschiedenen Ergebnisdarstellungen (a)Temperaturfeld, b) Gefügeumwandlung und c) Schweißspannungen und Verformungen) für einen ausgewählten Simulationszeitpunkt während des Schweißens.

5.1.8 Ergebnisse der thermo- mechanischen Rechnung

Die an definierten Messstellen experimentell ermittelten Schweißeigenstressungen werden mit den berechneten Schweißeigenstressungen verglichen. Bild 47 zeigt den Vergleich an der Winkelposition 0°, welche der Startposition des Schweißprozesses entspricht. Im austenitischen Rohrteil ergeben sich in axialer Richtung Druckeigenstressungen mit einem Höchstwert von 200 MPa in unmittelbarer Nähe der Schmelzlinie. Die axialen Schweißeigenstressungen im martensitischen Rohrteil betragen im Bereich der Schmelzlinie 300 MPa, die zunächst steil abfallen, dann leicht mit zunehmenden Schweißmittenabstand im vergleichenden Messabschnitt in den Druckbereich übergehen.

Der Vergleich der axialen Eigenstressungen an der Winkelposition 240° stellt den Zustand dar, der sich bei konstanter Schweißgeschwindigkeit und kontinuierlichem Energieeintrag einstellt. Die Verläufe in Bild 48 zeigen im austenitischen Rohrteil entsprechend der ermittelten Werte an der Winkelposition 0° Druckeigenstressungen. Unterschiede zeigen sich im martensitischen Rohrteil, da hier der Spannungsabfall mit zunehmendem Abstand zur Schweißnahtmitte nicht so ausgeprägt ist und die Spannungswerte keinen Vorzeichenwechsel aufzeigen.

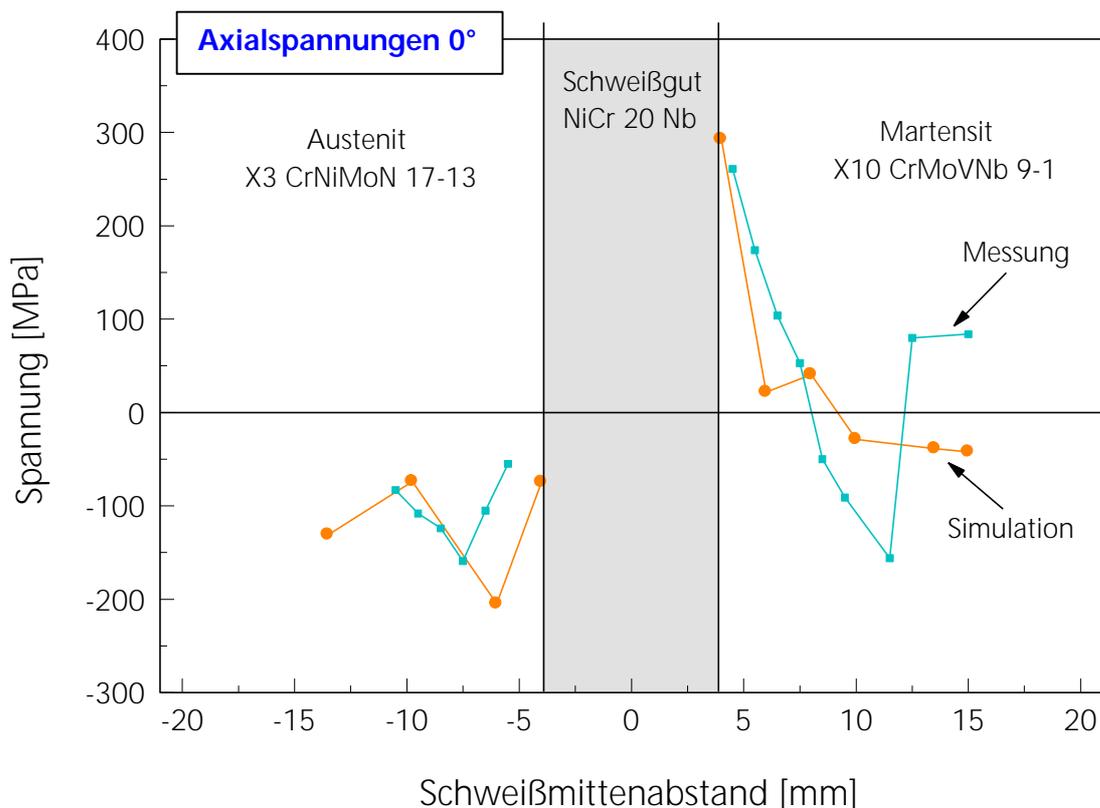


Bild 47 : Vergleich der experimentell und numerisch ermittelten axialen Schweißeigenstressungen an der Winkelposition 0°

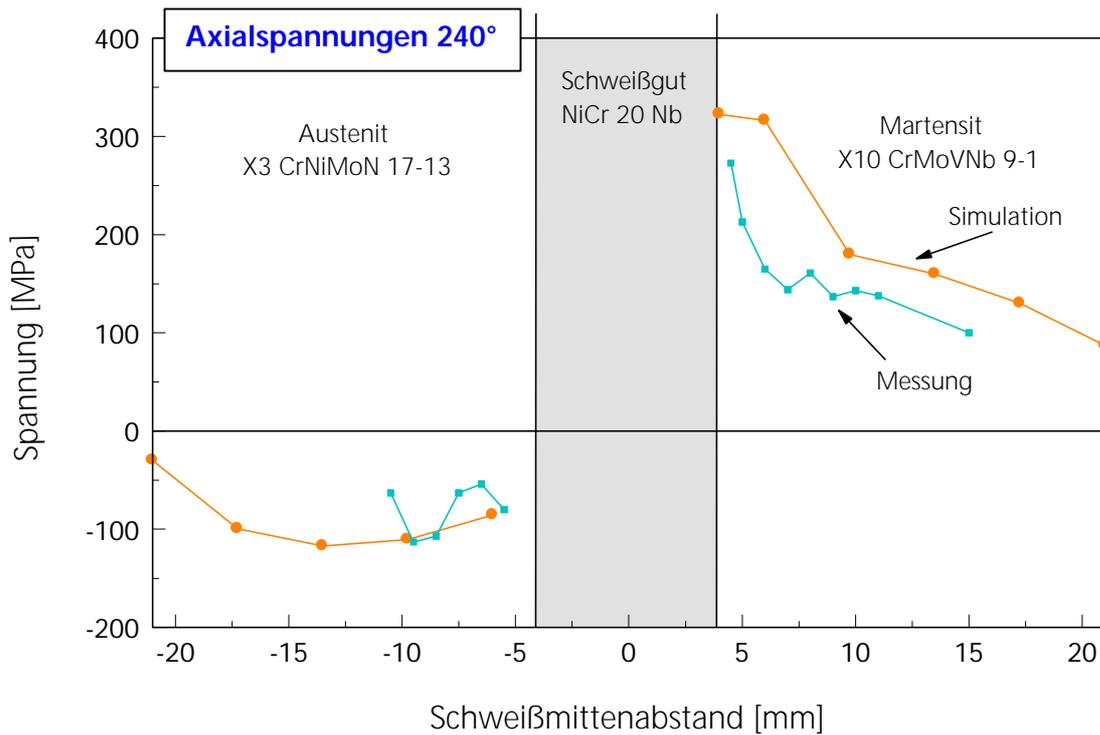


Bild 48 : Vergleich der experimentell und numerisch ermittelten axialen Schweißeigenstressungen an der Winkelposition 240°

Die berechneten Umfangsspannungen (vgl. Bild 49) tendieren in ihrem Verlauf leicht zu Druckeigenstressungen, welche mit zunehmendem Schweißmittenabstand auf Null zurückzugehen.

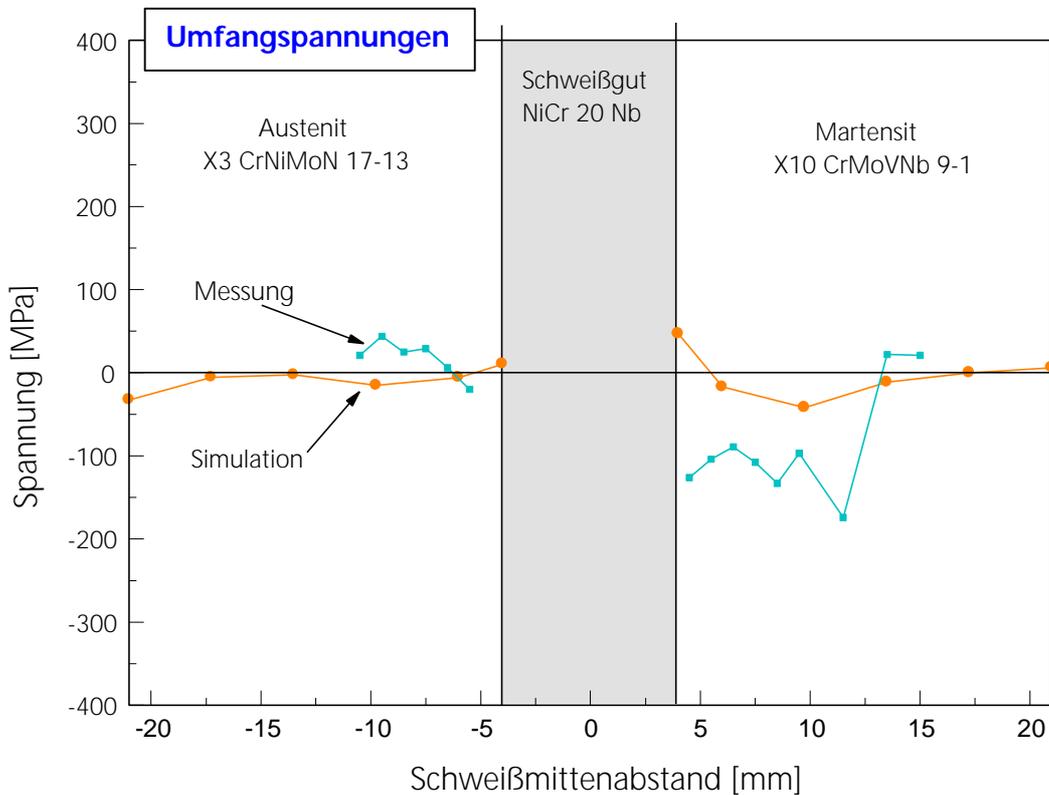


Bild 49 : Vergleich der experimentell und numerisch ermittelten Umfangsspannungen an der Winkelposition 240°

5.1.9 Ergebnisse der thermo- mechanischen Rechnung für den Fall des rotationssymmetrischen Modells

Untersucht wurde, wie in Kap. 5.1.1 beschrieben, ein axialsymmetrisches Modell der Rohrmischnaht mit gleichen Materialdaten und Randbedingungen wie für das 3D-Modell. Die Wärmequelle wurde entsprechend Kap. 5.1.2 modelliert. Da bei dieser Modellvariation im Wesentlichen der Vergleich des Eigenstressverlaufes zur 3D-Variante sowie den experimentell ermittelten Eigenstressen von Interesse ist, werden die Ergebnisse aus der thermisch- metallurgischen Berechnung nicht in ihren Einzelheiten beschrieben. Bild 50 zeigt den Vergleich der numerisch berechneten und experimentell ermittelten Schweißeigenstressen für die Winkelposition 240° , welche einer Position zwischen Anfang- und Endpunkt der Rohrschweißung entspricht, d.h. einer Position in der quasi- stationären Bedingungen bezüglich des Schweißvorgangs vorliegen. Verglichen werden nur die axialen Spannungen, da die Umfangsspannungen für diesen rotationssymmetrischen Ansatz nur durch die Axial- und Radialspannungen bestimmt sind. Im martensitischen Rohrteil wurden axiale Zugspannungen von knapp 400 MPa im Bereich der Schmelzlinie berechnet, die mit zunehmendem Schweißmittenabstand zu geringeren Zugeigenstressen übergehen. Der austenitische Rohrteil ist durch Druckeigenstressen bestimmt, welche in Schweißgutnähe mit Werten um -150 MPa berechnet worden sind. Die Druckeigenstressen nehmen mit zunehmendem Schweißmittenabstand zunächst auf -200 MPa zu, um dann Ihre Richtung in geringer werdende Druckspannungen zu ändern. Vergleicht man die numerisch ermittelten Schweißeigenstressen mit den Ergebnissen der experimentellen Messungen, kann man eine gute qualitative Übereinstimmung der Kurvenverläufe feststellen. Ferner wurden die ermittelten axialen Eigenstressen an der Winkelposition 0° verglichen (siehe Bild 51). Das Spannungsniveau entspricht im austenitischen Rohrteil dem der Winkelposition 240° . Die Unterschiede sind im martensitischen Rohrteil erkennbar, die sich durch den fehlenden Übergang der experimentell ermittelten Spannungswerte in Druckeigenstressen widerspiegeln.

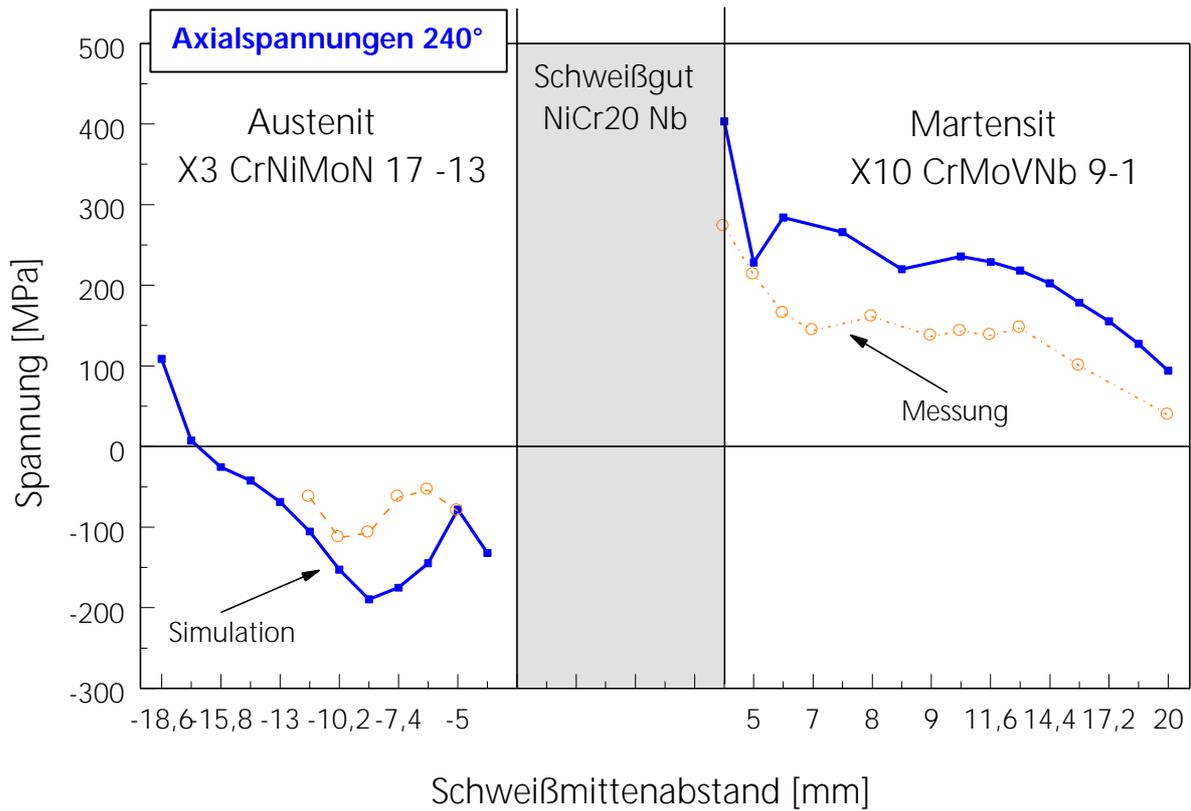


Bild 50 : Vergleich der berechneten und experimentell ermittelten axialen Schweißbeigenspannungen an der Winkelposition 240°.

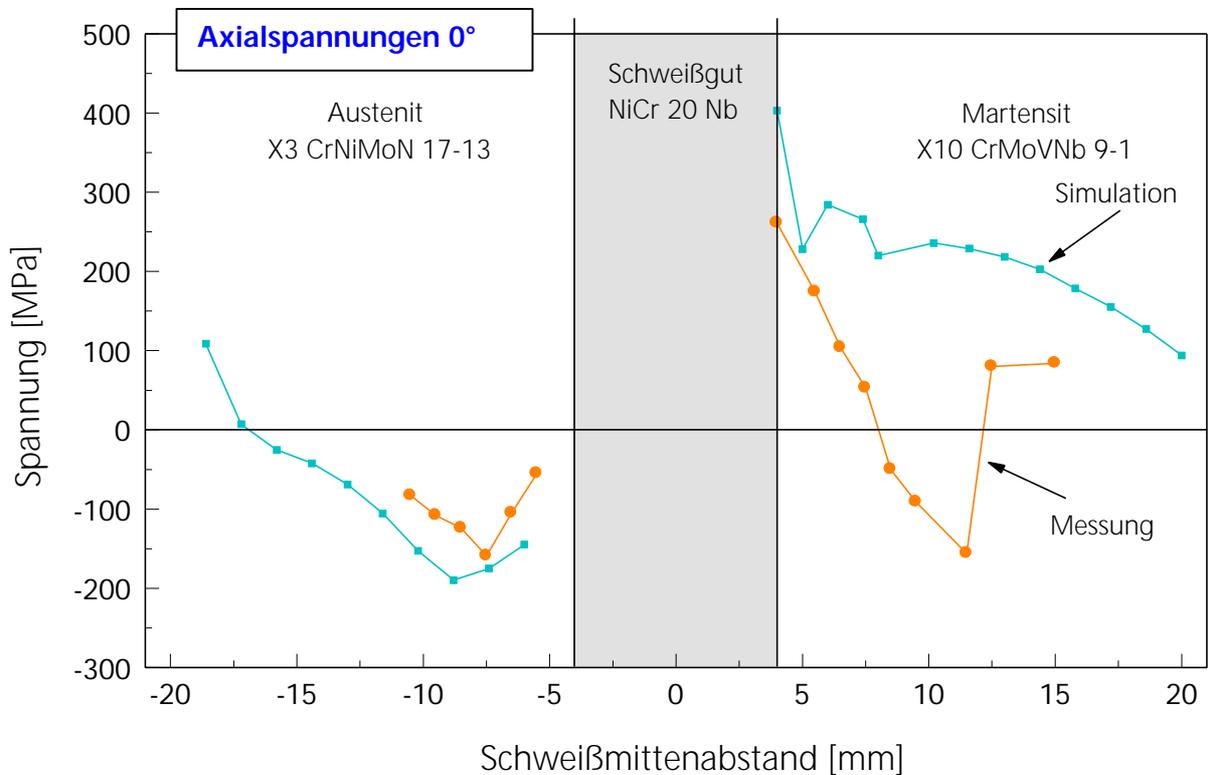


Bild 51 : Vergleich der berechneten und experimentell ermittelten axialen Schweißbeigenspannungen an der Winkelposition 0°.

5.1.10 Zusammenfassung und Diskussion der Ergebnisse

Für eine zweilagig WIG geschweißte Rohrmischnahtverbindung bestehend aus dem austenitischen Stahl X3 CrNiMoN 17-13, dem martensitischen 9% Cr- Stahl X10 CrMoVNb 9-1 und einem Ni- Basis Schweißgut, wurden die nach einer schweißtechnischen Fertigung resultierenden Eigenstressungen experimentell und numerisch ermittelt. Die experimentellen Ergebnisse basieren auf röntgendiffraktometrischen Eigenstressungsmessungen an der Oberfläche der Rohrmischnahtverbindung. Die numerischen Untersuchungen wurden an zwei FE- Modellen, einem 3D und einem rotationssymmetrischen Modell, durchgeführt. Diese Simulationsvariation wurde zur Klärung des Modellierungseinflusses auf die resultierenden Eigenstressungsverläufe gewählt, da dies ein wesentlicher Entscheidungsfaktor bei der Kostenplanung einer numerischen Simulation darstellt.

Die Eingabe der Materialdaten wurde entsprechend dem Berechnungsablauf in zwei Blöcke, den thermo- metallurgischen und den thermo- mechanischen, aufgeteilt. Diese enthalten die temperatur- und phasenabhängigen physikalischen und mechanischen Kennwerte. Das Umwandlungsverhalten des martensitischen 9% Cr- Stahls wurde durch das jeweilige ZTU- Diagramm berücksichtigt und basiert bei der numerischen Simulation auf dem Modell von Koistinen- Marburger (vgl. 3.1.3).

Die Eingabe der bewegten Wärmequelle wurde als halbovaloide Verteilung programmiert, deren geometrische Randpunkte aus einem metallurgischen Schliff der realen Naht entnommen wurden. Basierend auf den Temperaturfeldern nach der Kalibrierung der Wärmequelle für den 3D- Fall, wurden für die Eingabe des Temperatur- Zeit- Verlaufs für die rotationssymmetrische Simulationsvariante jeweils die Abschnitte 'Aufheizen', 'Halten' und 'Abkühlen' ermittelt und eingegeben.

An der untersuchten, nicht wärmebehandelten Rohrschweißverbindung wurden die Eigenstressungskomponenten in axialer und in Umfangsrichtung ermittelt. Die Darstellung der Eigenstressungen für den Fall des rotationssymmetrischen Ansatzes ist für die axialen Eigenstressungen durchgeführt worden.

Bei der Gegenüberstellung der Ergebnisse für den Fall 3D- Rechnungen gegen Messungen, stellen sich bei beiden Winkelpositionen Druckeigenstressungen im austenitischen Rohrteil ein. Im martensitischen Teil sind an der Winkelposition 0° hohe Zugeigenstressungen nahe der Schmelzlinie mit einem anschließenden steilen Abfall in Druckeigenstressungen sichtbar. Die an dieser Stelle vorhandenen Abweichungen zwischen den numerisch und experimentell ermittelten Ergebnissen zeigen den Einfluss von vorhandenen Abweichungen der temperaturabhängigen Materialkennwerte. Die Annahme und Extrapolation der Kennwerte in den Bereichen, die durch Gefügeumwandlung charakterisiert sind, führen während des Aufheizens, aber insbesondere wäh-

rend der Abkühlung (Zunahme der Festigkeit) lokal zu einer ungenauen Beschreibung der mechanischen Eigenschaften der vorhandenen Gefügezonen (γ/α - Gemisch).

Keinen Vorzeichenwechsel zeigen die dargestellten Ergebnisse an der Position 240° . Bei der Interpretation dieser Ergebnisse müssen zwei Argumente berücksichtigt werden.

Zunächst ist zu beachten, dass der gesamte Schweißzusatz nicht augenblicklich aufgetragen wurde, so dass während des gesamten Schweißprozesses lokal unterschiedliche Schrumpfbedingungen vorhanden sind, die durch die Einschnürung des Zylinderumfangs verursacht werden (Nahtlängskontraktion). Ferner folgt, dass sich beim Schweißen der ersten Lage die Querannäherung der Fugen durch den vorhandenen Spalt unbehindert einstellen kann. Bei Erreichen der Startposition bzw. Stopposition ist jedoch, durch den nicht vorhandenen Spalt, keine Annäherung der Fugen mehr möglich, so dass die Querschrumpfung behindert wird. Die resultierenden Eigenstressen beim Schweißen der zweiten Lage werden daher im wesentlichen durch die Schrumpfungshinderung der bereits geschweißten ersten Lage bestimmt. Vorhandene Biegeeffekte, die von der Unsymmetrie der Schweißfuge herrühren, sind hier im Vergleich zur ersten Schweißlage an zweiter Stelle zu nennen. Die Umwandlungsbedingten Schweißeigenstressen im martensitischen Rohrteil und die damit verbundenen Druckeigenstressen verschieben den Eigenstressverlauf, zeigen aber keinen dominierenden Effekt auf.

Der rotationssymmetrische Ansatz zeigt eine gute Übereinstimmung der Ergebnisse mit den experimentell ermittelten sowie mit denen der 3D Simulation an der Winkelposition 240° . Die deutliche Abweichung der Ergebnisse im martensitischen Teil für die Winkelposition 0° verdeutlicht, dass dieser Modellansatz die obengenannten Aspekte Querschrumpfung, vorhandene Biegeeffekte und die lokal unterschiedliche Fugenquerbewegung, insbesondere an der Start / Stopposition, nicht berücksichtigen kann.

5.2 Drahtplattierung einer UP geschweißten Platte aus 20 MnMoNi 5-5

Mechanische und thermische Fertigungsverfahren können in Behältern, wie sie in der chemischen Industrie oder in Kraftwerksanlagen eingesetzt werden, Eigenspannungen hervorrufen, die das Verhalten vorhandener oder postulierter Imperfektionen, wie z.B. Risse, beeinflussen und die Wahrscheinlichkeit eines Risswachstums erhöhen können. Die Kenntnis der Eigenspannungsverteilungen, insbesondere in der Plattierung und im Übergang austenitische Plattierung / ferritische Grundwerkstoff, die maßgeblich durch die unterschiedlichen Wärmeausdehnungen zwischen Plattierung und Grundwerkstoff und durch die Gefügeumwandlung im ferritischen Grundwerkstoff hervorgerufen werden, ist dann von größter Bedeutung, wenn gleichzeitig auch hohe Betriebsbelastungen auftreten.

Im folgenden wurde die Fertigung einer zweilagigen Drahtplattierung auf einer UP geschweißten 20 MnMoNi 5-5 Schweißprobe numerisch simuliert. Durch die sequentielle Betrachtungsweise wurde der Aufbau der resultierenden Eigenspannungen untersucht und der Einfluss von Umwandlungsspannungen auf die resultierenden Eigenspannungen bewertet. Bild 52 zeigt eine Zeichnung der untersuchten Probe. Die Schweißprobe wurde mit angeschweißten Versteifungen versehen, die während des gesamten Plattierungsprozesses, der anschließenden Wärmenachbehandlung und der röntgenographischen Eigenspannungsmessungen angebracht waren. Hierdurch wurde eine maximale Verformungsbehinderung während des Plattierungsvorgangs gewährleistet. Dies entspricht näherungsweise der starren Einspannung beim Plattierungsschweißen eines dickwandigen Behälters.

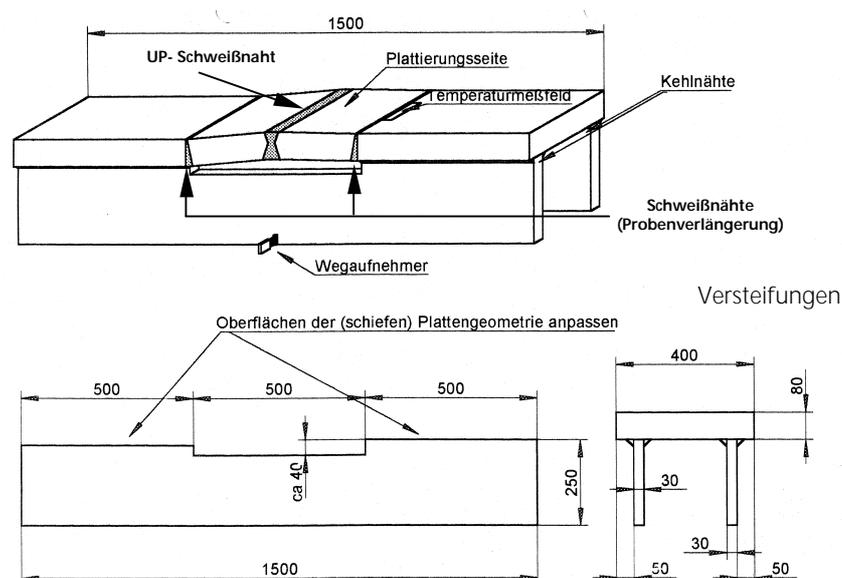


Bild 52 : Geometrie der Schweißprobe

5.2.1 Drahtplattierung

Charakteristisch für dieses Auftragsschweißverfahren ist die Pendelbewegung des zugeführten Auftragwerkstoffes mit definierter Pendel- und Vorschubgeschwindigkeit des Schweißkopfes. Als Schutzgas wird Argon benutzt, das die Plattierungsraupe mit einem Gasschleier vor Einflüssen der Luftatmosphäre schützt, den Lichtbogen stabilisiert und einen günstigen Aufmischungsgrad zwischen der austenitischen Plattierung und dem ferritischen Grundwerkstoff erlaubt. Bild 53 zeigt schematisch die Grundelemente des Plattierungsprozesses am Beispiel einer Plattierungs- Schweißbraupe. Der austenitische Zusatzwerkstoff bildet über den Lichtbogen mit dem Grundwerkstoff einen geschlossenen Stromkreis und wird durch Widerstandserwärmung aufgeschmolzen. Durch die Regelung der Drahtzuführung und Höhenverstellbarkeit der Schweißpistole resultiert eine unabhängige Einstellbarkeit der Aufmischung sowie eine schmale Übergangs- und Wärmeeinflußzone.

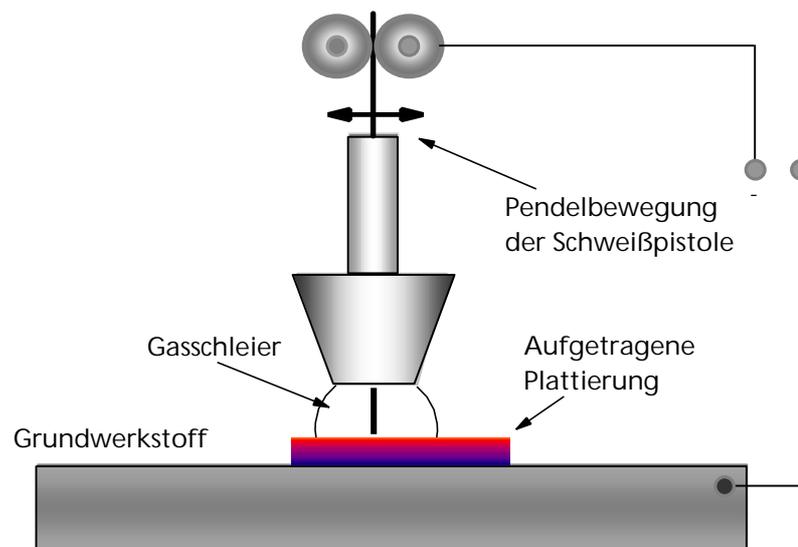


Bild 53 : Prozess der Pendeldrahtplattierung (schematisch)

5.2.2 Temperaturmessungen

Zur Kalibrierung der numerischen Simulation des Wärmeeintrages wurden Temperaturmessungen an 18 definierten Messstellen während einer Drahtplattierung durchgeführt (vgl. Bild 54 und Bild 55). Insgesamt wurden 15 Plattierungsraupen zweilagig geschweißt. Bild 54 zeigt den Plattierungsablauf. Die untere Lage besteht aus acht (u1 bis u8) und die obere aus sieben Plattierungsraupen (o1 bis o7). Vor Plattierungsbeginn wurden neun Bohrungen zur Aufnahme von Thermoelementen in unmittelbarer Nähe der ersten (u1) und der letzten Plattierungsraupe (u8) der ersten Lage angebracht. Der Abstand der Thermoelemente zur ersten Plattierungsraupe

wurde im Vergleich zur letzten größer gewählt, um somit mehr Informationen über die Temperaturverteilung beim Schweißen zu erhalten. Die Bohrungstiefe wurde mit zunehmendem Kantenabstand um einen definierten Betrag ausgehend von 5 mm bis auf zu 40 mm erhöht und erlaubte somit auch Temperaturmessungen in Dickenrichtung der Platte. Die Plattierungsparameter wurden entsprechend der in Tabelle 3a) aufgelisteten Werte eingehalten. Die Bild 54a-c zeigen die Positionierung der Bohrlöcher für die Applikation der Thermoelemente, sowie den sequentiellen Plattierungsablauf. Bild 55 zeigt die Schweißprobe sowie eine Draufsicht des plattierten Bereiches.

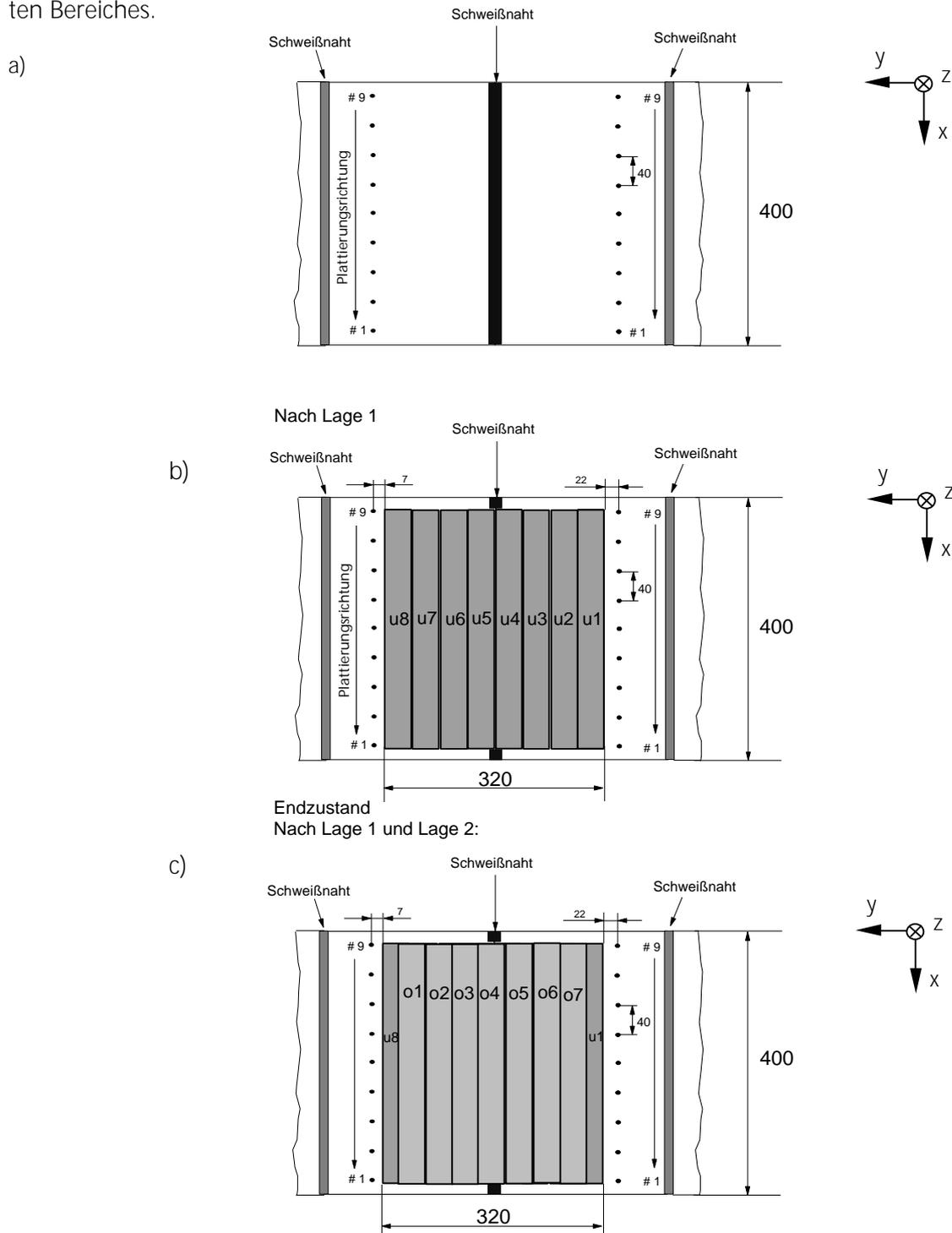


Bild 54 : Ablauf der Drahtplattierung

Tabelle 3 : Eingestellte Prozessparameter

Vorwärmtemperatur	150°C
Zwischenlagentemperatur	200°C
Stromstärke	270 A
Spannung	31 V
Schweißgeschwindigkeit	113 – 120 mm/min
Schutzgas Argon S1	12 l/min
Formiergas	Gasschleier über der Plattierungsraupe
Pendelbreite	40 mm
Pendelfrequenz	36 / min
Raupenüberlappung	5 mm
Zusatzwerkstoff	Thermanit HE RR; Ø 2,5 mm

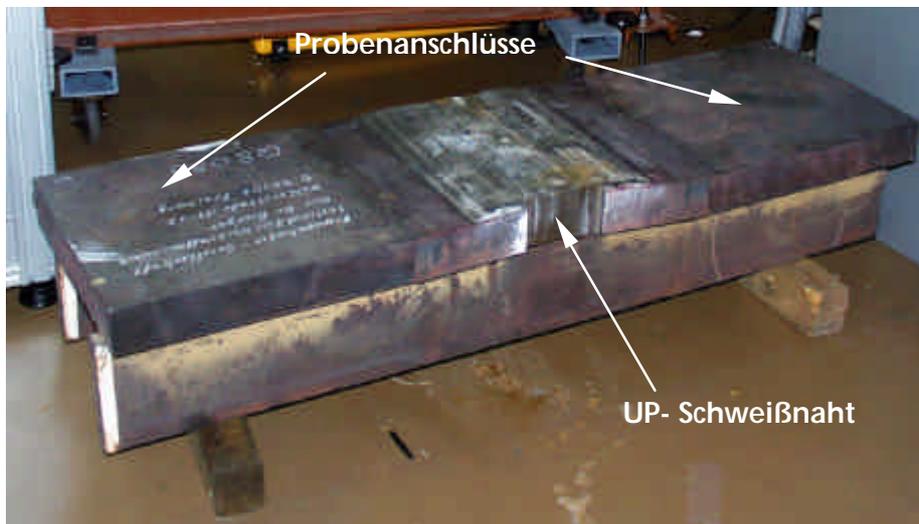


Bild 55 : Plattierte Schweißprobe

Bild 56 zeigt Temperaturverläufe nach der Schweißung der zweiten Plattierungsraupe (u2). Entsprechend der Position (x, z, y = konst.) der Thermoelemente ist der Beginn des Temperaturanstieges für die verschiedenen Thermoelemente/ Messstellen zeitlich verschoben. Je nach Tiefenposition der Thermoelemente ist der Temperatureinfluss der vorherigen Lage unterschiedlich, so dass die Anfangstemperaturen entsprechend variieren. Bild 57 zeigt Temperaturverläufe nach der Schweißung der letzten Plattierungsraupe der ersten Lage (u8). Ein Temperaturhöchstwert von ca. 370° C wird von Thermoelement Th.1 aufgezeichnet. Die maximal gemessenen Temperaturen und die Anstiegszeiten der einzelnen Kurven während der Aufheiz- und Abkühlzeiten nehmen mit zunehmender Bohrlochtiefe ab.

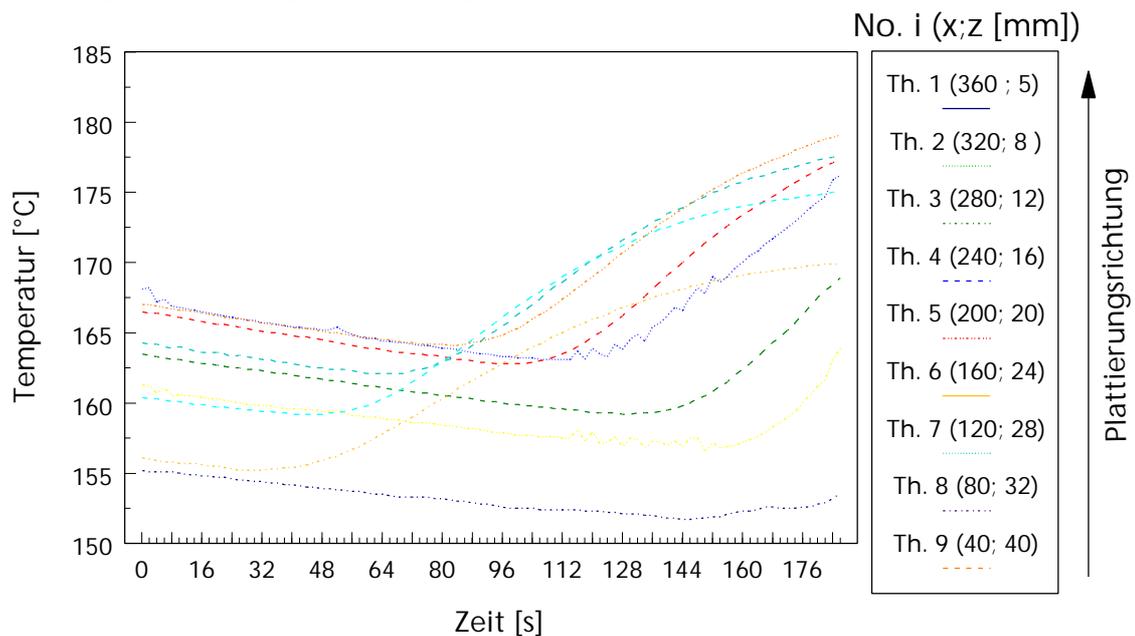


Bild 56 : Temperaturverläufe nach der Schweißung der zweiten Plattierungsraupe

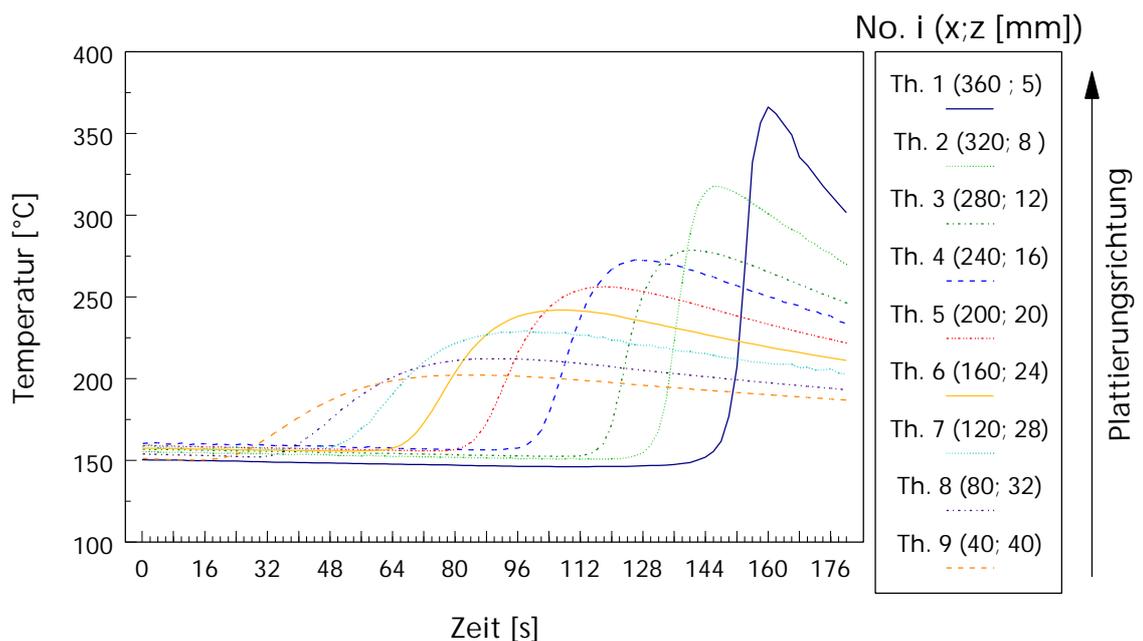


Bild 57 : Temperaturverlauf nach der Schweißung der letzten Plattierungsbahn der ersten Lage

5.2.3 Das FE- Modell der plattierten Schweißprobe

Die numerische Untersuchung der drahtplattierten Schweißprobe basiert auf einem 2D Modell, das einen beliebigen Querschnitt der Schweißprobe auf der Grundlage eines ebenen Dehnungszustandes beschreibt. Die Wärmeausbreitung wurde in Längsrichtung als konstant angenommen. Das Modell besteht aus 1182 quadratischen Elementen und 3745 Knoten und wurde in den Bereichen des Werkstoffübergangs Austenit/ ferritischer Grundwerkstoff mit Elementen einer Kantenlänge von jeweils 1 X 1,5 mm diskretisiert. Für die restliche Geometrie wurde, mit wachsendem Abstand zu den durch den thermischen Wärmeeintrag bedingten Einflusszonen, eine grobe Elementierung gewählt. Die 15 Lagen wurden im Vorfeld diskretisiert und erhielten sequentiell, d.h. pro Raupenauftrag, ihre temperatur- und phasenabhängigen physikalischen bzw. mechanischen Werkstoffkennwerte. Die Wirkung der angeschweißten Versteifungen wurde durch Sperrung der translatorischen x-Komponente simuliert. Bild 58 zeigt die vernetzte Schweißprobe als 2D Modell sowie den plattierten Bereich. Die UP- Verbindungsnaht wurde nicht modelliert.

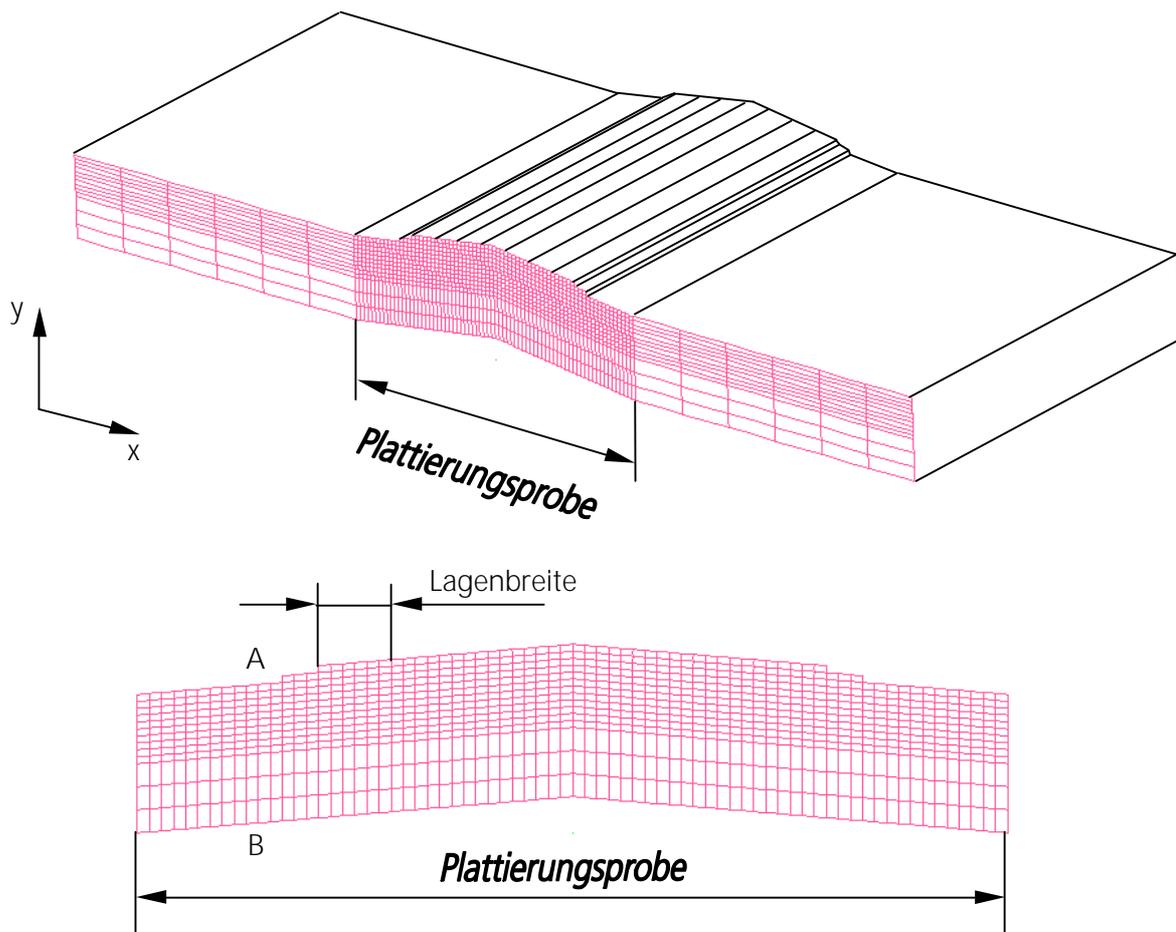


Bild 58 : FE- Modell der plattierten Schweißprobe

5.2.4 Anpassung der Temperatur- Zeit Verläufe

Anhand der durchgeführten Temperaturmessungen während des Plattierungsvorgangs war es möglich, den charakteristischen Temperatur- Zeit- Verlauf für die Simulation einzugeben. Beginnend mit der Eingabe der Streckenenergie auf der Basis der in Tabelle 3 beschriebenen Größen für Stromstärke, Spannung und Vorschubgeschwindigkeit konnte der Temperaturverlauf durch Umrechnung der Streckenenergie in eine zeitlich variierende volumenbezogene Wärmeleistung QR (siehe Gleichung 4-1) dem gemessenen Verlauf angeglichen werden.

$$E = \frac{1}{2}(t_2 + t_3 - t_1) \cdot S \cdot H \cdot QR \quad (5-1)$$

- E : Streckenenergie [J/mm]
 t₁, t₂, t₃ : Zeitvariablen [s]
 S : Fläche der wirkenden Streckenenergie (hier die jeweiligen Lagen) [mm²]
 H : Dicke des Modellquerschnittes [mm]
 QR : Volumenbezogene Wärmeleistung [W/mm³]

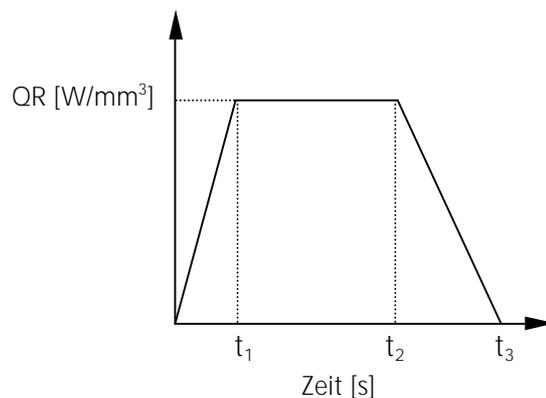


Bild 59 : Eingegebener Energie- Zeit- Verlauf

Die Zeitvariablen t₁, t₂, t₃, sowie die volumenbezogene Wärmeleistung QR wurden bei jeder resultierenden Abweichung der Temperaturverläufe neu eingegeben bis die berechneten und gemessenen Temperaturgradienten während der Aufheiz- und Abkühlphase annähernd gleiche Werte aufwiesen. In Bild 60 ist der berechnete Temperatur- Zeit- Verlauf dargestellt.

Für den berechneten Verlauf in 8 mm Bohrtiefe wurde ein Abkühlungsgradient von $1,45 \text{ °C/s}$ bestimmt. Dieser stimmt gut überein mit der an der entsprechenden Position gemessenen Abkühlkurve ($1,65 \text{ °C/s}$).

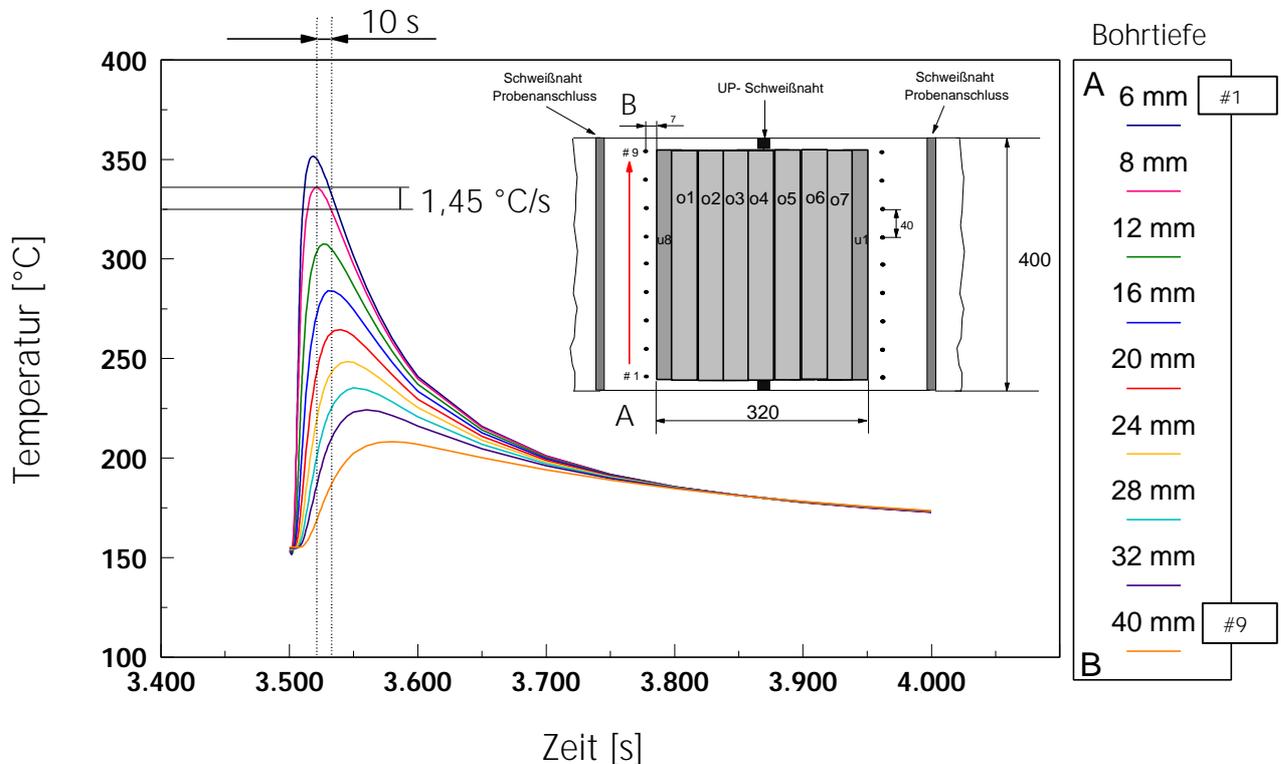


Bild 60 : Berechnete Temperaturverläufe bestimmt für gleiche Positionen wie gemessene Temperaturen

5.2.5 Materialdaten

Die temperatur- und phasenabhängigen physikalischen Daten für die Berechnung der Temperaturfelder und Gefügeverteilung wurden aus [73] für die untersuchten Werkstoffe der Schweißprobe übernommen und für die numerische Berechnung im Temperaturbereich 800 °C bis Schmelztemperatur erweitert.

Bild 61 zeigt den Verlauf der Wärmeleitfähigkeit für den Grundwerkstoff 20 MnMoNi 5-5 und die austenitische Plattierung. Von Raumtemperatur bis zur Gefügeumwandlung nimmt die Wärmeleitfähigkeit des ferritischen Grundwerkstoffs nahezu linear ab, was dem typischen Verlauf eines unlegierten bzw. niedriglegierten Stahls im betrachteten Temperaturbereich entspricht.

Die Gitterumwandlung von krz- zum kfz- Gitter bewirkt, dass mit ansteigender Temperatur, ausgehend vom Temperaturbereich (A_{c1} - A_{c3}), die Wärmeleitfähigkeit entsprechend eines austenitischen Werkstoffs zunimmt, und somit den Kennwerten des plattierten Werkstoffs gleichgesetzt wird.

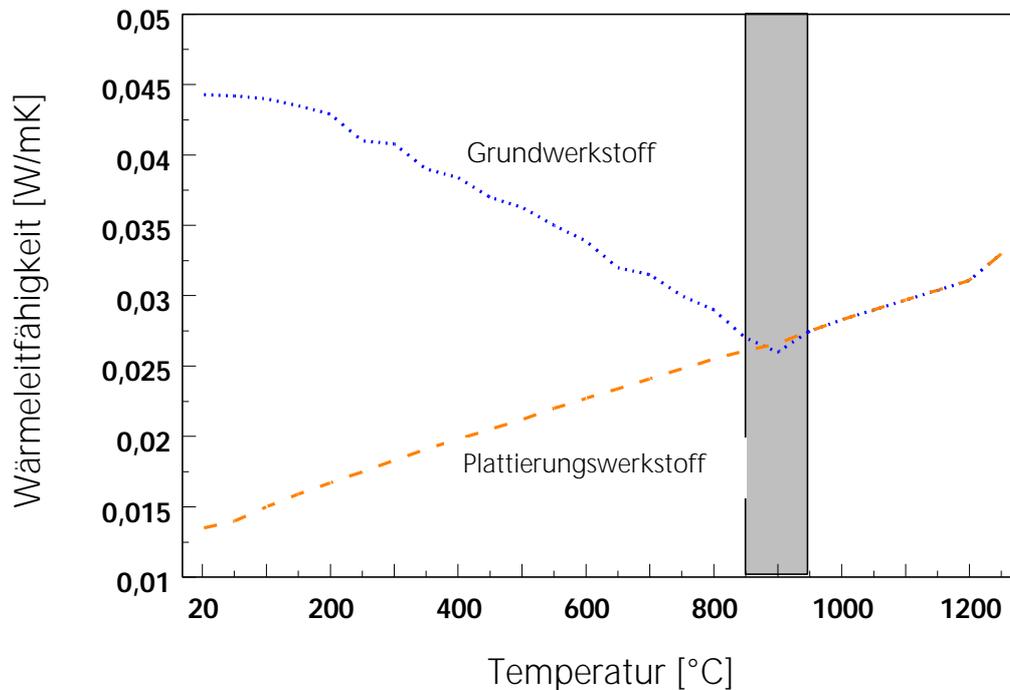


Bild 61 : Wärmeleitfähigkeit des Grundwerkstoffes 20 Mn Mo Ni 5-5 und der austenitischen Plattierung

Für das Umwandlungsverhalten des Grundwerkstoffes wurde aus [21] ein SZTU Diagramm eines ähnlichen Stahls eingegeben, der sich in der chemischen Zusammensetzung durch einen erhöhten Si Gehalt, im Vergleich zum Grundwerkstoff 20 MnMoNi 5-5 der Schweißprobe unterscheidet. Der ferritisch / perlitische Bereich bildet sich im Falle des ausgewählten Umwandlungsdiagramms bei etwas höheren Temperaturen, wird aber nicht zu früheren Zeiten verschoben.

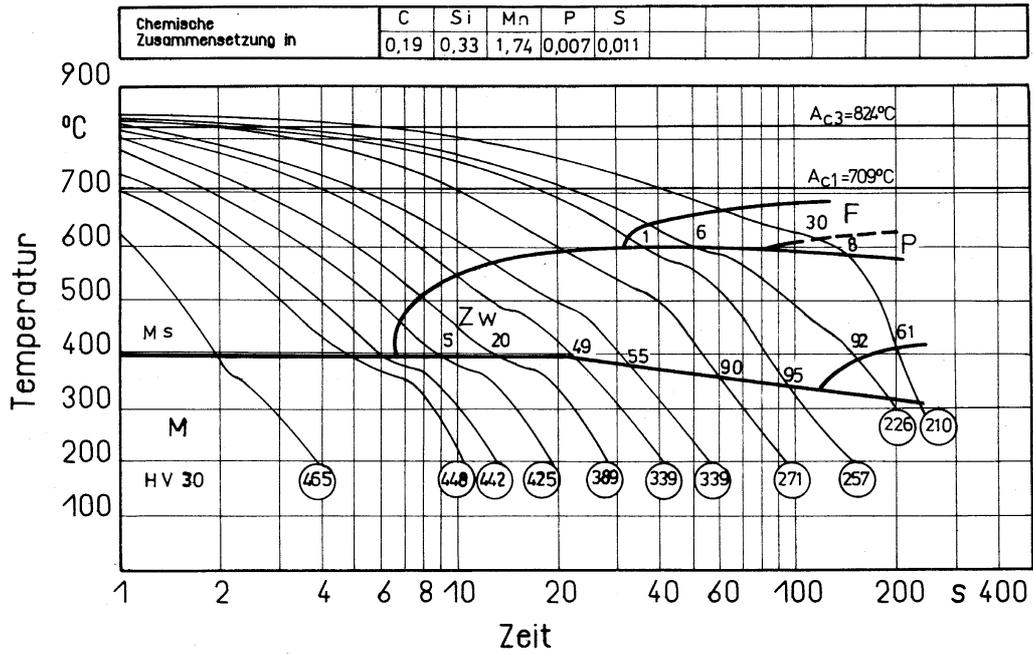


Bild 62 : SZTU Diagramm für einen ferritischen Stahl (C = 0,20; Si = 0,30; Mn = 1,75) [21]

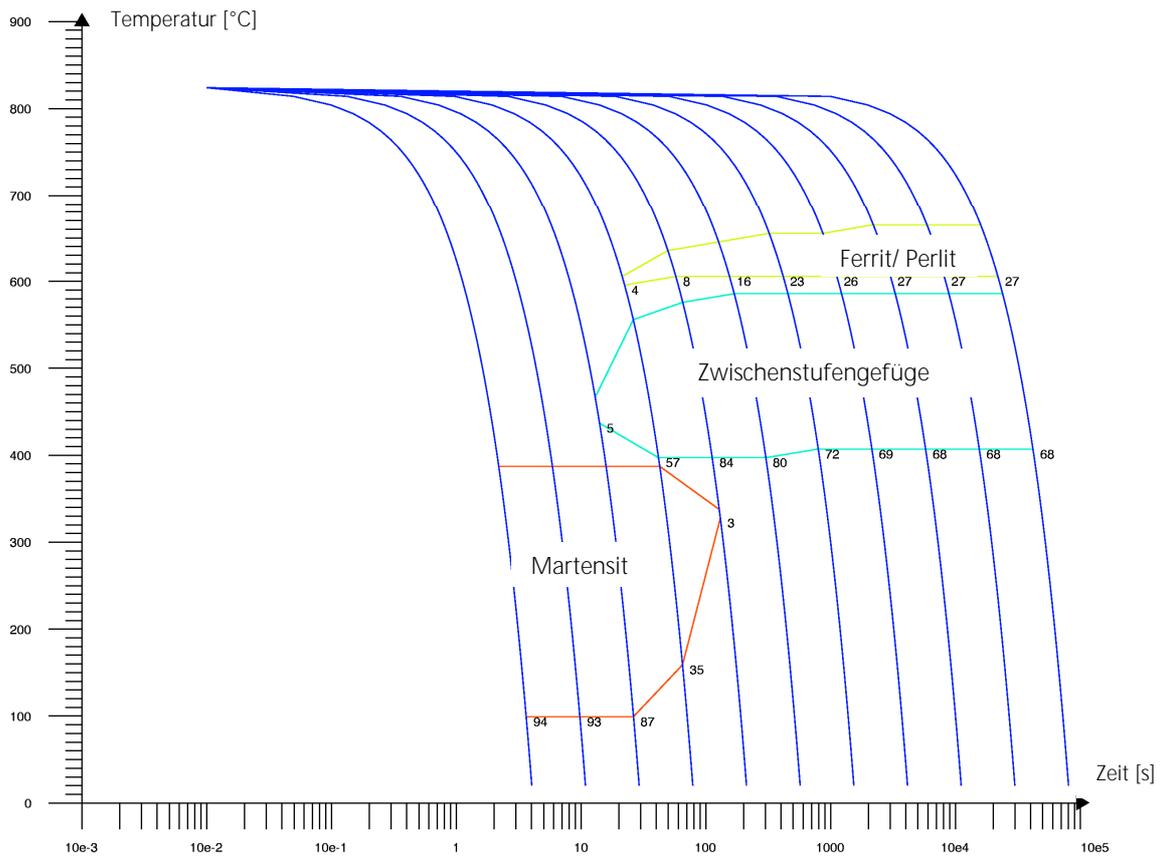


Bild 63 : Berechnetes SZTU Diagramm für einen ferritischen Stahl (C = 0,20; Si = 0,30; Mn = 1,75)

Die temperaturabhängigen Verläufe der spez. Wärmekapazität und der Dichte des Grundwerkstoffs und der austenitischen Plattierung wurden aufgrund der geringen Unterschiede jeweils denen des martensitischen/ ferritischen Werkstoffs und denen des austenitischen Werkstoffs aus dem Berechnungsbeispiel „Rohrmischverbindung“ (vgl. Kap. 5.1.3) gleichgesetzt.

Die Eingabe der thermischen Dehnungen wird für den Grundwerkstoff durch die Aufteilung in die vier entstehenden Gefügebereiche austenitisierter Grundwerkstoff, Ferrit, Zwischenstufengefüge und Ausgangswerkstoff charakterisiert. Dabei wurden für die Phasenanteile mit krz- bzw. kfz- Gitterstruktur die gleichen Werte entsprechend der verschweißten Werkstoffe aus der Rohrmischnahtsimulation eingegeben. Für die temperaturabhängigen Verläufe der Streckgrenzen wurden die in Bild 64 dargestellten Werte eingegeben.

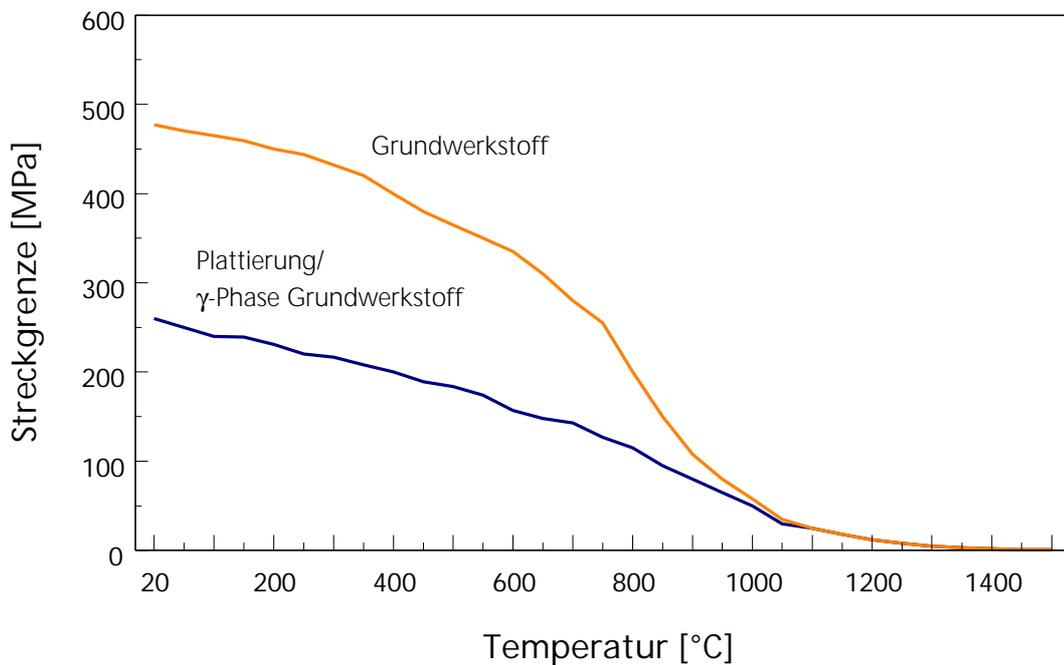


Bild 64 : Temperaturabhängiger Streckgrenzenverlauf des Grund- und Plattierungswerkstoffs

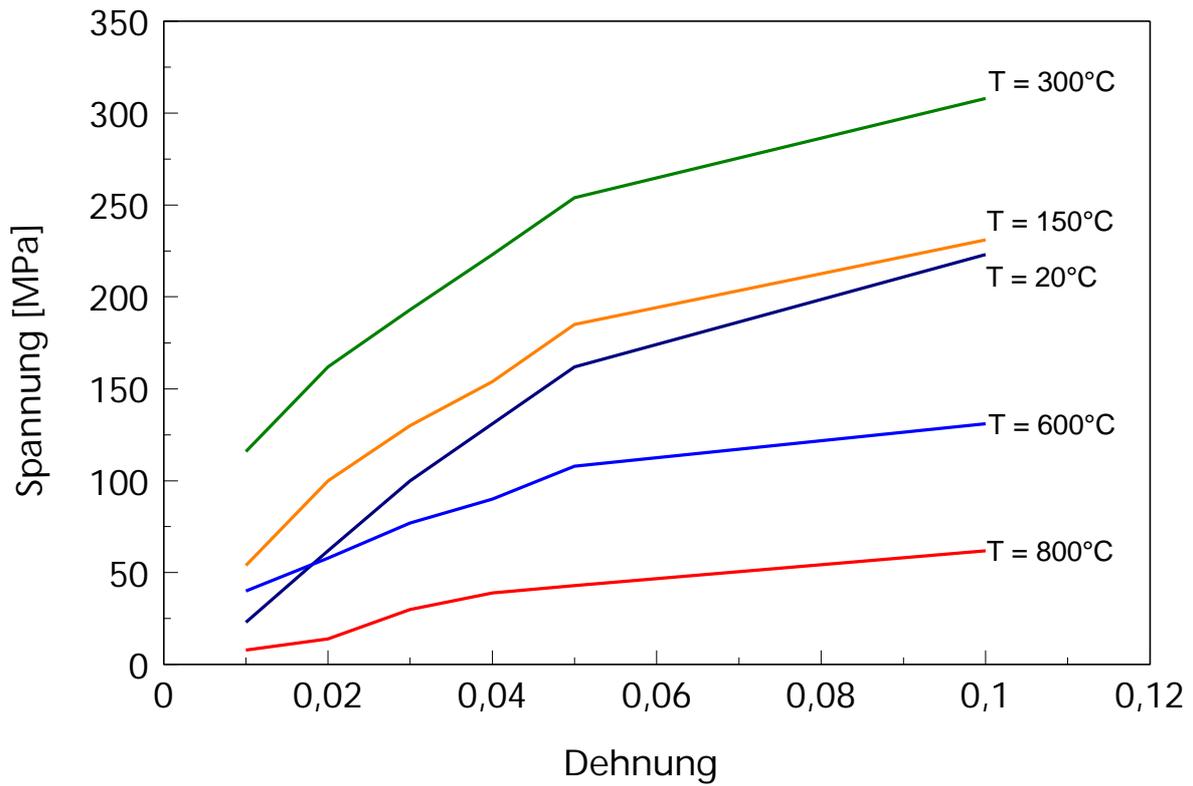


Bild 65 : Temperaturabhängige Verfestigungskurven des Grundwerkstoff

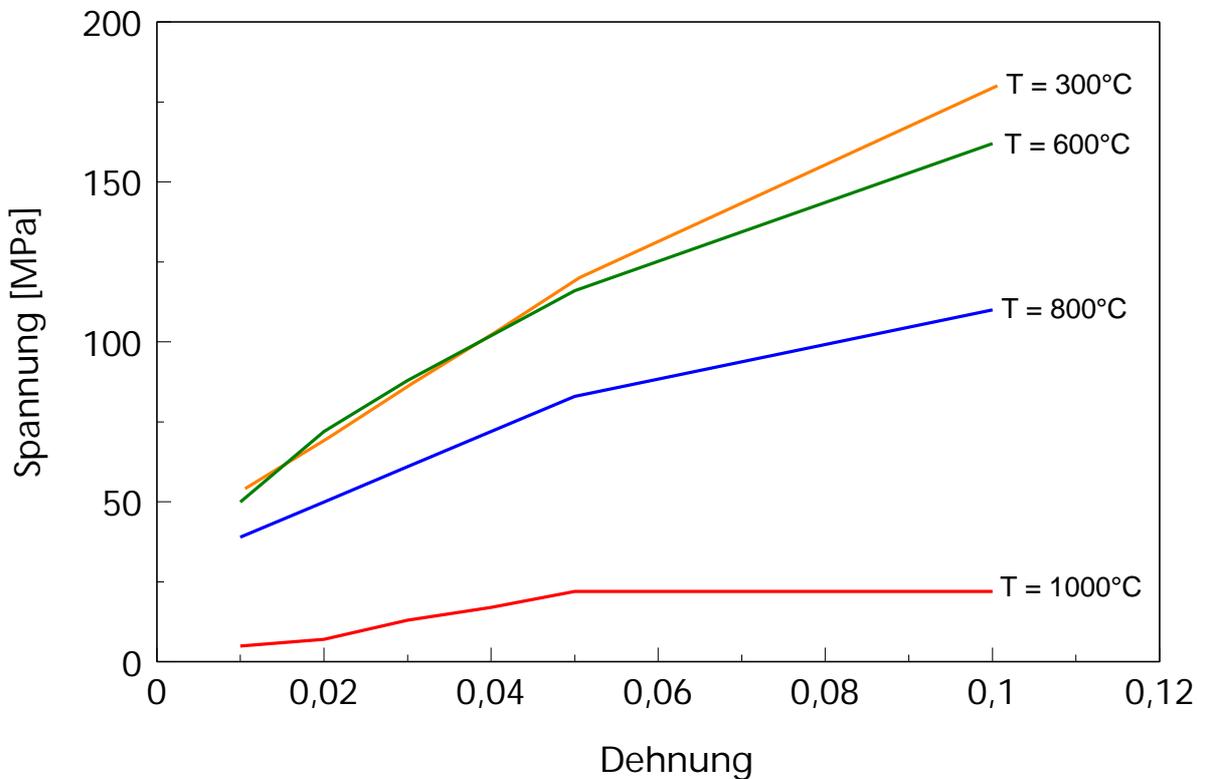


Bild 66 : Temperaturabhängige Verfestigungskurven der austenitischen Plattierung

5.2.6 Numerische Simulation

Um ein besseres Verständnis für die aus dem Auftragsschweißen resultierenden Eigenstressungen zu ermöglichen, soll deren Entstehung schrittweise anhand eines Modells dargestellt werden. Bild 67 zeigt den Plattierungsvorgang schematisch. Auf der linken Seite ist der Vorgang mit und auf der rechten Seite ohne Gefügeumwandlung dargestellt. Die Eigenstressentwicklung wird entsprechend dem Prozess der Auftragsschweißung in den Teilabschnitten „Aufheizen“, „Abkühlen“ und „Raumtemperatur“ betrachtet.

Für den Fall ohne metallurgische Umwandlung entstehen zunächst, bedingt durch den Aufheizevorgang, Druckeigenstressungen im Grundwerkstoff in unmittelbarer Nähe des Werkstoffübergangs. Bei Abkühlung, die hier über die gesamte Schweißbraupe gleichmäßig angenommen wird, schrumpft die austenitische Plattierung stärker als der darunter liegende ferritische Grundwerkstoff, so dass die Plattierung unter Zug und der angrenzende ferritische Grundwerkstoff unter Druckeigenstressungen gebracht werden. Durch die mit sinkender Temperatur zunehmende Warmstreckgrenze, die bei der austenitischen Plattierung in jedem Temperaturbereich niedriger ist als die des ferritischen Grundwerkstoffs, kann es zu Plastifizierung (Verlängerung durch Zugbelastung) im Plattierungswerkstoff kommen. Bei nachfolgender Abkühlung gerät die Plattierung unter Druck und der angrenzende Grundwerkstoff unter Zugeigenstressungen. Ohne Berücksichtigung von Plastifizierungsvorgängen stellen sich bei Erreichen der Raumtemperatur in der Plattierung Zugeigenstressungen ein, welche im Gleichgewicht mit den Druckeigenstressungen im Grundwerkstoff stehen. Die Plastifizierung führt somit zu einer Reduktion bzw. zu einem Vorzeichenwechsel der Spannungen in den jeweiligen Werkstoffbereichen.

Für die Betrachtungsweise mit Metallurgie laufen während der Aufheiz- und der Abkühlphase unmittelbar nach dem Aufheizevorgang die gleichen Vorgänge, wie für den Fall ohne Berücksichtigung der Gefügeumwandlung im Grundwerkstoff, ab. Der wesentliche Unterschied zeigt sich jedoch im Temperaturbereich, in dem bedingt durch die Gefügeumwandlung im Grundwerkstoff (vgl. dazu auch Bild 18) zusätzlich Druckeigenstressungen aufgrund der Volumenzunahme bei der Umwandlung vom γ - zum α -Gitter überlagert werden. Die Umwandlung führt, bei einer Betrachtungsweise ohne Plastifizierung im Vergleich zu den Vorgängen ohne Metallurgie zu erhöhten Druckeigenstressungen im Grundwerkstoff, die durch Zugeigenstressungen in der Plattierung gestützt werden. Im Falle einer plastischen Verformung, führt der Einfluss der Umwandlung zu erhöhten Druckeigenstressungen im Werkstoffübergang und somit zu einer höheren Plastifizierung der austenitischen Plattierung.

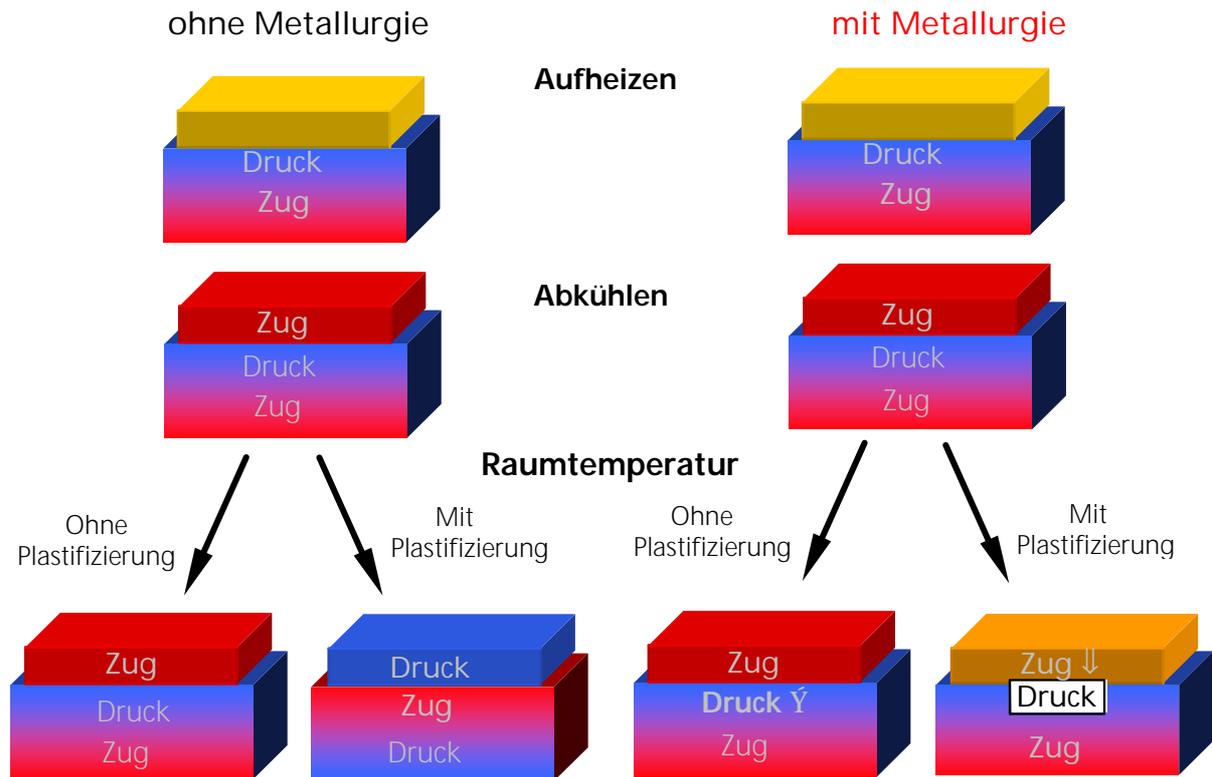


Bild 67 : Prinzipielle Darstellung der Eigenspannungsentwicklung während des und nach dem Auftragschweißen mit und ohne Einfluss von Umwandlungsvorgängen im Grundwerkstoff

Zur Charakterisierung der resultierenden Eigenspannungen in der wärmebehandelten Plattierungsprobe, wurde die Entwicklung der Quereigenspannungen nach dem Auftrag der ersten sowie der zweiten Lage der Plattierung numerisch simuliert. Ferner wurde der Einfluss der Gefügemwandlung und der Wärmenachbehandlung untersucht. Um den lokalen Mehrlageneffekt durch die Überlappung der Lagen untersuchen zu können, wurden Verläufe ausgehend vom einem Raupenmittenbereich bis zum nächsten Überlappungsbereich definiert. Die Eigenspannungsgradienten innerhalb einer Schweißbraupe, im Übergangsbereich Plattierung/ Grundwerkstoff sowie in der WEZ werden dargestellt (Bild 68).

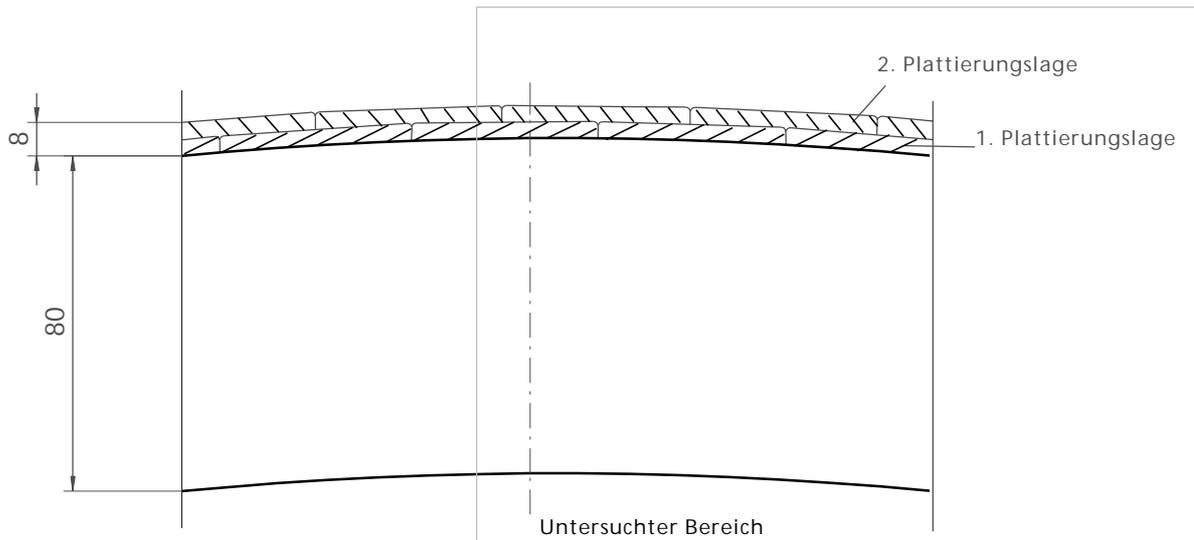


Bild 68 : Untersuchter Bereich für die Darstellung der Quereigenspannungsverteilung während des Plattierungsprozesses

5.2.6.1 Quereigenspannungen nach der ersten Schweißlage mit Metallurgie

In Bild 69 erkennt man die vier Positionen für die die Quereigenspannungsverläufe betrachtet werden, sowie die entsprechenden Spannungsverläufe. Das Spannungsbild zeigt die Verteilung der Quereigenspannungen nach der Schweißung der vierten Raupe der ersten Lage. In den Bereichen Raupenmitte liegen erhöhte Zugeigenspannungen im Grundwerkstoff (rote Bereiche) vor, die jeweils in Richtung Überlappbereiche eine Reduzierung erfahren. Um die auftretenden Spannungsgradienten bewerten zu können, wurden vier Quereigenspannungsverläufe beginnend bei Raupenmitte der zweiten Raupe (U2) bis hin zum Überlappbereich der zweiten und dritten Raupe (U2/ U3) untersucht.

Die Quereigenspannungen entlang der Linie 1 (Raupenmitte U2) weisen im plattierten Werkstoff sehr geringe Werte auf und gehen in der WEZ in Druckeigenspannungen um die 160 MPa über. Mit zunehmenden Abstand von der Schmelzlinie folgt eine stetige Spannungszunahme mit Vorzeichenwechsel bis zu einem Spannungswert von 400 MPa. Der weitere Spannungsverlauf ist für alle ermittelten Kurvenverläufe durch eine mit zunehmendem Abstand von der Plattierungsoberkante auftretende Abnahme der Spannungswerte und einen Übergang in den Druckeigenspannungsbereich charakterisiert. Im weiteren Verlauf reduzieren sich die Spannungswerte auf vernachlässigbar geringe Werte. Ähnliche Quereigenspannungsverläufe wurden entlang der Linien 2 und 3 ermittelt, zeigen jedoch im Grundwerkstoff ein geringeres Zugeigenspannungsniveau und sind jeweils zum Werkstoffübergang hin verschoben. Entlang der Linie 4 (Überlappbereich U2/U3) wurden Druckeigenspannungen von 100 MPa in der Plattierung ermittelt. Der weitere Verlauf ist im Vergleich zu den vorangegangenen Kurven durch eine stetige Spannungszunahme in

der WEZ charakterisiert, die an dieser Stelle des Überlappbereichs die geringste Breite besitzt (vgl. Bild 71). Im Abstand von 15 mm von der Plattierungsoberkante werden Zugeigenspannungen im Grundwerkstoff um 200 MPa erreicht. Der weitere Verlauf pendelt sich mit zunehmenden Abstand auf vernachlässigbare Werte ein.

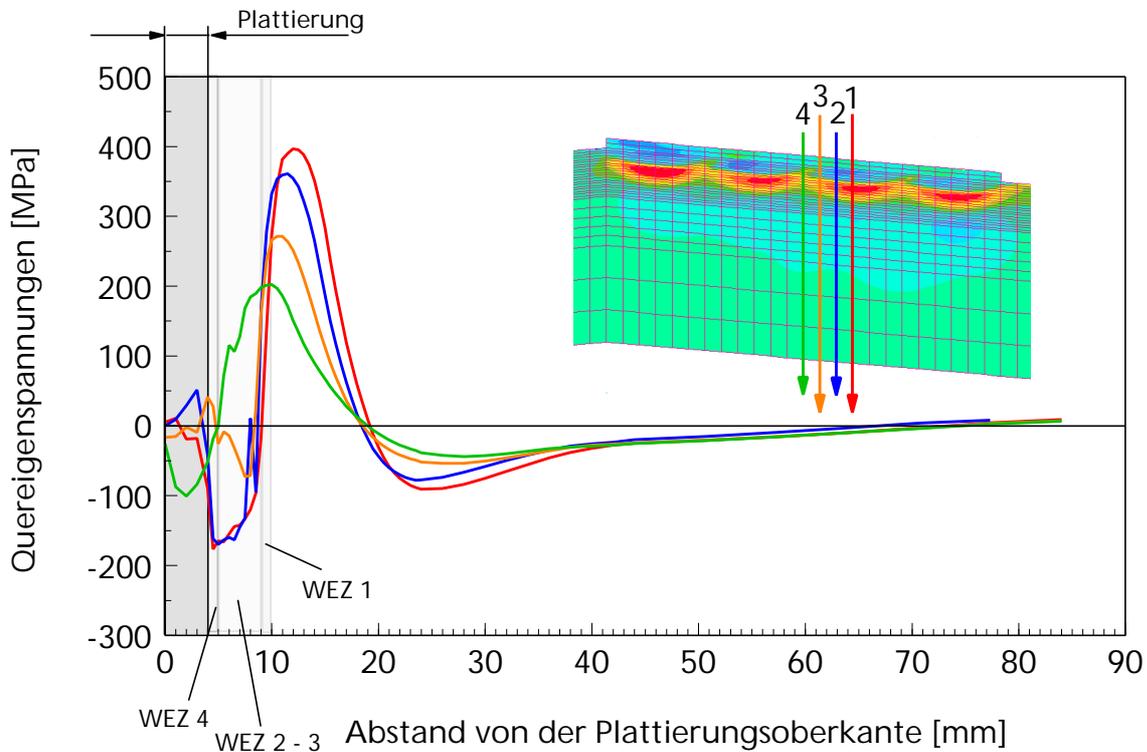


Bild 69 : Quereigenspannungsverlauf nach Schweißung der ersten Lage

Vergleicht man den ersten (Linie 1) und letzten (Linie 4) Verlauf, so wird der Einfluss der Gefügewandlung auf das Quereigenspannungsniveau deutlich. Um eine Korrelation zwischen diesen Quereigenspannungsverläufen und den thermisch bedingten Gefügewandlungen zu bekommen, wird in Bild 70 der Verlauf der Isothermen dargestellt. Es ist der Temperaturbereich $T > A_{C1}$ ($A_{C1} \approx 750^\circ\text{C}$) unmittelbar vor Beginn der Abkühlung einer Schweißbraupe zu beachten, der zu diesem Zeitpunkt die Breite der WEZ darstellt. Bild 71 zeigt die berechnete WEZ nach der Schweißung der ersten Lage. Erkennbar ist eine wellenförmige Form der WEZ, die in den Überlappbereichen 2 mm (WEZ 4) und in den Bereichen Raupenmitte eine Breite von ca. 6 mm (WEZ1-3) aufweist, und in guter Korrelation mit den Abmessungen der realen sichtbaren WEZ (vgl. Bild 72) steht. Vergleicht man die Quereigenspannungsverläufe entlang der Linie 1 und der Linie 4 unter Berücksichtigung der unterschiedlichen Breiten der Wärmeeinflusszonen (vgl. Bild 69), so wird der Beitrag der Druckeigenspannungen bedingt durch die Umwandlung deutlich, der sich auch in den Abmessungen der Druckeigenspannungsbereiche in der WEZ widerspiegelt.

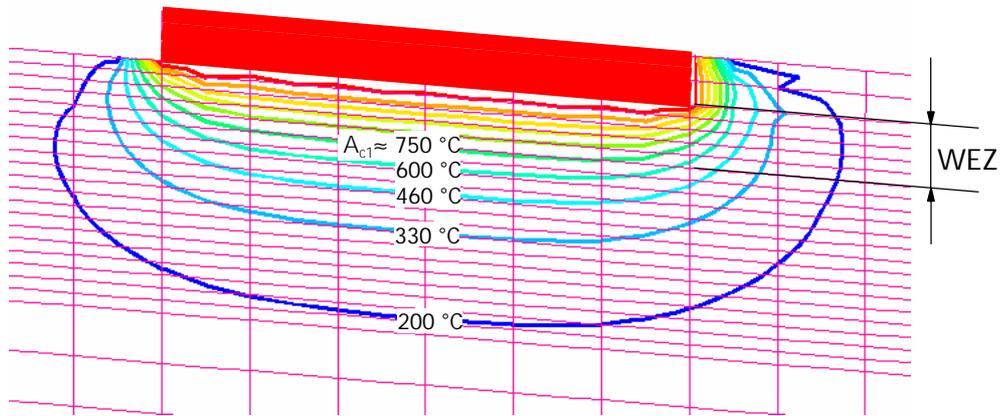


Bild 70 : Temperaturfeld unmittelbar nach der dem Aufheizvorgang durch Schweißen

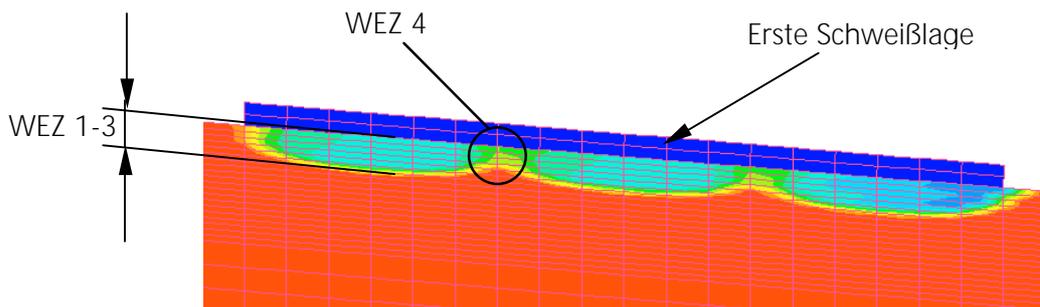


Bild 71 : Numerisch berechnete Wärmeeinflusszone nach der ersten Lage

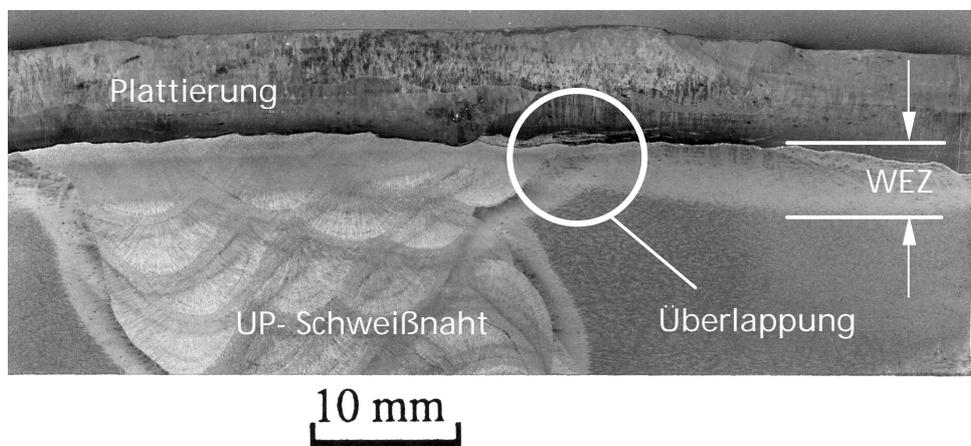


Bild 72 : Metallographischer Schliff der schweißplattierten Probe

Der Verlauf entlang der Linie 4 wird weniger durch die Effekte der Gefügeumwandlung beeinflusst, sondern wesentlich durch den Einfluss der ungleichmäßigen Abkühlung der aufgetragenen Plattierungsraupe bestimmt. Bild 73 zeigt das sich einstellende Temperaturfeld bei der Schweißung der zweiten Plattierungsraupe zu vier verschiedenen Zeiten, unmittelbar nach dem Schweißen und bis 60s nach Abkühlungsbeginn.

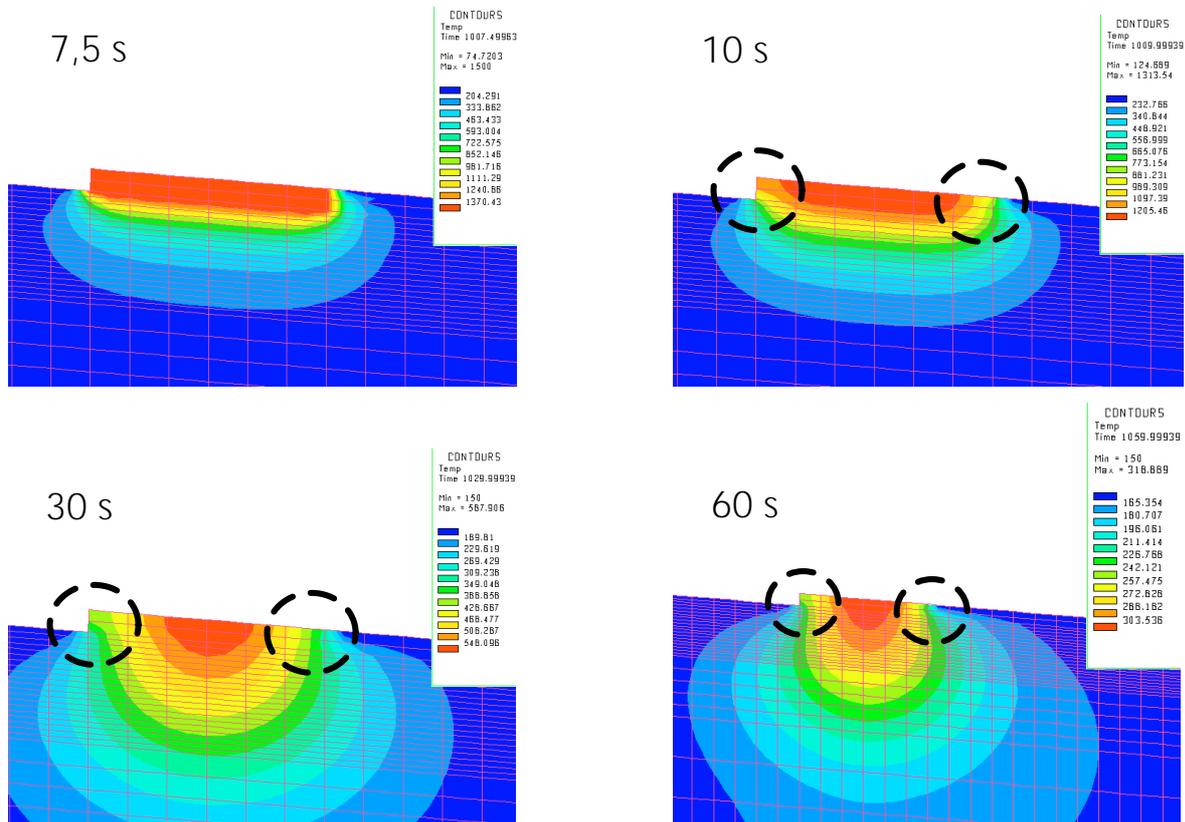


Bild 73 : Temperaturfelder nach 7,5s (Beginn Abkühlung), 10s, 30s, 60s

Die Randbereiche der Schweißraupe kühlen schneller ab, so dass der A_{C1} - A_{C3} Temperaturbereich im Grundwerkstoff an diesen Stellen geringere Abmessungen annimmt, als im Rauhenmittebereich. Dies hat zur Folge, dass der Verlauf der Eigenspannungen örtlich durch den Anteil an schrumpfbedingten Eigenspannungen stärker beeinflusst wird als durch die umwandlungsbedingten Eigenspannungen.

5.2.6.2 Quereigenspannungen nach der ersten Schweißlage ohne Metallurgie

Der Einfluss der Gefügeumwandlung auf die Quereigenspannungsverteilung nach dem Plattierungsvorgang der ersten Lage wird in Bild 74 dargestellt. Die Verläufe zeigen in Bereichen der Plattierung und der WEZ eine Verschiebung des gesamten Spannungsniveaus in Richtung Zugei-

genspannungen. Weiterhin ist im Grundwerkstoff eine Verschiebung der Spannungsmaxima in Richtung Werkstoffübergang erkennbar, die verglichen mit der Simulationsrechnung mit Metallurgie einer Verschiebung um die Breite der berechneten WEZ entspricht.

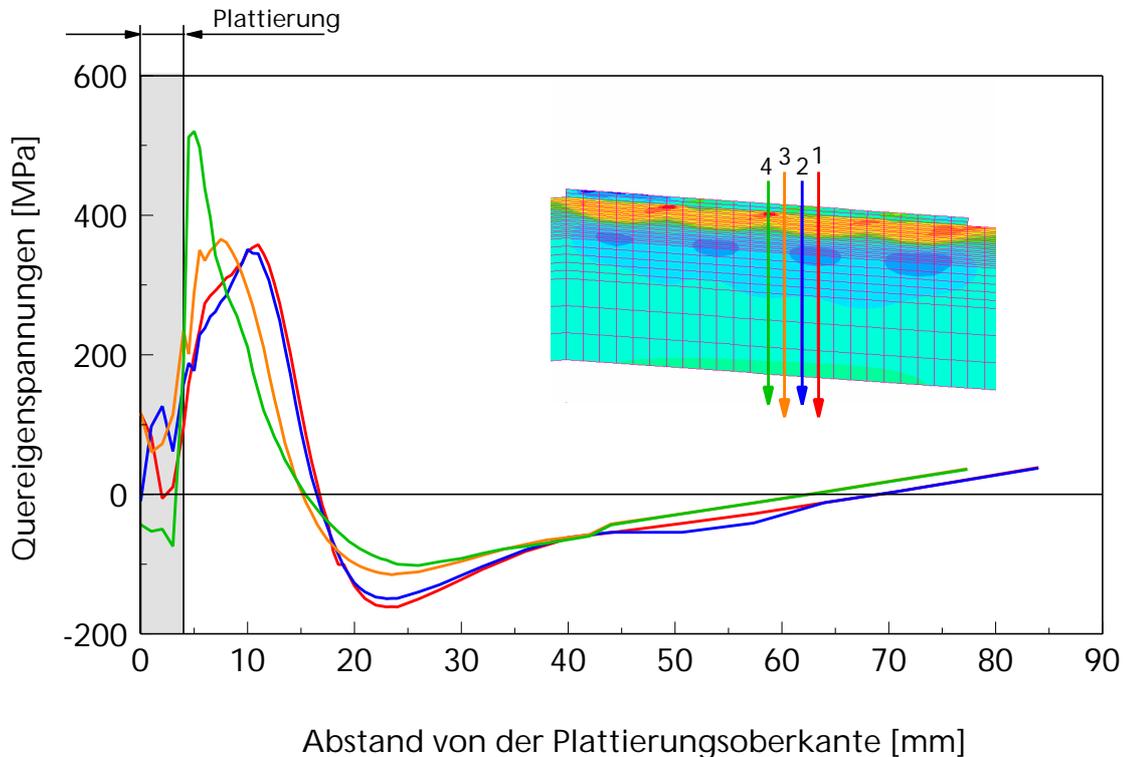


Bild 74 : Berechnete Quereigenspannungsverteilung in den Bereichen Raupenmitte U2 (zweite Schweißraupe) bis Überlapp U2 /U3 ohne Einfluss der Gefügeumwandlung

Der Verlauf der Linie 4 zeigt auch hier den Einfluss der ungleichmäßigen Abkühlung der Schweißraupe. Auffällig ist der steile Anstieg im Bereich des Werkstoffübergangs von Druckeigenspannungen in Zugeigenspannungen um 500 MPa, so dass an dieser Stelle der Grundwerkstoff plastisch verformt wird und sich lokal positive plastische Dehnungen einstellen (siehe Bild 75).

Betrachtet man die resultierenden plastischen Dehnungen der Simulation ohne Gefügeumwandlung und vergleicht diese mit der Simulationsrechnung mit Gefügeumwandlung im ferritischen Grundwerkstoff, so zeigt sich auch hier in Korrelation mit den jeweils ermittelten Quereigenspannungen eine Verschiebung der Werte in negative Richtung bedingt durch die Phasenumwandlung.

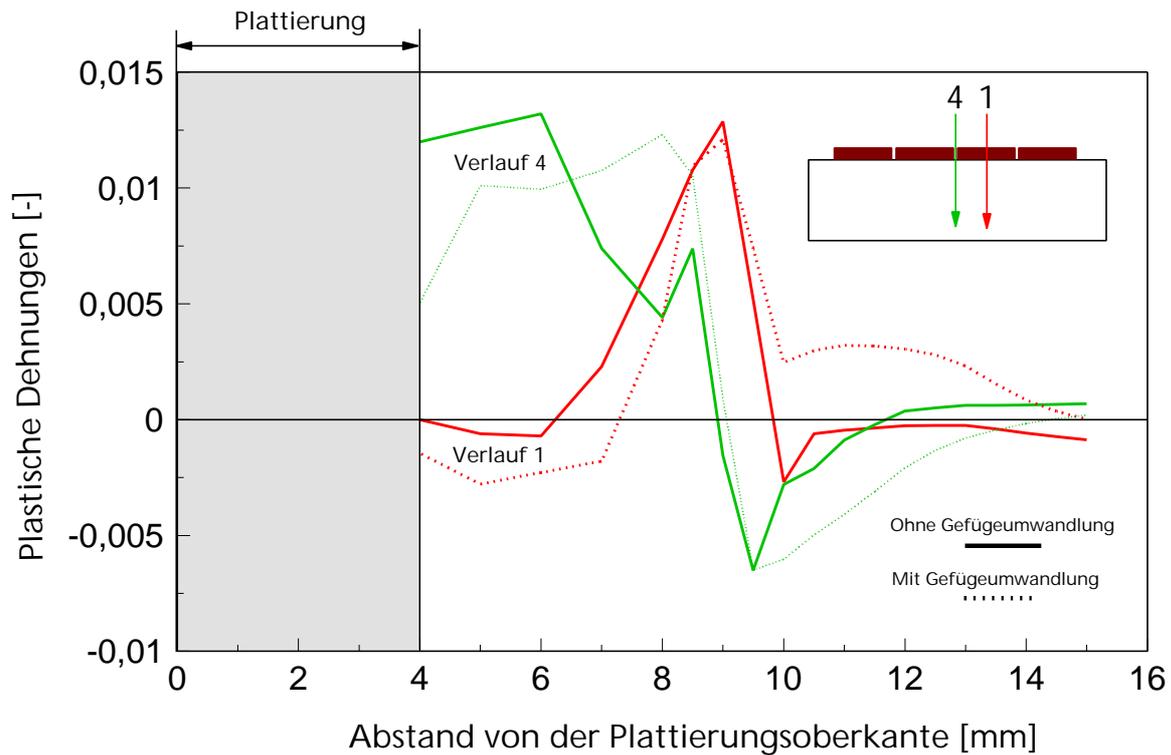


Bild 75 : Vergleich der simulierten plastischen Dehnungen nach der Schweißung der ersten Lage im Bereich Raupenmitte U2 und Überlapp U2/U3 mit und ohne Gefügeumwandlung

5.2.6.3 Quereigenspannungen nach der zweiten Schweißlage

Die Simulation der zweiten Plattierungslage erfolgte wie in Bild 54c dargestellt. Die numerische Untersuchung wurde unter Berücksichtigung der Gefügeumwandlung im ferritischen Grundwerkstoff durchgeführt. Bild 76 zeigt den Quereigenspannungsverlauf nach der zweiten Plattierungslage, ermittelt an den gleichen Positionen wie in der Simulationsrechnung für die erste Lage. Dies hat zur Folge, dass durch den Versatz der zweiten Lage um eine halbe Schweißraupenbreite, der Quereigenspannungsverlauf der Linie 1 den Bereich Überlapp O6/ O7 und Linie 4 den Raupenmittenbereich der oberen Raupe darstellt.

Man erkennt nach dem gesamten Auftragsvorgang, dass sich in der Plattierung im Wesentlichen Druckeigenspannungen einstellen. Im Bereich des Werkstoffübergangs zeigt sich ein ausgeprägter Wechsel von Druckeigenspannungen in der Plattierung in Zugeigenspannungen im Grundwerkstoff. Für die Verläufe 1 und 2 stellen sich in unmittelbarer Nähe zum Werkstoffübergang Spannungen um 400 bis 430 MPa ein, die zunächst mit zunehmendem Abstand auf ca. 180 MPa abnehmen und anschließend einen erneuten Anstieg zeigen. Betrachtet man an dieser Stelle die ermittelten Werte entlang der Linie 3 und 4, so ist diese Spannungsabnahme nicht zu beobachten. Auch die Spannungsmaxima sind für diese Verläufe, im Vergleich zu den genann-

ten, weiter in den Grundwerkstoff verschoben. Die Spannungswerte pendeln sich für alle vier Verläufe mit zunehmenden Abstand zur Plattierungsoberkante auf vernachlässigbare Werte ein.

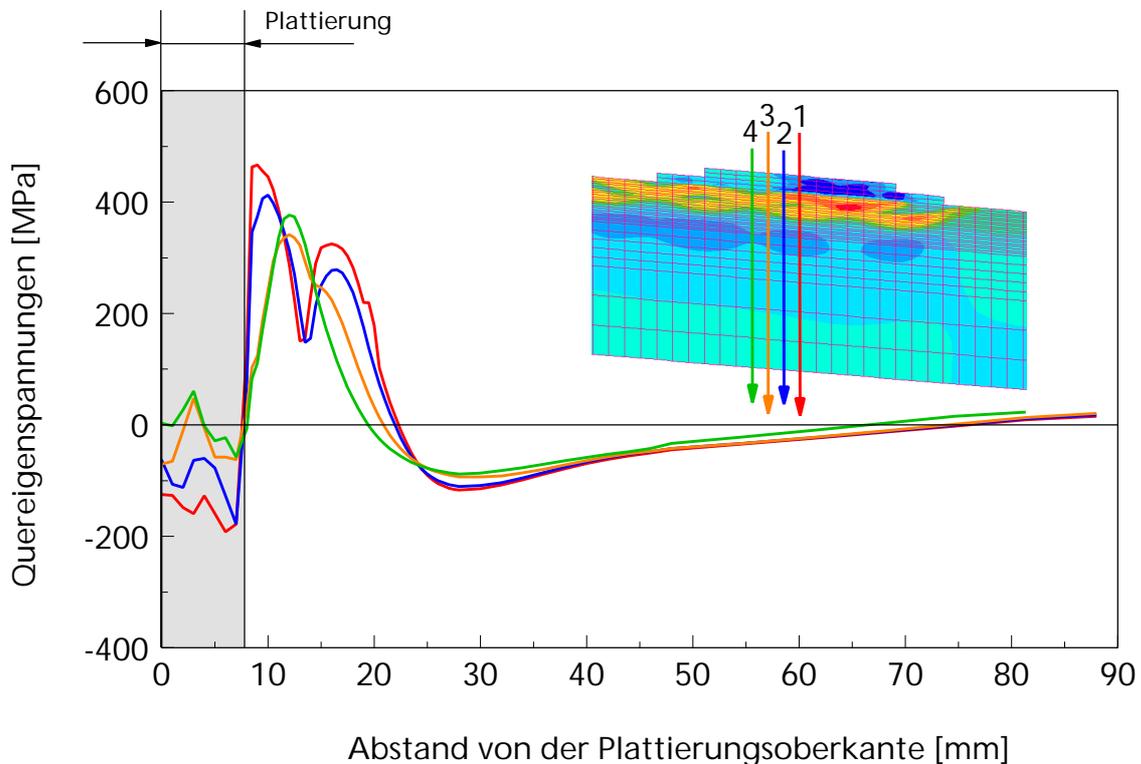


Bild 76 : Quereigenstressungsverlauf nach der Schweißung der zweiten Plattierungslage

Die Abnahme der Zugeigenstressungen im Abstand 10 bis 15 mm von Plattierungsoberkante zeigt sich als markante Charakteristik der Verläufe 1 und 2. Um dies näher bewerten zu können, wird auch der Einfluss der Temperaturverteilung bzw. der damit gekoppelten Gefügeumwandlung nach dem Auftrag der zweiten Plattierungslage näher untersucht. Bild 77 zeigt die WEZ nach dem Auftragen der zweiten Plattierungslage.

Der Einfluss der einzelnen Temperaturfelder auf die bereits vorhandene WEZ zeigt sich als gering, so dass die Wellenform im Wesentlichen durch den Energieeintrag beim Auftragen der ersten Plattierungslage entsteht.

Begründet ist dies einerseits durch die resultierende Plattierungsdicke nach dem Auftrag der zweiten Lage, die eine größere Abmessung besitzt als die WEZ nach der Plattierung der ersten Lage. Ferner ist der Temperaturbereich $T \geq A_{c1}$ bedingt durch die niedrigere Wärmeleitfähigkeit in den Bereich der austenitischen Plattierung verschoben. Demzufolge ist der Spannungsabfall im Abstand 10 bis 15 mm von der Plattierungsoberkante für die Verläufe 1 und 2 durch den überlagerten Eigenstressungsanteil aus der Gefügeumwandlung nach der Plattierung der ersten Lage zu erklären.

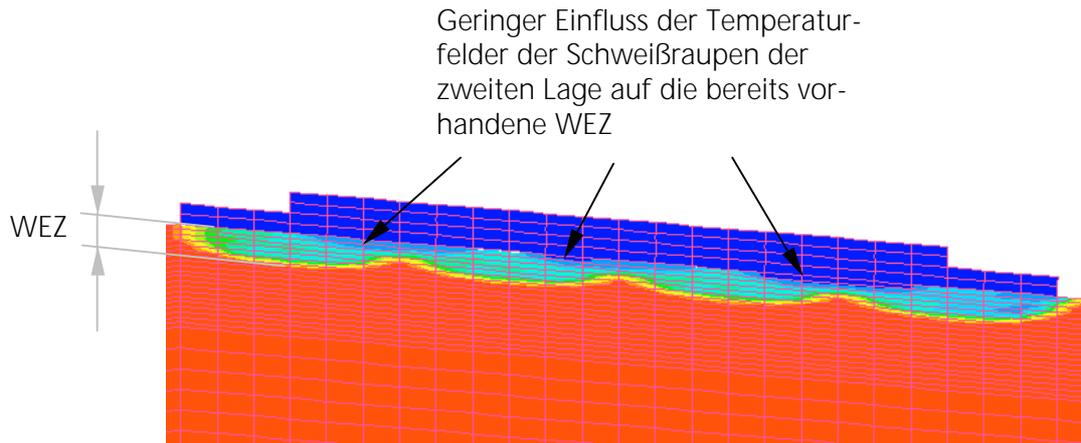


Bild 77 . Numerisch berechnete Wärmeeinflusszone nach dem Auftragen der zweiten Plattierungslage

5.2.7 Numerische Simulation des Einflusses der Wärmenachbehandlung auf den Quereigenstressungsverlauf

Die Spannungsarmglühung von geschweißten Stahlstrukturen ist ein gängiges Verfahren zur Reduzierung fertigungsbedingter Eigenspannungen. Temperaturdifferenzen innerhalb eines Bauteils erzwingen örtliche plastische Verformungen und damit Eigenspannungszustände, die zu negativen Änderungen z.B. hinsichtlich der Lebensdauer der Bauteile führen können. Insbesondere bei dickwandigen Konstruktionen können stellenweise die extremen Temperaturdifferenzen zu unerwünschten dreiachsigen Spannungszuständen führen, die zu Verformungsbehinderung und damit zu sprödem Versagen führen können. Für den Fall plattierter Strukturen können Eigenspannungen und die unterschiedlichen Werkstoffeigenschaften von Plattierung und Grundwerkstoff einen Einfluss auf die Rissbeanspruchung und Rissentwicklung z.B. von Unterplattierungsfehlern ausüben.

Als weiterführende Variante wurde der Einfluss einer Spannungsarmglühung auf den Quereigenstressungsverlauf numerisch untersucht und entsprechend Bild 78 der dargestellte Temperatur-Zeitverlauf der Wärmenachbehandlung eingegeben. Die Aufheiz- und Abkühlrate betrug jeweils $20^{\circ}/h$.

Die numerische Berücksichtigung von Relaxationsvorgängen während der Wärmenachbehandlung (Haltephase bei 600°) erfolgte über ein isothermes Kriechgesetz zur Berücksichtigung des sekundären Kriechens (siehe Gleichung 4-2). Die benötigten Werte für die Berechnung der zeitabhängigen Dehnung (Koeffizient B und Exponent n) wurden aus der Literatur entnommen und sind in Tabelle 4 aufgelistet. Die Grundlagen des Kriechens sind in der Literatur ausführlich dargestellt [70-72] und werden in Rahmen dieser Arbeit nicht näher erläutert.

$$\dot{\epsilon}^{cr} = B \sigma^n \quad (5-2)$$

- ϵ^{cr} = Kriechdehnrate
- B = Koeffizient für die Berücksichtigung des diffusionskontrollierten Kriechens
- σ = Spannung
- n = Exponent

Tabelle 4 : Konstanten für die Berechnung des Kriechverhaltens zur Berücksichtigung des sekundären Kriechens

	Plattierung			WEZ / Grundwerkstoff		
	T = 500°C	T = 600°C	T = 700°C	T = 550°C	T = 600°C	T = 650°C
B	5,0E-47	1,2E-44	3,8E-39	1,59E-49	4,67E-46	1,3E-20
n	15,8	15,8	15,8	19,7	19,7	8,8

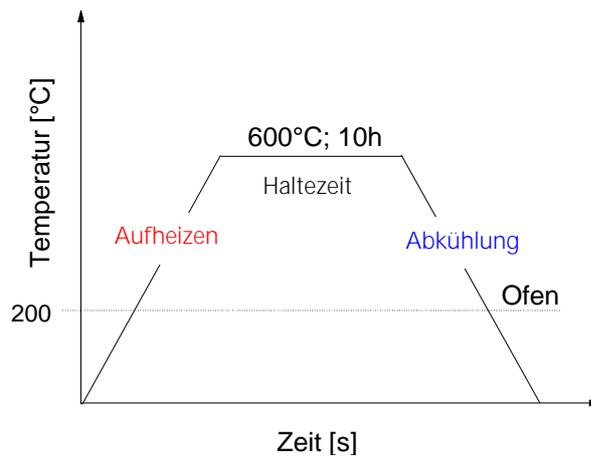


Bild 78 : Zeitlicher Ablauf der Spannungsarmglühung

Ein wesentlicher Punkt, der die Eigenspannungsentwicklung bei der Wärmenachbehandlung im Vergleich zum Plattierungsvorgang unterscheidet, ist die langsame, idealisierte homogene Aufheizung der gesamten Probe, so dass Temperaturgradienten in der Schweißprobe bei der Eigenspannungsentwicklung vernachlässigt werden. Weiterhin können Eigenspannungen, die durch eine Gefügeumwandlung induziert werden, ausgeschlossen werden, da der Prozess der Spannungsarmglühung unterhalb der A_{c1} -Temperatur stattfindet.

Bild 79 stellt die Quereigenspannungsverteilung nach der Spannungsarmglühung dar. Das Spannungsniveau ist durch die Spannungsarmglühung reduziert worden, zeigt aber einen Vorzeichenwechsel der Eigenspannungen für alle vier Verläufe in der austenitischen Plattierung. Die Erklärung für den Vorzeichenwechsel der Eigenspannungen in der Plattierung beruht auf einer Druckplastifizierung der Plattierung während der Aufheizung der Platte bei der Spannungsarmglühung bedingt durch die unterschiedlichen Ausdehnungskoeffizienten α ($\alpha_{\text{Platt.}} > \alpha_{\text{GW}}$).

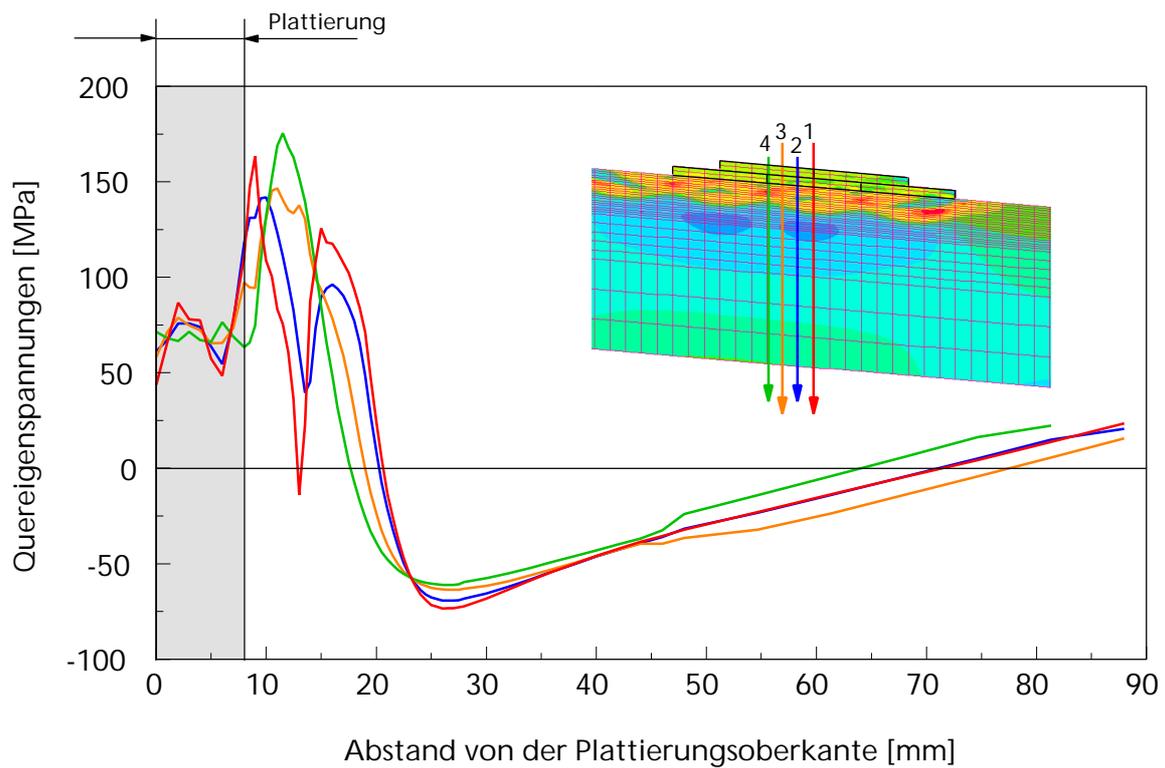


Bild 79 : Berechneter Quereigenspannungsverlauf nach der Simulation einer Wärmenachbehandlung mit Hilfe eines isothermen Kriechgesetzes (Nortonansatz)

5.2.8 Experimentelle Bestimmung von Eigenspannungen an der spannungsarmgeglühten Schweißprobe

Die experimentelle Ermittlung der Eigenspannungen (Quereigenspannungen) erfolgte mit einem mobilen Röntgendiffraktometer der gleichen Konfiguration, wie für den Fall der Rohrmischnahtverbindung (vgl. Kapitel 5.1.5). Für die Durchführung der Messungen wurde der Seitenbereich, wie in Bild 80 dargestellt, abgefräst und durch elektrolytisches Polieren (ca. 0,2 mm) für die Messungen vorbereitet. Ausgehend von der Plattierungsoberkante wurden in der austenitischen Plattierung die Quereigenspannungswerte im Messintervall von 1 mm und unmittelbar unter dem Werkstoffübergang im Abstand von 0,5 mm gemessen. Zur Bestimmung der Spannungs-komponente wurde die {211} – Beugungslinie des Ferrits für 13 unterschiedliche Winkel ψ zwischen $-44^\circ \leq \psi \leq +44^\circ$ aufgezeichnet. Die Eindringtiefe der verschiedenen Cr – Strahlungen lag bei ca. 5 μm .

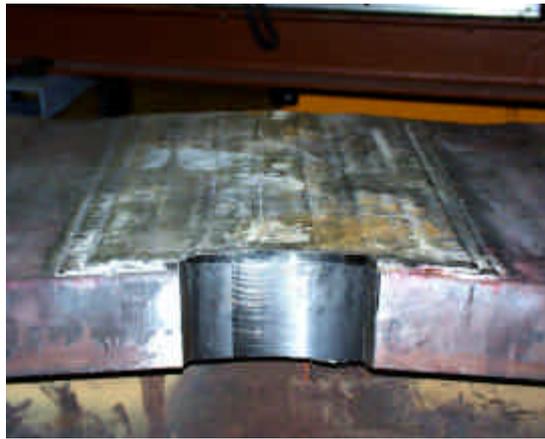


Bild 80 : Abgefräster und elektrolytisch polierter Messbereich für die Durchführung der röntgenographischen Eigenspannungsmessungen

5.2.9 Vergleich der experimentell und numerisch ermittelten Eigenspannungen

Für die Bewertung und den Vergleich des Eigenspannungsverlaufs, wie in Kapitel 5.2.6 erläutert, wurden Messstellen im Raupenmittenbereich ausgewählt. Bild 81 zeigt für diesen Bereich den experimentell und numerisch ermittelten Quereigenspannungsverlauf. Der experimentell ermittelte Eigenspannungsverlauf beginnt im oberen Bereich des Plattierungswerkstoffes mit geringen Zugeigenspannungen, die zunächst leicht abfallen und bis zum Übergang Plattierung/ Grundwerkstoff Spannungswerte um 200 MPa aufweisen. Danach folgt ein Abfall in den Druckbereich unmittelbar nach der Werkstoffgrenze auf einen Spannungswert um 25 MPa.

Im weiteren Verlauf zeigt sich ein Spannungsanstieg auf ca. 80 MPa und anschließend ein erneuter Abfall mit Vorzeichenwechsel auf 80 MPa Druckeigenstressung im Abstand von 20 mm vom Werkstoffübergang.

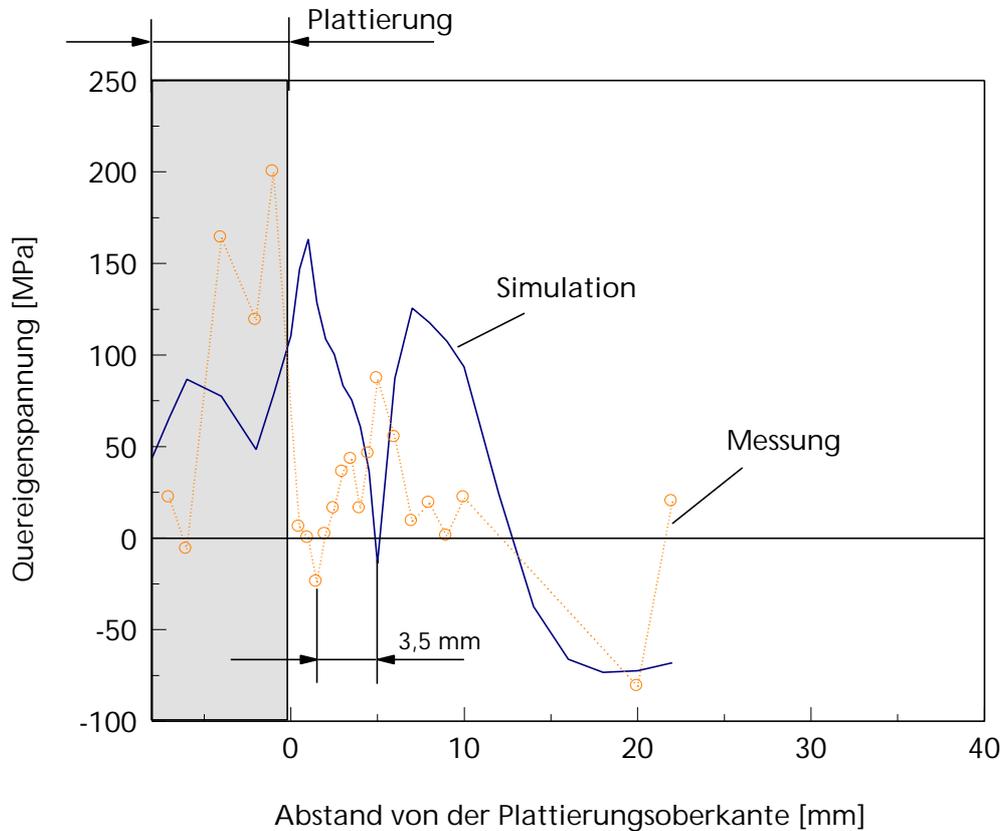


Bild 81 : Vergleich der gemessenen und der berechneten Quereigenstressungen im Bereich Raupenmitte (entspricht Verlauf 1)

Vergleicht man nun den berechneten Verlauf der Quereigenstressungen mit den experimentell ermittelten Werten, so sind zwei wesentliche Unterschiede erkennbar. Deutlich wird (vgl. Bild 81), dass in der austenitischen Plattierung niedrigere Zugeigenstressungen numerisch ermittelt worden sind. Ferner ist der gesamte Verlauf der simulierten Quereigenstressungen um einen festen Betrag in den Grundwerkstoff verschoben. Durch die Kalibrierung des modellierten thermischen Eintrags anhand von gemessenen Temperaturkurven am realen Bauteil werden Temperatur- Zeit- Kurven übertragen, die einem dreidimensionalen Ansatz entsprechen. Darauf basierend wird das Umwandlungsverhalten, bedingt durch die Verschiebung des A_{c1} - A_{c3} Temperaturbereichs, verändert und beeinflusst ebenfalls den Verlauf der resultierenden Quereigenstressungsverteilung. Ferner wurde die Pendelbewegung nicht explizit modelliert, so dass im Vergleich zum Realprozess lokal unterschiedliche Temperaturfelder berechnet worden sind, die sich auch auf die resultierenden Eigenstressungen auswirken.

5.2.10 Zusammenfassung und Diskussion der Ergebnisse

An einer zweilagig drahtplattierten Schweißprobe wurden die resultierenden Quereigenstressungen sequentiell nach jeder Lage numerisch berechnet und mit Ergebnissen der röntgenographischen Eigenstressmessung verglichen. Zur Kalibrierung der simulierten Wärmequelle wurden während des Plattierungsprozesses an definierten Stellen der Schweißprobe Temperaturmessungen durchgeführt. Die temperatur- und phasenabhängigen Kennwerte, sowie das Umwandlungsverhalten wurden für die untersuchten Werkstoffe der Schweißprobe aus der Literatur übernommen, und für die numerische Berechnung im Temperaturbereich ab 800°C bis zur Schmelztemperatur erweitert.

Nach der Schweißung der ersten Lage ergibt sich unter Berücksichtigung der Gefügeumwandlung eine wellenförmige Charakteristik der Quereigenstressverteilung. Um ein besseres Verständnis dieser Verteilungen zu bekommen, wurden vier Verläufe, in Probendickenrichtung betrachtet, definiert. Die Tiefenverläufe der Quereigenstressungen nach dem Plattiervorgang verdeutlichen, dass in der austenitischen Plattierung, ausgehend von der Raupenmitte zu den Überlappbereichen, eine Tendenz zu höheren Druckstressungen vorhanden ist. Durch die Betrachtung des instationären Temperaturfeldes während der Abkühlung einer Schweißraupe zeigt sich, dass die Randbereiche zuerst abkühlen (siehe Bild 82) und somit zunächst höherfest sind, als der langsamer abkühlende Mittenbereich der austenitischen Plattierung.

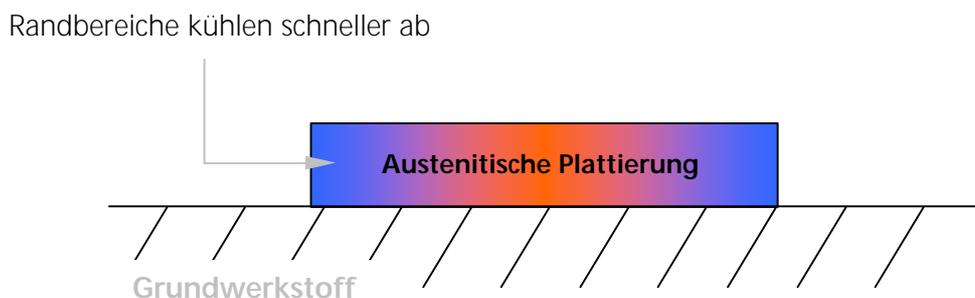


Bild 82 : Schematische Darstellung des Eigenspannungsaufbaus während der Abkühlung einer Schweißraupe

Durch den sich einstellenden Spannungszustand (Zugstressungen im Randbereich), wird die Warmstreckgrenze des wärmeren Raupenmittenbereichs überschritten. Nach der Abkühlung ist der Raupenmittenbereich zu lang, so dass sich Druckeigenstressungen in der Raupenmitte und Zugeigenstressungen im Randbereich der austenitischen Schweißraupe einstellen.

Die Verläufe werden in der WEZ des ferritischen Grundwerkstoffs stark durch die umwandlungsbedingten Druckeigenstressungen bestimmt und variieren in Korrelation zu der wellenförmigen Charakteristik der WEZ in den Überlapp- und Raupenmittenbereichen. Die Simulationsrechnungen in denen die Gefügeumwandlung unterbunden wurde verdeutlichen diesen Einfluss, da in diesen Fällen in den Bereichen der WEZ, d.h. unterhalb des Werkstoffübergangs, deutliche Zugeigenstressungen berechnet worden sind.

Die Quereigenstressungsverteilungen der Simulationsrechnungen nach dem Schweißen der zweiten Lage zeigen, dass die Ausdehnung und die Form der WEZ im Wesentlichen durch die Schweißung der ersten Lage bestimmt werden. Ferner ist bei der Schweißung der zweiten Lage, bedingt durch die niedrigere Wärmeleitfähigkeit des Austenits, die Ausbreitung der jeweiligen Temperaturfelder durch die vorhandenen Schweißraupen der ersten Lage eingeschränkt. Die vorhandenen Umwandlungseigenstressungen resultieren aus der Schweißung der ersten Plattierungslage.

Der Vergleich der experimentell ermittelten Ergebnisse mit den Ergebnissen der Simulationsrechnungen nach der Spannungsarmglühung im Bereich Raupenmitte zeigt, dass unter der Annahme von Messungenauigkeiten der experimentelle Verlauf qualitativ gut von der Simulation angenähert wird. Es ist jedoch eine Verschiebung der Tiefenverläufe der Quereigenstressungen in Blechdickenrichtung (Abstand zur Plattierungsoberkante) für die gerechneten Ergebnisse zu beobachten. Zwei wesentliche Gründe können an dieser Stelle als Erklärung dafür angeführt werden. Der gemessene Temperaturverlauf an der realen Schweißprobe stellt ein dreidimensionales Temperaturfeld dar, welches in ein zweidimensionales Modell eingegeben wurde. Weiterhin ist die Pendelbewegung der Schweißpistole im 2D Modell nicht als solche berücksichtigt, so dass Schrumpfbedingungen resultieren, die einer Bandplattierung näher kommen. Folglich ist, die Reduzierung der Aufgabenstellung mit einer nicht korrekten Abbildung des Schweißprozesses verbunden.

5.3 Numerische Simulation von fertigungsbedingten Eigenspannungen für eine Mehrlagenschweißnaht aus hochfestem Feinkornbaustahl

Die Anwendung hochfester Stähle ermöglicht erhebliche Gewichtseinsparungen bei geschweißten Konstruktionen. Zur Nutzung dieser Vorteile werden in der Offshoretechnik, aber auch in anderen Bereichen wie dem Stahl- und dem Rohrleitungsbau, viele Forschungs- und Entwicklungsarbeiten geleistet. Ein wirtschaftlicher Einsatz von hochfesten Stählen ist jedoch nur dann gewährleistet, wenn die zulässigen Auslegespannungen erhöht und zusätzlich vorhandene Eigenspannungen, wie z.B. Schweißeigenspannungen in Verbindungen, die im Zustand „wie geschweißt“ belassen werden, sicher bewertet werden können. Werden für den Fall von nicht wärmenachbehandelten Schweißverbindungen maximale Eigenspannungen in Höhe der Grundwerkstoff – Streckgrenze angenommen, so führt dies zu sehr konservativen Abschätzungen für die ertragbaren Belastungen, wie z.B. bei Kriterien für den Ausschluss von Ermüdungsrissausbreitung und Initiierung von Sprödbbruch. Ein wirtschaftlicher Einsatz verfügbarer hochfester Stähle wird dadurch häufig verhindert. Eine wesentliche Voraussetzung für einen breiten Einsatz hochfester Stähle liegt damit in einer vollständigen Erfassung und Bewertung der in Schweißverbindungen in Abhängigkeit der jeweiligen Fertigungsparameter entstehenden Eigenspannungen.

Im folgendem Beispiel wird auf die experimentelle und numerische Bestimmung von Schweißeigenspannungen in einer geschweißten Platte aus dem hochfesten Feinkornbaustahl S450ML mit einer Blechdicke von 70 mm eingegangen. Die untersuchte Stumpfnahthverbindung wurde als Mehrlagenschweißverbindung mit dem Unterpulverschweißverfahren hergestellt. Die Gesamtlänge der Verbindung beträgt 1500 mm. Bei den eingesetzten Zusatzwerkstoffen handelt es sich um einen Fülldraht Fluxocord 40 sowie um ein basisches Pulver OP121TT. Die symmetrische Stumpfnahth wurde mit einem Öffnungswinkel von 50° vorbereitet, wobei der Wurzelspalt 4 mm betrug. Die Schweißung erfolgte mit einer Streckenenergie von 3 kJ/mm, bei einer Vorwärmtemperatur von min. 50°C und einer maximalen Zwischenlagentemperatur von 150°C. Während der Schweißung der ersten Nahthseite wurde die Platte mit Hilfe von auf der Rückseite aufgeschweißten Versteifungselementen fest eingespannt. Nach der Fertigung der ersten Nahthseite wurden auf diese Seite Versteifungselemente aufgeschweißht. Danach wurden die Versteifungselemente von der zweiten Seite abgenommen, so dass die Schweißung der zweiten Nahthseite erfolgen konnte.



Bild 83 : Unterpulver- Verfahrensprüfschweißung (X-Naht, $t = 70 \text{ mm}$)

5.3.1 Verfahrensprinzip des Unterpulverschweißens (UP- Schweißen)

Beim Unterpulverschweißen wird eine Drahtelektrode kontinuierlich unter einer Schicht körnigem, aus verschiedenen mineralischen Bestandteilen bestehendem Schweißpulver abgeschmolzen. Das Schweißpulver wird vor dem Schweißprozess auf das Werkstück aufgeschüttet. Der Lichtbogen brennt hierbei innerhalb einer gasgefüllten Schweißkaverne zwischen der Elektrode und dem Werkstück. Die mit Metalldämpfen und verdampften Pulverbestandteilen gefüllte Kaverne ist begrenzt durch eine Hülle aus geschmolzenem Pulver (Schlacke) einerseits und Grundwerkstoff bzw. Schmelzbad andererseits. Bild 84 zeigt das Verfahrensprinzip des Unterpulverschweißens. Das Unterpulverschweißen ist charakterisiert durch einen hohen thermischen Wirkungsgrad und zählt somit zu den Hochleistungsverfahren. Die Hauptanwendungsgebiete sind das Schweißen langer, gerader Nähte sowie Rundnähte an großen Querschnitten und Rohrdurchmessern, so dass dieses Verfahren insbesondere im Stahl-, Brücken-, Schiff-, Behälterbau, in der Rohrherstellung, im Maschinen- und Nutzfahrzeugbau und in der Offshore- Industrie eingesetzt wird.

Vorteile des UP- Schweißens sind die hohe metallurgische und mechanisch-technologische Güte der Schweißnaht, sehr gute Wirtschaftlichkeit, hoher Wirkungsgrad, tiefer Einbrand und einfacher Verfahrensablauf. Ein wesentlicher Nachteil dieses Verfahrens ist, dass bedingt durch die langen Schmelz- und Schlackenbäder sowie die Pulverabdeckung, nur in der horizontalen Lage geschweißt werden kann.

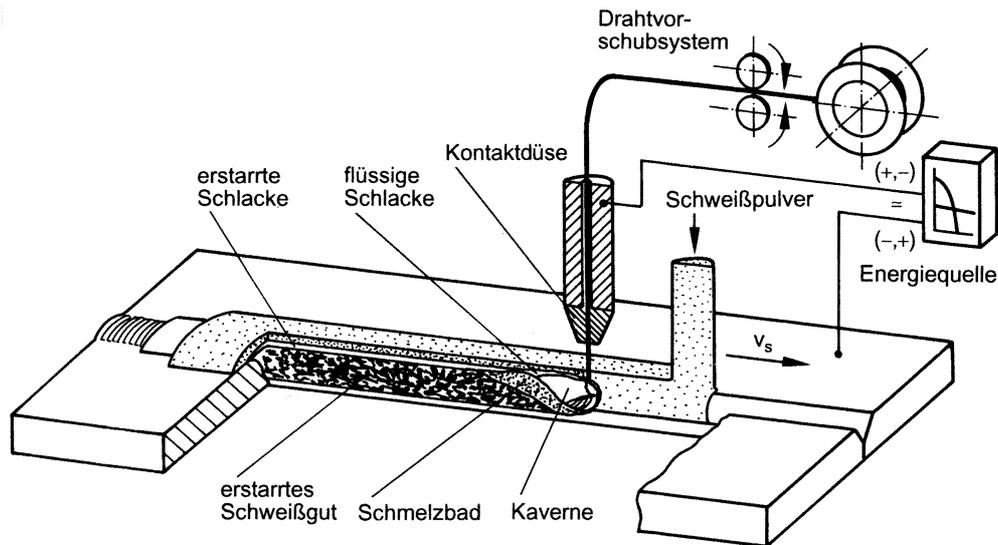


Bild 84 : Verfahrensprinzip des Unterpulverschweißens [74]

5.3.2 FE- Modell und Berechnungsablauf für die UP- geschweißte Mehrlagenverbindung

Für die numerische Untersuchung der Gefüge- und Eigenspannungsentwicklung wurden zwei FE- Modelle erzeugt, welche wie für den Fall der plattierten Platte (vgl. Kap 5.2.3), auf der Grundlage eines ebenen Dehnungszustandes als 2D Modell modelliert wurden. Die Modelle unterscheiden sich dadurch, dass für ein Modell eine Symmetrisierung der X-Naht mit gesperrten translatorischen Freiheitsgraden als Randbedingung durchgeführt wurde. Die Symmetrisierung der X- Naht soll Aufschluss darüber geben, inwieweit sich diese Vorgehensweise, die im Wesentlichen zur Reduzierung der erforderlichen Rechenzeit dient, auf die erhaltenen Ergebnisse auswirkt.

Aufgrund der großen Raupenzahl wurden bei beiden Modellen Schweißraupen zusammengefasst. Bild 85 zeigt eine Skizze der untersuchten Platte sowie die Lagenaufteilung beider Modellvarianten. Bei beiden Modellen wurden quadratische Elemente benutzt, die in den Bereichen Schweißgut und WEZ eine Kantenlänge von 0,5 mm besitzen. Die Einspannbedingungen der Platte wurden den realen Bedingungen entsprechend durch sperren der entsprechenden Freiheitsgrade an der jeweiligen Knotenposition simuliert. Die gesperrten Freiheitsgrade wurden nach der Berechnung des Eigenspannungszustandes und Fertigstellung der zweiten Nahtseite aufgehoben. Bild 86 zeigt das 2D- FE- Modell der untersuchten Mehrlagenschweißnaht sowie die Positionierung der Versteifungen während des Schweißvorgangs. Der Berechnungsablauf erfolgte sequentiell für die insgesamt acht bzw. zwölf modellierten Lagen und wurde wie in Bild 87 exemplarisch für drei Lagen durchgeführt.

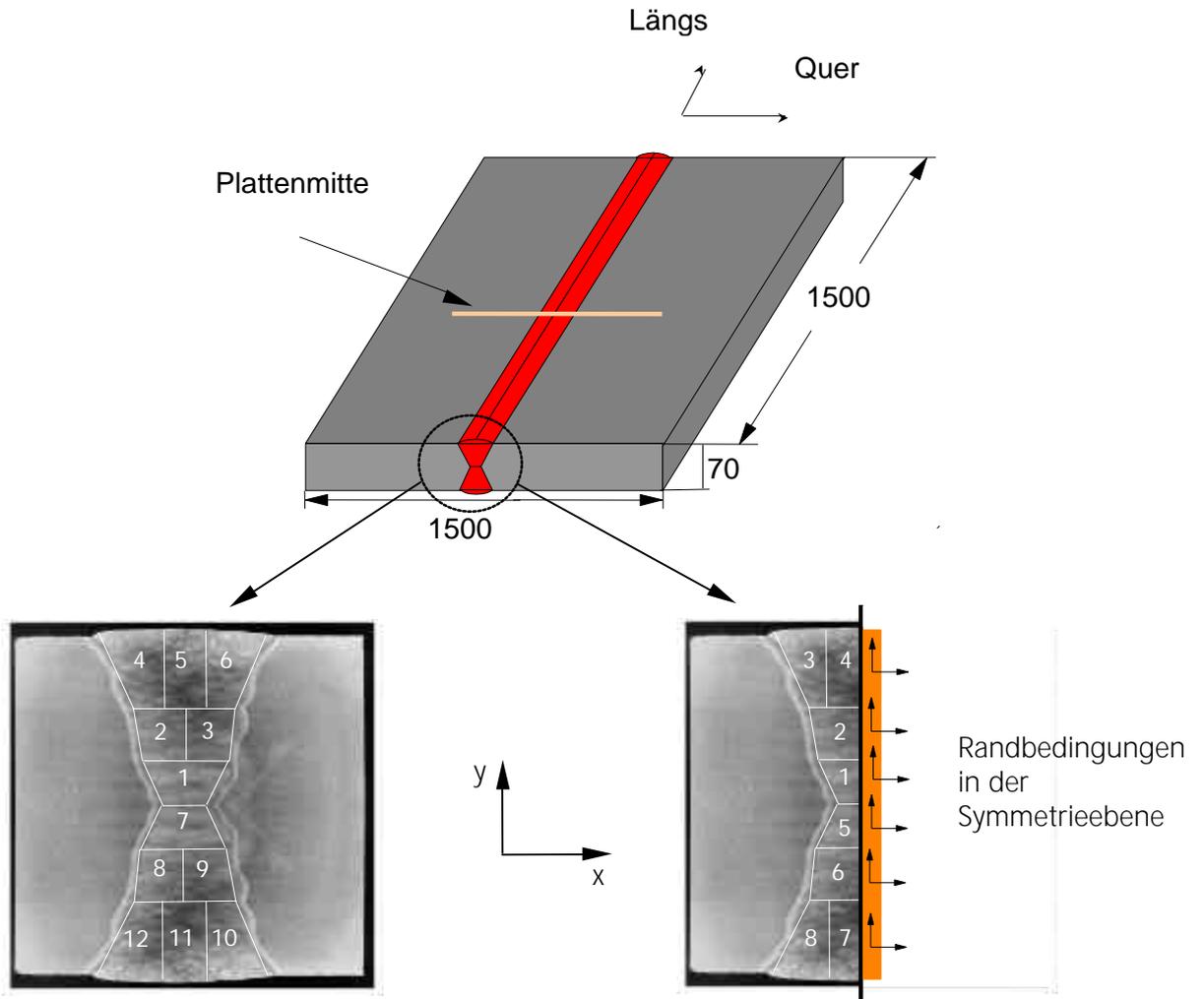


Bild 85 : Skizze der untersuchten Platte sowie die Lagenaufteilung für die Simulation

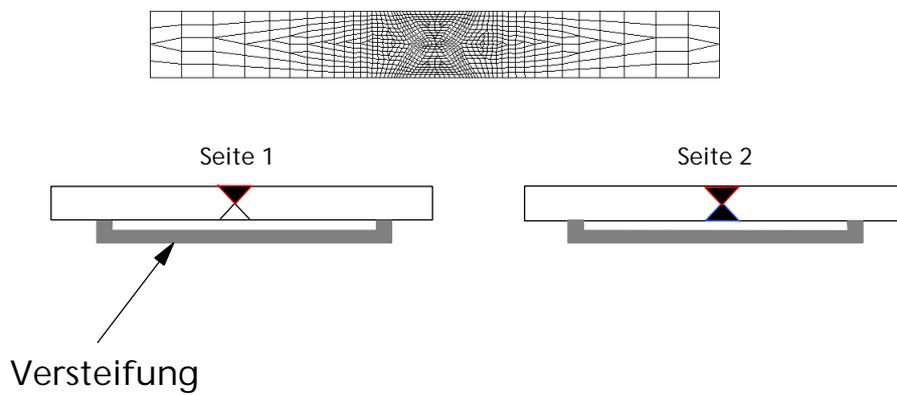


Bild 86: 2D FE- Modell der untersuchten Mehrlagenschweißnaht sowie die Positionierung der verschweißten Versteifungsträger während der Schweißung

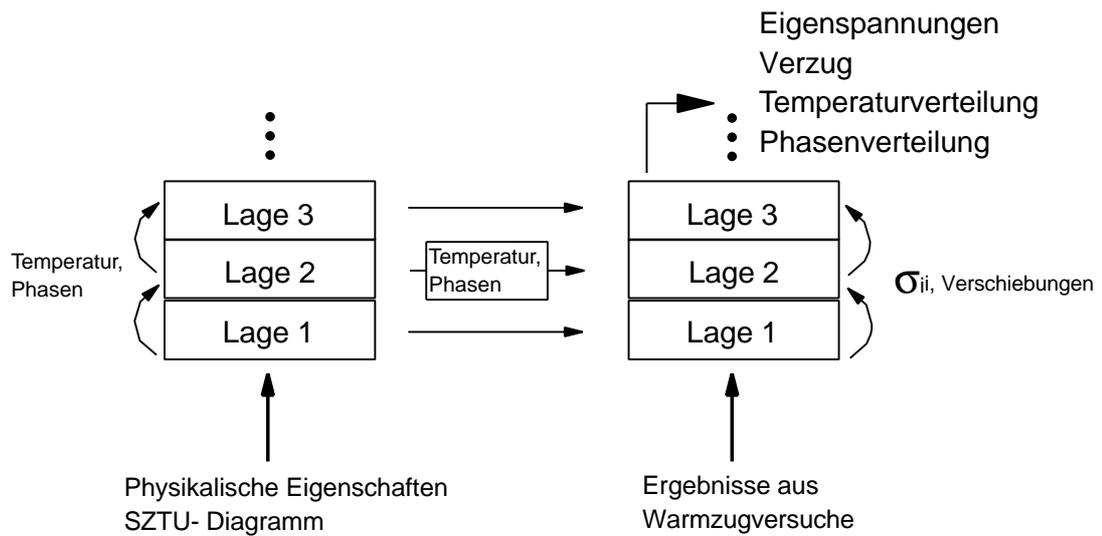


Bild 87 : Schematischer Ablauf der Mehrlagensimulation

5.3.3 Temperatur- Zeit- Verlauf

Die Definition des Energieeintrages beruht auf der Eingabe des verfahrensspezifischen Temperatur-Zeit- Verlaufs unter Berücksichtigung der Parameter U (Lichtbogenspannung), I (Schweißstrom) und v (Schweißgeschwindigkeit). Basierend auf der allgemeinen Differentialgleichung der Wärmeleitung in festen Körpern für sich bewegende, punktförmige Wärmequellen lässt sich die schweißcharakteristische Abkühlzeit $t_{8/5}$ nach Rosenthal und Rykalin wie folgt berechnen:

$$t_{8/5} = \frac{\eta}{2 \pi \lambda} \frac{U I}{v} \left(\frac{1}{500 - T_0} - \frac{1}{800 - T_0} \right) \quad (5-3)$$

- η = Thermischer Wirkungsgrad des Schweißverfahrens
- λ = Wärmeleitung des Stahls
- U = Lichtbogenspannung
- I = Schweißspannung
- v = Schweißgeschwindigkeit
- T_0 = Arbeitstemperatur

Ferner ist der Temperatur- Zeit- Verlauf durch die Aufheiz- und Haltezeit charakterisiert, welche mit jeweils gleicher $t_{8/5}$ - Zeit für jede Schweißbraupe wie in Bild 88 dargestellt angenommen wurde.

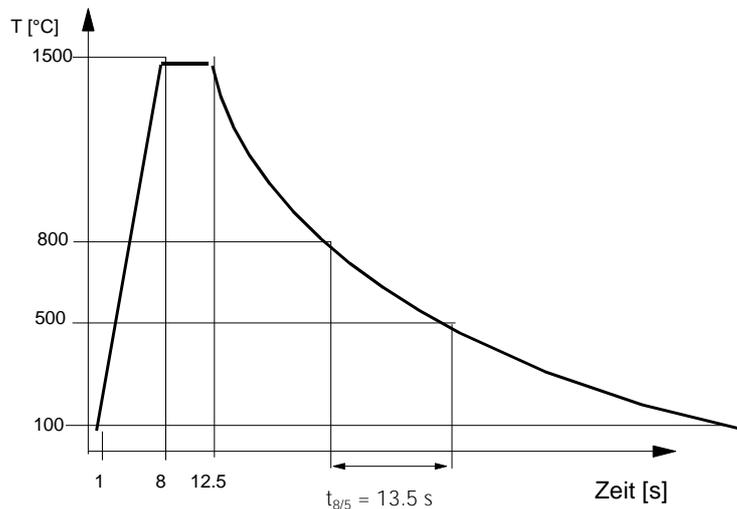


Bild 88 : Temperatur- Zeit- Verlauf

5.3.4 Materialdaten

Aufgrund der metallurgischen Ähnlichkeit wurden für Grundwerkstoff und Schweißgut gleiche Kenndaten benutzt. Die Eingabe der Materialdaten ist wie der Berechnungsablauf in zwei Blöcke, den thermo-metallurgischen und den thermo-mechanischen, aufgeteilt (vgl. auch Bild 87). Die thermophysikalischen Kenndaten (Dichte, spez. Wärmekapazität und isotrope Wärmeleitfähigkeit) sind in Bild 89 zusammengefasst. Die dargestellten Kurven zeigen deutlich den Einfluss der Umwandlung auf deren Verlauf. Die Wärmeleitfähigkeit ändert mit ansteigender Temperatur ausgehend vom Temperaturbereich (A_{c1} – A_{c3}) die Richtung und entspricht im weiteren Verlauf einem austenitischen Werkstoff. Im gleichen Temperaturabschnitt zeigt der Kurvenverlauf des Produktes $c_p \cdot \rho$ einen Sprung, welcher in Korrelation mit dem verbrauchten Anteil an latenter Wärme steht. Das Umwandlungsverhalten wurde durch die Eingabe des S-ZTU Diagramms für den Stahl St 460E berücksichtigt (siehe Bild 90). Die Kenndaten für den thermomechanischen Berechnungsabschnitt sind in die Gefügephasen Austenit, Ferrit und Bainit aufgeteilt. Mit Ausnahme der thermischen Dehnungen, die mit den eingegeben Daten aus dem vorangegangenen Beispiel übereinstimmen, sind in Bild 91 die temperaturabhängigen Streckgrenzenverläufe, der E-Modul, sowie in Bild 92 das Verfestigungsverhalten der verschweißten Werkstoffe dargestellt.

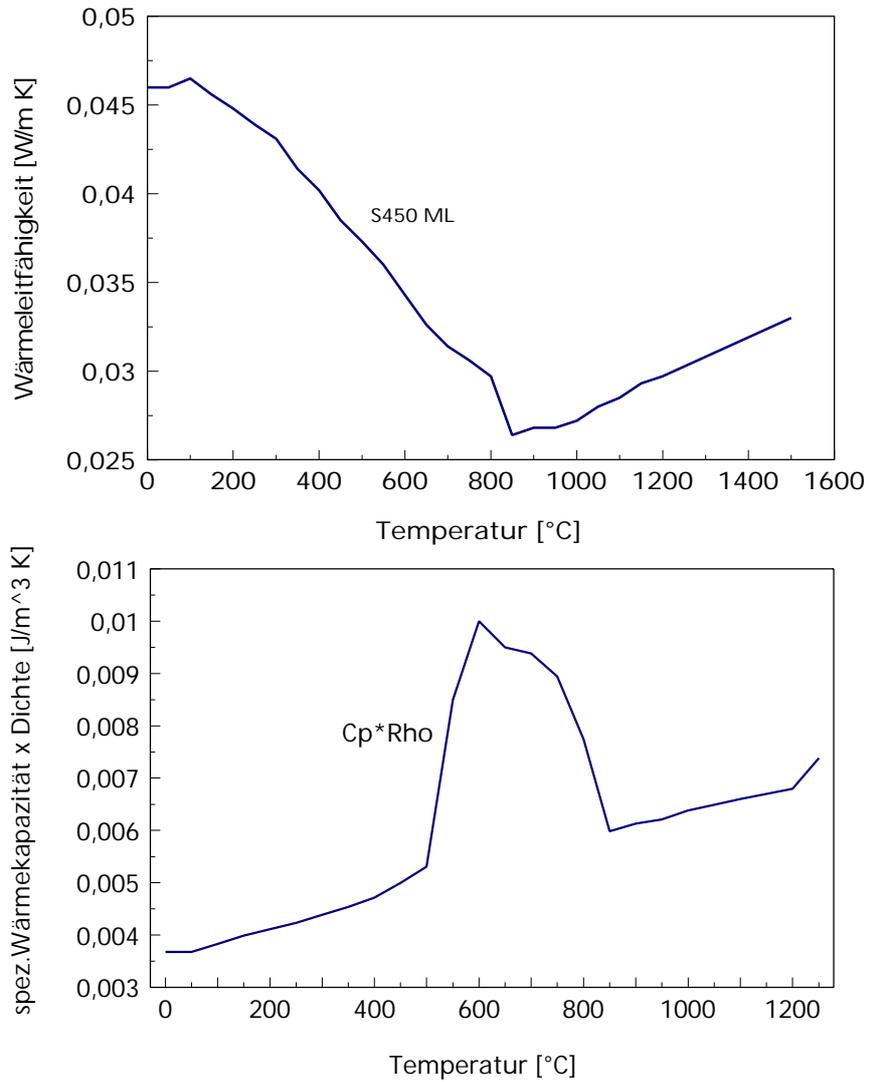


Bild 89 : Physikalische Werkstoffkennwerte für den thermo-metallurgischen Berechnungsabschnitt

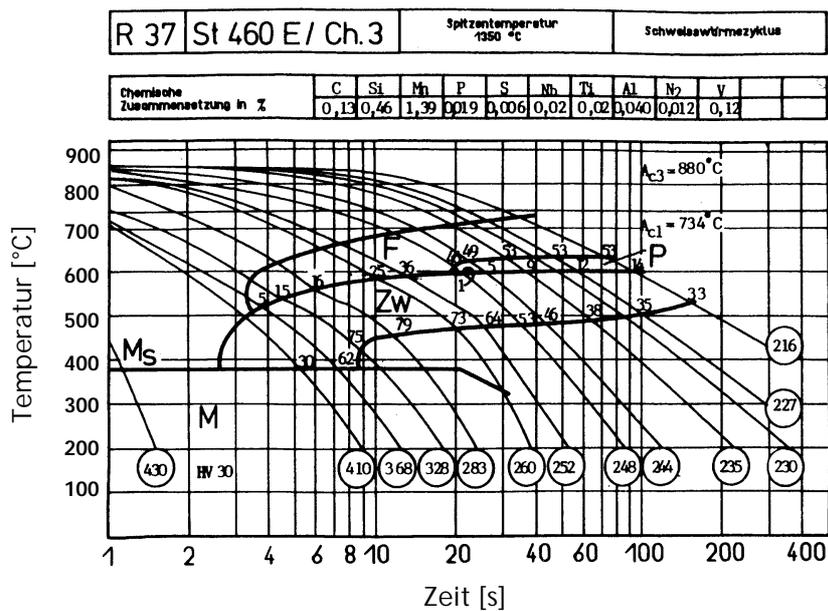


Bild 90 : SZTU- Diagramm für die Eingabe des Umwandlungsverhaltens des Feinkornbaustahls und des Schweißzusatzes

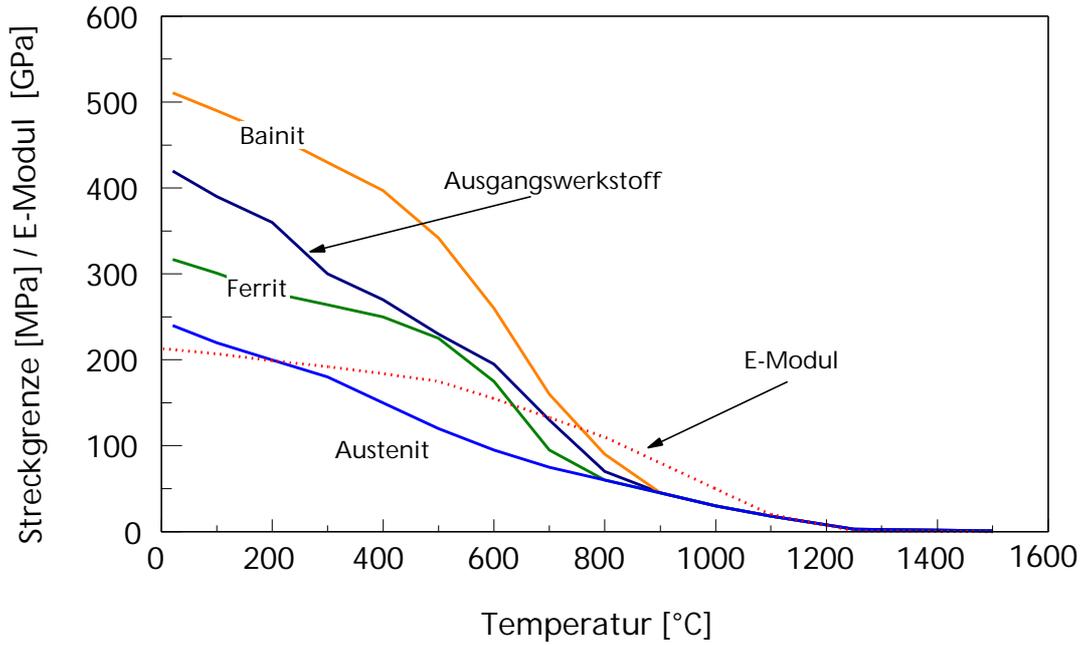


Bild 91 : Temperaturabhängiger Streckgrenzenverlauf und E- Modul der verschweißten Werkstoffe

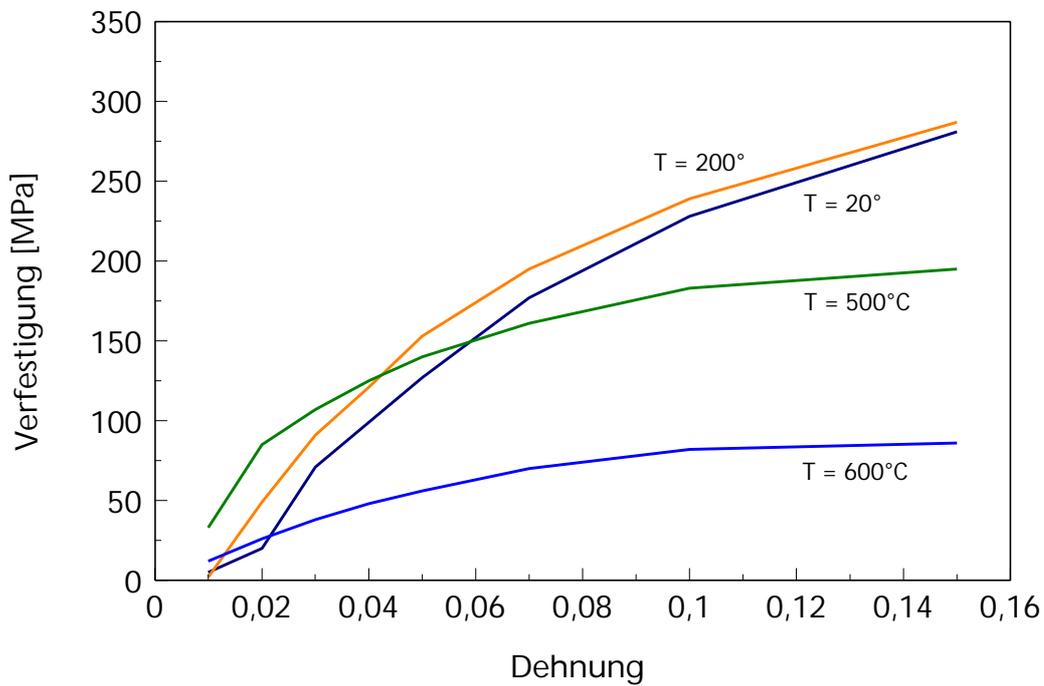


Bild 92 : Verfestigungskurven der verschweißten Werkstoffe bis 600°C

5.3.5 Experimentelle Bestimmung der Eigenspannungen an der UP- geschweißten Mehrlagenschweißnaht

Die experimentelle Ermittlung der Eigenspannungen (Quer- und Längseigenspannungen) in der Verbindung erfolgte wie in den vorangegangenen Beispielen mit einem mobilen Röntgen- Diffraktometer. Für eine Spannungskomponente wurde die $\{211\}$ – Beugungslinie des Ferrits für 13 unterschiedliche Winkel ψ zwischen $-44^\circ \leq \psi \leq +44^\circ$ aufgezeichnet. Die Eindringtiefe betrug auch hier wie in den zuvor beschriebenen Beispielen $5 \mu\text{m}$. Alle Messorte wurden durch mechanisches Polieren und anschließend elektrolytisches Polieren (ca. $0,2 \text{ mm}$) für die Messung vorbereitet. Alle Messungen erfolgten im Mittenbereich (vgl. Bild 85). Bild 93 zeigt den Messaufbau des mobilen Röntgen- Diffraktometers mit der darunter liegenden Platte. Die experimentellen Eigenspannungsmessungen wurden an einer Versuchplatte durchgeführt, die keine Spannungsmessung nach dem Schweißen erfahren hatte.



Bild 93 : Mobiles Röntgendiffraktometer

5.3.6 Numerisch ermittelte Ergebnisse des thermo-metallurgischen Berechnungsabschnitts

Basierend auf dem eingegebenen S-ZTU Diagramm wurde der zeitlich variierende Phasenverlauf an einer definierten Stelle im Schweißgut am Beispiel der dritten numerisch simulierten Schweißraupe aufgetragen. Der Phasenverlauf zeigt (vgl. Bild 94), dass sich der Austenit mit fortschrei-

tender Zeit kontinuierlich in die Phasenanteile Ferrit und Bainit umwandelt, so dass bei Raumtemperatur das Gefüge im Schweißgut aus ca. 80% Ferrit und ca. 20% Bainit besteht. Der Vergleich zwischen der simulierten und der realen sichtbaren WEZ zeigt, dass im Wesentlichen die Randlagen des Schweißgutes die Breite der Einflusszone beherrschen, so dass trotz der lokalen Zusammenfassung von Schweißbraunen eine gute Korrelation in den Abmaßen zwischen der realen sichtbaren und der simulierten WEZ erzielt wurde. Eine differenzierte Betrachtung der unterschiedlichen entstehenden ferritischen Phasen im Schweißgut wurde nicht durchgeführt.

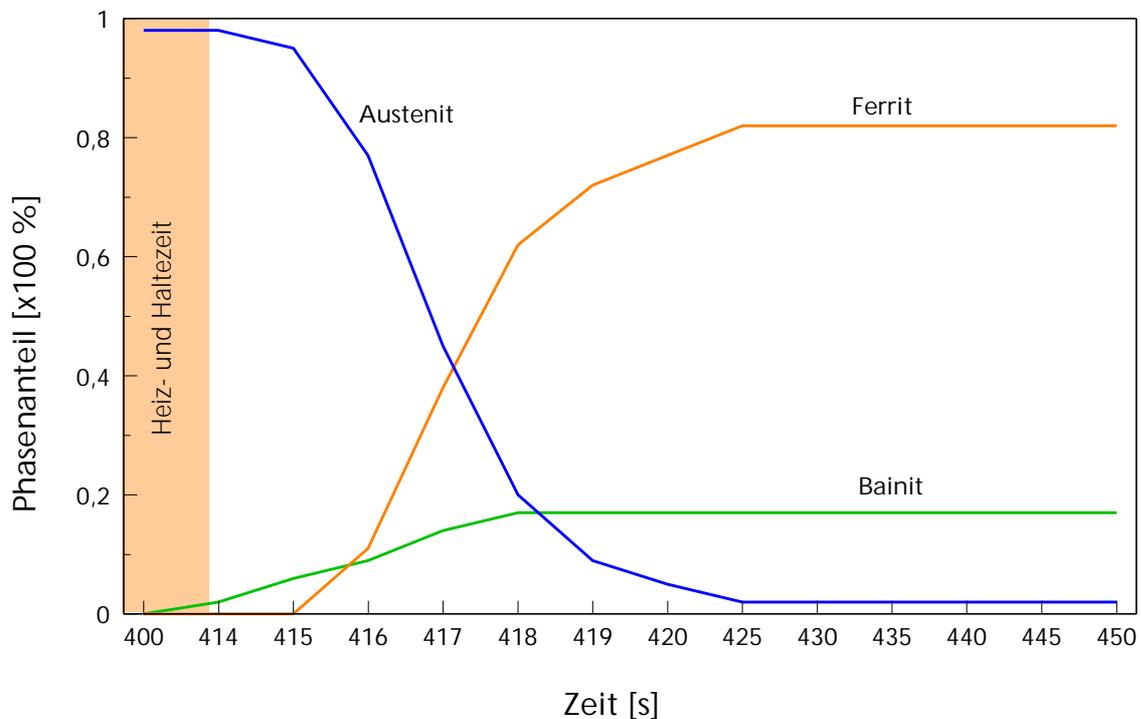
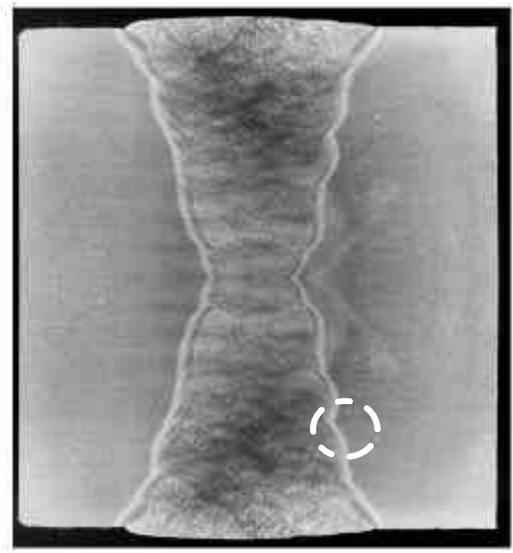
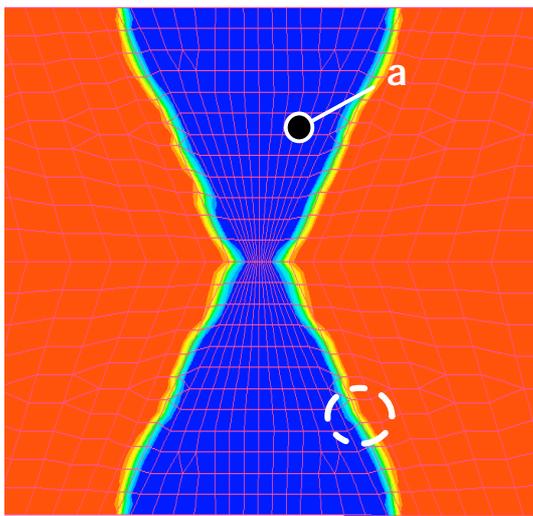


Bild 94 : Vergleich der simulierten und der realen WEZ nach Schweißung aller Lagen (oben) sowie der zeitlich variierende Phasenverlauf am Beispiel der dritten Schweißbraune (unten).

5.3.7 Numerisch und experimentell ermittelte Schweißeigenspannungen

Im folgenden werden die numerisch ermittelten und die experimentell gemessenen Schweißeigenspannungen nach der gesamten Fertigungsprozedur zunächst für das ganze und anschließend für das symmetrisierte Modell dargestellt.

Die aus den röntgenographischen Messungen ermittelten, oberflächennahen Quereigenspannungen sind für die zuerst geschweißte Nahtseite in Bild 95 dargestellt und werden mit den Ergebnissen der numerischen Simulation verglichen. Es zeigt sich, dass sowohl im Nahtbereich, aber auch insbesondere in der WEZ Eigenspannungen vorliegen, deren Maximalwert etwa 100 MPa unterhalb der Streckgrenze des Grundwerkstoffs bzw. des Schweißguts liegt. Mit zunehmendem Abstand zur WEZ zeigt sich ein Abfall der Quereigenspannungen. Der Abfall stellt sich, bei sonst guter Korrelation der Spannungsverläufe, unterschiedlich dar. Der experimentell ermittelte Verlauf zeichnet sich hier durch einen steileren Gradienten aus, der mit zunehmendem Abstand im betrachteten Messbereich, anders als der numerisch ermittelte, in den Druckspannungsbereich übergeht.

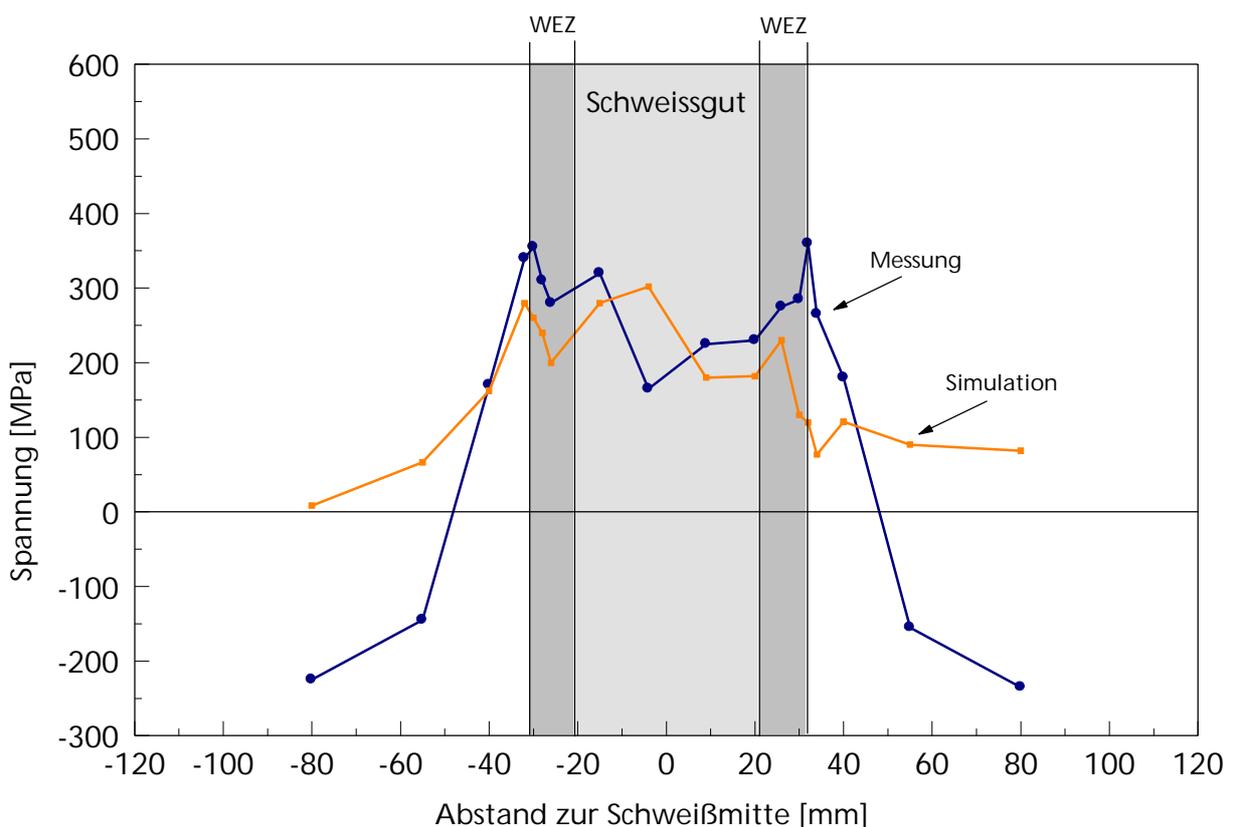


Bild 95 : Vergleich der numerisch und experimentell ermittelten Quereigenspannungsverläufe (erste Nahtseite, oberflächennah)

Die entsprechenden Ergebnisse für die zweite Nahtseite (vgl. Bild 96) zeigen Quereigenspannungen, die innerhalb der Naht im Druckbereich liegen mit Maximalwerten von nahezu 350 MPa. Die in den Druckbereich verschobenen Quereigenspannungen der zweiten Nahtseite ergeben sich einerseits als Folge extremer Schrumpfungshinderung im Nahtbereich durch die rückseitig angebrachten Versteifungselemente und die tragende erste Nahtseite, sowie andererseits infolge elastischer Rückfederung bei Entfernen der Versteifungselemente nach der Fertigstellung der Verbindung. Auch hier sind mit zunehmendem Abstand von der WEZ unterschiedliche Spannungsgradienten zu sehen.

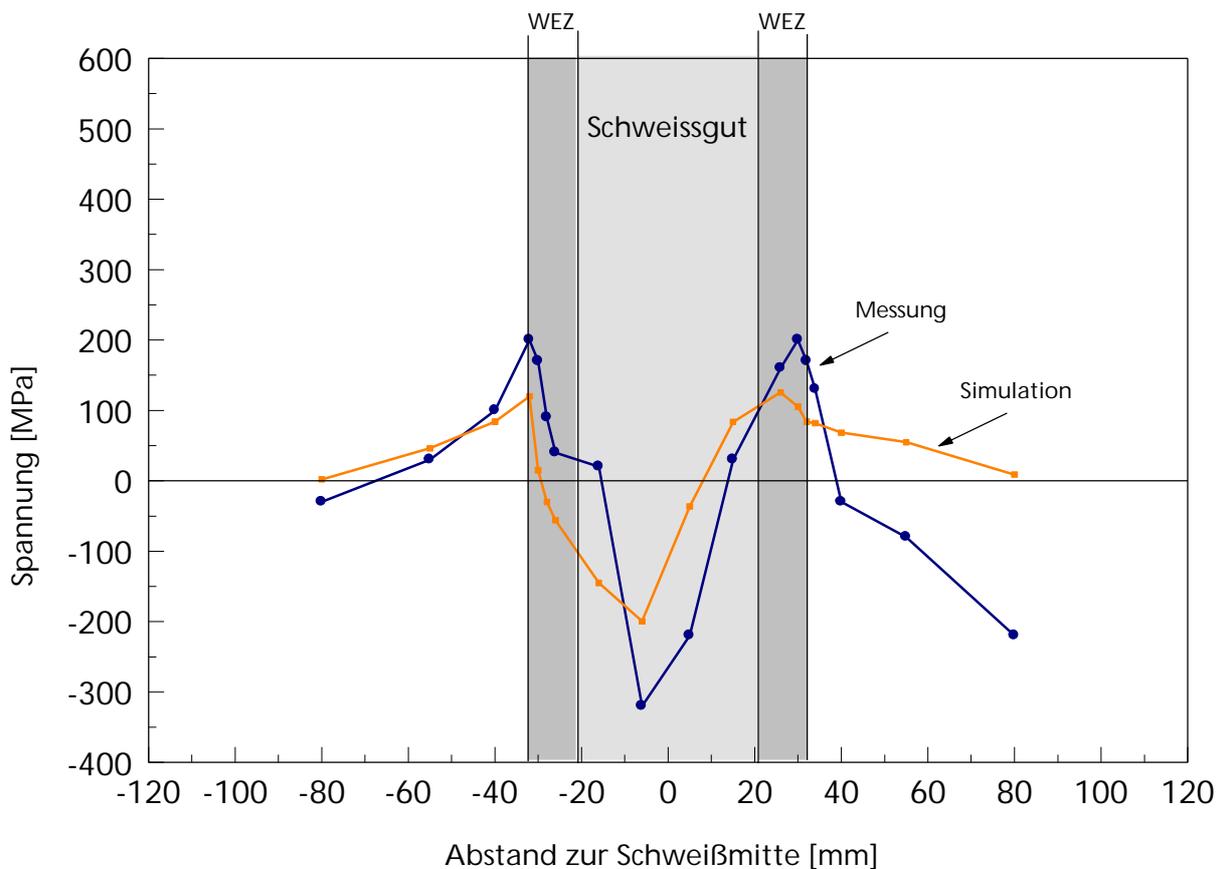


Bild 96 : Vergleich der numerisch und experimentell ermittelten Quereigenspannungsverläufe (zweite Nahtseite, oberflächennah)

Die gezeigten Kurvenverläufe zeigen deutliche Unterschiede der Quereigenspannungen im Abstand von 80 mm von der Schweißmitte. Erklärbar sind diese durch die bereits vorhandenen Eigenspannungen in den Grundwerkstoffblechen, die aus dem thermo-mechanischen Walzprozess bei der Blechfertigung stammen können. Aufgrund der eingebrachten Wärme ist dieser Einfluss in der Naht und im nahtnahen Bereich nicht vorhanden.

Im Vergleich zur eingespannten Platte findet bei der Entfernung der Versteifungselemente eine Umlagerung der Quereigenspannungen statt (vgl. Bild 97), die zu einem Vorzeichenwechsel der

Spannungen im oberen Randbereich der erstgeschweißten Nahtseite und zu einer Reduzierung der ursprünglich vorhandenen Eigenspannungen auf der zweiten Seite der Platte führt (Effekt der elastischen Rückfederung). Ferner wird deutlich, dass in Plattenmitte keine erheblichen Änderungen des Spannungsniveaus zu sehen sind (vgl. Bild 98 und Bild 99).

Die Spannungsumlagerungen sind im Wesentlichen in den oberen und unteren Randbereichen der Naht zu beobachten. Der durch die Abtrennung der Versteifungen resultierende Winkelverzug wird stark durch die Lagenreihenfolge beeinflusst, so dass letztlich die resultierende Quereigenspannungsverteilung (Betrag und Vorzeichen der Randspannungen und der Verlauf) sehr stark von den gewählten Fertigungsbedingungen abhängig ist.

Quereigenspannungsverteilung

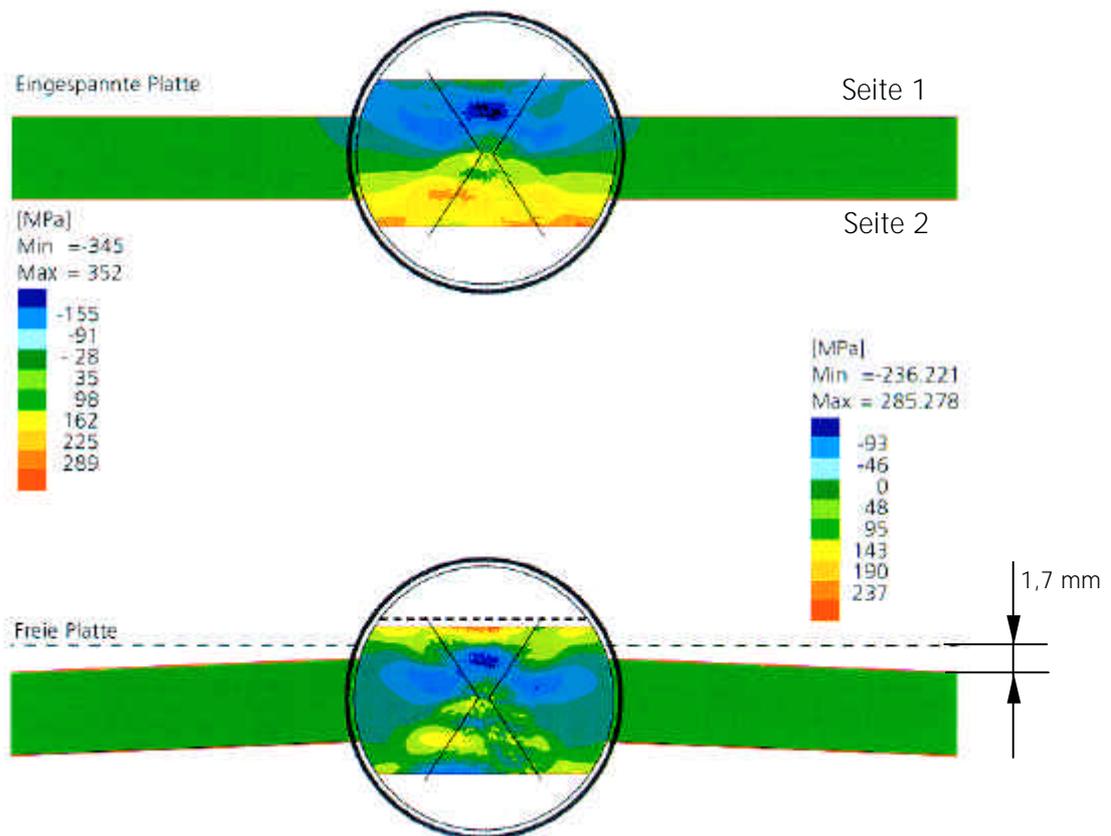


Bild 97 : Numerisch berechnete Eigenspannungen vor und nach dem Entfernen der Versteifungen (Einspannungen) sowie die elastische Rückfederung der Platte

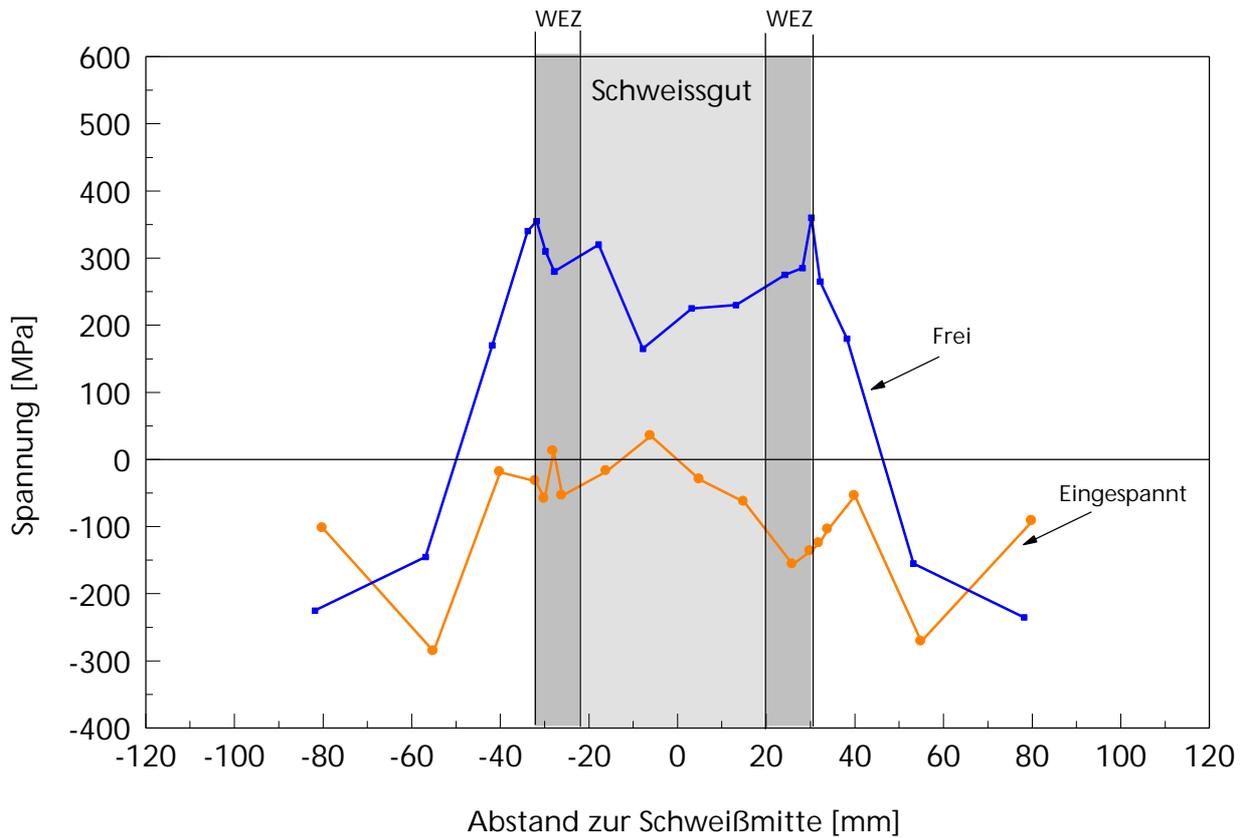


Bild 98 : Vergleich der berechneten Quereigenspannungsverläufe vor dem Entfernen der Versteifungen (erste Nahtseite, oberflächennah)

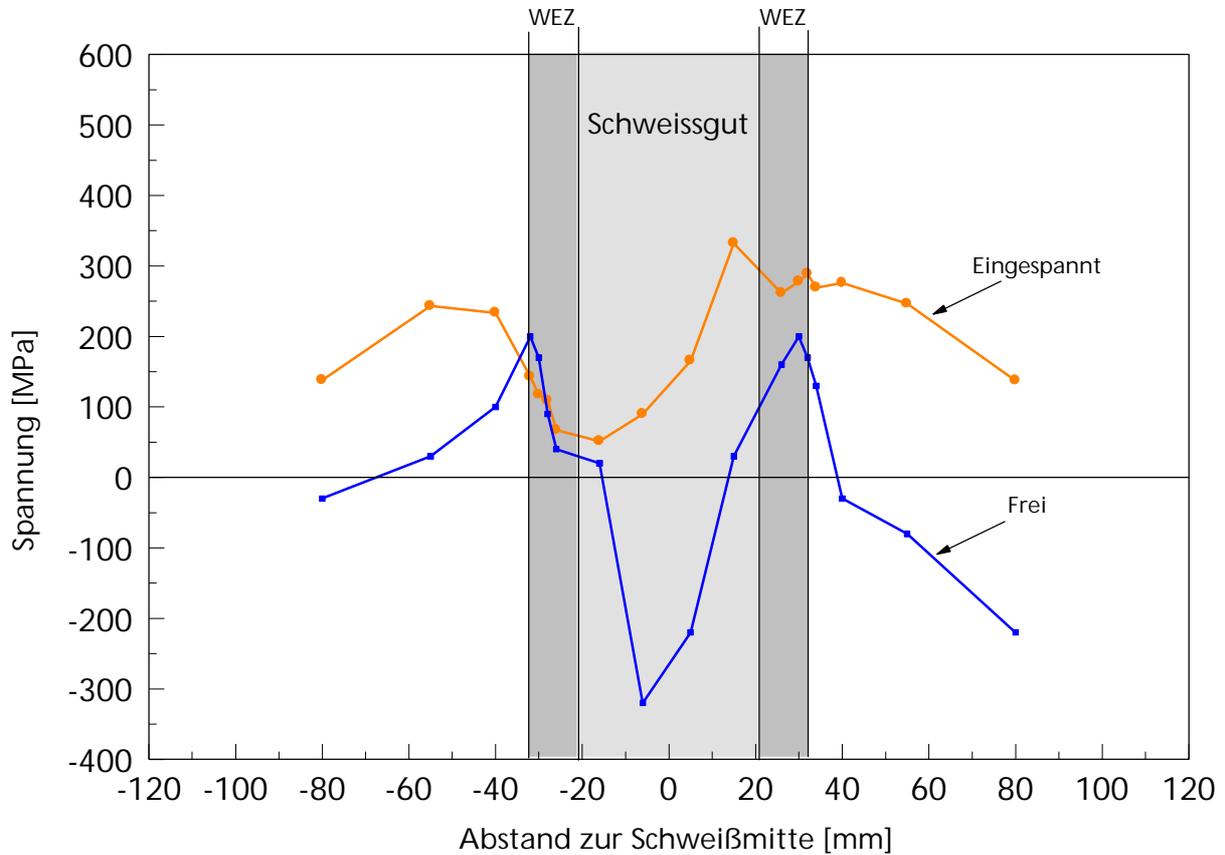


Bild 99 : Vergleich der berechneten Quereigenspannungsverläufe vor dem Entfernen der Versteifungen (zweite Nahtseite, oberflächennah)

Der Vergleich der Quereigenstressungen für den Fall des symmetrisierten Modells zeigt in Bereichen des Schweißgutes und der ganzen WEZ eine gute Übereinstimmung der Kurvenverläufe (vgl. Bild 100 und Bild 101) mit den gemessenen Werten. Abweichungen sind deutlich in der Nähe der Symmetrieebene und mit zunehmenden Abstand von der WEZ zu sehen, wobei die letzteren auch hier durch die induzierten Eigenstressungen durch den Endwalzvorgang der Bleche zu erklären sind. Die Unterschiede der Verläufe in unmittelbarer Nähe der Symmetrieebene im Schweißgut zeigen deutlich den Einfluss der in der Simulation gewählten Randbedingungen, der sich beim Kurvenvergleich der ersten Nahtseite ausgeprägter darstellt als bei der zweiten Nahtseite. Aufgrund der translatorisch gesperrten Freiheitsgrade wird während der Abkühlphase lokal eine Schrumpfung des Schweißgutes verhindert, so dass durch diese „künstliche Versteifung“ zusätzliche Schweißeigenstressungen verursacht werden.

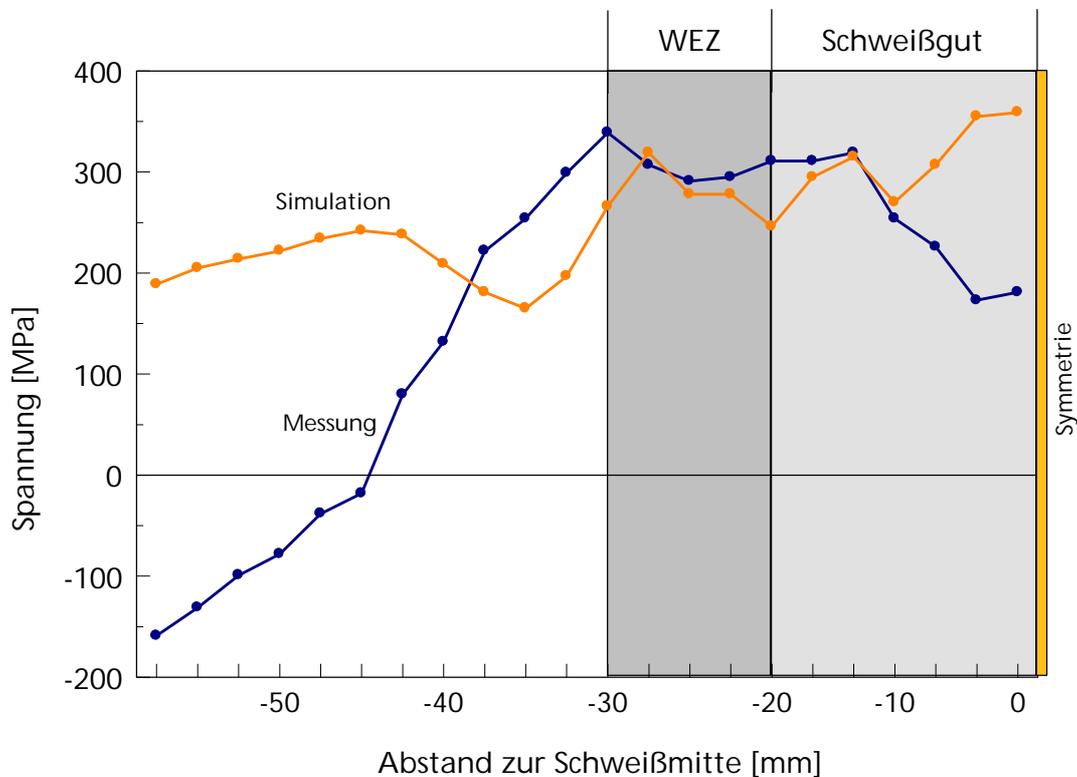


Bild 100 : Vergleich der numerisch und experimentell ermittelten Quereigenstressungsverläufe nach entfernen der Versteifungen (erste Nahtseite, oberflächennah, halbes Modell)

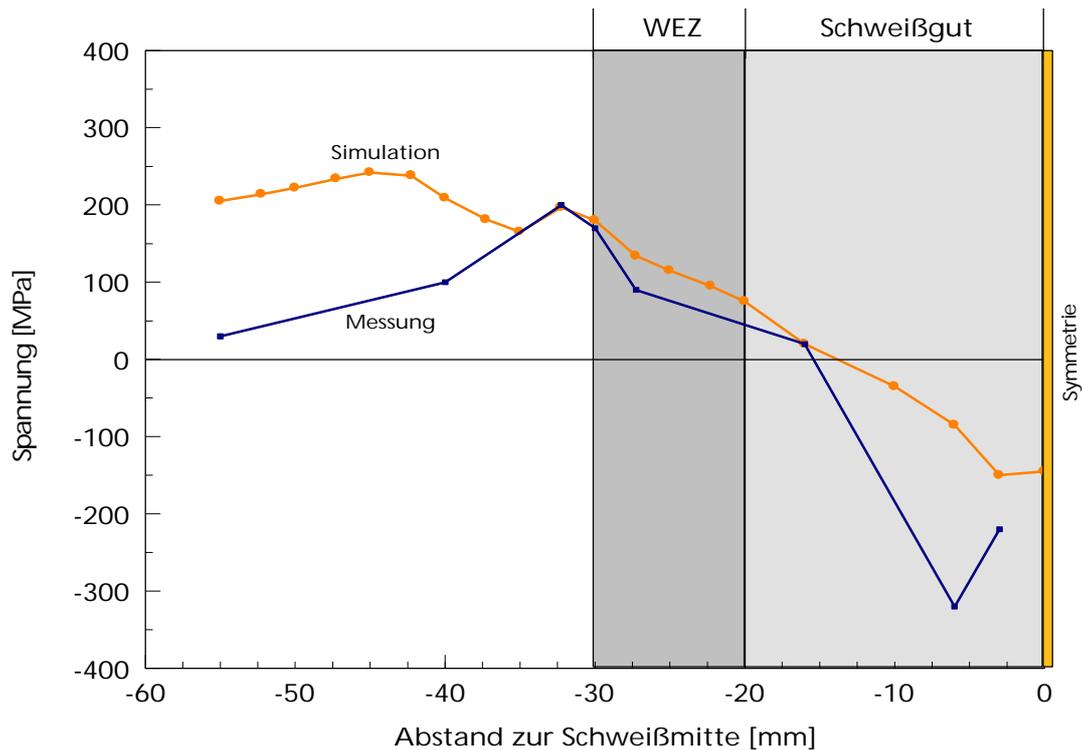


Bild 101 : Vergleich der numerisch und experimentell ermittelten Quereigenstressungsverläufe nach entfernen der Versteifungen (zweite Nahtseite, oberflächennah, halbes Modell)

5.3.8 Zusammenfassung und Diskussion der Ergebnisse

Am Beispiel einer unterpulvergeschweißten DV- Mehrlagenverbindung aus hochfestem Feinkornbaustahl wurden numerisch und mit Hilfe der Röntgendiffraktometrie Schweißeigenstressungen, insbesondere Quereigenstressungen, bestimmt.

Auf der Basis zweier 2D FE- Modelle wurden die Auswirkungen einer Modellsymmetrisierung auf die Quereigenstressungsverteilung untersucht. Bedingt durch die große Anzahl an Schweißraupen wurden bei beiden Modellen lokal Raupen zusammengefasst, um den Rechenaufwand zu reduzieren, ohne jedoch einen Einfluss auf die Lagenfolge zu nehmen.

Im thermo- metallurgischen Rechenblock, in dem die temperatur- und phasenabhängigen physikalischen Kenndaten, das Umwandlungsverhalten mittels eines S-ZTU Diagramms sowie die Charakteristik der Wärmequelle eingehen, wurde die Temperatur- und Gefügeverteilung berechnet.

Der anschließende thermo-mechanische Block berücksichtigt zu den temperaturabhängigen Kenndaten den Einfluss der fertigungsbedingten Einspannbedingungen auf die Eigenstressentwicklung, insbesondere nach der Abtrennung der Versteifungselemente von der Versuchsplatte.

Die numerisch ermittelte Phasenverteilung zeigt basierend auf dem definierten Temperatur- Zeit-Verlauf für die dritte Schweißbraupe, dass man bei der numerischen Simulation von einer vollständigen Austenitisierung ausgeht.

Der nach dem Entfernen der Versteifungen gemessene Quereigenstressverlauf zeigt auf der erstgeschweißten Seite hohe Zugeigenstress im Bereich der WEZ, die in Richtung Grundwerkstoff einen starken Spannungsabfall in Druckeigenstress aufweisen. Die simulierten Quereigenstress geben diesen Verlauf qualitativ gut wieder, zeigen aber keinen Übergang in den Druckeigenstressbereich. Wesentlich für diesen Unterschied sind die induzierten Eigenstress der Grundwerkstoffbleche aus dem Endwalzprozess, welche insbesondere in den thermisch nicht beeinflussten Bereichen das Eigenstressniveau bestimmen. Weiterhin zeigt sich, dass durch die fehlende Betrachtung einer Aufmischungszone (Annahme gleicher Werkstoffe für Schweißgut und Grundwerkstoff) und somit gleicher mechanischer Werkstoffeigenschaften, lokal unterschiedliche Festigkeitsverhältnisse simuliert werden, die nicht exakt denen in der realen Platte entsprechen. Die Simulation ergibt in diesem Übergangsbereich und insbesondere in der WEZ niedrigere Spannungswerte im Vergleich zu den experimentell ermittelten.

Die Eigenstressverläufe beim symmetrisierten Modell zeigen deutliche Unterschiede in der Symmetrieebene. Aufgrund der unterschiedlichen Schrumpfungsbedingungen durch die Annahme von gesperrten translatorischen Freiheitsgraden, werden die Einflüsse des thermisch- und umwandlungsbedingten Schrumpfungsverhaltens während des gesamten Schweißprozesses nicht erfasst. Dies hat zur Folge, dass eine „Abkühlung an einer starren Wand“ simuliert wird und so der Eigenstressverlauf in der Symmetrieebene durch einen künstlich erhöhten Anteil an Schrumpfeigenstress verfälscht wird.

Eine Möglichkeit diesem Effekt entgegenzuwirken besteht darin, dass an dem Randknoten Feder-elemente mit entsprechender Federkennlinie definiert werden, um eine translatorische Bewegung der Schweißbraupe während der Schweißung zu ermöglichen. Die Schwierigkeit besteht aber darin, dass die resultierenden Schrumpfungsbedingungen viele Einflussgrößen (Werkstoff, Schweißparameter, Nahtgeometrie, Lagenfolge, usw. ...) beinhalten und so eine Definition einer Federkennlinie nur durch entsprechende Anpassung möglich sein würde.

6 Zusammenfassung

Im Rahmen der vorgelegten Arbeit wurde die Leistungsfähigkeit numerischer Methoden zur Simulation schweißtechnischer Fertigung anhand von drei anwendungsbezogenen Beispielen für Schweißverbindungen an Stählen untersucht. Ziel der Untersuchungen war die Berechnung von Schweißbeigenspannungen unter Berücksichtigung der temperaturabhängigen physikalischen und mechanischen Eigenschaften der Werkstoffe. Diese berechneten Schweißbeigenspannungen wurden durch experimentelle Messungen verifiziert. Die modellierungs-, werkstoff- und verfahrensbedingten Einflüsse auf die erhaltenen Ergebnisse wurden dargestellt und diskutiert.

Bei der Vielzahl an Prozessparametern und deren Wechselwirkung ist der Einsatz numerischer Methoden zur Simulation schweißtechnischer Fertigungsschritte ein geeignetes Werkzeug. Insbesondere werden die Wechselwirkungen zwischen Temperatur, Gefügeumwandlungen und dem mechanischen Verhalten bewertet. Die Berücksichtigung dieser drei Bausteine und deren gegenseitige Beeinflussung wurde bei der Berechnung von Schweißbeigenspannungen bisher kaum, bzw. nur in vereinfachter Form (Temperaturfeldberechnungen mit anschließender Simulation des thermomechanischen Verhaltens), durchgeführt. Die Kenntnis der transienten und lokal variablen Temperaturverteilungen, die während und nach dem Schweißvorgang zu ungleichmäßigen und bleibenden Formänderungen und zu Eigenspannungen infolge Gefügeumwandlung und Schrumpfung führen, ist Voraussetzung für das Verständnis und die Bewertung von Schweißverbindungen. Da geschweißte Bauteile nicht ohne mechanische Einspannung realisierbar sind, ist dieser wesentliche Einfluss zusätzlich als Randbedingung der Fertigung zu berücksichtigen. Die vorliegende Arbeit untersucht anhand der drei erwähnten Beispiele modellierungs-, verfahrens- und werkstoffsspezifische Parameter, um deren Einflüsse auf die resultierenden Schweißbeigenspannungen zu bewerten.

Die Simulationsabläufe sind dabei grundsätzlich in zwei Blöcke aufgeteilt, den thermo-metallurgischen und den thermo-mechanischen Berechnungsabschnitt. Diese charakterisieren die Programmsystematik des FE-Systems SYSWELD+. Die im ersten Abschnitt berechneten Temperaturverläufe und die daraus resultierenden Gefügeverteilungen basieren auf der für isotherme Umwandlungen definierten Johnson-Mehl-Avrami Gleichung (JMAG). Die für Schweißprozesse typischen Abkühlbedingungen und damit die nicht isothermen Phasenumwandlungen wurden nach dem mathematischen Ansatz von Leblond berücksichtigt. Der Einfluss des Gefüges wird örtlich, zeitlich und nach Phasen untersucht. Die als Eingabe dabei erforderlichen kontinuierlichen Schweiß – ZTU Schaubilder, sowie die erforderlichen temperaturabhängigen und für jede entstehende Gefügestruktur physikalischen Kennwerte, wurden aus der Literatur entnommen.

Der Wärmeeintrag wurde je nach Modellierung als bewegte Wärmequelle bzw. durch den charakteristischen Temperatur- Zeit- Verlauf eingegeben. Der anschließende thermo- mechanische Berechnungsabschnitt basiert auf den Ergebnissen der thermo- metallurgischen Berechnung, so dass durch numerische Kopplung die transienten Temperaturfelder und die variierenden Phasenanteile in die Berechnung einfließen. Ferner wurde der Einfluss der Umwandlungsplastizität berücksichtigt und isotropes Verfestigungsverhalten angenommen. Die mechanisch technologischen, temperatur- und phasenabhängigen Kennwerte wurden, wie für den ersten Berechnungsabschnitt, aus der Literatur entnommen. Die berechneten Schweißbeigenspannungen wurden mittels röntgenographischer Eigenspannungsmessungen verifiziert.

Am Beispiel der WIG geschweißten Rohrmischverbindung, bestehend aus dem austenitischen Stahl X3 CrNiMoN 17-13, dem martensitischen 9% Cr- Stahl X10 CrMoVNb 9-1 und einem Ni-Basis Schweißgut, wurde der Einfluss der Modellierung auf die resultierenden Schweißbeigenspannungen untersucht. Für das 3D- FE- Modell wurde eine bewegte Wärmequelle als halbovalloide Verteilung programmiert und somit das Schweißbad der realen WIG- Schweißung angenähert. Basierend auf den Temperaturfeldern nach der Kalibrierung der Wärmequelle für den 3D Fall, wurden für die Eingabe des Temperatur- Zeit- Verlaufs für die rotationssymmetrische Simulationsvariante jeweils die Abschnitte 'Aufheizen', 'Halten' und 'Abkühlen' ermittelt und eingegeben. Der Vergleich der berechneten Eigenspannungen zeigte im Teilabschnitt zwischen der Start- und Stopp-Position gute Übereinstimmung mit den experimentell ermittelten Eigenspannungen. Es wurde gezeigt, dass für eine lokale Betrachtung der resultierenden Eigenspannungen der rotationssymmetrische Ansatz aussagekräftige Ergebnisse liefert, jedoch können die umwandlungsbedingten Eigenspannungen als Funktion der Umfangsposition bei diesem Ansatz nicht berücksichtigt werden. Die 3D- Modellierung der Rundnaht zeigte anhand von Verifikationsmessungen, dass die behinderte Fugenbewegung und somit die erhöhte Schrumpfbehinderung und die lokal neu entstehenden plastischen Stauchungen im Bereich der Start / Stopp Position (Nahtende), nur durch die 3D- Rechnung richtig erfasst werden können.

Der Einfluss von Umwandlungsspannungen auf die resultierenden Eigenspannungen wurde anhand einer zweilagig drahtplattierten Platte untersucht. Durch die sequentielle Betrachtungsweise konnte schrittweise die Entwicklung der resultierenden Eigenspannungen untersucht werden. Nach der Schweißung der ersten Lage ergibt sich unter Berücksichtigung der Gefügeumwandlung eine wellenförmige Charakteristik der Quereigenspannungsverteilung, die in den Bereichen Raupenmitte größere Abmessungen besitzt als in den jeweiligen Raupenübergängen. Durch Variationsrechnungen mit und ohne Gefügeumwandlung wurde gezeigt, dass die Verläufe in der WEZ des ferritischen Grundwerkstoffs stark durch die umwandlungsbedingten Druckeigen-

spannungen bestimmt werden und in Korrelation zu der wellenförmigen Charakteristik der WEZ in den Überlapp- und Raupenmittenbereichen variieren. Die Form der WEZ verdeutlicht das langsamere Abkühlen der Randbereiche einer Schweißraupe, so dass die resultierenden Eigenspannungen an diesen Stellen im Wesentlichen durch die schnellere Abkühlung und somit durch die dort dominierenden Schrumpfeigenspannungen und plastischen Dehnungen bestimmt werden. Aufgrund der geringeren Wärmeleitfähigkeit der austenitischen Plattierung ist ein zusätzlicher Anteil an unwandlungsbedingten Eigenspannungen durch das Schweißen der zweiten Lage, und die dadurch verbundene Verschiebung der A_{c3} -Temperatur in den Plattierungswerkstoff, nicht vorhanden. Die berechneten Quereigenspannungen nach der Fertigung der Plattierung und nach anschließender Wärmebehandlung korrelieren gut mit den experimentell ermittelten Verläufen, zeigen jedoch geringen Versatz in Richtung ferritischem Grundwerkstoff. Dieser Versatz zeigt die Auswirkung des Aufmischungsgrades auf die resultierenden Eigenspannungen. Aus numerischer Sicht sind solche „Übergangswerkstoffe“ als zusätzlichen Werkstoff einzugeben, was die Kenntnis der temperaturabhängigen physikalischen und werkstoff-technologischen Kennwerte erfordert. Andererseits beeinflussen geringe geometrische Unterschiede der Plattierungsraupen und die nicht modellierte Pendelbewegung der Schweißpistole die lokalen Temperaturfelder und damit die resultierenden Eigenspannungen.

Der deutliche Einfluss der Schweißfolge und des Einspanngrades auf die resultierenden Eigenspannungen wurde am Beispiel einer Viellagenverbindung an höherfestem Feinkornbaustahl gezeigt. Auf der Basis zweier 2D FE-Modelle wurde weiterhin die Auswirkungen einer Modellsymmetrisierung auf die berechneten Quereigenspannungsverteilungen untersucht. Bedingt durch die große Anzahl an Schweißraupen, wurden bei beiden Modellen Raupen zusammengefasst, um den Rechenaufwand zu reduzieren, ohne jedoch einen Einfluss auf die Lagenfolge zu nehmen. Der Vergleich der berechneten Eigenspannungen mit den jeweils an der Oberfläche gemessenen Quereigenspannungen nach dem Entfernen der Versteifungen, zeigt gute Übereinstimmung. Die Ergebnisse verdeutlichen die Umlagerung der Eigenspannungen, die im wesentlichen in den oberen und unteren Randbereichen einen Vorzeichenwechsel erfahren.

Das Eigenspannungsniveau im Nahtinnern zeigt keine wesentliche Beeinflussung durch das Entfernen der Versteifungen nach dem Schweißvorgang. Es zeigte sich beim symmetrisierten Modell, dass diese Modellvariante zu erhöhten Eigenspannungen in der Symmetrieebene führt.

Die dargestellten Beispiele zeigen den Einfluss schweißtechnischer Fertigungsparameter auf die in Schweißverbindungen resultierenden Gefüge- und Eigenspannungsverteilungen, die durch gekoppelte, thermisch-metallurgische und thermisch-mechanische Berechnungen quantitativ beschrieben werden können. Die Variationsmöglichkeiten der fertigungs-, werkstoff- und verfahrensbedingten Einflussgrößen erlauben es, Schweißverbindungen wissenschaftlich besser zu durchdringen, kritische Zustände zu erkennen und Maßnahmen zu Reduktion von Eigenspannungen bzw. von postulierten Imperfektionen zu treffen. Damit sind numerische Methoden zur Simulation schweißtechnischer Fertigungsabläufe in zunehmenden Maße ein wichtiges Werkzeug für die Optimierung der schweißtechnischen Fertigung aber auch für eine sichere Auslegung und Bewertung komplexer Schweißkonstruktionen.

7 Literaturverzeichnis

- [1] DIN 8528, Teil 1 : *Schweißbarkeit metallischer Werkstoffe*; Begriffe. Ausg. Juni 1973
- [2] Radaj, D.: *Wärmewirkung des Schweißens*. Berlin : Springer-Verlag, 1988
- [3] Karlsson, L.: *Thermal stresses in welding*, In: Thermal stresses, Bd. 1, pp. 299-389, Amsterdam: North-Holland: Hrsg.: R.B. Hetnarski, 1986
- [4] Wohlfahrt, H. und Macherauch, E. : *Die Ursachen des Schweißbeigenspannungszustandes*; Materialprüf. 19 Nr. 8 August, 1977
- [5] Mitter, W.: *Umwandlungsplastizität und ihre Berücksichtigung in der Berechnung von Eigenspannungen*; Materialkundliche Technische Reihe 7, Stuttgart : Gebrüder Borntraeger Berlin, 1987
- [6] Greenwood, G.W. und Johnson, R.H. : Proc. Roy. Soc., A283, 403, 1965
- [7] Magee, C.L.: PhD Thesis, Pittsburgh, USA, 1964
- [8] Abrassart, F.: Thèse d'Etat, Nancy, France, 1972
- [9] Benis, S.; Gauthier, E.; Simon, A.; Beck, G. : Proc. Int. Symp. on the Calculation of Internal Stresses in Heat Treatment of Metallic Materials, Linköping, Sweden, 1984
- [10] Desalos, Y. : Irsid report Nr.: 7971095, final report, 1982
- [11] Christian, J. W.: *The Theory of Phase Transformation in Metals and Alloys – Part I*, Oxford, Pergamon Press., England, 1975
- [12] Grange, R.A. und Kiefer, J.M.: Trans. ASM, 85, 1941
- [13] Buchmayer, B.: *Computer in der Werkstoff- und Schweißtechnik*, Anwendung von mathematischen Modellen, DVS-Verlag, Düsseldorf, 1991
- [14] Scheil, E.: Arch. Eisenhüttenwes. , 8, pp. 565-571, 1934/35
- [15] Grong, Ø.: *Metallurgical Modelling of Welding*, The Institute of Materials, London, 1994
- [16] Pitter, A.: *Dreidimensionale – instationäre Simulation von Temperaturfeldern beim WIG-Schweißen von Werkstücken mit temperaturabhängigen Materialwerten*, Dissertation TU-Clausthal, 1992
- [17] Otto, A.: *Transiente Prozesse beim Laserschweißen*, Dissertation, Universität Erlangen, Meisenbach Verlag Bamberg, 1997
- [18] Dilthey, D.: *Schweißtechnische Fertigungsverfahren, Band2, Verhalten der Werkstoffe beim Schweißen*, VDI- Verlag, Düsseldorf, 1995
- [19] Macherauch, E. und Hauck, V.: *Eigenspannungen. Entstehung – Messung – Bewertung*, Band1, Deutsche Gesellschaft für Metallkunde, Oberursel, 1983

- [20] Radaj, R.: *Finite- Element- Berechnung von Temperaturfeld, Eigenspannungen und Verzug beim Schweißen*, Schweißen und Schneiden, 40, Heft 6, 1988
- [21] Seyffarth, P.; Meyer, B.; Scharff, A.: *Großer Atlas Schweiß – ZTU – Schaubilder*, Fachbuchreihe Schweißtechnik, DVS – Verlag, Düsseldorf, 1992
- [22] Dahl, W.: *Eigenschaften und Anwendungen von Stählen; Materialsammlung zum Praktikum Werkstoffkunde der Stähle*, Band 1: Grundlagen, Institut für Eisenhüttenkunde; RWTH Aachen, Verlag der Augustinus Buchhandlung, 1993
- [22] Leblond, J.B. und Devaux, J.: *A new kinetic model for anisothermal metallurgical transformation in steels including effect of austenite grain size*, Pergamon Press, 1984
- [23] Goldak, J. : *An New Finite Element Model for Welding Heat Sources*, Metallurgical Transactions B, Volume 15B, pp. 299-305, June 1984
- [24] Berkhout, C. und Leut, P.V. : *Anwendung von Spitzentemperatur – Abkühlzeit (STAZ) - Schaubilder beim Schweißen hochfester Stähle*, Schweißen und Schneiden, 20 H 6, pp. 256-260, 1968
- [25] Schulze; Krafka; Neumann: *Schweißtechnik (Werkstoffe – Konstruieren – Prüfen)*, VDI-Verlag, 1996
- [26] Easterling, K.: *Introduction to the physikal metallurgy of welding*, Butterworth, London, 1983
- [27] Boese, U.; Werner, D.; Wirtz, H.: *Das Verhalten der Stähle beim Schweißen, Teil I: Grundlagen* ; Fachbuchreihe Schweißtechnik, Band 44., Düsseldorf : Deutscher Verlag für Schweißtechnik, 1984
- [28] Richter, F.: *Die wichtigsten physikalischen Eigenschaften von 52 Eisenwerkstoffen*, Stahleisen Sonderberichte, H.8, Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 1973
- [29] Freidman, E. und Glickstein, S.S.: *An investigation of the thermal response of stationary gas tungsten-arc welds*, Welding Journal, Res. Suppl. 55 , pp. 408s-420sm 1976
- [30] Goldak, J.; McDill, M.; Oddy, A.; House, R.; Chi, X; Bibby, M.: *Computational heat transfer for weld mechanics*, Advances in welding science and technology, pp.15-20, Metals Park, Ohio: ASM Int., 1987
- [31] Porter, L. F. und Rosenthal, P. C., Effect of Applied Tensile Stress on Phase Transformation in Steel, Acta Metallurgica, Vol.7, July 1959
- [32] Jonsson, M.; Karlsson, L.; Lindgren, L.E.: *Deformations and stresses in but-welding of large plates*, In : Numerical methods in heat transfer, Bd.3 (Ed.: Lewis, R.W.), pp. 35-57. London: J. Wiley, 1985
- [33] Nitschke-Pagel, Th. und Wohlfahrt, H.: *The generation of residual stresses due to joining processes*, In : Residual Stresses; Measurement, Calculation, Evaluation (Eds. V. Hauk, H. Hougardy and E. Macherlauch), pp.121-133, DGM Verlag, Oberursel (Germany), 1991

- [34] Wang, J.; Chen, C.; Ding, F.: *Research on welding stresses during phase transformation*, IUTAM Symposium, Luleå, Sweden, June 1991, In : Mechanical Effects of Welding (Eds. L. Karlsson, L.-E. Lindgren and M. Jonsson), Springer-Verlag, Berlin, Germany, pp.49-56, 1992
- [35] Nitschke-Pagel, Th. und Wohlfahrt, H.: *Residual stress distribution after welding as a consequence of the combined effect of physical, metallurgical and mechanical sources*, *ibid*, pp. 123-134.
- [36] Besserdich, G.: *Untersuchungen zur Eigenspannungs- und Verzugsausbildung beim Abschrecken von Zylindern aus Stählen 42 CrMo 4 und Ck 45 unter Berücksichtigung der Umwandlungsplastizität*; Diss. Universität Karlsruhe (TH), 1993
- [37] Clinard, F.W.; Sherby, O.D.: *Strength of Iron during Allotropic Transformations*, *Acta Metallurgica.*, 12, pp. 911-919, 1964
- [38] Kot, R.A. und Weiss, V.: *Transformation Plasticity in Iron-Nickel Alloys*; *Metallurgical Transactions*, 1, pp. 2685-2693, 1970
- [39] Ankara, O.A. und West, D.R.F.: *Investigation of Transformation Plasticity during Martensite Formation in Medium Alloy Steel*; *Iron Steel Inst. Spec. Rept.* 93, pp. 183-192, 1965
- [40] Bush, R.H. und Bokros, J.C.: *Plastic Deformation associated with the Transformation of Austenite to Martensite under an applied Stress*; *Acta Metallurgica*, 12, pp.102-103, 1964
- [41] Sattler, H.-P. und Wassermann, G.: *Transformation Plasticity during Martensite Transformation of Iron with 30% Ni*; *Journal of the Less Common Metals*, 28, pp. 119-141, 1972
- [42] Lozinsky, M.G. und Simeonova, J.S.: *Superhigh Plasticity of Commercial Iron under cyclic Fluctuations of Temperatur*, *Acta Metallurgica*, 7, pp. 709-715, 1959
- [43] Müller, P.; Macherauch, E. : *Das $\sin^2\psi$ -Verfahren der röntgenographischen Spannungsmessung*, *Z. ang. Phys.* , 13, pp. 305-312, 1961
- [44] Miyasaka, F.; Yokogawa, T.; Nishikawa, H.; Oji, T; Hirata, Y.; Masutami, T.: *Model analysis of circumferential gas tungsten arc welding of pipes*; *Welding International* 13, 7, pp. 526- 543, 1999
- [45] Denis, S.; Simon, A.; Sjöström, S.: *Coupeled Temperature, Phase Transformation, Stress Calculation Model for Quenching of Steels*; *Example of use*, 8, pp.99-104, 1989
- [46] Leblond, J.B.; Mottet, G.; Devaux, J.; Devaux, J.C.: *Mathematical Models of Anisothermal Phase Transformations in Steels and predicted Plastic Behavior*; *Material Science and Technology*, 1, pp. 815-822; 1985
- [47] 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*; *J. Mech. Phys. Solids*, 34, pp. 395-409, 1986
- [48] 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*; *J. Mech. Phys. Solids*, 34, pp. 411-432, 1986

- [49] Leblond, J.B.; Mottet, G.; Devaux, J.C.: *Mathematical Modelling of Transformation Plasticity in Steels I: Case of Ideal-Plastic Phases*; International Journal of Plasticity, 5, pp. 551-572, 1985
- [50] Leblond, J.B.: *Mathematical Modelling of Transformation Plasticity in Steels II: Coupling with Strain Hardening Phenomena*; International Journal of Plasticity, 5, pp. 573/591, 1985
- [51] Denis, S.; Simon, A.; Beck, G.: *Analysis of the Thermomechanical Behavior of Steel during Martensitic Quenching and Calculations of Internal Stresses*, Example of use, 2, pp. 211/238, 1989
- [52] Desalos, Y.; Giusti, J.; Gunsberg, F.: *Deformations et Contraintes lors du Traitement Thermique de Pièces en Acier*; IRSID, Report N° 902, 1982
- [53] Franitza, S.: *Zur Berechnung der Wärme- und Umwandlungsspannungen in langen Kreis zylindern*, Diss., TU Braunschweig, 1972
- [54] Giusti, J.: *Contraintes et Déformations Résiduelles d'Origine Thermique*; Application au Soudage et à la Trempe des Aciers; Thèse Docteur ès Science Physiques, Université Pierre et Marie Curie, Paris VI, 1981
- [55] Sjöström, S.: *Berechnung der Abschreckeigenspannungen in Stahl*; Example of use, 2, pp. 155/188
- [56] Rammerstorfer, F.G.; Fischer, D.F.; Steiner, H.; Mitter, W.: *Zur Bestimmung der Eigenspannungen in Bauteilen bei Wärmebehandlung mit Phasenumwandlung*; in: [1], pp. 181/207
- [57] Denis, S.; Simon, A.; Beck, G.: *Berücksichtigung des Werkstoffverhaltens eines Stahls mit Martensitumwandlung bei der Berechnung von Eigenspannungen beim Abschrecken*; HTM, 37, 18/27, 1982
- [58] Abbasi, F. und Fletcher, A.J.: *Effect of Transformation Plasticity on Generation of Thermal Stress and Strain in quenched Steel Plates*; Materials Science and Technology, 1, pp. 830-837, 1985
- [59] Mitter, W. und Rammerstorfer, F.G.: *Finite-Element-Modell zur Bestimmung der Umwandlungsplastizität bei Eigenspannungsberechnungen*; In: [2], 239/250
- [60] Simon, A.; Denis, S.; Beck, G.: *Contraintes Internes et Déformations pendant la Trempe des Aciers Origines et Bases d'un Modele de Prevision*; Traitement Thermique, 144, pp. 23/34, 1980
- [61] Fletscher, A.J. und Price, R.F.: *Generation of Thermal Stress and Strain during Quenching of Low-Alloy Steel Plates Metal Technology*, pp. 427/466, 1981
- [62] E. Macherauch: *Praktikum in der Werkstoffkunde*, Uni-Text, Vieweg-Verlag, 1981
- [63] Hunkel, M.; Lübben, T.; Hoffmann, F.; Mayr, P.: *Modellierung der bainitischen und perliti-schen Umwandlung bei Stählen*; IWT Bremen, HTM 6, 1999

- [64] Patel, J. R.; Cohen, M.; Averbach, B. L.: *Acta Metallurgica* 1, pp. 531ff, 1953
- [65] Inoue, T. und Wang, Z.: *Materials Science and Technology* 1, pp. 845-850, 1985/10
- [66] Denis, S.; Simon, A.; Beck, G.: *Int. Konferenz : Eigenspannungen – Entstehung – Berechnung – Messung – Bewertung*, Deutsche Gesellschaft für Metallkunde, Karlsruhe, 1983
- [67] Goldak, J.; Chakravarti, A.; Bibby, M.: *A New Finite Element Model for Welding Heat Sources*, Metallurgical Transactions B, Volume 15 B, pp. 299-305, Juni 1984
- [68] Poje, R.: *Schweißbeigenspannungen in Elektrodenstrahl- und Unterpulver- Schweißverbindungen von Stählen bei verschiedenen Blechdicken*, Diss. RWTH Aachen, 1984
- [69] Satoh, K.: *Transient Thermal Stresses of Weld Heat-Affected Zone by Both Ends Fixed Analogy*, Transaction of the Japan Welding Society, Vol. 3, No. 1, April 1972
- [70] Riedel, H.: *Fracture at High Temperatures*, Springer-Verlag, 1987
- [71] Bailey, R.W.: *J. Inst. Metals* 35, pp. 27-40, 1926
- [72] Orowan, E.: *J. West Scotl., Iron Steel Inst.* 54, pp. 45-53, 1946
- [73] *Physikalische Eigenschaften von Stählen*, Stahl-Eisen-Werkstoffblätter (SEW) des Vereins Deutscher Eisenhütteleute, SEW 310, 1. Ausgabe, 1992
- [74] Dilthey, D.: *Schweißtechnische Fertigungsverfahren, Band1, Schweiß- und Schneidtechnologie*, VDI- Verlag, Düsseldorf, 1995